



centro de educación continua
división de estudios superiores
facultad de ingeniería, unam



A LOS ASISTENTES A LOS CURSOS DEL CENTRO DE EDUCACION
CONTINUA

Las autoridades de la Facultad de Ingeniería, por conducto del Jefe del Centro de Educación Continua, Dr. Pedro Martínez Pereda, otorgan una constancia de asistencia a quienes cumplan con los requisitos establecidos para cada curso. Las personas que deseen que aparezca su título profesional precediendo a su nombre en la constancia, deberán entregar copia del mismo o de su cédula a más tardar el SEGUNDO DIA de clases, en las oficinas del Centro con la señorita Barraza, encargada de inscripciones.

El control de asistencia se llevará a cabo a través de la persona encargada de entregar las notas del curso. Las inasistencias serán computadas por las autoridades del Centro, con el fin de entregarle constancia solamente a los alumnos que tengan un mínimo del 80% de asistencia.

Se recomienda a los asistentes participar activamente con sus ideas y experiencias, pues los cursos que ofrece el Centro están planeados para que los profesores expongan una tesis, pero sobre todo, para que coordinen las opiniones de todos los interesados constituyendo verdaderos seminarios.

Es muy importante que todos los asistentes llenen y entreguen su hoja de inscripción al inicio del curso. Las personas comisionadas por alguna institución deberán pasar a inscribirse en las oficinas del Centro en la misma forma que los demás asistentes entregando el oficio respectivo.

Con objeto de mejorar los servicios que el Centro de Educación Continua ofrece, al final del curso se hará una evaluación a través de un cuestionario diseñado para emitir juicios anónimos por parte de los asistentes.

TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES
(del 6 de junio al 20 de julio de 1978)

FECHA	HORARIO	TEMA	PROFESOR
6 de junio	18 a 21 h	CONCEPTOS DE METALURGIA FISICA	DR. YVAN HOUBAERT IRMEN
8 de junio	18 a 21 h	TRATAMIENTOS TERMICOS DE ALEACIONES FERROSAS	DR. YVAN HOUBAERT IRMEN
13 de junio	18 a 19:30	EL HIERRO PURO	DR. YVAN HOUBAERT IRMEN
	19:30 a 21 h	EL DIAGRAMA HIERRO-CARBURO	DR. YVAN HOUBAERT IRMEN
15 de junio	18 a 19:30 h	EL DIAGRAMA HIERRO-CARBURO	DR. YVAN HOUBAERT IRMEN
	19:30 a 21 h	TRANSFORMACIONES DE LA ALEACION Fe - C	DR. YVAN HOUBAERT IRMEN
20 de junio	18 a 21 h	DIAGRAMAS TTT O CURVAS DE LA "s"	DR. YVAN HOUBAERT IRMEN
22 de junio	18 a 19:30	EFEECTO DE LOS ELEMENTOS DE ALEACION	DR. YVAN HOUBAERT IRMEN
	19:30 a 21 h	PROCESOS DE RECOCIDO	DR. YVAN HOUBAERT IRMEN
27 de junio	18 a 19:30	PROCESOS DE RECOCIDO	DR. YVAN HOUBAERT IRMEN
	19:30 a 21 h	TEMPLE	DR. YVAN HOUBAERT IRMEN

FECHA	HORARIO	TEMA	PROFE SOR
29 de junio	18 a 19:30	TEMPLE	ING. JOSE PAPPATERRA C.
	19:30 a 21 h	REVENIDO	ING. JOSE PAPPATERRA C.
4 de julio	18 a 19:30	TRATAMIENTOS ISOTERMINOS	ING. JOSE PAPPATERRA C.
	19:30 a 21 h	TRATAMIENTOS TERMOQUIMICOS	ING. JOSE PAPPATERRA C.
6 de julio	18 a 19:30	TRATAMIENTOS TERMOQUIMICOS	ING. JOSE PAPPATERRA C.
	19:30 a 21 h	TEMPLE SUPERFICIAL	ING. JOSE PAPPATERRA C.
11 de julio	18 a 19:30	TRATAMIENTOS TERMOMECHANICOS	ING. JOSE PAPPATERRA C.
	19:30 a 21 h	ACEROS DE CONSTRUCCION	ING. JOSE PAPPATERRA C.
13 de julio	18 a 19:30	ACEROS DE CONSTRUCCION	ING. JOSE PAPPATERRA C.
	19:30 a 21 h	ACEROS DE HERRAMIENTAS	ING. JOSE PAPPATERRA C.
18 de julio	18 a 21 h	ACEROS DE HERRAMIENTAS	ING. JOSE PAPPATERRA C.
20 de julio	18 a 21 h	ACEROS INOXIDABLES	ING. JOSE PAPPATERRA C.
		CLAUSURA	

DIRECTORIO DE PROFESORES

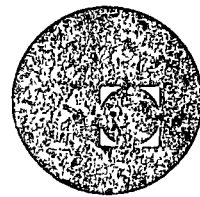
TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES

DR. IVAN HOUBAERT IRMEN
COORDINADOR DEL AREA DE
CIENCIAS MATERIALES
SECCION DE INGENIERIA MECANICA
DEPARTAMENTO DE INGENIERIA MECANICA ELECTRICA
FACULTAD DE INGENIERIA, UNAM
CIUDAD UNIVERSITARIA
MEXICO 20, D.F.
TEL: 550. 52. 15 ext. 4608

ING. JOSE PAPPATERRA CABALLERO
PROFESOR DE DISEÑO DE HERRAMENTAL
SECCION DE INGENIERIA MECANICA DEL
DEPARTAMENTO DE INGENIERIA MECANICA ELECTRICA
FACULTAD DE INGENIERIA, UNAM
CIUDAD UNIVERSITARIA
MEXICO 20, D.F.
TEL: 550. 52. 15 ext. 4608



centro de educación continua
división de estudios superiores
facultad de ingeniería, unam



TRATAMIENTOS TERMICOS Y SU APLICACION

INTRODUCCION

DR. YVAN HOUBAERT I.

JUNIO, 1978.

INTRODUCCION

EL ARTE Y LA CIENCIA DE LOS METALES

(adaptado de "An Introduction to Metallurgy", de A. H. Cottrell,
E. Arnold, Ltd. London 1967)

La metalurgia es el arte y la ciencia de preparar metales y aleaciones en formas y con propiedades adecuadas para su empleo práctico. Mucha gente conoce la metalurgia solamente como un arte misterioso y antiguo. En realidad, tuvo un papel importante en la historia antigua, permitiendo el pasaje de la Edad de Piedra a la Edad de Bronce y, posteriormente, a la Edad de Hierro. La transformación aparentemente milagrosa, de minerales opacos en metales brillantes, constituyó la verdadera esencia del misterio de la alquimia; no existía una ciencia de los metales que llevase racionalidad al mundo medieval de fórmulas secretas para templar los metales o preparar aleaciones. Aún hoy un cierto aire de misterio rodea a la metalurgia. Así, una nave espacial en una historia de ciencia-ficción será respetable solamente cuando se la haya fabricado con algún metal "maravilloso".

Este misterio puede ser una herencia del pasado pero es también un reconocimiento inconsciente de los muchos logros sorprendentes alcanzados por los metalurgistas modernos en la producción de nuevos metales y aleaciones para los aviones a reacción, reactores nucleares, circuitos electrónicos y

otras aplicaciones avanzadas de la ingeniería. Sin embargo, estos éxitos pudieron ser alcanzados sólo mediante la aplicación lógica de los principios científicos. La metalurgia es, hoy, una disciplina científica aplicada, basada en la comprensión de las estructuras y propiedades de los metales y aleaciones. El misterio de los maravillosos metales modernos se debe, simplemente, al hecho de que esta ciencia es, en gran parte, demasiado nueva como para haber sido introducido en los niveles más elementales de la educación científica.

A. METALURGIA QUIMICA

Este aspecto de la metalurgia se refiere a todas las propiedades químicas de los metales, incluyendo la mezcla de diferentes metales para formar aleaciones, aunque una gran parte de la metalurgia química trata de las reacciones de óxido-reducción de los metales debido a dos razones prácticas. Primero, la mayoría de los metales se encuentran en la naturaleza como óxidos, sulfuros, cloruros, carbonatos, etc., y el paso crítico en la transformación de estos minerales en metales, es decir, la metalurgia extractiva, es un proceso de reducción química. A menudo, las reacciones químicas básicas involucradas son simples; el desafío científico consiste en alcanzar estas reacciones en una escala masiva y de manera económica. Segundo, cuando la pieza metálica terminada pasa a servicio y es expuesta al medio ambiente, estas mismas reacciones químicas tienden a producirse en sentido contrario espontáneamente.

Así, el metal es llevado desde el estado metálico al estado oxidado, debido a los fenómenos de corrosión húmeda y oxidación. La tarea principal del metalurgista químico es entonces, llevar los metales del estado metálico y mantenerlos en él.

Los orígenes de la metalurgia extractiva se remontan a la prehistoria. Los primeros descubrimientos deben haberse hecho de manera accidental, en fogones donde piedras de minerales metálicos fácilmente reducibles fueron transformadas en metal por acción del calor y de las llamas reductoras. Entre los primeros metales obtenidos mediante este proceso de fundición figuran el cobre, el plomo y el estaño, conocidos desde hace unos 5,000 años.

Desde épocas remotas se obtuvo la aleación denominada bronce, formada usualmente por 10 partes de cobre y una de estaño, mediante el proceso simple de reducir juntos minerales de ambos metales; esta aleación era muy apreciada por su gran dureza y porque con ella podían obtenerse piezas de formas intrincadas gracias a su gran colabilidad, es decir, estando en estado líquido se la podía hacer solidificar en cavidades de las formas requeridas, dentro de moldes de arcilla o arena. Los latones primitivos también se obtuvieron a partir de mezcla de minerales de cobre y de zinc. El método moderno de fabricación de aleaciones por mezclado de metales fué desarrollado más tarde.

Los minerales de hierro son también fácilmente reducidos pero el alto punto de fusión del metal (1535°C), dificulta su obtención en estado líquido. Lo que se obtenía era una pasta porosa de hierro esponja mezclado con escorias (vidrios crudos que contienen silicatos y óxidos no-reducidos). Esta masa debía ser compactada mientras estaba caliente y blanda, mediante martilleo, obteniéndose un producto similar al hierro forjado. La necesidad de lograr temperaturas más altas a fin de producir mayores cantidades de hierro llevó, a través de una lenta evolución, al alto horno, con una corriente de aire dirigida a la zona caliente por encima del fogón, y una chimenea por donde descendía el mineral y el carbón.

Durante el siglo XIV se produjo un gran avance al alcanzarse temperaturas suficientemente elevadas como para producir hierro líquido. Se pudo así operar el alto horno de manera continua, extrayéndose el hierro fundido de manera periódica por la parte inferior; esto incrementó notablemente la producción. El metal obtenido contenía aproximadamente 4% en peso de carbono disuelto, proveniente del combustible empleado en el horno. Este contenido de carbono disminuye considerablemente el punto de fusión del hierro (hasta aproximadamente 1150°C) gracias a lo cual se podía re-fundir el metal y colarlo en moldes. Sin embargo, este hierro fundido es frágil debido a la presencia de carbono, que forma un carburo de hierro frágil, y de otras impurezas, y no pudo ser usado para los mismos fines que el hierro esponja forjado. En el siglo XVIII se logró convertir el hierro fundido

a una forma más ductil, eliminando el carbono por refinación. Estas dos formas de hierro constituyeron los elementos ferrosos básicos para la construcción hasta el final del siglo XIX.

Estaba más allá de la metalurgia de aquellos días el poder lograr el delicado control del contenido de carbono (inferior a 0.25% en peso de carbono) requerido para producir el acero dulce o de bajo carbono. Sí se conocía desde hace mucho tiempo un tipo de acero para herramientas, usado en la fabricación de espadas y de herramientas de corte. Este material se obtenía a partir del hierro esponja forjado, que se sometía al proceso de cementación mediante calentamiento en carbón; con esto el contenido de carbono llegaba a aproximadamente 1% en peso. Por templado en agua del metal calentado hasta el rojo vivo se lo endurecía hasta el grado de poderlo utilizar para estos fines. La famosa industria de la cuchillería de Sheffield comenzó alrededor de 1740, cuando Huntsman preparó aceros de herramientas fundiendo en un crisol hierros con diferentes contenidos de carbono.

La producción en gran escala y económicamente del acero de bajo carbono tuvo que esperar hasta mediados del siglo XIX, cuando Bessemer inventó el convertidor que lleva su nombre (1856). Pocos años después se desarrolló el proceso de acera-
ción en horno abierto, inventado por Siemens y Martin en 1865-7, comenzando la moderna era del acero.

La electricidad juega un papel importante en muchos procesos modernos de extracción. En 1886 se hizo público el proceso Hall-Hérault para la producción comercial de aluminio, y hoy se obtienen mediante el empleo de la electricidad también magnesio, sodio, calcio y otros metales.

Recientemente, la ciencia de la metalurgia extractiva se ha desarrollado rápidamente mediante la aplicación de la termodinámica y de la teoría de la cinética química a sus problemas. La termodinámica de las reacciones metalúrgicas es es tá hoy bien establecida pero debe todavía desarrollársela para lograr mayores avances, tanto científicos como tecnológicos, en el estudio y control de las velocidades de reacción. Muchos de los procesos de extracción más recientes, tales como el empleo de oxígeno en la obtención de aceros y el uso de hornos altos para producir zinc, dependen críticamente de la ciné tica de las reacciones químicas.

B. METALURGIA MECANICA

La metalurgia mecánica forma parte de un área más amplia, conocido como ciencia e ingeniería de los materiales, que estudia todos los materiales: metales, cerámicos, vidrios, plásticos orgánicos y polímeros, maderas y rocas. La posición que tiene la metalurgia en nuestros días se debe principalmente, a la importancia primordial de los metales como materiales de construcción. En efecto, sin los metales sería totalmente impo

sible concebir la sociedad que hoy conocemos. La producción de metales y de artículos metálicos representa alrededor de la quinta parte del producto nacional bruto de una nación industrial moderna.

La importancia de los metales se debe a sus peculiares propiedades mecánicas, caracterizadas por la combinación de alta resistencia y la capacidad de cambiar de forma plásticamente (ductilidad y maleabilidad). Esta plasticidad permite darles forma (obteniéndose, por ejemplo carrocerías de automóviles, recipientes, etc., etc.), sometiéndolos a procesos de trabajo mecánico tales como prensado, estirado, laminado y forjado. Aún más importante es que esta misma plasticidad otorga a los metales más resistentes su extraordinaria tenacidad, es decir, su capacidad de resistir los golpes e impactos durante tiempos largos de servicio sin romperse.

La metalurgia mecánica estudia todos los aspectos de este tema; en particular, la determinación de las propiedades mecánicas, las relaciones entre estas propiedades, por una parte, y el diseño ingenieril y la selección de materiales, por la otra, y el comportamiento de los metales durante el servicio. Es la parte más antigua de la metalurgia. Los primeros metales conocidos por el hombre fueron cobre, plata y oro, que se encuentran en la naturaleza como metales nativos, en forma de pepitas o nódulos. Todos estos metales eran maleables y, desde épocas muy primitivas, se elaboraron con ellos ornamentos, herramientas

y armas por martilleo. La forja de metales, de la cual el martilleo es una forma, fué muy empleada una vez que la metalurgia extractiva comenzó a proporcionar cobre, bronce, hierro esponja y otros metales en grandes cantidades. Los romanos usaron mucho láminas y tubos de plomo, en los sistemas de suministro de agua. A edad temprana comenzó a acuñarse monedas, marcando un diseño sobre una superficie metálica usando matrices y punzones. También se conocieron las ventajas del trabajo mecánico a diferentes temperaturas: trabajado en frío, porque aumenta la dureza y la resistencia mecánica de metales como cobre y hierro; trabajado en caliente, particularmente de hierro esponja, porque se descubrió que los metales son más blandos y maleables a temperaturas altas, y también porque se los puede unir por soldadura a presión si se los martillea juntos estando calientes.

El trabajo mecánico fué durante siglos una industria artesanal, representada por la forja del herrero. La necesidad de mayores capacidades de forja y la posibilidad de emplear la fuerza hidráulica, llevaron al desarrollo del martillo mecánico y de la prensa para forjado. Un desarrollo de alta trascendencia fué el uso de laminadoras, en el siglo XVIII. Gradualmente se fueron elaborando otros procesos, como estirado, maquinado y extrusión. En tiempos recientes se han desarrollado nuevos procesos de alta importancia, tales como el forjado en frío de aceros y el formado usando explosivos. El formado hidrostático, en el cual se trabaja el metal mientras está sometido a presiones hidrostáticas intensas para prevenir la forma-

ción de grietas, ofrece una posibilidad sumamente importante para trabajar los metales y aleaciones más frágiles, abriendo una nueva fase en el desarrollo de la metalurgia mecánica.

La ciencia de la metalurgia mecánica consta de tres partes, estrechamente vinculadas. Primero, las propiedades mecánicas básicas tienen que ser explicadas a partir de una teoría atómica de los metales, análoga a la teoría cinética de los gases. La metalurgia mecánica se une aquí con la metalurgia física. Después, partiendo de estas propiedades básicas, se debe comprender y poder controlar el comportamiento de los metales durante las operaciones de formado. El estudio de estos problemas generó una nueva rama de la mecánica aplicada, la teoría de la plasticidad. En tercer término, también a partir del conocimiento de las propiedades básicas se debe comprender y poder mejorar el comportamiento mecánico de los metales en condiciones de servicio a fin de evitar fallas debidas a fractura frágil, fatiga, etc., así como también para suministrar una base racional al diseño y el empleo eficiente y seguro de los materiales. La actividad en este campo es muy grande en estos momentos.

C. METALURGIA FISICA

Pocos objetos naturales parecen más inanimados que un trozo de metal. Ante una superficie metálica lisa y brillante un observador fortuito sólo verá la reflexión de su propia

imagen, sin reflexionar sobre lo que sucede dentro del metal mismo. Allí tiene lugar una actividad incesante. Los electrones se desplazan de uno a otro extremo del trozo metálico a velocidades muy grandes. Los átomos mismos se mueven e intercambian sus posiciones, aún cuando el metal esté completamente sólido. Los cambios de temperatura pueden provocar una reordenación brusca de los átomos, generando un esquema de organización esencialmente diferente al anterior. En un acero templado esto puede producirse en pocos microsegundos, aún a temperaturas muy inferiores a la ambiente. La deformación plástica se produce por el paso a través del metal de defectos estructurales llamados dislocaciones, que se mueven a gran velocidad provocando el deslizamiento en gran escala entre masas enormes de átomos. El tránsito de dislocaciones puede llegar a ser muy denso y generar obstáculos al movimiento de estos defectos, hasta frenarlos y hacer más duro el metal. Cuando este metal endurecido por deformación o por trabajado es calentado (recocido), se eliminan estas dislocaciones por reorganización de toda la estructura (recristalización).

Por aleación de dos metales pueden obtenerse nuevas estructuras cristalinas, que después podrán ser alteradas mediante tratamientos térmicos. Por ejemplo, cuando ciertas aleaciones de aluminio son mantenidas a temperatura ambiente, después de haber sufrido un temple, los átomos del aleante pueden migrar a través del sólido hasta congregarse formando pequeños racimos, como gotitas de agua en la niebla; estos raci-

mos pueden endurecer el metal por obstaculizar el movimiento de las dislocaciones (endurecimiento por precipitación).

El estudio de todos los efectos de este tipo corresponde a la metalurgia física, que es la parte de la metalurgia que trata de las estructuras de los metales y aleaciones, siendo su objetivo el diseño y la producción de aquellas estructuras que presentan propiedades óptimas. La metalurgia física tiene vínculos obvios con la metalurgia mecánica pero también con la metalurgia química, particularmente con la fundición de metales, la formación de aleaciones, la corrosión y los muchos efectos de las impurezas sobre las estructuras y propiedades de los metales y aleaciones. Es la parte más nueva de la metalurgia, aunque los procesos de temple y revenido, endurecimiento por trabajo en frío, recocido y aleación fueron descubiertos y empleados en tiempos antiguos, pero de manera totalmente empírica. Durante los siglos XVIII y XIX se hicieron intentos para construir una teoría de los metales, incluyendo la idea esencial de que los metales sólidos debían ser cristalinos, es decir, tener sus átomos dispuestos en el espacio según diagramas ordenados. Pero en aquellos días no podían someterse a prueba experimental estas ideas, y muchos científicos prefirieron dedicarse a aquellos campos donde el progreso era más fácil, como la mecánica, la astronomía, la electricidad y la química.

El avance decisivo de la metalurgia física se realizó en la segunda mitad del siglo pasado, a partir del desarro-

llo por Sorby de la técnica metalográfica para observar las estructuras de los metales y aleaciones con ayuda del microscopio óptico de reflexión. Pudo penetrarse, por fin, a través de la barrera constituida por la superficie brillante del metal; esto se logró gracias a técnicas de pulido y ataque químico, que permitieron revelar la estructura interna. Así se pudo ver la estructura granular de los metales y estudiar los cambios en esta estructura producidos por aleación, trabajado y tratamientos térmicos. Aproximadamente al mismo tiempo, la teoría de la termodinámica fué aclarando la comprensión de lo que sucede cuando se mezclan diferentes sustancias, generando así las bases para el estudio científico de las aleaciones.

La combinación de la investigación sistemática de las aleaciones con el empleo del microscopio óptico abrió casi todas las puertas de la metalurgia física. Pudo comprenderse el efecto del carbono sobre las propiedades de los aceros, así como también los procesos de endurecimiento por temple y revenido; se pudo racionalizar el conocimiento sobre las aleaciones más antiguas, tales como bronces y latones; se tuvo, por fin, un método para el desarrollo sistemático de aleaciones diseñadas deli--beradamente para presentar determinadas propiedades.

El microscopio metalográfico sigue siendo el ins--trumento de empleo general más útil de que dispone el metalur--gista físico. Desde luego, no puede suministrar una prueba di--recta de la ordenación atómica regular en los metales, prueba

que se pudo obtener cuando se descubrió la difracción de rayos X, lo que significó el comienzo de la segunda gran etapa en el desarrollo de la metalurgia física, allá por 1920. En esa misma época se obtuvieron monocristales metálicos y el estudio de sus propiedades mecánicas contribuyó de manera notable a la comprensión de los procesos de la deformación plástica.

Los grandes avances que siguieron fueron de tipo teórico. Al comienzo de la década de los 30 la teoría cuántica de los electrones y átomos era ya suficientemente poderosa como para poder suministrar una teoría valedera del estado metálico, la cual pudo explicar qué es en realidad un metal y cómo conduce la electricidad. Se pudo comprender la naturaleza de las fuerzas que mantienen unidos a los átomos metálicos y se dieron los primeros pasos hacia la formulación de una teoría de las aleaciones. Se planteó (y se demostró experimentalmente) que la corrosión es tanto un proceso eléctrico como químico y se explicó la movilidad de los átomos en los metales en términos de ciertas imperfecciones cristalinas bien definidas (vacancias y dislocaciones).

El progreso de la metalurgia teórica fué impulsado intensamente en los años que siguieron a la 2a. Guerra Mundial, debido a la necesidad de producir metales y aleaciones resistentes a temperaturas elevadas, para ser usadas en los aviones a reacción; resistentes al daño producido por las radiaciones nucleares, a emplear en los reactores nucleares; y materiales especiales para la industria eléctrica.

Más recientemente, el avance ha sido nuevamente en el aspecto experimental gracias a la puesta a punto de técnicas muy poderosas: el microscopio electrónico y el microscopio de emisión de campo, que permiten la observación de la estructura metálica hasta en la magnitud de la escala atómica.

Los innumerables avances logrados durante los años recientes en los aspectos básicos de la ciencia de los metales están acompañados por el importante problema de convertirlos en productos de aplicación práctica. Sin embargo, hoy ya sabemos cómo diseñar las microestructuras de los metales y aleaciones a fin de desarrollar las propiedades más adecuadas a cada fin específico. Algunas de las nuevas microestructuras propuestas son muy diferentes de las tradicionales, lo que plantea el problema tecnológico de producirlas en escala comercial.

Con respecto a los aspectos básicos, existen muchas áreas donde siguen sin resolverse problemas fundamentales, particularmente aquellos relacionados con la teoría de las aleaciones, con los metales líquidos y con las propiedades mecánicas más complejas, tales como la fatiga metálica.

El objetivo del presente curso de Metalurgia Física aplicada en Ingeniería es que los participantes obtengan los conocimientos básicos y conceptos de esta ciencia, para que puedan actualizar sus conocimientos en la materia leyendo y entendiendo publicaciones científicas sobre problemas de Metalurgia Física o

Mécanica, para que puedan utilizar los diagramas de equilibrio, diagramas TTT (curva de la "S") y otros diagramas, de manera conciente y científica. Esto les ayudará para elegir por ejemplo la aleación adecuada, el tratamiento térmico correspondiente y para poseer los criterios necesarios para mejorar el comportamiento del material y además encontrar la razón para la falla eventual de algún material: fractura frágil, deformación excesiva, corrosión excesiva, agrietamiento de soldadura, superficie rugosa, etc... y saber cómo modificar el proceso o el tratamiento para evitarla en el futuro.

TRATAMIENTOS TERMICOS

Temario

- I. Conceptos de Metalurgia Física.
 1. El enlace metálico y sus consecuencias.
 2. El efecto del calor sobre el metal.
 3. Las transformaciones en el metal.
 4. La plasticidad del metal.
 5. La dureza del metal.

- II. Tratamiento térmico de aleaciones no ferrosas.
 1. El diagrama de equilibrio y su aplicación.
 2. La solubilidad reducida y sus consecuencias.
 3. El control de la precipitación.
 4. El envejecimiento.

- III. Transformaciones en el acero.
 1. El hierro puro.
 2. El diagrama hierro-carbono.
 3. Las transformaciones del acero.
 4. La influencia de los elementos de aleación.

- IV. Tratamientos térmicos del acero.
 1. Los procesos de recocido.
 2. El templado y los conceptos relacionados.
 3. El revenido.
 4. Los tratamientos superficiales.
 5. Los tratamientos termoquímicos.
 6. Los tratamientos termomecánicos.

- V. Aceros especiales.
 1. Los aceros para herramienta.
 2. Los aceros para construcción
 3. Los aceros inoxidables y refractarios.

- VI. Fundiciones.
 1. La fundición de acero.
 2. La fundición blanca.
 3. La fundición gris y sus variantes.
 4. Los tratamientos térmicos de la fundición.



centro de educación continua
división de estudios superiores
facultad de ingeniería, unam



TRATAMIENTO TERMICO Y SUS APLICACIONES

TEMA I : CONCEPTOS DE METALURGIA FÍSICA

CAPITULO I : ESTRUCTURAS DE LOS MATERIALES

DR. IVAN HOUBAERT I.

JUNIO, 1978.

Capítulo 1 : Estructura de los materiales

1.1. Estructura del átomo.

Todas las propiedades de los materiales están determinadas por la estructura del material considerado. La estructura, a su vez, depende directamente de los enlaces ó posibilidades de enlace que existen entre los átomos y moléculas que finalmente dependen de la estructura interna del átomo, sobre todo del número de electrones y de su configuración.

El átomo es una estructura muy compleja, compuesta en primer lugar de un núcleo y de un determinado número de electrones alrededor del núcleo. En lo siguiente — discutiremos las dos partes principales del átomo, o sea :

a.- el núcleo, que solamente tiene una importancia limitada en problemas de ingeniería, aparte de las propiedades físico-nucleares que se discutirán más en detalle en el capítulo sobre materiales para equipo de reactores físico-nucleares.

b.- los electrones que determinan totalmente el comportamiento de los átomos desde el punto de vista cristalino, térmico, mecánico, eléctrico, magnético, óptico, etc.

1.1.1. El núcleo del átomo

a.- Constituyentes del núcleo.

El núcleo de cada átomo se compone de un número N de neutrones y P de protones. Los neutrones y protones son partículas elementales, pero que, según la física nuclear, se componen a su vez de partículas más pequeñas.

El protón tiene una carga positiva $q_p = +1.6 \times 10^{-19}$ coulomb = 4.8×10^{-10} u es - (unidades electroestáticas), igual pero de signo contrario a la carga del electrón : -- $q_{el} = -1.6 \times 10^{-19}$ coulomb. Esta carga se denomina también "carga elemental".

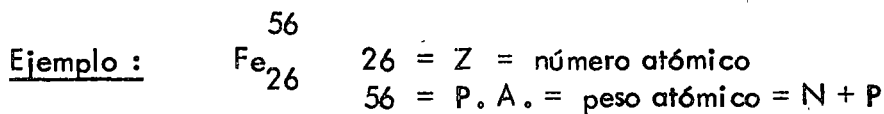
La masa del protón es de 1836 veces la masa del electrón ($m_{el} = 9.107 \times 10^{-31}$ kg ; $m_p = 1836 \times m_{el} = 1.672 \times 10^{-27}$ kg). La segunda partícula del núcleo, el neutrón, es neutró , como su nombre ya lo indica y tiene una masa de 1839 veces la masa del electrón ($m_n = 1.675 \times 10^{-27}$ kg).

El peso atómico de un átomo nos indica el número total de neutrones + protones en el - núcleo. Como un átomo es una estructura eléctricamente neutral, el número de elec-- trones tiene que ser igual al número de protones, determinado por el llamado número - "número atómico".

Mencionamos que el comportamiento de un material depende principalmente del núme- ro de electrones, de modo que el número atómico $Z = P =$ número de electrones, deter- mina al elemento.

El elemento más ligero es el hidrógeno con un núcleo atómico conteniendo un protón. - Le sigue el helio (He) con 2 neutrones y 2 protones en el núcleo, el Li cog 4 neutrones y 3 protones, etc. hasta los elementos transuráneos (ver la tabla periódica) que contie- nen más de 100 protones y más de 150 neutrones.

Como ya sabemos de lo anterior, la masa del electrón es sólo $\frac{1}{1839}$ de la masa del neu- trón de modo que la masa total del átomo está representada principalmente por la masa de los neutrones y protones (ó sea del núcleo).



número de partículas en el núcleo	56	} 26 protones 30 neutrones
número de electrones	26	
masa relativa de los electrones	$\frac{26}{1837.5}$	$\cong 0.025\%$

b.- Isótopos.

Un elemento determinado tiene siempre el mismo número de protones y electrones, -- igual al número atómico. Sin embargo, existen variedades diferentes de un mismo -- elemento, debido al número de neutrones, llamadas isótopos. La palabra "isótopo" es de origen griega y significa " en el mismo lugar", ya que en la tabla periódica, los -- isótopos de un elemento se encuentran en el mismo lugar.

c.- Unidades atómicas de masa.

Para describir la masa de los átomos o partículas nucleares, se utilizan a menudo las -- unidades atómicas de masa (u.a.m.), definidas como sigue : al isótopo de carbono --- C - 12 con 6 neutrones y 6 protones se da la masa exacta de 12.0000 u.a.m. A veces se da el peso atómico de ${}^{12}_6\text{C}$ como 12.0000 g/mol, sabiendo que una mol contiene -- exactamente el número de Avogadro N. A. de átomos, con $N.A. = 0.6023 \times 10^{24}$.

Entonces,

$$1 \text{ uam} = \frac{12.0000 \text{ g}}{12 \times 0.6023 \times 10^{24}} = 1.66 \times 10^{-24} \text{ g.}$$

El peso atómico natural de un elemento con varios isótopos depende de la fracción de -- cada isótopo y de su peso atómico correspondiente.

Ejemplo : el carbono natural contiene 98.89% atómico (6 o/a) de C^{12} y 1.11 o/a de --

C^{13} . Los pesos atómicos de los isótopos son 12.0000 y 13.0033 uam respectivamente.
¿Cuál es el peso atómico del carbono natural?

Respuesta : Utilicemos una base de 10,000 átomos, o sea $9889 C^{12} + 111 C^{13}$

$$\begin{array}{r} 9889 \times 12.0000 = 118,668 \text{ uma} \\ 111 \times 13.0033 = 1,443 \text{ uma} \\ \hline 120,111 \text{ uma} / \\ 10,000 \\ \text{átomo} \end{array}$$

Peso atómico = 12.0111 uma.

Notemos aquí que el isótopo C^{13} se compone de siete neutrones y seis protones, pero que su masa es ligeramente superior a 13 uma. Esa diferencia es una consecuencia de la energía de unión nuclear y se discutirá más en detalle en el capítulo 14. Es importante darse cuenta de que no es posible calcular el peso atómico directamente con el número de neutrones y protones en el núcleo.

Los pesos atómicos tienen un efecto importante sobre la densidad de los sólidos y un -- efecto menos importante sobre la capacidad térmica. Por lo demás, los pesos atómicos no tienen mucha influencia sobre las propiedades ingenieriles.

Ejemplo : Argón tiene una densidad de 1.78 g/libro a la presión de 1 atm. y la temperatura de $0^\circ C$.

¿ Cuántos átomos hay por cm^3 ?

Respuesta : el peso atómico de argón es 39.95 g/mol.

$$\frac{1.78 \text{ g/l}}{10^3 \text{ cm}^3/\text{l}} \times \frac{0.602 \times 10^{24} \text{ átomos/mol}}{39.95 \text{ g/mol}} = 2.7 \times 10^{19} \frac{\text{átomos}}{\text{cm}^3}$$

1.1.2. La estructura electrónica del átomo.

Los electrones son partículas elementales de los átomos y tienen las propiedades siguientes :

masa (en reposo) :	$m = 9.107 \times 10^{-31}$	kg
carga	$q = 1.602 \times 10^{-19}$	coulomb
	$= 4.8 \times 10^{-10}$	ues
momento magnético	$\mu_B = 9.27 \times 10^{-24}$	amp. m ²
(Magnetón de Bohr)	$= 9.27 \times 10^{-21}$	erg/gauss

Nota : $1 \text{ ues}^2 = \text{erg. cm.}$

$$\mu_B = \frac{qh}{4\pi m} = \frac{(1.60 \times 10^{-19} \text{ coul}) (6.62 \times 10^{-34} \text{ joule seg.})}{4\pi (9.11 \times 10^{-31} \text{ kg.})}$$

$$\text{joule} = \text{kg m}^2/\text{seg}^2$$

$$\text{coul} = \text{amp. seg.}$$

La masa exacta de los electrones no es importante para nuestro propósito, mientras que su carga (=carga elemental) sí puede darnos información valiosa sobre fenómenos como conducción eléctrica, polarización electrónica, etc.

Ejemplo : Si aplicamos un potencial de 1V en un alambre de cobre con una resistencia de 1 ohm, ¿cuál será el flujo de electrones por la sección del alambre?

Respuesta : Según la ley de Ohm :

$$U = I.R \quad \Rightarrow \quad I = U/R$$

$$= 1 \text{ V}/1 \text{ ohm} = 1 \text{ ampere}$$

$$1 \text{ ampere} = \frac{1 \text{ coulomb}}{1 \text{ seg}}$$

$$1 \text{ coulomb} \hat{=} n_{el} \times 1.602 \times 10^{-19} \text{ coulomb/electrón}$$

n_{el} = número de electrones

$$\Rightarrow n_{el/coulomb} = 6.25 \times 10^{18}$$

El flujo de electrones es de 6.25×10^{18} electrones por segundo.

Además, las cargas de los iones siempre son múltiplos enteros de la carga elemental, ya que los iones se forman a partir de átomos quitándoles o añadiéndoles electrones.

A su vez, esto determinará la fuerza del enlace iónico (ver más adelante) y unas propiedades relacionadas.

El momento magnético de los electrones (Magneton de Bohr) será de interés en las consideraciones del magnetismo de los materiales : cada electrón es una carga eléctrica en rotación, desarrollando así un campo magnético de 9.27×10^{-24} amp. m²

(μ_B = Magneton de Bohr).

Es importante saber que los electrones asociados a un átomo no son estáticos, sino que se encuentran en un movimiento continuo de forma ondulatoria, matemáticamente comparable a las ondas estacionarias con sus frecuencias características. La teoría de la mecánica ondulatoria es bastante compleja y no cabe dentro del programa del curso. Sin embargo, unas conclusiones son importantes para nuestro propósito.

1. los electrones alrededor del núcleo sólo pueden tener valores específicos de energía (principio de exclusión de Pauli).
2. Sólo es posible indicar la probabilidad de encontrar el electrón en posiciones cercanas al átomo o entre los átomos (principio de la incertidumbre, Heisenberg).

1.1.3. Los números cuánticos.

Los electrones que rodean un núcleo atómico no pueden tener la misma energía, de mo-

do que es posible dividir los electrones en grupos con niveles energéticos determinados, llamados capas electrónicas o capas cuánticas con números $n = 1, 2, 3, 4, \dots$ los cuales son los primeros números cuánticos, o números cuánticos superiores*. La primera capa electrónica es la de la menor energía y corresponde a $n = 1$. A menudo, se habla de la capa K, la cual puede contener un número máximo de 2 electrones. La capa L corresponde a $n = 2$ y puede contener hasta 8 electrones; M corresponde a $n = 3$ y puede contener 18 electrones; N corresponde a $n = 4$ y puede contener 32 electrones. Como demostraremos más adelante, el número total de electrones en una capa con número cuántico superior n está dada por $2n^2$.

Aunque el concepto de las capas cuánticas es bastante útil y se utilizará a menudo en las secciones siguientes, este concepto es una sobresimplificación, ya que implica que todos los electrones dentro de una capa cuántica sean equivalentes. Sin embargo, para entender bien las propiedades de los materiales, hay que discutir más en detalle la configuración electrónica.

Además del primer número cuántico n , los electrones tienen otros números cuánticos que son el secundario " l " y el número cuántico magnético " m ". Sin explicación rigurosa, podemos describir la configuración electrónica a base del principio de exclusión de Pauli, que declara que en un átomo, no más de dos electrones pueden tener los mismos números cuánticos o sea, no pueden tener niveles energéticos iguales. Aún esos dos electrones no son idénticos, ya que presentan un sentido de rotación opuesto, llamado "spin", provocando magnetones de Bohr opuestos ($+\mu_B$ ó $-\mu_B$).

* también llamados "números cuánticos principales"

Como los electrones dentro de una capa cuántica principal poseen energías diferentes, es conveniente dividir las capas en subcapas, correspondientes a números cuánticos inferiores. Se describió con anterioridad que el número cuántico superior n puede tomarse como una medida de la manera en que la energía total está cuantizada y tomar valores $1, 2, 3, \dots$. El número cuántico secundario l describe la forma en que está cuantizado el momento angular del electrón y tiene un efecto pequeño sobre la energía; l puede presentar solamente los valores $0, 1, \dots, (n-1)$. Se indican generalmente los estados l por letras para evitar confusión con los valores de n :

s	se usa para $l = 0$
p	para $l = 1$
d	para $l = 2$
f	para $l = 3$

El número cuántico magnético m_l es una medida del ángulo entre el vector momento angular del electrón y un campo magnético aplicado; m_l toma solamente valores enteros desde $+l$ hasta $-l$, incluyendo cero.

Cada combinación diferente de n , l y m_l corresponde a un único estado cuántico llamado un orbital. De acuerdo con el principio de exclusión de Pauli, cada orbital no puede contener más de dos electrones y esos dos deben tener espines opuestos, designados usualmente por un cuarto número cuántico m_s , cuyos valores son únicamente $+\frac{1}{2}$ ó $-\frac{1}{2}$. Para catalogar los elementos es suficiente designar los valores de n y l y el número de electrones en cada estado l .

La tabla siguiente indica los 4 números cuánticos de los electrones, su anotación y el --

número de electrones permitidos en cada subnivel y capa.

Tabla 1.1. Números cuánticos de los electrones.

Número cuántico superior n	capa	Número cuántico secundario $l = 0, 1, 2, \dots, n-1$	sub-nivel	Número cuántico magnético m_l	Número de orbitales n^2	Número de electrones $m_s = +\frac{1}{2}$ y $-\frac{1}{2}$
n=1	K	$l = 0$	1 s	0	1	2
n=2	L	$l = 0$	2 s	0	1	2
		$l = 1$	2 p	0 +1 -1	3	6
n=3	M	$l = 0$	3 s	0	1	2
		$l = 1$	3 p	0 +1 -1	3	6
		$l = 2$	3 d	0 +1 -1 +2 -2	5	10
n=4	N	$l = 0$	4 s	0	1	2
		$l = 1$	4 p	0 +1 -1	3	6
		$l = 2$	4 d	0 +1 -1 +2 -2	5	10
		$l = 3$	4 f	0 +1 -1 +2 -2 +3 -3	7	14

$$m_l = 0, \pm 1, \pm 2, \pm 3, \dots, \pm l$$

1.1.4 Anotación electrónica.

La mejor verificación experimental de la teoría de los números cuánticos se obtiene en estudios espectrográficos: un quantum de energía se requiere para mover un electrón de un nivel energético al nivel superior siguiente. Al revés, un quantum de energía (un fotón) es emitido cuando un electrón cae a un nivel inferior. La energía E del fotón se calcula directamente de la longitud de onda λ o de la frecuencia $\nu = \frac{c}{\lambda}$ con $C =$ velocidad de la luz, por la ecuación

$$E = \frac{hc}{\lambda} = h\nu$$

con $h =$ constante de Planck $= 6.62 \times 10^{-34}$ J. seg $= 6.62 \times 10^{-27}$ erg. seg y $c = 2.998 \times 10^{10}$ m/seg.

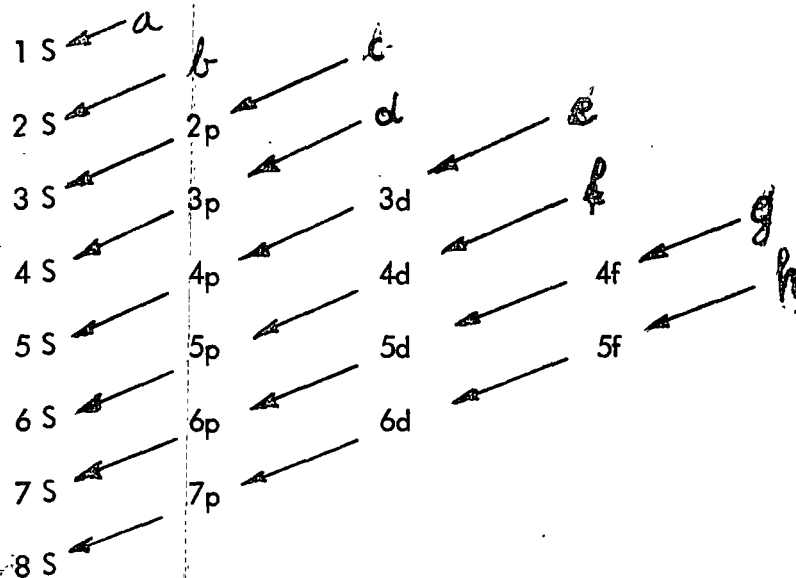
Las líneas espectrales más nítidas ocurren cuando los electrones caen al nivel de mínima de energía dentro de una capa cuántica determinada. Por eso, se utiliza la letra "S" de ("sharp") para describir los electrones que se encuentran en el nivel energético inferior dentro de la capa.

La notación $1s^2$ indica que dos electrones (con $m_s = +\frac{1}{2}$ y $-\frac{1}{2}$) se encuentran en la posición de mínima energía de la primera capa cuántica (o sea la capa K). De modo similar, $2s^2$ indica que dos electrones se encuentran en la posición de mínima energía (o sea orbital o subnivel) de la segunda capa cuántica (L). El número máximo de electrones en el subnivel S es de dos (ver la tabla 1.1).

Cada capa sucesiva tiene sus subniveles diferentes indicados por "p", "d" y "f" de "principal", "difusa" y "fundamental". El número máximo de electrones en los subniveles es de 6 en p, 10 en d y 14 en f.

Para obtener la anotación explícita de la configuración electrónica, hay que considerar la secuencia energética de los niveles. Esa secuencia no corresponde a la seriación matemática, según la cual valdría p. ej. que el nivel 4 S fuera superior al nivel 3 d. En realidad, el nivel 4 S es inferior al nivel 3d.

Para obtener la seriación energética de los subniveles electrónicos, se puede utilizar el esquema siguiente :



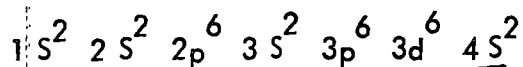
que nos indica la seriación energética como 1 S - 2 S - 2p - 3 S - 3p - 4 S - 3d - 4p - 5 S - 4d - 5p - 6S - 4f - 5d - 6p - 7 S - 5f - 6d - 7p - 8S

Ejemplos de utilización

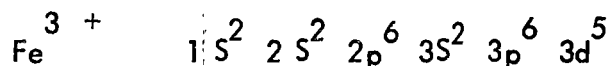
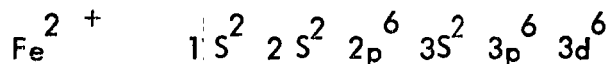
1. El neón tiene su capa L (segunda capa cuántica) llena y su notación es $1 S^2 2 S^2 2 p^6$, lo que significa que hay 2 electrones en la primera capa y ocho en la segunda, la última conteniendo 2 electrones en su subnivel s y seis electrones en su subnivel p.

2. El Fe tiene el número atómico 26, de modo que contiene 26 electrones. Su configu-

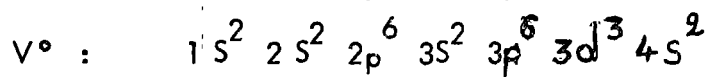
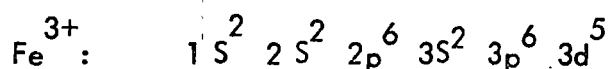
ración electrónica es



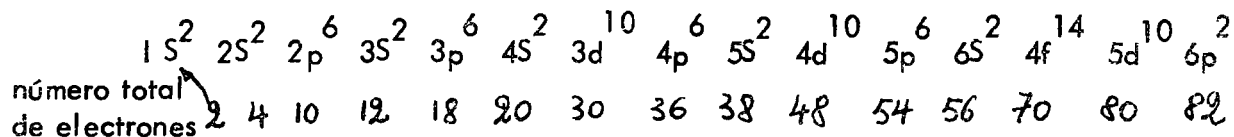
Cuando se forman cationes, (iones positivos) siempre se quitan primero los electrones exteriores, de modo que obtenemos para



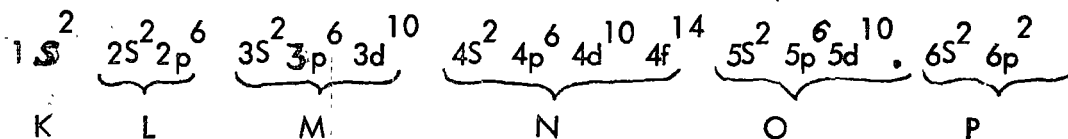
Consideremos ahora la configuración electrónica de un átomo de vanadio V y un ion trivalente de hierro Fe^{3+} . Cada uno tiene 23 electrones, pero las configuraciones son diferentes:



3) El plomo tiene 82 electrones, su configuración según la seriación energética es de :



Sin embargo, es más usual dar la distribución en las capas diferentes, de la forma :



Vemos entonces que el plomo tiene 4 electrones en su capa exterior. Esto explica su -- comportamiento químico con valencia $4+$ y su posición en la tabla periódica en la misma columna como los elementos C, Si, Ge, Sn, todos de valencia $4+$.

1.1.5 Electrones 3 d

Los electrones 3d de los elementos de transición (Sc hasta Zn) son importantes debido a -

su influencia sobre el comportamiento magnético. Según la regla de HUND, los electrones sobre los cinco subniveles 3 d tienden a alinear sus rotaciones (spins) magnéticos, como se muestra en la tabla siguiente:

	3 d					4 s
K						↑
Ca						↑↓
Sc	↑					↑↓
Ti	↑	↑				↑↓
V	↑	↑	↑			↑↓
Cr	↑	↑	↑	↑	↑	↑ ←
Mn	↑	↑	↑	↑	↑	↑↓
Fe	↑↓	↑	↑	↑	↑	↑↓
Co	↑↓	↑↓	↑	↑	↑	↑↓
Ni	↑↓	↑↓	↑↓	↑	↑	↑↓
Cu	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑ ←
Zn	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓

Como el comportamiento magnético de un átomo suelto resulta de las rotaciones electrónicas no compensadas, la tabla anterior permite estimar el momento magnético de los átomos.

NOTA : Sólo los electrones de los orbitales 3 d contribuyen al magnetismo, y no los electrones del nivel 4 s.

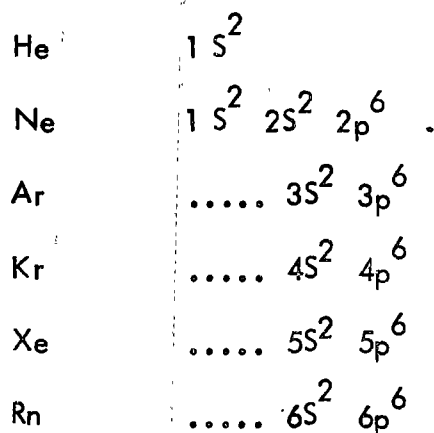
Ejemplo : el átomo de titanio produce un magnetismo de $(2↑ - 0↓) \mu_B$ (magnetones de Bohr), o sea $2 \times 9.27 \times 10^{-24}$ amp. m²/átomo.

El átomo de cobalto produce un magnetismo de $(5\uparrow - 2\downarrow) \mu_B = 3 \times 9.27 \times 10^{-24} = 2.78 \times 10^{-23}$ amp. m²/átomo.

1.1.6 Configuración de los gases nobles.

Los gases nobles (inertes o químicamente inactivos) como He, Ne, Ar, Kr, Xe y Rn prácticamente nunca reaccionan entre sí ni con otros elementos. Además, sus puntos de fusión son muy bajos (-272.2°C para He y -189.4°C para Ar), lo que significa que esos elementos son muy estables y que casi no atraen a otros átomos.

La característica común de los gases nobles es que todos tienen una capa exterior conteniendo 8 electrones, con excepción del He que sólo tiene 2 electrones:



Esto nos demuestra que la configuración electrónica más estable corresponde a aquella de los gases nobles, o sea a una capa exterior con 8 electrones.

1.2 ATRACCIONES INTERATOMICAS.

Las propiedades físicas y químicas de los metales y de los sólidos en general dependen fundamentalmente de las estructuras electrónicas y atómicas. Por tanto, en este capítulo revisaremos algunas características del enlace químico y de su fuerza y energía.

Las clasificaciones químicas del enlace interatómico proporcionan una guía para el estu

dio de las propiedades generales del sólido. Los principales tipos de enlace son : iónico, covalente, metálico y Van der Waals. Aunque, a menudo, resulta conveniente pensar que ésto es una simplificación y que los enlaces poseen ordinariamente un carácter intermedio.

1.2.1. Enlace iónico

Si el átomo del par interaccionante es muy electropositivo y el otro muy electronegativo, o, mejor dicho de gran afinidad electrónica, de forma que el primer átomo pierde un electrón de valencia frente al segundo, la fuerza atractiva es debido a la atracción electrostática (Coulombica)* de dos iones cargados con signos opuestos, apareciendo un enlace iónico. Como resultado de esta transferencia de electrones de valencia, cada ión en un cristal iónico tiende a rodearse de iones de carga opuesta por los que experimenta una atracción de tipo coulombica, mientras que los iones con carga del mismo signo, para los que las fuerzas de Coulomb son repulsivos, ocupan posiciones más distantes.

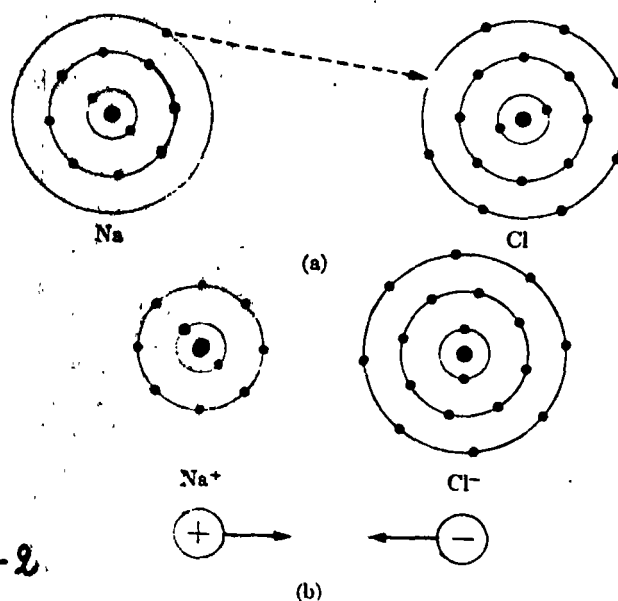
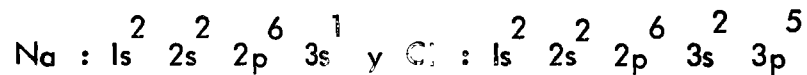


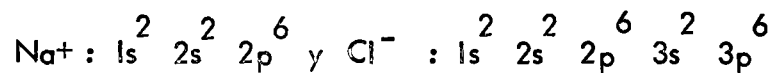
Fig. 1-2.

Ionización. La transferencia de electrones en el NaCl produce capas externas estables. Los iones positivo y negativo resultantes se atraen por fuerzas del Coulomb para formar uniones iónicas.

Un ejemplo familiar es el cloruro sódico mostrado en la figura 1-1. En el cristal iónico, las combinaciones de los iones cargados con signos opuestos no se pueden identificar en general como moléculas individuales, debido a la alterancia regular en las posiciones de la red de varias clases de iones presentes. La ionización de los constituyentes de un cristal iónico conduce frecuentemente a una configuración electrónica de capas completas (closed-shell). En el cloruro sódico, por ejemplo, las configuraciones de los átomos neutros,



se transforman en las configuraciones de los iones



que son las mismas que las de los átomos nobles neón y argón, respectivamente (fig. 1.2).

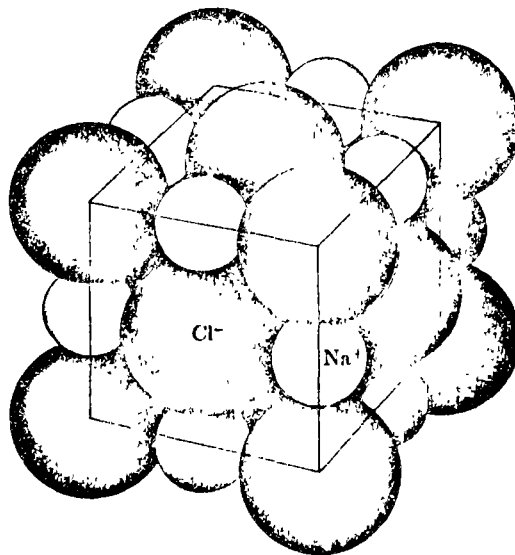


Fig. 1.1.

Estructura cristalina. Las caras cúbicas de sal de cocina, son las caras de los cristales de la estructura del NaCl. El MgO tiene la misma estructura

Dado que las capas electrónicas están completas, los iones tienen una distribución de carga aproximadamente esférica.

Los cristales iónicos poseen energías de enlace altas, debido a las intensas fuerzas intermoleculares entre los iones, y es corriente que estos materiales posean gran resistencia y puntos de fusión altos.

1.2.2. Enlace Covalente.

El enlace covalente entre dos átomos. La compartición se origina como consecuencia del traslape de los orbitales enlazantes, produciendo la disminución de la energía del sistema.

Este tipo de enlace, que se encuentra a menudo en moléculas orgánicas, describe bien los enlaces carbono-carbono y carbono-hidrógeno en moléculas tales como el etano, C_2H_6 . Los enlaces simples se forman por la compartición de dos electrones (a menudo de cada átomo), mientras que el doble y el triple enlace implican la compartición de cuatro y seis electrones respectivamente. Los enlaces covalentes son marcadamente direccionales, como se visualiza en el enlace tetraédrico del carbono de las moléculas orgánicas, y en sólidos tales como el diamante y el silicio (fig. 1.3, 1.4 y 1.5).

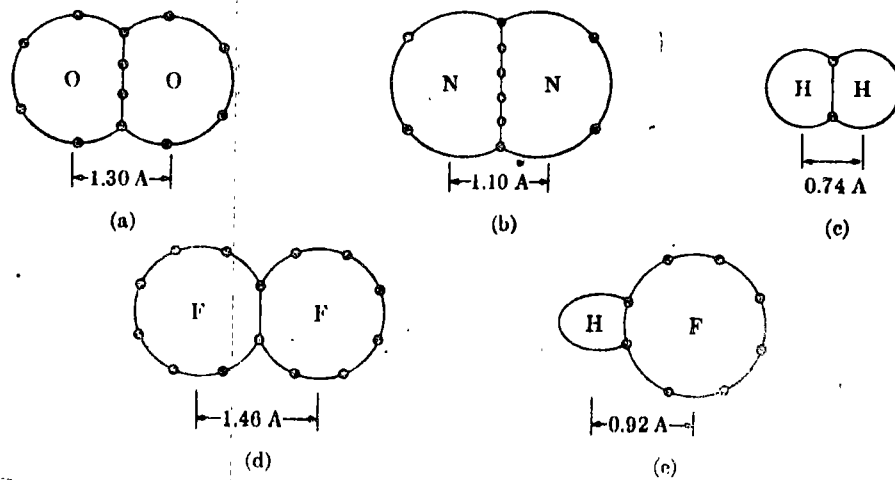


Fig. 1.3 Moléculas diatómicas. Se muestra el arreglo esquemático de los electrones: (a) O_2 , (b) N_2 , (c) H_2 , (d) F_2 , (e) HF . Nótese que (1) se produce una liga más cercana mientras más electrones intervengan y (2) el HF es desvalenciado

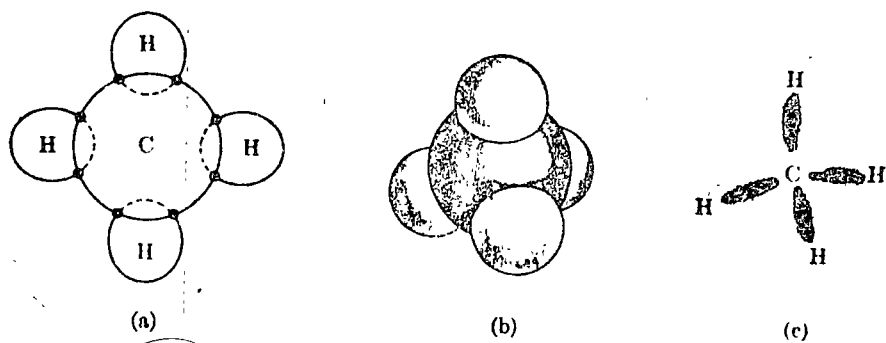


Fig. 1.4 Modelos del metano, CH_4 . (a) Representación bidimensional. (b) Modelo de esferas tridimensionales. (c) Ligas de electrones covalentes

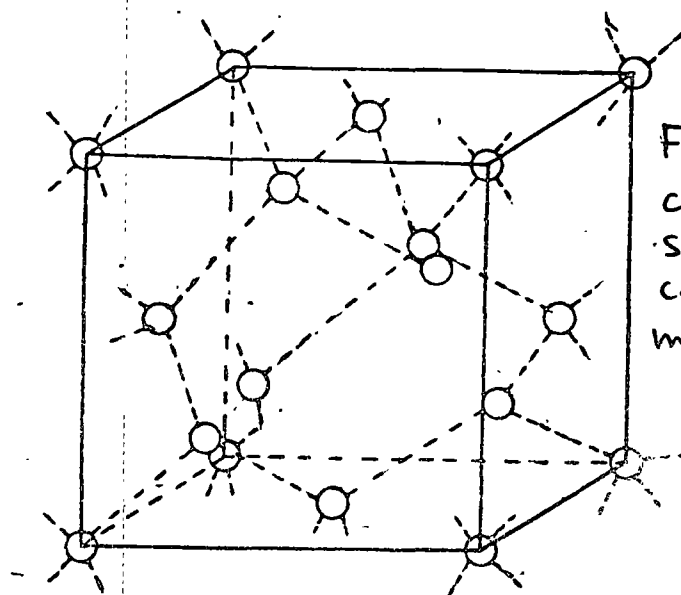


Fig. 1.5 Representación en dos dimensiones de los enlaces covalentes del diamante

En un enlace covalente, los electrones compartidos se emplean en llenar las capas de valencia exteriores de cada átomo. En el diamante, por ejemplo, cada carbono está rodeado tetraédricamente por los cuatro vecinos más próximos, con los que está unido.

Los cuatro electrones de valencia de cada átomo de carbono (configuraciones $2s^2 2p^2$) están compartidos con los de los cuatro carbonos vecinos más próximos, los cuales contribuyen con un electrón por cada enlace; de hecho, esta compartición completa las capas de valencia de cada átomo, apareciendo un total de ocho electrones en el enlace. Los cuatro enlaces son de igual intensidad, debido a la combinación de los orbitales $2s$ y $2p$ ("hibridación sp^3 "). Los spins de los electrones apareados en un enlace tienen direcciones opuestas, uno con spin "hacia arriba" y el otro con spin "hacia abajo".

El enlace covalente es, en sí mismo, muy fuerte, como lo testimonio la dureza y el alto punto de fusión del diamante, por ejemplo. Los enlaces intramoleculares en las moléculas orgánicas simples son también fuertes. Las bajas temperaturas de fusión y la débil consistencia mecánica de tales materiales son el resultado de fuerzas intermoleculares débiles, que no son covalentes.

Además de los enlaces, puramente iónicos y covalentes existen enlaces de carácter intermedio. La escala de electronegatividad de Pauling proporciona una medida semiempírica del grado en que un enlace es iónico o covalente, dependiendo de las electronegatividades de los átomos, o en otras palabras, de la relativa facilidad para atraer un electrón adicional.

1.2.3 Enlace metálico.

Aparte de los enlaces iónicos y covalentes, existe un tercer tipo de fuerza interatómica primaria capaz de mantener juntos a los átomos y de primer interés en ingeniería :- el enlace metálico. El modelo para un enlace metálico no es tan simple de construir - como para los casos iónico y covalente. Sin embargo, para el objeto es suficiente un concepto simplificado. Si dentro de un átomo hay solamente unos pocos electrones de valencia (capa externa), estos electrones podrán eliminarse con facilidad, mientras el resto de los electrones se adhieren firmemente al núcleo. Esto, en efecto, forma una estructura de iones positivos y electrones "libres" (fig. 1.6). Los núcleos de iones positivos constan del núcleo y de los electrones restantes.

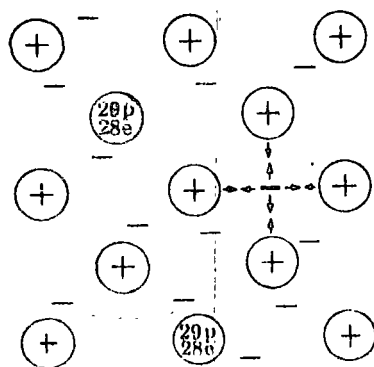


Fig. 1.6 Ligas metálicas. Representación esquemática de electrones libres ("nube" electrónica) en una estructura de "núcleos" positivos. Las ligas metálicas pueden considerarse como una atracción entre los "núcleos" positivos y los electrones libres negativos (por ejemplo, cobre)

Debido a que los electrones de valencia tienen libertad para moverse dentro de la estructura metálica, forman la comúnmente llamada "nube" o "gas" electrónico. Tal como lo indica la fig. 1.6, los iones positivos y los electrones negativos proporcionan las fuerzas de atracción mediante las cuales el enlace mantiene los átomos metálicos unidos.

Aún cuando la descripción está grandemente simplificada, da una explicación bastante útil para entender muchas de las propiedades de los metales. Por ejemplo, las propiedades mecánicas de un metal, están determinadas por el acomodamiento cristalino (se discutirá más adelante) de átomos en el metal sólido. Los electrones libres dan al metal su característica típica de alta conductividad, ya que son éstos los que tienen libertad para moverse en un campo eléctrico. La alta conductividad térmica de los metales está asociada también con la movilidad de los electrones de valencia, los cuales pueden transferir energía térmica de un alto a un bajo nivel de temperatura. Un cuarto efecto de los enlaces metálicos es que los electrones libres en el metal absorben poca energía, de tal

modo, que todos los metales son opacos a la luz transmitida.

1.2.4. Enlaces primarios intermedios.

Clasificamos en los párrafos anteriores los tipos de enlaces primarios en 3 clases : enlace iónico, enlace covalente y enlace metálico. Sin embargo, pocas veces existen enlaces "puros", o sea de una sola clase. El silicio, por ejemplo, tiene electrones en covalencia, como el carbono en la estructura de diamante (fig. 1-5). Sin embargo, algunos electrones del silicio pueden moverse de su posición covalente entre dos átomos vecinos para entrar en conducción limitada (el Si es semiconductor). Esto ocurre aún más fácilmente en el germanio Ge o estaño Sn, lo que es la base de la semiconducción y proporciona un comportamiento parcialmente metálico a los elementos mencionados.

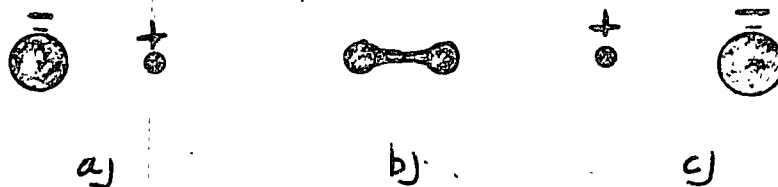


Fig. 1.7

Alternativas de ligas para el hidrógeno. Las áreas sombreadas muestran la probabilidad de distribución de los dos electrones en cada uno de los tres arreglos. (a) y (c) son esencialmente equivalentes e iónicos; (b) es covalente. La forma más usual es la covalente que es la del gas hidrógeno. Sin embargo, (a) y (c) tienen existencia breve

Un segundo ejemplo de combinación de enlaces puede ser deducido de la representación esquemática del hidrógeno en la figura 1.7. Durante breves intervalos de tiempo (10^{-17} seg.), los dos electrones se encuentran cerca del mismo núcleo. En estos momentos, la molécula es iónica, o sea que existen los iones H^+ y H^- con atracción mutua. Sin embargo, como esta condición extrema sólo existe durante una fracción de tiempo muy reducida, generalmente se habla de una molécula de H_2 covalente. El HCl tiene más tendencia hacia el enlace iónico y menos hacia el enlace covalente que H_2 (figura 1.8).

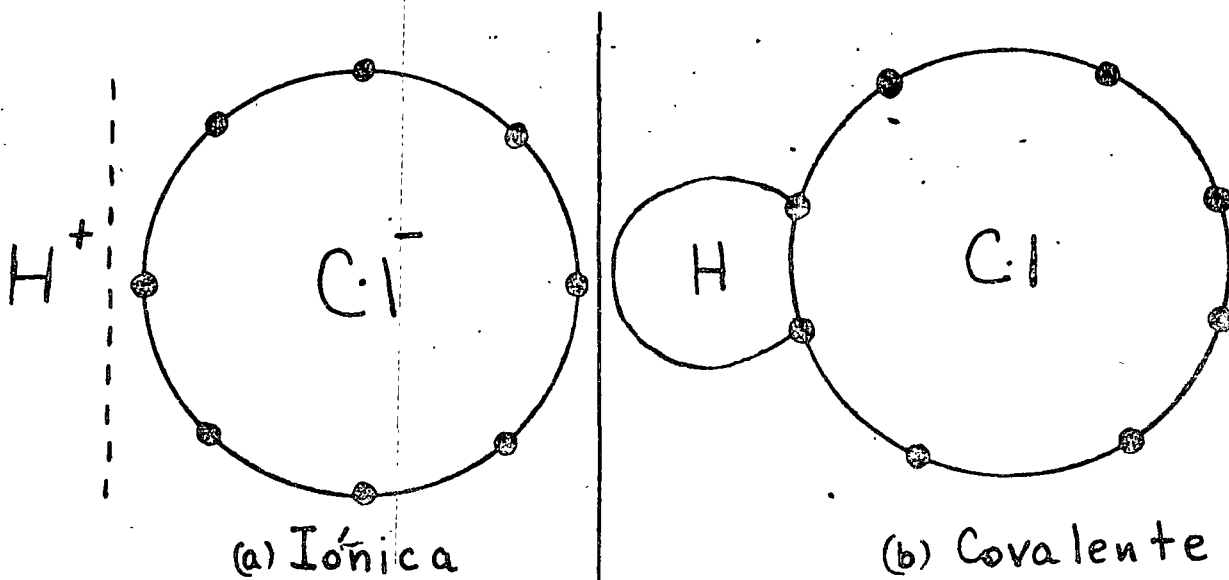


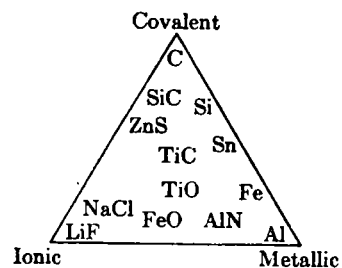
Fig. 1.8 Dos alternativas de estructura del HCl (simplificadas). La resultante depende del vecindario. Por ejemplo, (a) predominará en una solución acuosa y (b) en un gas

La elección entre esos dos estados-iónico y covalente- depende a menudo del medio ambiente. Por ejemplo, la configuración "a" de la figura 1.8 corresponde a una solución acuosa, mientras que "b" corresponde más al gas.

Combinaciones del enlace iónico y metálico se encuentran en una serie de compuestos. Por ejemplo, el TiO es lo suficiente metálico para ser opaco y conductor eléctrico, pero también aparece en reacciones químicas como $Ti^{2+} O^{2-}$. Estos enlaces intermedios se representan esquemáticamente en la figura 1.9

Fig. 1.9

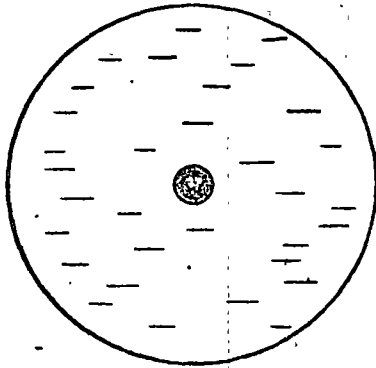
Bonding mixtures. Most materials possess a combination of bonds.



1.2.5

Enlace secundario Van Der Waals.

Las fuerzas responsables para los enlaces secundarios, más débiles, provienen de dipolos internos, los cuales pueden ser producidos por efectos de dispersión, o sea de irregularidades estadísticas de la distribución electrónica en átomos o moléculas, también pueden ser dipolos permanentes producidos por la forma asimétrica de la molécula. En el primer caso (fig. 1.10), las fuerzas son muy débiles y sólo aparecen como fuerzas de atracción



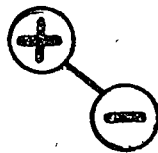
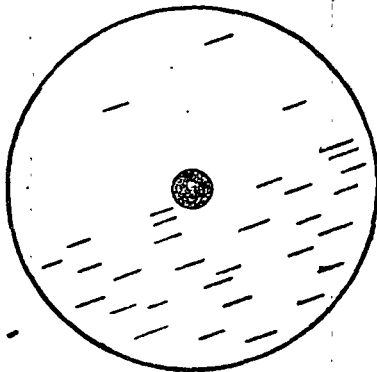
a) distribución electrónica uniforme

Fig. 1.10.a Polarización electrónica. (Efectos de dispersión). Se establece un dipolo momentáneo en un átomo con fuerzas débiles de atracción hacia los átomos adyacentes. (a) Distribución electrónica uniforme.



coinciden los centros de carga positiva y negativa

responsable para la condensación a muy baja temperatura de los gases nobles (He, Ne, Ar, etc.....) o de moléculas simétricas como CH_4 , H_2 , CO_2 y N_2 . Aunque es-- condido por otros enlaces más fuertes, el efecto de dipolos de dispersión existe en todos los materiales. Los dipolos permanentes se observan en las moléculas asimétricas, en las cuales los centros de carga positiva no coinciden (fig. 1.11).



b) los centros de carga positiva y negativa no coinciden
 \Rightarrow dipolo momentáneo

Fig. 1.10. b

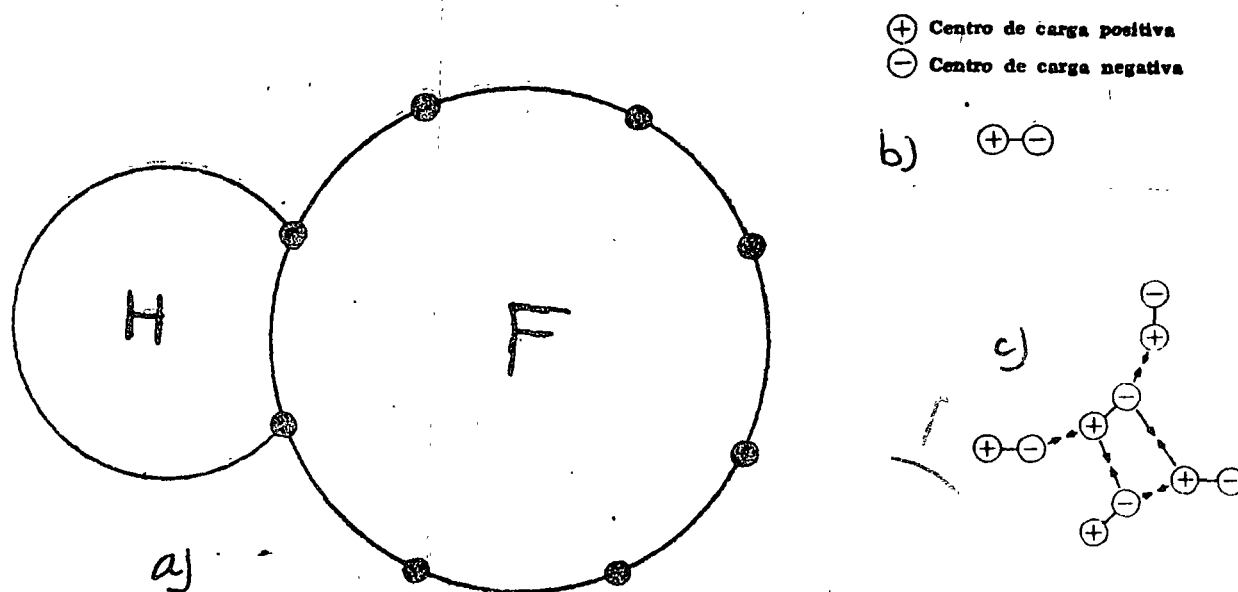


Fig. 1.11 (a) El desbalance eléctrico, llamado polarización, ocurre en moléculas asimétricas tales como el HF. (b) Este desbalance produce un dipolo eléctrico con un extremo (+) y otro (-). (c) Los dipolos resultantes dan el mecanismo para las fuerzas secundarias de atracción entre moléculas. El extremo positivo de un dipolo es atraído por el negativo de otro

La consecuencia es que el lado positivo de un dipolo atraerá al lado negativo de la molécula siguiente, produciendo atracciones intermoleculares.

Es posible comparar cualitativamente las energías de enlace de los dipolos atómicos y moleculares por medio de los puntos de ebullición dados en la tabla siguiente :

Puntos de Fusión y Ebullición

Producto	Punto de fusión [° C]	Punto de Ebullición [° C]
Gases nobles		
He	-272.2*	-268.9
Ne	-248-7	-245.9
Ar	-189.2	-185.7
Kr	-157	-152.9

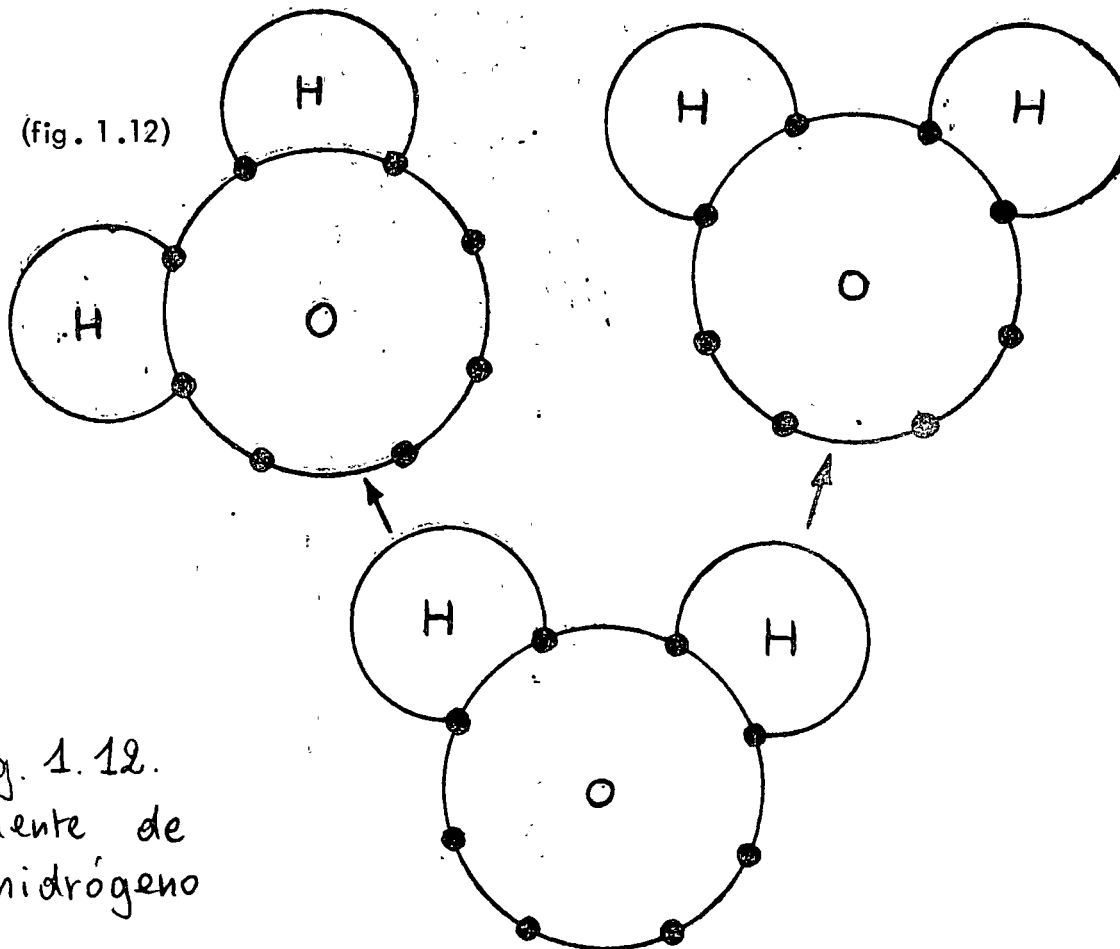
Moléculas simétricas :

H_2	-259	-252
N_2	-209	-195
O_2	-218	-183
Cl_2	-102	-34
CH_4	-183	-161
CF_4	-185	-128
CCl_4	23	+ 26
<hr/>		
Moléculas asimétricas :		
HF	- 83	+ 20
HCl	-115	- 85
H_2O	0	+100
CH_3Cl	-160	- 14
CH_3OH	- 98	+ 65
C_3H_7OH	- 90	+117

*Punto de fusión del H_2 a 26 atms. de presión. A la presión de 1 atm., el He se queda en estado líquido hasta el cero absoluto ($-273.16^\circ C$).

Las energías de enlace van de pequeñas fracciones de k cal/mol para los gases nobles - hasta unos 10 k cal/mol para el puente de hidrógeno, el cual aparece claramente en HF y H_2O .

El puente de hidrógeno merece una mención especial. Dentro de la molécula, es posible imaginarse el átomo de hidrógeno como un protón al extremo de un enlace covalente --



Al contrario de los demás átomos ligados por enlace covalente, la carga positiva del protón no está cubierta por los electrones en orbital. Por eso, puede existir una atracción bastante fuerte hacia los electrones de átomos de otras moléculas. Esa atracción es responsable para los puntos de fusión de HF y agua, los cuales son superiores a los puntos de fusión de moléculas con un peso comparable. Además explica el alto valor del calor específico del agua y es un factor en la absorción superficial posible por muchas moléculas orgánicas.

1.2.6 Atracciones interatómicas.

El enlace químico puede describirse en función de las fuerzas entre los átomos (o entre los iones). Cuando dos átomos están infinitamente alejados las fuerzas entre ellos son cero, y la energía potencial es, por tanto, también cero. Cuando se aproximan aparecen -

fuerzas atractivas y repulsivas, y éstas pueden hacer la energía potencial de la interacción positiva o negativa, dependiendo de la distancia de separación. Las fuerzas de largo alcance son atractivas y son un resultado de las interacciones electrostáticas entre los átomos. A distancias más cortas, las fuerzas repulsivas entre cargas análogas - comienzan a dominar, y la energía conjunta de la interacción se vuelve positiva (dado que debe consumirse trabajo para acercar los átomos). La energía potencial en forma general total está dada aproximadamente por la suma de dos términos :

$$V = - \frac{\alpha}{r^n} + \frac{\beta}{r^m} \quad (1.1)$$

donde r es la distancia de separación, α y β son constantes que representan las --- fuerzas de atracción y repulsión, y m y n son números enteros pequeños, características de un sistema dado.

La distancia interatómica que corresponde al mínimo de energía potencial es la distancia de separación de equilibrio a la temperatura cero Kelvin ($= 0 \text{ K}$), ya que la fuerza exacta (que es la derivada de la energía potencial) es cero en este punto, igualándose las fuerzas atractivas y repulsivas.

En el caso concreto del enlace iónico, las fuerzas coulombicas atraen a dos iones de carga igual. El cambio de energía, E_c , cuando se acercan dos iones se expresa por la ecuación :

$$E_c = \frac{(Z_1 q) (Z_2 q)}{a} \quad (1.2)$$

en donde a es la distancia entre los iones, q la carga del electrón (en la ecuación $q = 4.8 \times 10^{-10}$ u.e.s) y Z_1 y Z_2 las cargas de los dos iones, que pueden ser positivas o negativas. De la ecuación (1-2) sigue que la energía E_c aumenta ($E_c > 0$) cuando se acercan dos iones de carga igual y que disminuye ($E_c < 0$) cuando se acercan dos iones de carga opuesta.

Sabemos de los experimentos que la distancia entre los iones en sólidos iónicos raramente es inferior a 2 \AA , aunque la ecuación (1-2) nos indica que se liberará más energía al reducir la distancia a . Como sabemos que el núcleo del átomo tiene un diámetro de unos 10^{-13} cm., o sea 10^{-5} \AA) y que los electrones no ocupan espacio, no falta el espacio disponible para que se acerquen más los iones.

Desde luego, el fenómeno se explica fácilmente con las fuerzas de repulsión, debido indirectamente al principio de exclusión de Pauli, ya que nunca es posible tener más de dos electrones (con spins opuestos) sobre el mismo orbital, lo que ocurriría si la distancia interatómica se redujera más.

La energía de repulsión E_R es inversamente proporcional a una alta potencia ($6 < n < 12$) de la distancia interatómica y sólo vuelve importante cuando se acercan mucho los iones :

$$E_R = b/a^n$$

Entonces, el cambio total de energía cuando un par de iones monovalentes de carga opuesta se acercan es

$$E = E_c + E_R = -\frac{q^2}{a} + \frac{b}{a^n}$$

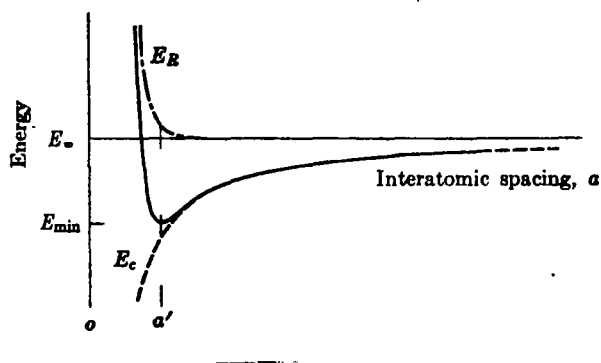
o en forma más general.

$$E = \frac{Z_1 Z_2 q^2}{a} + \frac{b}{a^n} \quad (1-3)$$

En las ecuaciones anteriores, el factor "b" es una constante que se determina experimentalmente. La 1.13 representa las curvas de E_R y E_C en función de la distancia -

Fig. 4.13.

Potential energy trough. The solid line gives the sum of the energies: E_c due to the net coulombic forces (attraction) and E_R due to electronic overlap (repulsion). The equilibrium spacing is a' .



interatómica "a", así como la curva de la energía total $E = E_c + E_R$. Esta última curva presenta un mínimo que corresponde a la distancia interatómica la más estable, a , y es claro que se requiere un incremento de energía para aumentar o reducir esta distancia. El valor de energía de la figura 1.13 se utilizará más adelante para explicar la compresibilidad del material, su expansión térmica y otros factores físicos. Es interesante anotar aquí el valor de $E_\infty - E_{\min}$ corresponde a la energía (calor) de sublimación del material considerado, ya que representa la energía necesaria para separar completamente los

iones.

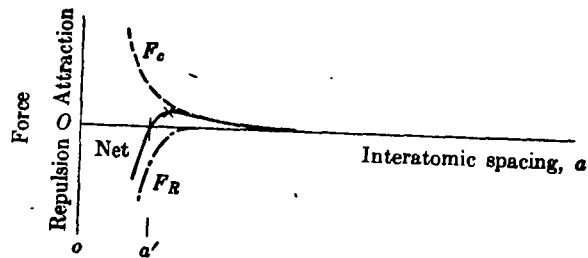
Fuerzas interatómicas :

Como $F = \frac{dE}{da}$, las fuerzas interatómicas que corresponden a las energías de la ecuación (1.3) son :

$$F = \frac{Z_1 Z_2 q^2}{a^2} - \frac{nb}{a^{n+1}} = F_c + F_r \quad (1-4)$$

Fig. 1.14

Interatomic forces. At the equilibrium spacing, a_0 , the coulombic attractive forces, F_c , equal the electronic repulsive forces, F_r .



La figura 1.14 representa las fuerzas interatómicas en función de la distancia a . La fuerza total es naturalmente cero para $a = a_0$ (y otra vez para $a = \infty$), condición de equilibrio entre las fuerzas de atracción y repulsión. La pendiente dF/da , de la curva de fuerza total está relacionada con el módulo de elasticidad E , ya que representa la razón esfuerzo/deformación, como veremos más adelante.

Energía del enlace covalente.

La tabla siguiente da la energía de unos enlaces de tipo covalente y su longitud de enlace. Hay que observar :

- a.- Enlaces múltiples tienen enlaces más cortos.
- b.- Enlaces dobles son más fuertes que enlaces simples (pero no dos veces más fuertes).

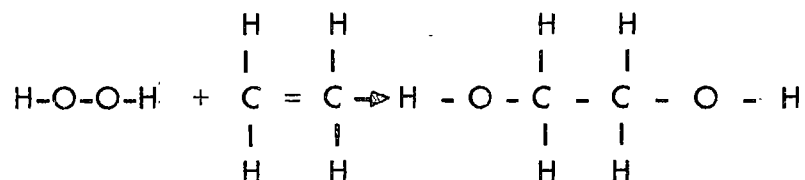
Tabla : Energía de enlaces covalentes en moléculas.

Enlace	Energía de enlace [k cal/mol]	Longitud de enlace [Å]
C-C	88	1.5
C=C	162	1.3
C≡C	213	1.2
C-H	104	1.1
C-N	73	1.5
C-O	86	1.4
C=O	128	1.2
C-F	108	1.4
C-Cl	81	1.8
O-H	119	1.0
O-O	52	1.5
O-Si	90	1.8
N-H	103	1.0

N-O	60	1.2
H-H	104	0.74

Ejemplo de cálculo.

El peróxido de hidrógeno, $H_2 O_2$ y el etileno, $C_2 H_4$, pueden reaccionar para formar etil-glicol $C_2 H_4 (OH)_2$, según :



Para reaccionar, primero hay que romper un enlace O-O del peróxido y un enlace --C=C del etileno por molécula de etilglicol a formar. Sin embargo, en la reacción se libera la energía de los dos nuevos enlaces O-C y del nuevo/enlace C-C.

Base del cálculo : 1 mol = 6.02×10^{23} moléculas de cada producto.

Sigue en la tabla :

$$\Delta E = + (52 + 162) - 2(86) + 88 = - 46 \text{ kcal.}$$

La energía del sistema baja si ocurre la reacción. Sin embargo, es necesario tener una energía de activación para poder arrancar la reacción.

1.2.7. Distancias de equilibrio, radios iónicos y atómicos.

La distancia de equilibrio entre los centros de dos átomos vecinos puede considerarse como la suma de sus radios (fig. 1.15).

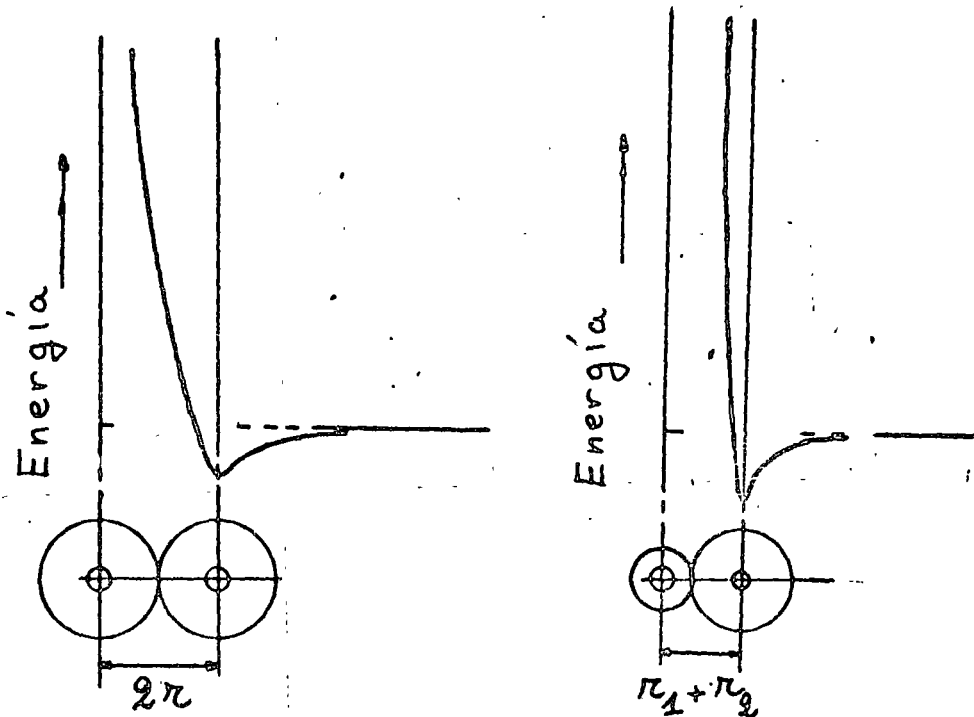


Fig. 1.15

Longitudes de "enlace". La distancia de mínima energía entre dos átomos adyacentes se llama longitud de enlace. Es igual a la suma de los dos radios. (a) En un metal puro, todos los átomos tienen el mismo radio. (b) En un sólido iónico, los radios son diferentes

En el hierro metálico, por ejemplo, la distancia media entre los centros de los átomos es 2.482 \AA (unidades Angstrom : $1 \text{ \AA} = 10^{-8} \text{ cm.} = 10^{-10} \text{ m}$; unidad del sistema internacional : $1 \text{ nm} = \text{nanómetro} = 10^{-9} \text{ m} = 10 \text{ \AA}$) a temperatura ambiente. Como los átomos son los mismos, el radio del átomo de hierro será en esas condiciones $1.241 \text{ \AA} = 0.1241 \text{ nm}$.

No es tan fácil como parece hablar del tamaño de un átomo : varios factores pueden -- afectar la distancia de equilibrio. El primero es la temperatura. Cualquier aumento de energía arriba del punto mínimo de la curva $E - a$ de la fig. 1.13 aumentará la distancia media, como se explicará en detalle en el capítulo 2. Este aumento entre el espacio medio entre los átomos está relacionado con la forma asimétrica de la curva $E - a$.

La valencia iónica también tiene un efecto muy importante sobre el espacio interatómico. En tablas como por ejemplo en Van Vlack "Materials Science for Engineers", se da el radio atómico de Fe (neutro) con 1.24 \AA , del ión ferroso Fe^{2+} con 0.83 \AA y del Fe^{3+} con 0.67 \AA . Los radios iónicos son menores que el radio atómico del hierro metálico, ya que en Fe^{2+} los 2 electrones de la capa N se han eliminado (fig. 1.16) de modo que los restantes 24 electrones son atraídos más cerca del núcleo, que aún mantiene su carga positiva de 26. La reducción es aún mayor para el ión férrico Fe^{3+} , quitándole otro electrón.

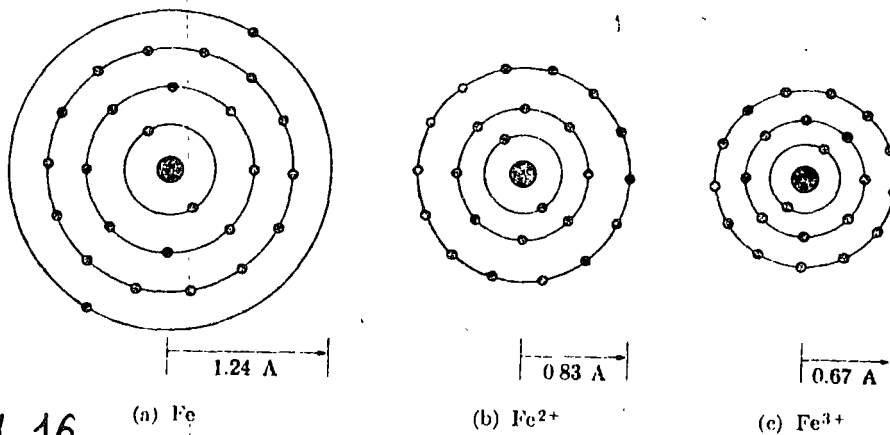


Fig. 1.16.

Tamaños de átomos y de iones. (a) Tanto los átomos como los iones del hierro tienen el mismo número de protones (26). (b) Si se eliminan dos electrones, los 24 electrones restantes y iones negativos adyacentes se acercan más al núcleo de 26 protones. (c) Un ión férrico tiene sus 23 electrones aún más cerca del núcleo

Por otra parte, un ión negativo es mayor que su átomo correspondiente, ya que hay más electrones alrededor del núcleo que protones en éste y los electrones adicionales (agregados) no son atraídos tanto hacia el núcleo como los electrones originales.

Un tercer factor que afecta el tamaño del átomo o ión, es el número de átomos adyacentes (número de coordinación, ver 1.2.8). Un átomo de hierro tiene un radio de 1.241 Å cuando está en contacto con 8 átomos adyacentes de hierro, lo que es el acomodamiento normal a temperatura ambiente. Si los átomos se reacomodan para colocar un átomo de hierro en contacto con otros 12, el radio de cada átomo aumentaría hasta 1.269 Å. Con más átomos adyacentes, hay más fuerza de repulsión y consecuentemente, las distancias interatómicas aumentan.

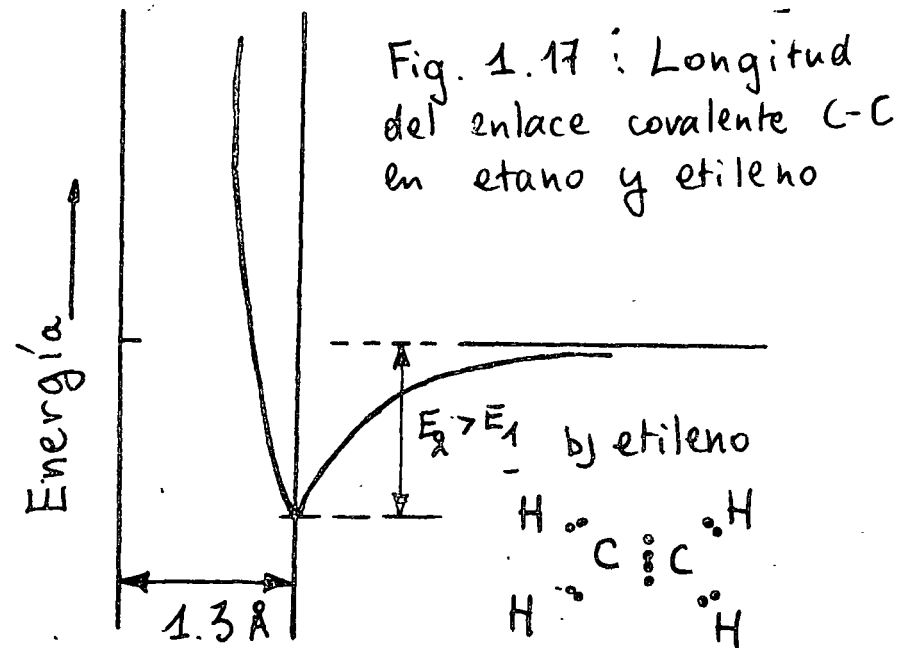
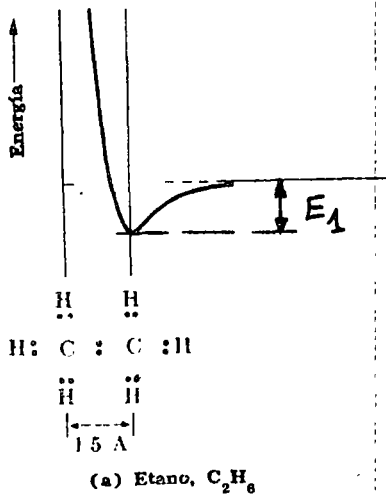


Fig. 1.17 : Longitud del enlace covalente C-C en etano y etileno

La distancia interatómica entre los átomos de carbono se reduce mientras más átomos se comporten covalentemente. Además, se necesita mayor energía para su separación

Finalmente, consideremos el efecto de los enlaces covalentes. La fig. 1.17 compara las distancias interatómicas entre los átomos de carbono en el etano y en el etileno. En la última molécula 4 electrones están compartidos por los dos átomos de carbono, pero en la molécula del etano, sólo se comparten dos electrones. Las distancias de centro a centro de los dos átomos de carbono en el etano y en el etileno. En la última molécula 4 --

electrones están compartidos por los dos átomos de carbono, pero en la molécula del etano, sólo se comparten dos electrones. Las distancias de centro a centro de los dos átomos de carbono se reducen conforme sus estructuras están más fuertemente ligadas. La tabla de la pag. 1-33 indica la longitud de enlace de unas ligas covalentes, del -- cual podemos deducir los radios atómicos del carbono en enlace simple $C-C : 0.75 \text{ \AA}$, en enlace doble $C=C : 0.65 \text{ \AA}$ y en enlace triple $C \equiv C : 0.6 \text{ \AA}$.

1.2.8. Direccionalidad del enlace - Número de Coordinación.

Las fuerzas coulombianas, base del enlace iónico, no son específicas. Esto significa, -- que un ión positivo (o negativo) producirá su atracción sobre todos los iones de carga opuesta que se encuentren en su vecindad según la ley de atracción (1 - 2). Podemos representarnos los iones como esferas cargadas que ejercen su atracción o repulsión en cualquier dirección .

La consecuencia de ésto es que los iones tienden a disminuir su distancia recíproca, o sea que tienden a aumentar su coordinación con los iones vecinos : un gran ión positivo puede tener más vecinos negativos que un ión positivo pequeño (por razones geométricas). Un ejemplo ilustrativo nos dan los cloruros : un ión de cesio Cs^+ con radio -- iónico de 1.6 \AA puede tocar simultáneamente ocho iones vecinos de cloro Cl^- , sin permitir contacto entre los últimos (lo que provocaría repulsión y aumento de energía), -- mientras que el ión de sodio, Na , más chico ($R_{Na^+} = 0.98 \text{ \AA}$) sólo puede tocar simultáneamente seis iones de cloro, en las mismas condiciones como para el Cs^+ .

El número de vecinos inmediatos se llama número de coordinación. El Cs^+ del ejemplo anterior tiene entonces un número de coordinación (NC) = 8 y el Na^+ tiene NC = 6.

Cálculos geométricos dan las relaciones mínimas para permitir un NC determinado y es
 tan representados en la tabla siguiente :

Tabla : Número de coordinación y relación mínima
 de los radios iónicos o atómicos.

NC	Relación mínima
3	0.155
4	0.225
6	0.414
8	0.732
12	1.0

$\frac{r}{R} = \frac{r_{\text{inferior}}}{R_{\text{superior}}}$

Ejemplo : El ión de magnesio Mg^{2+} tiene un radio iónico de 0.78 \AA , el ión de oxígeno O^{2-} un radio de 1.32 \AA . Es posible acomodar 6 iones de O^{2-} alrededor de 1 ión de Mg^{2+} , porque la relación de los radios es

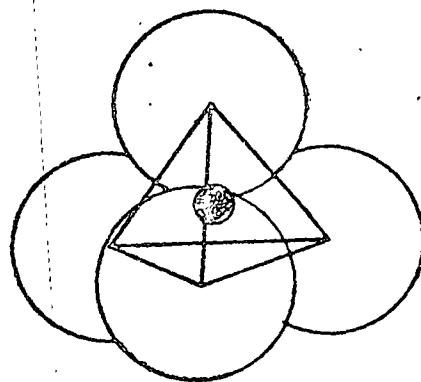
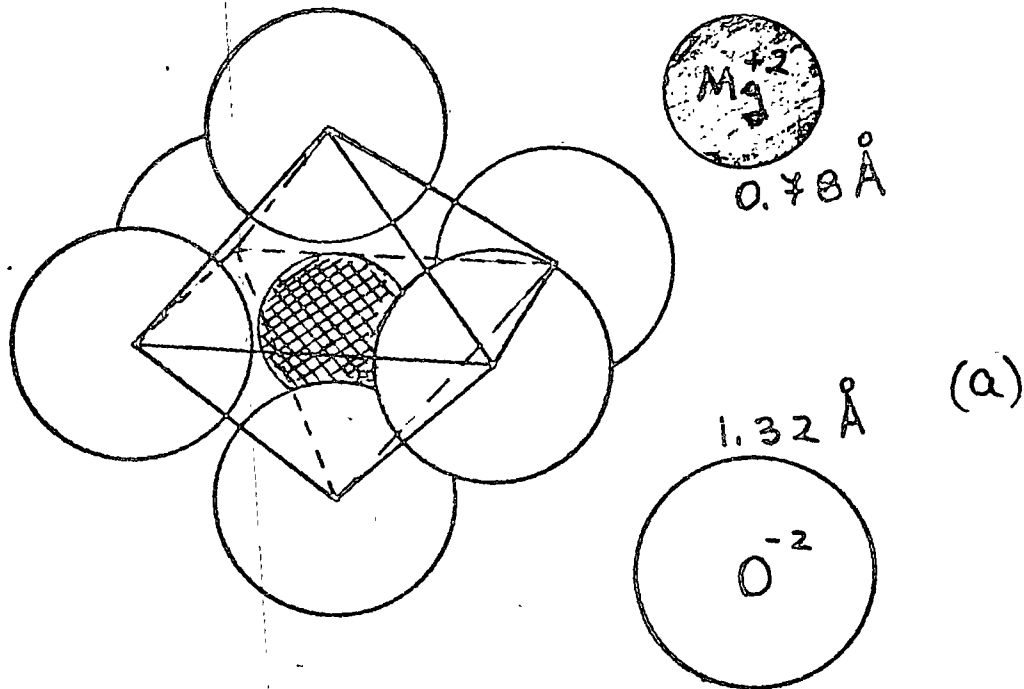
$$\frac{R_{\text{Mg}^{2+}}}{R_{\text{O}^{2-}}} = \frac{0.78}{1.32} = 0.59$$

y no permite un NC = 8, pero si un NC = 6 (ver la tabla anterior).

El ión de silicio Si^{4+} tiene un radio de 0.39 \AA de modo que la relación de los radios -
 es :

$$\frac{R_{\text{Si}^{4+}}}{R_{\text{O}^{2-}}} = \frac{0.39}{1.32} = 0.295$$

lo que sólo permite un NC = 4 (ver fig. 1.18).



$$r_{Si^{4+}} = 0.39 \text{ \AA}$$

$$r_{O^{2-}} = 1.32 \text{ \AA}$$

(b)

Fig. 1.18

Números de coordinación. (a) El máximo de iones de oxígeno (O^{2-}) que puede rodear un ion de magnesio (Mg^{2+}) es seis. (b) El número de coordinación del Si^{4+} hacia el O^{2-} es sólo cuatro, debido a que la relación de tamaños de los iones es menor que 0.414

1.3 Estructura cristalina.

1.3.1. Introducción.

Por estructura atómica cristalina se entiende la disposición recíproca de los átomos, que existen en un cristal real. En un metal gaseoso la interacción entre los átomos, que poseen una gran energía cinética, es pequeña y se desplazan en el espacio en forma caótica. Al pasar el metal al estado líquido y posteriormente al estado sólido, la distancia entre los átomos disminuye y la interacción entre ellos aumenta. El carácter de la interacción de los átomos está determinado por la estructura de sus capas electrónicas periféricas. Los átomos de los metales tienen una pequeña cantidad de electrones periféricos (electrones de valencia, no más de tres, en los metales, de cuatro a ocho), que están débilmente enlazados con el núcleo.

Como se vió en 1.2, al acercarse los átomos, los electrones que se encuentran en las capas periféricas pierden el enlace con sus propios átomos, gracias a que se desprende el electrón de valencia de un átomo bajo la influencia del núcleo cargado positivamente de otro, de éste bajo la influencia del siguiente y así sucesivamente. Tiene lugar una especie de colectivización de electrones por los átomos de la masa dada del metal. Los electrones colectivizados se llaman "libres", puesto que no pertenecen a ningún átomo. Por consiguiente, en estado sólido el metal representa una construcción compuesta de iones cargados positivamente, bañados por el "gas" de electrones libres, colectivizados.

Los iones en el metal sólido están ubicados a tal distancia el uno del otro y en tales puntos del espacio, en los cuales las fuerzas de atracción que surgen por la interacción de los iones con el gas electrónico y las fuerzas de repulsión mutua se compensan. Cada metal puro está formado de átomos iguales, por eso la distancia entre estos puntos es

paciales en determinadas direcciones deben ser iguales.

Esto conduce al hecho de que los átomos (iones) de los metales están ubicados uniformemente en el espacio, formando una red cristalina (espacial). La red cristalina está formada de líneas y planos imaginarios que pasan por los puntos de ubicación de los iones en el espacio. Estos puntos han recibido el nombre de nudos de la red cristalina.

Los iones en los nudos de la red cristalina oscilan con una frecuencia del orden de 10^{13} oscilaciones por segundo. Este movimiento no cesa incluso a una temperatura próxima al cero.

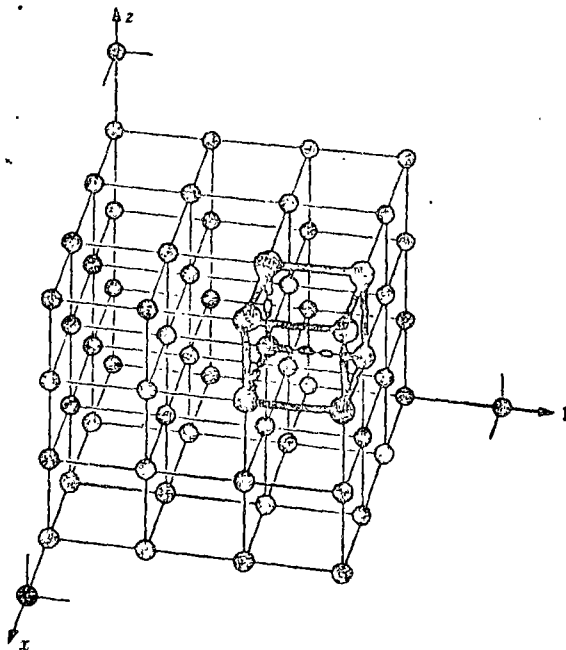


Fig. 1.19

Celdas cúbicas. El espacio está dividido en tres clases de planos igualmente espaciados. Los ejes de referencia x , y y z son mutuamente perpendiculares. Cada punto de intersección es equivalente

Un ejemplo de este tipo de red se muestra en la figura 1 - 19. Con líneas gruesas se indica el menor paralelepípedo mediante cuyo desplazamiento sucesivo a lo largo de sus tres ejes se puede construir todo el cristal.

Este volumen mínimo del cristal, que da una idea sobre la estructura atómica del metal cualquiera que sea su volumen, recibió el nombre de célula cristalina elemental o celda unitaria.

Para su característica simple es necesario conocer las siguientes magnitudes: tres aristas (a, b y c) y tres ángulos entre los ejes α, β y γ (fig. 1-19). La red más sencilla es la cúbica, en la que $a = b = c$ y $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$.

Las redes cristalinas de distintas sustancias se diferencian por la forma y la magnitud de las células elementales (Fig. 1-20).

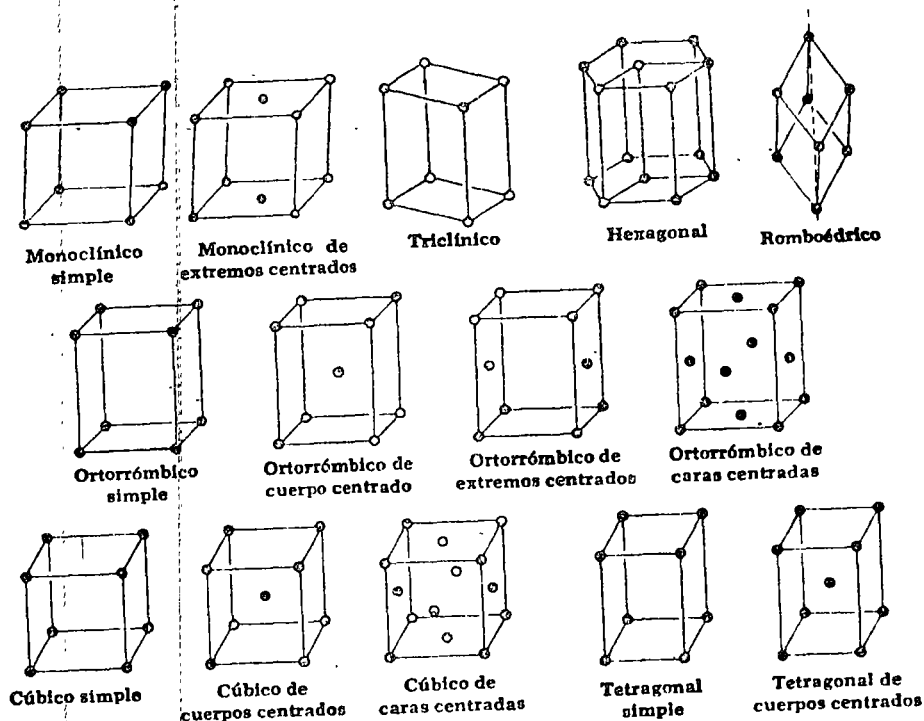


Fig. 1-20

No sólo los metales tienen una estructura cristalina: la mayoría de los materiales cerámicos (enlace iónico) tiene una estructura cristalina y algunos polímeros (enlace covalente intramolecular y Van de Waals intermolecular) logran un alto grado de cristalización (como veremos más adelante).

La repetición de los patrones tridimensionales en cristales se debe al acomodamiento atómico dentro del material, el cual depende en el caso del enlace iónico del número de coordinación, o sea del radio iónico de los elementos (ver sección 1.2.8). El patrón controla a veces la forma externa del cristal, lo que provoca por ejemplo los 6 puntos de los copos de nieve. Las superficies planas de los cristales de gemas, cuarzo (SiO_2) y aún la simple sal de cocina (NaCl), son manifestaciones externas de los acomodamien

tos internos cristalinos. En cada caso, el acomodamiento atómico interno persiste, aunque la superficie externa se altere. Por ejemplo, la estructura interna de un cristal de cuarzo no se altera cuando las superficies del cristal son cortadas para producir arena sílica redondeada. Del mismo modo, hay un acomodamiento hexagonal de las moléculas de agua en el hielo raspado, así como en los copos de nieve.

1.3.2. Cristales cerámicos.

Aunque tratamos más de los cristales cerámicos en el capítulo sobre materiales cerámicos es necesario mencionar aquí la cristalización de los materiales con enlace iónico. Tomemos el cloruro de sodio como una ilustración del papel que el acomodamiento atómico toma en la cristalinidad. La relación de tamaños de iones de sodio Na^+ y de cloro Cl^- es $0.98/1.81$, o sea: 0.54 . La tabla de la página 1-39 nos indica que esta relación favorece a un número de coordinación de seis. Esto se representa en la fig. 1-18 para el óxido de magnesio, como $\text{Mg}^{2+} \text{O}^{2-}$, pero también es aplicable para el Na^+ y Cl^- . La fig. 1-18 sólo muestra el acomodamiento de los primeros vecinos, mientras que la figura 1-1 representa un patrón de acomodamiento más completo, en el cual podemos notar las siguientes características:

- a). Cada cation de Na^+ y cada anión de Cl^- tiene seis vecinos, si el patrón se extiende más aún en las 3 dimensiones ($\text{NC} = 6$),
- b). Hay un número igual de Na^+ y Cl^- (si el patrón es continuado), lo que corresponde a la fórmula de la sal NaCl ,
- c). Se establece un pequeño cubo con caras planas y una arista de longitud $(2r + 2R)$, en donde r y R son los radios de los iones Na^+ y Cl^- , respectivamente,
- d). el patrón en la celda unitaria es idéntica al patrón de todos los cubos de NaCl , de modo que si conocemos la estructura de la celda unitaria, podemos describir toda la estructura del cristal.

e). Las distancias interatómicas Na - Na y Cl - Cl son ambas mayores que las distancias Na - Cl con un factor de $\sqrt{2}$. Esta diferencia es importante, ya que las fuerzas coulómbicas interatómicas de atracción deben de ser mayores que las fuerzas de repulsión coulómbica entre iones iguales.

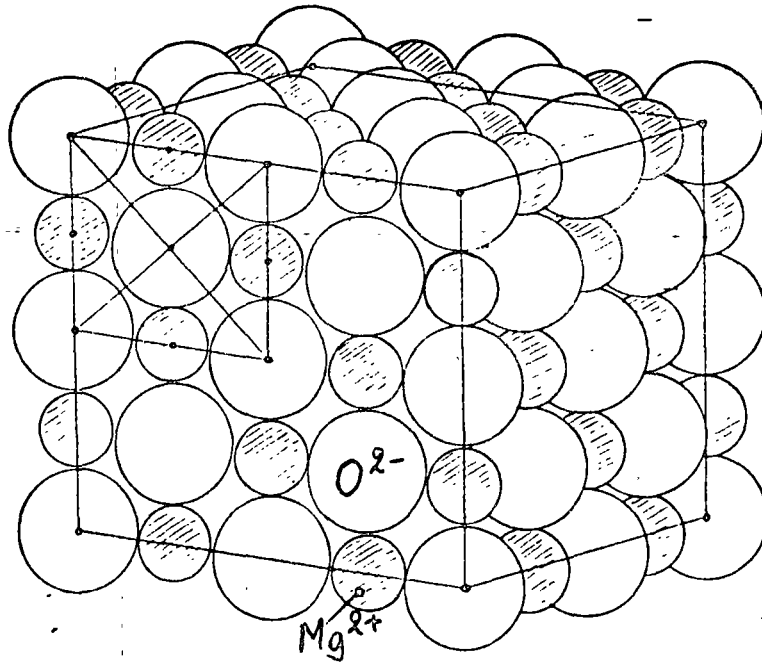


Fig. 1.21. Estructura cristalina de MgO

A continuación, trataremos únicamente de los materiales metálicos, dejando los detalles sobre estructuras cristalinas en materiales cerámicos para otro capítulo.

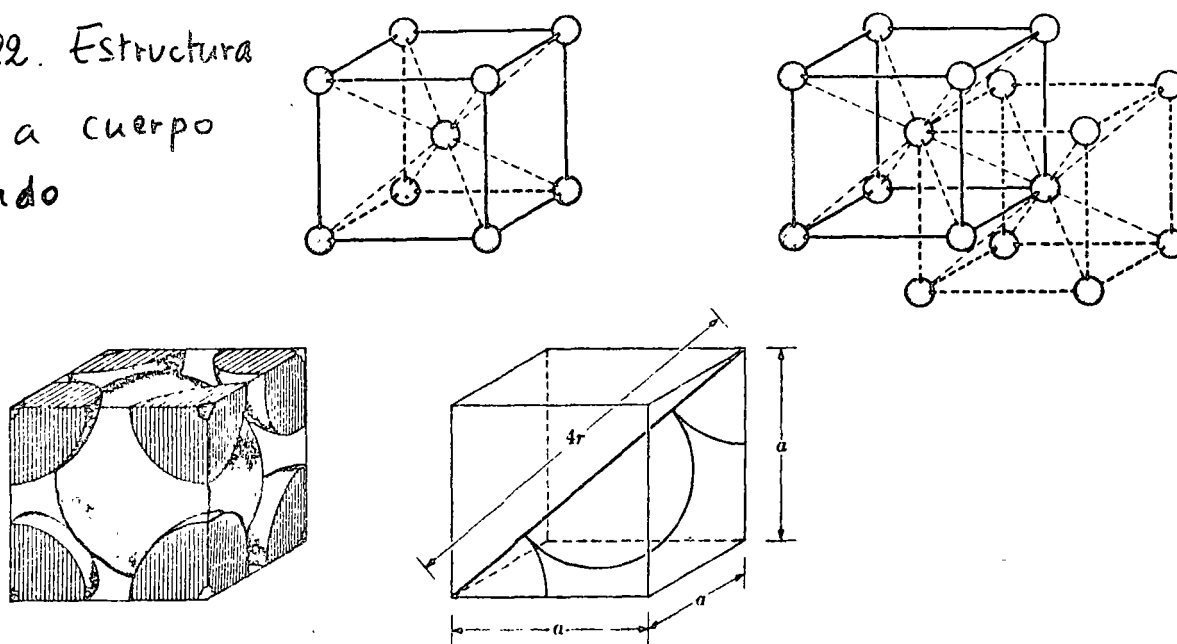
1.3.3 Sistemas cristalinos de los metales.

La mayoría de los metales forman una de las siguientes redes cristalinas de alta simetría con un empaquetamiento compacto de los átomos:

- estructura cúbica de cuerpo centrado : ccuc (inglés bcc = body centered cubic), - fig. 1.22
- estructura cúbica de caras centradas : ccac (inglés fcc = face centered cubic), -- fig. 1.23
- estructura hexagonal compacta : hc (inglés hcp = hexagonal close packed), fig. 1.24 y 1.25 (hexagonal simple).

En las figuras se dan las representaciones convencionales de las redes cristalinas nombradas y los esquemas de empaquetamiento de los átomos (iones) que dan una idea bastante clara sobre cada estructura.

Fig. 1.22. Estructura cúbica a cuerpo centrado



Como se puede observar en la figura 1.22, en la red cúbica de volumen centrado (cuerpo centrado) los átomos están ubicados en los ángulos de un cubo y uno en el centro del cubo. La red cúbica de cuerpo centrado se puede encontrar en los siguientes metales : Rb, K, Na, Li, Ti-beta, Zr-beta, Ta, W, Mo, V, Fe-alfa, Cr, Nb, Ba. (los índices alfa, beta y gama señalan que los metales correspondientes tienen distinta estructura cristalina o modificaciones alotrópicas a distintas temperaturas, como se verá más adelante).

En la red cúbica de caras centradas los átomos están ubicados en los ángulos del cubo y en el centro de cada cara (figura 1-23). Tienen este tipo de red los siguientes metales: Ca-alfa, Ce-beta, Sr, Th, Pb, Sc-alfa, Ni, Ag, Au, Pd, ~~Pt~~, Pt, Ph, Ir, Fe-gama,

Cu, Ca-alfa.

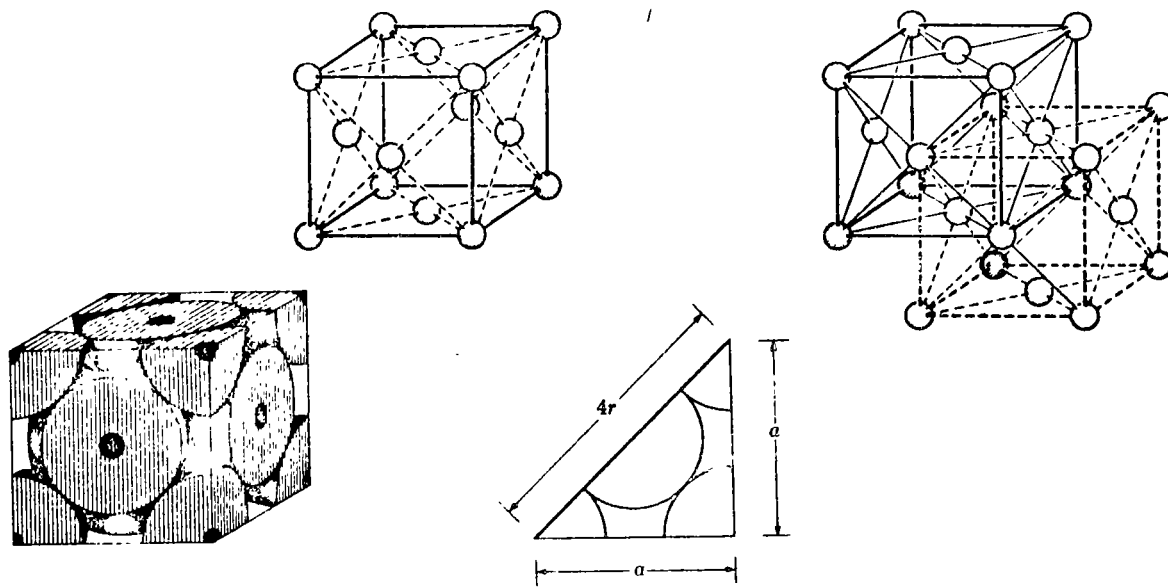


Fig. 1.23. Unas representaciones de la estructura cúbica a caras centradas

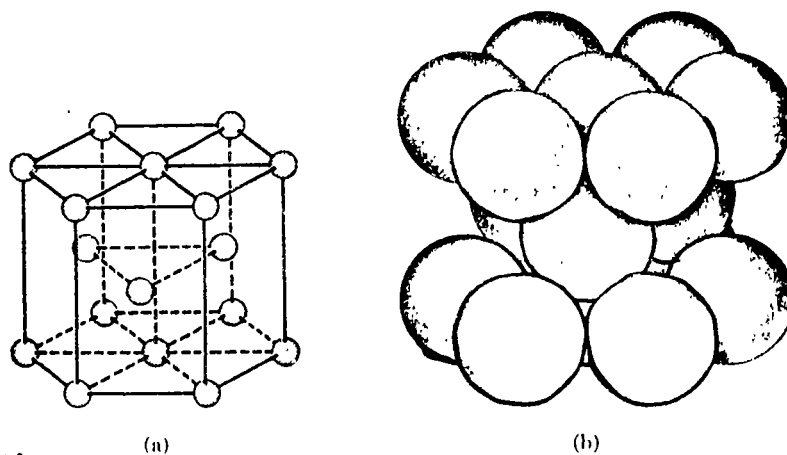


Fig. 1.24

Estructura hexagonal compacta. (a) Vista esquemática mostrando la localización de los centros de los átomos. (b) Modelo hecho con bolas duras

En la red hexagonal (fig. 1-24), los átomos están ubicados en los ángulos y en el centro de las bases hexagonales del prisma y tres átomos en el plano^o medio del prisma. Tie-

nen este empaquetamiento de átomos los metales : Hf, Mg, Ti-alfa, Cd, Re, Os, Ru, Zn, Co-alfa, Be, Ca-beta, Sc-beta, Y, La-alfa, Zr-alfa.

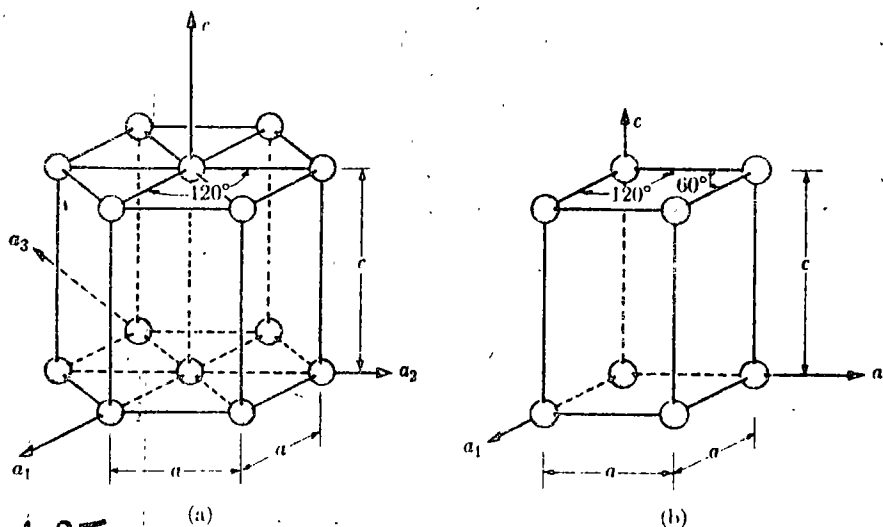


Fig. 1.25

Celdillas unitarias hexagonales simples. (a) Representación hexagonal. (b) Representación rómbica. Los dos son equivalentes $a \neq c$, con ángulo de base de 120° , y ángulo vertical de 90°

Finalmente, algunos metales (Mn-gama, In tienen una red tetragonal ($a = b \neq c$, $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$).

Las distancias entre los átomos de la red se denominan períodos de la red. El período de la red se expresa en angstroms: \AA ó bien en kiloequis K X ($1 \text{ kX} = 1,00202 \times 10^{-8} \text{ cm}$).

El período de la red de metales, que se cristalizan en el sistema cúbico se encuentra entre los límites de 0.286 a 0.607 nm (de 2.86 a 6.07 \AA). En el sistema hexagonal -- $a = 0.228 \text{ ./. } 0.398 \text{ nm}$ (2.28-3.98 \AA) y $c = 0.357 \text{ ./. } 0.652 \text{ nm}$ (3.57 - 6.52 \AA).

a. Estructura cúbica a cuerpo centrado (CCuC).

El hierro tiene estructura cúbica. A temperatura ambiente, la celda unitaria del hierro tiene un átomo en cada vértice del cubo, y otro átomo en el centro del cuerpo del cubo (fig. 1.22), ó sea tiene CCuC.

Cada átomo de hierro alfa ($\text{Fe-}\alpha$) con estructura CCuC está rodeado por ocho átomos adyacentes de hierro, y ésto hace que el átomo esté localizado en una esquina ó en el centro de la celdilla unitaria. Cada átomo tiene el mismo vecino geométrico, correspondiente al número de coordinación $\text{NC}=8$. Como todos los átomos del hierro son iguales, la relación de los radios atómicos ó iónicos es unidad y nos permitiría un $\text{NC}=12$.

El hierro - α no tiene este NC porque no es un material de enlace 100% metálico, sino con un porcentaje de enlace covalente. Además, las propiedades magnéticas del hierro - α a temperatura ambiente tienen una influencia sobre la estabilidad de la estructura cristalina y son parcialmente responsables para el $\text{NC}=8$.

Es fácil darse cuenta, que a una celda unitaria de red cúbica de cuerpo centrado le corresponden 2 átomos: un átomo en el centro del cubo y un átomo que aportan los átomos ubicados en los vértices del cubo. Dado que cada átomo en el vértice del cubo pertenece al mismo tiempo a 8 celdas elementales, por consiguiente, a cada celda elemental le corresponde solamente $1/8$ de la masa de este átomo y a toda la red $1/8 \times 8 = 1$ (fig. 1.22).

La constante (período, parámetro) de la red "a" está relacionado al radio atómico por:

$$a = 4r / \sqrt{3} \quad (\text{ver fig. 1-22})$$

Factor de llenado a factor de acomodamiento atómico.

En las estructuras cristalinas, es bastante importante conocer el factor de llenado o -- factor de acomodamiento atómico (FAA), el cual nos da información sobre la fracción de volumen de la celda ocupada por los átomos.

El cálculo para la estructura ccuc es el siguiente:

$$\text{F.A.A.} = \frac{\text{Volumen ocupado por los átomos}}{\text{volumen celda unitaria.}}$$

$$F.A.A. = \frac{2 \times \left(\frac{4}{3} \pi r^3\right)}{a^3} \quad \text{y con } a = 4r / \sqrt{3}$$

$$= \frac{2 \times 4 \pi r^3}{3 (4r)^3} (\sqrt{3})^3 = 0.68 \hat{=} 68\%$$

El acomodamiento atómico de la estructura CCuC es de 68%, ó sea 32% de la celda unitaria está vacío.

b. Estructura cúbica a caras centradas (CCaC).

La estructura cristalina del cobre (fig.1-23) no es la misma que la del hierro, aunque tiene estructura cúbica. En este tipo de estructura, además de un átomo en la esquina de cada celda unitaria, hay uno en el centro de cada cara, pero no hay ninguno en el centro del cubo, o sea es CCaC.

Esta estructura es algo más común entre los metales que las estructuras CCuC. Las estructuras CCaC son también encontradas en los compuestos iónicos, como lo vemos en la fig. 1-1, en donde los iones Cl^- en las esquinas de los cubos y en los centros de las caras forman una red CCaC. Lo mismo vale en este caso para los Na^+ .

A una celda elemental de la red cúbica de caras centradas le corresponden 4 átomos; uno de ellos (por el mismo cálculo que en el caso CCuC) lo aportan los átomos que se encuentran en los vértices del cubo ($1/8 \times 8$), y tres átomos los aportan los átomos que se encuentran en el centro de las caras, puesto que cada uno de estos átomos pertenece a dos redes. Por lo tanto : $1/2 \times 6 + 1/8 \times 8 = 4$ (fig. 1-23).

La constante de la red "a" está relacionada al radio atómico r por

$$a = 4r / \sqrt{2} \quad (\text{ver fig.1-23})$$

En la estructura cúbica a caras centradas cada átomo tiene un vecino geométrico de 12 átomos, correspondiendo al número de coordinación máximo $NC = 12$, de acuerdo con la relación de los radios atómicos igual a la unidad. La estructura CCaC es típica para los materiales con un verdadero enlace metálico.

El factor de acomodamiento atómico de la estructura CCaC es de 74%, lo que es el mayor F.A.A. posible con átomos iguales, por lo cual la estructura se llama a veces estructura cúbica compacta (cubic close-packed).

c. Estructura hexagonal compacta (hc).

Las estructuras de las figuras 1-25a y 1-25b son dos representaciones de las celdas unitarias hexagonales simples (hs). Tales celdas unitarias no tienen posiciones internas que sean equivalentes a las posiciones de esquina.

Los metales no cristalizan en un patrón hexagonal simple, debido a que el factor de acomodamiento y el número de coordinación son bajos.

La estructura del magnesio se representa en la fig. 1-24. Tal estructura es más densa que la de la fig. 1-25 y se llama estructura hexagonal compacta. Está caracterizada por tener cada átomo en una capa situada directamente arriba ó abajo de los intersticios entre tres átomos de las capas adyacentes. Consecuentemente, cada átomo toca tres átomos del plano inferior; seis átomos de su propio plano y tres átomos del plano superior. Entonces, el número de coordinación de la estructura hc es de 12, igual como la ccac.

El factor de acomodamiento atómico para una estructura hexagonal compacta metálica puede ser fácilmente calculado y se encuentra igual a 74%. Esto es idéntico al F.A.A. de un metal ccac, lo que es predecible debido a que ambas estructuras tienen un NC=12.

NOTA: Solo la red hexagonal de empaquetamiento compacto (hc) con una relación $c/a = 1,633$, tiene un número de coordinación igual a 12, lo que corresponde también a la mayor compacidad de empaquetamiento de los átomos. En la mayoría de los metales que se cristalizan en el sistema hexagonal, la relación c/a se encuentra en los límites de 1.57 a 1.64, es decir, la desviación del em

paquetamiento compacto ($c/a = 1,633$) es pequeña.

Si la relación c/a difiere significativamente de 1,633 (por ejemplo, para el cinc y el cadmio), entonces el número de coordinación de la red cristalina es 6.

1.3.4. Secuencias de apilamiento.

Como los ordenamientos atómicos CCaC y hc son los más densos posibles (F.A.A. = 74%) para átomos esféricos, otra forma de considerarlos es en función de planos atómicos compactos, apilados para minimizar el volumen que ocupan.

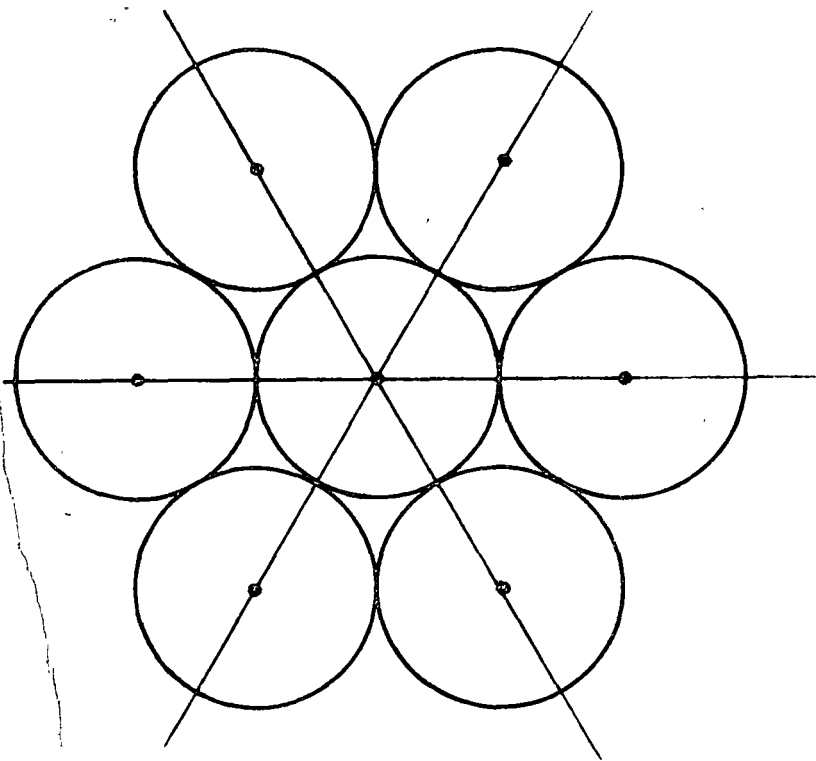


Fig. 1.26: Plano compacto

Un plano compacto es una ordenación bidimensional de átomos agrupados tan estrechamente como sea posible, para minimizar su volumen como nos muestra la figura 1-26, se coloca un segundo plano compacto sobre el primero directamente sobre los vados entre los átomos del plano inferior, reduciendo así a un mínimo la distancia entre los átomos de los 2 planos. Llamemos la posición ocupada por los átomos del primer plano compacto A y del segundo plano compacto B.

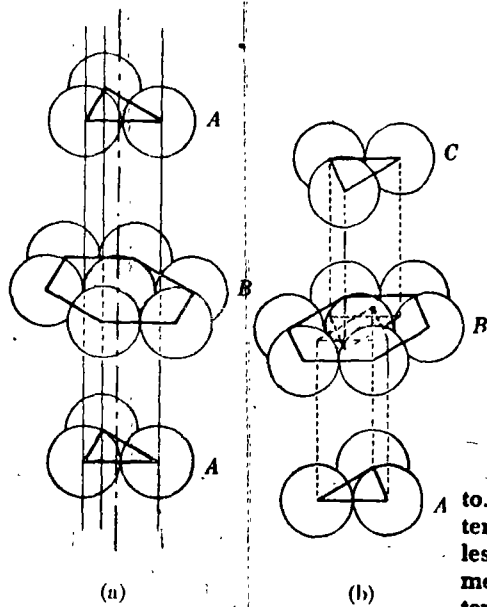


Fig. 1-27

Secuencias de acomodamiento. (a) metal scf con superposición alterna (0001) de cristales planos, (telescopiando en la dirección [0001]). (b) metal ccac con superposición de cada tercer plano cristalino (111) (telescopiando en la dirección [111]).

Si se coloca ahora un tercer plano encima de los primeros dos, de tal manera que sus átomos estén directamente por encima de los átomos del primer plano, ó sea en posición A (ver la fig. 1-27a) y si se continúa esta secuencia, la estructura resultante es hc. Se describe la secuencia de apilamiento de los planos compactos en una estructura cristalina hc comoABABAB.....

Alternativamente, si se coloca el tercer plano de manera que sus átomos estén directamente encima de los "agujeros" entre los átomos del primer y del segundo plano, ó sea en posición C (ver fig. 1-27b), y si se continúa esta secuencia, la estructura resultante es CCaC. La secuencia de apilamiento de planos compactos a una estructura cristalina CCaC es descrita comoABCABCABC.....

1.3.5 Índices de Miller (Sistema cúbico).

a. Índices de dirección.

Para describir la dirección en el cristal se elige una recta que pasa por el origen de un sistema de coordenadas. Su posición se determina por los índices mnp del primer nudo, por el que ella pasa. Por eso los índices del nudo mnp son al mismo tiempo los índices de dirección. Acordemos en entender por índices cristalográficos

ficos de la recta del nudo (de dirección) tres cifras enteras mutuamente simples que caracterizan la posición del nudo vecino que se encuentra en la dirección dada que se mide en unidades axiales. Los índices cristalográficos de dirección se toman entre corchetes $[mnp]$.

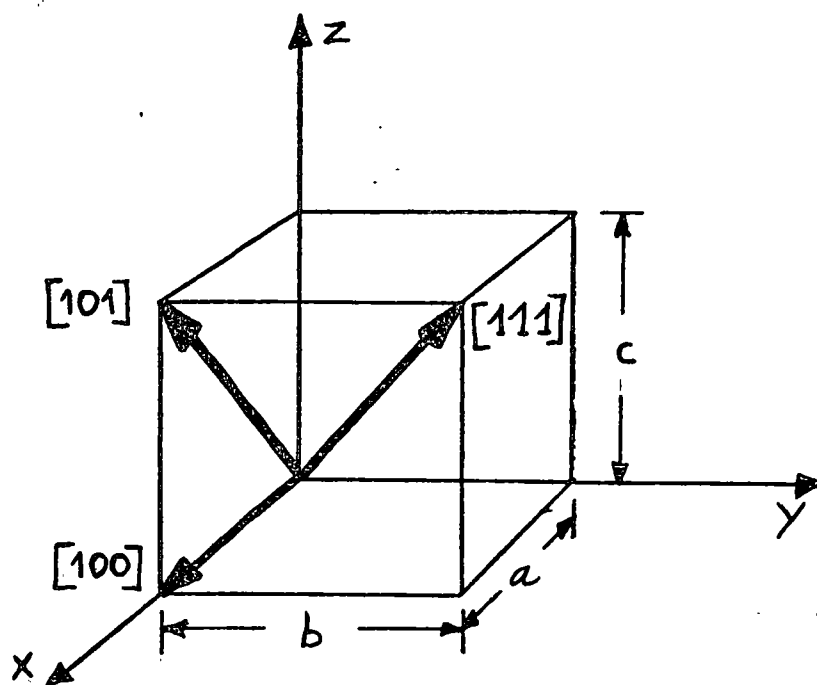


Fig. 1.28 Direcciones principales de la red cúbica

En calidad de ejemplo escribamos los índices de las direcciones principales de la red cúbica (fig. 1-28). Los índices de los ejes de la red son: eje X $[100]$, eje Y $[010]$, eje Z $[001]$. Los índices de las diagonales de las caras son: $[110]$; $[101]$; $[011]$. Los índices de las diagonales espaciales son $[111]$.

En capítulos ulteriores sobre deformación plástica, se utilizará a menudo la densidad de átomos. Calculemos aquí por ejemplo la densidad lineal de átomos a lo largo de la dirección $[110]$ para el cobre.

La densidad lineal es el número de átomos por cm. Como la dirección $[110]$ es una diagonal de cara de la estructura CCaC del cobre y el radio atómico de Cu con $N_C=12$ es 1.278 \AA , tenemos

$$\text{densidad lineal} = \frac{2 \text{ átomos}}{4 \times \text{radio atómico}} = \frac{2}{4 \times 1.278 \times 10^{-8}} = 3.9 \times 10^7 \frac{\text{átomos}}{\text{cm}}$$

ya que los átomos de Cu se tocan en la dirección $[110]$. Se llama entonces $[110]$ una dirección compacta.

NOTA: A. Como los índices de dirección se refieren a una celda unitaria, no localizada absolutamente en el espacio, los índices $[mnp]$ representan la totalidad de las direcciones paralelas a la trazada en una celda unitaria. Todas las líneas gruesas de la fig. 1-29 corresponden entonces a $[110]$.

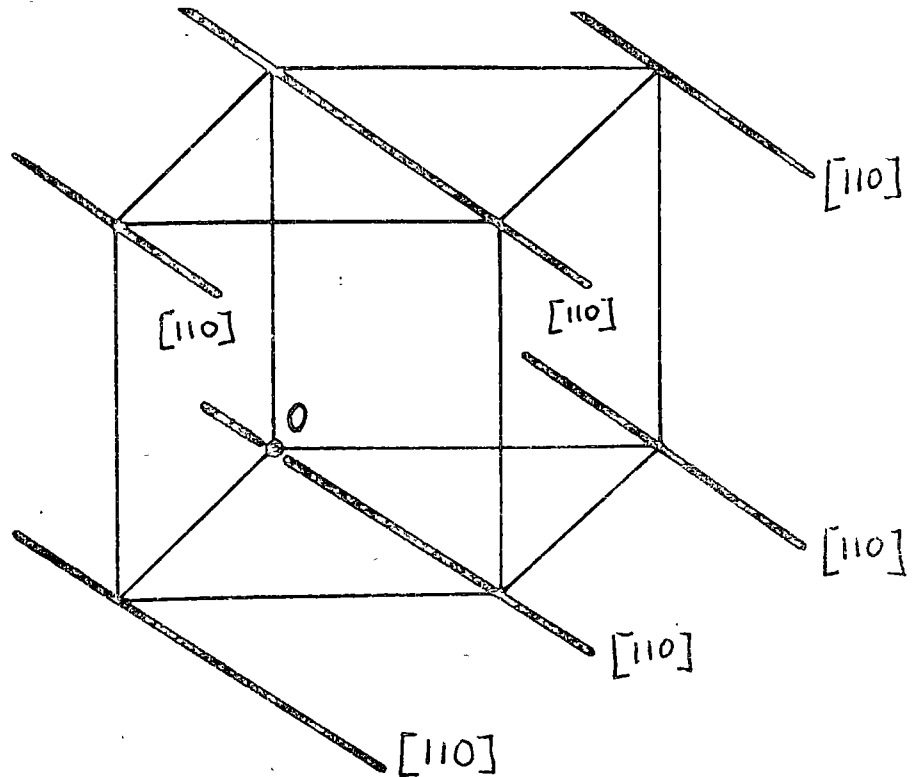


Fig. 1-29.
Direcciones $[110]$
en el cubo

B. A veces sólo interesa el tipo de dirección, dentro de la estructura, por ejemplo: eje principal, diagonal de la cara, diagonal del espacio. En este caso se representa la clase de direcciones $[100]$, $[010]$ y $[001]$ por el símbolo único, $\langle 100 \rangle$ - (ejes principales).

Ejemplo: Las diferentes diagonales de cara de un cubo son las siguientes: $[110]$, $[101]$, $[011]$ y $[\bar{1}\bar{1}0]$, $[\bar{1}0\bar{1}]$, $[0\bar{1}\bar{1}]$.

$[110]$ y $[\bar{1}\bar{1}0]$ son equivalentes, así como lo son $[101]$ y $[\bar{1}0\bar{1}]$, $[011]$ y -

[011].

El símbolo para la clase de diagonales de cara es $\langle 110 \rangle$, representando las 6 diagonales de cara diferentes que hay en un cubo.

b. Índices de planos (sistema cúbico)

Para determinar la posición de los planos atómicos (que pasan a través de los átomos) - en las redes cristalinas espaciales se emplean índices (hkl) que representan tres cifras racionales enteras, que son las recíprocas de los segmentos cortados por el plano dado en los ejes de coordenadas. Las unidades de longitud a lo largo de estos ejes se toman iguales a las aristas de la célula elemental.

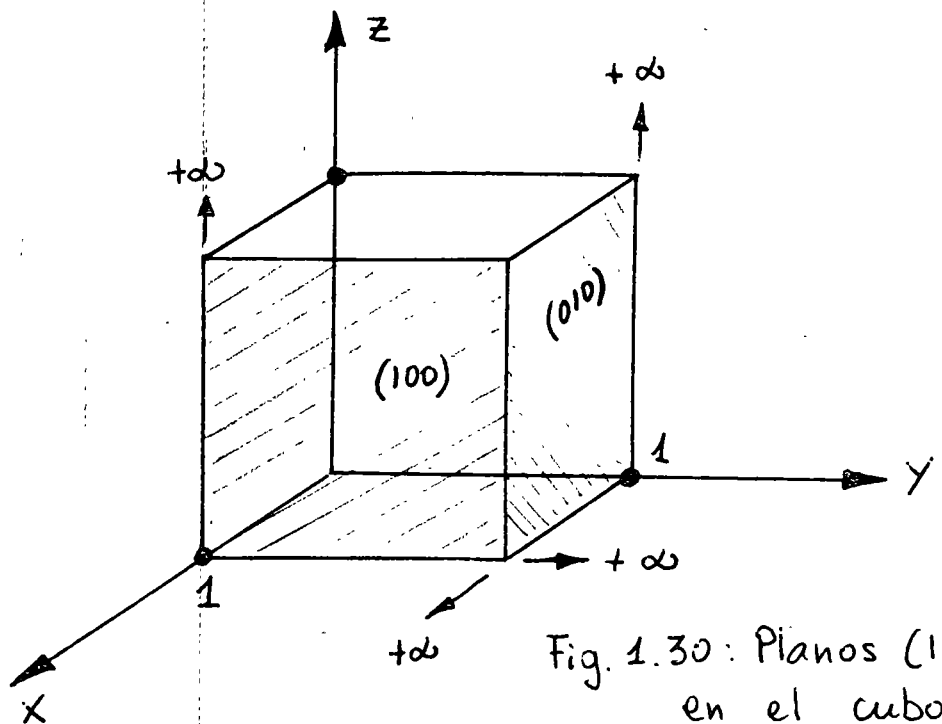
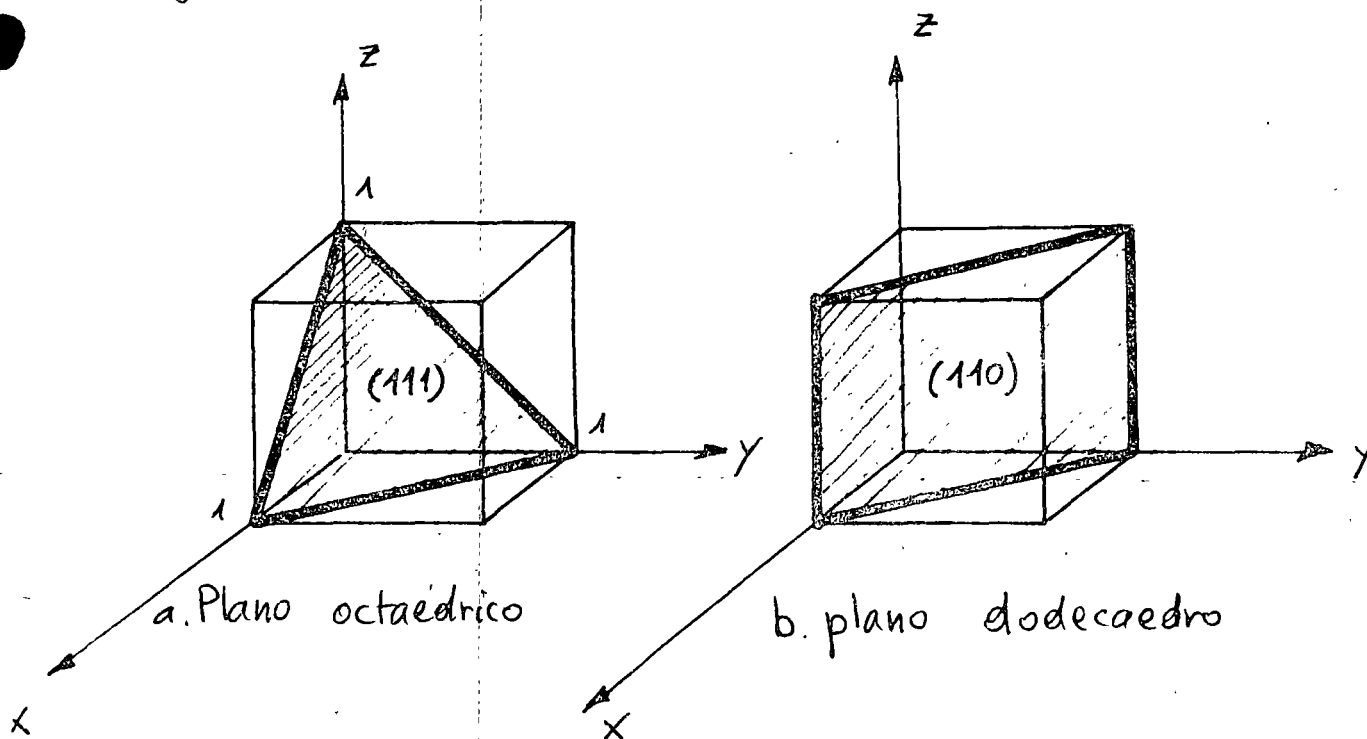


Fig. 1.30: Planos (100) y (010) en el cubo

Ponemos algunos ejemplos de designación de los planos del cubo. Como se puede ver en la figura 1-30, cada plano del cubo corta a un solo eje con la particularidad de que los segmentos serán iguales a $(1, \infty, \infty)$; $(\infty, 1, \infty)$; $(\infty, \infty, 1)$. Las recíprocas de los segmentos cortados serán respectivamente iguales a $1, 0, 0$; $0, 1, 0$; $0, 0, 1$. Los índices de los planos se escriben comúnmente entre paréntesis y no se separan con comas : (100), (010), (001).

Fig. 1.31



En la red cúbica, además de los planos del cubo (véase las figuras), se diferencian los planos del octaedro (111) y los planos del dodecaedro (110) (diagonales), fig. 1-31

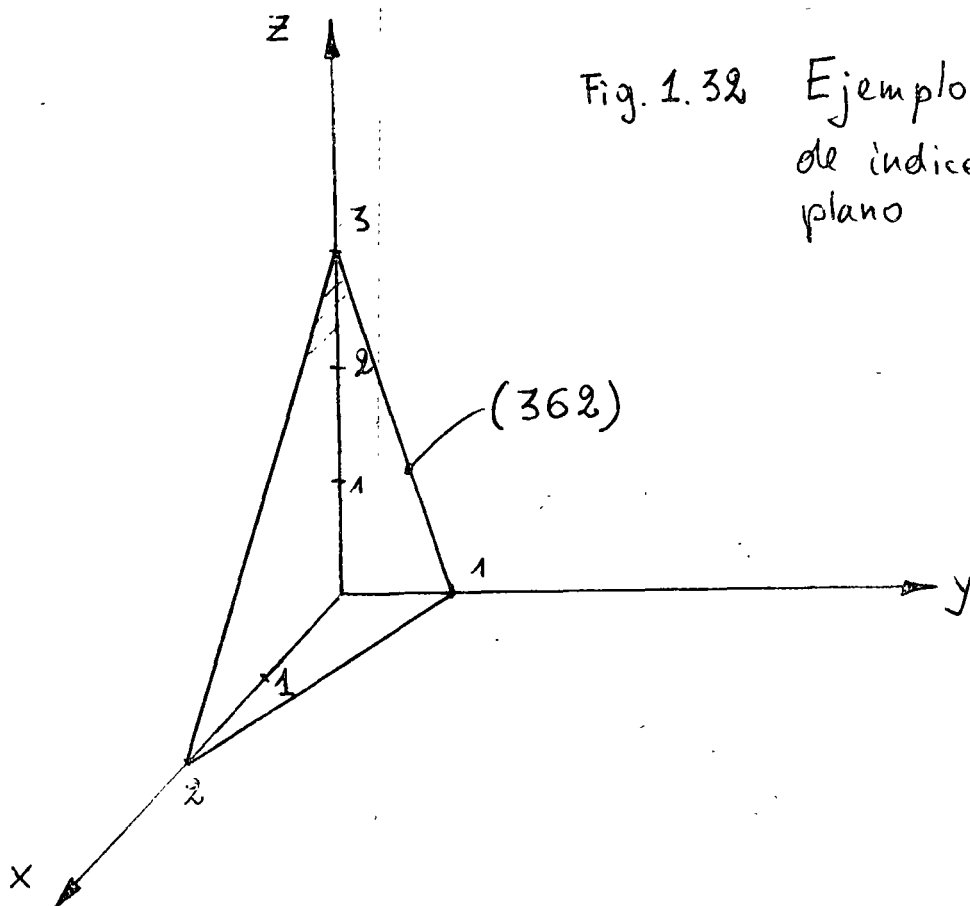


Fig. 1.32 Ejemplo de determinación de índices de Miller de plano

A veces, se confunden las intersecciones del plano con los índices de Miller. Fijémonos en el ejemplo siguiente : el plano de la fig. 1-32 tiene las intersecciones 2, 1 y 3 con los ejes X, Y y Z, pero sus índices de Miller son:

a) intersecciones $x : 2$ $y : 1$ $z : 3$

b) recíproco $\frac{1}{2}$ 1 $\frac{1}{3}$

c) cifras racionales 3 6 2

d) índices : (362)

Los índices no caracterizan a un sólo plano cualquiera, sino que a todo un grupo de planos paralelos.

No es difícil observar, que la densidad de distribución de los átomos es distinta para los diferentes planos. Así, por ejemplo, a la red cúbica de cuerpo centrado del plano (100) le pertenece solamente un átomo ($1/4 \times 4$). Al plano del dodecaedro rómbico (110) en la misma red le pertenecen dos átomos; uno de estos átomos es aportado por los átomos situados en los vértices ($1/4 \times 4$) y el otro se encuentra en el centro del cubo. En la red cúbica de caras centradas el plano de disposición más compacto de los átomos será el plano del octaedro (111), y en la red cúbica de volumen centrado, el plano (110).

Esto es de importancia primordial para el estudio del comportamiento mecánico.

NOTA: Exactamente como en el caso de las direcciones, a menudo sólo es interesante saber de qué tipo de plano se trata, y no de la posición exacta. En este caso, se utiliza otro símbolo para indicar la "clase" de planos equivalentes.

Ejemplos: Las caras del cubo son (100), (010) y (001), la clase de esos planos $\{100\}$, las diagonales son (110), (101), (011), (1T0), (10T) y (01T), la clase de esos

planos $\{110\}$.

c. Cálculos con los índices de Miller.

- Para la red cúbica los índices de dirección $[mnp]$ perpendicular al plano (hkl) , numéricamente son iguales a los índices de este plano. Así, los índices del eje X son -- iguales a $[100]$, y los índices del plano perpendicular al eje X son iguales a (100) .

- ángulos entre direcciones: el ángulo ϕ entre la dirección $[m_1 n_1 p_1]$ y $[m_2 n_2 p_2]$

se obtiene por

$$\cos \phi = \frac{m_1 m_2 + n_1 n_2 + p_1 p_2}{\sqrt{m_1^2 + n_1^2 + p_1^2} \times \sqrt{m_2^2 + n_2^2 + p_2^2}} \quad (\text{sistema cúbico})$$

- distancia interplanar : la fig. 1-33 revela la distancia entre los planos (111) , ó sea d_{111} como un tercio de la diagonal del cuerpo de la celda unitaria. Del mismo modo, la fig. 1-34 muestra los valores de d_{110} y d_{220} . Anotemos aquí que los índices de Miller son reducidos al menor número primo : p.ej. no (330) sino (110) . Cuando se indica una distancia interplanar d_{hkl} , hay que distinguir entre d_{220} y d_{110} (ver fig. 1-34)

En el sistema cúbico, la distancia entre los planos es:

$$d_{hkl} = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}$$

en donde a es la constante de la red (parámetro de la red) y h, k, l son los índices de Miller de los planos considerados.

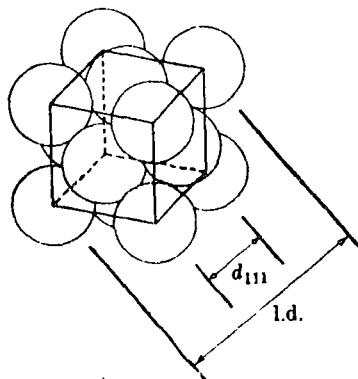


Fig. 1.33

Espacios interplanares (ccac). Hay tres espaciamentos interplanares d_{111} por cada diagonal de una celdilla unitaria en una estructura ccac

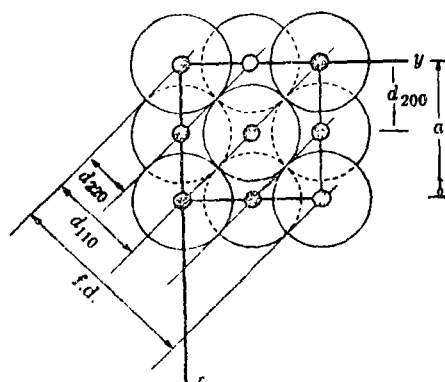


Fig. 1.34

Espaciamentos interplanares (110). Hay cuatro espaciamentos interplanares (220) por cara diagonal de la celdilla ccac. Como las tres distancias unitarias son idénticas en una estructura cúbica, hay otros cinco juegos diferentes de planos comparables. Mostrar el porqué

d. Existencia física de planos en estructuras cúbicas.

Es de importancia para la identificación de un material por medio del análisis por rayos

X saber si existen o no existen algunos planos concretos (ver 1.4).

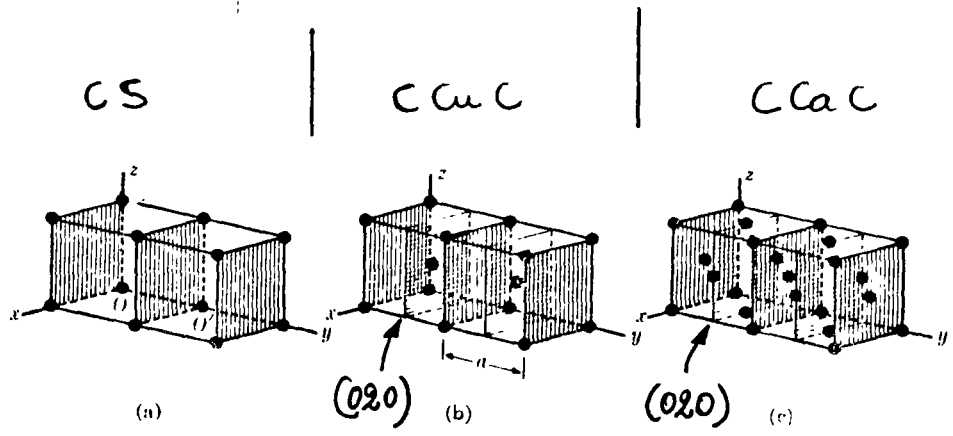


Fig. 1.35

a.

b.

c.

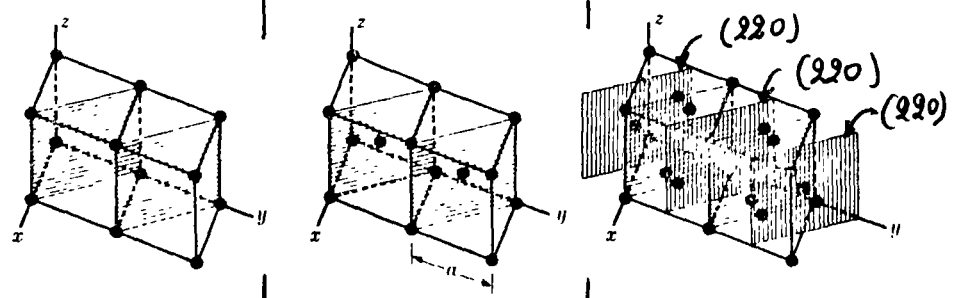


Fig. 1.36

a.

b.

c.

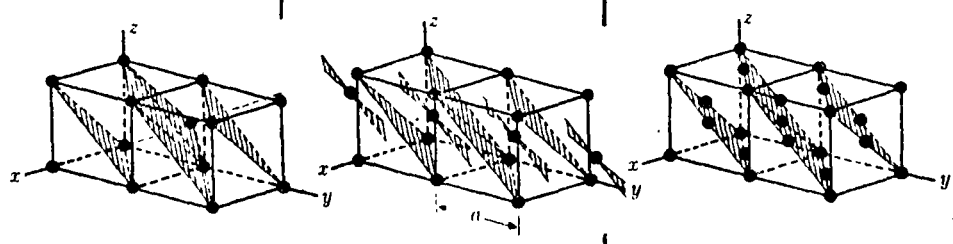


Fig. 1.37

a.

b.

c.

con planos

$(\bar{2}22)$

Las figs. 1-35, 1-36 y 1-37 nos ayudarán a ver si hay existencia física de planos.

-fig. 1-35a : se indican los planos (010) en una estructura cúbica simple. Estos planos contienen todos los átomos de la estructura y un plano trazado por el centro de la celda, paralelo a los planos (010) no tendría existencia física porque no contendría átomos.

-fig. 1-35b : en una estructura cúbica a cuerpo centrado, sí hay átomos en el centro de la celda unitaria. Entonces, el plano (020) tiene existencia física.

La distribución de los átomos sobre los planos (010) y (020) es idéntica, de modo que se trata de planos equivalentes. La diferencia radica en la secuencia de repetición, o sea en la distancia entre los planos.

-fig. 1-35c : también existen físicamente planos (020) en la estructura $CCaC$.

-fig. 1-36 : Sigue de esta figura que en las estructuras cúbicas simple y cúbica a cuerpo centrado, no hay otros planos entre los (110), mientras que existen planos (220) en la estructura $CCaC$.

fig. 1-37: Esta figura muestra que no hay planos físicos entre los (111) en el caso de estructura cúbica simple (cs) y $CCaC$, pero que sí hay planos ($\bar{2}22$) en la estructura $CCuC$.

e. Densidad planar

Cuando se estudia la deformación plástica, se necesita conocer la cantidad de átomos en los planos del cristal. El siguiente ejemplo muestra cómo se calcula esto por medio de la relación:

$$\text{Densidad planar} = \frac{\text{número de átomos}}{\text{área unitaria.}}$$

Ejemplo : ¿ Cuántos átomos de plomo ($CCaC$) hay por mm^2 en los planos (100) y (111)?

a) radio atómico de plomo con $NC=12$: 1.75 \AA parámetro de la celda unitaria:

$$a_{Pb} = \frac{4r}{\sqrt{2}} = 4.95 \text{ \AA}$$

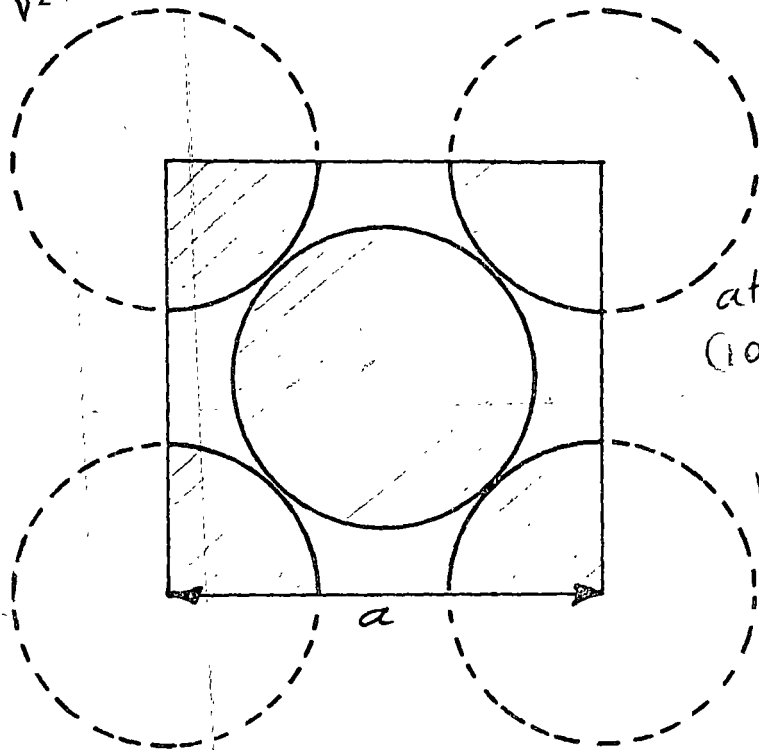


Fig. 1.38
Concentración atómica sobre plano (100) de CCAC. Tiene dos átomos por a^2

La fig. 1-38 muestra que el plano (100) contiene 2 átomos por cara de la celda unitaria

$$(1 + 4 \times \frac{1}{4} = 2) :$$

$$\text{densidad} = \frac{2 \text{ átomos}}{(4.95 \times 10^{-7} \text{ mm})^2} = 8.2 \times 10^{12} \text{ át./mm}^2$$

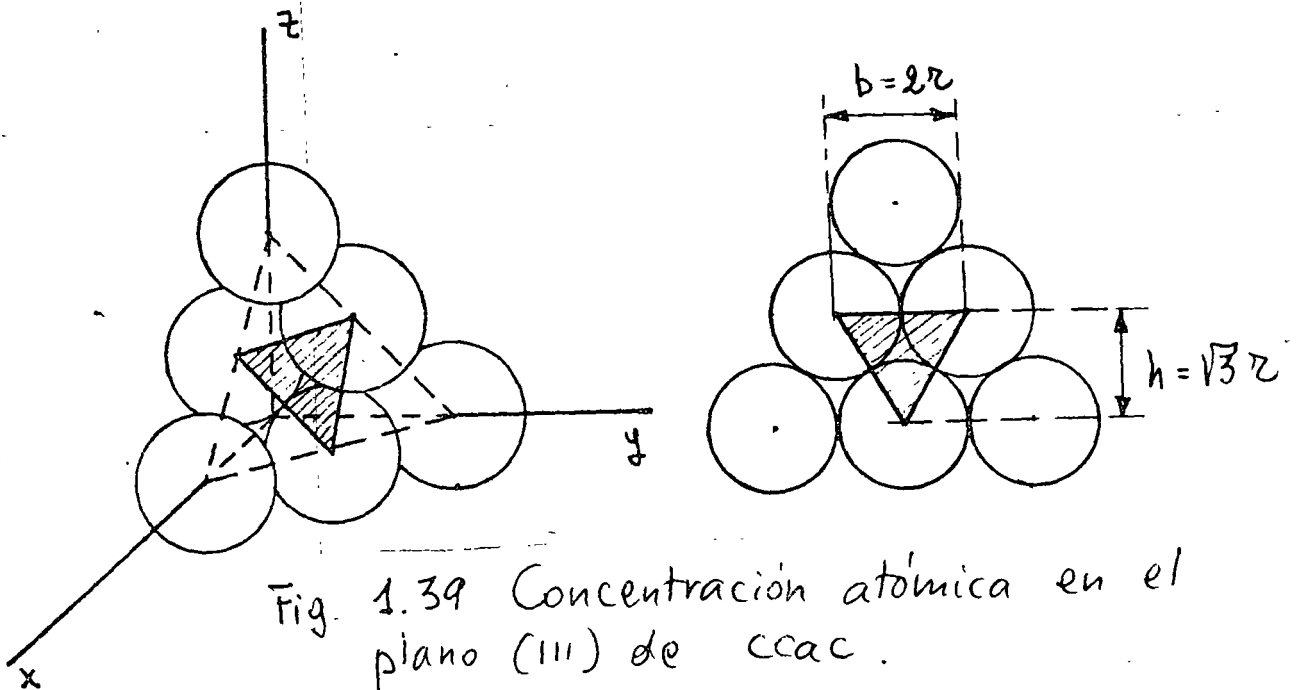


Fig. 1.39 Concentración atómica en el plano (111) de CCAC.

b) La fig. 1-39 muestra que el plano (111) contiene $\frac{3}{6} = \frac{1}{2}$ átomos para el área triangular mostrada, entonces:

$$\begin{aligned} \text{densidad} &= \frac{\frac{1}{2} \text{ átomo}}{\frac{1}{2} b \times h} = \frac{\frac{1}{2} \text{ átomo}}{\frac{1}{2} \times 2 \times 1.75 \text{ \AA} \times \sqrt{3} \times 1.75 \text{ \AA}} \\ &= 0.0095 \text{ át./\AA}^2 = 9.5 \times 10^{12} \text{ át./mm}^2 \end{aligned}$$

El plano (111) de la estructura CCaC es más denso que el plano (100).

1.3.6 Indices de Miller-Bravais (Sistema hexagonal)

Los planos y direcciones en los metales hexagonales son definidos casi universalmente en términos de índices de Miller-Bravais, conteniendo cuatro dígitos en lugar de tres. El índice de planos en uso del sistema de cuatro dígitos dá índices similares a planos de la misma forma. Así, en un sistema de cuatro dígitos, los planos $(11\bar{2}0)$ y $(\bar{1}\bar{2}10)$ son planos -- equivalentes (pertenecen a una clase). El sistema de tres dígitos, por otra parte, dá índices de planos equivalentes que no son similares. Así, en el sistema de tres dígitos, los dos planos anteriores tendrían índices (110) y $(1\bar{2}0)$.

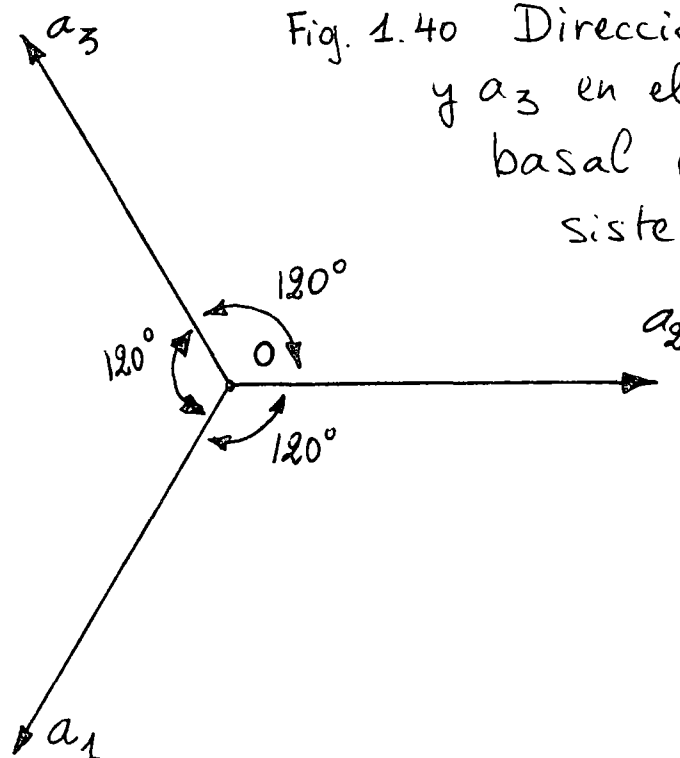


Fig. 1.40 Direcciones a_1, a_2 y a_3 en el plano basal de un sistema hexagonal

Los índices hexagonales de cuatro dígitos están basados en un sistema de coordenadas que contienen 4 ejes. Tres ejes corresponden a las direcciones compactas y quedan en el plano basal del cristal, formando ángulos de 120° unos con otros (fig. 1-40). El cuarto eje es normal al plano basal y se le nombra eje c , en tanto que a los tres ejes que quedan en el plano basal se les designa ejes a_1 , a_2 y a_3 .

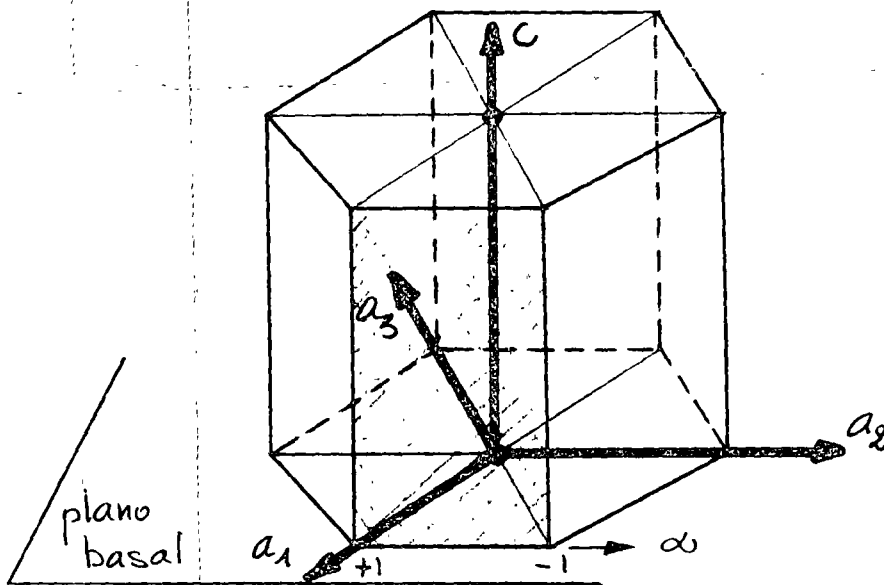


Fig. 1-41 : Sistema de ejes para hexagonal

La fig. 1-41 muestra a la celda unitaria hexagonal superpuesta sobre el sistema de coordenadas de cuatro ejes. Es costumbre tomar la unidad de medición a lo largo de los ejes a_1 , a_2 y a_3 como la distancia entre átomos en dirección compacta. La magnitud de esta unidad se indica por el símbolo a . La unidad de medición para el eje c es la altura de la celda unitaria que se designa como c .

Determinemos ahora los índices de Miller-Bravais de unos planos importantes de la red hexagonal compacta. El plano superior de la celda unitaria, paralelo al plano basal conteniendo los ejes a_1 , a_2 y a_3 , debe interceptarlos en el infinito. La intercepción con el eje vertical, c , sin embargo, es igual a 1. Los recíprocos de estas intercepciones son:

$$\frac{1}{\infty}, \frac{1}{\infty}, \frac{1}{\infty}, 1,$$

los índices del plano basal son, en consecuencia, (0001).

-Las seis superficies verticales de la celda unitaria se conocen como planos de prisma de Tipo I. Consideremos por ejemplo el plano de prisma que forma la cara frontal de la celda el cual tiene intercepciones como sigue : a_1 en 1, a_2 en ∞ , a_3 en -1 y c en el ∞ . Por lo tanto, sus índices de Miller-Bravais son (10T0). (Fig. 1-41).

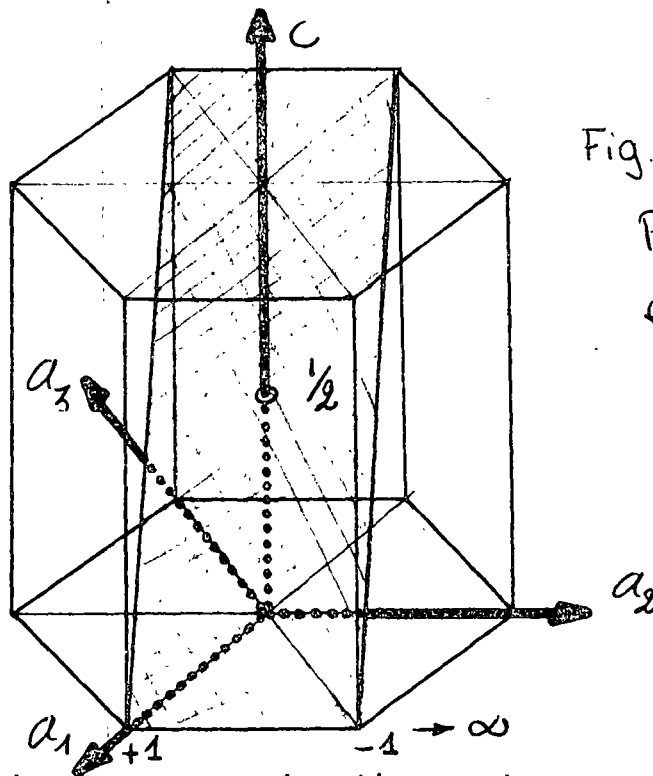


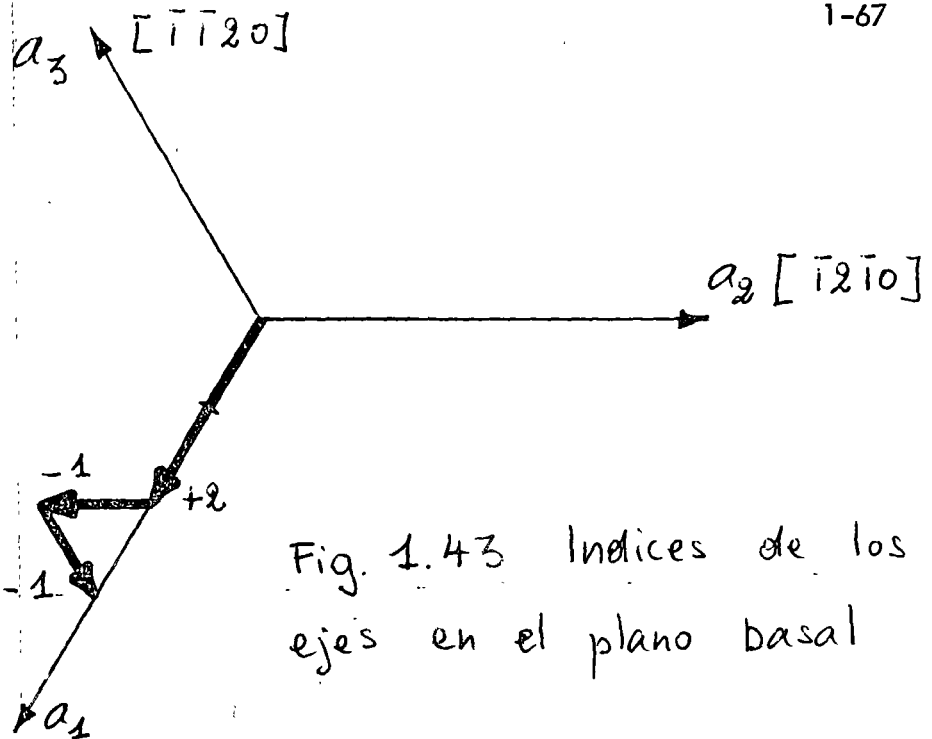
Fig. 1.42

Plano (10T2) en estructura hexagonal

Otro tipo de plano importante en la red hexagonal se muestra en la fig. 1-42. Las intercepciones son a_1 en 1, a_2 en el ∞ , a_3 en -1 y c en $1/2$; los índices son (10T2). Observemos que 4 dígitos para descubrir un sistema tridimensional son demasiado, pero que en realidad sólo tenemos tres dígitos independientes, ya que por razones de geometría el tercer dígito siempre es igual a la suma negativa de los dos primeros dígitos. En forma esquemática : en (h k i l) tenemos siempre $i = -(h + k)$ ó $h + k + i = 0$.

b. Índices de direcciones.

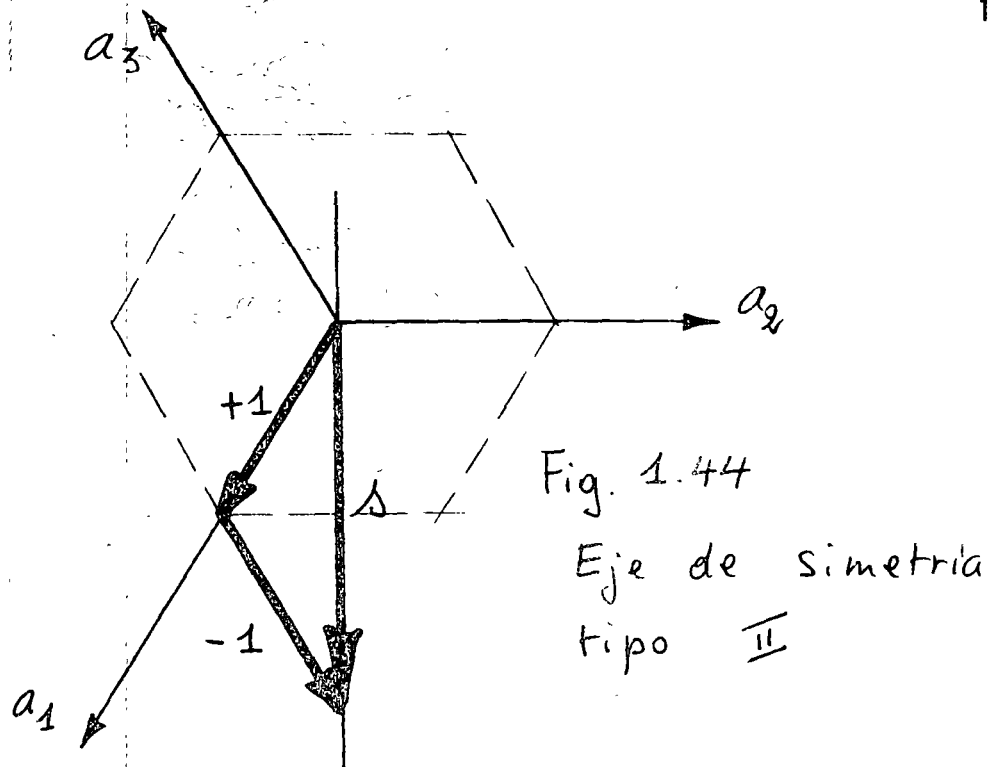
Los índices de Miller-Bravais de las direcciones se expresan en términos de cuatro dígitos, con la misma condición $h + k + i = 0$ como para los planos. Entonces, si los dos primeros dígitos son 3 y 1, el tercero debe ser -4, esto es $[31\bar{4}0]$.



Investiguemos las direcciones que quedan sólo en el plano basal, ya que ésto simplificará la presentación. Si una dirección queda en el plano basal, entonces no tendrá componentes a lo largo del eje c , y el cuarto dígito de los índices de Miller-Bravais será cero.

Como primer ejemplo, hallemos los índices del eje a_1 . Este eje tiene la misma dirección que la suma de vector de tres vectores (fig. 1-43), uno de longitud $+2$ a lo largo del eje a_1 , otro de longitud -1 paralelo al eje a_2 y el tercero de longitud -1 paralela al eje a_3 . Los índices de esta dirección son, de consiguiente $[2\bar{1}\bar{1}0]$.

Este método incómodo de obtener los índices de dirección es necesario para que se mantenga la relación mencionada anteriormente entre los dos primeros dígitos y el tercero. Los índices correspondientes de los ejes a_2 y a_3 son $[\bar{1}210]$ y $[\bar{1}\bar{1}20]$. Estas tres direcciones se conocen como los ejes de simetría binarios de tipo I. Otro juego de direcciones importantes que quedan en el plano basal son los ejes de simetría binarios del tipo II; un juego de ejes perpendicular a los ejes de simetría binarios del Tipo I.



La fig. 1-44 muestra uno de los ejes del tipo II e indica cómo se determinan sus índices de dirección. El vector S en la figura determina la dirección deseada e igual a la suma de vector de un vector unitario que queda sobre a_1 , y otro paralelo a a_3 , pero medido en sentido negativo. Los índices del eje de simetría binaria de Tipo II son así -- $[1\ 0\ T\ 0]$. En este caso, el segundo dígito es cero porque la proyección del vector s sobre el eje a_2 es cero.

1.3.7 Anisotropía.

Como resultado de la diferente densidad de átomos en las distintas direcciones, muchas propiedades (químicas, físicas, mecánicas) del cristal dependen de la dirección. Esta desigualdad en las propiedades del monocristal en las distintas direcciones cristalográficas se llama anisotropía.

El cristal es un cuerpo anisótropo a diferencia de los cuerpos amorfos isótropos (vidrio, plástico no estirado, etc.), cuyas propiedades no dependen de la dirección.

Los metales que se emplean en la técnica son policristales, es decir, están compuestos de

una gran cantidad de cristales anisótropos. En la mayoría de los casos las cristalitas están orientados en forma diferente unas respecto a las otras; por eso, en todas las direcciones, las propiedades son más ó menos iguales, es decir, los cuerpos policristalinos son cuerpos isótropos. Esta isotropía imaginaria del metal no se observa si los cristales tienen igual orientación (textura).

1.3.8 Polimorfismo.

Se habla de polimorfismo (alotropismo) cuando una substancia puede existir con varias estructuras cristalinas.

El ejemplo más importante del polimorfismo de los metales es el hierro, debido a su habilidad en tratamiento térmico de modificar las propiedades del acero, ya que el hierro al calentarse cambia de estructura ccuc a ccac a la temperatura de 910°C . Este cambio es reversible y el hierro se transforma de nuevo a ccuc cuando la temperatura disminuye hasta menos de 910°C .

A temperatura ambiente, el hierro ccuc tiene un número de coordinación de 8, un factor de acomodamiento atómico de 0.68 y un radio atómico de 1.241 \AA . El hierro CCaC tiene un $\text{NC}=12$, un $\text{F.A.A.} = 0.74$ y un radio atómico de 1.292 \AA . A 910°C , el radio atómico del hierro CCuC, debido a la expansión térmica, es de 1.258 \AA .

Muchos otros elementos y compuestos tienen dos ó más formas polimórficas. De hecho, tales como el SiC, tiene más o menos 20 modificaciones cristalinas, sin embargo, ésto no es usual. Invariablemente, las formas polimórficas tienen diferencias en densidad y otras propiedades, lo que se estudiará en capítulos subsecuentes.

1.4 Difracción de Rayos X

1.4.1. RAYOS X.— Los rayos X son producidos mediante el bombardeo con electrones de ciertos tipos de materiales. En general se usan materiales metálicos que -- tengan un alto punto de fusión, por ejemplo el tungsteno.

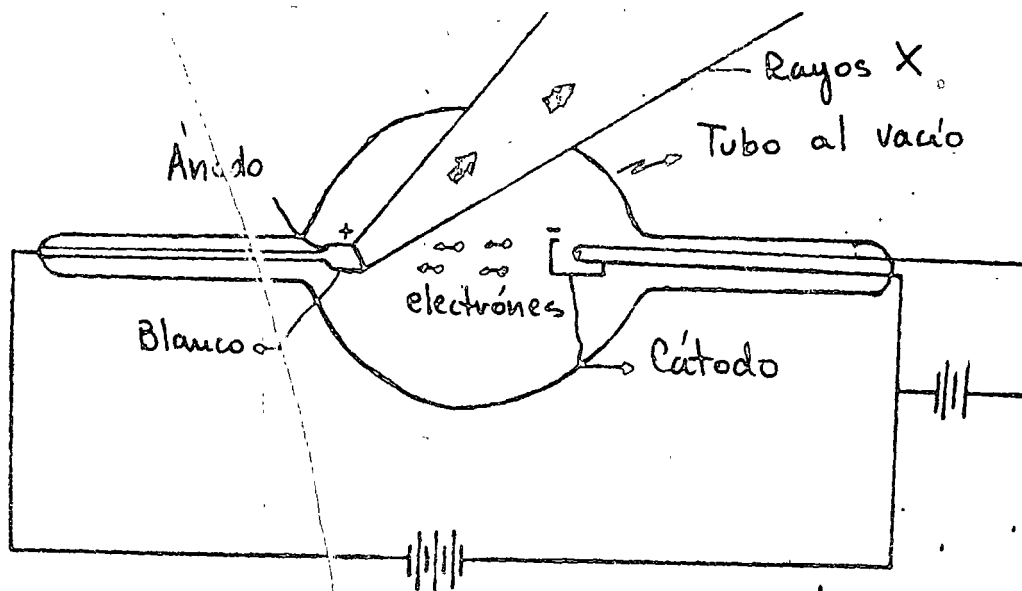


Fig. 1.45 Tubo emisor de rayos X

La figura 1-45 representa un ejemplo de tubo emisor de rayos X : el cátodo es calentado por un filamento, por el cual circula una corriente eléctrica ; dicho calentamiento aumenta la agitación térmica, aumentando así la energía cinética de los electrones hasta que salgan por fin del cátodo. A esta emisión de electrones se le llama emisión termiónica. El tubo en cuestión está además al vacío, para que los electrones no interaccionen con moléculas de aire, los electrones que salieron del cátodo son acelerados por un campo eléctrico con un potencial V , de manera que golpean al ánodo provocando se la emisión de los rayos X.

Al chocar los electrones con el ánodo, se pueden producir rayos X mediante el frenado de ellos, es decir por medio de la desaceleración, a este tipo de radiación se le llama "Brems-strahlung", esto se explica por el hecho ^{de} que los electrones son cargas eléctricas, que al ser acelerados emiten radiación electromagnética, rayos X en este caso figura 1-46.

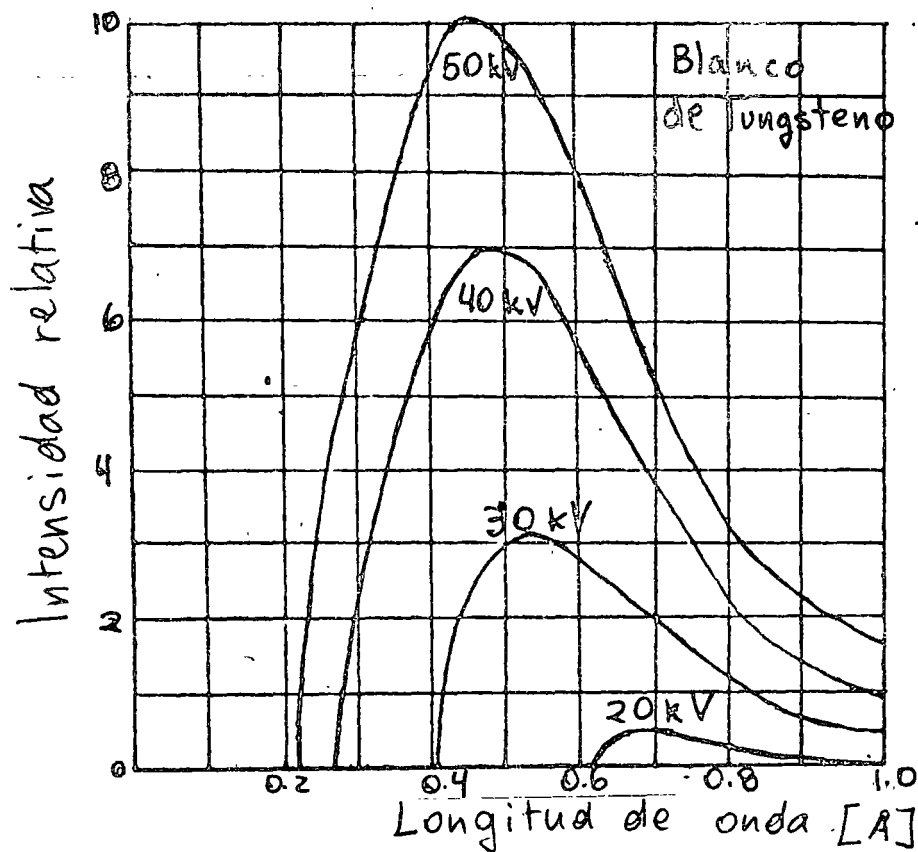


Fig. 1-46
Rayos X
emitidos
por W a
diferentes
aceleraciones

Además de la emisión continua mencionada, existe un tipo de espectro de rayos X en el cual para ciertas longitudes de onda específicas hay picos muy grandes de intensidad (fig. 1-47). En relación a la curva continua que mencionamos, el fenómeno de los picos se explica utilizando la estructura electrónica del átomo, ya que el electrón incidente tiene tal energía que interacciona con las capas electrónicas de los átomos. Para cierta longitud de onda los electrones tienen una energía dada, $(E = h \nu = \frac{hc}{\lambda})$, donde $c =$ velocidad de la luz, $\lambda =$ longitud de onda de los rayos X, $h =$ constante de Planck). Los electrones que golpean al átomo hacen vibrar a los electrones de sus capas

electrónicas o si tienen suficiente energía para pasarlos de una capa a otra (para ciertas cantidades discretas de energía) pueden brincar de un nivel a otro hacerlos. El electrón al regresar a su nivel original, emitirá la energía recibida en forma de onda electromagnética, o sea en un rayo X. Esto explica por qué para determinadas energías de electrones la intensidad aumenta tanto.

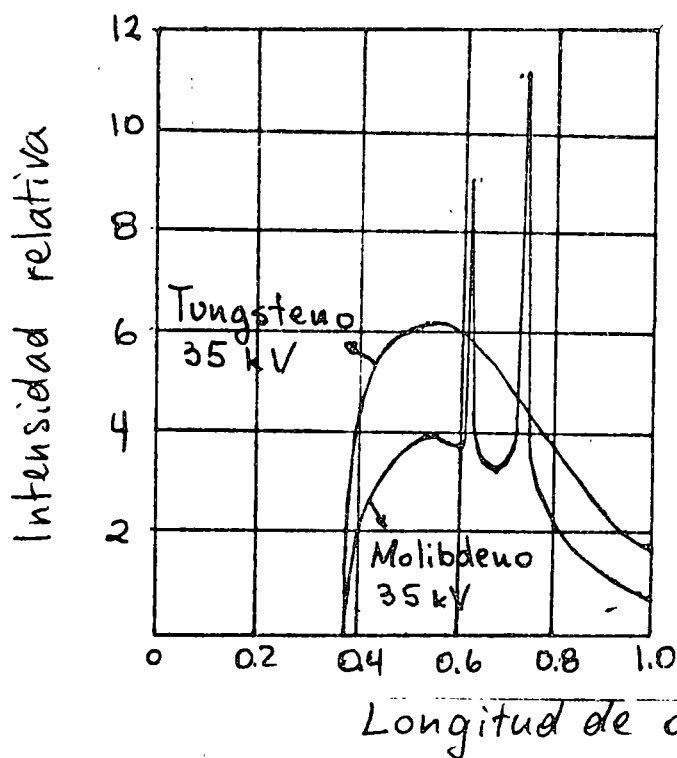


Fig. 1.47 Rayos X del W y del Mo a un potencial de aceleración de 35 kV

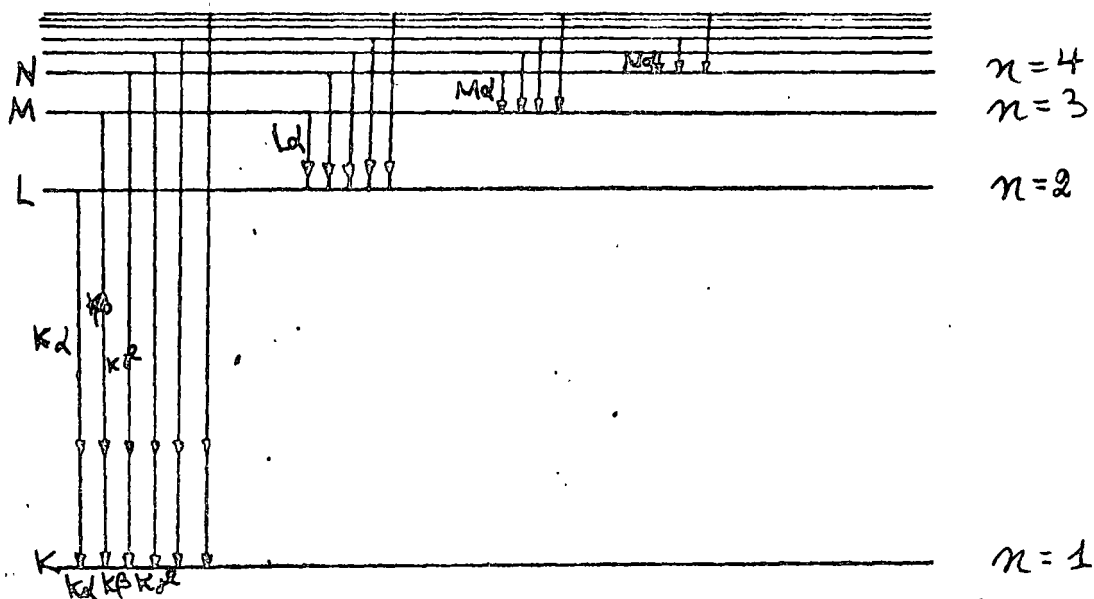
Denominación de los rayos X

El rayo K_{α} por ejemplo se forma porque un electrón incidente saca un electrón de la capa $n = 2$ y lo sube a la capa $n = 1$. Después, ese electrón, al regresar a su capa original con $n = 2$, emite la energía recibida en una onda electromagnética (rayo X) ----- (fig. 1-48).

Definiremos a los rayos X blancos como aquellos rayos que tienen muchas longitudes de onda, así como lo indica el espectro de los rayos X en la figura 1-46, 1-47, y a los ra-

rayos monocromáticos como aquellos rayos que sólo tienen una longitud de onda. Estas se pueden obtener mediante el filtrado de los rayos X blancos, escogiendo rayos cuya longitud nos sea conveniente. Los filtros son materiales que absorben ciertos intervalos de longitudes de onda por lo que regularmente se usan varios.

Fig. 1.48.: Denominación de las líneas específicas de los rayos X



1.4.2. Principio.

Debido a que los cristales son formaciones simétricas de átomos conteniendo filas de planos de elevada densidad atómica, son capaces de actuar como retículas de difracción tridimensionales.

Físicamente, la condición para que la radiación incidente sobre las rejillas, ya sean rayos de luz o rayos X, tenga difracción es que el espaciamiento entre rejilla y rejilla sea aproximadamente igual a la longitud de onda de la radiación incidente. En los cristales, dicho espaciamiento es del orden de unos cuantos angstroms (\AA) ($1\text{\AA} = 1 \times 10^{-10} \text{ m}$).

Los tubos de rayos X de bajo voltaje tienen longitudes de onda de magnitudes apropiadas para ser difractados por cristales, y el rango de voltaje varía entre 20 000 y ---- 50 000 voltios, en contraste con los usados para fines médicos que exceden de los -- 100 000 voltios.

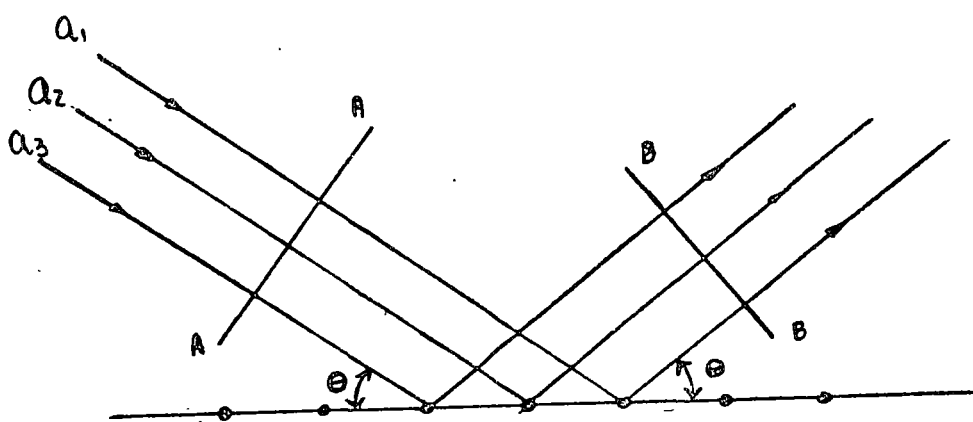


Fig. 1.49 : Reflexión de un haz de rayos X sobre la superficie de un cristal

Cuando rayos X de una frecuencia dada golpean a los electrones de los átomos, los hacen vibrar la misma frecuencia, y como éstos son cargas eléctricas, emiten los rayos X en todas las direcciones. Cuando los rayos X están incidiendo sobre un arreglo, éstas radiaciones dispersadas sufren interferencia, por ejemplo si golpea un plano atómico simple un haz de rayos X paralelo, el haz sufre interferencia constructiva sólo cuando el ángulo de incidencia iguala al de reflexión, así en la figura 1-49 a_1 , a_2 , a_3 son los rayos incidentes paralelos, la línea AA muestra una onda de este haz cuando están en fase, la línea BB se traza perpendicular a los rayos reflejados por los átomos de modo que el ángulo de reflexión iguala al de incidencia, y como BB queda a la misma distancia de

la onda frontal AA, todos los puntos en BB están en fase.

1.4.3. Ley de Bragg.- Cuando los rayos X son reflejados por un conjunto de planos atómicos alineados paralelamente, con espaciado igual, tal como están en los cristales, entonces la interferencia constructiva ocurre solamente para ciertas condiciones. La ley que gobierna este caso es la Ley de Bragg. Para obtener una expresión que nos relacione los parámetros involucrados, supondremos que los planos sean como espejos semiplatedados, ésto es que el plano permita una reflexión y una transmisión del rayo incidente a través de él.

Cuando los rayos X inciden sobre una estructura cristalina, el haz es reflejado no sólo por los átomos de la capa superficial, sino por los átomos bajo la superficie hasta una profundidad considerable. Sin embargo, consideremos ahora sólo a dos planos A, B y dos rayos a_1 , a_2 , de modo que el rayo a_1 se refleje en el plano A y el rayo a_2 se refleje en el plano B.

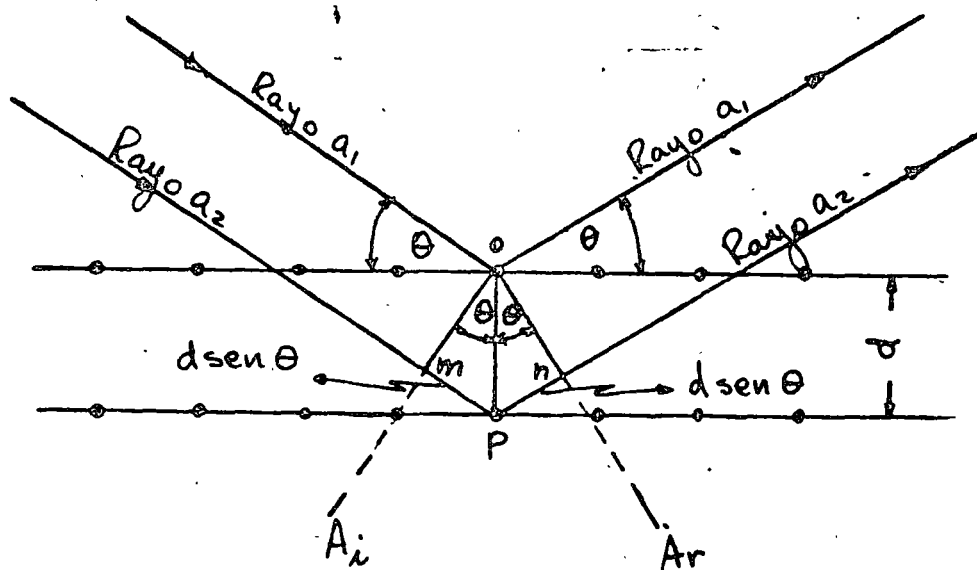


Fig. 1.50. Deducción de la ley de Bragg

donde θ es el ángulo de reflexión, λ es la longitud de onda de la radiación incidente, d es la distancia entre los cristales, n es el índice de refracción del cristal y α es el ángulo de inclinación del cristal.

La ley de Bragg establece que la diferencia de camino óptico entre los rayos reflejados debe ser un múltiplo entero de la longitud de onda.

La ecuación de Bragg es:

$$2d \sin \theta = n \lambda$$

donde n es el orden de reflexión.

La ley de Bragg puede ser escrita como:

$$\sin \theta = \frac{n \lambda}{2d}$$

donde θ es el ángulo de reflexión.

Los rayos que satisfagan la condición de Bragg serán los que serán reflejados.

Los rayos cuyo ángulo de incidencia sea menor que el ángulo de reflexión, como consecuencia de la reflexión, serán reflejados en un ángulo menor que el ángulo de incidencia.

Los rayos cuyo ángulo de incidencia sea mayor que el ángulo de reflexión, como consecuencia de la reflexión, serán reflejados en un ángulo mayor que el ángulo de incidencia.

Por ejemplo consideremos el caso de un cristal de NaCl con una longitud de onda de $\lambda = 0.154 \text{ nm}$.

La distancia entre los cristales es $d = 0.357 \text{ nm}$.

Si consideramos un ángulo de reflexión de $\theta = 45^\circ$, la ecuación de Bragg da:

$$2(0.357) \sin \theta = n(0.154)$$

donde n es el orden de reflexión.

Si $n = 1$, nos resulta $\theta = 40.8^\circ$. Una reflexión de primer orden no es posible porque el argumento toma el siguiente valor:

$$\frac{2(0.357)}{2(0.154)} > 1$$

pero si consideramos un tubo que tenga un ánodo de WANGSTENO, TENDREMOS un ángulo de onda correspondiente a $\lambda = 0.209 \text{ nm}$, y nos dará once órdenes de

reflexión (en la tabla se muestra el ángulo θ que corresponde a varias de estas reflexiones).

ORDEN DE REFLEXION	ANGULO DE INCIDENCIA O REFLEXION
1	5° 5'
2	10° 20'
5	26° 40'
11	80°

Debido a la condición impuesta por la Ley de Bragg, cualquier desviación del ángulo, por pequeño que sea, nos dará interferencia destructiva de modo que si reflejamos un haz monocromático de 1 sola frecuencia sobre un cristal no siempre esperaremos una reflexión del haz.

Ahora suponemos un haz de rayos X que contenga a todos los tipos de longitudes de onda, es decir un haz de rayos X blanco. En estas condiciones aunque tengamos un ángulo fijo respecto a cualquier juego dado de planos en el cristal, reflexiones (Interferencias Constructivas) desde todos los planos pueden ocurrir ahora como resultado del hecho de que el haz de rayos X es continuo o sea que contiene una serie continua de valores de λ .

Podemos visualizar lo anterior con mayor facilidad en un ejemplo práctico : Supongamos que un haz de rayos X tenga una longitud de onda mínima de 0.5 \AA , y que el ángulo que forme este rayo con la superficie del cristal sea de 60° , además que la superficie sea paralelo al juego de planos $\{100\}$, teniendo éstos un espaciamiento de 1 \AA . Aplicando la fórmula de BRAGG tenemos :

$$n \lambda = 2 d \sin \Theta$$

$\Rightarrow n \lambda = 2(1) \sin 60^\circ = 1.732$, resultando que los planos $\{100\}$ darán una reflexión de primer orden para $\lambda = 1.732 \text{ \AA}$, una reflexión de segundo orden para $\lambda = 0.866 \text{ \AA}$ y de tercer orden para $\lambda = 0.546 \text{ \AA}$. Las demás longitudes de onda tendrán interferencia destructiva sobre los planos $\{100\}$.

En el ejemplo anterior se supuso que la superficie exterior del cristal fuera paralela a un conjunto de planos, pero ésto no es una condición necesaria para reflexión, ya que cuando un haz de rayos X blanco incide sobre un cristal, emergerán de éste muchos haces reflejados, correspondiendo cada haz a una reflexión desde un plano cristalográfico diferente, y además cada haz contendrá únicamente longitudes de onda discretos tal y como está prescrito por la ecuación de BRAGG.

1.4.4. Técnicas de Laue. - Los métodos de Laue usan un cristal con una orientación que es fija con respecto a un haz de rayos X de espectro continuo (luz blanca). Hay dos técnicas de Laue básicas, en una se estudian los haces reflejados en direcciones cercanas a las del haz de rayos X incidentes; en la otra se estudia el haz que pasa a través del cristal, éste último método no se puede aplicar a cristales cuyo espesor es apreciable (1 mm ó mas) a causa de la absorción de los rayos. El primer método se le llama técnica reflectante de Laue y el último se le llama técnica de transmisión de Laue.

La técnica del método reflectante de Laue es muy valioso para determinar la orientación de la red en el interior de los cristales cuando éstos son grandes y son opacos a los rayos X. Esto es importante porque muchas propiedades físicas y mecánicas varían con la dirección en el interior de los cristales, estos materiales se les llama anisotrópicos, en

contraste de los, materiales isotrópicos cuyas propiedades permanecen constantes en todas las direcciones.

Un ejemplo de material anisotrópico son los cristales de hierro que tienen direcciones preferenciales de magnetización, o sea que la saturación magnética se obtiene con mayor facilidad cuando se aplica el campo magnético en la dirección $[100]$. Otras propiedades son la ductilidad, el punto de cedencia y el módulo elástico. Para estudiar éstas y otras propiedades hay que conocer la orientación reticular.

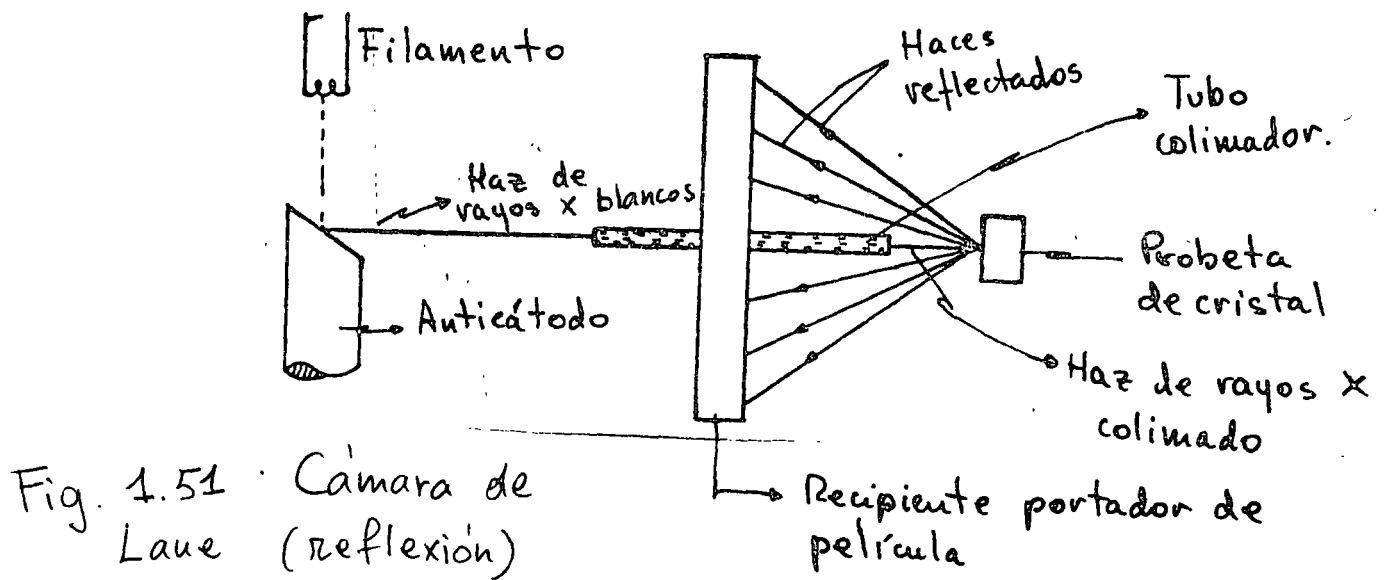


Fig. 1.51 · Cámara de Laue (reflexión)

En la figura 1-51 se muestra la disposición de una cámara reflectante de Laue los rayos X procedentes de un tubo de rayos X son colimados en un haz angosto, por un tubo colimador. El haz de rayos X incide sobre la probeta del cristal, donde es difractado con cierto número de haces reflejados que inciden sobre la película fotográfica.

En esta forma las posiciones de los haces reflejados se registran sobre la película como

pequeños puntos oscuros.

Los diagramas de transmisión de Laue se obtienen mediante una disposición similar a la que se usa para el caso de reflexión. En la técnica de transmisión se registra, las reflexiones desde planos casi paralelos al haz (Fig. 1-52).

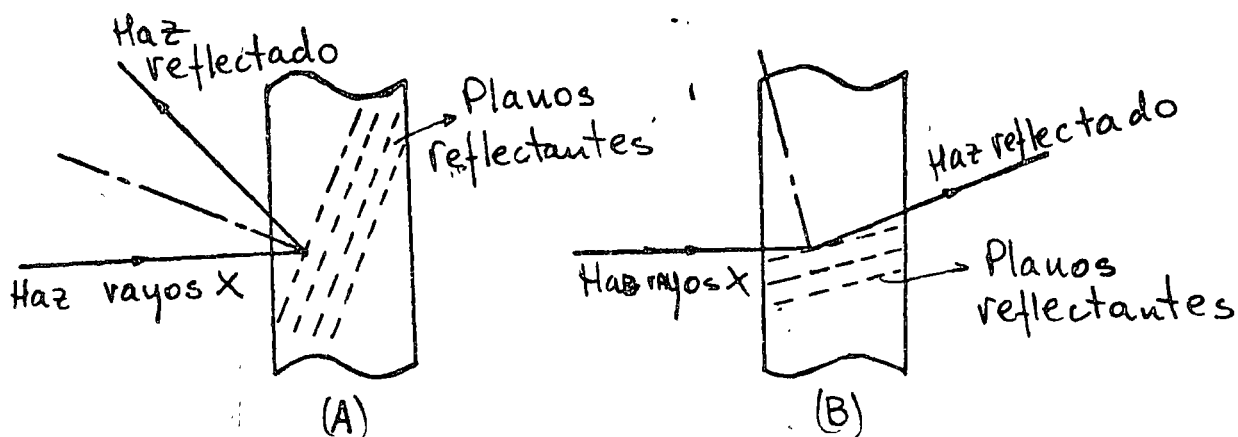


Fig. 1.52. : Reflexión de rayos X en el caso de
 A. reflexión
 B. transmisión

Las fotografías de transmisión de Laue, son formaciones de manchas. Sin embargo las manchas en las fotografías de transmisión, se encuentran dispuestas sobre elipses, mientras que en el caso de reflexión aparecen sobre hipérbolas.

Las técnicas de transmisión y de reflexión de Laue se usan, para hallar la orientación de las redes cristalinas, pero también, para observar el fenómeno de asterismo, que aparece cuando se ha sometido un cristal a deformación. Los planos reticulares curvados por la deformación van a actuar como espejos curvados, formando en las películas manchas alargadas en vez de pequeñas imágenes circulares del haz de rayos X.

Si usamos rayos X con una sola frecuencia o longitud de onda, luz monocromática se debe de usar un método en el cual la variable sea el ángulo Θ . En este caso se utiliza el método de cristal rotatorio, en el cual se llevan los planos cristalográficos a otras posiciones girando el cristal sobre uno de sus ejes.

1.4.5. Método del Polvo.

Otro método empleado comúnmente es el método de Debye-Scherrer ó el Método del Polvo. En este método se requiere que la probeta contenga no solamente un cristal, sino varios cientos de cristales orientados al azar en el espacio de la probeta. La probeta por tanto puede consistir en un pequeño alambre policristalino, o polvo finamente molido del metal. Como tenemos que la longitud de onda es fija, la variable será el ángulo Θ . Esta variación se obtiene gracias a la presencia de muchísimos cristales pequeños orientados al azar.

Para entender con mayor facilidad este método del polvo podemos ilustrarlo mediante un ejemplo: Supongamos que la estructura a analizar sea una red cúbica simple; que la distancia interplanar entre los planos $\{100\}$ sea de 1Å . Las distancias interplanares están dadas por la fórmula: $d_{hkl} = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}$, donde a es el parámetro de la red o sea la arista del cubo, h, k, l son los índices de Miller. En este caso particular el parámetro a es igual a la distancia entre los planos $\{100\}$: $d_{100} = a$. Ahora usando la ecuación de la ley de BRAGG obtenemos que si $n\lambda = 2d_{hkl} \sin \Theta$, entonces $\Theta = \sin^{-1} \left(\frac{n\lambda}{2d} \right)$, considerando reflexiones de primer orden $\Theta = \sin^{-1} \left(\frac{\lambda}{2d} \right)$. Usando un ejemplo numérico, tomando una longitud de onda de rayos X de 0.4 Å , y d_{hkl} (distancia interplanar) de 1Å , entonces obtenemos $\Theta = \sin^{-1} \left(\frac{0.4}{2} \right) = \sin^{-1} \left(\frac{1}{5} \right) = 11^\circ 30'$. Si usamos los mismos datos pero para planos $\{110\}$ entonces se obtiene $\Theta =$

Por lo que deducimos que $\theta = \frac{S}{2R}$, por tanto $\frac{\theta}{\sqrt{1+\theta^2}} = \frac{S}{2R}$, que es en realidad el ángulo de Bragg expresado en parámetros medibles y en radianes, es en otras palabras el ángulo entre la superficie del cono y el haz incidente; {234} los ángulos serán mayores; así también para reflexiones de segundo orden.

Este método resulta ser muy útil para la determinación del espaciamiento entre los planos cristalinicos, mediante el uso de las ecuaciones anteriores de tal manera que

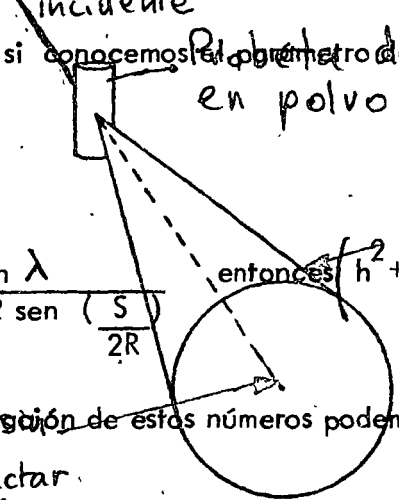
$$d_{hkl} = \frac{n\lambda}{2 \sin\left(\frac{\theta}{2}\right)}$$

si conocemos el parámetro de la red cúbica se obtiene que:

$$\frac{a}{\sqrt{h^2 + h^2 + 1}} = \frac{n\lambda}{2 \sin\left(\frac{\theta}{2}\right)}$$

entonces $\frac{a}{\sqrt{h^2 + h^2 + 1}} = \frac{n\lambda}{2 \sin\left(\frac{\theta}{2}\right)}$

Cono circular de haces difractados $\theta = 11^\circ 30'$



por medio de la combinación de estos números podemos saber que planos difractaran la reflexión.

Otra explicación importante se basa en el hecho de que cada material cristalino tiene sus propias características de espaciamiento interplanar. Así mientras la plata, el co-

Fig. 1-53: Reflexión según método del polvo

Debido a que en la probeta hay cientos de cristales orientados al azar, habrá muchos bre, el oro tienen todos la misma estructura cristalina, (cúbica centrada en las caras), cristales que contengan planos {100} con el ángulo de Bragg adecuado de $11^\circ 30'$ las celdas unitarias de estos tres elementos son diferentes en tamaño y por tanto el espaciamiento interplanar, por lo que el ángulo de Bragg resulta ser distinto en cada caso. Debido a que cada material tiene sus propios ángulos de Bragg, características, se pueden reflexiones no quedarán en una misma dirección sino que se harán a lo largo de la superficie de un cono como está ilustrado en la figura 1-53, dicho cono forma un ángulo de Bragg; se puede usar, además del ángulo de Bragg, el parámetro de la intensidad de la línea. Por lo que la identificación de cada fase se puede lograr haciendo otras familias de planos como por ejemplo para los planos {100} ocurren para un ángulo de $10^\circ 28'$ o bien de $32^\circ 56'$ en el cono, y así sucesivamente haciendo ángulos cada vez mayores (fig. 1-54).

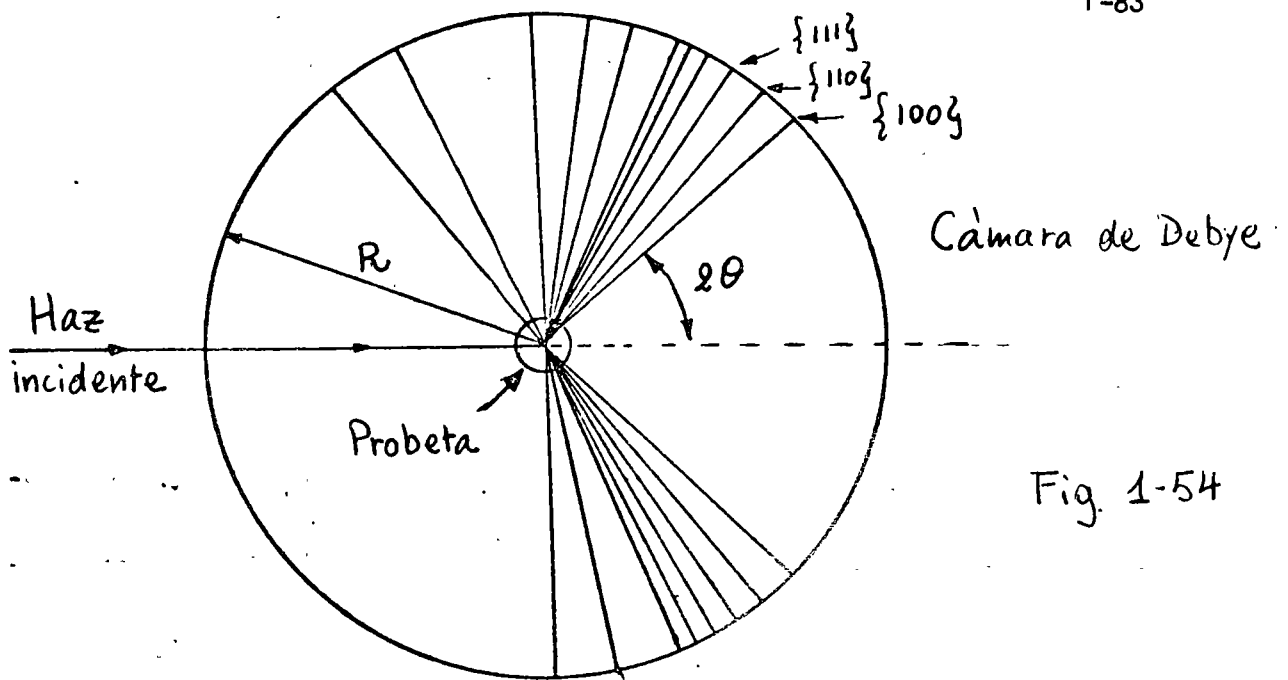
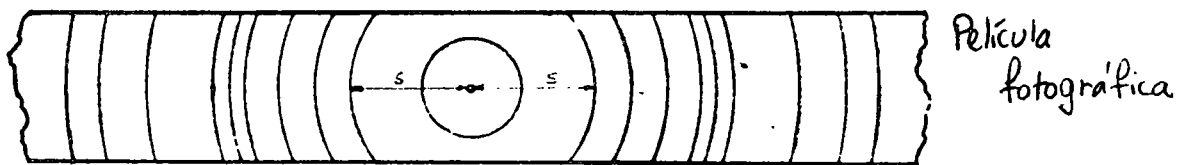


Fig. 1-54



Se pueden obtener las relaciones que involucren los ángulos de Bragg con respecto a los parámetros macroscópicos medibles directamente. Por ejemplo, podemos relacionar el ángulo de Bragg con respecto al ángulo descrito en radianes sobre la película y el radio de la circunferencia, en efecto como lo muestra la figura 1-55, el ángulo formado por el pedazo de circunferencia ABC, resulta ser el doble del ángulo de Bragg.

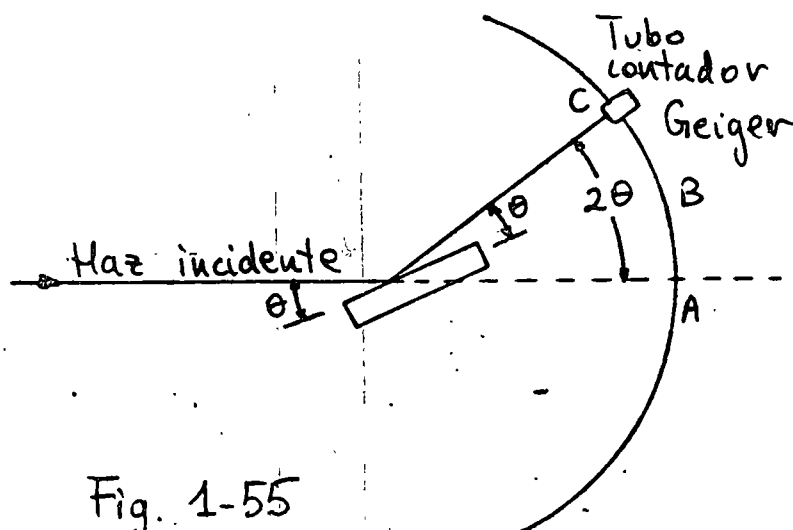


Fig. 1-55

Por lo que deducimos que $2 \Theta = \frac{S}{R}$ por tanto $\Theta = \frac{S}{2R}$, que es en realidad el ángulo de Bragg expresado en parámetros medibles y en radianes, es en otras palabras el ángulo entre la superficie del cono y el haz incidente.

Este método resulta ser muy útil para la determinación del espaciamento entre los -- planos cristalinos, mediante el uso de las ecuaciones anteriores de tal manera que --

$$d_{hkl} = \frac{n \lambda}{2 \operatorname{sen} \left(\frac{S}{2R} \right)}$$

y si conocemos el parámetro de la red, suponiendo una red cúbica se obtiene que :

$$\frac{a}{\sqrt{h^2 + h^2 + l^2}} = \frac{n \lambda}{2 \operatorname{sen} \left(\frac{S}{2R} \right)} \quad \text{entonces} \left(h^2 + h^2 + l^2 \right) = \frac{4a^2 \operatorname{sen}^2 \left(\frac{S}{2R} \right)}{n^2 \lambda^2}$$

por medio de la combinación de estos números podemos saber qué planos fueron los que efectuaron la reflexión.

Otra explicación importante se basa en el hecho de que cada material cristalino tiene sus propias características de espaciamento interplanar. Así mientras la plata, el cobre, el oro tienen todos la misma estructura cristalina, (cúbica centrada en las caras), las celdas unitarias de estos tres elementos son diferentes en tamaño y por tanto el espaciamento interplanar, por lo que el ángulo de Bragg resulta ser distinto en cada caso.

Debido a que cada material tiene sus propios ángulos de Bragg características, se pueden identificar las fases cristalinas desconocidas en los metales con la ayuda de las reflexiones de Bragg ; se puede usar, además del ángulo de Bragg, el parámetro de la intensidad de la línea. Por lo que la identificación de cada fase se puede lograr haciendo -- coincidir el diagrama de ángulos de Bragg de la probeta de polvo y las intensidades re-

flectadas de sustancias desconocidas con la tarjeta de índice apropiada de sustancias conocidas.

Además no todos los planos producen difracción ya que existen familias de planos en las que la interferencia que producen es destructiva. Por ejemplo consideremos una estructura cúbica centrada en el cuerpo como en la figura 1-56.

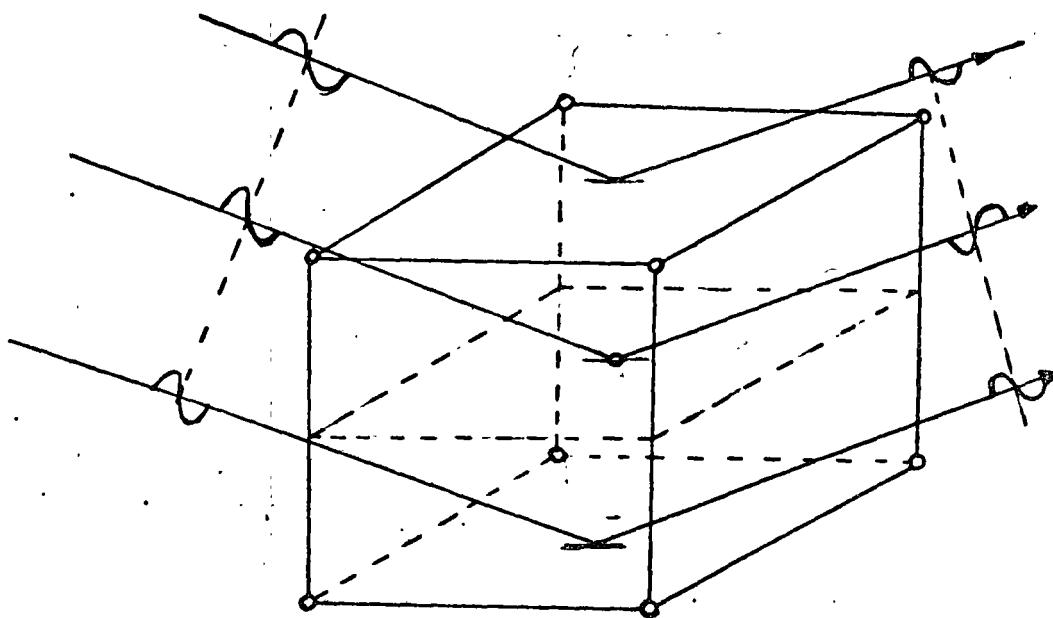


Fig. 1-56 (ver texto)

En esta estructura, los planos que constituyen los átomos que están centrados en el interior del cuerpo provocan que las ondas incidentes que venían en un frente de ondas en fase, emerjan con diferencia de fase de $\frac{\pi}{2}$, dando lugar a una interferencia destructiva. Por eso, estos planos no aparecen como manchas en el papel fotográfico.

TABLA 2

Red de Bravais	Reflexiones Presentes	Reflexiones Ausentes.
Cúbica simple	Todas las familias de planos.	NINGUNA
Cúbica Centrada en el cuerpo.	La suma $(h^2+k^2+l^2)$ par	La suma $(h^2+k^2+l^2)$ impar
Cúbica centrada en las caras	Índices h, k, l todos par o impar	Índices h, k, l par e impar mezclados.

En la tabla 2 vemos para cuáles familias de planos están permitidos y en cuáles familias no están permitidas las reflexiones con interferencia constructiva.

TABLA 3

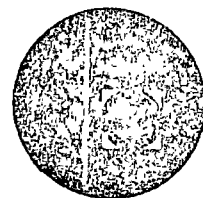
Líneas de difracción en cristales cúbicos.

Línea de difracción d_{hkl}	$h^2 + k^2 + l^2$		
	cs	ccuc	ccac
100	1	-	-
110	2	2	-
111	3	-	3
200	4	4	4
210	5	-	-
211	6	6	-

-	*	*	*
220	8	8	8
221	9	-	-
310	10	10	-
311	11	-	11
222	12	12	12



centro de educación continua
división de estudios superiores
facultad de ingeniería, unam



TRATAMIENTO TERMICO Y SUS APLICACIONES

TEMA I : CONCEPTOS DE METALURGIA FISICA

CAPITULO 2 : TERMODINAMICA DE LOS MATERIALES

JUNIO, 1978.

CAPITULO 2 : TERMODINAMICA DE LOS MATERIALES.

2.1. Introducción.

Muchos fenómenos físicos importantes dependen fuertemente de la temperatura a que se producen. Un ejemplo de notable importancia práctica ocurre en la pérdida de dureza causada por el calor en los metales endurecidos. Una probeta de latón endurecida por deformación en frío (p. ejem. martillado), puede ser ablandada a su dureza original en unos cuantos minutos si se la expone a una temperatura de 550°C . A 300°C puede tomar varias horas lograr la misma pérdida de dureza, mientras que a temperatura ambiente podría tardar fácilmente varios cientos de años. Para todos los propósitos prácticos, se puede decir entonces que el latón no se suaviza a temperatura ambiente.

Sin embargo, en el caso del plomo martillado, la pérdida de dureza a temperatura ambiente es muy importante, lo que demuestra la diferencia en comportamiento entre los diversos materiales metálicos.

Otro fenómeno importante dependiente de la temperatura es la llamada fluencia térmica, o sea el flujo plástico lento de los metales que ocurre cuando se les somete a cargas más o menos constantes durante largos períodos de tiempo (inglés: creep). La fluencia térmica no se incluye de ordinario en las consideraciones de diseño para un puente de acero, o de un barco. Por otra parte, si es de primordial importancia en el diseño de objetos metálicos tales como tubos para calderas que funcionen a temperaturas elevadas y para hojas de turbinas de gas, los que deben reportar esfuerzos a temperaturas -- muy altas.

En fin, los tratamientos térmicos de los aceros nos procuran la posibilidad de obtener materiales de construcción o de herramientas con propiedades muy especiales, las cuales pueden ser variadas en función de las temperaturas y velocidades de enfriamiento adecuadas.

Para comprender por qué y cómo ocurren las diferentes modificaciones dentro de las estructuras metálicas, es necesario estudiar los principios de la termodinámica de los sólidos y de las aleaciones. La termodinámica da respuestas a preguntas como : por qué metales como hierro, estaño y titanio cambian su estructura al calentarse, por qué se funden todos los metales y por qué hay temperaturas de transformación diferentes al calentar y al enfriar.

En años recientes, se han hecho grandes avances hacia la explicación teórica de estos fenómenos dependientes de la temperatura. Cada una de las tres ciencias sobre el calor ; la termodinámica, la mecánica estadística y la teoría cinética, han contribuido a este conocimiento. Cada una de estas tres ciencias se acerca al asunto del calor y de la temperatura en forma diferente.

Es claro que la temperatura es una variable metalúrgica muy importante y es lógico pensar que cuando ocurre un cambio estructural de un metal puro o de una aleación a una temperatura T K ($\neq T$ Kelvin), es que a esa temperatura una forma estructural se vuelve inestable. Por lo tanto, para comprender estas transformaciones, es preciso investigar el efecto de la temperatura sobre la estabilidad estructural de los materiales.

La termodinámica se basa en leyes admitidas de evidencia experimental. Como los ex-

perimentos que conducen a las leyes de la termodinámica fueron realizados en cuerpos cuya materia contiene un número muy grande de átomos, la termodinámica no explica directamente lo que sucede a escala atómica, sino concierne mucho más con las propiedades promedio de grandes números de átomos, y se han desarrollado relaciones matemáticas entre tales funciones termodinámicas como temperatura, presión, volumen, entropía, energía interna y entalpía (conceptos que discutiremos más adelante), sin consideración al mecanismo atómico. Este menosprecio del mecanismo atómico en la termodinámica tiene ventajas y desventajas. Esto hace más fáciles y precisos los cálculos, pero, infortunadamente, no dice lo que hace que las cosas ocurran en determinada forma.

Un ejemplo es la ecuación de estado para un gas ideal

$$pV = n'RT \quad (2-1)$$

en donde p es la presión en kg/cm^2 (en unidades internacionales $1 \text{ Pascal} = 1 \text{ Newton/m}^2 = 1.02 \times 10^{-5} \text{ Kg/cm}^2$), V el volumen en cm^3 , n' el número de moles de gas (1 mol equivale a 6.02×10^{23} átomos o moléculas del gas considerándolo al peso atómico o peso molecular expresado en g), R la constante universal del gas ($R=1.987 \text{ cal/mol} \cdot \text{K} = 8.32 \text{ J/mol} \cdot \text{K}$) y T la temperatura absoluta en K. En la termodinámica, esa ecuación ha sido derivada de experimentos (Ley de Boyle; Ley de Gay - Lussac y Ley de Avogadro). No se da explicación en cuanto a las razones para la existencia de esta relación.

2.2 La teoría cinética de los gases.

La teoría cinética, en contraste con la termodinámica, intenta derivar tales relaciones

como la ecuación anterior, pero comenzando con procesos atómicos y moleculares.

En los libros de texto de física pueden hallarse derivaciones clásicas de la ecuación anterior que utilizan un acercamiento cinético simple. En la derivación, se supone que los átomos de gas con masa m se comportan como esferas elásticas, que se mueven a una velocidad " v " incierta y que están separados por distancias que son grandes comparadas con el tamaño de los átomos. Esta última suposición nos permite desestimar la energía potencial de los átomos de un gas a baja densidad.

Consideremos un cubo de arista l , conteniendo N átomos de un gas monoatómico, a temperatura bastante alta. Cada partícula del gas considerado tendrá una velocidad determinada v , con componente v_x en la dirección del eje X de un sistema de coordenadas.

En cambio de momentum o cantidad de movimiento de una partícula chocando con la cara del cubo perpendicular al eje x será de :

$$\Delta p_1 = m v_{x1} - m (-v_{x1}) = 2 m v_{x1}$$

con v_{x1} = velocidad antes del choque

$-v_{x1}$ = velocidad después del choque.

El tiempo entre dos choques elásticos de la partícula sobre la pared considerada se calcula utilizando la velocidad v_{x1} y la distancia para el recorrido ida y vuelta $= 2l$, como sigue :

$$2l = v_{x1} \Delta t$$

$$\Delta t = \frac{2l}{v_{x1}}$$

La fuerza se obtiene según :

$$F_1 = \frac{\Delta P_1}{\Delta t} = \frac{2m v_{x1}}{2l} v_x = \frac{m v_{x1}^2}{l}$$

y la presión sobre la cara considerada :

$$p = \frac{\sum_{i=1}^n F_i}{l^2} = \frac{m}{l^3} (v_{x1}^2 + v_{x2}^2 + v_{x3}^2 + \dots)$$

con $v_{x1}, v_{x2}, v_{x3}, \dots$ las velocidades de partículas diferentes.

Pero, considerando $\frac{N}{l^3} = n =$ número de partículas por unidad de volumen, obtenemos :

$$p = m n \left[\frac{v_{x1}^2 + v_{x2}^2 + v_{x3}^2 + \dots}{N} \right] = m n \bar{v}_x^2$$

con $\bar{v}_x^2 =$ valor promedio del cuadrado ^{ado} de la velocidad en la dirección X.

Como la distribución de las velocidades en el espacio es estadística, vale

$$\bar{v}^2 = \bar{v}_x^2 + \bar{v}_y^2 + \bar{v}_z^2 \text{ y } \bar{v}_x^2 = \bar{v}_y^2 = \bar{v}_z^2$$

de modo que $\bar{v}^2 = 3 \bar{v}_x^2$ ó $\bar{v}_x^2 = \frac{1}{3} \bar{v}^2$

y que la presión total será de

$$p = \frac{1}{3} n m \bar{v}^2 \quad (2-2)$$

Considerando ahora la relación (2-1) de la termodinámica y la relación anterior (2-2) de la teoría cinética, sigue :

$$p V = \frac{1}{3} n m V \bar{v}^2 \quad (2-3)$$

con $n m V = N m =$ masa total de los átomos de gas en consideración.

La masa total de átomos considerados puede ser expresada en número de moles (n' en la fórmula (2-1), de modo que (2-3) se modifica en : $pV = \frac{1}{3} n' \mathcal{M} \bar{v}^2 = n' RT$.

$$\text{para 1 mol : } \frac{1}{3} \mathcal{M} \bar{v}^2 = RT$$

$$\text{para 1 átomo : } \frac{1}{3} \frac{\mathcal{M}}{N.A.} \bar{v}^2 = \frac{R}{N.A.} \cdot T \cong kT = \frac{1}{3} m \bar{v}^2 \quad \text{ó}$$

$$\boxed{\frac{1}{2} m \bar{v}^2 = \frac{3}{2} kT} \quad (2-4)$$

con \mathcal{M} = masa de 1 mol de gas

$$N.A. = \text{número de Avogadro} = 6.02 \times 10^{23} \text{ átomos/mol}$$

k = coeficiente de Boltzmann.

$$= 1.380 \times 10^{-16} \text{ erg/átomo } K = 1.380 \times 10^{-23} \text{ J/ átomo. } K$$

$$= 8.65 \times 10^{-5} \text{ eV/átomo. } K = 0.33 \times 10^{-23} \text{ cal/átomo. } K$$

La relación (2-4) nos demuestra que la energía cinética promedio de los átomos es directamente proporcional a la temperatura absoluta.

La teoría cinética nos proporciona en esta forma un conocimiento profundo del significado de las importantes funciones termodinámicas : temperatura y presión. La termodinámica no nos dá esta misma habilidad para comprender el fenómeno gaseoso.

2.3 La distribución de la energía térmica.

La tercera ciencia del calor, la mecánica estadística, aplica el campo de la estadística a los problemas del calor. La teoría cinética se interesa en la explicación del fenómeno del calor en términos de la mecánica de los átomos individuales. La mecánica de los movimientos atómicos desordenados que se atribuyen al fenómeno térmico es atacada desde el punto de vista de la consideración de las probabilidades. Este acercamiento es factible debido a que los problemas más prácticos implican cantidades de ma-

teria que contienen gran número de átomos, o moléculas. Es posible en esta forma - pensar en términos del comportamiento de grupo como un conjunto tal y como se pensaría de un seguro de vida actuarial que predijera la estadística vital de una población numerosa.

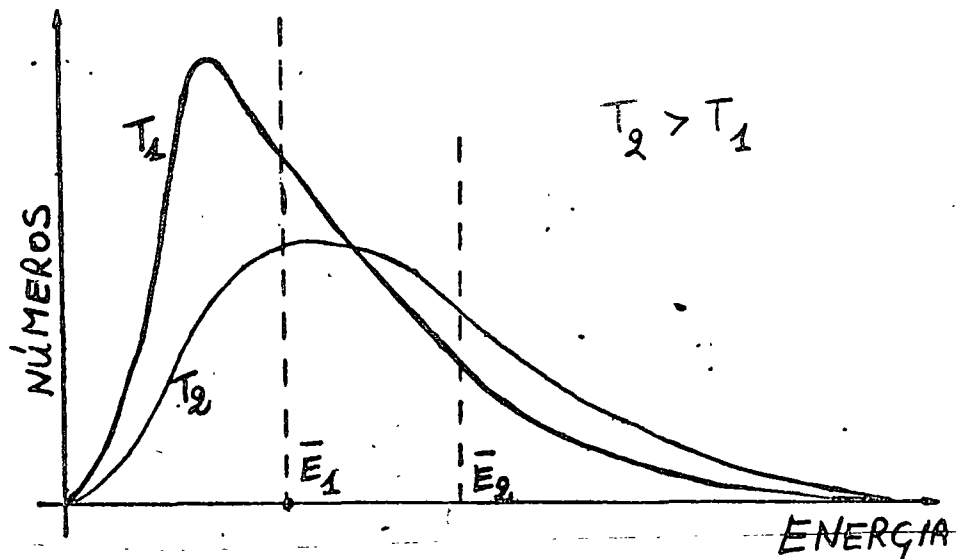


Fig. 2.1. Distribución de la energía en un gas. La energía promedio \bar{E} y el número de átomos con una energía mayor aumentan cuando sube la temperatura (ver texto)

La ecuación (2-4) no implica que todas las moléculas de un gas tengan la misma energía. De hecho habrá una distribución estadística de energías, como se indica en la figura 2-1. En cualquier instante de tiempo en particular, muy pocas partículas tendrán energía casi nula; muchas partículas tendrán una energía cercana a la energía promedio, y algunas partículas tendrán energías extremadamente altas. A medida que la temperatura crece, hay:

1. Un aumento en la energía promedio de las moléculas y
2. Un aumento en el número de moléculas con energías en exceso de cualquier valor determinado.

Lo anterior se aplica a la distribución de la energía cinética de los átomos ó moléculas de un gas. Sin embargo, se aplica el mismo principio a la distribución de la energía vibracional de átomos en un líquido ó sólido. Específicamente, en cualquier instante de tiempo, muy pocos átomos tendrán la energía nula; muchos tendrán energía cercana a la energía promedio y algunos átomos tendrán energías extremadamente altas.

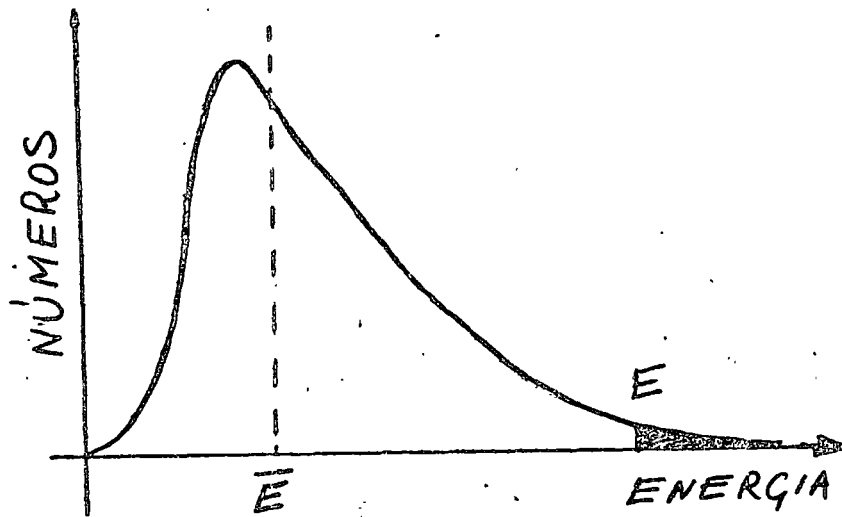


Fig. 2-2. La superficie colorado representa el número de partículas con una energía superior a \bar{E} (ver texto)

El interés se dirige principalmente hacia aquellos átomos que tienen altas energías. Con frecuencia, es deseable conocer la probabilidad de átomos con energía mayor que una cantidad especificada, por ejemplo, qué fracción de los átomos tiene energía mayor que E en la figura 2-2. La solución estadística a este problema logró Boltzmann como sigue:

$$\frac{n}{N_{\text{tot}}} = f(e^{-(E-\bar{E})/KT}) \quad (2-5)$$

en donde k es la constante de Boltzmann mencionada anteriormente. El número n de átomos con una energía mayor que E , parte del número total N_{tot} que está presente, es una función de la temperatura T . Esta ecuación se aplica cuando E está considerablemente en exceso de la energía promedio \bar{E} , de modo que la ecuación se reduce a:

$$\frac{n}{N_{\text{tot}}} = M \cdot e^{-E/KT} \quad (2.6)$$

en donde M es una constante. Como se presenta, el valor de E debe expresarse en ergs/átomo cuando se utiliza el valor de $K = 1.380 \times 10^{-16}$ erg/átomo K. Cuando se

expresa E en eV, debe ser utilizado el valor de $k = 8.65 \times 10^{-5}$ eV/átomo K. Sin embargo, las conversiones pueden hacerse a partir de otras unidades por medio de la tabla siguiente.

Relaciones de conversión

$$1 \text{ cal} = 4.185 \text{ J} = 4.185 \times 10^{+7} \text{ erg.}$$

$$1 \text{ eV} = 1.602 \times 10^{-12} \text{ erg} = 1.602 \times 10^{-19} \text{ J} \\ = 0.38 \times 10^{-19} \text{ cal.}$$

$$1 \text{ eV/átomo} = 23,100 \text{ cal/mol}$$

$$1 \text{ kcal/mol} = 0.0434 \text{ eV/átomo}$$

Con el empleo de la mecánica estadística, es posible derivar la primera y la segunda leyes de la termodinámica. En tanto que estas dos leyes son la base fundamental de la termodinámica, esta ciencia supone que las leyes se derivan de experimentos y no da explicación en cuanto a su significado mecánico. Sin embargo, la mecánica estadística no sólo explica las leyes básicas de la termodinámica, sino que ^{ex} explica todo el campo de la termodinámica. En una de las secciones siguientes, se dará una interpretación física para la función termodinámica llamada entropía. Cuando se enfoca desde el punto de vista de la mecánica estadística, esta cantidad recibe una importancia real que no es aparente en la termodinámica:

Debe mencionarse ahora que la termodinámica y la mecánica estadística son aplicables únicamente a problemas que impliquen equilibrio, y no pueden predecir la velocidad de una reacción química o metalúrgica. Esto último es de la incumbencia de la teoría cinética.

Como un ejemplo simple de un sistema en equilibrio, considérese un metal líquido y su vapor de equilibrio en el cual el número promedio de átomos metálicos que dejan al líquido para unirse al vapor es igual al número con correspondiente viajando en la dirección opuesta. La concentración de átomos en el vapor, y en consecuencia la presión del vapor, es una constante con respecto al tiempo. Bajo semejantes condiciones, la termodinámica y la mecánica estadística son capaces de proveer información muy útil, por ejemplo, la forma en que varía la presión de vapor al cambiar la temperatura. Supóngase sin embargo, que el metal líquido es colocado dentro de una campana de vidrio de un sistema de vacío de manera que el vapor sea barrido tan rápidamente como se forme. En este caso, no puede hacer equilibrio porque los átomos dejarán al líquido a una velocidad mucho mayor que a la de retorno al mismo. Debido a que el sistema vapor-líquido ya no está en equilibrio, no se pueden emplear la termodinámica ni la mecánica estadística. Las preguntas relacionadas con la velocidad a que se evaporan los átomos metálicos pertenecen al campo de la teoría cinética. En esta forma, la teoría cinética es más útil cuando se estudia la velocidad a la cual se efectúan los cambios atómicos.

2.4 Energía interna de una estructura cristalina.

En los párrafos precedentes se ha discutido la interrelación de las tres ramas de la ciencia del calor. El objetivo principal de esta discusión fue demostrar el significado físico que se puede dar a las funciones termodinámicas. Consideremos ahora un material cristalino sólido. Una función termodinámica importante que será necesaria en las secciones siguientes es la energía interna, que será por el símbolo U . Esta cantidad representa la energía cinética y potencial total de todos los átomos en un cuerpo material, o

sistema. En el caso de cristales, una gran parte de esta energía está asociada con la vibración de los átomos en la red. Puede suponerse que cada átomo vibra alrededor de su posición de reposo con tres grados de libertad (direcciones x , y y z). De acuerdo con la teoría de Debye, los átomos no vibran independientemente uno de otro, sino más bien como resultado de ondas elásticas erráticas que viajan de un lado para otro a través de los cristales, y, debido a que tienen tres grados de libertad vibracional, se puede considerar a las ondas reticulares como si fueran tres juegos de ondas independientes viajando a lo largo de los ejes x , y y z , respectivamente. Cuando se eleva la temperatura del cristal, aumenta la amplitud de las ondas elásticas, con un aumento correspondiente en la energía interna. La intensidad de las vibraciones reticulares es por tanto una función de la temperatura.

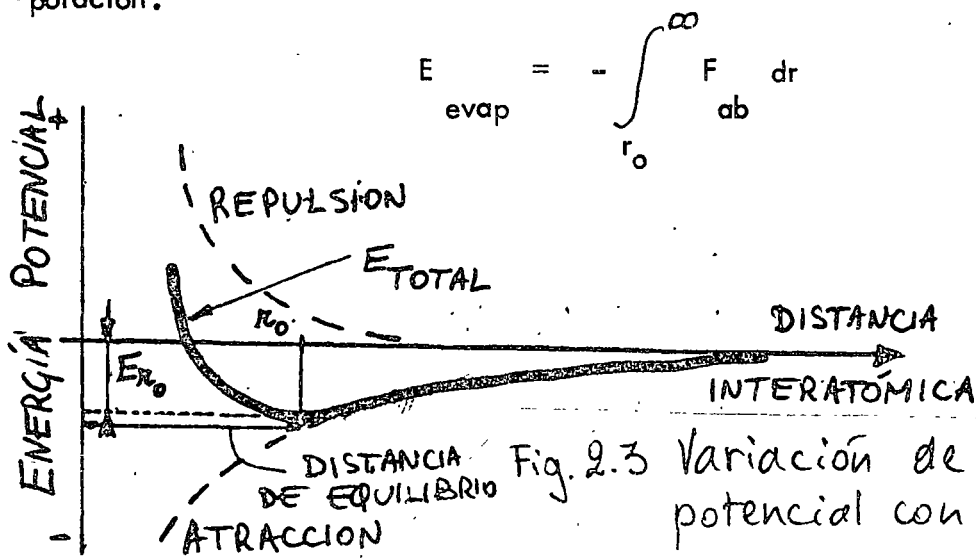
2.5 Efecto de la temperatura sobre cristales metálicos.

Los dos tipos principales de energía térmica en la mayoría de los sólidos son : la energía de vibración de los átomos alrededor de sus posiciones promedio en la red cristalina, y la energía cinética de los electrones libres. A medida que un sólido absorbe calor (dQ), su temperatura se eleva (dT) y su energía interna aumenta (dU). Por esta razón, propiedades tan importantes como la capacidad de calor, la expansión térmica, la conductividad térmica dependen de los cambios de energía de los átomos y de los electrones libres.

La energía térmica presente en forma de vibraciones de la malla se considera teóricamente como una serie de ondas superpuestas de sonido o de deformación, con un espectro de frecuencia determinado por las propiedades elásticas del cristal. Un quantum de energía elástica recibe el nombre de fonón.

2.5.1. Expansión térmica.

La expansión térmica de los sólidos se produce por la vibración inducida por la energía comunicada al sistema en forma de calor. Como ya sabemos, a la temperatura del cero absoluto ($0\text{K} = -273^\circ\text{C}$), los cationes de la estructura metálica están ubicados en vados de potencial de profundidad E_{min} debajo del nivel de energía del átomo libre (figura 2-3). Aumentando la temperatura del cristal, provocamos una oscilación del ión en el vado de potencial asimétrico muy adelante de su posición media. Por consecuencia, este movimiento ocasiona un aumento de la energía del sistema, como se ve en la figura 2-3 y la magnitud del aumento de energía se incrementa con la amplitud de vibración. Además, el aumento de amplitud de vibración provoca una extensión del cristal, ya que la forma de la curva de energía potencial no es simétrica, y por tanto la energía de los iones, al reducir sus distancias recíprocas, aumenta mucho más que al alargar las distancias recíprocas. Cuando se aumenta aún más la distancia entre los iones, se alcanza por fin el punto donde los iones no interactúan más y el metal se transforma en su fase gaseosa, consumiendo la energía de evaporación.



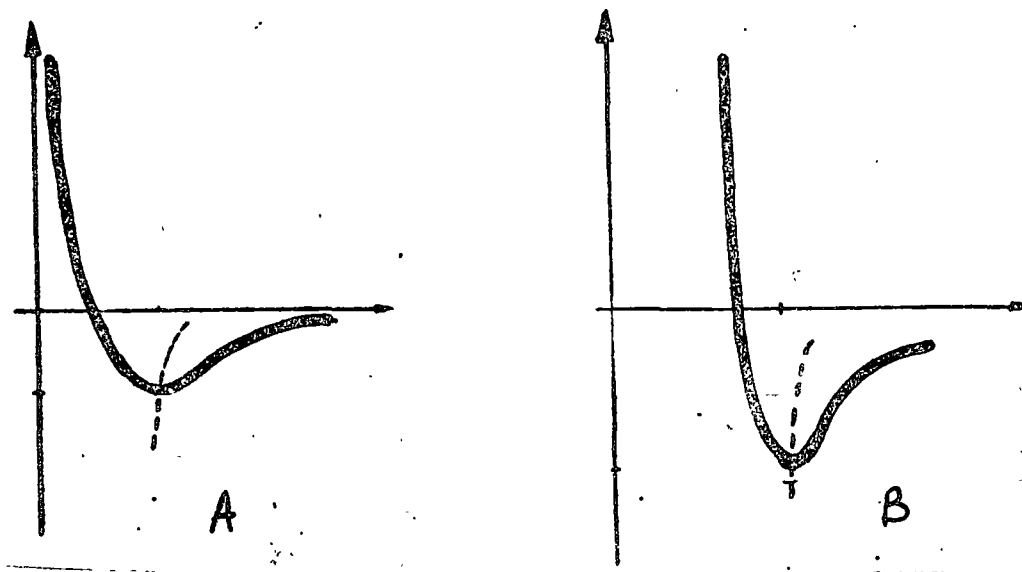


Fig. 2-4 La línea interrumpida representa la posición promedio del átomo cuando sube su energía (térmica).

A. para un enlace débil

B. para un enlace fuerte

El coeficiente de expansión térmica es una función inversa de la pendiente de la curva para la energía vibracional promedio y la distancia (fig. 2-4). Eso nos permite -- comparar directamente el coeficiente de expansión térmica y la energía de enlace. - Manteniendo los demás factores constantes, las estructuras tridimensionales con fuer-- za de enlace grande, tienen un vado de energía potencial más profundo y más simétri-- co que los materiales de enlace débil. Por eso existe una correlación inversa entre los coeficientes de expansión térmica a una temperatura determinada y los puntos de fu-- sión de materiales con estructura comparable. Esta correlación se representa en la fi-- gura 2-5.

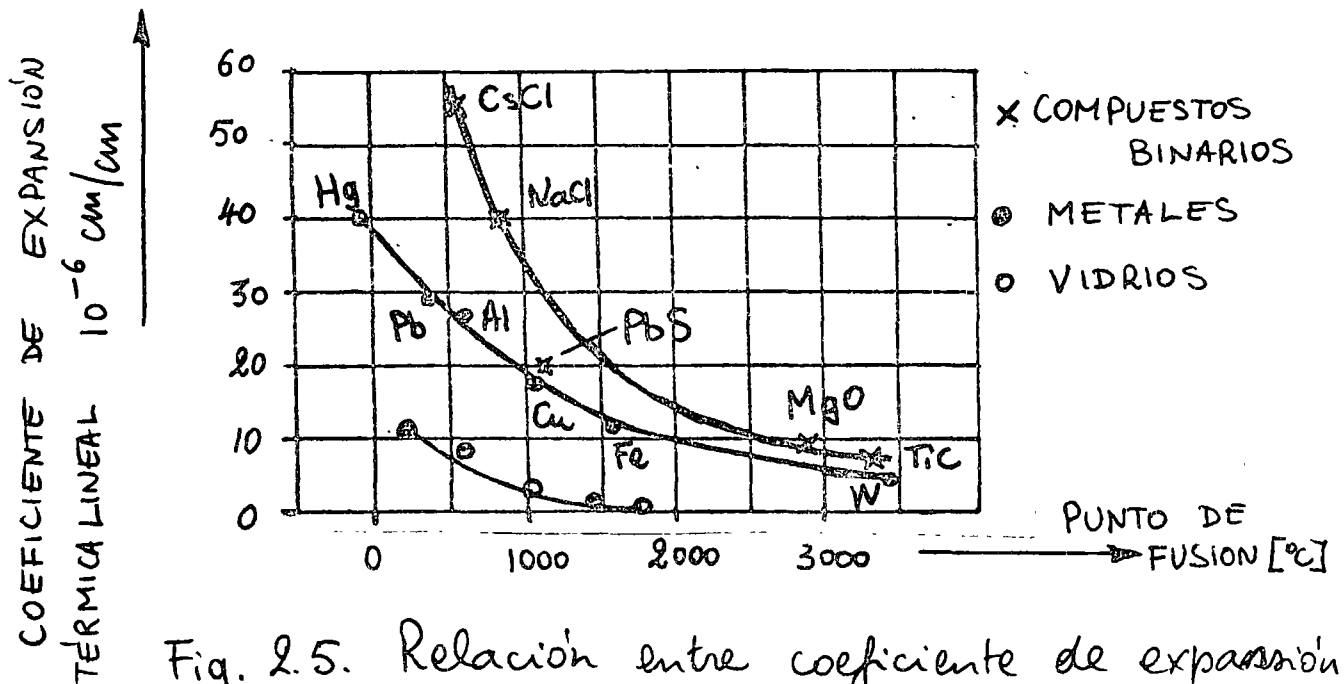


Fig. 2.5. Relación entre coeficiente de expansión térmica y punto de fusión para algunos materiales (ver texto)

2.5.2. Calor específico de los materiales cristalinos.

El concepto de capacidad de calor se introduce en los cursos de termodinámica, con -- las ecuaciones siguientes :

$$C = \frac{dQ}{dT} = \frac{\text{calor absorbido}}{\text{aumento de temperatura}}$$

$$C_v = \left(\frac{dU}{dT} \right) = \text{calor específico medido a volumen constante, } dU = \text{cambio de energía interna.}$$

$$C_p = \left(\frac{dH}{dT} \right) = \text{calor específico medido a presión constante, } dH = dU + pdv = \text{cambio de entalpia } H = U + pv \text{ con } U = \text{energía interna y } pv = \text{trabajo mecánico de expansión a } p = \text{constante.}$$

El calor específico se define como la capacidad de calor por unidad de masa y se le designa por c_v y c_p si la unidad de masa es 1 mol, expresado en las unidades convencionales de calorías por mol y por Kelvin.

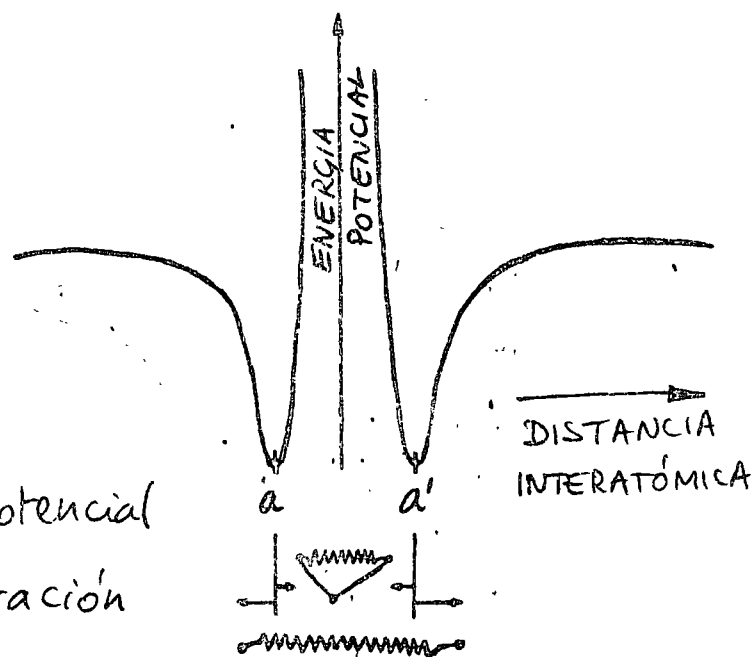
La capacidad de calor de los sólidos es cero a 0/K, y aumenta rápidamente a medida que sube la temperatura, hasta llegar a un valor aproximadamente constante a temperaturas más elevadas. El aumento en la capacidad de calor o calor específico corresponde a un aumento de la habilidad de los electrones y de los fonones para incrementar su energía promedio. Debido al principio de exclusión de Pauli, la habilidad de un electrón para aumentar su energía depende de la disponibilidad de estados vacantes a energías más elevadas. Generalmente, sólo los electrones cercanos al nivel de Fermi tienen acceso a los estados vacíos, y la contribución electrónica al calor específico es relativamente pequeña.

La teoría clásica del calor específico está basada en la ley de Dulong y Petit (1819) : el calor específico es el mismo para todas las sustancias sólidas elementales, alrededor de 6 cal/mol K. Cincuenta años más tarde, Boltzmann hizo ver que este resultado podía explicarse en términos de la energía de los átomos en vibración en el sólido.

Vimos en 2.2 que la energía cinética promedio por átomo, $\overline{E.C.}$ para un gas monoatómico, está expresado por la ecuación 2-3 :

$$\overline{E.C.} = \frac{1}{2} m \overline{v^2} = \frac{3}{2} k T$$

Fig. 2.6 : Energía potencial
de átomos en vibración
(ver texto)



En un gas monoatómico, ideal para la energía térmica es energía (E.C.), mientras que en un sólido, el término de la energía potencial (E.P.) es importante. De hecho, las vibraciones térmicas de los átomos de un cuerpo sólido pueden ser descritos con un modelo de resortes (fig. 2-6) : las vibraciones introducen una energía potencial así como una energía cinética en la estructura. Al punto extremo de la vibración (distancia máxima entre los átomos) la energía cinética es cero porque los átomos se encuentran en un alto momentáneo ; sin embargo, la energía potencial es máxima en ese punto, porque las distancias de separación no corresponden a aquellas de equilibrio. Cerca de la posición promedio de los átomos en su vibración, la energía potencial disminuye hasta el valor mínimo observado al cero absoluto, pero la velocidad y la energía cinética alcanzan un máximo.

Entonces, en este modelo, los valores promedio de las dos energías tienen que ser igua-

les, de modo que para un cuerpo sólido simple a temperatura elevada la energía interna total vale

$$E = \overline{E.C.} + \overline{E.P.} = 3 k T \quad (2-7a)$$

Como $R = k_{\text{x}}(6.02 \times 10^{23}$ átomos/ mol), la energía por mol es :

$$E = 3 R T \quad (2-7b)$$

con R representando la constante de los gases de 1.987 cal/mol. K. El coeficiente - 3 R es el calor específico y tiene un valor de aproximadamente 6 cal/mol K. Esto se representa en la tabla siguiente para algunos sólidos de estructura compacta.

Calor específico de unos sólidos de estructura compacta.

Sólido	c a 300 K cal/mol K	C a 800 K cal/mol K
Ag	6.1	6.7
Al	5.8	7.3
Cr	5.8	6.9
Cu	5.8	6.6
Fe	5.9	8.9
Mg	5.7	7.3
P	5.7	
Pb	6.5	
Zn	6.0	
<hr style="border-top: 1px dashed black;"/>		
CuO	11.0	12.9
FeO	12.1	13.0
MgO	9.0	11.5
ZnO	10.7	12.1
Ag ₂ S	18.0	21.6
SiO ₂	13.4	17.1
Al ₂ O ₃	20.0	28.8
Cr ₂ O ₃	26.4	29.9

La formulación de la fase conteniendo la ecuación (2-7a) fue elaborada con cuidado - para contener la palabra de sólido simple y temperatura elevada. En los sólidos de la

tabla anterior, la mayoría de la energía térmica está absorbida por las vibraciones - atómicas descritas en el párrafo anterior. Sólidos más complejos como los polímeros pueden tener movimiento de rotación además de su translación de modo que se requiere más energía por mol.

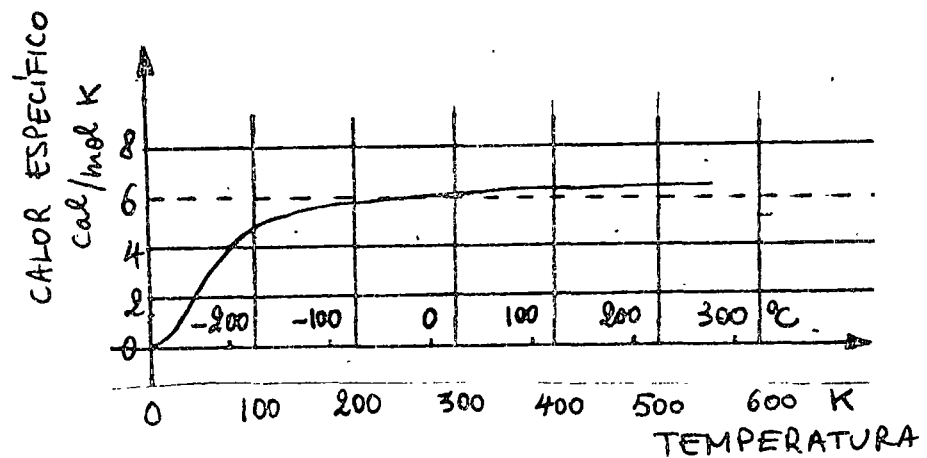


Fig. 2.7 : Calor específico de la plata.

Alrededor de la temperatura ambiente, el valor del calor específico corresponde a la teoría (ver texto).

El hecho de que la ecuación (2-7) sólo es aplicable para temperaturas elevadas se ilustra bien con la figura 2-7. Con excepción de algunos sólidos de materiales ligeros, - los cuales tienen una alta frecuencia de vibración debido a su masa ligera, el calor - específico es bastante constante a temperatura ambiente y a temperaturas superiores. - El calor específico disminuye rápidamente para temperaturas inferiores y finalmente se acerca al cero absoluto con una función en T^3 . Un modelo mecánico cuántico explica esa relación para baja temperatura.

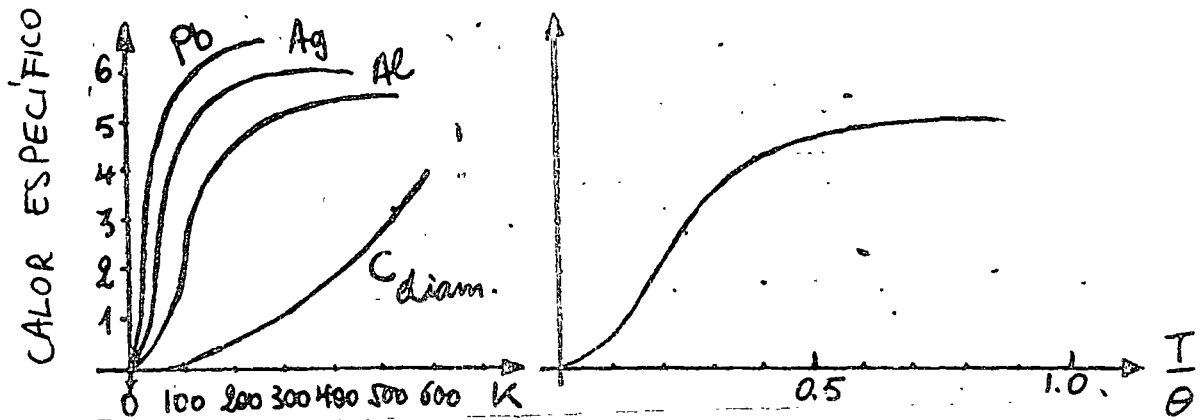


Fig. 2-8: Variación del calor específico con la temperatura

La figura 2-8 nos da más relaciones c_v/T para los materiales siguientes: Pb, Ag, Al, C (diamante). A temperaturas muy bajas, los calores específicos de todos los elementos tienden a cero. Elementos livianos con punto de fusión elevado (enlace muy fuerte) como el C en su forma de diamante, poseen valores muy inferiores a los predichos por la ley de Dulong y Petit a temperatura ambiente. Finalmente, para varios de los metales altamente electropositivos (Na, Cs, Ca y Mg), c_v aumenta con la temperatura hasta valores bastante mayores que $3R$.

Einstein analizó en 1907 con éxito las dos primeras de estas observaciones, aplicando la teoría cuántica al problema de los calores específicos, asumiendo que los átomos vibran en forma independiente. Aunque la teoría predice correctamente la forma de la curva $c_v - T$, a bajas temperaturas hay una discrepancia considerable con los valores medidos. Debye y otros demostraron que el error radica en la suposición de Einstein de que las partículas oscilan en forma independiente. Debye tomó en cuenta la interacción en-

tre las partículas en vibración, avanzando la hipótesis de un espectro de ondas estacionarias elásticas propagándose en el cristal como aproximación de las vibraciones térmicas. La curva $c_v - T$ determinada con este modelo resultó ser una representación tan satisfactoria que por muchos años se usó la extrapolación de Debye para proporcionar valores estándar a temperaturas muy bajas.

La contribución relativamente pequeña de la energía cinética de los electrones libres al calor específico se debe al hecho que casi todos los electrones se encuentran en niveles de energía dentro de una zona totalmente ocupada. El principio de exclusión de Pauli prohíbe las transiciones a los estados ya ocupados con 2 electrones con spin contrario ($+\frac{1}{2}$ y $-\frac{1}{2}$). Estados vacantes para los electrones se encuentran solamente sobre el llamado nivel Fermi E_F (energía del nivel superior ocupado a OK), y una fracción relativamente pequeña del número total de electrones puede ser excitado térmicamente a estos estados.

NOTA : Un volumen constante es la condición de frontera más sencilla. Sin embargo en el laboratorio se mide generalmente el calor a presión constante, ya que es sumamente difícil mantener el volumen constante cuando se cambian las condiciones de temperatura.

Para relacionar c_p con c_v se usa la relación termodinámica

$$c_p - c_v = \frac{TV \alpha_v^2}{\beta} \quad (2-8)$$

Donde V es el volumen por mol, α_v y β son los coeficientes de expansión y de compresibilidad determinados experimentalmente :

$$\alpha_v = \frac{1}{v} \left(\frac{\partial v}{\partial T} \right)_p \quad \text{y} \quad \beta = \frac{1}{v} \left(\frac{\partial v}{\partial p} \right)_T \quad (2-9)$$

2.5.3. Curva de Calor específico y Transformaciones.

La curva del calor específico varía continuamente con la temperatura, si no hay cambios de fase (Fig. 2.8). Por otro lado, si tenemos que si el metal sufre una transformación estructural, la curva de calor específico exhibirá una discontinuidad ----- (Fig. 2.9).

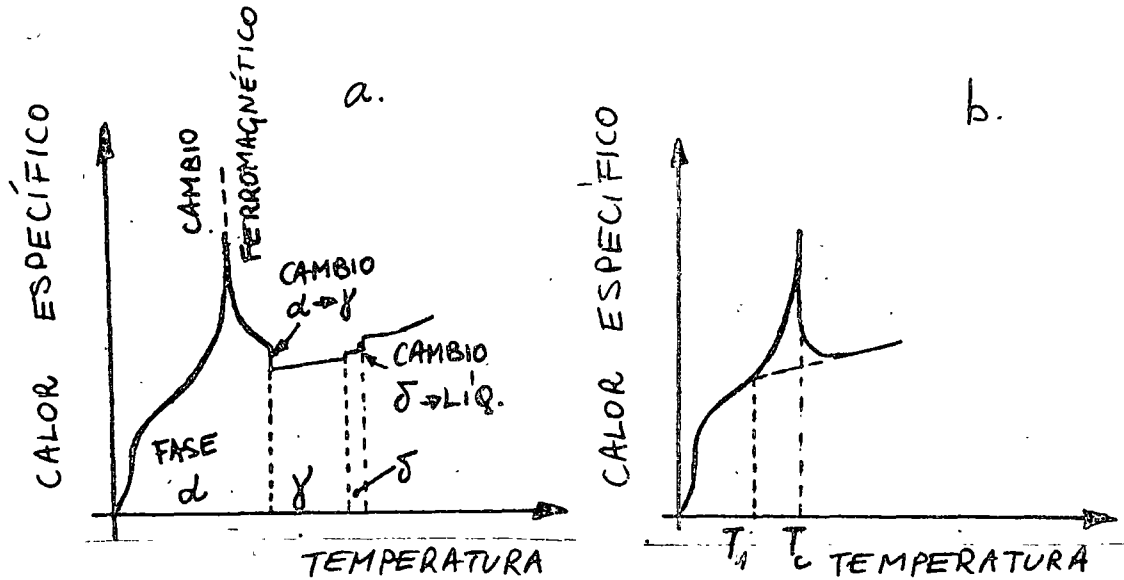


Fig. 2.9. Varación del calor específico con la temperatura
 a. para hierro puro
 b. para transformación de segundo orden

Si el cambio de fase ocurre a una temperatura fija, el metal sufrirá lo que se conoce como una transformación de primer orden; por ejemplo: de la fase α a la γ , de la γ a la δ , y de δ a líquido, la curva de calor específico está dada por la Fig. 2.9a. entonces diremos que una transformación de primer orden es aquella transformación de fase que ocurre a una temperatura fija, llamada temperatura de transformación;

a dicha temperatura, el calor latente es absorbido sin incremento de la temperatura, por lo que se puede considerar que el calor específico (dQ/dT) a la temperatura de transformación es infinito.

Una transformación de segundo orden es una transición de fase que ocurre sobre un rango de temperatura, por ejemplo las TRANSFORMACIONES de orden-desorden en aleaciones, también están asociados con un pico de calor específico en la curva 2.9b - se muestra una curva típica. Obviamente debido a la estrechez del rango de temperatura $T_1 - T_c$, el pico de calor específico es muy agudo, y en el límite el cambio total ocurre en una temperatura dada, esto es $T_1 = T_c$ por lo que el calor específico tiende al infinito e igual con el calor latente de TRANSFORMACION. En la figura 2.9a, también muestra una transformación de segundo orden, y éste es debido al cambio en las propiedades ferromagnéticas con la temperatura.

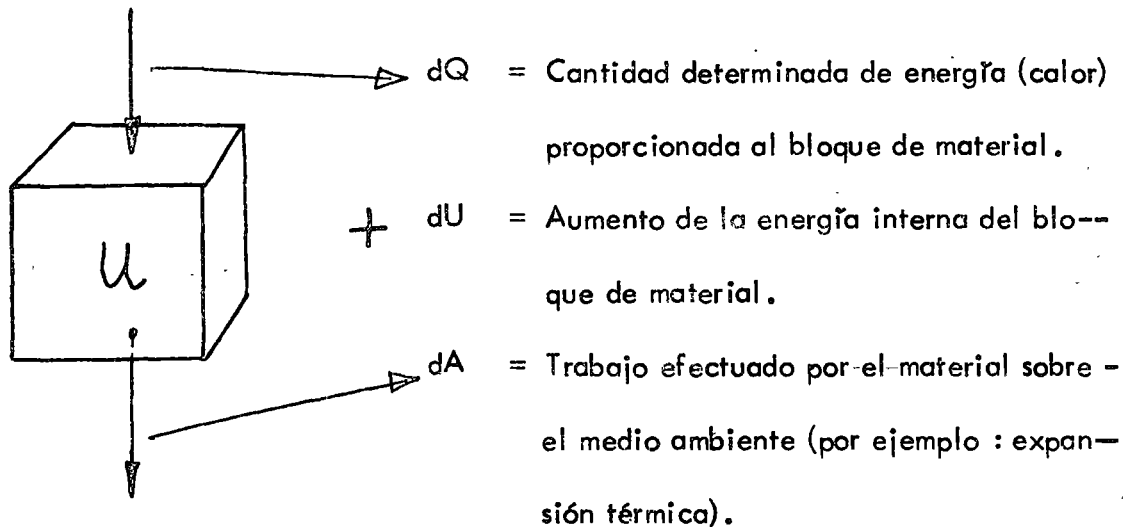
2.6 FUNCIONES TERMODINAMICAS.

2.6.1. La energía interna de un cristal.

Se considera que la energía interna U de un cristal está compuesta por dos partes, -- primero, la energía reticular que se define como la energía potencial debido a las -- atracciones y repulsiones que ejercen los átomos unos con otros. Segundo, la energía térmica del cristal que está asociada con las vibraciones de los átomos sobre sus posi-- ciones reticulares de equilibrio y con el movimiento de los electrones libres en una es-- tructura metálica.

Si añadimos una cantidad de calor (expresada por ejemplo en calorías o Joules, con $1 - J = 0.239 \text{ cal}$) a un sistema como por ejemplo un bloque de cobre, aumentaremos la ---

energía interna del bloque y efectuaremos eventualmente un trabajo dA sobre el medio ambiente. En representación esquemática, tenemos :



Según la primera ley de la termodinámica, en un sistema cerrado, no se pierde ni se crea energía, de modo que

$$dQ = dU + dA \quad (2-10)$$

o en palabras, la cantidad de energía dada al sistema se utiliza para incrementar la energía interna en dU y para efectuar un trabajo dA sobre el medio ambiente.

2.5.2. La entalpia

Definición :

$$H = U + pV \quad dH = dU + pdV + Vdp$$

$$\text{si } p = c^{te} \quad dH = dU + pdV$$

Si se trabaja a presión constante, como casi siempre es el caso en los problemas metalúrgicos y de materiales sólidos o líquidos, el trabajo efectuado por el sistema es el trabajo mecánico de expansión o compresión, representado por pdV (p = presión, dV =

= cambio volumétrico), por lo tanto la expresión dA de (2-10) que incluía trabajo - mecánico se reescribirá dA' , sin incluirlo. Así :

$$dQ = dU + pdv + dA' = dH + dA' \quad (2-11)$$

con $dH = dU + pdv$ = cambio de la entalpía H del sistema y dA' trabajo no mecánico efectuado sobre el medio ambiente. De hecho, trabajando con materiales sólidos a presión constante (por ejemplo : condiciones atmosféricas), es más usual utilizar la función termodinámica H (entalpía) que la función termodinámica U (energía interna).

Como se discutió en el párrafo sobre la capacidad de calor y el calor específico, la definición de calor específico molar) es

$$C = \frac{dQ}{dT} \quad (\text{por mol de material})$$

Si trabajamos a presión constante y sin otro trabajo más que el mecánico de expansión

térmica, $dQ = dH$ y $c_p = \frac{dH}{dT}$ (con c_p = calor específico a presión constante)

$$(2-12)$$

Esto significa que la variación de la entalpía con la temperatura es igual al calor específico del material medido a presión constante, c_p .

Por integración de (2-12) obtenemos

$$H_2 = H_1 + \int_{T_1}^{T_2} c_p \times dT \quad (2-13a)$$

$$\text{ó } H = H_0 + \int_0^T c_p \cdot dT \quad (2-13b)$$

en donde H es la entalpía absoluta del material a una temperatura TK , H_0 es la constante de integración, aquí representando la entalpía al cero absoluto y $\int_0^T c_p dT$ puede ser tomado como cantidad de energía de vibraciones térmicas en calentar los átomos de cero a TK .

Si el metal demuestra una transformación a la temperatura T_f , entonces

$$H = H_0 + \int_0^{T_f} c'_p dT + L_f + \int_{T_f}^T c''_p dT \quad (2-14)$$

en donde c'_p y c''_p son los calores específicos de las dos fases y L_f es el calor latente de transformación. Generalmente, cuando una reacción ocurre en un sistema, está acompañada de un cambio de entalpía, llamado usualmente "calor de reacción", ΔH .

En la práctica, es imposible obtener valores absolutos de la entalpía, ya que no se pueden obtener valores de H_0 (a cero Kelvin).

Sin embargo, ésto es de poca consecuencia, ya que se puede definir un cero convencional. Usualmente se utilizan las entalpías de elementos puros en equilibrio a $25^\circ C$.

Entonces tenemos para un elemento :

$$H = H_{298} + \int_{298}^T C_p \cdot dT = \int_{298}^T C_p \cdot dT \quad (2-15)$$

A menudo, se llama la entalpía una "propiedad de estado" (state property), lo que significa por definición que únicamente está definida por el estado del sistema. Entonces, si después de una serie de cambios cíclicos, el estado final de un sistema es el mismo como el estado inicial, la entalpía debe volver a su valor original. Es decir, el cam-

bio de cada propiedad de estado individual, como por ejemplo : presión, temperatura, volumen, masa, etc. sumando por todo el ciclo, debe ser cero. Esto se representa en el caso discutido por :

$$dH = 0 \quad (2-16)$$

Como ya discutimos en 2.5.2, el calor específico c_p depende de la temperatura. En general, la relación c_p/T se expresa en una de las formas siguientes :

$$\begin{aligned} c_p &= a + bT + cT^2 \\ c_p &= a + bT + cT^{-1/2} \\ c_p &= a + bT + cT^{-2} \end{aligned} \quad (2-17)$$

Los parámetros correspondientes se encuentran en las tablas termodinámicas de la literatura específica, como por ejemplo en "Metallurgical Thermochemistry" de O. Kubaschewski y E. Evans.

2.6.3 La Entropía.

Para una reacción determinada, el conocimiento de la cantidad H es importante, pero no representa un criterio para el equilibrio y tampoco determina si un cambio de fase ocurrirá, como ya es aparente por la existencia de ambas reacciones exotérmicas y endotérmicas, con $\Delta H > 0$ y $\Delta H < 0$. Para obtener un criterio de reacción es necesario considerar una segunda propiedad de estado muy importante, conocida bajo el nombre "entropía", S (inglés "entropy"). Como veremos más adelante, la propiedad S puede también servir de medición del estado de desorden de la estructura, pero por ahora basta tratar a ésta como una cantidad normal derivada de la termodinámica clásica.

Se puede mostrar (ver cursos de termodinámica) que la función $\frac{dQ}{T}$ se comporta como una propiedad de estado, para el caso de $S = S(U, V)$ y $V = C T^{\alpha}$ o $T = C V^{\beta}$, y por eso es conveniente definir una cantidad S por la relación :

$$dS = \frac{dQ}{T} \quad \text{ó} \quad S = S_B - S_A = \int_A^B \frac{dQ_{\text{rev}}}{T} \quad (2-19)$$

de la cual sigue $dS = 0$, lo que equivale a definir S como verdadera propiedad de estado. A presión constante $dQ = dH$ y, por consecuencia

$$dS = \frac{dQ}{T} = C_p \frac{dT}{T}$$

de esta relación sigue, integrando :

$$S = S_0 + \int_0^T (C_p/T) \cdot dT = S_0 + \int_0^T C_p \cdot d(\ln T) \quad (2-20)$$

en donde S es la entropía a la temperatura T K, generalmente medida en calorías --- (joules) por grado y por gramo. La constante de integración S_0 representa la entropía al cero absoluto, que puede ser aceptada como cero para sustancias cristalinas ordenadas; esta presunción está llamada generalmente tercera ley de la termodinámica.

Como vimos, la entropía al cero absoluto, que puede ser aceptada como cero para sustancias cristalinas ordenadas; esta presunción está llamada generalmente tercera ley de la termodinámica.

Como vimos, la entropía es una función de estado, o sea depende únicamente del estado del sistema. Esto significa que la diferencia entrópica ($S_B - S_A$) es independiente de la forma en que se lleva al sistema desde el estado A hasta el estado B. Si se mueve el sistema desde A hasta B como resultado de una reacción irreversible, el cambio de la entropía es todavía ($S_B - S_A$). Sin embargo, el cambio en la entropía sólo es igual al

lado derecho de la ecuación (2-19), si el camino es reversible. La integral de esta misma cantidad sobre un camino irreversible no es igual al cambio de entropía. En efecto, se demuestra en todos los libros de texto sobre termodinámica que

$$\Delta S = S_B - S_A > \int_A^B \frac{dQ_{\text{irrev}}}{T}$$

Para un camino irreversible entre A y B.

Tenemos entonces como resumen para un cambio infinitesimal :

$$dS = \frac{dQ}{T} \quad \text{para un cambio reversible y}$$

$$dS > \frac{dQ}{T} \quad \text{para un cambio irreversible.}$$

Desde luego, cada reacción de transformación en un sistema provoca un cambio de entropía característica dada por

$$dS = S_\beta - S_\alpha$$

en donde dS es la entropía de la transformación y S_α y S_β son los valores de la entropía de la nueva fase β y de la fase anterior α , respectivamente. Es la consecuencia de esto que cada cambio irreversible que ocurre en un sistema (por ejemplo la oxidación de un metal) debe ser acompañado de un aumento de la entropía total del sistema. Esto se llama comúnmente la segunda ley de la termodinámica.

2.6.4. La energía libre.

La cantidad entropía podría ser utilizada como criterio del estado de equilibrio de un sistema, pero es mucho más conveniente trabajar con conceptos de energía. Por tanto, es más usual tratar con la cantidad TS , que tiene la dimensión de una energía, que ---

directamente con la propiedad de estado S , y de separar la energía interna del sistema U en dos componentes según la relación $U = F + TS$ en donde F representa esta parte de la energía del sistema que provoca que ocurra la reacción y TS la energía necesaria procediendo del cambio estructural. El concepto F está conocido como -- energía libre y definida por la ecuación $F = U - TS$.

Desde luego, F es una propiedad de estado, ya que depende totalmente de propiedades de estado, así que cada material en un cierto estado tendrá un valor característico de F . Además, el cambio de energía libre acompañando una transformación representa la "fuerza de acción" o fuerza actuante" (driving force) de la transformación.

Si, en lugar de trabajar con la energía interna del sistema trabajamos, como es usual en problemas de materiales líquidos y sólidos, con la entalpía H , podemos definir de manera análoga la función termodinámica G o entalpía libre (también llamada energía libre de Gibbs) según la relación

$$G = H - TS \quad \text{y} \quad H = G + TS \quad (2-22)$$

Se demuestra en la termodinámica que todas las transformaciones espontáneas de un sistema deben ser acompañadas de una reducción de la energía libre total de este sistema, y entonces, para que pueda ocurrir un cambio de fase, es preciso que la variación de -- energía libre ΔG sea negativa. Otra consecuencia será que las condiciones de equilibrio corresponderán a una fuerza de acción cero, o sea $\Delta G = 0$. Ya que los metales se utilizan siempre a temperatura arriba de 0 K , la relación $G = H - TS$ indica el papel importante de la entropía en la determinación de la estabilidad de fases. La ecuación demuestra la tendencia del sistema a adoptar una configuración de baja entalpía o energía, H , y por otro lado, la tendencia de adoptar una entropía alta, S . La fase que

existirá será entonces lo cual satisface mejor a las condiciones a la temperatura considerada.

2.6.5 Reacciones espontáneas.

Es importante entender la diferencia entre una reacción espontánea y una reacción en equilibrio, lo que ilustraremos con un ejemplo.

Consideremos la transformación del agua desde el estado líquido al estado sólido (hielo).

- a) En condiciones de equilibrio : la temperatura de equilibrio para la solidificación (transformación de fase) del agua a presión atmosférica es de 0°C . A la temperatura de equilibrio, es posible mantener agua líquida y hielo en el mismo recipiente aislado por período de tiempo indefinido a condición de no añadir ni quitar calor del sistema (sistema en equilibrio).

Ahora, si se aplica lentamente calor al agua, parte del hielo se fundirá y se volverá líquido, al revés, si se extrae calor del recipiente, se formará más hielo a expensas del líquido. En los dos casos, un cambio térmico reversible (calor de fusión) entre el sistema líquido-sólido y sus alrededores cambia la relación de líquido a sólido.

- b) Reacción espontánea : consideremos el caso del sobre enfriamiento del agua líquida por debajo del punto de equilibrio de congelación (0°C). Aún cuando el líquido puede ser aislado térmicamente de sus alrededores, la congelación puede empezar de manera espontánea, sin intercam

bio de calor con los alrededores. El calor de fusión, liberado por la porción de agua que se congela, puede elevar la temperatura del sistema hasta la temperatura de equilibrio de la congelación.

La diferencia entre la congelación al punto de equilibrio (0°C) y a temperatura inferior (p. ej. -10°C) es muy importante: en un caso, la congelación ocurre en forma espontánea, en el otro, únicamente si se quita calor de fusión del sistema.

Las reacciones que ocurren espontáneamente son siempre irreversibles. El agua líquida se transformará en hielo a -10°C , pero la reacción inversa es, por supuesto, imposible. En metalurgia, se producen a menudo reacciones espontáneas, algunas veces con resultados drásticos, y frecuentemente, con resultados bastante benéficos. La función termodinámica más valiosa para medir la fuerza impulsora de una reacción espontánea es la energía libre de Gibbs, G , como vemos en las consideraciones siguientes: Sea G_2 la energía libre (de Gibbs) de un mol de agua sólido y G_1 la de una mol de agua líquida. Cuando una mol de agua se transforma en hielo, el cambio de energía libre (de Gibbs) es

$$G = G_2 - G_1 = (H_2 - TS_2) - (H_1 - TS_1)$$

en donde H_2 y H_1 son las entalpías y S_2 y S_1 las entropías respectivas del agua sólida y líquida. T es la temperatura que permanece constante durante la reacción. La ecuación (2-22) se escribe también:

$$\Delta G = \Delta H - T \Delta S \quad (2-23)$$

En el caso de una reacción de equilibrio, vemos que el cambio de entropía se da por

$$S = \int_A^B \frac{dQ_{rev}}{T} = \frac{\Delta Q}{T} \quad (2-24)$$

en donde ΔQ es el calor latente de la congelación del agua. Además, por la primera ley de la termodinámica tenemos

$$\begin{aligned} \Delta Q &= \Delta U + \Delta A \\ dQ &= dU + dA = dU + pdv + dA' \\ &= dH + dA' \end{aligned}$$

El único trabajo externo hecho es contra la presión atmosférica, debido a la expansión por el cambio de fase, de modo que $dA' = 0$ y tenemos

$$dQ = dH \quad \text{ó} \quad \Delta Q = \Delta H$$

Sustituyendo ΔS y ΔH en la ecuación (2-23) nos da

$$\Delta G = \Delta H - T \frac{\Delta H}{T} = \Delta H - \Delta H = 0$$

La energía libre en esta reacción reversible de la congelación de agua a 0°C es cero. La termodinámica demuestra que el cambio de la energía libre de Gibbs es cero para cualquier reacción reversible.

Si ahora se enfría el agua líquida a una temperatura bien por debajo de 0°C y se la permite congelar adiabáticamente, la transformación se hará bajo condiciones irreversibles con

$$\Delta S > \frac{\Delta Q}{T} \quad \text{ó} \quad T\Delta S > \Delta Q = \Delta H$$

de modo que obtenemos ahora

$$\Delta G = \Delta H - T\Delta S \quad \text{con} \quad T\Delta S > \Delta H$$

$$\text{ó entonces} \quad \Delta G < 0.$$

... ##

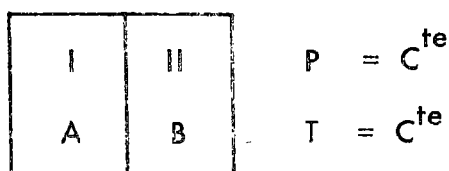
El cambio de la energía libre de Gibbs para una reacción espontánea es negativa, lo cual quiere decir que el sistema reacciona hacia su energía mínima. Este resultado no sólo es cierto en el ejemplo anterior, sino también para todas las reacciones espontáneas.

2.6.6. Definición estadística de la entropía.

En términos físicos, la entropía de un sistema puede ser considerada como definiendo el grado de desorden de la estructura atómica. Por ejemplo, a cero Kelvin, cada átomo está ubicado en su lugar de red de manera geoméricamente regular. Entonces en un metal puro donde cada lugar de red es idéntico a los demás y a temperatura donde no hay vibraciones térmicas, no hay ningún grado de desorden y la entropía es cero : $S_0 = 0$ (tercera ley de la termodinámica). Cuando sube la temperatura cada átomo comienza a vibrar cerca de su posición reticular y su verdadera posición es menos cierta. Por tanto, se introduce un cierto grado de desorden y la entalpía del sistema sube con la temperatura.

Un segundo ejemplo, bastante importante en la práctica metalúrgica, es el aumento de entropía asociado con la formación de soluciones sólidas desordenadas de los metales puros. Esto ocurre porque además de la entropía de las componentes puras A y B, la solución de B en A tiene una entropía adicional debido a las numerosas posibilidades de distribución de las 2 especies de átomos en la solución.

Ilustremos eso con el ejemplo siguiente : tomemos una caja de dos cámaras, cada cámara llena con un gas ideal monoatómico :



El gas A está en la cámara I y el gas B en la cámara II. Si quitamos la separación entre las cámaras, los gases se mezclarán por difusión, aún cuando trabajamos a temperatura y presión constante. No se hace trabajo ni se transfiere calor a o desde los gases, por tanto, no cambia la energía interna U del sistema gaseoso, según

$$\Delta Q = \Delta U + \Delta A \quad (2-10)$$

$$\left. \begin{array}{l} \Delta Q = 0 \\ \Delta A = 0 \end{array} \right\} \rightarrow \Delta U = 0 \text{ y } \Delta H = \Delta U = 0$$

El resultado de la difusión de los gases es un cambio fundamental en el sistema, ya que se requiere un esfuerzo considerable para separar una mezcla de gases en sus componentes. El proceso de mezcla de los gases es una reacción espontánea e irreversible, lo que significa que la energía libre debe decrecer.

$$dG = dH - TdS$$

$$dG = -TdS$$

Sin embargo, una disminución en la energía libre sólo puede significar que dS debe ser positiva. En otras palabras, la entropía del sistema ha aumentado por la difusión de los gases. El aumento en la entropía implicado en esta reacción se conoce como una entropía de mezclado. Es sólo una de las formas de la entropía. Todas las formas, sin embargo, tienen una cosa en común: Cuando la entropía de un sistema aumenta, el sistema se vuelve más desordenado.

La pregunta que se presenta ahora es ¿ por qué dos gases sin mezclar buscan una distribución casual? La respuesta descansa en el hecho de que, al quitar la separación, cada átomo de gas es libre de moverse a través de ambos compartimientos y tiene --- igual probabilidad de encontrarse en cualquiera de ellos. Una vez que se ha quitado la barrera, es extremadamente pequeña la probabilidad de que todos los átomos A se encuentren en el compartimiento I y, al mismo tiempo, todos los átomos B se encuentren en el compartimiento II. Además, la probabilidad de que los átomos mantengan tal segregación es más remota aún. Por otra parte, la probabilidad de hallar una distribución casual a través de la caja es casi una certeza.

Como un cambio de estado de baja probabilidad (dos gases sin mezclarse) a un estado de alta probabilidad (mezcla homogénea) acompaña un aumento de la entropía, parecería que hay una estrecha relación entre la entropía y la probabilidad. Esta relación existe y la expresó primero Boltzmann, quien introdujo la ecuación siguiente :

$$S = k \cdot \ln P \quad (2-25)$$

en donde S es la entropía de un sistema en un estado determinado, P es la probabilidad del estado y k es la constante de Boltzmann = 1.38×10^{-16} ergs/K .

El cambio en la entropía (entropía de mezclado) resultante de mezclar los gases A y B puede ser expresado en términos de la ecuación de Boltzmann :

$$\Delta S = S_2 - S_1 = k \cdot \ln P_2 - k \cdot \ln P_1 \quad (2-26)$$

en donde S_1 = entropía de los gases sin mezclar

$$= k \ln \left(\frac{P_2}{P_1} \right)$$

S_2 = entropía de los gases mezclados

P_1 = Probabilidad del estado sin mezclar

P_2 = Probabilidad del estado mezclado.

Otro ejemplo de entropía de mezclado aparece en la mezcla de dos metales A y B para formar una solución sólida cristalina. Aquí también, existe una relación entre la entropía y el grado de desorden.

Como medición del desorden de un estado, se puede considerar, del punto de vista puramente estadístico, el número de distribuciones posibles en el estado. Así, cuando el cristal tiene N sitios, de los cuales n contienen átomos A y $(N-n)$ átomos B, se puede demostrar matemáticamente que el número total de distribuciones posibles de A y B en N sitios es de

$$W = \frac{N!}{n! (N-n)!} \quad (2-27)$$

Esto es una medida del desorden adicional de solución, ya que $W = 1$ para el estado del cristal puro porque no hay más de una manera para distribuir N átomos indistinguibles del metal puro A ó B en N sitios.

La cantidad W se comporta como entropía en el sentido que la configuración con el número mayor de distribuciones es la más probable.

La ecuación que expresa la entropía en función del número de distribuciones W es :

$$S = k \cdot \ln W \quad (2-28)$$

La mayor entropía corresponde al mayor número de distribuciones, o sea a la estructura más desordenada y más probable.

Sustituyendo W en la ecuación estadística de la entropía y aplicando la aproximación de Stirling ($\ln N! = N \ln N - N$, cuando N grande) obtenemos :

$$S = k \ln \left[\frac{N!}{n! (N-n)!} \right]$$

$$= k \left[N \ln N - n \ln n - (N-n) \ln (N-n) \right] \quad (2-29)$$

para la entropía de desorden o de mezcla. La forma de esta ecuación está representada en la figura 2-10 donde $c = n/N$ es la concentración atómica de A en la solución. Es particularmente interesante observar el aumento rápido de la entropía para adiciones de cantidades muy pequeñas del solvente. Este hecho explica la dificultad de producir metales verdaderamente puros, ya que el factor de entropía $-TdS$, acompañando la adición de impurezas, generalmente sobrepasa el factor de energías dH , de modo que casi siempre una contaminación baja la energía libre del sistema.

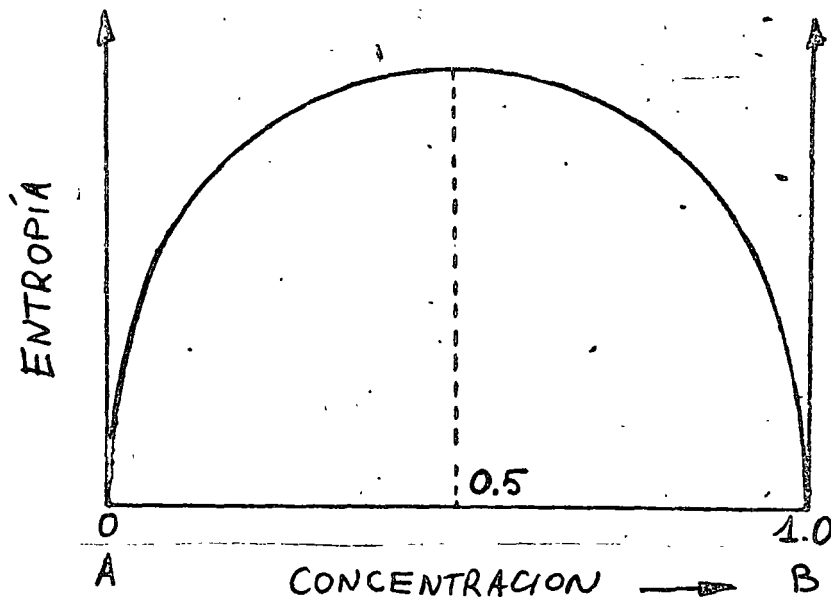


Fig. 2.10. Variación de la entropía de mezclado con la concentración

Ejemplo Concreto.

Calculemos ahora las probabilidades para el ejemplo antes mencionado de dos gases A y B en los compartimientos I y II antes y después de mezclarse.

Sean V_A = volumen ocupado originalmente por los átomos de gas A, V_B = volumen ocupado originalmente por los átomos de gas B y V = volumen total de la caja.

Si se introduce un átomo de gas A en la caja sin división, la probabilidad de encontrarlo en V_A es V_A/V . Si ahora se introduce un segundo átomo A en la caja, la probabilidad de hallar a ambos al mismo tiempo en V_A es $(V_A/V) \times (V_A/V)$. Un tercer átomo A reduce la probabilidad de hallar los 3 átomos en V_A a $(V_A/V)^3$ y si --

n_A es el número total de átomos de gas A, la probabilidad de hallar todos los n_A en V_A es $(V_A/V)^{n_A}$

Si ahora se añade un átomo de B a la caja, la probabilidad de hallarlo en V_B es (V_B/V) , y la probabilidad de hallarlo en V_B y al mismo tiempo hallar a todos los átomos A en V_A , es $(V_A/V)^{n_A} \times (V_B/V)$. Finalmente, la probabilidad de hallar a todos los átomos de gas A en V_A , mientras que todos los átomos de gas B están en V_B es

$$P_1 = \left(\frac{V_A}{V} \right)^{n_A} \times \left(\frac{V_B}{V} \right)^{n_B} \quad (2-30)$$

en donde n_A = número de átomos A

n_B = número de átomos B

Ahora es necesario considerar la probabilidad de la mezcla homogénea. Una mezcla homogénea experimentalmente no es una relación perfectamente constante de átomos A a B, sino una con una relación que no varíe lo suficiente del valor medio para ser detectable. Tal mezcla es extremadamente probable cuando el número de átomos es grande, como en la mayoría de los sistemas reales, donde el número excede usualmente de 10^{20} partículas (10^{-3} moles). Puede suponerse, para propósito de cálculo, que esta probabilidad es igual a uno.

Como resultado de las consideraciones anteriores, la ecuación mezcla-entropía (2-26)

se transforma en

$$\Delta S = k \cdot \ln \frac{1}{P_1} = -k \cdot \ln P_1$$

y con (2-30) en

$$\begin{aligned} \Delta S &= -k \cdot \ln \left[\left(\frac{V_A}{V} \right)^{n_A} \cdot \left(\frac{V_B}{V} \right)^{n_B} \right] \\ &= -k \cdot n_A \cdot \ln \frac{V_A}{V} - k \cdot n_B \cdot \ln \frac{V_B}{V} \end{aligned}$$

Pero, como hemos supuesto gases ideales a la misma temperatura y presión, los volúmenes ocupados por los gases deben ser proporcionales al número de átomos en los gases.

En esta forma tenemos :

$$\frac{n_A}{n} = \frac{V_A}{V} = C \quad \text{y} \quad \frac{n_B}{n} = \frac{V_B}{V} = 1 - C$$

en donde C es la concentración de A y (1-C) es la concentración de B. La entropía de mezclado puede expresarse ahora en términos de concentración como sigue :

$$\begin{aligned} \Delta S &= -k n \left(\frac{n_A}{n} \right) \times \ln C - k n \left(\frac{n_B}{n} \right) \times \ln (1 - c) \\ &= -k n C \ln C - k n (1 - c) \ln (1 - c) \end{aligned}$$

y para 1 mol de gas, con $n = N =$ número de Avogadro.

$$\begin{aligned} \Delta S &= -k N \left[c \ln c - (1 - c) \ln (1 - c) \right] \\ &= -R \left[c \ln c - (1 - c) \ln (1 - c) \right] \quad (2-31) \end{aligned}$$

en donde R es la constante de los gases (2 cal por mol).

La misma ecuación (2-31) se obtiene también a partir de la definición (2-28) de la entropía.

2.7 Consideración energética de una transformación.

Si un material ocurre un cambio estructural de la fase α a la fase β a una temperatura T_f , esto tiene lugar porque encima de esta temperatura la energía libre de la fase β , o sea G_β , se vuelve más baja que la energía libre de la fase α , o sea G_α . -
 Para ^{que} ocurra esto, las curvas de la energía libre deben variar con la temperatura como se muestra en la figura 2-11. Se puede ver que a la temperatura T_f la energía libre de la fase α es igual a la de la fase β de modo que ΔG es cero; por tanto, T_f es el punto de equilibrio de la transformación.

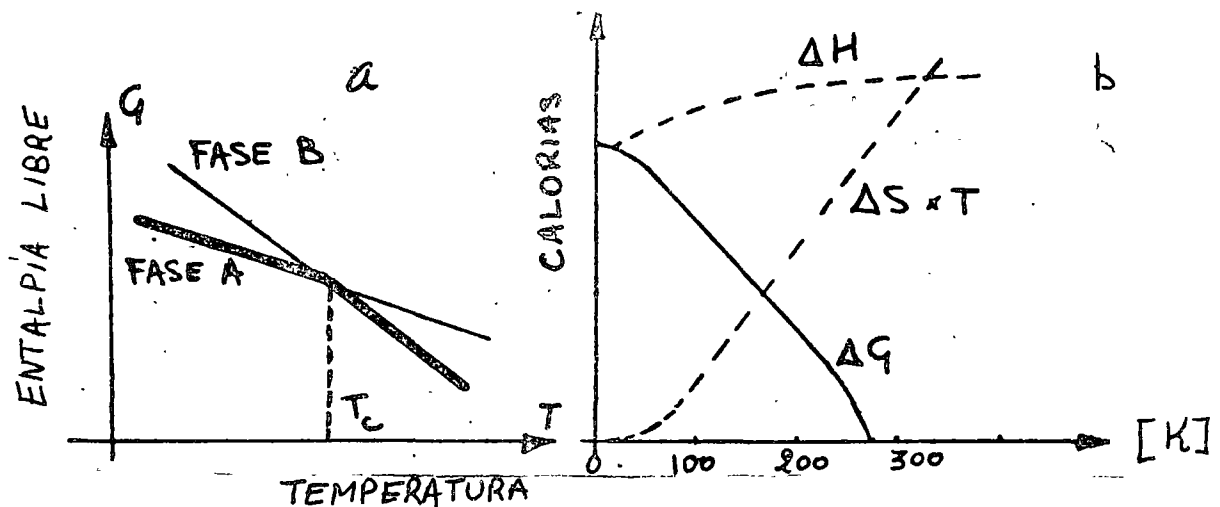


Fig. 2.11: Variación de la energía (entalpía) en función de la temperatura
 a. ejemplo
 b. para estaño (ver texto)

Para ilustrar esto, consideremos el ejemplo sencillo de la transformación alotrópica del estaño puro, según la reacción :



El estaño blanco, o fase β , tiene una estructura tetragonal centrada en el cuerpo que puede ser considerada como una estructura cúbica centrada en el cuerpo con un eje --prolongado. Esta es la forma ordinaria, o comercial, del estaño y posee un lustro metálico verdadero. La otra, o fase alfa (α), llamada estaño gris, es la fase de equilibrio a temperaturas por debajo de 13.2°C . El estaño gris tiene una estructura cristalina cúbica de diamante con enlace covalente ($\text{NC} = 4$).

La energía libre de la reacción considerada varía con la temperatura como resultado de la dependencia de la temperatura de la energía libre de cada componente (forma alotrópica). Entonces, podemos escribir a cada temperatura $T \text{ K}$:

$$\begin{aligned} \Delta G &= G (\text{blanco}) - G (\text{gris}) \\ &= \Delta H - T \Delta S \\ &= \Delta H_{298} + \int_{298}^T \Delta C_p \cdot dt - T \int_0^T \Delta C_p \cdot d(\ln T), \end{aligned}$$

en donde ΔH_{298} es el calor de transformación a 298 K ($\approx 25^\circ \text{C}$) y ΔC_p la diferencia de los calores específicos del estaño blanco y gris, respectivamente. El valor de ΔG a cada temperatura puede ser calculado sencillamente utilizando el calor de transformación a una temperatura conocida y los valores del calor específicos de las dos fases en el alcance $0 - T \text{ K}$. La figura 2-11 muestra los valores de la entalpía, de la entropía y de la energía libre de la transformación del estaño gris al estaño blanco, obtenidos como se demostró anteriormente. En el diagrama se ve que vale $\Delta G = 0$ a la temperatura de 292 K , de modo que esta temperatura crítica, ΔG de la reacción se vuelve negativa, de modo que el estaño existirá en la modificación blanca porque tiene la menor energía libre.

Es importante acentuar aquí, que aunque el valor de ΔG indique a qué temperatura la transformación debería ocurrir, la transformación real depende también de la cinética de la reacción y de la formación de núcleos. Por eso, en la práctica, ambas formas del estafío pueden existir para mucho tiempo debajo del punto de equilibrio de la transformación.

2.8 Variación de la energía libre con la temperatura.

El ejemplo que acabamos de tratar es una ilustración sencilla de la aplicación de los principios termodinámicos a una reacción aislada.

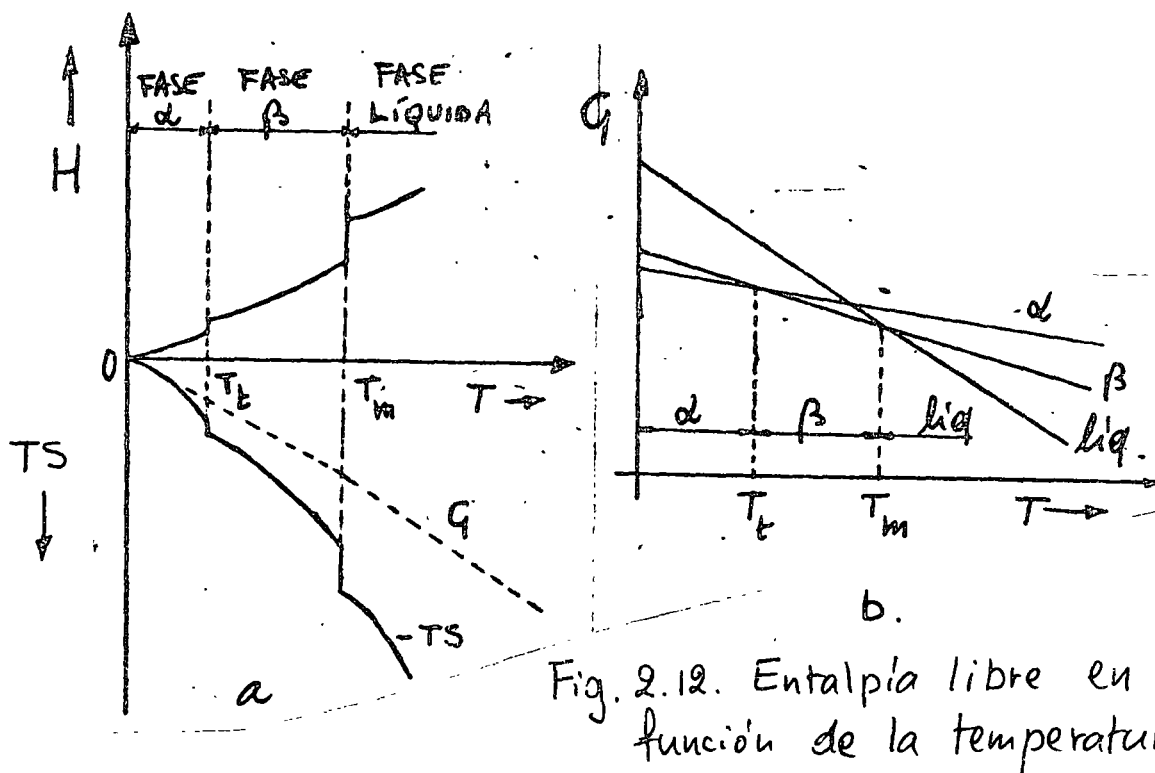


Fig. 2.12. Entalpía libre en función de la temperatura

Sin embargo, con frecuencia es necesario considerar la posibilidad de transformaciones sucesivas ocurriendo en un alcance preciso de temperaturas, y en este caso, es más conveniente examinar cómo varía el valor absoluto de la energía libre del cristal con la temperatura. Esto es bastante visible en la figura 2-12a en la cual se muestran H y $-TS$

en función de la temperatura. A una temperatura de transformación, T_f , el cambio de entalpía ΔH es igual al calor latente L , mientras que el cambio de entropía ΔS es igual a L/T_f . Por consecuencia, la curva de $G = H - TS$ no tiene fuerte discontinuidad a la temperatura T_f (ya que $H = T_f \Delta S$) ó T_m sino solamente una discontinuidad de pendiente. Una curva de G en relación con la temperatura para cada una de las tres fases consideradas, α , β y líquida, sería entonces de la forma mostrada en la figura 2-10b. Aunque fases de alta temperatura no puedan existir a temperaturas bajas, es teóricamente posible calcular H y S a partir de las curvas del calor específico contra temperatura. En cada alcance de temperatura, la fase con el nivel de energía libre más bajo es la fase estable.

La magnitud relativa de la energía libre determina la estabilidad de una fase, y como se ve en la figura 2-12, la energía libre a cualquier temperatura depende de dos factores :

1. El valor de G al cero absoluto 0 K : G_0
2. La pendiente de la curva G contra T , es decir de la dependencia de temperatura de la energía libre.

Ambos de estos términos están influidos por la frecuencia vibracional y por consecuencia por el calor específico de los átomos, como se puede demostrar matemáticamente.

Por ejemplo : si la temperatura de un sistema se eleva de T a $T + dT$, el cambio de energía libre del sistema dG es

$$\begin{aligned} dG &= dH - TdS - SdT \\ &= C_p \cdot dT - T \cdot \left(C_p \frac{dT}{T} \right) - SdT = - SdT \end{aligned}$$

de modo que la energía libre del sistema a la temperatura T es

$$G = G_0 - \int_0^T S \cdot dT$$

Al cero absoluto de temperatura, la energía libre G_0 es igual a H_0 y entonces

$$G = H_0 - \int_0^T S \cdot dT$$

cambiando S por

$$\int_0^T (C_p/T) \cdot dT \text{ obtenemos}$$

$$G = H_0 - \int_0^T \left[\int_0^T (C_p/T) \cdot dT \right] \cdot dT \quad (2.32)$$

Esta ecuación demuestra que la energía libre de una fase disminuye más rápidamente con aumento de temperatura cuando su calor específico es grande. Entonces, la intersección de las curvas energía libre-temperatura, como en las figuras 2-11 y 2-12 ocurre porque la fase de baja temperatura tiene un calor específico más pequeño que la fase de temperatura superior.

A temperaturas bajas, el segundo término de la ecuación (2-32) es relativamente indiferente, y la fase que está estable es aquella que tiene el valor más bajo de H_0 , es decir la fase más compacta asociada con un enlace fuerte de los átomos. Sin embargo, lo más fuerte, el enlace interatómico, tanto más alta será la constante elástica, tanto más alta la frecuencia vibracional y por consecuencia tanto más bajo el calor específico (véase figura 2.8). Por tanto, la estructura con enlaces menos fuertes, es decir la fase con la energía H_0 más elevada a bajas temperaturas, tenderá a aparecer como una fase estable a alta temperatura. Esto es porque el segundo término de la ecuación se -

vuelve más importante y G disminuye más rápidamente con incremento de temperatura para la fase con el valor mayor de $\int_0^T (C_p/T) \cdot dT$. Con la figura 2-8 es claro que un valor grande de $\int_0^T (C_p/T) \cdot dT$ es asociado a un valor pequeño de la temperatura característica y entonces con una frecuencia vibracional baja como por ejemplo en un metal de estructura abierta y débil fuerza elástica. Por tanto, generalmente, cuando ocurre una transformación de fase la estructura más compacta existirá a las bajas -- temperaturas y la estructura más abierta en general a las altas temperaturas. Desde es te punto de vista un líquido, que no posee una estructura con orden de largo alcance, tiene una entropía más elevada que cualquier fase sólida y por tanto todos los metales deben fundirse a una temperatura suficientemente alta, es decir cuando el término TS sobrepasa el término H en la ecuación (2-23) de la energía libre.

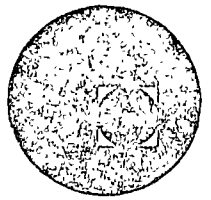
La secuencia de transformaciones de fase en metales como el titanio, zirconio, etc., está de acuerdo con esta transición esperada y además, los metales alcalinos, litio, y sodio, que son normalmente CCUC a temperaturas normales, pueden ser transformados en CCAC a temperaturas debajo de cero Celsius. Sin embargo, es interesante observar que el hierro es una excepción a esa regla, ya que tiene una estructura CCUC a -- baja temperatura que cambia a CCAC a la temperatura de 910°C . En este caso, se -- supone que la estabilidad de la estructura CCUC del hierro es asociada a sus propiedades ferromagnéticas. Teniendo una estructura CCUC, las distancias interatómicas son de magnitud correcta para la interacción de los electrones, tomando spins paralelos -- (condición para el magnetismo). Como este estado es uno de baja entropía y también -- una de energía interna mínima a las temperaturas bajas la estructura es preferente.

El hierro tiene también interés porque su estructura CCUC que está reemplazada por la --

estructura CCaC a temperaturas arriba de 910°C , reaparece a temperaturas arriba de 1400°C , como fase δ . Seitz atribuye este comportamiento al calor específico grande de los electrones del hierro, lo que es una propiedad característica de la mayoría de los metales de transición.



centro de educación continua
división de estudios superiores
facultad de ingeniería, unam



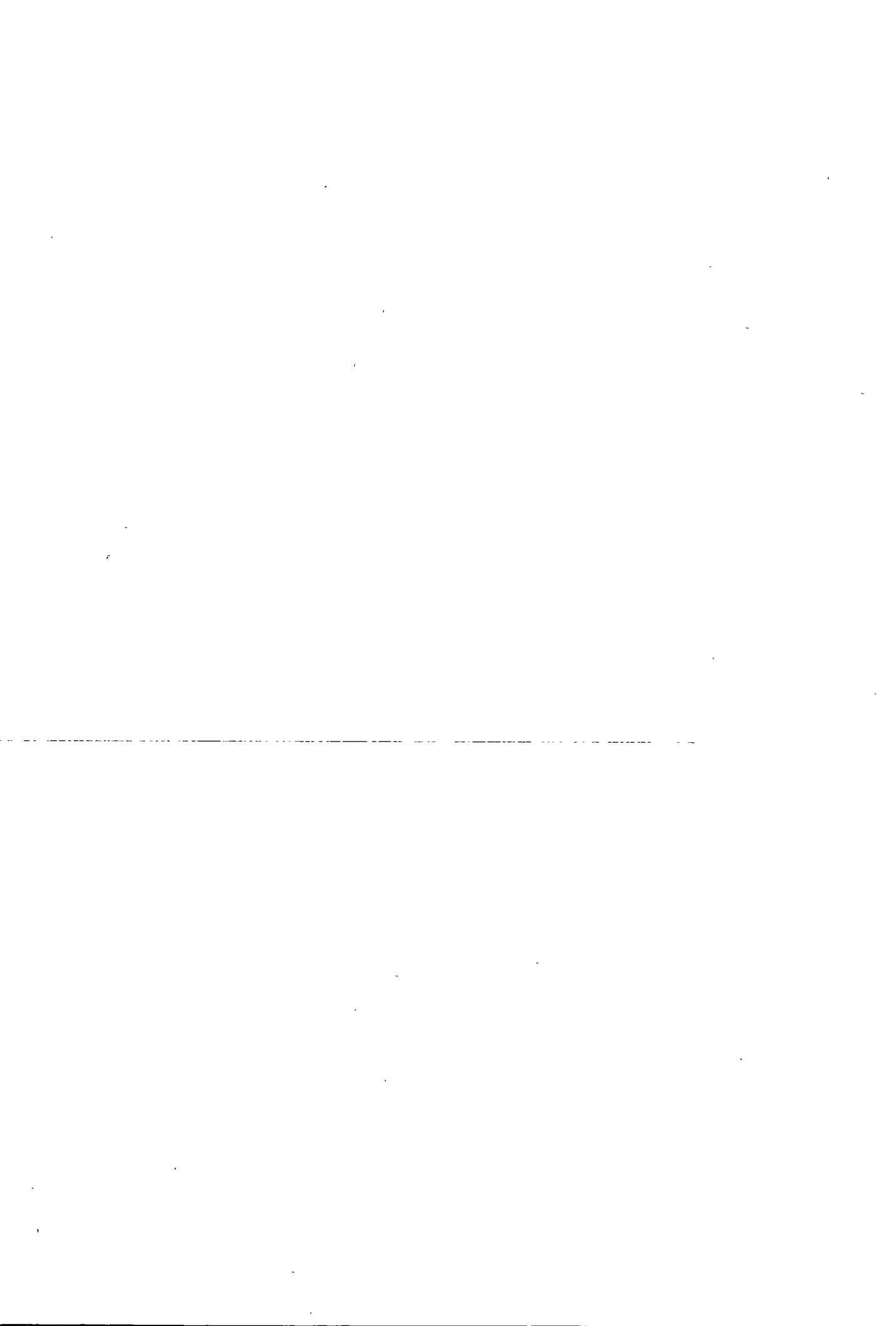
TRATAMIENTO TERMICO Y SUS APLICACIONES

TEMA I : CONCEPTOS DE METALURGIA FISICA

CAPITULO 3 : INPERFECCIONES ESTRUCTURALES Y
MOVIMIENTOS ATOMICOS.

DR. IVAN HOUBAERT I.

JUNIO, 1978.



Capítulo 3 : Imperfecciones estructurales y movimientos atómicos.

En la consideración cristalográfica de estructuras cristalinas se parte en general de - cristales ideales que no tengan desviaciones de la estructura regular, es decir, se su pone un cristal sin ningún defecto estructural. Pero al contrario, los cristales reales tienen una gran cantidad de defectos estructurales, que determinan decisivamente las propiedades mecánicas así como las propiedades físicas de los materiales.

En el tema 3.2 se tratará de los defectos estructurales, o sea de las desviaciones de los elementos cristalinos referente a la posición ideal. Además existe la desviación - química, determinada por la concentración de elementos diferentes del elemento base (ver 3.1) así como la desviación eléctrica, o sea la diferencia en la distribución - de las cargas eléctricas en el cristal con respecto al cristal ideal. Defectos químicos y estructurales siempre están acompañados de defectos eléctricos, pero, sin embargo existen defectos eléctricos sin existir defectos químicos o estructurales.

En el tema 3.3 se tratará del movimiento atómico, llamado "difusión" y de algunas - de sus aplicaciones en ingeniería.

3.1. Soluciones en metales.

La aplicación práctica de los metales puros es muy limitada : la mayoría de los materiales metálicos son aleaciones, es decir mezclas de dos o más metales diferentes. Ya que las propiedades de una aleación están determinadas en gran parte por el equilibrio entre las componentes que forman la aleación, es muy necesario conocer los estados de equilibrio, por lo menos de los sistemas binarios (= de dos elementos).

Mientras que dos o más elementos siempre son totalmente miscibles en el estado gaseoso

(vapor), no es el caso para todas las combinaciones de metales en el estado líquido y en el estado sólido la solubilidad total solamente ocurre en condiciones muy determinadas.

Las mezclas binarias siguientes de metales o elementos tienen una solubilidad total en estado líquido : Fe + C, Cu + Zn (latón), Cu + Sn, Cu + Ni, Al + Mg, Al + Si, Pb + Sb, Pb + Sn, etc... Una mezcla de esos pares de metales se puede comparar con una mezcla de agua con alcohol : se mezclan en cualquier proporción, formando una sola fase homogénea y líquida.

Algunos metales tienen una solubilidad reducida en estado líquido, por ejemplo : Fe + Cu, Pb + Cu, etc... Según la temperatura, se forman 2 capas de aleación líquida, - una rica en metal A, otra rica en metal B. Por ejemplo la mezcla de 50% Cu con 50% de Pb a la temperatura de 970°C se separará en dos capas líquidas : una inferior (más densa) de 80% Pb con 20% Cu y una superior (menos densa) de 60% Cu con 40% Pb.

Una serie muy limitada de pares de metales no tiene ninguna solubilidad en estado líquido por ejemplo : Pb + Fe forman una capa de plomo puro y una capa de Fe casi puro. Se puede comparar este sistema a la mezcla de agua y aceite.

La formación de soluciones sólidas es más difícil de lograr que la formación de soluciones líquidas. Las soluciones sólidas se forman más fácilmente cuando el solvente y el soluto tienen tamaños y estructuras electrónicas similares y el mismo tipo de estructura cristalina. Estas condiciones se llaman a menudo "condiciones de Hume-Rothery para solubilidad en estado sólido".

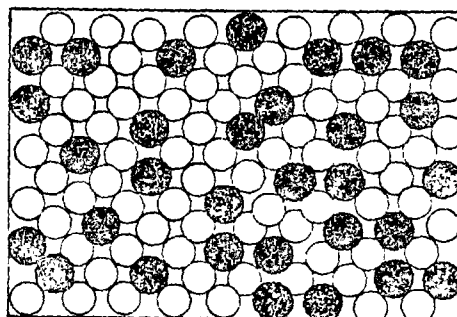
Por ejemplo, el cobre y el níquel, como metales individuales tienen un radio atómico de 1.278 Å y 1.246 Å, respectivamente. En la tabla periódica de los elementos, ocu-

pan sitios vecinos de modo que tienen una electronegatividad parecida y ésto sobre todo porque son elementos de transición. La estructura cristalina de ambos metales es CCaC. El sistema Cu-Ni es el ejemplo típico para solubilidad total en estado sólido, como veremos más en detalle en el capítulo 4.

El latón es una aleación de cobre y zinc, los cuales tienen radios atómicos de 1.278 \AA y 1.332 \AA respectivamente y ambos tienen 28 electrones de subvalencia (capas interiores). El Cu es CCaC y el Zn es hc, sin embargo, ambas estructuras son semejantes, ya que corresponden a un número de coordinación $NC = 12$. Así cuando el zinc se agrega al cobre, puede sustituir a éste dentro de una red cristalina CCaC, pero sólo hasta el máximo de unos 40% de Zn. Esta solución sólida de zinc en cobre tiene una distribución enteramente caótica, como también la mezcla Cu-Ni (Fig. 3-1).

3.4

Solución sólida por sustitución caótica (el cinc está en el cobre, o sea, se forma latón). El patrón del cristal no se ha alterado. (Clyde Mason, *Introductory Physical Metallurgy*. Cleveland: American Society for Metals, 1947)

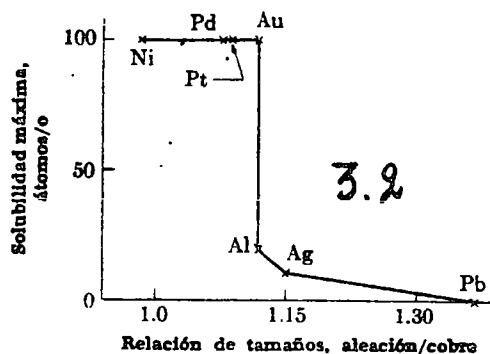


3.1.1. Soluciones sólidas por sustitución.

La solución sólida antes descrita se llama solución por sustitución, o solución sustitucional, debido a que los átomos de zinc sustituyen a los átomos del cobre en la estructura del cristal. Lo mismo ocurre con la solución de Ni en Cu, y ésto desde prácticamente nada de níquel y casi 100% de cobre, hasta prácticamente nada de cobre y casi 100% de níquel.

Por otra parte, hay un límite muy definido para la cantidad de estaño que puede reemplazar el cobre para formar bronce, y aún mantener la estructura cúbica a caras centradas del cobre. El estaño en exceso de la cantidad máxima de solubilidad sólida llega a formar precipitaciones de otra fase. Este límite de solubilidad está considerado en detalle en el capítulo 4.

Para permitir una extensa solubilidad de tipo sustitucional, los átomos deben ser casi del mismo tamaño. El níquel y el cobre tienen un rango completo de soluciones, porque sus estructuras son iguales y sus radios son de 1.246 \AA y 1.278 \AA . Cuando la diferencia de tamaños aumenta, son menos las sustituciones que pueden ocurrir. Sólo pueden reemplazarse el 20% de átomos de cobre por los de aluminio, porque el último tiene un radio de 1.431 \AA en comparación de 1.278 \AA para el cobre.



Solubilidad sólida contra tamaños atómicos (aleación a base de cobre)

La tabla de la página 3-6 muestra entre otro la solubilidad sólida máxima en cobre de varios metales con la misma estructura CCaC del cobre. Estos datos están resumidos en la Fig. 3-2. Rara vez ocurre una amplia posibilidad de solución sólida si hay más del 15% de diferencia en los radios de las dos clases de átomos. Hay más restricción en la solubilidad cuando las dos componentes tienen estructuras diferentes.

Se notará en la tabla de la página 3-5 que la solubilidad se da tanto en porcentaje atómico como en porcentaje en peso, abreviado en o/p y o/a, respectivamente. El factor de importancia es el número de átomos sustituidos, más bien que el peso de los átomos - que son sustituidos. Sin embargo, los ingenieros generalmente expresan las composiciones por sus porcentajes en peso. Por lo tanto es necesario conocer la manera de expresar el porcentaje en peso en términos de porcentaje atómico y viceversa.

Ejemplo 1 : Una aleación contiene 80 o/p (porcentaje en peso) de aluminio y 20 o/p en Mg. ¿Cuál es el o/a (porcentaje atómico) de cada uno ?

Solución : consideremos una base de cálculo de 100 g de aleación, o sea 80 g de Al y

20 g de Mg, Número de átomos de Al : $\frac{N.A. \times 80}{26.98}$

$$N.A. = \text{número de Avogadro} = 6.02 \times 10^{23}$$

$$P.A. (Al) = 26.98$$

Número de átomos de Mg : $\frac{N.A. \times 20}{24.3}$

$$P.A. (Mg) = 24.3$$

Número total de átomos en 100 g de aleación :

$$N = N_{Al} + N_{Mg} = \frac{N.A. \times 80}{26.98} + \frac{N.A. \times 20}{24.3}$$

Tabla : Porcentaje de solución sólida contra radio atómico de metales con la misma es
tructura que el cobre (CCaC).

Soluto	Solvente	Relación de tamaño	Solubilidad máxima	
			% en peso	% atómico
Ni	Cu	$1.246 / 1.278 = 0.98$	100	100
Al	Cu	$1.431 / 1.278 = 1.12$	9	19
Ag	Cu	$1.444 / 1.278 = 1.14$	8	6
Pb	Cu	$1.750 / 1.278 = 1.37$	0	0
Ca	Cu	$1.965 / 1.278 = 1.54$?	?
Ni	Ag	$1.246 / 1.444 = 0.86$	0.1	0.1
Cu	Ag	$1.278 / 1.444 = 0.88$	9	11
Al	Ag	$1.431 / 1.444 = 0.99$	6	20
Pb	Ag	$1.750 / 1.444 = 1.21$	5	3
Ca	Ag	$1.965 / 1.444 = 1.36$	0	0
Cu	Ni	$1.278 / 1.246 = 1.02$	100	100
Al	Ni	$1.431 / 1.246 = 1.14$	12	22
Ag	Ni	$1.444 / 1.246 = 1.16$	4	2
Pb	Ni	$1.750 / 1.246 = 1.40$?	?
Ca	Ni	$1.965 / 1.246 = 1.58$	0	0
Ni	Al	$1.246 / 1.431 = 0.87$	0.05	0.03
Cu	Al	$1.278 / 1.431 = 0.90$	6	3
Ag	Al	$1.444 / 1.431 = 1.01$	48	19
Pb	Al	$1.750 / 1.431 = 1.22$	0.02	0.1
Ca	Al	$1.965 / 1.431 = 1.38$	0	0

Porcentaje atómico de Al

$$\begin{aligned} \text{o/a Al} &= \frac{N_{\text{Al}}}{N_{\text{Al}} + N_{\text{Mg}}} \times 100 = \frac{\frac{N.A. \times 80}{26.98}}{\frac{N.A. \times 80}{26.98} + \frac{N.A. \times 20}{24.3}} \times 100 \\ &= 78.3 \text{ o/a Al} \end{aligned}$$

Porcentaje atómico de Mg

$$\begin{aligned} \text{o/a Mg} &= \frac{N_{\text{Mg}}}{N_{\text{Al}} + N_{\text{Mg}}} \times 100 = \frac{\frac{N.A. \times 20}{24.3}}{\frac{N.A. \times 80}{26.98} + \frac{N.A. \times 20}{24.3}} \times 100 \\ &= 21.7 \text{ o/a Mg} \end{aligned}$$

Ejemplo 2 : Un bronce de aluminio tiene 20 o/a de Al.

¿Qué porcentaje en peso está presente ?

Solución : consideremos una base de cálculo de 100 átomos de la aleación, o sea 20 --
átomos de Al y 80 átomos de cobre.

$$\text{Peso del Al} = \frac{26.98 \times 20}{N.A.}$$

$$\text{Peso del Cu} = \frac{63.54 \times 80}{N.A.}$$

Peso total de la aleación considerada :

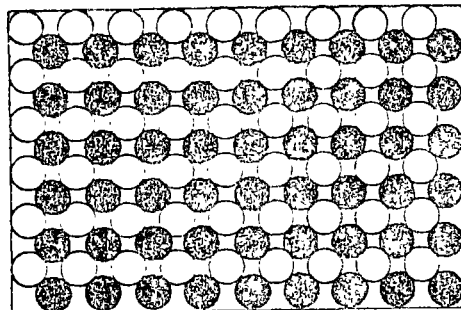
$$\frac{26.98 \times 20}{N.A.} + \frac{63.54 \times 80}{N.A.}$$

Porcentaje en peso de Al :

$$\begin{aligned} \text{o/p Al} &= \frac{\text{peso Al}}{\text{peso total}} \times 100 = \frac{\frac{26.98 \times 20}{N.A.}}{\frac{26.98 \times 20}{N.A.} + \frac{63.54 \times 80}{N.A.}} \\ &= 9.6 \text{ o/p Al} \end{aligned}$$

3.1.2. Soluciones sólidos ordenadas.

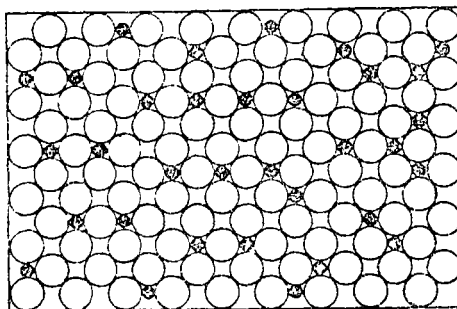
La figura 3-1 muestra una sustitución caótica de un átomo por otro en una estructura cristalina. En tal proceso la probabilidad que tiene un elemento de ocupar un espacio atómico en particular es igual al porcentaje atómico en la aleación. En este caso no hay orden en la sustitución de los dos elementos.



3.3 Solución sólida ordenada por sustitución. (Clyde Mason, *Introductory Physical Metallurgy*. Cleveland: American Society for Metals, 1947)

Sin embargo, no es poco usual encontrar un orden de los dos tipos de átomos en un acomodamiento específico. La figura 3-3 muestra una estructura ordenada en la cual cada "átomo" negro está rodeado por "átomos" blancos. Tal orden es más común a bajas --- temperaturas, puesto que la mayor agitación térmica tiende a destruir los acomodamientos ordenados.

3.1.3. Solución sólida intersticial.



3.4

Solución sólida por intersticios (carbono en hierro estructura ccac). (Clyde Mason, *Introductory Physical Metallurgy*. Cleveland: American Society for Metals, 1947)

En otro tipo de solución sólida ilustrada en la figura 3-4, un átomo pequeño puede situarse en los intersticios entre átomos mayores. El hierro y el carbono son un ejemplo de este tipo de solución : a temperaturas abajo de 910°C , el hierro puro tiene una estructura CCuC, mientras que en el intervalo de temperatura de 910°C a 1400°C , el hierro tiene la estructura CCaC. En esta última red cristalina, existen huecos relativamente grandes y no ocupados en el centro de la celda unitaria. El carbono, siendo un átomo extremadamente pequeño, puede ponerse dentro de este hueco para producir una solución sólida de carbono en hierro. Cuando el hierro cambia de estructura CCaC a CCuC durante el enfriamiento, la forma de los huecos de la estructura se modifica y ya no pueden alojar el carbono, de modo que la solubilidad del carbono en el hierro CCuC es relativamente pequeña.

3.2 Defectos estructurales.

Dependiendo del alcance dimensional de los defectos de la red, solamente teniendo en cuenta desviaciones sobrepasando las dimensiones atómicas, se subdividen los defectos de la red en :

- 1.- Defectos de punto (dimensión cero)
- 2.- Defectos de línea (dimensión uno)
- 3.- Defectos de superficie (dimensión dos)
- 4.- Defectos de volumen (dimensión tres) (véase la tabla página 3-11)

Parte de los defectos de punto son las vacancias (puntos de la red desocupados) así como los átomos intersticiales, o sea átomos ubicados entre los nodos normales de la red. Defectos lineales son las llamadas "dislocaciones", mientras que las fronteras de grano representan la mayoría de los defectos de superficie. Defectos de volumen son por ejemplo : porosidad, grietas e inclusiones.

Los defectos de punto no sólo se distinguen de los otros defectos de red en relación con su dimensión, pero mucho más porque, al contrario de los defectos de línea y de superficie, existen en equilibrio termodinámico. Por eso, se habla a veces de defectos propios o defectos térmicos, ya que la concentración de defectos está determinada por la termodinámica, como veremos más adelante.

En las secciones siguientes se tratará brevemente de las diferentes clases de defectos estructurales. Las propiedades principales están resumidas en la tabla de la página 3-11.

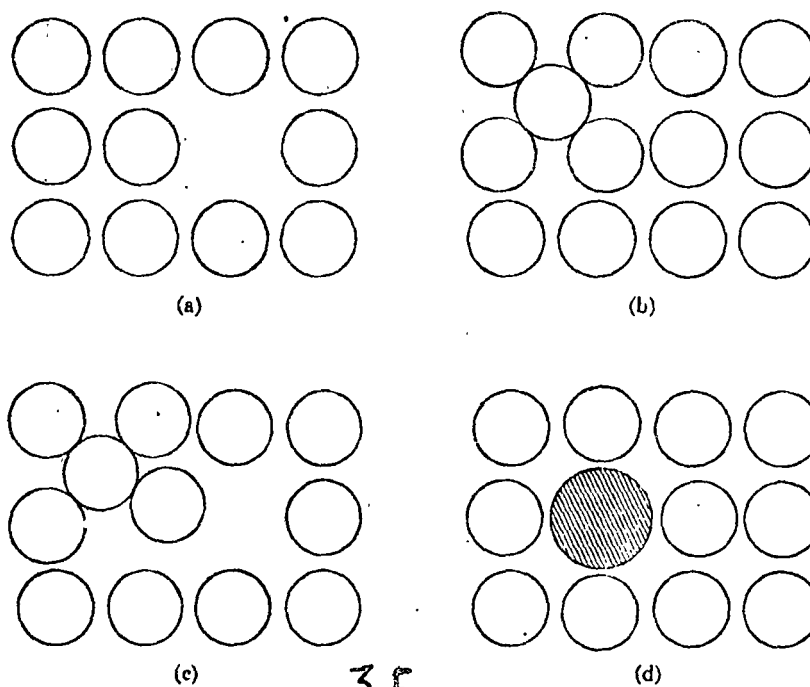
TABLA SINOPTICA DE ALGUNOS DEFECTOS ESTRUCTURALES.

Dimensión (más allá de los alcances atómicos)	cero	uno	dos
en Dominación	1.- Vacancias. 2.- Atomos intersticiales. 3.- Combinación de 1 y 2 defecto FRENKEL.	Dislocaciones 1.- de arista o borde 2.- de hélice, de tornillo o helicoidales.	Límite (frontera) de granos y de fase. 1.- De ángulo grande 2.- De ángulo pequeño.
Vector de BURGERS	$b = 0$	$b \neq 0$	$(b \neq 0)$
Energía	Energía de formación de -- una vacancia : 0.5 - 1eV Energía de formación de -- átomo intersticial : 5eV	Dislocación de hélice $E_{\odot} = \frac{G b^2 L}{4\pi} \ln \frac{r_1}{r_0}$ $\sim 7 \text{ eV/átomo}$ $E_{\perp} = 3/2 (E_{\odot})$	Energía de límite de grano $\sim 1000 \text{ ergs/cm}^2$
Equilibrio termodinámico	Vacancias : en equilibrio $C_V = \exp (-E_V/KT)$ Atomos intersticiales : no están en equilibrio termodinámico.	Dislocaciones no están en equilibrio termodinámico.	Límites de granos no están en equilibrio termodinámico.
Concentración en metales y aleaciones.	$C_V = f(\text{temperatura})$ $\sim 10^{-4} \text{ a } 10^{-7}$	Concentración dislocaciones = f (% deformación) $\sim 10^6 \text{ a } 10^{12} \text{ cm/cm}^3$	Función del tamaño del grano $\sim 10^2 \text{ cm}^2 / \text{cm}^3$

3.2.1. Vacancias y átomos intersticiales (defectos de punto)

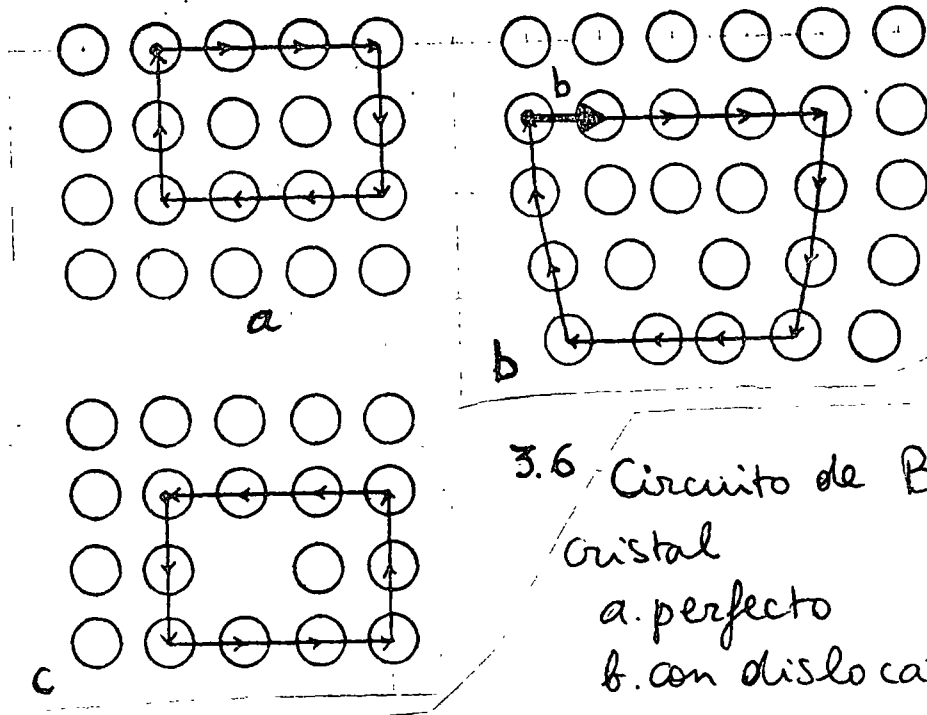
3.2.1.1. Descripción y equilibrio termodinámico.

Con los defectos de dimensión cero se trata principalmente de vacancias (defectos Schottky) y átomos intersticiales (defectos anti-Schottky), figura 3.5. Cuando se produce simultáneamente una vacancia y un átomo intersticial, se habla de defecto Frenkel. La propiedad característica de estos defectos de punto es que en cada una de las 3 direcciones principales solamente se muestran extensiones atómicas. Sin embargo, como por ejemplo la acumulación de vacancias en la red posee en una o aún en varias direcciones una extensión sobrepasando la dimensión atómica, es preciso tener una cantidad para distinguir estos defectos puntuales de los demás. Esta cantidad es el llamado "vector de Burgers" (figura 3.6), que da una descripción cuantitativa de los defectos y sobre todo de las dislocaciones (ver tema 3.2.2.3). Este vector se define utilizando el circuito de Burgers que es una trayectoria de átomo a átomo y que es cerrada en las zonas de la red cristalina libres de defectos (figura 3.6.a). Si se utiliza el mismo circuito de Burgers para cercar una dislocación, figura 3.6.b, la trayectoria no se cierra. El vector necesario para cerrarla (el vector trazado desde el extremo final del circuito de Burgers a su punto de comienzo) es el vector de Burgers que describe el defecto.



Two-dimensional representation of four types of point defects.
 (a) Vacancy. (b) Interstitialcy. (c) Frenkel defect. (d) Impurity atom.

Un circuito de Burgers alrededor de una zona cristalina conteniendo un defecto de punto (vacancia, intersticial u otro) se cierra perfectamente, de modo que los defectos de punto no tienen un vector de Burgers (fig. 3.6.c).



3.6 Circuito de Burgers en cristal

a. perfecto
b. con dislocación
c. con vacancia

Aunque la formación de defectos de punto de la red sea asociado con un aumento de energía considerable (del orden de importancia de 1 eV por átomo desplazado), los defectos de punto existen con número medible en equilibrio termodinámico. La razón de esto es que con la formación de por ejemplo una vacancia, además de un aumento de la energía interna U del sistema, ocurre un aumento de entropía, de modo que un cristal desordenado pueda tener una energía libre F más baja que un cristal ideal. En lo que sigue hacemos una breve evaluación de la concentración de equilibrio de las vacancias.

Si suponemos que de N átomos n dejan sus sitios para producir vacancias, entonces existen

$$\frac{N!}{n! (N - n)!} = W$$

posibilidades diferentes de configurar estas n vacancias. El aumento de entropía ΔS provocado será según (2-28) del capítulo 2 :

$$\Delta S = k \ln \frac{N!}{n! (N-n)!}$$

en donde k es la constante de Boltzmann.

Si caracterizamos la energía necesaria para formar una vacancia con E_V , el aumento de energía interna U para la formación de n vacancias será

$$\Delta U = n \cdot E_V$$

La variación de la energía libre según $F = U - TS$ del cristal será entonces de

$$\Delta F = \Delta U - T \cdot \Delta S = n \cdot E_V - KT \ln \frac{N!}{n! (N-n)!}$$

o, utilizando la aproximación de Stirling :

$$F = n \cdot E_V - KT \left[-(N-n) \cdot \ln(N-n) - n \cdot \ln n + N \cdot \ln N \right].$$

La concentración de equilibrio de las vacancias está determinada por el mínimo de la energía libre, o sea por

$$\frac{\partial (\Delta F)}{\partial n} = 0$$

En el caso presente entonces

$$\frac{\partial (\Delta F)}{\partial n} = 0 = E_V - KT \cdot \ln \frac{N-n}{n}$$

$$E_V = KT \cdot \ln \frac{N-n}{n} \approx KT \cdot \ln \frac{N}{n}$$

(porque $n \ll N$)

La concentración de vacancias será de

$$c_V = \frac{n}{N} = e^{-E/RT} \quad (3.1)$$

Si se utiliza la energía de formación de una mol de vacancias U_V en lugar de la energía para una vacancia, la relación es :

$$c_V = e^{-U_V/RT} \quad (3.2)$$

en donde R es la constante de los gases.

Sigue de esta ecuación sencilla que la concentración de vacancias en equilibrio termodinámico sube con la temperatura según la relación (3.1). Con una energía de formación de 0.75 eV resulta a 500°C una concentración de vacancias $\approx 10^{-4}$ y a 200°C de $\approx 10^{-7}$. La concentración de vacancias de una serie de metales al punto de fusión es de unos 0.1 % atómico (10^{-3}).

En la tabla siguiente se representan los valores de la energía de formación de vacancias en unos metales. También están enumeradas en la misma tabla las energías de migración de las vacancias, o sea la energía necesaria para cambiar una vacancia de sitio.

M E T A L	Energía de formación en eV	Energía de migración (eV)
Au	0.96 - 1.00	0.55 - 0.80
Ag	1.02 - 1.10	0.83 - 0.88
Cu	1.0 - 1.4	0.7 - 1.2
Pt	1.2 - 1.4	1.1 - 1.5
Al	0.74 - 0.79	0.5 - 0.6
Ni	-	1.5
W	3.3	-

De manera análoga como la concentración de vacancias se puede calcular la concentración de equilibrio de los átomos intersticiales. Sin embargo, la energía de formación de un átomo intersticial mucho más alta tiene como consecuencia que su concentración será mínima y por lo tanto casi nula, incluso a alta temperatura.

3.2.1.2. Origen de los defectos puntuales.

Defectos puntuales (de punto) pueden ser producidos por varios mecanismos. Ya que las concentraciones de equilibrio de vacancias y de átomos intersticiales son muy diferentes, no puede existir el mecanismo siguiente : un átomo deja su sitio cristalino y se pone en un lugar intersticial para producir un defecto Frenkel. Por otra parte se podría suponer que la concentración térmica de vacancias aparece mediante la migración de vacancias de la superficie del cristal o de las fronteras de granos hacia el interior del cristal. Sin embargo, en este caso, la cinética de la tendencia al equilibrio de vacancias tendría que depender del tamaño del grano. Como se pudo demostrar por experimentos que ésto no ocurre, deben existir otros mecanismos dentro del cristal para producir vacancias. Se puede aceptar hoy como cierto, que las vacancias de equilibrio térmico se forman o se aniquilan de preferencia en dislocaciones y sobre todo en brincos de dislocaciones (ver más adelante). Pero también las fronteras de granos funcionan como fuentes (formación) y huecos (aniquilamiento) para defectos estructurales de punto (véase más adelante).

Ahora bien, es perfectamente posible producir defectos de punto en una concentración desviada del equilibrio térmico. Como una serie de fenómenos, por ejemplo la difusión, dependen de la concentración de vacancias, la producción de una concentración más alta de defectos es muchas veces de gran importancia.

En esencia existen tres posibilidades para la producción de una concentración de vacancias más alta que la del equilibrio térmico :

- 1.- Temple de la probeta desde alta temperatura .
- 2.- Deformación .
- 3.- Irradiación con partículas de alta energía .

Teniendo que la concentración de vacancias sube mucho con la temperatura (ecuación (3.1)), existe la posibilidad por temple desde temperaturas de alta concentración de vacancias de obtener una concentración de defectos más elevada que normalmente a baja temperatura. Dependiendo del nivel de temperatura a la cual se temple, se produce una recuperación parcial de los defectos excedentes. No es siempre posible en todos los casos enfriar las vacancias en la forma en la cual están estables a la temperatura inicial. Con frecuencia se forman en el temple aglomeraciones de vacancias, que se condensan en anillos de dislocaciones y reducen así mucho el número de vacancias libres individuales.

Durante la deformación ocurren una serie de procesos que pueden llevar a la formación de vacancias y átomos intersticiales. En esto se trata en parte de reacciones de dislocaciones complicadas, las cuales no vamos a tratar aquí.

Como los átomos intersticiales se recuperan rápidamente arriba de unos $0.05 T_F$ (T_F = temperatura de fusión en Kelvin) y las vacancias arriba de $\approx 0.2 T_F$ un excedente de defectos por las deformaciones sólo se podrá esperar a temperaturas bajas de deformación. Sin embargo, abajo de la temperatura de recuperación se pueden alcanzar por deformación en frío, concentraciones de defectos bastante altas, dependiendo del -

grado de deformación en frío y dadas para unos metales cca en primera aproximación por las relaciones siguientes :

$$\begin{array}{l} \text{vacancias :} \\ \text{átomos intersticiales} \end{array} \quad \begin{array}{l} c_V \\ c_A \end{array} \quad \begin{array}{l} [\%] \\ [\%] \end{array} \quad \begin{array}{l} \approx 5.10^{-4} \\ \approx 5.10^{-5} \end{array} \quad \begin{array}{l} \cdot \epsilon \\ \cdot \epsilon \end{array}$$

en donde ϵ es la deformación en %.

La tercera posibilidad para producir un excedente en defectos que últimamente se utilizó mucho es la irradiación con partículas energéticas, sobre todo neutrones y electrones. El mecanismo de la formación de defectos por la irradiación es muy sencillo. Si una partícula inicial (neutrón, electrón) entra en colisión con un átomo y transfiere durante el choque una energía más alta que la energía crítica de traslación de un átomo - (aproximadamente 20 - 25 eV), el átomo será expulsado de su sitio cristalino y se ubicará en un sitio intersticial, es decir se formará un defecto Frenkel.

Si la energía trasferida sobrepasa mucho la energía crítica de translación, el átomo golpeado podrá por su parte quitar otros átomos de sus posiciones cristalinas.

Así un neutrón único con una energía de 1 MeV puede producir hasta 1 000 defectos Frenkel. El mecanismo se muestra esquemáticamente en la figura 3.7

El número de los defectos producidos depende de la clase de partículas, de su energía y de su flujo (=número de partículas/cm² seg.). El grado de producción de vacancias por la irradiación con neutrones es de :

$$K = 0.5 \cdot \Phi \cdot \sigma \cdot m$$

en donde Φ es el flujo de neutrones $[n/cm^2 \cdot \text{seg}]$, σ la sección elástica de -

dispersión y m el número de defectos Frenkel producidos por neutrón.

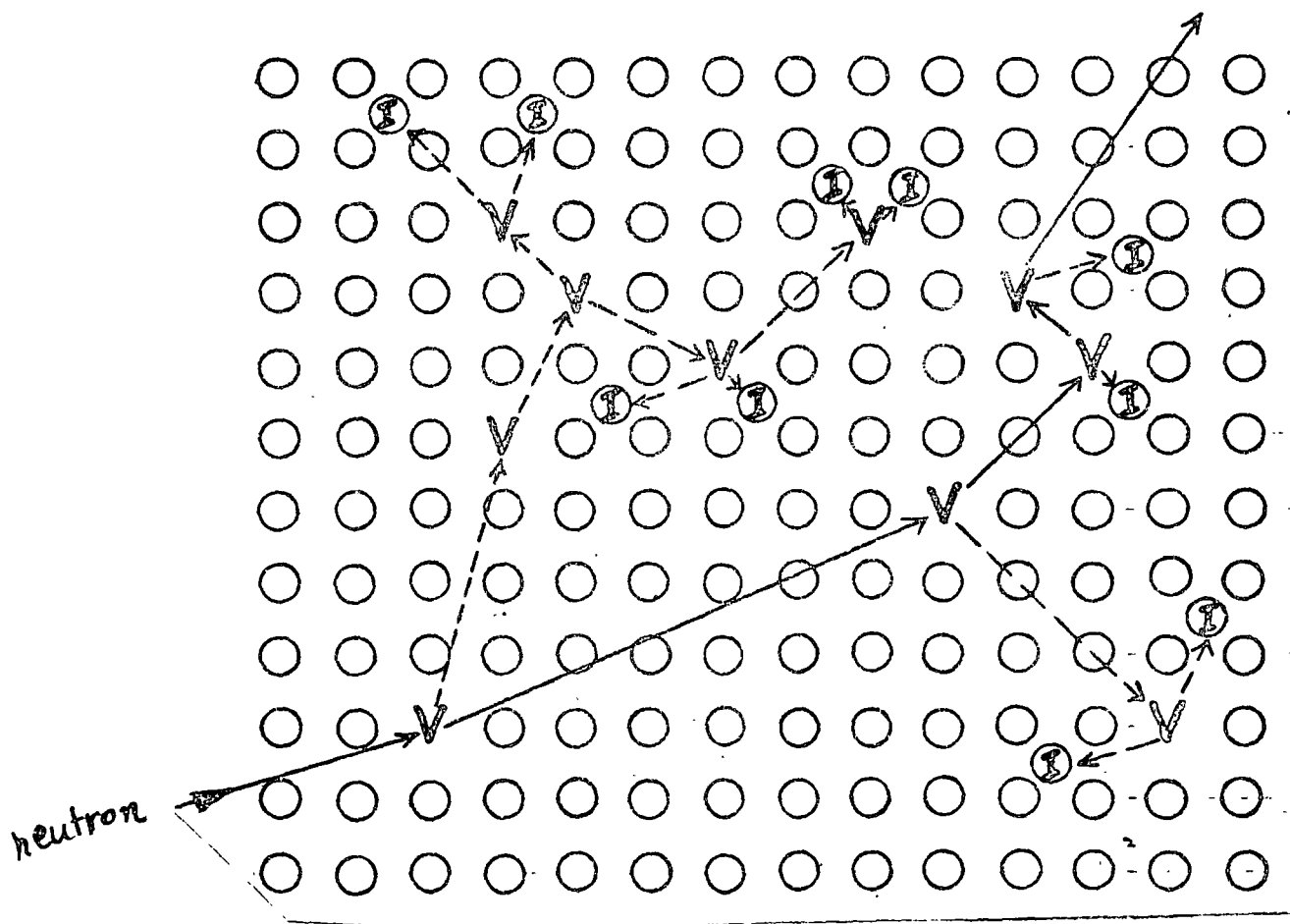


Fig. 3.7 : Producción de defectos por irradiación por neutrón :
 —→ camino del neutrón
 ---→ camino de átomo
 V vacancia
 ⊕ átomo intersticial

Como los defectos producidos se recuperan al mismo tiempo (a saber por recombinación - de vacancias y átomos intersticiales así como por difusión a huecos) y que la velocidad - de recuperación no solamente aumenta con la temperatura, sino también con el número - de defectos formados, un equilibrio dinámico se presentará entre la formación y la recuperación de defectos y determinará el excedente efectivo de defectos.

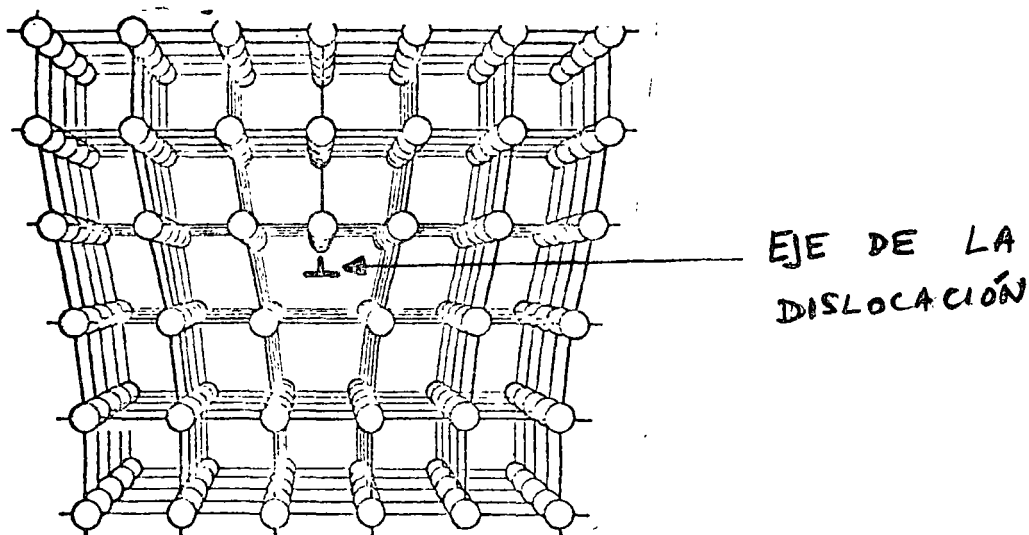
3.2.2. Dislocaciones

La segunda clase de defectos estructurales son los defectos de dimensión uno o lineales, llamados "dislocaciones". Estas dislocaciones son de primera importancia para el estudio del comportamiento mecánico de los metales, sobre todo de su deformación plástica, como se estudiará en detalle en el capítulo 6. Aquí, nos limitaremos principalmente al estudio descriptivo de las dislocaciones.

Se pueden distinguir dos tipos básicos de dislocación, la dislocación de borde o arista (inglés: "edge dislocation") y la dislocación de tornillo, de hélice o helicoidal (inglés: "screw dislocation").

3.2.2.1. Dislocación de borde

La figura 3-8 representa esquemáticamente una dislocación de borde, la cual se obtiene por la intercalación de un medio plano adicional en una estructura metalográfica.

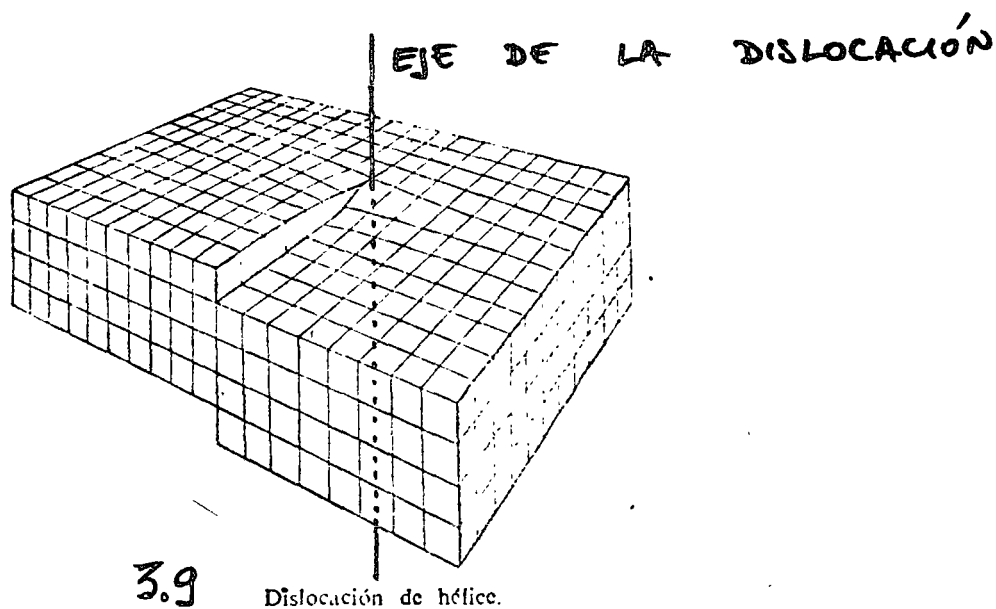


3.8

Dislocación de arista.

Los planos superiores e inferiores del cristal que se muestran en la ilustración ya no coinciden, de manera que la dislocación se extiende a lo largo de una línea perpendicular al plano del papel. Es evidente que el cristal se ensancha en las proximidades de la dislocación para poder acomodar los átomos extra. La estructura de los átomos se restablece en ambas direcciones a una distancia de varias veces superior a la constante de la red a partir de la dislocación.

3.2.2.2. Dislocación de tornillo

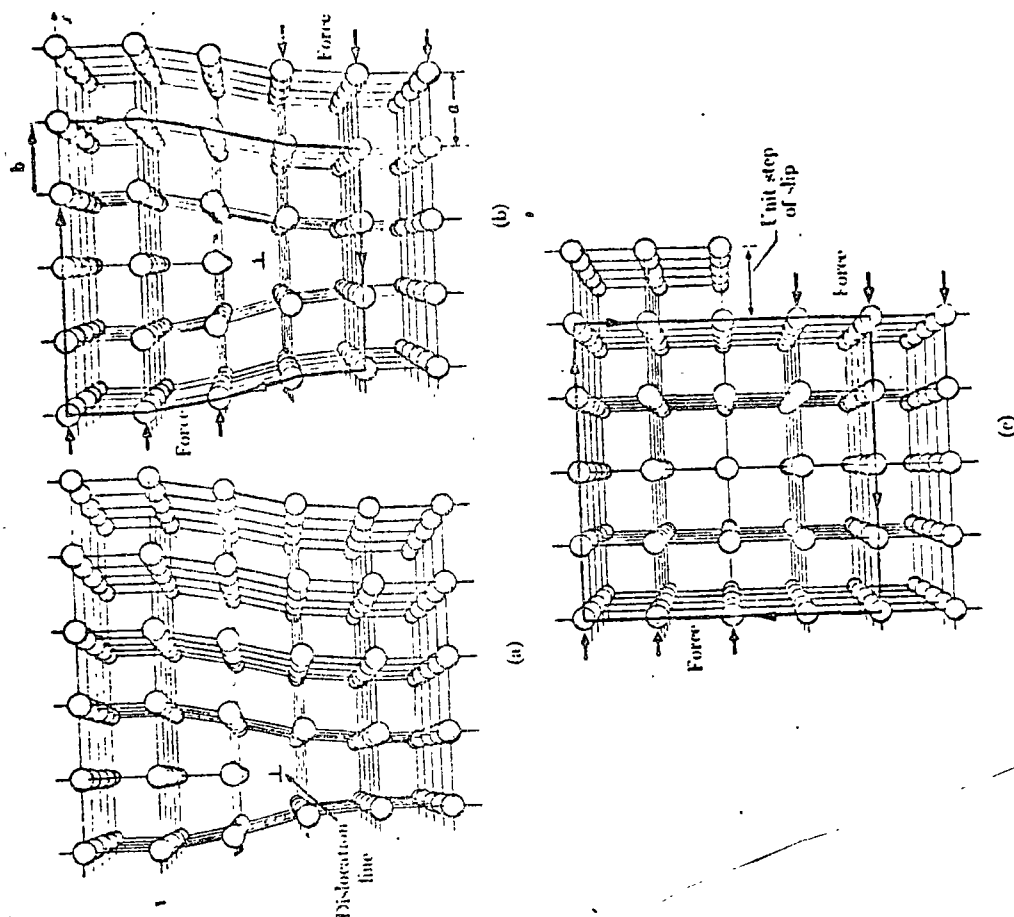


La figura 3-9 representa una dislocación de tornillo. Es posible imaginarse el efecto de una dislocación de tornillo con el modelo siguiente: un bloque de hule se corta según un plano perpendicular a su superficie, pero sólo hasta la mitad de la profundidad. Después se desplazan las dos partes del hule que ahora tienen una posibilidad (restringida) de movimiento sobre una distancia que en los cristales será un múltiple de las distancias interatómicas. Si ahora se pegan las dos partes del hule, obtenemos un modelo bastante realístico de una dislocación de tornillo y se nota claramente la superficie supe-

rior en forma de plano helicoidal, el cual seguirá en el interior del cuerpo de hule, para reaparecer finalmente en la superficie inferior del bloque.

3.2.2.3. Vector de Burgers

Ya se mencionó el vector de Burgers en el tema 3.2.1.1. El vector de Burgers (Fig. 3-10) da una descripción cuantitativa de la dislocación. Como sabemos, este vector se define utilizando el circuito de Burgers que es una trayectoria de átomo a átomo y que es cerrada en las zonas de la red cristalina libres de dislocaciones (Fig. 3-10 c). Si se utiliza el mismo circuito de Burgers para cercar una dislocación, Fig. 3-10 b, la trayectoria no se cierra. El vector necesario para cerrarla (el vector trazado desde el extremo final del circuito de Burgers a su punto de comienzo) es el vector de Burgers que describe la dislocación.



3.10 The motion of an edge dislocation and the production of a unit step of slip at the surface of the crystal. (a) An edge dislocation in a crystal structure. (b) The dislocation has moved one lattice spacing under the action of a shearing force. (c) The dislocation has reached the edge of the crystal and produced unit slip. The use of a Burgers circuit is also illustrated in (b) and (c).

Este vector se describe convenientemente expresando sus componentes en parámetros reticulares : en el caso de la Fig. 3-10-b, son $a, 0, 0$, para la dirección x indicada.

Una representación más compacta de un vector de Burgers en un sistema de ejes cartesianos se hace entre paréntesis cuadrados, como se muestra en la Fig. 3-10-b.

La longitud del vector de Burgers b se puede calcular a partir de la ecuación de Pitágoras, aplicando el teorema de Pitágoras a un triángulo rectángulo formado por las componentes del vector de Burgers. La longitud del vector de Burgers b es la hipotenusa del triángulo, y las componentes $a, 0, 0$ son los catetos.

$$a_x^2 + 0^2 + 0^2 = a^2$$

En una estructura cúbica, tendremos siempre para el vector de Burgers $\frac{a}{n} [h k l]$

$$b = \frac{a}{n} \times \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}$$

Ejemplo : si el vector de Burgers de una dislocación en cobre es $\frac{a}{2} [1 1 1]$,

la longitud del vector será :

$$b = \frac{a}{2} \times \sqrt{1^2 + 1^2 + 1^2} = \frac{a \sqrt{3}}{2}$$

$a = 3.61 \text{ \AA}$ (parámetro de la estructura cúbica a cara centrada del cobre).

$$b = \frac{3.61 \text{ \AA} \times \sqrt{3}}{2} = 3.126 \text{ \AA}$$

Como podemos observar en la Fig. 3-10, el vector de Burgers de una dislocación corresponde a la cantidad de desplazamiento de la parte superior del cristal con respecto a la parte inferior.

Otra observación importante en la Fig. 3-10 es la posición del vector de Burgers con res-

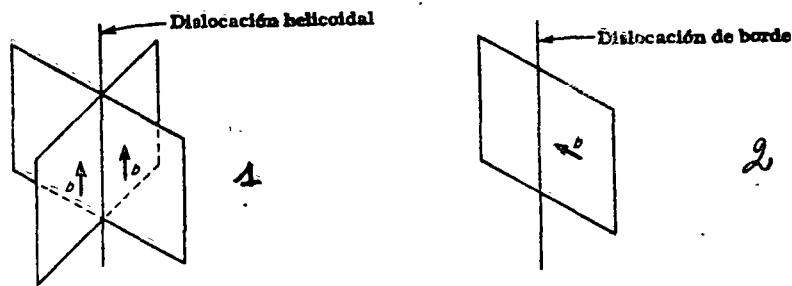
pecto al eje de la dislocación (también llamado "línea de la dislocación", ver Fig. 3-8) : para una dislocación de borde, el vector de Burgers es perpendicular al eje de la dislocación, mientras que para la dislocación de hélice (Fig. 3-9), el vector de Burgers es paralelo a la línea de la dislocación. Esto tiene consecuencias importantes para el movimiento de las dislocaciones.

3.2.2.4 Movimiento de dislocaciones.

Las dislocaciones de borde pueden moverse a través del cristal, y este movimiento origina un deslizamiento (inglés : slip). La deformación de un cristal no sucede normalmente con la ruptura simultánea de todos los enlaces entre dos planos. Los cálculos de la fuerza requerida para tal proceso demuestran que es mucho mayor que los valores observados experimentalmente para el esfuerzo cortante crítico (véase el capítulo 6). El proceso real de deslizamiento sucede más bien por movimiento de las dislocaciones, como se muestra en la Fig. 3-10. Cuando un cristal se somete a un esfuerzo, los átomos sufren un deslizamiento plano, de manera que los átomos de una parte se desplazan progresivamente en relación con los demás ; de esta forma, cuando aparece una dislocación, se mueve progresivamente cruzando el cristal y saliendo por la parte opuesta, quedando consiguientemente un desplazamiento de la mitad superior del cristal en relación a la mitad inferior. Debido a que, en el movimiento de dislocaciones, las fuerzas requeridas para separar una línea de los átomos más próximos son muy próximas a las atractivas de sus vecinos a una distancia ligeramente superior, el movimiento requiere unas fuerzas externas pequeñas. Esta clase de movimiento, repetido muchas veces, es la causante de la plasticidad de los metales (véase más adelante).

Es importante observar que en el caso del deslizamiento (simple) de una dislocación de -

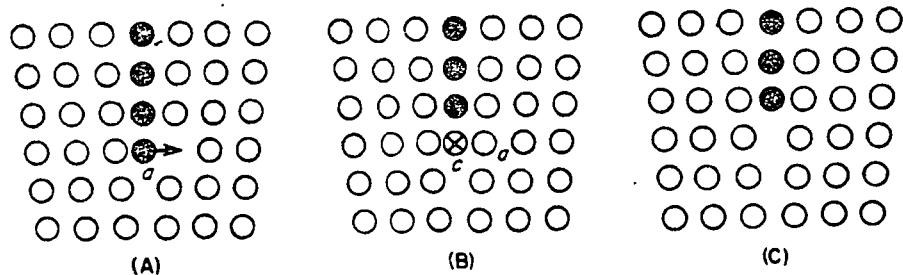
borde, esta dislocación se queda siempre en un plano llamado "plano de deslizamiento", y determinado por la línea de la dislocación y el vector de Burgers. Como el vector de Burgers es perpendicular al eje de una dislocación de borde, estas dislocaciones só lo tienen un plano único de deslizamiento (fig. 3-11-1).



3.11

(Izquierda). Cualquier plano conteniendo la dislocación es un plano de deslizamiento para una dislocación helicoidal. ~~Para una dislocación de borde~~ (Derecha). Para una dislocación de borde sólo hay un plano de deslizamiento. Este contiene tanto el vector de Burgers como la dislocación

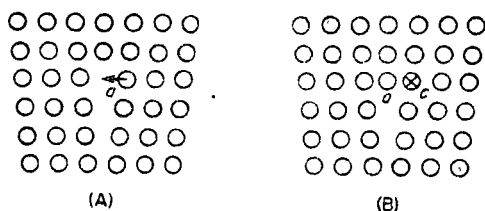
Sin embargo, hay otro método, que se diferencia fundamentalmente del deslizamiento, por el cual se puede mover una dislocación de borde. Este proceso se llama ascenso e implica movimiento en una dirección perpendicular al plano de deslizamiento (inglés : climb, alemán : Klettern).



3.12

Ascenso positivo de una dislocación de borde

La figura 3-12-a representa una vista de una dislocación de borde con un plano extra perpendicular al plano del papel y que se designa por círculos llenos. En este diagrama, un lugar vacante de la red se ha movido hacia arriba a una posición justamente a la derecha del átomo "a", uno de los átomos que forma el borde o límite del plano extra. Si el átomo "a" salta dentro del lugar desocupado, el borde de la dislocación --- pierde un átomo, como se muestra en la Fig. 3-12-b, donde el átomo "c", designado con un círculo cruzado, representa el átomo próximo del borde (quedando justamente por debajo del plano del papel). Si el átomo "b" y todos los otros que forman el borde original de los planos extra se separan por interacción con los lugares desocupados, la dislocación de borde ascenderá una distancia atómica en una dirección perpendicular al plano de deslizamiento. Esta situación se muestra en la Fig. 3-12-c. La ascensión, - tal como se ilustra en el ejemplo anterior, se designa como una ascensión positiva y resulta en una disminución de tamaño del plano extra. La ascensión negativa corresponde a lo opuesto de lo anterior en que el plano extra crece en tamaño en lugar de contraerse. En las figuras 3-13-a y 3-13-b se ilustra un mecanismo para la ascensión negativa.



Ascenso negativo de una dislocación de borde

3-13

En este caso, supongamos que el átomo "a" de la figura 3-13-a se muestra a la izquierda y se une al plano extra, dejando un lugar vacante a su derecha, como se muestra en la figura 3-13-b. Este lugar vacante se mueve entonces dentro del cristal. Obsérvese que ésto es de nuevo un procedimiento de átomo por átomo y no un movimiento cooperativo de toda la fila de átomos que queda detrás del átomo "a". Así, el átomo "c" (círculo cruzado), mostrado en la figura 3-12-b, representa al átomo que originalmente estaba detrás de "a". Un movimiento cooperativo de todos los átomos en la fila detrás de "a" corresponde a un deslizamiento y no a un ascenso.

Debido a que estamos removiendo material del interior del cristal según se contrae el plano extra, el efecto del ascenso positivo sobre el cristal es el de causar su contracción en una dirección paralela al plano de deslizamiento (perpendicular al plano extra). El ascenso positivo está asociado por lo tanto con una deformación compresiva perpendicular al plano extra. Similarmente, un esfuerzo de tensión aplicado perpendicular al plano extra de una dislocación de borde promueve el crecimiento del plano y así el ascenso negativo. En consecuencia, existe una diferencia fundamental entre la naturaleza del esfuerzo que produce deslizamiento y el que produce ascenso. El deslizamiento ocurre como resultado de esfuerzo cortante, el ascenso como resultado de un esfuerzo normal (de tensión o de compresión).

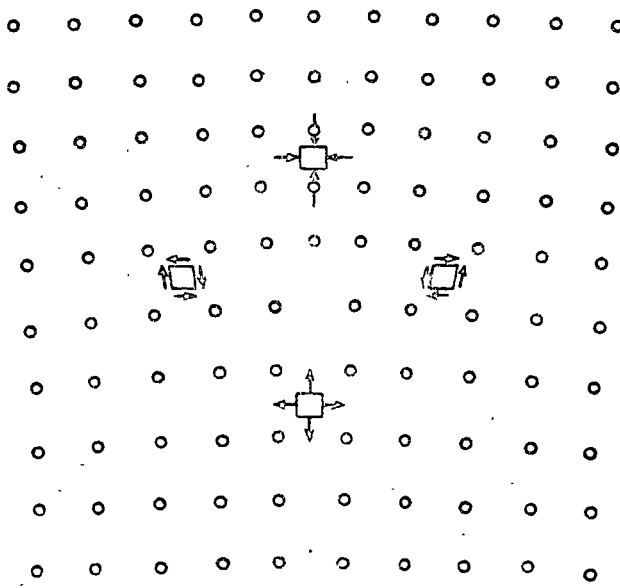
Tanto el ascenso positivo como el negativo requieren que los lugares vacantes se muevan a través de la red, hacia la dislocación en el primer caso y opuesta a ella en el segundo. Si la concentración de lugares vacantes y su grado de salto es muy bajo, entonces no se espera que asciendan las dislocaciones de borde. Como sabemos, los lugares vacantes en la mayor parte de los metales son prácticamente inmóviles a bajas temperaturas (un salto en once días en el cobre a temperatura ambiente), pero a temperaturas elevadas se

mueven con gran rapidez y su número de equilibrio aumenta por muchas potencias de diez. Por lo tanto, el ascenso es un fenómeno que se vuelve más importante cada vez según aumenta la temperatura (véase más adelante el problema de la termofluencia). - Por otra parte, el deslizamiento sólo es influido ligeramente por la temperatura.

Ahora bien, en el caso de la dislocación de hélice, el vector de Burgers es paralelo al eje de la dislocación, de modo que cualquier plano que contenga a la línea de la dislocación es un posible plano de deslizamiento (Fig. 3-11-b). Un deslizamiento de este tipo se llama deslizamiento transversal (inglés: "cross slip", alemán "Quergleitung").

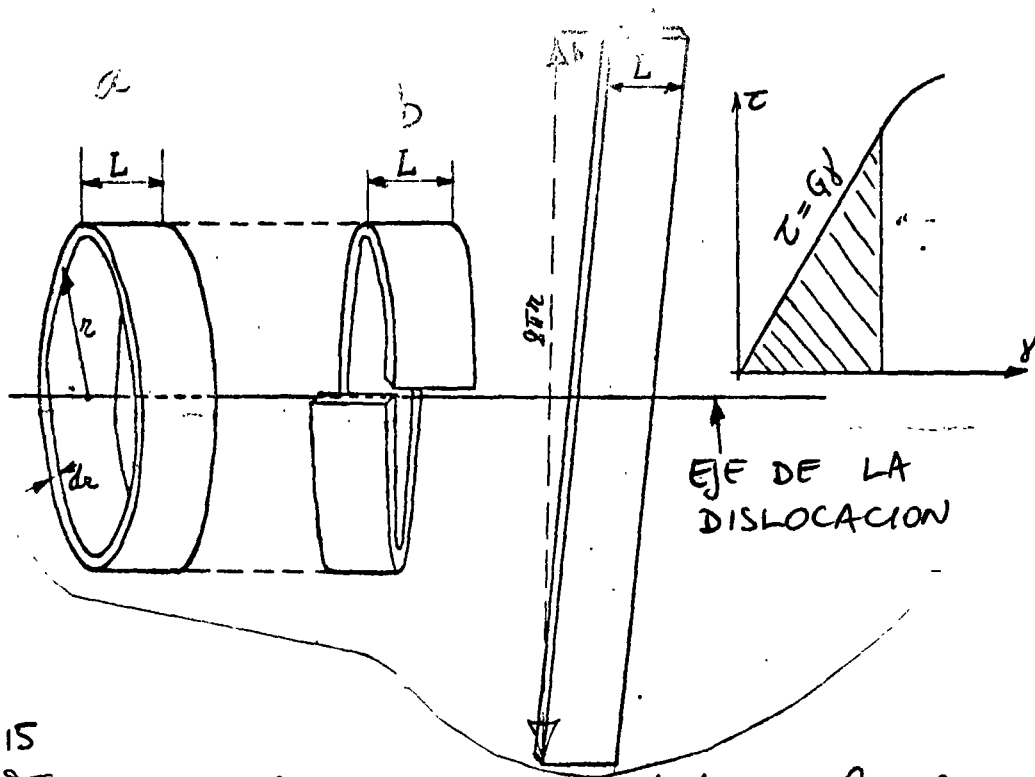
3.2.2.5. Energía de las dislocaciones.

Cada dislocación en un cristal provoca tensiones elásticas en la zona cristalina adyacente, las cuales pueden inter-actuar con otras dislocaciones o con átomos disueltos. En el caso de una dislocación de borde (Fig. 3-14), la tensión elástica arriba del plano de deslizamiento es de compresión, abajo del plano es de tensión y en el plano es de corte.



3.14 Tensiones elásticas en la zona adyacente a una dislocación

Para entender mejor el comportamiento de las dislocaciones, es necesario considerar con más detalle el campo de tensión de la dislocación así como la energía de deformación elástica de esta zona. Esto se calcula en primer lugar considerando el medio continuo, es decir, no se considera el efecto de la



3.15

Figura explicativa para deducir la energía de una dislocación de hélice.

Consideremos un anillo de radio r y ancho L , como representado en la Fig. 3-15-a. Suponemos que una dislocación de hélice, con eje coincidiendo con el eje de anillo, tenga un vector de Burgers b . Esta dislocación deformará el cilindro como representado en

la figura 3-15-b. Si ahora desarrollamos el anillo, vemos en la Fig. 3-15-c que la tira de una longitud $2\pi r$ fue cortada a un extremo por un valor b igual al vector de -- Burgers.

Calculando la deformación de corte $\gamma = \text{tg } \alpha$, obtenemos

$$\gamma = \text{tg } \alpha = \frac{b}{2\pi r}$$

El esfuerzo de corte resultante será entonces

$$\tau = \gamma G \quad \text{con } G = \text{módulo de corte.}$$

A partir de la deformación y del esfuerzo, es fácil calcular la energía de deformación, ya que esta energía corresponde al área debajo de la línea recta (Ley de Hooke) en el diagrama esfuerzo-deformación $\tau - \gamma$:

$$E_{\text{def}} = \frac{\tau \gamma}{2} = \frac{G \gamma^2}{2} \quad \text{utilizando } (\text{Hooke's law } \tau = G\gamma)$$

Esta energía de deformación se representa para un volumen unitario y puede ser transformado en

$$\frac{\tau \gamma}{2} = \frac{G \gamma^2}{2} = \frac{G}{2} \left(\frac{b}{2\pi r} \right)^2$$

Como queremos calcular la energía de deformación de la dislocación en total, hay que considerar el volumen: supongamos que el anillo tenía un espesor dr (ver Fig. 3-15), entonces su volumen es:

$$V_{\text{anillo}} = 2\pi r \times dr \times L$$

y la energía de deformación en este volumen

$$\begin{aligned} (E_{\text{def}})_{\text{anillo}} &= 2\pi r \, dr \, L \, \frac{G}{2} \left(\frac{b}{2\pi r} \right)^2 \\ &= \frac{G b^2 L}{4\pi} \left(\frac{dr}{r} \right) \end{aligned}$$

La energía total de la dislocación se obtiene ahora por una integración sobre r como variable :

$$E = \frac{Gb^2L}{4} \int_{r_0}^{r_1} \frac{dr}{r} = \frac{Gb^2L}{4} \ln \frac{r_1}{r_0} \quad (3.3)$$

Conclusión : la energía de deformación de una dislocación de hélice es proporcional al cuadrado de su vector de Burgers y disminuye con el logaritmo de la distancia del eje de la dislocación.

La consecuencia de esto es que las dislocaciones tienen una zona de influencia mecánica muy extendida en comparación con otros campos de esfuerzos que disminuyen con el cuadrado inverso de la distancia. Esto servirá más adelante para explicar varios fenómenos.

Para lograr una evaluación semicuantitativa de la energía de deformación elástica de una dislocación, es preciso determinar los límites de la integración r_0 y r_1 . Como -- una dislocación no puede terminar en el interior del cristal, la dimensión r_1 corresponderá a la dimensión del cristal. Es más difícil determinar el valor de r_0 , el cual indica la distancia desde la línea (eje) de la dislocación a partir de la cual se puede aplicar la teoría elástica. Para las evaluaciones se toma en general $r_0 = 10^{-7}$ cm, ya que debido a la dependencia logarítmica un error en r_0 no es tan grave.

Ejemplo de cálculo : Si ponemos $r_1 = 1$ cm, $G = 4 \times 10^{11}$ dinas/cm² (Valor para el Cu) y $b = 2.5 \times 10^{-8}$ cm (vector de Burgers = distancia entre átomos en una dirección compacta), encontramos para la energía de una línea de dislocación de 1 cm. de longitud ($L = 1$ cm) :

$$\begin{aligned}
 E &= \frac{G b^2 L}{4 \pi} \ln \frac{r_1}{r_0} \\
 &= \frac{4 \times 10^{11} \text{ dinas/cm}^2 \times (2.5 \times 10^{-8})^2 \text{ cm}^2 \times 1 \text{ cm}}{4 \pi} \ln \frac{1 \text{ cm}}{10^{-7} \text{ cm}} \\
 &= 1.989 \times 10^{-5} \ln 10^7 = 3.2 \times 10^{-4} \text{ ergs} \\
 &= 2 \times 10^8 \text{ eV}
 \end{aligned}$$

Si calculamos la energía para un solo átomo de la línea de la dislocación, hay que calcular primero el número de átomos/cm. Ya que la distancia entre los átomos es igual al vector de Burgers (desplazamiento respectivo de los átomos), tendremos :

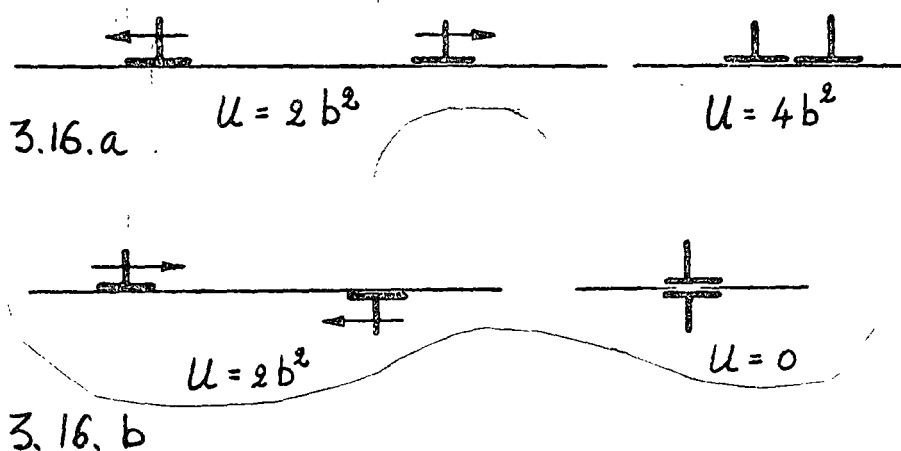
$$\begin{aligned}
 \text{número de átomos/cm} &= \frac{1}{b} = \frac{1}{2.5 \times 10^{-8} \text{ cm}} = 4 \times 10^7 \\
 E/\text{átomo} &= \frac{2 \times 10^8 \text{ eV}}{4 \times 10^7} = 5 \text{ eV/átomo}
 \end{aligned}$$

En general se obtienen valores para la energía por átomo de la línea de la dislocación de unos 6 - 7 eV, lo que es muy superior a la energía de formación de una vacancia (1eV) y explica entonces por qué las dislocaciones no pueden existir en equilibrio termodinámico (ver tabla de la página 3-11).

Los cálculos para obtener la energía de deformación de una dislocación de borde son algo más complicados (ver p. ej. Dieter : "Mechanical Metallurgy", pág. 171) pero dan resultados parecidos con $E \approx \frac{3}{2} E_0$, o sea : la energía de una dislocación de borde es mayor que la energía de una dislocación de hélice.

Muchas reacciones de las dislocaciones pueden ser explicadas fácilmente por medio de -

sencillas consideraciones energéticas. Por ejemplo, dos dislocaciones del mismo signo (ó sea dos medios planos intercalados al mismo lado del plano de deslizamiento formado por el eje de la dislocación y su vector de Burgers) ejercerán una fuerza de repulsión una sobre otra porque su energía se aumentaría de $2 \times b^2$ a $(2b)^2 = 4b^2$ en el caso de una adición de dislocaciones, resultando en una dislocación con vector de Burgers $2b$ - (ver Fig. 3-16-a). Al contrario, dislocaciones de signo opuesto (ver fig. 3-16-b) ejercerán una fuerza de atracción una sobre otra, ya que su energía se anula en el caso de que coincidan.



Atracción y repulsión entre dislocaciones de borde.

Como mencionamos en los párrafos anteriores, la alta energía de deformación asociada a una línea de dislocación explica por qué las dislocaciones no pueden existir en condiciones de equilibrio termodinámico. Sin embargo, en todos los materiales metálicos, algunas propiedades mecánicas, como el límite elástico mucho inferior al valor teórico -- (ver capítulo 6) sólo pueden ser explicados por medio de mecanismos utilizando dislocaciones. Entonces, hay que admitir la existencia de dislocaciones en los cristales, las

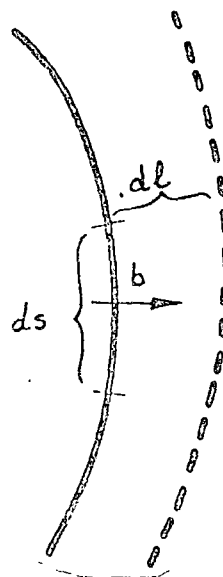
cuales se formaron durante el fenómeno de crecimiento de los cristales (por ejemplo en la solidificación). Se pudo comprobar esta teoría por muchos experimentos que permiten la demostración de la existencia de dislocaciones, por ejemplo microscopía electrónica de transmisión. Los metales recocidos (pobres en dislocaciones) poseen p. ej. una concentración en dislocaciones de 10^6 hasta 10^8 dislocaciones por cm^2 . Se expresa una concentración de dislocaciones por el número de líneas de dislocación pasando a través de un área de 1 cm^2 o la longitud total en cm. de dislocaciones en un cubo de 1 cm^3 .

Sólo los cristales perfectos llamados "whiskers" (bigotes de gato) casi no tienen dislocaciones, con la consecuencia que tienen una resistencia a la deformación plástica muy cerca del valor teórico (ver capítulo 6).

3.2.2.6. Efecto de esfuerzos exteriores sobre las dislocaciones.

A. En el capítulo 6 se tratarán en detalle los mecanismos de deformación plástica de los materiales metálicos y veremos que un esfuerzo bastante reducido ya puede ser suficiente para poner una dislocación en movimiento y producir así una deformación plástica. La fuerza necesaria para arrancar el movimiento de una dislocación se denomina "fuerza de Peierls-Nabarro"

3.17 Deducción de la fuerza de PEIERLS-NABARRO



Consideremos una sección ds de una línea de dislocación, la cual se mueve una cantidad $d\ell$ en la dirección de su vector de Burgers bajo la influencia de una tensión exterior de corte τ (Fig. 3-17). La superficie de la zona sobrepasada por la dislocación en movimiento será en esas condiciones $ds \times d\ell$. Si el área total del plano de movimiento de la dislocación fuera F , el desplazamiento total de la parte superior del cristal -- con respecto a la parte inferior sería b (= vector de Burgers) y entonces el desplazamiento promedio correspondiendo al movimiento antes descrito de la sección ds de la línea de dislocación :

$$\frac{ds \times d\ell}{F} \times b$$

El trabajo efectuado (o la energía consumida) durante este desplazamiento será :

$$\begin{aligned} dE &= \text{fuerza} \times \text{deformación} \\ &= \tau F \times \frac{ds \times d\ell}{F} \times b = \tau ds \cdot d\ell \cdot b \end{aligned}$$

La fuerza actuando por unidad de longitud de la línea de dislocación ($ds = 1$) será entonces :

$$F = \frac{dE}{d\ell} = \tau b. \quad (3.4)$$

B. Como vimos en 3.2.2.5. la energía de una dislocación es directamente proporcional a la longitud L de la dislocación [ver fórmula (3.3)], lo que significa que hay -- que proporcionar energía para aumentar la longitud de una línea de dislocación, lo que a su vez significa que una línea de dislocación se comporta como una liga de hule bajo tensión, o sea que tiende a reducir su longitud y llegar a una longitud mínima. Entonces es posible atribuir a una dislocación una tensión lineal Γ (gama mayúscula), comparable a la tensión superficial γ de los líquidos, la cual reacciona contra la deforma---

ción de una dislocación por el efecto de una fuerza exterior que trata de doblarla. La fuerza de reacción en cuestión es proporcional a $\frac{T}{R}$ con R = radio de curvatura de la línea de dislocación. Entonces si tratamos de doblar una línea de dislocación, llegaremos a una condición de equilibrio entre la fuerza exterior ζb y la reacción $\frac{T}{R}$, de modo que se puede calcular el esfuerzo ζ requerido para deformar una dislocación hasta el grado de curvatura de R :

$$\zeta = \frac{T}{Rb} \quad (3.5)$$

Ahora bien, la energía de tensión lineal de una dislocación corresponde en algo a la energía de deformación discutida en 3.2.2.5. Para valores correspondientes de R_0 y R_1 (por ejemplo : $R_0 = 2 \text{ \AA}$ y $R_1 = 1000 \text{ \AA}$) se obtiene

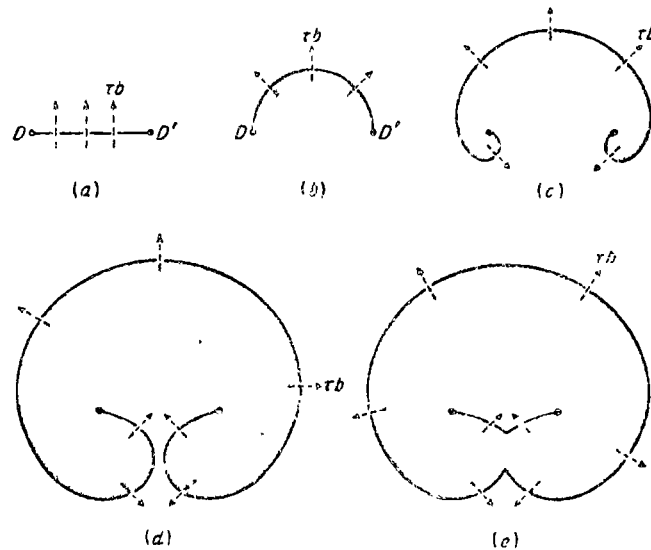
$$T \approx 0.5 G b^2$$

de modo que aproximadamente

$$\zeta \approx \frac{Gb}{2R} \quad (3.6)$$

3.2.2.7. Multiplicación de dislocaciones : Foco de Frank-Read.

Se sabe que la concentración de dislocación en materiales recocidos es de 10^6 hasta 10^8 cm^{-2} . Una deformación plástica en frío aumenta la concentración hasta valores de 10^{12} cm^{-2} después de una importante deformación en frío. Entonces deben de existir mecanismos que permitan una generación y multiplicación de dislocaciones durante la deformación plástica. Frank y Read propusieron un mecanismo llamado ahora "fuente o foco de Frank-Read".



3.18

Schematic representation of the operation of a Frank-Read source. (W. T. Read, Jr., "Dislocations in Crystals," McGraw-Hill Book Company, Inc., New York, 1953.)

Foco de dislocaciones según
FRANK y READ

Este mecanismo se describe en lo siguiente con la ayuda de la Fig. 3-18 : supongamos que se vayan a formar nuevas dislocaciones a partir de una dislocación existente en un plano de deslizamiento correspondiendo al plano del papel. La línea DD' representa una línea de dislocación con el vector de Burgers b , anclada en los puntos D y D' (por ejemplo por átomos de impureza o por nudos de otras dislocaciones). Si ahora aplicamos un esfuerzo τ , se doblará la línea de la dislocación como discutimos en 3.2.2.6, y aumentando el valor del esfuerzo llegaremos finalmente a la configuración (b). En este momento, el valor del esfuerzo de corte será según (3.6) :

$$\tau \approx \frac{G b}{2l} \quad \text{ya que} \quad \tau = 2 \tau = \tau_{DD'}$$

Si sobrepasamos este valor del esfuerzo cortante, la dislocación se vuelve inestable, o sea se extiende de la manera representada en la Fig. 3-18 (c) y (d), hasta que las dos partes inferiores del bucle se toquen, cerrando así un círculo entero de dislocación (e), el cual se extenderá sobre todo el plano de deslizamiento, deformando (desplazando) así la parte superior del cristal con un vector b con respecto a la parte inferior del cristal. Entre A y B existe ahora una nueva línea de dislocación, la cual, bajo el esfuerzo τ , puede repetir el mecanismo anterior deformando otra vez el cristal y esto hasta que las dislocaciones producidas se apilen antes de un obstáculo (partícula ajena, límite de grano, ...) e impiden así la obtención de la configuración (b) de la Fig. 3-18, debido a su acción de repulsión sobre las nuevas dislocaciones, como veremos en el tema 3.2.2.8.

En 1957, Dash descubrió focos de Frank-Read muy claros en cristales de Si dopados con Fe. Más tarde, se pudo demostrar la existencia de los focos F.R. por técnicas de precipitación en aleaciones de aluminio y en cristales iónicos y por medio de la microscopía electrónica de hojas muy delgadas de acero-inoxidable.

3.2.2.8 Apilamiento de dislocaciones.

Si impedimos el movimiento libre de una serie de dislocaciones por un obstáculo, la distancia entre cada una de las dislocaciones pasadas aumentará con la distancia del obstáculo, como se representa esquemáticamente en la Fig. 3-19. El número Z de dislocaciones apiladas sobre una distancia L entre una fuente de dislocaciones y un obstáculo es :

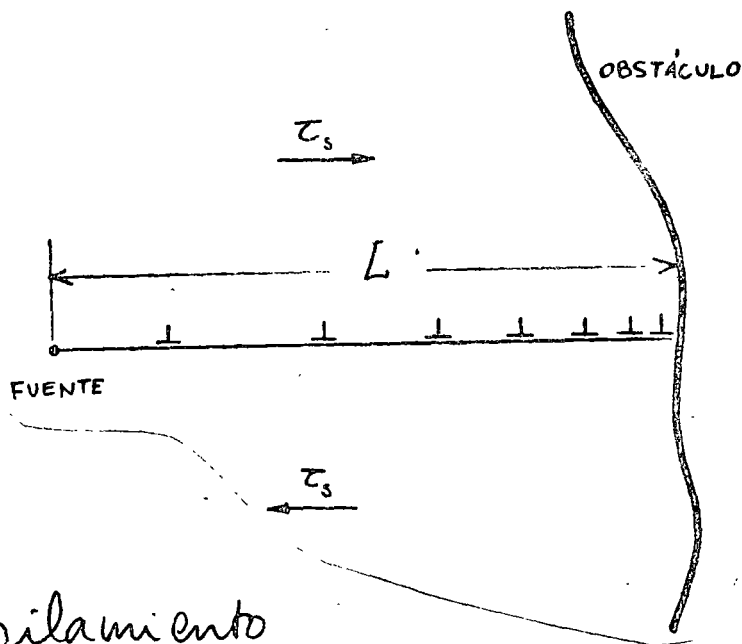
$$Z = \frac{\pi k \tau L}{G b} \quad (3.7)$$

con $k = 1$ para dislocaciones de tornillo y

$k = 1 - \mu$ para dislocaciones de borde, siendo μ el coeficiente de --

Poisson

$$\mu = \frac{-\epsilon_x}{\epsilon_z}$$



3.19 Apilamiento de dislocaciones

Para varias aplicaciones es práctico considerar el apilamiento de dislocaciones como -- una dislocación total con vector de Burgers Zb , la cual se encontraría a una distancia $\frac{L}{4}$ antes del obstáculo. Esto se aplica por ejemplo en el cálculo de las tensiones a gran distancia del grupo de dislocaciones.

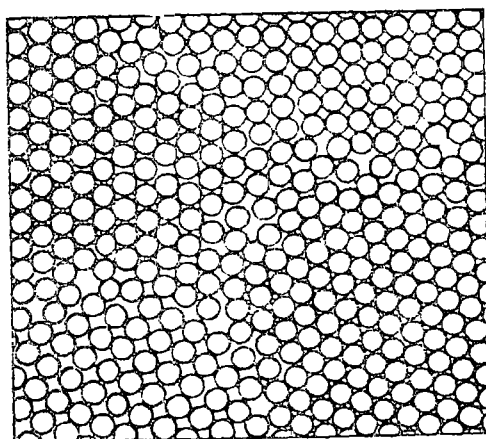
NOTA : Los defectos de línea no necesitan ser líneas rectas, sino que pueden presentarse como prominencias (inglés : jogs) y muescas (inglés : kinks). Las -- dislocaciones reales son, a menudo una mezcla de dislocaciones de borde y helicoidales. En el capítulo 6 expondremos el papel crítico de las dislocaciones en la determinación de las propiedades mecánicas de los sólidos.

3.2.3. Defectos de superficie o defectos en planos.

Muchos de los defectos estructurales de los sólidos comprenden planos de átomos, o más bien superficies, ya que el defecto no necesita estar sobre un plano.

3.2.3.1. Materiales monofásicos.

La manifestación más evidente de los defectos geométricos extendidos sobre superficies completas es la aparición de granos o fronteras de granos en los materiales policristalinos. Un sólido policristalino típico consiste en un gran número de pequeños granos o cristalitas trabados y orientados al azar. Los ángulos entre las orientaciones de los granos vecinos son a menudo grandes y la estructura de las fronteras de los granos muy compleja, ajustándose a los detalles de la forma y orientación de los cristales adyacentes, como se muestra en la Fig. 3-20. Los átomos en la capa límite presentan una región desorganizada, del grosor de unas cuantas capas de átomos, la cual sirve como transición entre las dos regiones cristalinas adyacentes con diferente orientación.



3.20

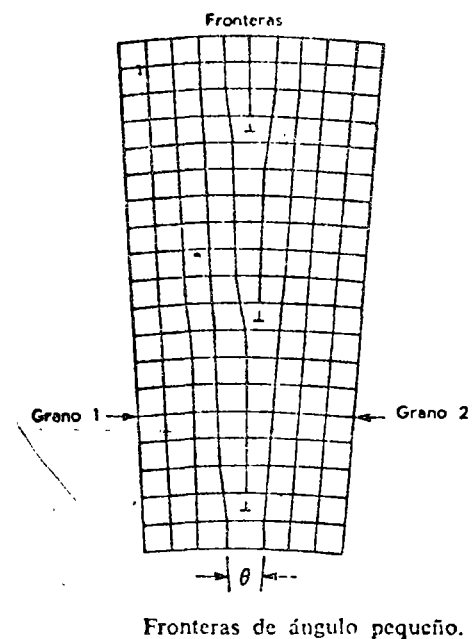
Límites de granos. Nótese el área de desorden en los límites. (Clyde Mason, *Introductory Physical Metallurgy*. Cleveland: American Society for Metals, 1947)

En general, la forma de los granos de un metal policristalino no está relacionada con la estructura del cristal, quedando sus superficies al azar en lugar de en los planos bien definidos del cristal. A elevada temperatura se aumentan las movibilidades atómicas y algunos granos pueden crecer a expensas de otros (recristalización secundaria). Este es un proceso de gran importancia en la tecnología de los metales y lo discutiremos más adelante (capítulo 5).

Los detalles de la estructura de los granos influyen en las propiedades mecánicas de los metales y pueden tener una gran importancia sobre otras propiedades, tales como la reactividad química, ya que el material en la frontera de los granos es más reactivo químicamente, o incluso puede diferir químicamente de los granos en sí mismos, como resultado de la exclusión o inclusión preferente de las impurezas en estas regiones.

Aunque es posible hacer ciertas observaciones sobre los efectos en las fronteras de los granos, su variedad hace difícil un análisis cuantitativo. Esto ha dificultado la comprensión de muchos fenómenos importantes, dado que la mayor parte de los sólidos son policristalinos.

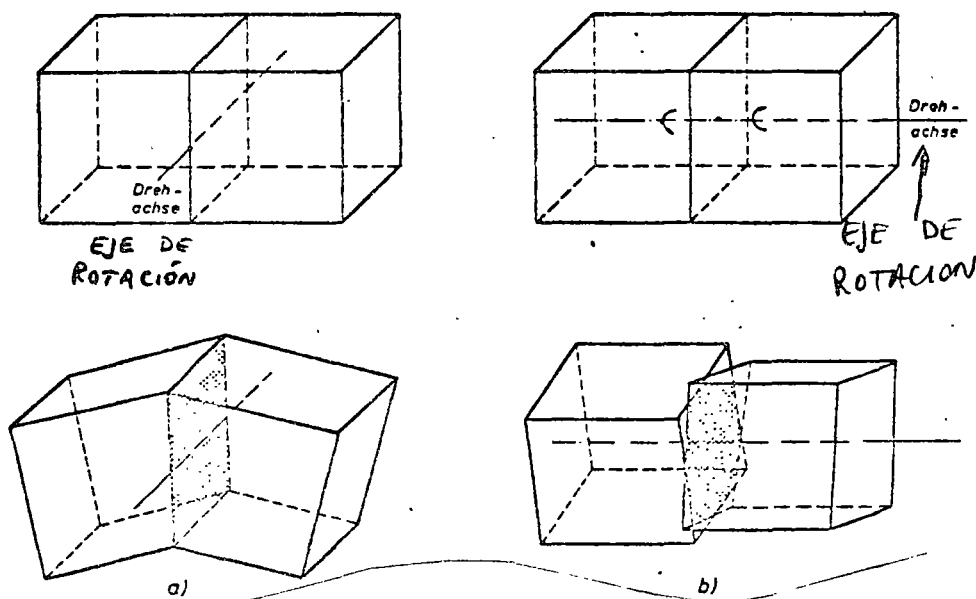
3.21 Límite de grano de ángulo pequeño



Cuando las fronteras de los granos no son en ángulo grande, sino que muestra diferencias de orientación con ángulos no superiores a unos pocos grados, son más fáciles de estudiar. En la Fig. 3-21 aparece una inclinación en ángulo pequeño, apreciándose que consiste en una serie de dislocaciones de borde. Se ha podido calcular la energía superficial de las fronteras de este tipo, la cual está asociada con las distorsiones elásticas de la red cristalina en las proximidades de la frontera y que aparece por la falta de igualdad de orientación sobre las dos partes. Alrededor de una dislocación aislada existe un campo de esfuerzo elástico, y el total para las fronteras será la suma de todas las dislocaciones existentes. Los resultados de tales cálculos están de acuerdo con los experimentales.

Si las dos partes del cristal se giran un ángulo pequeño sobre un eje perpendicular a la frontera del grano, en vez de respecto a uno que permanece en el límite, como en el caso de una frontera inclinada, el resultado es una frontera de torsión (inglés: twisted). De forma análoga a como la inclinación de la frontera a ángulo pequeño se origina en una serie de dislocaciones de borde, la frontera de torsión conduce a un conjunto de dislocaciones helicoidales (Fig. 3-22).

3.22 Límites de grano de ángulo pequeño
a. por flexión
b. por torsión

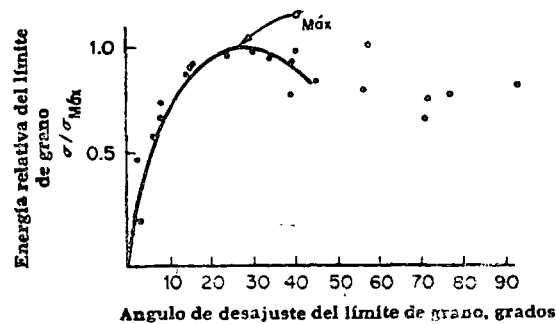


Cuando dos secciones del cristal mal orientado son idénticas y están unidas de tal forma que la frontera constituye un plano de reflexión de simetría, el par constituye unos gemelos. Un efecto similar puede existir respecto al eje de rotación. Hay varias posibilidades de que esto suceda. El crecimiento de gemelos puede originarse en el crecimiento del cristal. La transformación entre las modificaciones a alta y a baja temperatura de un cristal puede suceder por medio de unos gemelos. También se pueden producir por deformación mecánica del metal, como por ejemplo, por esfuerzo.

Por último, las faltas de apilamiento (inglés : stacking fault) constituyen otra clase de defectos en planos de la geometría del cristal. Consideremos un cristal formado por capas sucesivas con ordenaciones atómicas A, B y C, pero que contiene un plano en el que se ha producido una falta en las ordenaciones de máximo empaquetamiento cúbico (...ABCABC...) o hexagonal (...ABABAB...). Si la secuencia de las dos capas es ...ABABABCBCBC..., se ha producido una falta en la capa donde el empaquetamiento es cúbico en vez de hexagonal, debido a un error de este plano en la selección de la posición para las capas debajo de los átomos. El orden en los planos subsiguientes es normal. Otra clase de error de empaquetamiento aparece en la secuencia ----- ... ABCABCBCABCA... con dos capas hexagonales entre una secuencia total de capas cúbicas de máximo empaquetamiento. En todos los casos, las estructuras sobre las dos partes de las fronteras son idénticas y se forma un plano gemelo.

3.2.3.2. Energía de los defectos de plano.

Como sabemos que hay energía asociada en cada dislocación, debe haber también energía asociada con un conjunto de dislocaciones que forman un límite de ángulo pequeño y a fortiori en un límite de ángulo grande.



3.23

Energía relativa de límite de grano como función del ángulo de desajuste entre los cristales que bordean al límite. La línea sólida representa la curva teórica; los puntos, a los datos experimentales de Dunn para hierrosilicio. (Reproducido de *Dislocations in Crystals*, por Read, W. T., Jr. Copyright 1953. McGraw-Hill Book Co., Inc., New York. Utilizado con permiso)

Debido a la naturaleza bidimensional de un límite de grano, esta energía se expresa generalmente en energía por unidad de área. Algunas teorías matemáticas han sido desarrolladas para calcular el valor de la energía de límites de ángulo pequeño (por ejemplo por Read y Shockley). La fig. 3-23 representa la energía relativa de límites de grano como función del ángulo de desajuste entre los cristales que bordean al límite. La línea sólida representa la curva teórica y los puntos datos experimentales para Fe-Si. Podemos concluir de esta figura que la concordancia entre teoría y práctica es muy buena para ángulos hasta de 20° . Para ángulos de valor superior ya no pueden hacerse cálculos a base de una serie de dislocaciones de borde o de hélice como se utilizó en los cálculos de Read y Shockley.

3.2.3.3. Tensión superficial del límite de grano.

Como cada límite de grano tiene bastante energía, esos límites no son termodinámicamente estables y siempre tendrán la tendencia de reducirse (por ejemplo por crecimiento de granos). Esto tiene semejanza con lo que vimos sobre una línea de dislocación: también esa línea quiere reducir su energía disminuyendo de tamaño (longitud).

En el caso de los límites de grano aparece la energía en forma de una tensión superficial que trata de reducir el tamaño y la cantidad de los límites de grano de la estructura.

Esto también sigue de la consideración siguiente sobre las unidades para la energía de la superficie:

$$[\gamma] = \frac{\text{ergs}}{\text{cm}^2} = \frac{\text{dinas} \times \text{cm.}}{\text{cm}^2} = \frac{\text{dinas}}{\text{cm.}}$$

pero las unidades dinas/cm son las de una tensión superficial.

Los límites de grano sólidos poseen así una tensión superficial equivalente a la de las superficies de líquidos. La tensión superficial de los límites de los cristales es un fenómeno metalúrgico importante.

Los valores absolutos de la tensión superficial de los límites de grano son difíciles de medir (superficies exteriores: 1200 a 1800 dinas/cm., superficies interiores 300 a 500 --- dinas/cm). Sin embargo, se pueden estimar los valores relativos de la energía superficial del límite con la ayuda de una relación simple. La Fig. 3-24 representa los límites de grano entre tres cristales que pueden ser diferentes (representación esquemática -

en dos dimensiones). Los tres vectores $\gamma_{\alpha\beta}$, $\gamma_{\beta\gamma}$, $\gamma_{\alpha\gamma}$, originados

en el punto O, intersección de los tres límites, representan por sus direcciones y magnitudes las tensiones superficiales de los límites considerados.

La condición de equilibrio estático será :

$$\frac{\gamma_{\alpha}}{\text{sen } \alpha} = \frac{\gamma_{\beta}}{\text{sen } \beta} = \frac{\gamma_{\gamma}}{\text{sen } \gamma} \quad (3-8)$$

en donde α, β y γ son los ángulos diedros entre límites.

Ahora bien, los límites de granos son regiones de alta energía y no se debe pensar que - estos límites están fijos en el espacio : se ocasiona un movimiento por el proceso de difusión (ver tema 3.4) por el cual los átomos dejan un cristal y se unen a otro cristal sobre el lado del límite. Es lógico que el grado de movimiento (difusión) debe aumentar rápidamente con la elevación de la temperatura, sin embargo, el límite de grano está relativamente fijo en el espacio, ya que el número de átomos que cruce en una dirección y en la opuesta es casi idéntico (equilibrio dinámico), y un movimiento real del límite ocurrirá solo si puede bajar la energía del conjunto metálico, por ejemplo dejando detrás un cristal libre de deformación o reduciendo el área total de límites de grano (crecimiento de grano).

Una de las consecuencias del movimiento de los límites de granos es que si un metal es calentado a una temperatura suficientemente elevada por un tiempo bastante largo, se podrá observar realmente la relación de equilibrio entre las tensiones superficiales según la ley (3-8). En metales puros con cristales orientados al azar los límites de grano son prácticamente todos de ángulo grande y entonces de igual energía (Ver Fig. 3-23). La condición de equilibrio de tres vectores iguales y coplanares es que los ángulos diedros sean todos de 120° , lo que se observa a menudo en estructuras metalográficas. Si 4 granos se tocan en un sólo punto, los vectores de tensión superficial tendrán ángu

los de 109.5° (como por ejemplo en el enlace covalente CH_4).

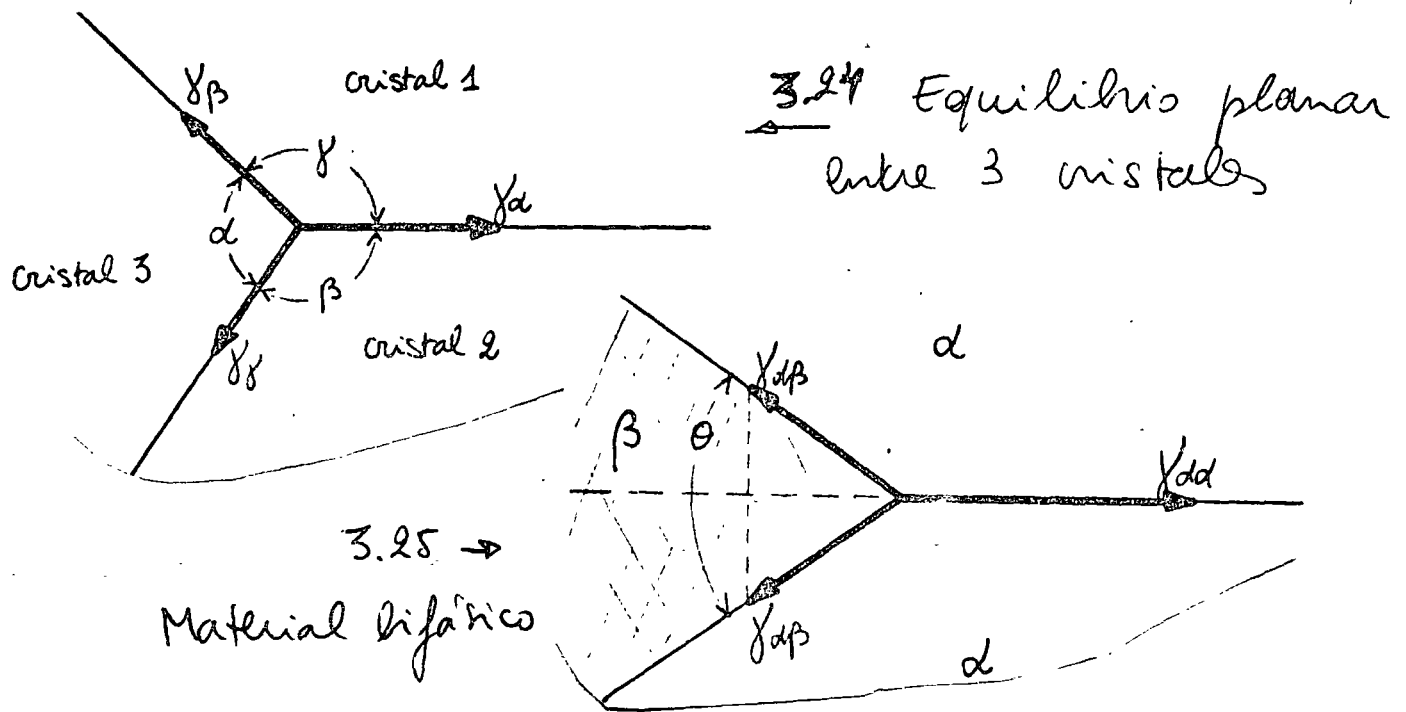
3.2.3.4. Límites entre cristales de fases diferentes.

Antes de hablar de la energía superficial entre fases diferentes, hay que entender el término "fase".

Por "fase" se entiende un cuerpo homogéneo de una materia que es físicamente distinta. Por ejemplo, los tres estados de la materia (líquido, sólido y gaseoso) corresponden a tres fases diferentes. En esta forma, un metal puro por ejemplo el cobre, puede existir en la fase sólida, líquida o gaseosa, cada una estable en un rango de temperatura diferente.

Además, el polimorfismo (ver 1-3-8) de algunos materiales de otros casos de límites de fase. Cada estructura cristalina de estos materiales (por ejemplo metálicos) corresponde a una fase separada. Además de esto, cuando se combinan metales puros para formar aleaciones, pueden resultar estructuras cristalinas adicionales en cierta composición y rangos de temperatura, cada una constituyendo una fase separada. Finalmente debe indicarse que una solución sólida (ver 3.1) satisface también la definición de una fase. Se estudiarán los equilibrios entre las diferentes fases en el capítulo 4.

Ahora bien, en aleaciones de dos fases son posibles dos tipos de límites: límites entre cristales de la misma fase y límites que separan fases diferentes. Es por ejemplo posible encontrar dos granos de una fase en contacto con un grano de una fase diferente, lo que se representa esquemáticamente en la Fig. 3-25).



En estas condiciones, la ley de equilibrio entre las fases puede fácilmente ser deducida de la figura, dando :

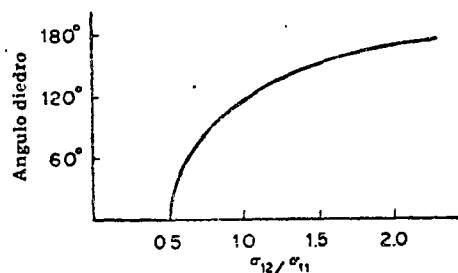
$$\gamma_{\alpha\alpha} = 2 \gamma_{\alpha\beta} \times \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \quad (3-9)$$

en donde $\gamma_{\alpha\alpha}$ es la tensión superficial entre las dos fases iguales (α y α) y $\gamma_{\alpha\beta}$ es la tensión superficial entre las fases α y β . El ángulo entre las 2 fases es θ , ángulo diedro.

Si resolvemos la expresión anterior para obtener la relación entre las tensiones superficiales y el ángulo diedro, obtenemos :

$$\frac{\gamma_{\alpha\beta}}{\gamma_{\alpha\alpha}} = \frac{1}{2 \cos \frac{\theta}{2}} \quad (3-10)$$

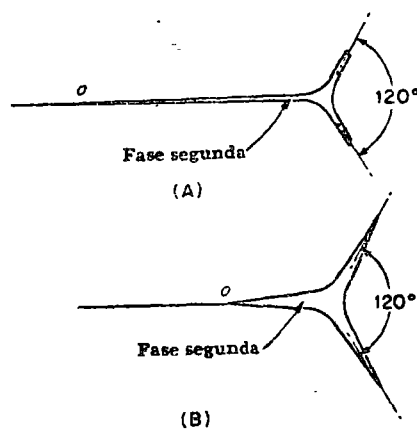
lo que se grafica en la Fig. 3-26. Hay que observar que si la relación de la tensión superficial α - β entre tensión superficial α - α tiende al valor 0.5, el ángulo diedro cae rápidamente a cero.



3.26

La dependencia del ángulo diedro bifásico sobre la relación de la tensión superficial bifásica a la tensión superficial de una sola fase

La consecuencia de un ángulo diedro pequeño sobre la forma de intersección se muestra esquemáticamente en la Fig. 3-27. Es bastante aparente que según el ángulo se acerca a cero, la segunda fase se mueve para formar una delgada película entre los cristales de la primera fase. Además, si el valor de ángulo diedro Θ cae a cero no es posible - el equilibrio estático de las fases y la segunda fase penetra totalmente en los límites de fase simple y aísla a los cristales de la primera fase, también si la segunda fase no existe en gran cantidad.



3.27

Cuando el ángulo diedro es pequeño, la fase segunda (aun si está presente en pequeñas cantidades) tiende a separar cristales de la fase primera.
(A) ángulo diedro 1°, (B) ángulo diedro 10°

Las consecuencias de ésto pueden ser muy importantes para el comportamiento de los materiales, como veremos en los ejemplos siguientes :

a. bismuto en el cobre.

La tensión superficial de la intercara Bi-Cu ($\gamma_{\alpha/\beta}$) es tan baja, que $\Theta = 0$ y una cantidad diminuta de bismuto es capaz de formar una película delgada entre los granos de cobre. El Bi es un metal muy frágil, y cuando forma una película continua alrededor de los cristales de cobre, destruye la ductilidad del cobre a partir de muy bajas concentraciones (desde 0.05%). Esta pérdida de ductilidad se observa a todas las temperaturas a las que se trabaja el Cu.

b. azufre en el hierro.

El azufre en el acero proviene sobre todo de impurezas de los minerales y del material de combustión utilizados para la elaboración del arrabio en el alto horno. El azufre reacciona con el hierro, formando sulfuro de hierro que es líquido a temperaturas por debajo del punto de solidificación del hierro puro. Además puede formar un eutéctico Fe-FeS (mezcla de dos fases como se describirá en el capítulo 4) con un punto de fusión aún inferior, incluido a la zona de temperaturas utilizadas normalmente para el conformado en caliente del acero. Infortunadamente la energía superficial del sulfuro de hierro en los límites del hierro es muy cercana a la mitad de la del límite entre los cristales de hierro, de modo que según (3-10) el ángulo diedro será muy pequeño y el sulfuro (eventualmente líquido) formará una película separando casi completamente a los cristales de hierro, lo que hará muy frágil al acero o hierro e impedirá su trabajo en caliente. Se habla de "fragilización en caliente" o "quebradizo en caliente" (inglés : hot shortness).

3.2.4. Defectos de volumen.

El origen de los defectos de volumen (inglés "bulk defects") puede ser :

- Introducción durante la elaboración del material (por ejemplo formación de sulfuro de hierro en la producción de acero a partir del mineral de hierro) e

- Introducción durante la manufactura del producto (por ejemplo colada, forjada, laminado, ...).

Los defectos de volumen más comunes e introducidos en el proceso de producción del material son las partículas no deseadas de una segunda fase, llamadas "inclusiones". Se encuentran inclusiones en casi todos los materiales con una gran variedad de formas y tamaños. Las inclusiones más usuales de los materiales metálicos son partículas de óxido, pero también de sulfuros, hidruros, etc..... En general, esas partículas se originan durante las últimas operaciones de afino del metal todavía líquido y como no son solubles se atrapan a menudo en la matriz metálica durante la solidificación. Las inclusiones pueden tener consecuencias graves para el comportamiento mecánico de los materiales metálicos, como veremos más adelante.

Los defectos de volumen introducidos en el proceso de fabricación de materiales pueden tener varias formas, como principalmente las siguientes :

- defectos de colada (rechupe, microporosidad, macroporosidad)
- defectos de conformado (grietas)
- defectos de soldadura.

Se deben los defectos de colada sobre todo a la contracción volumétrica la cual acompaña la solidificación y a la liberación de gases disueltos en el metal líquido (ya que

siempre disminuye la solubilidad durante la transformación líquido-sólido). En el capítulo 5 de los apuntes, se estudiarán los mecanismos de solidificación de los metales.

Los defectos introducidos por el conformado de los metales (deformación plástica) o por la operación de soldadura son generalmente grietas, las cuales se forman en las zonas de alto grado de deformación, como por ejemplo en esquinas agudas o en lugares con irregularidades de la estructura (por ejemplo entalladura de la superficie, inclusiones, porosidad, ...). Esas grietas, también si son muy pequeñas (microgrietas), pueden reducir mucho la resistencia del material a la fractura, como se discutirá en el capítulo 9.3 : "Mecanismos de fractura de los materiales metálicos".

Las grietas en las soldaduras se deben en general a las fuertes tensiones térmicas inducidas en la zona adyacente a la soldadura por la solidificación y el enfriamiento rápido del metal depositado. En cursos especiales como "Metalurgia de la Soldadura" (DESFI) se estudian los problemas de agrietamiento y fragilización de las soldaduras.

3.3 Movimientos atómicos.

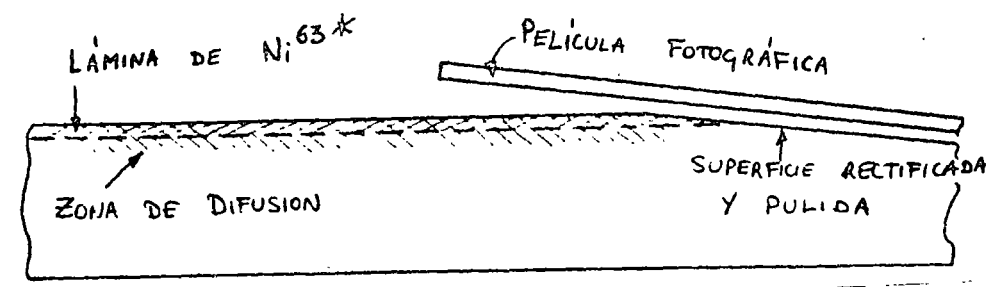
El interior de un cristal metálico no es un ambiente estático, sino más bien una combinación de movimientos energéticos y dinámicos. Los átomos no se quedan necesariamente en un lugar determinado : además de su vibración térmica (calor) pueden moverse de una posición reticular a otra o de una posición intersticial a otra. Átomos diferentes pueden mezclarse en estado sólido. Pueden ocurrir cambios de estructura, de composición y de forma de los cristales. Este fenómeno se llama difusión.

El movimiento de los átomos de un metal puro se llama difusión propia, la difusión de un metal como elemento de aleación en otro metal de base se llama difusión sustitucio

nal (si la solución es sustitucional) o difusión intersticial (si la solución es intersticial) (ver tema 3.1).

3.3.1. Difusión propia.

Para estudiar la difusión propia, hay que utilizar isótopos radiactivos. En el ejemplo siguiente se coloca una lámina delgada del isótopo Ni 63 (radiactivo) sobre una placa de níquel normal, no-radiactivo (mezcla de los isótopos naturales Ni58 y Ni60). Como el isótopo Ni63 se transforma emitiendo rayos β , es posible observar la difusión de los átomos de Ni por medio de una película fotográfica o de procedimientos físicos de detección de radiación (Fig. 3-28).



3.28 Estudio de la difusión propia en níquel por isótopos radiactivos.

El níquel radiactivo y el níquel normal tienen el mismo comportamiento químico y sólo difieren ligeramente en peso. Podemos entonces hablar de una solución sólida perfecta y según las leyes de la termodinámica, el sistema tenderá a distribuir homogéneamente los átomos radiactivos en la masa del níquel normal, porque así aumentará el desorden y

entonces la entropía (como se discutió en el capítulo 2 y se comprobará en el capítulo 4).

En lo que sigue se deducirá la primera ley de difusión. Sin entrar por ahora en detalles de los mecanismos de movimiento (ver más adelante), podemos suponer que el movimiento de los átomos ocurre por saltos de átomos de un lugar ocupado a un lugar vacante o sea desocupado y que esos saltos son completamente al azar, o sea, que la probabilidad del salto es la misma para todos los átomos que rodean a un lugar vacante (vacancia) determinado. Esta aseveración implica que la proporción de los saltos no depende de la concentración.

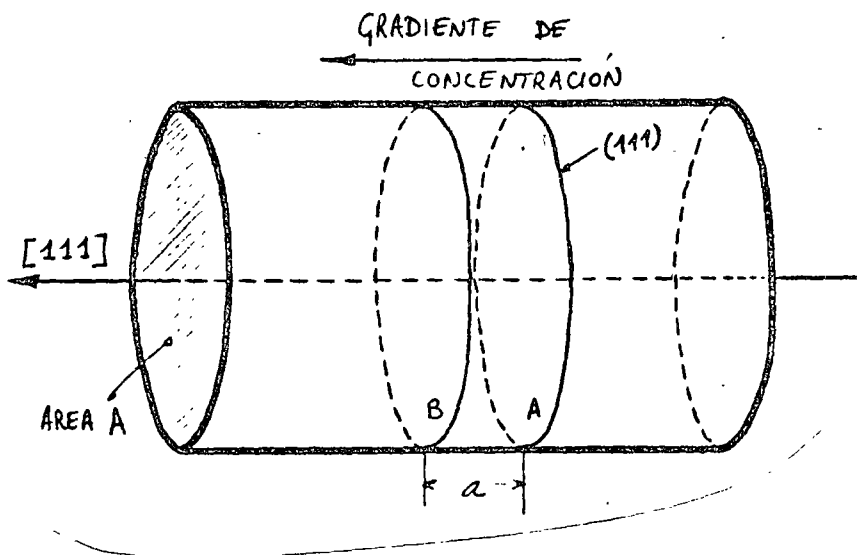


Fig. 3-29 Figura para deducir la 1^o ley de FICK.

La Fig. 3-29 representa una barra de Ni (monocristalino) conteniendo átomos radiactivos en una concentración variando continuamente a lo largo de la longitud de la barra,

pero uniforme en la sección transversal. Supongamos que la dirección del eje de la barra es $[111]$, de modo que los planos transversales serán del tipo (111) y que la concentración es mayor en el extremo izquierdo de la barra y menor en el extremo derecho. Si el gradiente de concentración macroscópica $\frac{dC}{dX}$ se aplica sobre una escala atómica, la diferencia en composición entre dos planos atómicos transversales adyacentes será $a \cdot \frac{dC}{dX}$ en donde a es la distancia interplanar, en este caso $a = d_{111} = \frac{a_0}{\sqrt{3}}$ con a_0 parámetro de la red cristalina del Ni.

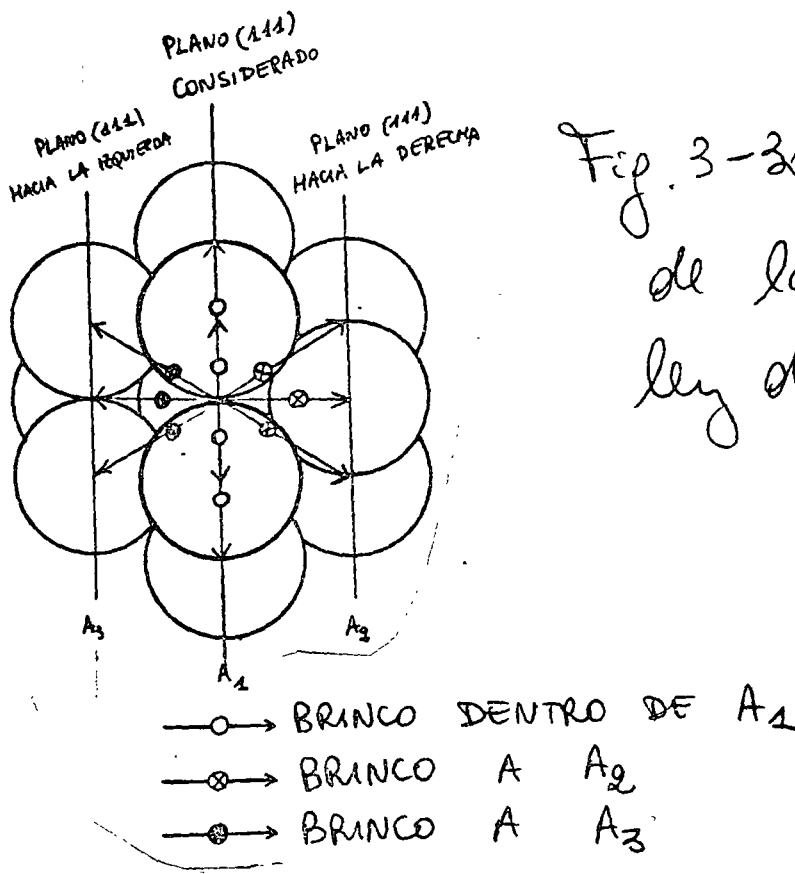


Fig. 3-20 Deducción de la primera ley de FICK

Pongamos ahora τ como tiempo medio de permanencia de un átomo en un lugar de la

estructura, de modo que la frecuencia promedio de los saltos será $\frac{1}{6}$. En la red ccac del Ni, cada átomo tiene 12 vecinos ($NC=12$) y puede entonces saltar en 12 direcciones diferentes, 6 dentro del plano A_1 de la Fig. 3-30, 3 hacia el plano a la izquierda de A_1 y 3 hacia el plano A_2 a la derecha de A_1 , de manera que la frecuencia promedio de que un átomo salte desde A_1 hasta A_3 es de $\frac{1}{4\tau}$ en nuestro caso particular, o α/τ en general. El número de átomos radiactivos que pueden saltar por segundo desde el plano A_1 hasta el plano A_3 es igual al número total de átomos radiactivos en el plano A_1 multiplicado por la frecuencia promedio de los saltos de A_1 a A_3 . El número de átomos radiactivos en el plano A_1 se obtiene multiplicando la concentración (= número de átomos/unidad de volumen) por el "volumen" del plano A_1 . o sea Aa si A es el área considerada.

El flujo de átomos radiactivos de A_1 a A_3 o de Aa B en la figura 3-29 será entonces :

$$J_{A \rightarrow B} = \frac{\alpha}{\tau} C_A a A$$

en donde $J_{A \rightarrow B}$ = flujo de los átomos de Ni ⁶³ (radiactivo) desde el plano A al plano B (Fig. 3-29).

α = factor de frecuencia dependiendo de la geometría (aquí $\alpha = 1/4$).

τ = tiempo promedio de permanencia de un átomo en un lugar reticular.

C_A = concentración de átomos radiactivos en el plano A.

A = área de la sección transversal de la probeta.

a = distancia interplanar en la dirección del flujo (aquí $a = d_{111}$).

Como supusimos una función de contracción $C(X)$ continua, la concentración en el plano B puede escribirse :

$$C_B = C_A + a \frac{dC}{dX}$$

en donde C_B = concentración en plano B

C_A = concentración en plano A.

La velocidad a que se mueven los átomos radiactivos desde el plano B al plano A es de esta manera

$$J_{B \rightarrow A} = \left[C_A + a \frac{dC}{dX} \right] \frac{\alpha}{\tau} aA$$

Debido a que el flujo de átomos radiactivos desde la derecha hacia la izquierda no es el mismo que desde la izquierda hacia la derecha, hay un flujo neto J que se puede expresar como

$$\begin{aligned} J &= J_{A \rightarrow B} - J_{B \rightarrow A} = C_A \frac{\alpha}{\tau} aA - \left[C_A + a \frac{dC}{dX} \right] \frac{\alpha}{\tau} aA \\ &= - \frac{\alpha}{\tau} a^2 A \frac{dC}{dX} \end{aligned}$$

Hay que observar que esta fórmula nos da un flujo negativo si el gradiente de concentración es positivo, o en otras palabras, que el flujo siempre es en dirección opuesta al gradiente de concentración, lo que es normal en cada solución perfecta.

Si ahora sustituimos el factor $\frac{\alpha}{\tau} a^2$ por D , con una dimensión de $[\text{cm}^2/\text{seg}]$, la ecuación para el flujo da

$$J = -DA \frac{dC}{dX} \quad \text{con} \quad [J] = \frac{\text{átomos radiactivos}}{\text{cm}^2} \times \frac{\text{seg}}{\text{seg}} \quad (3-11a)$$

$$\text{o para área unitaria } J = -D \frac{dC}{dX} \quad [J] = \frac{\text{átomos radiactivos}}{\text{seg.}} \quad (3-11b)$$

Esta ecuación se llama "primera Ley de Fick" e indica que el flujo de átomos J es directamente proporcional al gradiente de concentración $\frac{dC}{dX}$, pero que ocurre en dirección opuesta. El factor de proporcionalidad D es conocido como difusibilidad o coeficiente de difusión.

3.3.2. Difusión (mixta)

El fenómeno de la difusión propia, explicado en los párrafos anteriores por la presencia de átomos radiactivos en un cristal no-radiactivo, también puede ser aplicado a una solución sólida de un elemento B en el metal de base A. Por ejemplo, si aplicamos una hoja de níquel sobre la superficie de una placa de cobre, la difusión atómica llevará níquel adentro del cobre y cobre adentro del níquel, hasta que finalmente (función de tiempo y temperatura) lleguemos a una estructura homogénea de aleación Ni - Cu (difusión mixta).

Sin embargo, la rapidez de difusión del níquel en el cobre será mayor que la rapidez de difusión del níquel en el níquel (difusión propia), porque la energía de activación necesaria para mover un átomo de níquel entre átomos de cobre es inferior a aquella necesaria para mover un átomo de níquel entre otros átomos de níquel. Esta diferencia es natural, ya que el punto de fusión del Ni (1455° C) es bastante superior al punto de fusión del Cu (1083° C), lo que indica que el enlace Ni - Ni es más fuerte que el enlace Cu-Cu.

La misma primera Ley de Fick sirve también para describir la difusión mixta, pero no hay que olvidar que en la deducción de la Ley se supuso que la frecuencia de los saltos no dependía de la concentración. Esto no es siempre el caso de modo que el coeficiente de difusión D depende bastante de la concentración. Sin embargo, en varios cálcu

los prácticos es usual trabajar con un coeficiente fijo (ver ejemplos más adelante).

3.3.3. Mecanismos de difusión.

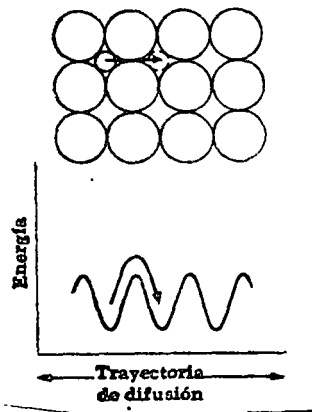
Lo que se entiende por difusión es un transporte macroscópico de materia, producido por la migración de átomos independientes sobre distancias mayor que la distancia interatómica. Entonces, deformaciones inducidas por movimientos de dislocaciones (tema 3.2.2.4) no son fenómenos de difusión, ya que el movimiento de cada átomo no sobrepasa una distancia interatómica.

En un cuerpo sólido, hay que distinguir varios tipos de difusión :

- difusión volumétrica,
- difusión por límites de grano,
- difusión superficial.

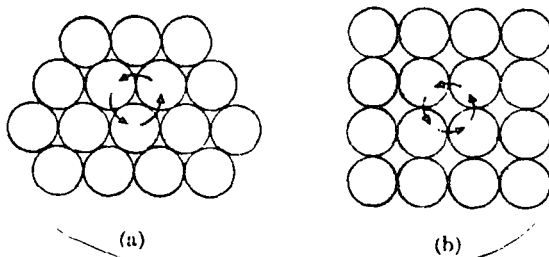
Desde luego, la difusión volumétrica es la más importante y a continuación se discutirán algunos mecanismos atómicos posibles para explicar el fenómeno de la difusión en volumen.

Considerando la difusión mixta, habrá que ver primero si se trata de una solución intersticial o sustitucional. En el caso de una solución intersticial, el mecanismo es bastante sencillo : como sólo una fracción reducida de los lugares intersticiales está ocupada por los átomos del elemento de aleación, cada átomo intersticial tendrá muchos lugares intersticiales vecinos libres y podrá pasar de una posición a otra. Sin embargo, el movimiento sólo será posible si se dispone de la energía de activación necesaria, como se representa esquemáticamente en la Fig. 3-31.



3.31 Representación esquemática de la difusión intersticial y de su energía de activación.

Si tenemos una solución sustitucional (lo que también vale para la difusión propia), no sirve un mecanismo tan sencillo, ya que la gran mayoría de los lugares reticulares está ocupada por átomos de uno de los dos o más tipos (para difusión mixta).

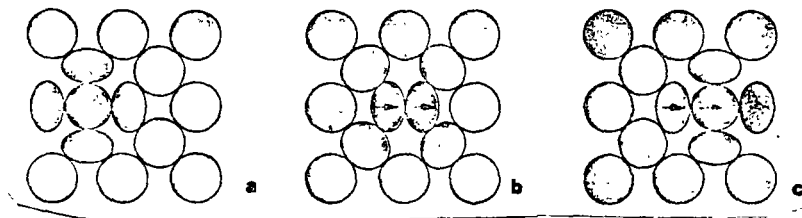


3.32 Mecanismo de difusión por anillos
 a. de 3 átomos
 b. de 4 átomos

Se pueden imaginar mecanismos teóricos. El mecanismo más sencillo sería el intercambio directo de dos átomos, llamado intercambio por anillo. Para reducir las tensiones de

deformación de la red cristalina, es mejor utilizar anillos de tres, cuatro o más átomos (ver Fig. 3-32). Sin embargo, el papel del mecanismo de difusión por anillo no es -- muy importante en la práctica.

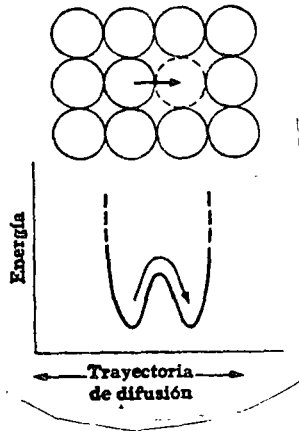
Otro mecanismo imaginable para explicar la difusión sustitucional, sería que un átomo deje su lugar reticular para moverse a través de la estructura como átomo intersticial - (ver Fig. 3-33), hasta que se quede finalmente en un lugar reticular desocupado. Este mecanismo tampoco ocurre en casos de difusión normal, pero puede ocurrir en difusión inducida por irradiación, después de un bombardeo con partículas rápidas, como por - ejemplo neutrones.



3.33 Mecanismo de difusión por átomos intersticiales

Ahora se sabe que el mecanismo principal de la difusión propia en metales puros y de la difusión mixta en aleaciones sustitucionales es el mecanismo de las vacancias, representado esquemáticamente en la Fig. 3-34 : un átomo brinca en un lugar vacante vecino, - dejando una nueva vacancia detrás de él, en la cual otro átomo puede saltar, o sea -- que al mismo tiempo que la difusión de átomos ocurre una migración de vacancias en la

dirección opuesta. La condición para tal mecanismo es desde luego la existencia de un número suficiente de vacancias, pero como calculamos en el tema 3.2.1.1., siempre existen vacancias en equilibrio termodinámico, sobre todo a temperaturas superiores.



3.34 Mecanismo de difusión por vacancias y su energía de activación

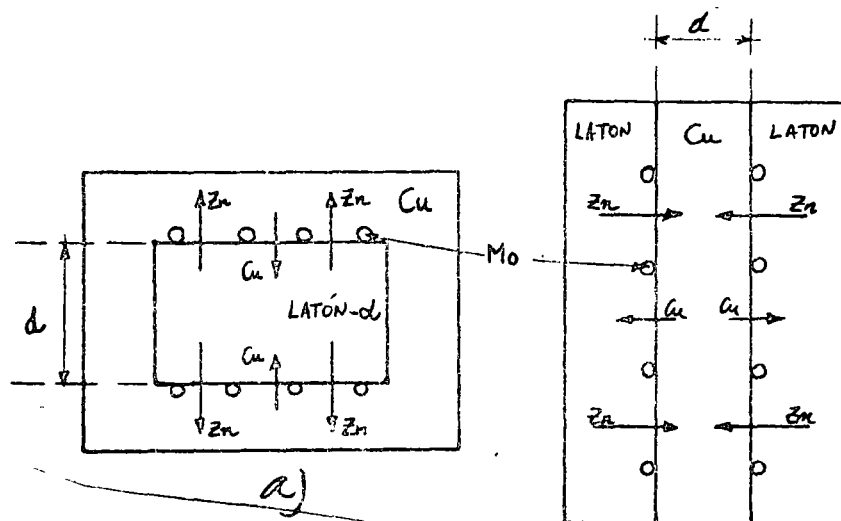
El mecanismo de difusión por vacancias es el proceso más probable, no sólo desde el punto de vista de la teoría y de los cálculos, pero también para explicar el efecto llamado "Kirkendall", descrito en el tema siguiente.

3.3.4. Efecto Kirkendall.

Si se aceptara el mecanismo de difusión por anillo en una aleación binaria A-B, entonces el número de átomos A moviéndose en una dirección tendría que ser igual al número de átomos B moviéndose en la dirección opuesta, de modo que si se trabaja con ^{una} unión A y B puro, la superficie A-B nunca podría moverse durante el tratamiento de difusión.

Ahora bien, Kirkendall fue el primero a demostrar que la superficie entre los 2 elementos de un par de difusión (el trabajo con Cu y latón) sí se mueve durante la difusión. -

El puso alambres muy delgados de Mo entre los 2 metales para indicar la posición inicial de la superficie (ver Fig. 3-35).



3.35 Efecto Kirkendall β
 caso a) : d disminuye
 b) : d aumenta

La prueba de Kirkendall demuestra que en el caso Cu-latón, ocurre un flujo de masa - con respecto a la superficie original, el cual indica que el zinc del latón sale más rápidamente que entra el cobre o sea que la difusión de Zn en una dirección es mayor que la difusión del Cu en la dirección opuesta.

Este fenómeno se explica fácilmente con el mecanismo de difusión por vacancias discutido en 3.3.3. Se supone que si en una solución sólida intersticial, un átomo A y un átomo B son vecinos de una vacancia, las dos no tienen la misma probabilidad de brincar en esta vacancia. Si por ejemplo es más fácil para el átomo B ocupar la vacancia que para el átomo A, entonces B difundirá con mayor rapidez que A. La mayor velocidad de difusión de B en A produce un flujo de vacancias en la dirección opuesta, lo que puede llevar a una supersaturación tan importante que ocurra una precipitación de vacancias en forma de poros.

3.3.5. Coeficiente de Difusión.

Deducimos en el tema 3.3.1. que el número de átomos difundiendo por segundo a través de una área determinada (flujo J) es proporcional al gradiente de concentración :

$$J = -D \frac{dC}{dX} \quad (3-11b)$$

Ahora bien, ¿cuáles son los parámetros que determinan la difusibilidad o coeficiente de difusión D?

Según los cálculos de 3.3.1., pusimos $D = \frac{\alpha}{\tau} a^2$, en donde α fue un factor de geometría dependiendo del tipo de estructura, τ el tiempo medio de permanencia de un átomo en una posición y "a" la distancia interplanar.

En lugar de utilizar el tiempo de permanencia τ , es más práctico trabajar con la frecuencia de los saltos $\Gamma = \frac{1}{\tau}$. Esta frecuencia a su vez depende de varios factores que determinarán la dependencia de D de la temperatura. La frecuencia depende desde luego del mecanismo de difusión y se explicará en lo siguiente para la difusión propia por vacancias.

Existe una proporcionalidad entre Γ y la frecuencia vibracional ν del átomo. Para que un átomo pueda brincar de una posición reticular en una vacancia, se requiere una determinada energía de activación que es exactamente la misma energía como para mover una vacancia : U_{MV} (energía para el movimiento de 1 mol de vacancias). La probabilidad de un salto a un lugar vacante depende entonces de la disponibilidad de la energía crítica U_{MV} . En el capítulo 2 se discutió la probabilidad de tener partículas con una energía superior a un determinado valor crítico. Obtenemos así para la probabilidad del salto $e^{-U_{MV}/RT}$.

Sin embargo, no cada átomo es vecino de un lugar vacante, de modo que la probabilidad de un salto depende además de la concentración de vacancias, la cual a su vez depende de la temperatura según (3-2) :

$$C_V = \exp \left[-U_{FV} / RT \right] \quad (3-12)$$

en donde U_{FV} = energía para la formación de 1 mol de vacancias.

Entonces, si cada átomo tiene Z vecinos (N.C.), la probabilidad para un átomo de tener una vacancia vecina es $Z \cdot C_V$, de modo que obtenemos para la frecuencia de brinco :

$$\begin{aligned} \Gamma &= Z \nu \exp \left[-(U_{FV} + U_{MV}) / RT \right] = \frac{1}{\tau} \\ y \quad D &= \frac{\alpha}{\tau} a^2 \\ &= \alpha a^2 Z \nu \exp \left[-(U_{FV} + U_{MV}) / RT \right] \quad (3-13) \end{aligned}$$

Los resultados experimentales de mediciones de la dependencia entre D y T se dejan escribir en la forma :

$$D = D_0 \exp \left[-Q_D / RT \right] \quad (3-14)$$

en donde D_0 es una constante.

Q_D la llamada energía de activación para difusión.

Esta fórmula tiene mucha semejanza con la fórmula anterior (3-13) si ponemos $D_0 = \alpha a^2 Z \nu$ y $Q_D = U_{FV} + U_{MV}$, lo que significa que la energía de activación de la difusión tiene que ser igual a la suma de la energía de formación y de movimiento de una vacancia. En la tabla siguiente se demuestra la concordancia de los resultados para algunos metales. Esta concordancia es otra prueba de la exactitud de la teoría del mecanismo de difusión por vacancias.

DATOS DE DIFUSION PROPIA DE ALGUNOS METALES.

Metal	D_0 [cm ² /seg]	Q_D [kcal/kmol]	$U_{MV} + U_{FV}$ [Kcal/mol]	$\frac{Q_D}{T_F}$
Ag	0.40	44.1	44	35.6
Al	1.30	35.5	30	35.9
Au	0.09	41.7	38	31.2
Co	0.83	67.7	--	38.2
Cu	0.20	47.1	49	34.7
Fe- α	5.8	59.7	--	33.0
Fe- γ	0.58	67.9	--	37.5
Mg	1.10	32.2	--	34.9
Mo	0.10	92.2	--	31.8
Na	0.24	10.5	--	28.2
Ni	1.3	66.8	--	38.5
W	--	136.0	--	37.4
Zn	0.13	21.8	--	31.5

Analizando los mecanismos de difusión descritos en los párrafos anteriores, se espera que la energía de activación para difusión tenga una relación con la energía de enlace de los átomos en la red cristalina (ver capítulo 1). Esto se confirmó por lo menos de modo cualitativo cuando se comparan la energía de activación para la difusión con un parámetro dependiendo de la energía de enlace, como por ejemplo el punto de fusión T_F . Existe la siguiente relación empírica entre los factores Q_D y T_F :

$$Q_D \approx 34 T_F$$

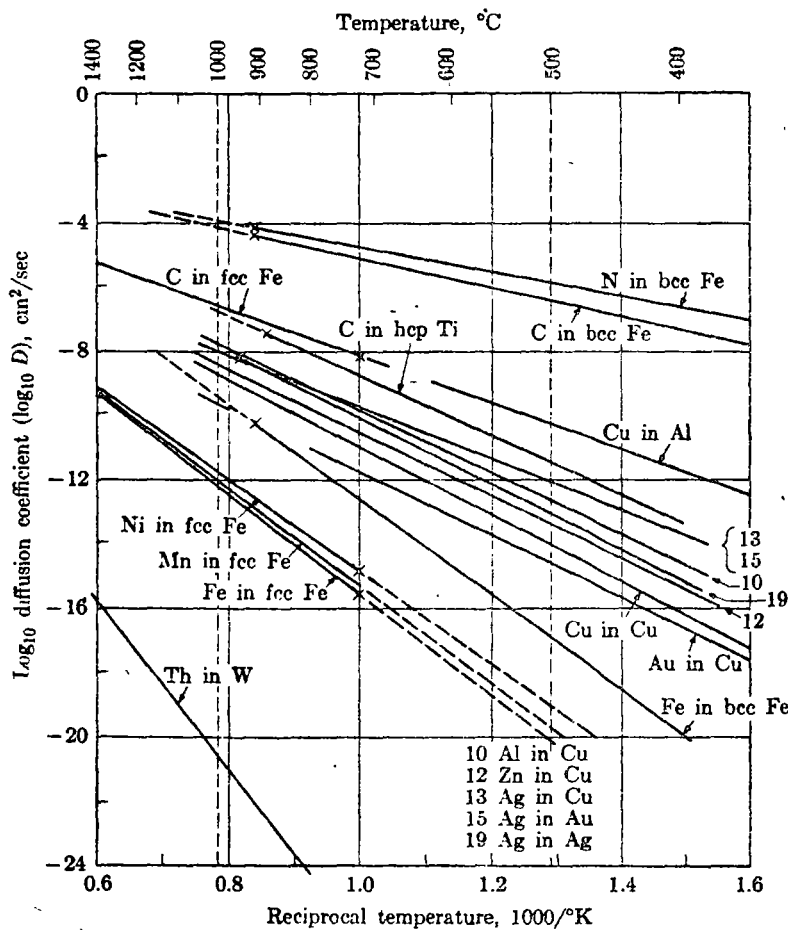
En la tabla anterior se dan valores de Q_D/T_F , los cuales se acercan a un valor promedio de 34.

Es mucho más difícil comparar el valor teórico de D_0 con valores experimentales, ya que no se conocen bien los parámetros teóricos de D_0 . En el caso de difusión propia, el valor de D_0 se encuentra generalmente entre 10^{-1} y 10 cm^2/seg .

La ecuación (3-14) se escribe a menudo en la forma siguiente :

$$\lg D = \lg D_0 - Q / (2.3 RT) \quad (3-15)$$

en donde el factor 2.3 sirve para transformar ^{ln} en lg.



3.36

Coefficiente de difusión en función de la temperatura para algunos sistemas.

Diffusion coefficients versus temperature.

En una gráfica de $\lg D$ en función de $\frac{1}{T}$ se obtienen entonces líneas rectas, como - representado en la fig. 3.36 para algunos sistemas de difusión propia y mixta. La tabla siguiente dá unos datos adicionales para difusión mixta :

DATOS DE DIFUSION EN ALGUNOS SISTEMAS

Difusión de	en	D_0 [cm ² /seg]	Q_D [kcal/mol]
C	Fe- δ	0.25	34.5
C	Fe- α	0.2	20.1
N	Fe- α	0.14	17.7
Ni	Fe- γ	0.5	66.0
Mn	Fe- γ	0.35	67.5
C	Ti (hc)	5.06	43.5
Cu	Al	0.08	32.6
Al	Cu	0.38	43.0
Zn	Cu	0.34	45.6
Ag	Cu	0.012	35.6
Au	Cu	0.01	44.9
Ag	Au	0.024	37.0
Au	Ag	0.26	45.5
Cu	Ag	1.23	46.1
Zn	Ag	0.54	41.7
Th	W	1.0	120.0

Las diferencias entre los coeficientes de difusión para diferentes pares de elementos apa-

rece claramente en la figura 3.36. Esta diferencia puede ser hasta de un factor de 10^{10} y se explica como sigue :

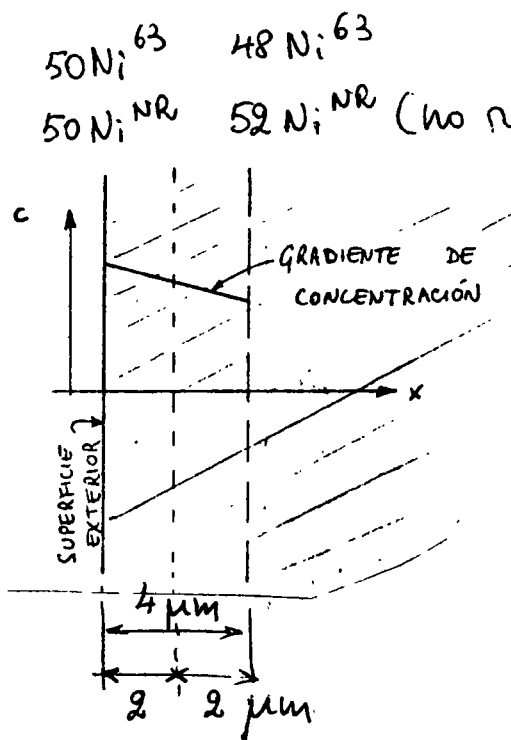
- a) La energía de activación para difusión Q_D es menor para un pequeño átomo en solución sustitucional ; ejemplo : comparación de la difusión de C (radio = 0.75 \AA) en Fe- γ con la difusión de Ni (radio = 1.24 \AA) o de Fe (radio = 1.27 \AA) en Fe- γ .
- b) La energía de activación Q_D es inferior en un metal de base con bajo punto de fusión que en un metal de base con alto punto de fusión; ejemplo : comparación de la difusión de Cu en Al ($T_F = 660^\circ \text{ C}$) y de Cu en Cu ($T_F = 1083^\circ \text{ C}$).
- c) Q_D es inferior para difusión a través de una estructura con bajo factor de llenado que para difusión a través de una estructura con alto factor de llenado, ejemplo : comparación de la difusión de C en Fe- α (CCuC, F.A.A. = 0.68) con la difusión de C en Fe- γ (CCaC, F.A.A. = 0.74) y además de Fe en Fe- α y Fe en Fe- γ .

En los párrafos anteriores ya se mencionó que D depende además de la concentración -- (si la concentración del elemento de aleación es muy baja, entonces, el efecto no es tan importante). Esto se entiende fácilmente considerando el ejemplo siguiente : la velocidad de difusión de Cu en Al disminuye con la concentración de Cu presente, ya que los átomos de Cu en movimiento tendrán que moverse cada vez más a menudo que entren átomos de Cu, lo que requiere más energía de activación.

Ejemplos de Cálculos.

a) Aplicación de la primera ley de Fick.

Supongamos que la superficie de una lámina de níquel contiene 50% Ni^{63} (radiactivo) y 50% de níquel no-radiactivo (porcentaje atómico). A una profundidad de $4\mu\text{m}$ debajo de la superficie, la relación sea de 48/52. Si consideramos un gradiente de concentración lineal entre los 2 puntos, cuál será el flujo de átomos de Ni^{63} a través de un plano a $2\mu\text{m}$ de la superficie, si la temperatura es de 1000°C y $D = 1.6 \times 10^{-9} \text{ cm}^2/\text{seg.}$, a esa temperatura y $a = 3.6 \text{ \AA}$ para Ni a esa temperatura.



3.37

Ilustración del problema considerado

La figura 3.37 representa esquemáticamente la situación. Calculamos primero la concentración de átomos radiactivos en los planos A y B.

$$\begin{aligned}
 C_A &= \frac{(4 \text{ Ni/celda unitaria}) (0.50 \text{ Ni}^{63}/\text{Ni})}{(3.6 \times 10^{-8} \text{ cm})^{-3}/\text{celda unitaria.}} \\
 &= 4.29 \times 10^{22} \text{ Ni}^{63} / \text{cm}^3
 \end{aligned}$$

$$C_B = \frac{(4 \text{ Ni/celda unitaria}) (0.48 \text{ Ni}^{63}/\text{Ni})}{(3.6 \times 10^{-8})^{-3} / \text{celda unitaria}}$$

$$= 4.12 \times 10^{22} \text{ Ni}^{63} / \text{cm}^3$$

Según la primera ley de Fick, el flujo será :

$$J = -D \frac{dc}{dx} = -D \frac{(C_B - C_A)}{dx}$$

$$= \frac{(1.6 \times 10^{-9} \text{ cm}^2/\text{seg}) (4.12 - 4.29) (10^{22} \text{ Ni}^{63} / \text{cm}^3)}{4 \times 10^{-4} \text{ cm}}$$

$$= 0.7 \times 10^{16} \text{ Ni}^{63} / \text{cm}^2 \text{ seg.}$$

Como el área de una celda unitaria de Ni a 1000 ° C es $a^2 = [3.6 \times 10^{-8} \text{ cm}]^2 = 1.3 \times 10^{-15} \text{ cm}^2$, el flujo corresponde al pasaje de

$$0.7 \times 10^{16} \frac{\text{Ni}^{63}}{\text{cm}^2 \text{ seg.}} \times 1.3 \times 10^{-15} \text{ cm}^2 \cong 9 \text{ Ni}^{63} / \text{seg.}$$

Este ejemplo demuestra claramente que no hay que considerar un cristal sólido como si fuera un cuerpo sin movimiento.

b) Aplicación de la ecuación (3-14)

¿Cuál es el coeficiente de difusión de Zn en Cu a la temperatura de 500 °C si $D_0 = 0.34 \text{ cm}^2/\text{seg}$ y $Q = 45.6 \text{ kcal/mol}$ (valores de la tabla de la pag. 3-69).

$$D = D_0 \exp \left[-Q_D / RT \right]$$

$$= 0.34 \frac{\text{cm}^2}{\text{seg}} \exp \left[\frac{-45,600 \text{ cal/mol}}{2 \frac{\text{cal}}{\text{mol K}} (273 + 500) \text{ K}} \right]$$

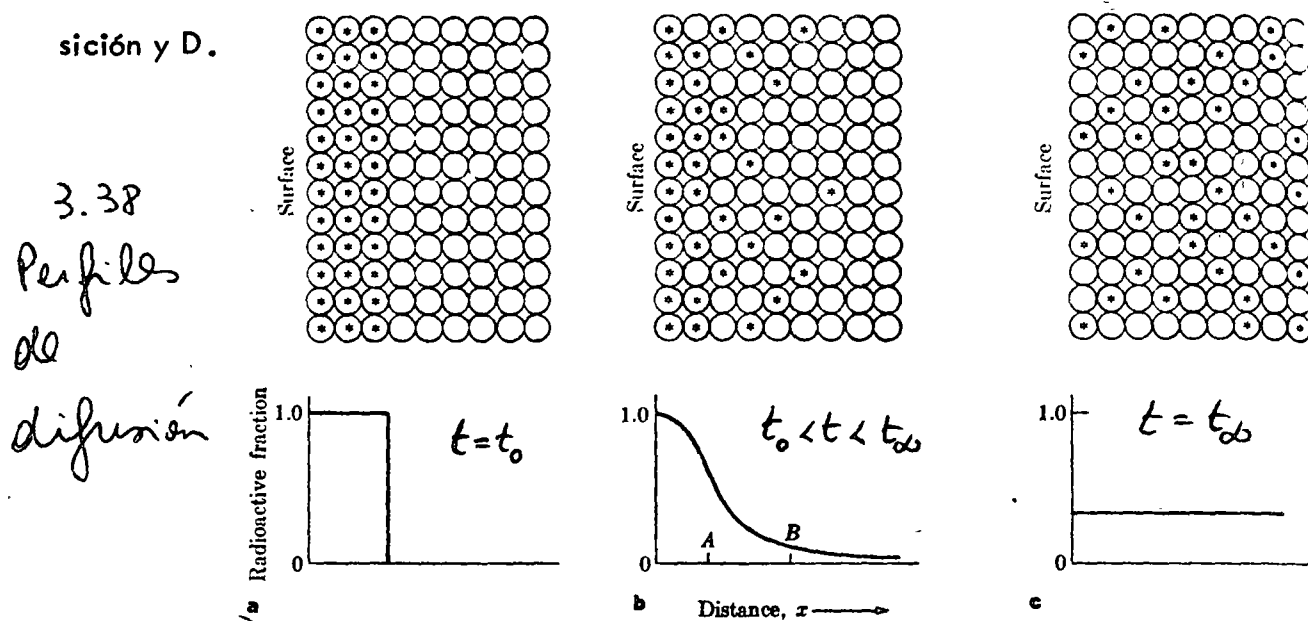
$$= 0.34 \frac{\text{cm}^2}{\text{seg}} \exp \left[\frac{-45,600}{2 \times 773} \right]$$

$$= 0.34 \frac{\text{cm}^2}{\text{seg}} \times 1.55 \times 10^{-13} = 5.3 \times 10^{-14} \text{ cm}^2/\text{seg.}$$

3.3.6. Perfiles de difusión.

Con excepción de algunos casos especiales, la difusión no es un proceso de tipo "steady-state", o sea que la concentración depende de la posición en el espacio y en esta posición depende además del tiempo, o sea $C = f(x, y, z, t)$. La figura 3.38 muestra esquemáticamente la dependencia de la concentración de x y t .

La segunda ley de Fick expresa la relación que existe entre tiempo, concentración, posición y D .



Consideremos la fig. 3.39 para deducir la segunda ley de Fick, tomando un volumen elemental de espesor dx y sección unitaria en la posición x de una barra cilíndrica de material. Como hay un flujo de partículas entrando y saliendo de este volumen elemental, el aumento en concentración $\frac{\partial C}{\partial t}$ en este volumen será :

$$\text{acumulación} = \left(\frac{\partial c}{\partial t} \right) dx$$

Este grado de acumulación también se obtiene considerando la diferencia de flujo entrando desde la izquierda (J_x) y saliendo hacia la derecha J_{x+dx} , o sea

$$\text{acumulación} = J_x - J_{x+dx}$$

pero $J_{x+dx} = J_x + \left(\frac{\partial J_x}{\partial x} \right) dx$ (función continua) de modo que la acumulación

$$\left(\frac{\partial c}{\partial t} \right) dx = - \left(\frac{\partial J_x}{\partial x} \right) dx$$

y considerando la relación (3-12) :

$$\frac{\partial c}{\partial t} = - \partial (D \partial c / \partial x) / \partial x \quad (3-16 a)$$

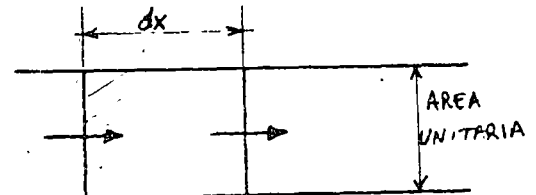
Si suponemos D independiente de la concentración, obtenemos

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \frac{\partial^2 c}{\partial x^2} \quad (3-16 b)$$

la segunda ley de Fick.

Aplicación de la segunda Ley de Fick.

3.39
→



Barra semi-infinita.

$$J_x = -D \frac{\partial c}{\partial x} \quad J_{x+dx} = J_x + \frac{\partial J}{\partial x} dx$$

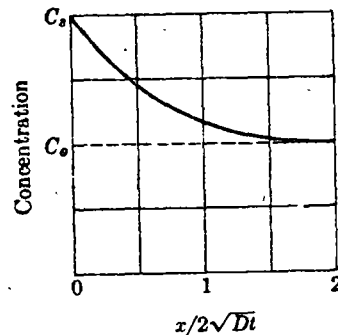
La ecuación (3-16) es una ecuación diferencial de segundo grado cuya solución dará la dependencia de $c = f(x, t)$ o $c = f(x, y, z, t)$ según el caso.

La literatura especializada da los resultados de la ecuación para varios casos especiales.

Nos limitaremos aquí a unos pocos ejemplos de solución, como se encuentran por ejemplo en L. S. Darken y R. W. Gurry : "Physical Chemistry of Metals", Mc Graw-Hill, 1953.

3.40 a

Diffusion profile (infinite source).



La figura 3.40 a muestra el caso de una barra semi-infinita hacia la derecha de la gráfica, con una concentración superficial c_s constante, llamada a veces fuente infinita, porque teóricamente nunca se agota. Los átomos del elemento de solución difunden desde la superficie hacia el interior del material, el cual tenía una concentración original c_o .

La solución de la ecuación (3-16 b) bajo estas condiciones es :

$$\frac{C_s - C_x}{C_s - C_o} = \text{fer} \left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right) \quad (3-17)$$

en donde C_x es la concentración a la distancia x de la superficie. El valor $\text{fer} \left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right)$ es la llamada función gaussiana de error cuyos valores se encuentran en tablas matemáticas.

A continuación se dan algunos valores :

<u>Función de error.</u>	
argumento $y = \frac{x}{2\sqrt{Dt}}$	función = fer y
0	0
0.10	0.113
0.20	0.223
0.40	0.428
0.50	0.521
0.60	0.604

0.80	0.742
1.00	0.843
1.25	0.923
1.50	0.966
2.00	0.995
∞	1.000

Además, $\text{er}(-y) = -\text{er } y$. La función de error se utiliza mucho en estudios estadísticos y también en difusión, ya que este fenómeno tiene características de movimiento estadístico.

Ejemplo (según Van Vlack) :

Si exponemos la punta de una barra de un acero con 0.1% C a 1000°C a un gas carburizante, el cual mantiene la concentración superficial $c_s = 0.93\% \text{ C}$, dibujar el perfil de concentración en C detrás de la superficie después de 10 minutos y después de 100 min., suponiendo que D no depende de la concentración cuando C = 1.0% (carburización).

Utilizando los datos de la tabla pag. 3-69 se obtiene el valor de D a 1000 ° C : $0.31 \times 10^{-6} \text{ cm}^2/\text{seg.}$

-después de 10 min = 600 seg., $\sqrt{Dt} = 0.0137 \text{ cm} :$

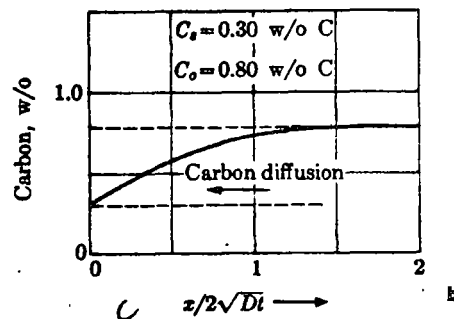
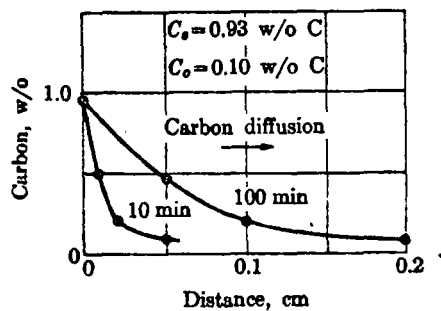
$y = \frac{x}{2\sqrt{Dt}}$	$x = y \cdot 2\sqrt{Dt}$	er y	$C_x = C_s - (C_s - C_o) \text{er } y$
2.0	$4\sqrt{Dt} = 0.0548 \text{ cm}$	0.995	0.104 %
1.0	$2\sqrt{Dt} = 0.0274$	0.843	0.23 %

0.5	$\sqrt{Dt} = 0.0137$	0.521	0.50 %
0.0	0 = 0	0.000	0.93 %

-después de 100 min = 6000 seg, $\sqrt{Dt} = 0.0431$ cm.

$y = \frac{x}{2\sqrt{Dt}}$	$x = y \cdot 2\sqrt{Dt}$	fer y	$C_x = C_s - (C_s - C_o) \text{fer } y$
2.0	$4\sqrt{Dt} = 0.1724$ cm	0.995	0.104 %
1.0	$2\sqrt{Dt} = 0.0862$	0.843	0.23 %
0.5	$\sqrt{Dt} = 0.0431$	0.521	0.50 %
0.0	0 = 0	0.000	0.93 %

Estos datos se grafican en la fig. 3.40 b.



Carbon profiles. (a) During carburization (see Example 9-3). (b) During decarburization.

3.40 b

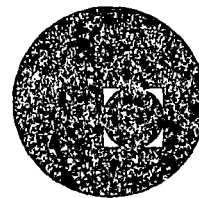
3.40. c

ver texto

La solución de la ecuación (3-16 b) para una barra con una concentración superficial - constante pero inferior a la concentración original de la barra (llamado pozo infinito) - es idéntica a (3-17). Un ejemplo de esto se presenta cuando se expone la superficie - de un acero p. ej. con 0.8% C a una atmósfera oxidante, con un potencial superficial en carbono de 0.3% C, como se representa esquemáticamente en la fig. 3-40 c (descarburización).



centro de educación continua
división de estudios superiores
facultad de ingeniería, unam



TRATAMIENTO TERMICO Y SUS APLICACIONES

TEMA I : CONCEPTOS DE METALURGIA FISICA

CAPITULO 4 : CRISTALIZACION DE LOS METALES.

1. Cristalización primaria de los metales

El paso del metal del estado líquido al sólido se denomina cristalización primaria. Esta transcurre como resultado del paso a un estado más estable en sentido termodinámico, con una energía libre E^1 menor. Si la transformación transcurre con una variación insignificante del volumen, entonces

$$\Delta E = \Delta H - T \Delta S,$$

donde ΔH es la variación de la energía total del sistema;
 T , la temperatura absoluta;
 ΔS , la variación de la entropía.

La variación de la energía libre del metal líquido y sólido en función de la temperatura se muestra en la fig. 8. A la temperatura T_f las magnitudes de las energías libres del metal en los estados líquido y sólido son iguales. La temperatura T_f corresponde a la temperatura de equilibrio de cristalización (o de fusión) para el material dado, durante la cual ambas fases (la líquida y sólida) pueden existir simultáneamente. A una temperatura mayor de T_f más estable es el metal líquido, que posee menor reserva de energía libre, y por debajo de esta temperatura, es más estable el metal sólido.

El proceso de cristalización se desarrolla, si existe una diferencia de energías libres, que aparece a causa de que la energía libre del metal sólido es menor que la del líquido.

¹ En virtud de la segunda ley de la termodinámica ningún proceso puede realizarse espontáneamente sin disminución de la energía libre del sistema. Se llama energía libre la componente de la energía total de la sustancia, que cambia reversiblemente su magnitud al variar la temperatura, durante las transformaciones alotrópicas, la fusión, etc. Con el aumento de la temperatura disminuye la magnitud de la energía libre.

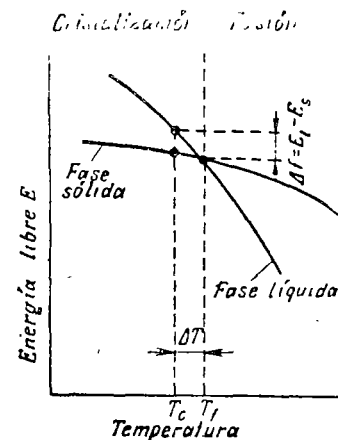


Fig. 8. Variación de la energía libre E del metal líquido y sólido en función de la temperatura.

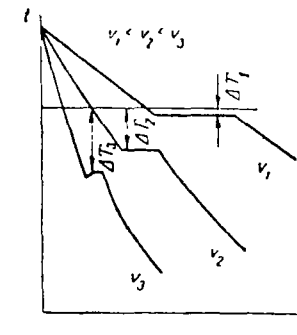


Fig. 9. Curvas de enfriamiento del metal puro.

Por consiguiente, el proceso de cristalización transcurre solamente cuando el metal se sobreenfría a una temperatura menor que la temperatura de equilibrio T_f . La diferencia entre la temperatura T_f de fusión y la temperatura T_{cr} , a la cual transcurre el proceso de cristalización, se llama grado de sobreenfriamiento

$$\Delta T = T_f - T_{cr}.$$

En la fig. 9 se muestran las así llamadas curvas de enfriamiento que caracterizan el proceso de cristalización de los metales puros al ser enfriados a distinta velocidad. Al ser enfriados lentamente el grado de sobreenfriamiento no es muy grande y el proceso de cristalización transcurre a una temperatura próxima a la de equilibrio (curva v_1). A la temperatura de cristalización en la curva térmica se observa una plataforma horizontal (detenimiento de la caída de la temperatura), cuya formación se explica por el desprendimiento del calor latente de cristalización.¹

¹ Durante la fundición del metal se absorbe calor, que se consume por los átomos en la adquisición de la energía de movimiento requerida, es decir, «en la destrucción» de la red cristalina del metal. Este calor se denomina latente. En el proceso de cristalización tiene lugar un proceso inverso de liberación de energía (calor) en forma de calor latente de cristalización. Esta compensa el calor que se entrega al

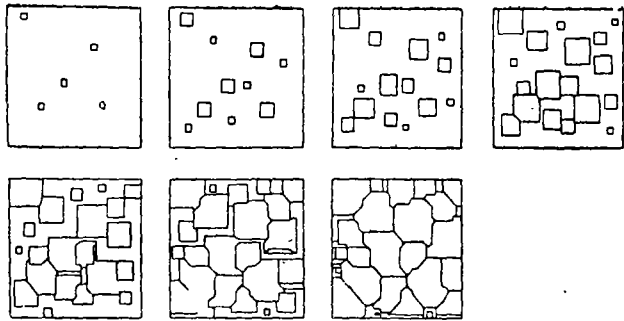


Fig. 10. Esquema de las etapas consecutivas del proceso de cristalización.

Al aumentar la velocidad de enfriamiento el grado de sobreenfriamiento aumenta (curvas v_2 , v_3) y el proceso de cristalización transcurre a temperaturas bastante más bajas que la de equilibrio de cristalización. El grado de sobreenfriamiento depende de la naturaleza y pureza del metal, pero generalmente ésta no supera los 10—30°. Mientras más puro es el metal líquido mayor es su tendencia al sobreenfriamiento.

El proceso de cristalización, como justamente lo determinó por primera vez D. K. Chernov, comienza con la aparición de formación de los núcleos cristalinos (centros de cristalización) y continúa con su crecimiento.

Como se muestra esquemáticamente en la fig. 10, al sobreenfriar la aleación hasta una temperatura inferior a T_f , en varias zonas de la aleación líquida se forman centros estables de cristalización aptos para el crecimiento.

Mientras los cristales que se han formado crecen libremente, ellos pueden tener una forma geométrica regular. Sin embargo, al chocar los cristales que han ido creciendo, su forma regular se perturba, puesto que en estas zonas cesa el crecimiento de las caras. Este crecimiento continúa sólo en aquellas direcciones donde existe acceso libre al líquido "alimentador". Como resultado, los cristales que se desarrollan y que al principio tenían una forma geométrica regular, después de la solidificación adquieren una forma exterior irregular, por esta razón se les denomina cristalitas o granos.

espacio circundante, y como consecuencia de esto en la curva térmica se puede observar un detenimiento de la caída de la temperatura.

Formación espontánea de centros de núcleos cristalinos. Los fenómenos que tienen lugar durante el proceso de cristalización son complejos y multiformes. Sobre todo es difícil imaginarse los estadios iniciales de este proceso, cuando en el líquido se forma el primer cristalito o centro de cristalización. Es evidente, que para aclarar las condiciones en las cuales aparecen estos centros, es necesario imaginarse la estructura de la fase inicial (madre), es decir, del metal líquido. En el metal líquido los átomos no están distribuidos en forma caótica como en el estado gaseoso, y, al mismo tiempo, en su disposición no existe el orden característico para el cuerpo sólido (cristalino) (véase la pág. 15). En el metal líquido se conserva solamente el llamado orden cercano.¹ Esto significa, que en algunos microvolúmenes se conserva la distribución de los átomos que corresponde al estado sólido.

Como consecuencia del intenso movimiento térmico de los átomos el orden cercano no es estable. Al disminuir la temperatura el grado del orden cercano y la cantidad de tales microvolúmenes aumentan.

A una temperatura algo inferior a T_f los microvolúmenes que tienen una distribución de los átomos semejante a la que existe en el metal sólido, adquieren una estabilidad elevada y pueden transformarse en centros de cristalización (núcleos cristalinos).

En el proceso de cristalización surgen núcleos cristalinos de distinta magnitud, sin embargo, no todos estos núcleos tienen la capacidad de crecimiento. Esto se explica por el hecho de que en el proceso de cristalización la energía libre del sistema disminuye como consecuencia del paso de cierto volumen de metal líquido al estado sólido (véase la fig. 8) y, por otro lado, aumenta gracias a la formación de la superficie de separación con la cual está relacionada cierta energía superficial².

¹ Al orden cercano se le antepone el orden lejano en el cuerpo sólido (cristalino). La constancia de las distancias interatómicas y las relaciones angulares en el orden lejano se conserva a grandes distancias.

² La variación de la energía libre del sistema ΔE al formarse en el metal líquido el núcleo cristalino de la fase sólida se puede expresar por la siguiente ecuación: $\Delta E = V\Delta f + \sigma F$, donde V es el volumen del núcleo cristalino, F , su superficie, σ , el coeficiente de tensión superficial entre la fase sólida y líquida y $\Delta f = E_l - E_s$, donde E_l y E_s es la energía libre de la unidad de volumen de las fases líquida y sólida (véase la fig. 8).

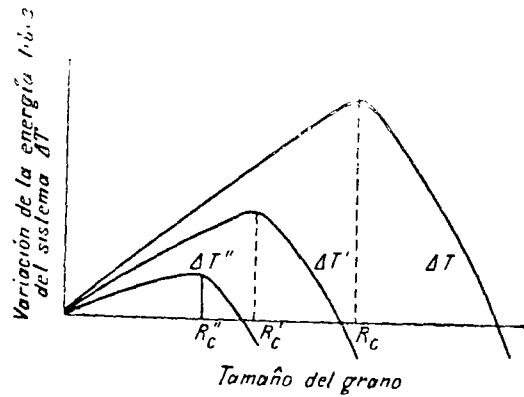


Fig. 11. Variación de la energía libre durante la formación de los núcleos cristalinos en función de su magnitud a diferentes subenfriamientos $\Delta T < \Delta T' < \Delta T''$.

Cuanto menor es la magnitud del núcleo cristalino, tanto mayor es la relación de su superficie al volumen¹, y por lo tanto, es mayor la parte de la energía total que corresponde a la energía superficial.

Al formarse el centro de cristalización de un tamaño menor que R_{cr} (fig. 11), la energía libre del sistema crece, puesto que el incremento de la energía libre a cuenta de la formación de una nueva superficie, cubre su disminución como resultado de la formación de centros de cristalización del metal sólido.

Por lo tanto, un centro de cristalización con una magnitud inferior a R_{cr} , no puede crecer y se disuelve en el metal líquido. Si surge un centro de cristalización de un tamaño superior a R_{cr} , éste es estable, con posibilidades de crecimiento, porque al aumentar sus dimensiones disminuye la energía libre del sistema.

La dimensión mínima del centro de cristalización R_{cr} , capaz de crecer a determinadas temperaturas se llama tamaño crítico del centro de cristalización o equivalente.

Con el aumento del grado de subenfriamiento disminuye el tamaño crítico del centro de cristalización (fig. 11), y

¹ Por ejemplo, para el cubo, si $a = 10$, entonces $\frac{S}{V} = \frac{6 \cdot 10^2}{10^3} = 0,6$;

si $a = 1$, entonces $\frac{S}{V} = \frac{6 \cdot 1^2}{1^3} = 6$, donde S es la superficie y V , el volumen.

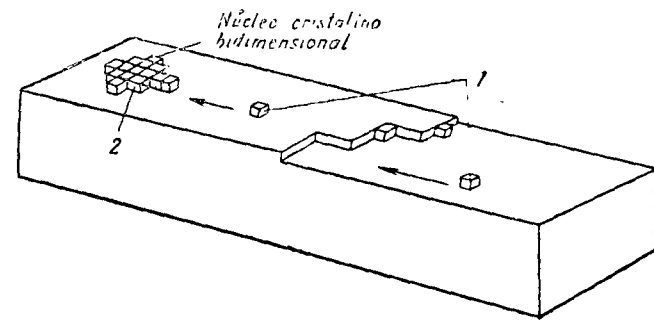


Fig. 12. Esquema del crecimiento de un cristal.

por lo tanto, aumenta la cantidad de centros de cristalización capaces de desarrollarse.

Crecimiento de los centros de núcleos cristalinos. El crecimiento del centro de cristalización tiene lugar como resultado del traslado de los átomos del líquido subenfriado a los cristales. El cristal crece por capas. Durante este proceso, cada capa tiene el espesor de un átomo.

Se distinguen dos procesos consecutivos elementales de crecimiento de los cristales:

1. Formación del núcleo cristalino bidimensional (es decir, centro de cristalización con el espesor de un átomo) en las caras planas del cristal. El núcleo cristalino bidimensional debe tener un tamaño no superior al crítico.

2. Crecimiento del núcleo cristalino bidimensional a cuenta de los átomos que llegan del líquido subenfriado. Después de la formación del núcleo cristalino bidimensional en la cara plana, el ulterior crecimiento de la nueva capa transcurre en forma relativamente fácil, porque surgen zonas que facilitan la fijación de los átomos que llegan de la zona líquida. Como se puede observar en la fig. 12 el átomo en la posición 1 está débilmente fijado; ésta puede desplazarse fácilmente por la superficie y de nuevo desprenderse. El átomo que ocupó la posición 2, al tener tres enlaces, se fijó firmemente. Cuando la capa de átomos cubre toda la cara, para la formación de la siguiente capa es necesario un nuevo núcleo cristalino bidimensional de tamaño crítico.

Por lo tanto, la velocidad de crecimiento de los cristales queda determinada por la probabilidad de formación del núcleo cristalino bidimensional. Cuanto mayor es el grado

de sobreenfriamiento, tanto menor es el tamaño crítico del núcleo cristalino y más fácilmente se forma.

El crecimiento del cristal se facilita considerablemente por el hecho de que sus caras no son idealmente planas.

En las caras de los cristales en crecimiento siempre hay diferentes defectos superficiales en forma de escalones y salientes, en los cuales fácilmente se sujetan los nuevos átomos que llegan del líquido. En este caso, el crecimiento del cristal puede transcurrir incluso sin la formación del núcleo cristalino bidimensional¹.

Número de centros de cristalización y velocidad de crecimiento de los cristales. Siendo iguales las demás condiciones, la velocidad del proceso de cristalización y la estructura del metal después de la solidificación dependen del número de núcleos cristalinos (centros de cristalización) que surgen en la unidad de tiempo y en la unidad de volumen [$1/(\text{mm}^3 \cdot \text{s})$], y de la velocidad de crecimiento de los núcleos cristalinos, es decir, de la velocidad de crecimiento de las dimensiones lineales del cristal en desarrollo en la unidad de tiempo (mm/s).

Mientras mayor es la cantidad de núcleos cristalinos formados y mayor la velocidad de su desarrollo, con mayor rapidez transcurre el proceso de cristalización.

Como se puede observar en la fig. 13, el número de núcleos cristalinos y la velocidad de su desarrollo a una temperatura equilibrada de cristalización, son iguales a cero, y por eso, el proceso de cristalización no transcurre. Al aumentar el grado de sobreenfriamiento éstos crecen, alcanzando el máximo a determinado grado de sobreenfriamiento, después de lo cual disminuyen.

Semejante carácter de variación del número de núcleos cristalinos y de la velocidad de su crecimiento en dependencia del grado de sobreenfriamiento, se explica por el siguiente motivo. Con el aumento del grado de sobreenfriamiento la diferencia de las energías libres del metal líquido y sólido crece (véase la fig. 8), lo que contribuye al aumento de la velocidad de cristalización (véase la fig. 13). Sin embargo, para la formación de los núcleos cristalinos y su crecimiento es necesario un desplazamiento de difusión de los átomos en el metal líquido.

¹ En el cristal en crecimiento siempre existen imperfecciones de dislocación. En el lugar de salida a la superficie de la así llamada dislocación helicoidal, existe un escalón, al cual se unen fácilmente los átomos que llegan del líquido. Por esta razón con frecuencia se observa el crecimiento en espiral de los cristales.

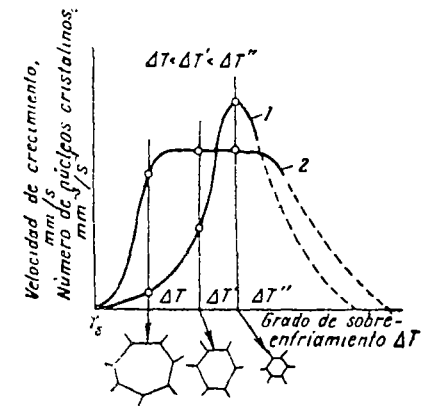


Fig. 13. Influencia del grado de sobreenfriamiento en el número de núcleos cristalinos (1) y la velocidad de su crecimiento (2).

Por eso, siendo altos los grados de sobreenfriamiento (a bajas temperaturas), debido a la disminución de la velocidad de difusión la formación de núcleos cristalinos y su crecimiento es dificultoso. Como consecuencia de esto, el número de núcleos cristalinos y la velocidad de su crecimiento disminuyen. A temperaturas muy bajas (grado de sobreenfriamiento muy elevado) la movilidad de difusión de los átomos es tan pequeño, que la gran diferencia de las energías libres ΔE resulta insuficiente para formar núcleos cristalinos y para su crecimiento. En este caso la solidificación conduciría al estado amorfo.

Para los metales se realizan solamente las ramas ascendentes de la curva que caracteriza el número de núcleos cristalinos y la velocidad de su crecimiento (líneas llenas en la fig. 13). El metal se solidifica antes de que se alcancen los grados de sobreenfriamiento, que producen una disminución del número de núcleos cristalinos y su velocidad de crecimiento.

Tamaño del grano. Mientras mayor es el número de centros de cristalización (núcleos cristalinos) y menor la velocidad de su crecimiento, más pequeño es el cristal que nace de un núcleo cristalino (grano del metal).

A un grado no muy elevado de sobreenfriamiento (pequeña velocidad de enfriamiento), por ejemplo ΔT , el número de núcleos cristalinos es pequeño, pero la velocidad de crecimiento es grande. En estas condiciones se obtendrá un grano de gran tamaño. Al aumentar el grado de sobreenfriamiento, por ejemplo, $\Delta T'$ y $\Delta T''$, el número de núcleos

cristalinos crecerá en un grado mayor que la velocidad de su crecimiento y el tamaño del grano en el metal solidificado disminuirá.

El tamaño del grano n se determina de la relación:

$$n = 1,1 \left(\frac{\text{velocidad de crecimiento}}{\text{número de núcleos cristalinos}} \right)^{1/4}$$

El grano del metal influye enormemente en sus propiedades mecánicas. Estas propiedades, sobre todo la ductilidad y plasticidad, son más altas, si el grano del metal es fino.

La magnitud del grano depende no sólo del grado de sobreenfriamiento. En el tamaño del grano influyen: la temperatura de calentamiento y de colada del metal líquido, su composición química y la presencia de impurezas extrañas en él.

La agitación del metal que se está enfriando, la colada a presión, y el sacudimiento, aceleran notoriamente el proceso de cristalización y posibilitan la obtención de un grano fino. Tiene un significado especial la presencia en el metal líquido de partículas cristalinas ajenas.

Influencia de las impurezas. La nucleación en el metal líquido según el mecanismo descrito, se denomina espontánea.

La formación espontánea de cristales en el metal líquido es sumamente dificultosa. Frecuentemente la fuente de formación de núcleos cristalinos son las partículas sólidas que siempre están presentes en la masa fundida. Si las partículas de las impurezas tienen una red cristalina parecida por su estructura al metal que se solidifica (las así llamadas impurezas isomorfas), entonces éstas desempeñan el papel de centros de cristalización ya formados. La superficie de las partículas de impurezas adsorbe átomos de la masa fundida, con la particularidad de que una estructura ordenada de la superficie sólida produce una distribución ordenada de los átomos adsorbidos; en la superficie de la partícula sólida se forma algo parecido a un cristal de una capa; sobre él se van estratificando nuevos átomos, sucede el crecimiento del cristal. Cuanto mayor es la cantidad de impurezas, tanto mayor es el número de centros de cristalización, y tanto menor es el tamaño del grano. Tal formación de núcleos cristalinos se denomina heterogénea. Las paredes del molde (lingotera) en la cual se vierte el metal líquido desempeñan el mismo papel que las inclu-

siones. El proceso de cristalización comienza generalmente en las paredes del molde. En algunos casos las impurezas disueltas en el metal líquido también pueden disminuir el tamaño del grano y modificar su forma.

Durante la solidificación las impurezas se depositan en forma de una capa delgada sobre la superficie del cristal en crecimiento, lo que conduce a una disminución de la energía superficial. Por eso, tales impurezas se llaman superficialmente activas.

Un fuerte recalentamiento del metal líquido con respecto a su temperatura de fusión conduce a la formación de granos de tamaño grande. Al recalentar el metal las partículas ajenas se disuelven y se desactivan.

Si el metal líquido recalentado es enfriado a una temperatura más baja y se expone a esta temperatura cierto tiempo, entonces se produce la separación de las impurezas disueltas anteriormente, que nuevamente desempeñan papel de centros de cristalización anulando el efecto del recalentamiento prematuro.

Modificación. El uso de las impurezas para obtener un grano fino se denomina modificación. Durante la modificación en el metal fundido (aleación) se introduce cierta cantidad de sustancias especiales (inoculantes), que, prácticamente sin modificar su composición química, disminuyen durante la cristalización el tamaño del grano y mejoran sus propiedades mecánicas. Así, por ejemplo, durante la modificación de las aleaciones de magnesio el grano disminuye de tamaño de 0,2—0,3 mm a 0,01—0,02 mm. Al fundirse lingotes y en las fundiciones de perfil, la modificación generalmente se realiza introduciendo en la masa fundida adiciones que forman combinaciones de alta temperatura de fusión (carburos, nitruros, óxidos), que se cristalizan en primer lugar.

Separándose en forma de partículas diminutas, estas combinaciones sirven de núcleos cristalinos. Durante la modificación de las aleaciones de aluminio en calidad de inoculantes se emplean el titanio, vanadio, circonio, manganeso; en calidad de las aleaciones de magnesio, se emplean la magnesita, la creta, algunas veces el grafito, carburos de aluminio y el calcio; en calidad del acero, se emplean el aluminio, titanio, vanadio. El boro es empleado en calidad de inoculante superficialmente activo para algunas aleaciones en base a níquel y hierro, y el magnesio para el hierro colado.

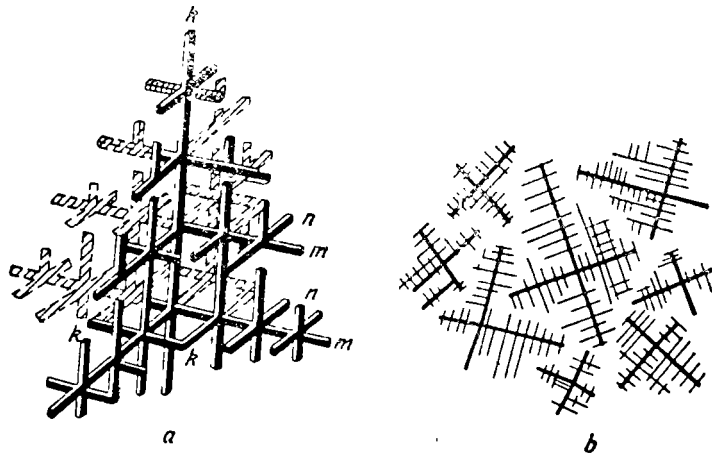


Fig. 14. Representación esquemática de la dendrita (a) y el esquema de su crecimiento (b) (D. K. Chernov).

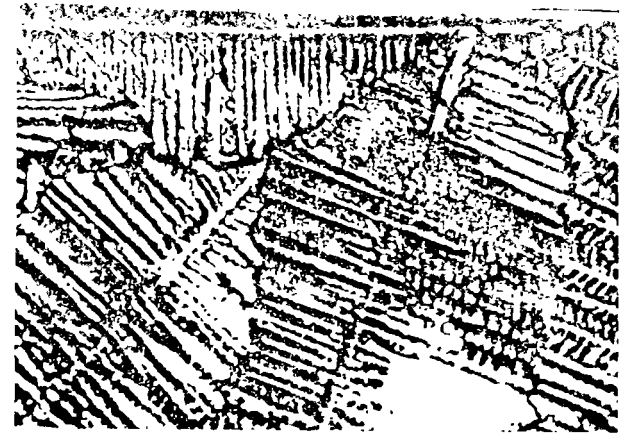


Fig. 15. Dendritas en la superficie del lingote de antimonio.

2. Estructura del lingote metálico

Los cristales que se forman en el proceso de solidificación del metal pueden tener diferente forma en dependencia de la velocidad de enfriamiento, el carácter y la cantidad de impurezas.

Comúnmente, en el proceso de cristalización se forman cristales ramificados o arborescentes, denominados dendritas¹ (fig. 14). Durante la formación de los cristales el desarrollo de los núcleos cristalinos transcurre fundamentalmente en dirección de los planos con máxima densidad de empaquetamiento de los átomos (distancia mínima interatómica). En los metales, que se cristalizan formando una red cúbica esto conduce a que en primer lugar se forman las ramas largas (fig. 14, a), los así llamados ejes de primer grado (ejes principales de la dendrita k).

Simultáneamente con el alargamiento del eje de primer grado, en sus aristas se produce la formación y crecimiento de semejantes ramas de segundo grado (m) perpendiculares a las primeras. A su vez en los ejes de segundo grado se forman y crecen los ejes de tercer grado (n). Finalmente se forman cristales en forma de dendritas, entre cuyas ramas hay metal todavía no solidificado.

¹ Dendrita procede de la palabra griega «dendron» que significa árbol.

La forma regular de las dendritas se perturba como resultado del choque y la adhesión de las partículas en las últimas etapas del proceso (fig. 14, b). Cuando todos los intersticios de la dendrita se han llenado, es difícil observar una estructura dendrítica, por eso generalmente vemos los lugares de unión de las dendritas en forma de límites intergranulares.

Los cristales con forma de dendritas a veces se pueden observar directamente en la superficie en forma de relieve muy característico (fig. 15) o bien en la superficie de la cavidad de contracción, es decir, en las regiones donde no se ha suministrado suficiente cantidad de metal líquido. Generalmente la estructura dendrítica se revela solamente después de un ataque químico especial de la sección metalográfica. El ataque revela no solamente la estructura de los cristales, sino que también los límites entre ellos. Las ramas de las dendritas están separadas unas de las otras por capas delgadas de impurezas insolubles y diminutas franjas y poros, que surgen como resultado de la disminución del volumen al pasar el metal del estado líquido al sólido.

La cristalización del metal líquido comienza en la superficie más enfriada del molde y transcurre primeramente con preferencia en la capa fina del líquido fuertemente sobreenfriado, contigua a la superficie. Como resultado de la gran velocidad de enfriamiento, esto conduce a la formación, en

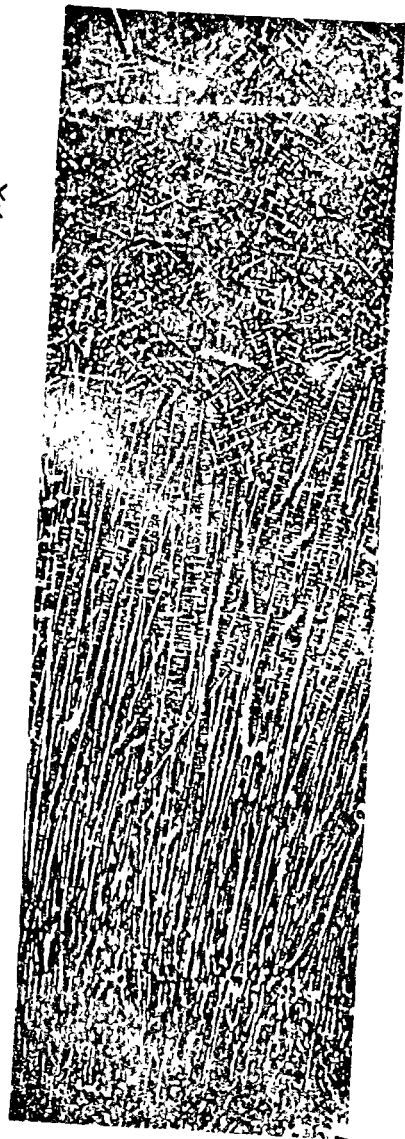
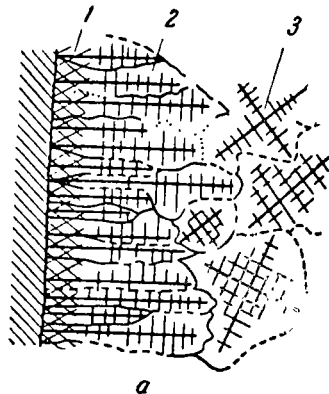


Fig. 16. Esquema de la estructura (a) y macroestructura (b) del acero fundido:

1—zona de cristales diminutos de distinta orientación; 2—zona de cristales columnares de igual orientación; 3—zona de cristales grandes de distinta orientación.

la superficie del lingote, de una zona estrecha de cristales equiaxiales relativamente pequeños (fig. 16).

Después de la primera zona se encuentra la segunda zona de dendritas alargadas (zona de transcristalización). El crecimiento de estos cristales transcurre en dirección de la extracción de calor, es decir, en dirección perpendicular a las paredes de la lingotera. El crecimiento posterior de las dendritas a partir de las paredes de la lingotera transcurre gracias al movimiento de las ramas de primer grado hacia el interior de la masa fundida, y a su ramificación de manera análoga a como fue explicado anteriormente (véase la fig. 14, a).

En el caso de un fuerte recalentamiento del metal, de un enfriamiento muy rápido, de una alta temperatura de colada y de un llenado lento del molde, la zona de las dendritas alargadas puede llegar a ocupar todo su volumen (fig. 17).

A una temperatura baja de colada y un enfriamiento lento (por ejemplo, en las capas centrales de piezas de fundición de gran tamaño) se crean las condiciones para la aparición de núcleos cristalinos en la parte media del lingote. Esto conduce a la formación, en la parte interna de la pieza de fundición, de una tercera zona estructural, compuesta de dendritas globulares de distinta orientación (véase la fig. 16). Las dimensiones de estos cristales dependen del grado de sobreenfriamiento del metal líquido, de la velocidad de enfriamiento, de la composición química, de la presencia de impurezas, etc.

La influencia de las condiciones de colada en la estructura del lingote se puede ilustrar con la macroestructura del aluminio, vaciado por el costado del molde inclinado (fig. 18). Los cristales globulares finos se obtuvieron en aquella parte del lingote que se solidificó durante el proceso de vaciado. Los cristales basales grandes se formaron en aquellos volúmenes del lingote que se cristalizaron en estado de reposo después de haber finalizado el vaciado. Los inoculantes (véase la pág. 39) no solamente disminuyen el tamaño de los cristales, sino también varían la relación entre las zonas basal y globular del lingote.

Las partículas de alta temperatura de fusión que se encuentran en el metal líquido, favorecen el desarrollo de zonas de cristales globulares (equiaxiales) pequeños.

La zona de cristales basales tiene una gran densidad, debido a que contiene pocos poros de gas y rechupes. Sin embargo, en las zonas de unión de los cristales basales el



Fig. 17. Microestructura de un lingote de cobre.



Fig. 18. Macroestructura del aluminio fundido, vertido por el borde de un molde inclinado.

metal posee una resistencia mecánica reducida y al ser sometidos al ulterior tratamiento por presión (forja, laminado, etc.), en estas regiones pueden surgir grietas. Por eso para los metales poco plásticos, incluyendo al acero el desarrollo de los cristales basales no es deseable. Por el contrario, para obtener un lingote más compacto de los metales plásticos (por ejemplo, cobre y sus aleaciones) es preferible la difusión de la zona de cristales basales por todo el volumen del lingote: gracias a la alta plasticidad de estas aleaciones es imposible la rotura del lingote durante el tratamiento por presión. En el caso de fundición perfilada se pretende obtener una estructura equiaxial fina.

El metal líquido tiene un volumen específico mayor que el sólido; por esto, en aquella parte del lingote que se enfría en último término, se forma un vacío llamado rechupado de contracción. El rechupado generalmente está rodeado de la parte más impura de metal en la que después de la solidificación se forman poros microscópicos y macroscópicos y sopladuras.

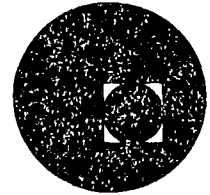
3. Transformaciones alotrópicas (cristalización secundaria de los metales)

Algunos metales en dependencia de la temperatura pueden presentarse en diferentes formas cristalinas o, como a veces se les llama en distintas modificaciones. La capacidad

del metal llama alotrópica los cristales de un origen anterior. La temperatura adoptada es mayor, con Muchos in conocidas les: $Fe_{\alpha} \rightleftharpoons Fe_{\gamma}$ $Mn_{\alpha} \rightleftharpoons Mn_{\gamma}$ Las trans que l a serva ue e un caracte de núcleos tado del p nueva. Lo generalme Como rest granos cri El cambio te las trat metal sólido El paso d en las cor constante si la trans de absorci diciones r ren solame calentamic de equilib La variaci de una for variación densidad e sidad del e es respecti como se d en el c durant



centro de educación continua
división de estudios superiores
facultad de ingeniería, unam



TRATAMIENTO TERMICO Y SUS APLICACIONES

TEMA I : CONCEPTOS DE METALURGIA FISICA

CAPITULO 5 : PROPIEDADES MECANICAS.

JUNIO, 1978

funciona según el si-
excita el piezotransduc-
pulsos de oscilaciones
ástico alcanza la cara
lla y regresa a la ca-
energía ultrasónica re-
ctrica. Este último es
envía al tubo de rayos
ación de los rayos en
e con el generador, el
ento el dispositivo de
lectr o en dirección
e corresponde al mo-
a la pieza que se está
e izquierda de la pan-
de eco de fondo (F)
nicial en el tiempo ne-
guyen hasta el "fondo"

la señal de eco llega
anterioridad y se ve
ial y el de fondo. Du-
ectoscopio se desplaza
engrasada. En este
ón por la pantalla del
automático de defectos.
el control de grandes
Excelentes resultados

ción. Este método se
es en piezas de forma
s (aleaciones de una
control de calidad de
microestructural des-
te método se basa en
as corrientes de Four-
influencia de la hete-

CAPITULO IV PROPIEDADES MECANICAS

Comúnmente las propiedades mecánicas del metal se caracterizan por las siguientes magnitudes; 1) resistencia, por la cual se entiende la resistencia del metal (aleación) a la deformación y destrucción; 2) plasticidad, es decir, la capacidad del metal de adquirir deformación remanente (que se conserva después de que las fuerzas deformantes dejan de actuar) sin que se destruya.

Una pequeña plasticidad o la carencia total de ella se denomina fragilidad. Como resultado de las pruebas mecánicas se obtienen los valores numéricos de las propiedades mecánicas, es decir, los valores de las tensiones o deformaciones con las cuales se modifica el estado físico del material.

Las propiedades mecánicas dan la posibilidad a los constructores y tecnólogos de establecer en qué límites de cargas y en qué condiciones este material puede ser empleado.

Las pruebas mecánicas se emplean ampliamente para el control de la calidad de fabricación y elaboración del metal en las fábricas metalúrgicas y de construcción de maquinaria.

I. Tipos de tensiones

Se llama deformación al cambio de las dimensiones y la forma de la materia bajo la acción de las fuerzas aplicadas. La deformación puede ser producida por la acción mecánica de las fuerzas externas aplicadas al cuerpo, o por diferentes procesos físico-químicos que surgen en el propio cuerpo (por ejemplo, la variación del volumen de algunos cristales durante las transformaciones de fase o como resultado del gradiente de temperatura).

Las tensiones que surgen en el caso más simple de tracción axial son iguales a

$$S = \frac{P}{F} \text{ MN/m}^2 \text{ (kgf/mm}^2\text{),}$$

donde P es la carga que se aplica a una superficie determinada, que generalmente no es perpendicular a ésta, sino que forma con dicha superficie cierto ángulo. Por esta razón, en el cuerpo surgen tensiones normales y tangenciales.

Por cuanto las tensiones surgen por diferentes razones, es necesario diferenciar:

1) las tensiones temporales que surgen bajo la acción de la carga externa y que desaparecen después de que ésta deja de actuar.

2) las tensiones internas que surgen y se equilibran en los límites del cuerpo dado sin la acción de carga exterior.

La formación de tensiones internas está relacionada fundamentalmente con la distribución heterogénea de las deformaciones por el volumen del cuerpo. Así, las tensiones internas surgen en el proceso de calentamiento o enfriamiento violento del metal como resultado de la dilatación (contracción) heterogénea de las capas externas e internas; estas tensiones se denominan tensiones térmicas. Además, las tensiones surgen en el proceso de cristalización durante la deformación heterogénea, el tratamiento térmico como consecuencia de que las transformaciones de fase transcurren no en forma simultánea en todo el volumen, etc. Estas tensiones se llaman tensiones de base o estructurales.

Las tensiones internas se diferencian también por otro criterio (como fue propuesto por N. N. Davidenkov):

1) tensiones de I género, que se equilibran en el volumen de todo el cuerpo, llamadas de otra manera macrotensiones;

2) tensiones de II género, que se equilibran en el volumen del grano (cristalita) o en unos cuantos bloques, llamadas también microtensiones;

3) tensiones de III género, que se localizan en los volúmenes del orden de las dimensiones de la célula cristalina (submicroscópicas). Este tipo de tensiones se han estudiado insuficientemente.

Las tensiones internas ejercen gran influencia en las propiedades del metal y en las transformaciones que tienen lugar en ellas.

Existe una serie de métodos para medir las tensiones de género. Estos métodos son aplicables principalmente para determinar las tensiones en las piezas y probetas de forma sencilla y simétrica (cilindros, tubos, placas, etc.).

Los métodos indicados se basan en la extracción de una parte del cuerpo en tensión, medición de las deformaciones que surgen en este caso y cálculo, según las deformaciones de la magnitud y el signo de las tensiones residuales¹.

Las tensiones de II y III géneros se determinan por el método radiográfico.

2. Deformación elástica y plástica. Rotura

La deformación puede ser elástica y plástica. Se llama deformación elástica a aquella deformación que desaparece completamente después de que las fuerzas externas dejan de actuar. La deformación elástica no produce cambios notables en la estructura y propiedades del metal; bajo la acción de la carga aplicada se produce un desplazamiento relativo insignificante de los átomos. En el proceso de tracción de un monocristal los átomos se alejan unos de los otros, mientras que en el de compresión se aproximan. Durante tal desplazamiento de los átomos de la posición de equilibrio, se altera el balance de las fuerzas electrostáticas de atracción y repulsión. Después de que la carga deja de actuar, bajo la acción de las fuerzas de atracción o repulsión, los átomos que han sido desplazados vuelven a su estado inicial de equilibrio, los cristales toman su forma y dimensiones iniciales.

La magnitud de la tracción elástica es muy pequeña y depende linealmente de la carga respondiendo a la ley de Hook (fig. 31)

$$\sigma = E \frac{\Delta l}{l},$$

donde $\frac{\Delta l}{l}$ es la deformación elástica relativa del cristal, E , el módulo de elasticidad, que caracteriza la rigidez del metal, o sea, su resistencia a las deformaciones elásticas.

¹ Solamente las tensiones de I género tienen signo. Se ha aceptado designar las tensiones de tracción con el signo (más) y las de compresión con el signo (menos). El signo de las tensiones de II y III géneros no se establece.

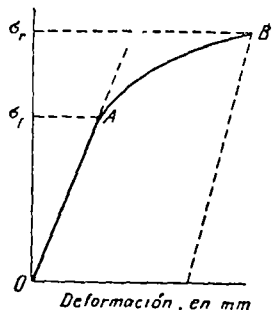


Fig. 31. Deformación en función de la tensión.

El módulo de elasticidad depende muy poco de la estructura del metal (aleación) y de su tratamiento y se determina por las fuerzas de enlace interatómico¹. Más abajo se exponen los valores de E para algunos metales:

Metal	Mg	Al	Cu	Fe
$E, \text{MN/m}^2 \text{ (kgf/mm}^2\text{)}$	45 000 (4 500)	72 000 (7 200)	103 000 (10 300)	210 000 (21 000)

Deformación plástica. A una determinada tensión σ_l denominada límite de fluencia, se altera la proporcionalidad directa entre σ y Δl y surge la deformación plástica residual, que no desaparece después de que la carga deja de actuar. La deformación plástica está relacionada con la deformación y desplazamiento de las dislocaciones dentro del grano y producen cambios residuales de la forma. Después de que la carga deja de actuar el cuerpo no restablece su forma anterior, estructura y propiedades.

La deformación plástica en los cristales puede producirse por deslizamiento y maclaje.

El deslizamiento (desplazamiento) de las distintas partes del cristal se produce por la acción de las tensiones tangenciales, cuando estas tensiones alcanzan, en el plano y en la dirección de deslizamiento, una determinada magnitud crítica (τ_{cr}).

En la fig. 32 se muestra el esquema de las deformaciones elástica y plástica del metal con red cúbica, sometido a la acción de las tensiones tangenciales. Este esquema da una idea clara del desplazamiento de los átomos en los

¹ Todas las demás propiedades mecánicas son estructuralmente sensibles y varían según el tratamiento (estructura) en límites muy amplios.

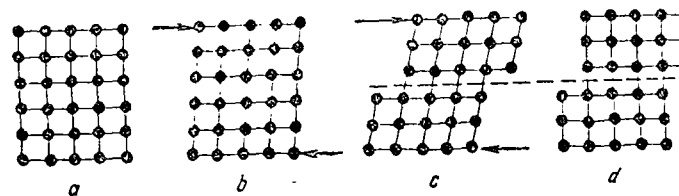


Fig. 32. Esquema de la deformación de cizallamiento elástica y remanente:

a —cristal en estado normal; b —deformación elástica; c —incremento de las deformaciones elástica y plástica, producidas por el deslizamiento durante la carga superior al límite de elasticidad; d —la carga que provoca el cizallamiento, ha sido alejada, se conserva la deformación remanente. Con la línea punteada se indica el plano de deslizamiento.

planos adyacentes al deslizarse a una distancia interatómica.

El deslizamiento en la red cristalina se produce en los planos y direcciones con un empaquetamiento más compacto de los átomos, donde la magnitud de la resistencia al deslizamiento (τ_{cr}) es mínima.

Esto se explica, porque en dichas direcciones, la magnitud del desplazamiento del átomo de una posición de equilibrio a otra es mínima, y la distancia entre los planos atómicos vecinos es máxima, es decir, el enlace entre ellos es mínimo.

En la fig. 33, se dan los planos y direcciones de deslizamiento para distintos tipos de redes cristalinas. En los metales que tienen red cúbica de caras centradas, a los cuales se refieren el Fe, Al, Cu, Ni y otros, el deslizamiento tiene lugar en los planos del octaedro (111) y en las direcciones de las diagonales de las caras del cubo [110]. En la red cúbica centrada (Fe₂, W, Mo, V y otros) el proceso de deslizamiento transcurre más fácilmente en los planos (110) y en la dirección de la diagonal espacial del cubo [111]. Finalmente, en los metales que tienen una red hexagonal de empaquetamiento compacto (Zn, Be, Mg y otros), el deslizamiento se produce en el plano de la base (0001) y en la dirección [2110] (fig. 33).

Cuanto mayor es la cantidad de planos y direcciones posibles de deslizamiento en el metal, tanto mayor es su deformabilidad plástica. Sin embargo, el proceso de deslizamiento no se puede interpretar como un movimiento simultáneo de una parte del cristal con respecto a la otra. Semejante desplazamiento requeriría tensiones que superarían a aquellas a las que en realidad transcurre el proceso de

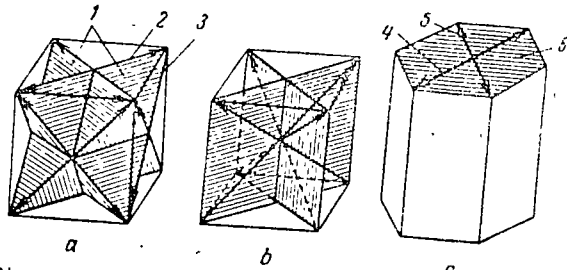


Fig. 33 Planos cristalográficos y tensiones de deslizamiento:
a—red cúbica de caras centradas (C12). En total hay cuatro planos, con tres direcciones en cada plano; *b*—red cúbica de volumen centrado (CS). En total son seis planos, con dos direcciones en cada uno; *c*—red hexagonal (H12). 1—planos del octaedro (planos de deslizamiento); 2—diagonales de los planos; 3—direcciones de deslizamiento; 4—aristas del prisma de primer orden; 5—base del plano de deslizamiento, 6—dirección de deslizamiento.

deformación. Así, por ejemplo, en los monocristales de hierro el deslizamiento se observa en el caso de una tensión tangencial (resistencia crítica al deslizamiento), igual a 29 MN/m^2 (29 kgf/mm^2) y la menor magnitud teóricamente calculada es de 2300 MN/m^2 (230 kgf/mm^2), es decir, casi 100 veces mayor.

Para el aluminio la magnitud teórica de la resistencia crítica al deslizamiento es [1900 MN/m^2 (190 kgf/mm^2)] casi más de 500 veces superior a la magnitud real de resistencia crítica [$1,2 - 2,4 \text{ MN/m}^2$ ($0,12 - 0,24 \text{ kgf/mm}^2$)], y para el cobre es 1540 veces mayor.

Conforme a las concepciones modernas, el deslizamiento se realiza como resultado del desplazamiento de las dislocaciones en el cristal.

En la fig. 34, se muestra el esquema del movimiento de la dislocación positiva (de derecha a izquierda) bajo la acción de las tensiones de cizallamiento. El movimiento comenzó desde el lado derecho donde se formó un escalón, cuya dimensión es igual a un período de la red. Para el desplazamiento de la dislocación a un período, de la posición PQ a una nueva $P'Q'$ (línea punteada), es necesario mover los átomos a una distancia insignificante. Esta distancia es considerablemente menor que las distancias interatómicas en una red cristalina normal (fig. 34, *a*). El plano extra PQ no se desliza (fig. 34, *b*), y su papel lo cumple el plano vecino $P'Q'$ en dirección del desplazamiento del plano atómico¹.

¹ Las dislocaciones negativas se deslizan a lo largo del plano de deslizamiento en dirección contraria (de izquierda a derecha).

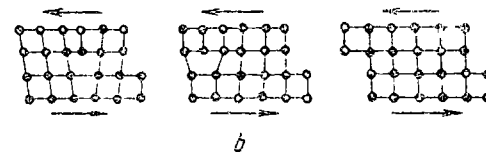
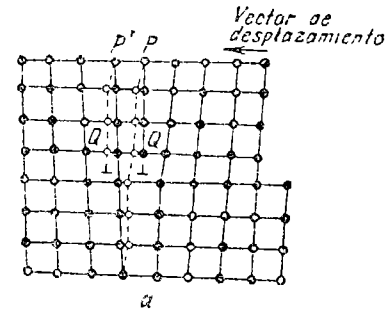


Fig. 34. Esquema del desplazamiento de los átomos al avanzar la dislocación de borde un espacio interatómico

El desplazamiento de las dislocaciones a través de todo el cristal produce el desplazamiento de la parte correspondiente del cristal a una distancia interplanar. En este caso a la izquierda se forma un escalón. El plano extra saldrá a la superficie, lo que conducirá al deslizamiento de la parte superior del cristal a un período de la red, sobre la parte inferior. El paso de las dislocaciones de una posición de la red cristalina a otra, se realiza más fácilmente que el paso de una serie de átomos a la misma distancia. En la actualidad se ha demostrado que las dislocaciones pueden moverse por los planos de deslizamiento en la red cristalina a tensiones de deslizamiento pequeñas.

Se debe tener en cuenta que la deformación a causa de las dislocaciones primarias (es decir, que se forman durante el proceso de cristalización) es muy limitada. Deformaciones considerables sólo son posibles gracias a que el movimiento de las dislocaciones provoca la aparición de una gran cantidad de nuevas dislocaciones durante el proceso de deformación plástica¹.

¹ Uno de los posibles mecanismos de formación de dislocaciones en el proceso de deformación fue descubierto al mismo tiempo por dos científicos Franck y Read. Por eso las fuentes de formación de dislocaciones con ayuda del mecanismo propuesto por dichos científicos se han llamado fuentes Franck — Read.

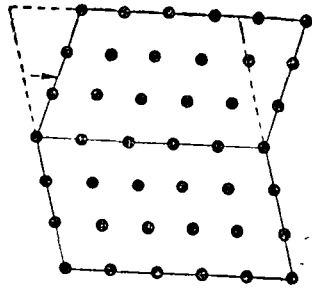


Fig. 35. Esquema de la formación de la macla.

Como regla, las dislocaciones no pueden pasar de un plano de deslizamiento a otro. Si durante la interacción de las dislocaciones entre sí, u otros tipos de defectos, la distorsión de la red crece, entonces crece también la resistencia al movimiento de las mismas. Por esta razón todo tipo de defectos en la estructura de la red cristalina, y otras dislocaciones, dificultan el movimiento de las dislocaciones. El movimiento de las dislocaciones por planos que se cortan, así como la presencia de dislocaciones de signo contrario en las vecindades del plano de deslizamiento, frena el movimiento de las dislocaciones. Las dislocaciones de borde de igual signo durante el movimiento en sus planos de deslizamiento se repulsan mutuamente, y las de signo contrario se atraen.

Al aproximarse las dislocaciones positivas y negativas, éstas se aniquilan mutuamente. Este proceso se denomina aniquilación de las dislocaciones.

Maclaje. La deformación plástica de una serie de metales (que poseen redes de empaquetamiento compacto C12 y H12) puede efectuarse por maclaje. El maclaje es una deformación plástica, que consiste en la reorientación de una parte del cristal, a una posición simétrica a la primera parte con respecto al plano, llamado plano de maclaje (fig. 35).

El maclaje, semejantemente al deslizamiento, debe ir acompañado por el paso de las dislocaciones a través del cristal.

Rotura. Todo proceso de deformación, al aumentar las tensiones, termina con la rotura. Se distinguen dos tipos de rotura: frágil y dúctil.

En la rotura frágil se produce una alteración de los enlaces interatómicos bajo la acción, fundamentalmente, de las tensiones-normales. La rotura frágil no va acompañada

de deformación plástica. Este tipo de rotura comúnmente transcurre por los límites intergranulares y la fractura tiene carácter cristalino.

Sin embargo, la rotura frágil pura, prácticamente no se encuentra. La rotura siempre va antecedida de cierta deformación plástica (aunque pequeña).

La resistencia a la rotura frágil se llama también resistencia al arranque S_{cr} . Este tipo de rotura se puede encontrar en el zinc y sus aleaciones, en el hierro y aceros de baja aleación (después del templado y a bajas temperaturas) al separarse las intercalaciones frágiles por los límites intergranulares, etc.

La rotura dúctil transcurre fundamentalmente por la acción de las tensiones tangenciales que alcanzaron una magnitud determinada llamada resistencia al cizallamiento τ_{cr} . Este tipo de rotura va precedido de una deformación plástica considerable. En la rotura dúctil, la fractura es fibrosa, porque la destrucción tiene lugar como resultado del corte a través del cuerpo del grano.

Comúnmente la destrucción del metal se produce no como resultado de una rotura o cizallamiento puros, sino como resultado de una compleja combinación de estos dos tipos de destrucción.

3. Resistencia y plasticidad del metal

El aumento de la resistencia del metal eleva la fiabilidad y longevidad de las máquinas (construcciones) y disminuye el gasto de metal en su fabricación¹. La resistencia realmente alcanzada del metal (resistencia tecnológica) es considerablemente menor que la teórica².

La baja resistencia del metal (resistencia a la deformación) se puede explicar por la gran facilidad de movimiento de las dislocaciones (véase la pág. 74). Por lo tanto, para elevar la resistencia es necesario eliminar las dislocaciones o bien aumentar la resistencia al movimiento de las mismas. La resistencia al movimiento de las dislocaciones crece con la interacción de ellas, e igualmente al entrar en contacto con los distintos defectos de la red cristalina, que

¹ A cuenta de la disminución de la sección de las piezas de las máquinas

² Por resistencia teórica se comprende la resistencia a la deformación y destrucción que deberían poseer los materiales conforme a los cálculos físicos de las fuerzas de interacción de los átomos en los sólidos.

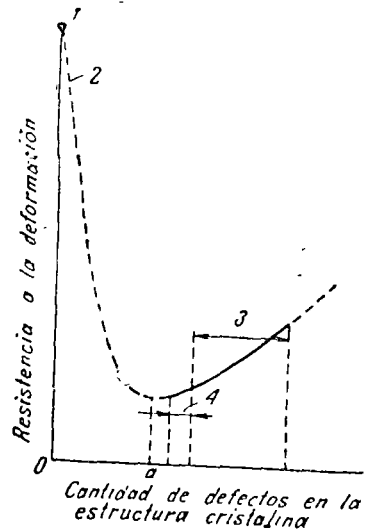


Fig. 36. Resistencia del cristal en función de la densidad de dislocaciones y otros defectos de la estructura cristalina (esquema): 1—resistencia teórica; 2—tenacidad de los whiskers; 3—metales y aleaciones endurecidos; 4—metales no endurecidos.

surgen durante el tratamiento del metal. Por lo tanto, los defectos de la red, ejercen en la resistencia del metal a la deformación una doble influencia. Contribuyendo a la formación de las dislocaciones, éstos debilitan el metal. Sin embargo, los defectos aumentan su resistencia, puesto que dificultan el movimiento libre de las dislocaciones. En la fig. 36 se muestra la influencia de la cantidad de defectos (densidad de las dislocaciones) en la resistencia del metal. Si la cantidad de defectos no sobrepasa una magnitud a , entonces una disminución del contenido de ellos aumenta bruscamente la resistencia a la deformación. La resistencia en este caso se aproxima rápidamente a la teórica.

En la actualidad se ha logrado obtener cristales de una longitud de 2—10 mm y un espesor de 0,5—2,0 μm sin defectos en la red cristalina (dislocaciones). Estos cristales filiformes, llamados por los científicos americanos whiskers, poseen una resistencia próxima a la teórica. Así, la resistencia a la rotura (límite de rotura) de los cristales filiformes de hierro es aproximadamente 13000 MN/m^2 (1300 kgf/mm^2), los de cobre cerca de 8000 MN/m^2 (800 kgf/mm^2) y los de zinc 2250 MN/m^2 (225 kgf/mm^2) mientras que el hierro técnico tiene un límite de rotura igual a 300 MN/m^2 (30 kgf/mm^2), el cobre 260 MN/m^2 (26 kgf/mm^2) y el zinc 180 MN/m^2 (18 kgf/mm^2). La

ausencia de defectos en los whiskers se puede explicar por las condiciones de su crecimiento y por sus pequeñas dimensiones. El aumento de las dimensiones de los whiskers va acompañada de una brusca disminución de la resistencia. Con un espesor de más de 0,25 μm la resistencia de los whiskers de hierro no se diferencia de la resistencia del hierro empleado en la técnica. El módulo de elasticidad normal de los whiskers de hierro se encuentra en los límites de 185 000 a 300 000 MN/m^2 (18500—30000 kgf/mm^2), es decir, igual al de los monocristales corrientes de hierro [210 000 MN/m^2 (21 000 kgf/mm^2)]. Esto se explica porque el módulo de elasticidad depende sólo de la magnitud de las fuerzas de enlace interatómico, que es igual para las redes ideal y defectuosa. Las dimensiones insignificantemente pequeñas de los whiskers dificultan su empleo en la técnica.

Los cristales filiformes se emplean solamente en la fabricación de resortes y suspensiones diminutas en la industria constructora de instrumentos ¹.

Si la cantidad de defectos de la estructura cristalina es superior a un valor a , el aumento ulterior de éstos endurece el metal. Los metales y aleaciones que se emplean en la industria corresponden a la parte derecha del gráfico. Por eso su endurecimiento sólo puede lograrse con el aumento ulterior de los defectos de la estructura cristalina a cuenta de la aleación, tratamiento térmico, endurecimiento por deformación en frío o tratamiento termomecánico ².

Durante la aleación, los átomos de impurezas, produciendo distorsiones locales de la red cristalina, dificultan el movimiento de las dislocaciones y con ello aumentan su resistencia a la deformación. Durante la deformación plástica crece la densidad de dislocaciones y, por consiguiente, aumenta la cantidad de obstáculos para las dislocaciones en movimiento. Por eso, al aumentar el grado de deformación,

¹ En principio se pueden obtener materiales de construcción de alta resistencia reforzándolos con cristales filiformes sin defectos, whiskers.

² En la industria, actualmente se emplean aleaciones con un límite de rotura de 1400 hasta 2200 MN/m^2 (140—220 kgf/mm^2). Es de suponer que en el futuro cercano el nivel de resistencia igual a 2500—3000 MN/m^2 (250—300 kgf/mm^2) será alcanzado en la práctica industrial al fabricar construcciones de acero de gran responsabilidad. Al parecer, el límite de rotura puede ser elevado hasta 4000—5000 MN/m^2 (400—500 kgf/mm^2). Esto disminuirá considerablemente el volumen de las construcciones (máquinas), aumentará su fiabilidad y longevidad y dará una gran economía de metal.

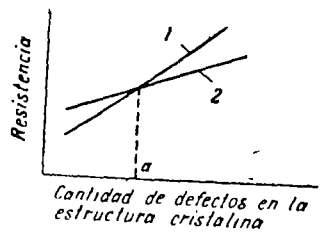


Fig. 37. Esquema de la resistencia de la red cristalina al cizallamiento y ruptura en función de la densidad de dislocaciones:
 1—resistencia al cizallamiento;
 2—resistencia a la ruptura.

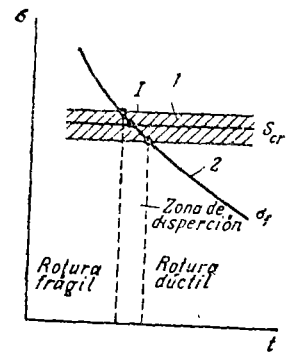


Fig. 38. Esquema que explica la rotura frágil y dúctil del cuerpo en función de la temperatura:
 1—resistencia a la ruptura;
 2—límite de fluencia.

aumenta la resistencia del metal (véase la pág. 104). Sobre todo frenan fuertemente el movimiento de las dislocaciones los bordes de los granos y bloques, así como las partículas de las distintas inclusiones. El aumento de la resistencia generalmente va acompañado de la disminución de la plasticidad y el metal se hace frágil. La elevada tendencia de los materiales de alta resistencia a la rotura frágil se puede explicar en primera aproximación porque con el aumento de la cantidad de defectos de la estructura cristalina (fig. 37) la resistencia al cizallamiento (τ_{cr}) crece en un grado mayor que la resistencia a la rotura (S_{cr}). La cantidad de defectos no debe ser superior a una magnitud a , porque en caso contrario la rotura del metal será frágil sin que vaya precedido de deformación plástica. El hecho de que el metal se hace frágil, puede ser la causa de la rotura frágil repentina de la pieza, frecuentemente a cargas relativamente pequeñas. Sin embargo, es necesario señalar que para una resistencia dada la plasticidad depende de muchos factores.

Algunos metales con red cristalina cúbica centrada o hexagonal, en particular el hierro, cromo, molibdeno, wolframio, zinc y otros, tienen una gran tendencia a la rotura frágil al disminuir la temperatura. Este fenómeno se llama fragilidad en frío. La fragilidad en frío se puede explicar según el esquema de A. F. Ioffe (fig. 38).

La disminución de la temperatura, sin variar la magnitud del límite de rotura S_{cr} , aumenta considerablemente la resistencia a la deformación plástica σ_f . Por eso, los metales, que son plásticos a temperatura ambiente, a bajas temperaturas pueden romperse en forma frágil. En las condiciones señaladas la resistencia a la rotura S_{cr} se alcanza a tensiones menores que el límite de fluencia.

El punto T de intersección de las curvas σ_f y S_{cr} , corresponde a la temperatura de transición del metal de la rotura dúctil a la rotura frágil y viceversa, a la temperatura crítica de fragilidad (véase la pág. 94). Mientras mayor es el límite de rotura S_{cr} , menor es la tendencia del metal a la rotura frágil, es decir, menor es la temperatura de transición del metal o su aleación del estado dúctil al frágil. La tendencia a la rotura frágil crece al aumentar la velocidad de deformación y al aumentar las dimensiones de la pieza (factor de escala). Cuanto mayor es el grano, tanto menor es la resistencia a la rotura y, por lo tanto, mayor es la temperatura de transición del metal al estado frágil. Mientras más puro es el metal, por ejemplo, wolframio o molibdeno, menos tiende a la rotura en frío¹.

La entalladura conduce a una distribución irregular de las tensiones, formando concentraciones de tensiones², (fig. 39). La distribución irregular de las tensiones a veces aumenta la resistencia a la deformación plástica, pero siempre disminuye la plasticidad. En los materiales de alta resistencia y frágiles la entalladura disminuye la resistencia. Mientras más aguda es la entalladura, mayor es su influencia en las propiedades mecánicas del metal. Por eso la acción de la entalladura se debe referir a los factores que favorecen al paso del metal al estado frágil.

En conclusión señalemos que la resistencia del metal lograda en las construcciones (resistencia de construcción) se determina no sólo por las propiedades del material, sino que también por el carácter de la construcción, el nivel tecnológico y las condiciones de explotación. En la resistencia constructiva ejercen gran influencia las dimensiones exteriores (factor de escala) y la complejidad de la forma de la construcción (carácter de los concentradores de tensiones), la existencia de tensiones residuales tecnológicas,

¹ Son sobre todo dañinas tales impurezas como el oxígeno, nitrógeno, hidrógeno y carbono.
² Por eso todas las entalladuras posibles, orificios, transiciones, etc., se llaman concentradores de tensiones.

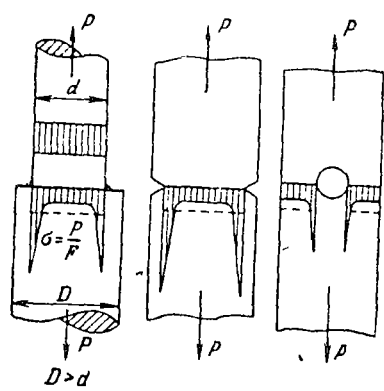


Fig. 39. Diagramas de las tensiones de tracción al existir diferentes concentradores de tensiones.

el estado de la superficie (limpieza de elaboración, tipo de recubrimiento galvánico, descarbonización del acero, etc) como también el medio en que ésta funciona. Por eso la resistencia constructiva puede ser elevada solamente como resultado de un conjunto de medidas metalúrgicas, tecnológicas y constructivas.

La ausencia de una ligazón unívoca entre las propiedades mecánicas del material y la resistencia constructiva, se manifiesta con frecuencia al emplear materiales de alta resistencia.

4. Propiedades mecánicas determinadas durante las pruebas estáticas

A las pruebas estáticas se refieren las pruebas de alargamiento, a compresión, de torsión, de flexión y de dureza.

Las pruebas estáticas permiten determinar las propiedades elásticas, la resistencia a las pequeñas y grandes deformaciones plásticas, a la rotura, como también la aptitud a la deformación plástica (plasticidad).

En el proceso de pruebas el metal se encuentra bajo la acción de esfuerzos tangenciales y de tracción (normales). Con la ayuda de los esfuerzos tangenciales se puede determinar la posibilidad del desarrollo de la deformación plástica que finaliza con la rotura dúctil. Las tensiones norma-

les, por el contrario, facilitan la rotura frágil del metal por desprendimiento.

Los distintos estados de tensión que surgen durante uno u otro método de pruebas estáticas, se ha aceptado valorar con un coeficiente de rigidez

$$\alpha = \frac{\tau_{max}}{\sigma_{max}}$$

donde τ_{max} es el esfuerzo tangencial máximo, σ_{max} la máxima tensión normal (de tracción) reducida.

Mientras mayor es el valor de los esfuerzos de tracción σ_{max} en comparación con los esfuerzos tangenciales, menor es el valor de α y más rigurosa es la prueba. El ensayo de alargamiento es más riguroso ($\alpha = 0,5$) en comparación con la prueba de torsión ($\alpha = 0,8$) y el más suave es el ensayo a compresión ($\alpha = 2,0$).

Sin embargo, es necesario tener en cuenta que la rigidez de la prueba está determinada no sólo por el coeficiente α , sino que también por las propiedades del material que se está experimentando. Así, por ejemplo, para la mayoría de los aceros y aleaciones no ferrosas deformables que poseen una alta plasticidad, el ensayo de alargamiento es suave, mientras que para el hierro colado de baja plasticidad y las aleaciones de fundición a base de aluminio la prueba es rígida y conduce a la rotura por separación brusca.

Ensayo de tracción (alargamiento). Este tipo de ensayo ha obtenido amplia difusión para los aceros de construcción, metales no ferrosos y sus aleaciones. En las especificaciones para el acero de construcción y muchos metales no ferrosos y sus aleaciones, como regla general, se prevén las exigencias a las propiedades mecánicas, obtenidas durante los ensayos de tracción.

Para el ensayo de tracción se usan muestras standard (principalmente de sección circular o rectangular). Las máquinas de ensayo tienen un aparato que dibuja el diagrama de tracción, es decir, la variación de la longitud de la muestra en función del esfuerzo aplicado.

En la fig. 40. a se muestra un diagrama de tracción para los aceros de bajo contenido de carbono. Al comienzo del ensayo, cuando las cargas aplicadas son relativamente pequeñas, la elongación de la muestra es proporcional a la carga. La ley de proporcionalidad es válida hasta cierta carga P_{pr} .

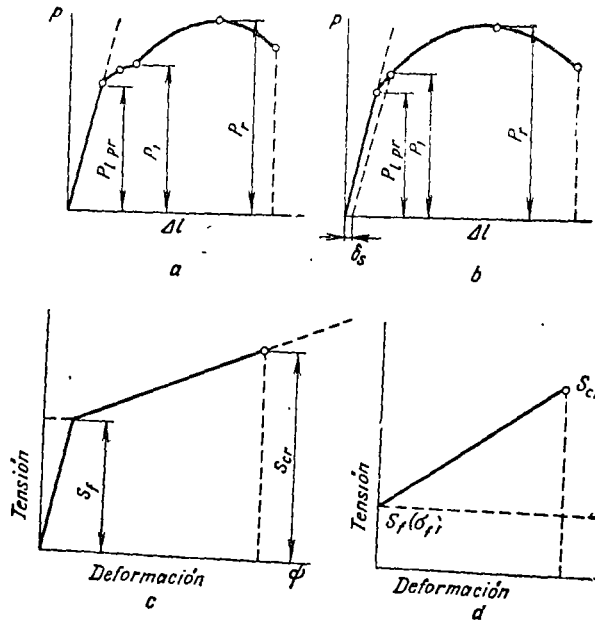


Fig. 40. Diagramas de tracción de las tensiones convencionales (a, b) y reales (c, d).

La tensión, calculada para esta carga por el área inicial de la sección transversal de la muestra, es

$$\sigma_{pr} = \frac{P_{pr}}{F_0} \text{ MN/m}^2 (\text{kgf/mm}^2)$$

y se denomina límite de proporcionalidad.

Se llama límite convencional de proporcionalidad la tensión con que la divergencia de la dependencia lineal entre las tensiones y las deformaciones alcanza una magnitud determinada, caracterizada por la tolerancia establecida por las especificaciones; por ejemplo, hasta el aumento de la tangente del ángulo formado por la tangente a la curva de tensiones el eje de tensiones en 10 (σ_{pr10}), 25 (σ_{pr25}) o 50% (σ_{pr50}) de su valor primitivo.

Las tensiones que no sobrepasan el límite de proporcionalidad prácticamente producen sólo deformaciones elásticas; es decir, deformaciones que desaparecen después de que la carga deja de actuar. Por eso, frecuentemente el límite de proporcionalidad es igualado al límite de elasticidad. Esto

es exactamente correcto, pero para muchos casos prácticos es aceptable. Frecuentemente el límite de elasticidad es determinado como la tensión, bajo la cual la deformación remanente alcanza una magnitud determinada, por ejemplo, 0,01 ($\sigma_{0,01}$), 0,03 ($\sigma_{0,03}$) ó 0,05% ($\sigma_{0,05}$) del valor inicial de la longitud de la muestra.

El límite de elasticidad es una característica muy importante del metal, que determina su resistencia a una pequeña deformación plástica. Muchas piezas, principalmente en la construcción de maquinaria de precisión, y los resortes se calculan de tal modo que las tensiones de servicio en ellas no sobrepasen el límite de elasticidad.

Al sobrepasar la carga el límite de proporcionalidad P_{pr} se altera la dependencia lineal entre la carga y el alargamiento de la muestra. En el diagrama de tracción la línea recta pasa a ser curva. A una determinada carga, en el diagrama se suele observar una superficie horizontal, que indica que el metal fluye (se alarga), sin que haya aumentado la carga.

La tensión que corresponde a la carga P_f se denomina límite de fluencia:

$$\sigma_f = \frac{P_f}{F_0} \text{ MN/m}^2 (\text{kgf/mm}^2).$$

Por lo tanto, el límite de fluencia determina la tensión mínima bajo la cual la muestra se deforma (fluye) sin un aumento notorio de la carga.

La deformación de la superficie de fluencia con más frecuencia se puede observar al experimentar el hierro.

La mayoría de los investigadores explican la formación de la superficie de fluencia por el hecho de que a determinada tensión, de un valor suficientemente alto, se destruyen las capas que existen en el metal alrededor del grano, constituidos por componentes frágiles y duros y que impiden el desarrollo de la deformación plástica. Después de la destrucción de dichas capas se produce una deformación intensa sin un aumento de la carga.

En los últimos tiempos, la formación de la superficie de fluencia es relacionada con el proceso de frenado del movimiento de las dislocaciones. En el hierro que se emplea en la técnica siempre hay una pequeña cantidad de carbono cuyos átomos se agrupan cerca de las dislocaciones (nubes de Cottrell) dificultando su movimiento. Las tensiones en el material durante su deformación crecen hasta que las dislocaciones se desprenden de la nebulosa de

Cottrell y se ponen en movimiento fácilmente a un esfuerzo de deformación poco considerable.

La mayoría de los metales no tienen una superficie de fluencia claramente expresada. La curva en el diagrama de tracción pasa suavemente de una zona elástica a una que caracteriza la deformación plástica (fig. 40, b). En este caso el límite de fluencia convencional se determina como la tensión a la cual la muestra obtiene un alargamiento remanente igual a 0,2% de la longitud inicial calculada ($\sigma_{0,02}$).

El límite de fluencia, por el hecho de que se determina con facilidad, se elige frecuentemente como índice de resistencia mecánica y para el cálculo de las tensiones admisibles en la construcción de maquinaria.

Las magnitudes σ_{pr} y σ_r caracterizan la resistencia a pequeñas deformaciones plásticas. Un aumento ulterior de la carga produce una deformación plástica más considerable en todo el volumen del metal; la tensión que corresponde a la carga máxima que precede a la destrucción de la muestra se denomina límite de ruptura:

$$\sigma_r = \frac{P_r}{F_0} \text{ MN/m}^2 (\text{kgf/mm}^2).$$

En los metales plásticos, a partir de la tensión que corresponde a la magnitud σ_r , la deformación se concentra en una sola región. En la muestra aparece un estrechamiento local de la sección transversal, el así llamado cuello. La tensión disminuye, y en un determinado momento la muestra se destruye. Por lo tanto, para los metales plásticos el límite de rotura caracteriza la resistencia del metal a considerables deformaciones plásticas; para el estado frágil la magnitud de límite de rotura caracteriza la resistencia a la rotura.

En los ensayos de tracción se determinan además las características de plasticidad: el alargamiento relativo y la constricción (estrechamiento) relativa.

El alargamiento relativo (δ), por el cual se entiende la relación del incremento de la longitud de la muestra después de la rotura a su longitud inicial calculada l_0 se expresa en %:

$$\delta = \frac{l - l_0}{l_0} \cdot 100\%,$$

donde l es la longitud de la muestra después de la rotura.

Por constricción relativa ψ se entiende la relación entre la disminución de la sección transversal de la muestra destruida y el área inicial de la sección transversal, expresada en %:

$$\psi = \frac{f_0 - f}{f} \cdot 100\%.$$

Tensiones reales. Al determinar σ_{pr} , σ_t , σ_r , sus respectivos esfuerzos P_{pr} , P_t , P_r , se referían al área inicial de la sección transversal de la muestra f_0 . Por eso, en el diagrama de tracción (véase la fig. 40, a y b) no se consideró la disminución considerable de la sección transversal de la muestra de metales plásticos a tensiones superiores al límite de fluencia, sobre todo durante la formación de la garganta (cuello).

Una relación más exacta entre la deformación de la probeta y la tensión real se muestra en los diagramas de tensiones reales. Estos diagramas se construyen en las coordenadas: tensiones normales reales S y constricción de la sección transversal ψ .

La tensión real S se calcula dividiendo la carga efectiva en un momento determinado entre el área de la sección transversal que la muestra tenía en ese instante. La deformación se valora en este caso por la constricción relativa, que se calcula para cada instante de carga respectivamente.

En la fig. 40, c se muestra el diagrama de tensiones reales. En el diagrama el límite de fluencia se designa por S_f (σ_f), la tensión de rotura S_{cr} . Las magnitudes ψ y S_{cr} para los metales frágiles que se rompen sin una deformación plástica considerable, son prácticamente iguales.

Para los metales plásticos el valor de S_{cr} siempre es mayor que σ_r . Como se puede observar de la fig. 40, c el diagrama de tensiones reales tiene dos secciones rectilíneas que corresponden a las deformaciones elástica y plástica. Teniendo en cuenta que el papel de la deformación plástica es muchísimo mayor que el de la elástica, con frecuencia se considera que la sección del diagrama correspondiente a la deformación elástica coincide con el eje de ordenadas y entonces el diagrama de tensiones reales toma la forma representada en la fig. 40, d.

Para los materiales que son frágiles durante los ensayos de tracción, se emplean los ensayos estáticos a compresión (por ejemplo, para el hierro colado), a la torsión (por

ejemplo para aceros templados para herramientas y construcciones) y de flexión para piezas de fundición de hierro maleable y gris (véase la pág. 352).

5. Dureza de los metales

Se llama dureza las propiedades del material de ejercer resistencia a la deformación plástica (raramente a la fractura frágil) durante la indentación.

La medición de la dureza, debido a la rapidez y sencillez del ensayo y a la posibilidad de juzgar sobre las propiedades de la pieza sin necesidad de su destrucción, ha obtenido amplia aplicación para el control de la calidad del metal y de las piezas metálicas. Existe una relación determinada entre la dureza del material y su límite de fluencia o su resistencia.

Determinación de la dureza Brinell. Este método se fundamenta en que en la superficie plana del metal se produce bajo una carga constante P , la penetración de una bola dura de acero de 2,5, 5 ó 10 mm de diámetro (fig. 41, a). Después de que la carga deja de actuar en el metal queda una huella (muesca).

El número de dureza Brinell HB representa la relación entre la carga, aplicada a la bola, y la superficie de la huella obtenida. Si la superficie F de la huella se expresa por medio del diámetro D de la bolita y el diámetro d de la huella, entonces el número de dureza Brinell se puede determinar por la fórmula

$$HB = \frac{2P}{\pi D (D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$

El diámetro D de la bola y la carga P se eligen en dependencia de la composición del metal, la dureza y el grosor de la muestra a experimentar.

Al ensayar el acero y el hierro colado se toma una carga $P = 30 D^2$, al ensayar el cobre y sus aleaciones $P = 10 D^2$ y al experimentar metales muy blandos (aluminio, babbitt y otros) $P = 2,5 D^2$.

Prácticamente para la determinación de la dureza se mide el diámetro d de la muesca, y por éste se halla el número de dureza en tablas especiales.

El método Brinell no se recomienda emplear para metales que poseen una dureza superior a 450 HB , puesto que la bolita puede deformarse, lo que alteraría los resultados del ensayo.

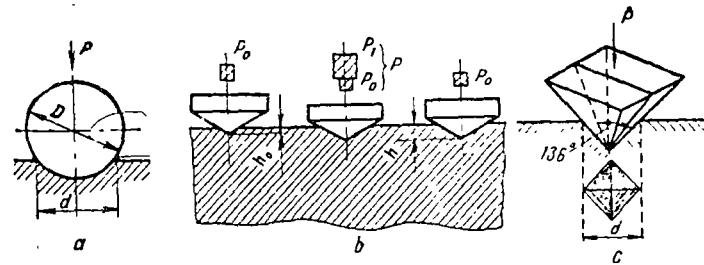


Fig. 41. Esquema de determinación de la dureza Brinell (a), en el instrumento de Rockwell (b) y la indentación de una pirámide de diamante (c) por el método de Vickers.

Determinación de la dureza Rockwell. A diferencia del método Brinell, la dureza se mide no por el diámetro de la huella sino por su profundidad.

Como punta se emplea un cono de diamante con un ángulo del vértice de 120° , o bien, una bola de acero templada con un diámetro de 1,5875 mm. El cono de diamante se emplea para el ensayo de metales duros, y la bola, para metales blandos.

La indentación del cono y la bola se efectúa con auxilio de dos cargas que actúan en forma consecutiva: la preliminar P_0 es igual a 100 N (10 kgf) y la fundamental P_1 , igual a 900 N (90 kgf) para la bola (escala B), 1400 N (140 kgf) para el cono de diamante¹ (escala C) y 500 N (50 kgf) para el cono de diamante al ensayar materiales muy duros y de menor grosor (escala A).

La dureza Rockwell se mide en unidades convencionales. Por unidad de dureza se ha aceptado la magnitud que corresponde al desplazamiento axial de la punta a 0,002 mm. El número de dureza Rockwell HR en este caso corresponderá:

al medir en las escalas A y C, a

$$HR = 100 - e;$$

al medir en las escalas B y C

$$HR = 130 - e.$$

La magnitud e se determina por la siguiente fórmula (fig. 41, b):

$$e = \frac{h - h_0}{0,002}$$

¹ La carga total se compone de la preliminar y la suplementaria.

donde h_0 es la profundidad de la penetración de la punta en el material que se ensaya bajo la acción de la carga P_0 ;

h , la profundidad de penetración de la punta en el material que se ensaya bajo la acción de la carga total P , que se mide después de quitar la carga principal P_1 , dejando la carga preliminar P_0 .

La magnitud de la dureza se mide por el indicador del aparato. La dureza Rockwell se designa 75 HRA, 60 HRC, etc. Las cifras indican la dureza en la escala correspondiente (A, C o B); el método Rockwell, gracias a la sencillez y rapidez de medición, la alta exactitud y pequeña dimensión de la huella en la superficie que se experimenta, ha obtenido un amplio empleo en la industria.

Determinación de la dureza por indentación con una pirámide de diamante (método Vickers). Este método se emplea ampliamente para la determinación de la dureza de piezas de pequeño espesor y de capas superficiales finas que poseen alta dureza (cementadas, nitruradas, etc.). La dureza se determina por la indentación en la superficie a experimentar (rectificada e incluso pulida), de una pirámide tetragonal de diamante (con un ángulo en el vértice de 136°); la huella obtenida tiene forma de rombo (fig. 41, c).

La dureza Vickers (HV) es la razón entre la carga aplicada a la pirámide (P) y la superficie de la huella. El número de dureza (HV) se determina por la fórmula

$$HV = \frac{2P \operatorname{sen} \frac{\alpha}{2}}{d^2} = 1,8544 \frac{P}{d^2},$$

donde P es la carga que actúa sobre la pirámide (5, 10, 20, 30, 50, 100 ó 120 kgf);

α , el ángulo entre las caras opuestas de la pirámide ($\alpha = 136^\circ$);

d , el promedio aritmético de dos diagonales de la huella en mm, medidas con un microscopio especial después de que la carga deja de actuar.

La magnitud de la carga se elige en dependencia de las dimensiones de la muestra y la dureza del metal. Cuanto más delgado sea el material, tanto menor debe ser la carga. La dureza Vickers se determina con ayuda de tablas especiales según la magnitud medida de d (diagonal de la huella). Los números de dureza Vickers y Brinell tienen una misma dimensionalidad, y para los materiales que tie-

nen una dureza de cerca de 400 unidades, coinciden. Si la dureza es mayor los números de dureza Vickers son superiores a los números de dureza Brinell.

Microdureza. La determinación de la microdureza se emplea para caracterizar capas sumamente delgadas, piezas de pequeñas dimensiones e incluso algunos componentes estructurales de las aleaciones. El aparato para determinar la microdureza reúne en sí un mecanismo para la indentación de la pirámide de diamante bajo la acción de una pequeña carga y un microscopio metalográfico. En la superficie a ensayar se indenta una pirámide de diamante. El número de dureza (H) se determina por la fórmula¹

$$H = 1,8544 \frac{P}{d^2},$$

P es la carga, en (N) g;

d , la diagonal de la huella, en μm .

Las muestras para las mediciones deben ser preparadas de la misma manera que las microsecciones metalográficas.

6. Propiedades mecánicas, determinadas durante las pruebas dinámicas

Las pruebas dinámicas de flexión por choque revelan la tendencia del metal a la rotura frágil. Comúnmente se experimentan probetas con entalla (fig. 42, c).

La probeta se coloca en la máquina de pruebas de resiliencia de péndulo sobre dos apoyos de tal modo que el golpe del péndulo tenga lugar justamente en la parte de la entalla. El péndulo de masa G es elevado a una altura h_1 . Al caer, éste destruye la probeta y se eleva a la altura h_2 . El trabajo realizado en la destrucción de la probeta es igual a

$$A_1 = Gl (\cos \alpha_1 - \cos \alpha_2) \text{ MJ (kgf} \cdot \text{m)},$$

donde l es la longitud del péndulo, en m;

α_1 , el ángulo de alza del péndulo antes del golpe;

α_2 , el ángulo de alza del péndulo después de la destrucción de la probeta.

El ángulo de alza inicial del péndulo es una magnitud constante, pero el ángulo de ascenso del péndulo después

¹ Al símbolo H a veces se le añade un subíndice que indica la magnitud de la carga en gramos. Por ejemplo, $H_{50} = 220$.

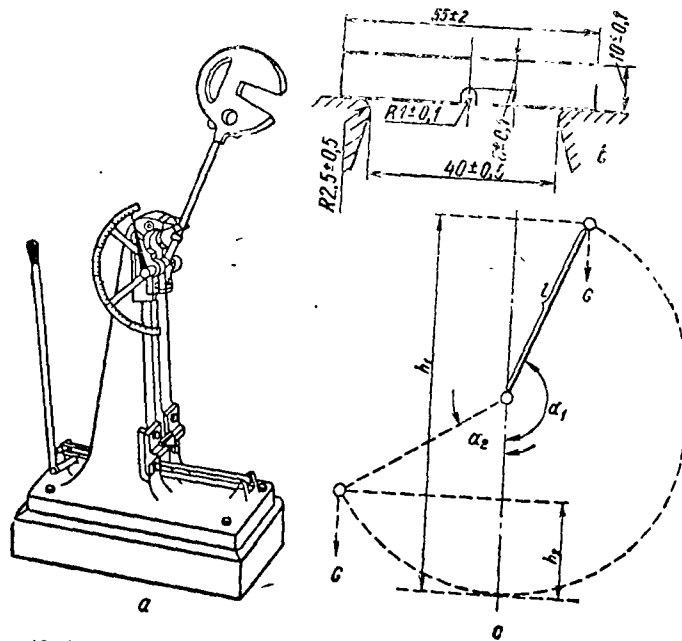


Fig. 42. Esquema de ensayo al choque:
a—martinete de ensayo al choque; b—probeta para el ensayo; c—esquema ensayo.

de la destrucción de la probeta se determina por una escala especial que existe en la máquina de péndulo. Para determinar el trabajo A_1 por la fórmula dada más arriba se emplean tablas especiales en las cuales para cada valor de α_2 se indica la magnitud del trabajo de choque A_1 . Conociendo el trabajo de destrucción de la probeta A_1 , puede determinarse la magnitud de la resiliencia

$$a_1 = \frac{A_1}{f} \text{ MJ/m}^2 (\text{kgf} \cdot \text{m/cm}^2),$$

donde f es el área de la sección transversal de la probeta en el lugar donde está la entalla, antes del ensayo (cm^2).

Durante los ensayos al choque la rotura puede ser frágil o dúctil. La rotura frágil tiene lugar por desprendimiento y no va acompañada de deformación plástica notable; la fractura en este caso es cristalina, brillante (fig. 43, a). En el caso de rotura dúctil la fractura es fibrosa, de color mate-

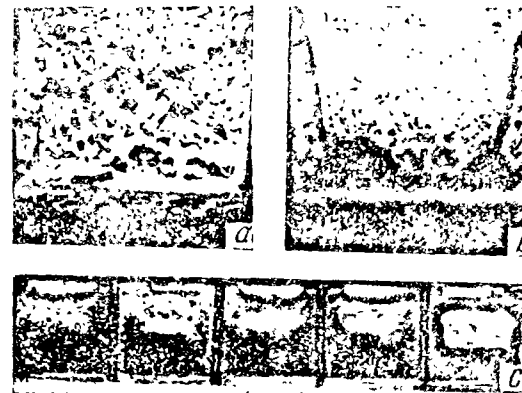


Fig. 43. Tipos de fractura después del ensayo al choque.

te-gris (fig. 43, b); la rotura va precedida de una deformación plástica considerable. Frecuentemente se pueden observar fracturas mixtas, con zonas cristalinas (claras) y fibrosas (fig. 43, c).

Los ensayos al choque son los más rígidos y conducen a la rotura frágil. En las fábricas, los ensayos al choque generalmente se realizan a temperatura ambiente, considerando, que las condiciones de ensayo no son menos rígidas que las condiciones de explotación.

Los metales quebradizos en frío (por ejemplo, el hierro y sus aleaciones), para la determinación de la temperatura crítica de fragilidad (umbral de fragilidad en frío), se someten a ensayos en serie (los ensayos al choque se efectúan en una serie de probetas a varias temperaturas descendentes (fig. 44).

En la fig. 44, a la temperatura que corresponde al paso del metal de la rotura dúctil a la frágil (umbral de fragilidad en frío) viene designada con T_{fr} .

Comúnmente, en la curva de resiliencia — temperatura se observa un paso paulatino del estado dúctil al frágil (fig. 44, b), es decir, hay un intervalo crítico de temperatura de fragilidad. Por esta razón, se distinguen los límites del intervalo crítico superior (T_s) e inferior (T_1). Mientras mayor es la temperatura crítica de fragilidad, mayor es la tendencia del metal a la fragilidad en frío.

Para las piezas que desempeñan un papel de importancia, que soportan durante el trabajo cargas dinámicas consi-

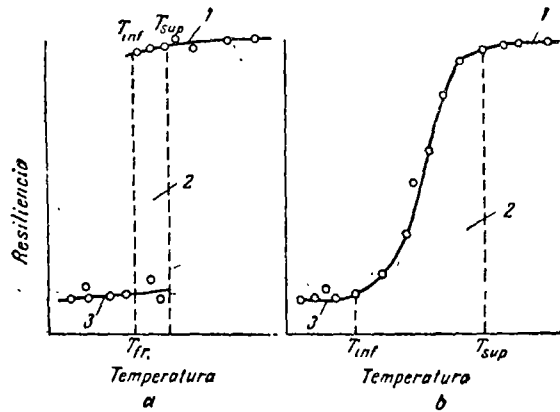


Fig. 44. Dos tipos de paso de la rotura dúctil a la frágil al variar la temperatura de ensayo: a—brusco; b—suave; 1—fractura dúctil; 2—fractura combinada; 3—fractura frágil.

derables, como temperatura crítica de fragilidad frecuentemente se toma la temperatura a la cual en la fractura surgen zonas cristalinas, a pesar de que la resiliencia puede conservar un valor todavía muy alto (véase la fig. 43, c).

La resiliencia disminuye bruscamente, mientras que el umbral de fragilidad en frío aumenta con el aumento del tamaño del grano y con la aparición de componentes frágiles en los bordes del grano. Es característico que estos cambios estructurales que disminuyen bruscamente la resiliencia, no influyen esencialmente en las propiedades mecánicas, que se determinan en las pruebas estáticas.

La mayoría de las aleaciones no ferrosas deformables (aluminio, cobre y muchas de sus aleaciones) no es recomendable someterlas a pruebas de choque, puesto que a todas las temperaturas el paso del metal al estado frágil no se observa.

Tampoco existe la necesidad de someter a pruebas de choque a muchas aleaciones coladas (hierro colado, aleaciones fundidas a base de aluminio y de magnesio), que durante las pruebas corrientes estáticas de tracción, tienen rotura frágil.

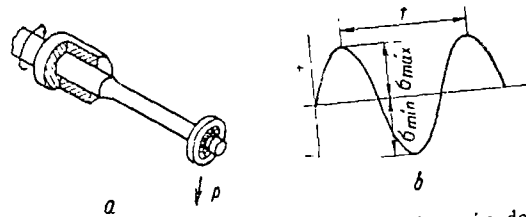


Fig. 45. Esquema de fijación de la probeta y aplicación de las fuerzas durante las pruebas de fatiga (a) y diagrama de la variación cíclica de la tensión (b).

7. Propiedades mecánicas a cargas variables

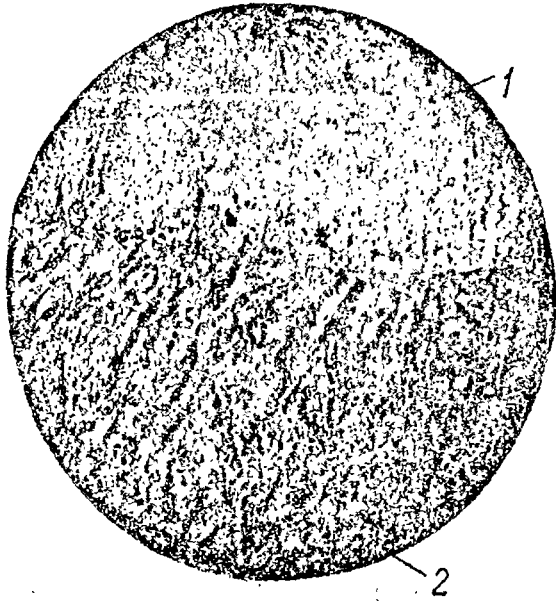
Muchos elementos de máquinas trabajan en condiciones cuando las tensiones cambian en magnitud y signo (fig. 45, b).

El metal que soporta durante el trabajo cargas variables repetidas y sobre todo de signo variable [tracción (+ σ) y compresión (- σ)], se destruyen a una tensión cuyo valor es inferior no sólo al límite de rotura σ_r , sino que también al límite de fluencia σ_f .

La destrucción del metal bajo la acción de tensiones repetidas o alternativas se llama fatiga del metal y su propiedad de resistencia a la destrucción por fatiga, se denomina resistencia a la fatiga.

Como resultado de la rotura por fatiga surge una fractura característica compuesta de dos zonas (fig. 46). La primera zona posee una superficie lisa y se denomina zona de fatiga (1). La formación de esta zona transcurre en forma paulatina. Al principio, en la parte más débil de la sección se forma una microgrieta (grieta de fatiga), que se desarrolla en macrogrieta como resultado de una repetida acción de la carga sobre el metal. Después de que la grieta de fatiga ocupa una parte considerable de la sección, tiene lugar la rotura en la segunda parte de la sección. La segunda zona, en los metales frágiles tiene una estructura cristalina gruesa, y en los metales dúctiles posee una estructura fibrosa. Esta zona se denomina fractura remanente (2).

La grieta generalmente se forma en la superficie, donde se concentran las tensiones máximas y la rotura ocurre en la superficie de acción de las tensiones máximas de tracción.



46. Fractura por fatiga.

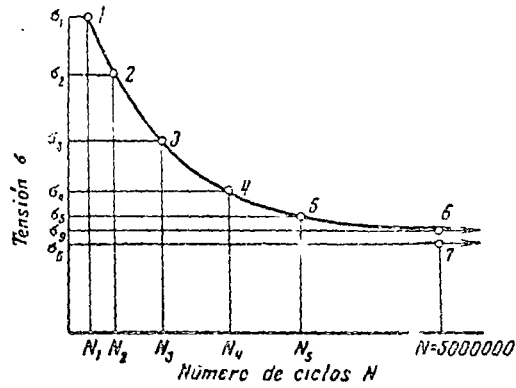


Fig. 47. Diagrama de fatiga (número de ciclos, que conducen a la ruptura, en función de la magnitud máxima de la tensión).

Para la determinación del límite de fatiga se prueban no menos de seis probetas. La primera probeta se experimenta a una tensión σ , que para el acero es igual a $0,6 \cdot \sigma_T$. Con esto, se determina el número de ciclos N que ocasiona la destrucción de la probeta. Para la segunda probeta y para las posteriores la tensión es σ_2, σ_3 , etc., cada vez es disminuida o aumentada en 20 ó 40 MN/m² (2 ó 4 kgf/mm²) en dependencia del número de ciclos que ocasiona la destrucción de la primera probeta.

Los resultados de los ensayos se llevan a un diagrama con coordenadas tensión σ — número de ciclos N en escala proporcional o logarítmica (fig. 47). La zona horizontal, es decir, la tensión máxima que no ocasiona la destrucción a un número infinito de variaciones de la carga, corresponde al límite de fatiga.

El límite de fatiga depende de las dimensiones de la probeta, de los concentradores de tensiones (por ejemplo, redondeos, entalladuras en las probetas, etc.), del grado de limpieza de su superficie y de la influencia de la corrosión.

Con el aumento de las dimensiones de la probeta, disminuye el límite de fatiga. La existencia de concentradores de tensiones en la probeta (piezas) baja bruscamente el límite de fatiga. Cuanto más minuciosa es la elaboración de la superficie de la probeta, tanto mayor es el límite de fatiga. La corrosión disminuye considerablemente el límite de fatiga.

La resistencia a la fatiga se caracteriza por el límite de fatiga, es decir, por la mayor tensión que puede soportar el metal sin destruirse al cambiar de signo la tensión a un número grande dado en las especificaciones). El límite de fatiga de las probetas de acero se determina en base a 5 millones de ciclos, y en las probetas de aleaciones coladas ligeras en base a 20 millones de ciclos. Numerosas investigaciones demostraron que el metal puede soportar semejante número de ciclos sin destruirse, entonces él puede soportar la misma tensión a un número mayor de variaciones de la tensión. El límite de fatiga comúnmente se determina en una probeta giratoria con aplicación de una carga de flexión que ocasiona el surgimiento de tensiones alternativas (tracción — compresión) por un ciclo simétrico $\sigma_{max} = \sigma_{min}$. En fig. 45, a se muestra un esquema de principio del ensayo de una probeta empotrada y el gráfico de carga cíclica.

Es de gran importancia que el endurecimiento superficial de los elementos de las máquinas (endurecimiento por cromo, nitruración, cementación, etc.) aumenta el límite de fatiga y disminuye considerablemente la acción negativa de los concentradores de tensiones.

El ensayo de fatiga, que se realiza con las probetas, no da una idea completa sobre la resistencia de los elementos de las máquinas, dado que no refleja la diversa acción a que está sometido el metal durante el proceso de fabricación de las piezas y su ulterior trabajo en las máquinas.

Una noción real sobre el límite de fatiga en las condiciones de explotación, se puede obtener al efectuar los ensayos en probetas que tienen la forma de las piezas.

8. Propiedades mecánicas a temperaturas elevadas y métodos de su ensayo

Muchas piezas de las máquinas modernas (motores de aviación, motores de reacción, cohetes, turbinas, calderas etc.) funcionan en condiciones de altas temperaturas. El aumento de la temperatura influye fuertemente en todas las propiedades mecánicas, disminuye el módulo de elasticidad (a cuenta de la disminución de las fuerzas de interacción atómica), y los límites de fluencia y de rotura. En el caso de carga constante y de larga duración, que se usa a temperaturas elevadas, se observa un lento aumento de la deformación plástica, a tensiones inferiores a aquellas que pueden ocasionar deformación residual en pruebas de duración común.

La propiedad de los metales de deformarse plásticamente en forma lenta e ininterrumpida bajo la acción de una carga de magnitud constante a altas temperaturas se denomina arrastre (fluencia de arrastre o fluencia lenta).

La resistencia al arrastre se caracteriza por un límite convencional de arrastre bajo carga continua, por el que se entiende la tensión máxima constante de larga duración a la temperatura dada, que provoca la velocidad dada de arrastre (por ejemplo 1% en el transcurso de 100 h, ó 1% en 100 000 h) o bien la deformación total dada en el transcurso de un tiempo determinado (por ejemplo, 10⁻² % en una hora ó 10⁻⁵ % por hora).

Un desarrollo considerable del arrastre puede conducir a la destrucción del metal. La tensión que provoca la destrucción a altas temperaturas en el tiempo dado, se denomina resistencia duradera.

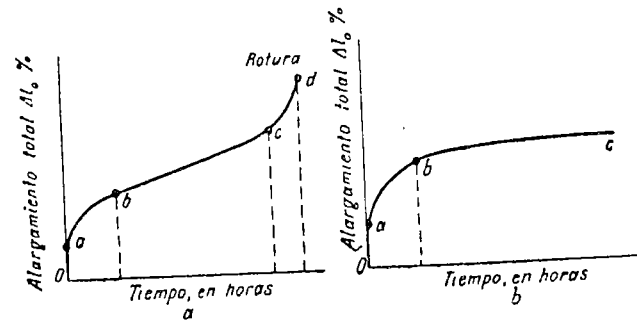


Fig. 48. Curvas de arrastre a altas temperaturas (a) y bajas (b).

Los metales que se emplean para el trabajo a altas temperaturas deben poseer resistencia al arrastre y resistencia duradera. La resistencia del metal al arrastre y a la rotura en el campo de altas temperaturas, cuando la carga actúa durante largo tiempo, se llama piroresistencia o resistencia a altas temperaturas.

Los ensayos de corta duración a la tracción durante el calentamiento se emplean en aquellos casos cuando la pieza trabaja a altas temperaturas un pequeño lapso de tiempo, o cuando la temperatura elegida de trabajo no es muy alta y el arrastre en este caso se desarrolla insignificamente.

Los ensayos de corta duración se realizan de modo semejante a las pruebas de tracción a temperatura ambiente, pero la probeta se coloca en un horno.

Las propiedades mecánicas a altas temperaturas dependen de la velocidad de tracción de la probeta. Con el aumento del tiempo de ensayo hasta la rotura, la resistencia y la fluencia disminuyen, pero la plasticidad puede aumentar o disminuir, lo que está relacionado con el desarrollo de las microgrietas.

La prueba de arrastre se efectúa para determinar el límite de fluencia lenta. Para ello se emplean instalaciones especiales, en las cuales la probeta, colocada en un horno eléctrico y calentada hasta la temperatura dada, es sometida al efecto de una carga continua. La deformación de la probeta se mide con una exactitud de hasta 0,001 mm, con ayuda de un instrumento óptico o mecánico. A cada temperatura dada se ensaya un grupo de probetas bajo distintas cargas y, para cada una de ellas se construyen las curvas de elongación — tiempo (curvas de arrastre).

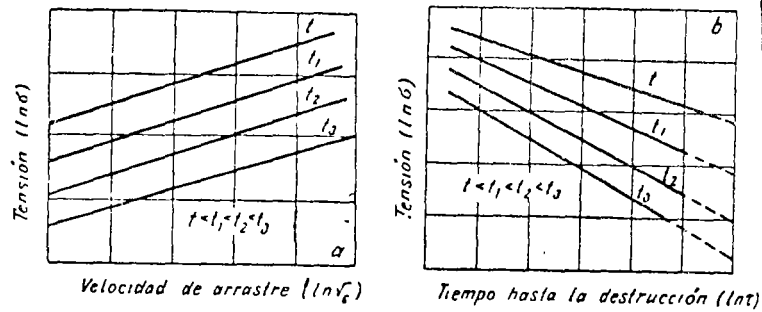


Fig. 49. Velocidad de arrastre (a) y tiempo transcurrido hasta la fractura (b) en función de la magnitud de las tensiones aplicadas para distintas temperaturas.

En las curvas de arrastre (fig. 48, a), se puede distinguir la zona *Oa* que corresponde a las deformaciones elástica y plástica producidas por la aplicación instantánea de la carga; luego está la zona *ab*, en la cual el metal se deforma a una velocidad no uniforme y desacelerada (fig. 48, a), y la zona *bc* (fig. 48, b), que caracteriza la velocidad uniforme de arrastre. La deformación final en dependencia de la tensión, temperatura y el material que se experimenta puede finalizar con la rotura (zona *cd*, fig. 48, a), o bien, el proceso de arrastre se desacelera paulatinamente y puede cesar por completo (fig. 48, b).

Para el acero, experimentado, por ejemplo, a 500° C, el comienzo del período de arrastre regular se alcanza después de las 700—1000 horas, y su duración es de 1000 horas.

La dependencia entre la velocidad uniforme de arrastre y la tensión aplicada en el sistema logarítmico de coordenadas tiene la forma de recta (fig. 49, a), cuyo ángulo de inclinación al eje de las abscisas se determina por la temperatura de ensayo.

Por la velocidad dada de deformación en el período de arrastre regular se puede determinar, por el diagrama, el límite convencional de arrastre bajo carga continua.

En este caso se puede determinar el límite convencional de arrastre bajo carga continua por la deformación total en un período de tiempo determinado. Este mismo diagrama permite determinar el límite físico de arrastre bajo carga continua, es decir, la tensión máxima para la cual la velocidad de arrastre es igual a cero.

La prueba de resistencia duradera se diferencia de la prueba de arrastre en que la probeta sometida a prueba se lleva hasta la destrucción.

Durante el proceso de experimentación se determina el tiempo necesario para la destrucción de la probeta a la temperatura y tensión constante dadas. En las coordenadas logarítmicas la dependencia entre la tensión y el tiempo hasta la destrucción es una línea recta (fig. 49, b), cuyo ángulo de inclinación al eje de las abscisas depende de la temperatura de prueba. Esto permite para una serie de aleaciones extrapolar las curvas construidas experimentalmente para 700—1000 horas a una duración significativamente mayor (10 000—100 000 horas).

En las pruebas mecánicas efectuadas a altas temperaturas se determinan igualmente la dureza y el límite de fatiga. *Relajación.* Relajación es la disminución espontánea de la tensión en la probeta bajo carga para un valor fijo de su deformación. La disminución de la tensión con el tiempo está relacionada con el hecho de que la deformación elástica producida por la tensión aplicada se transforma en deformación plástica.

El proceso de relajación tiene gran importancia práctica para tales piezas como los pernos de los acoplamientos de bridas, en los cuales al disminuir la tensión se elimina la apretura elástica, necesaria para garantizar la compacidad de las uniones, resortes, ballestas, aros del émbolo, discos, encajados apretadamente al árbol, etc. Por eso el material destinado para este tipo de piezas, es sometido a pruebas especiales de relajación.

Durante la prueba la probeta se carga hasta las tensiones $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$, etc., después de lo cual, durante un tiempo determinado, se observa la caída de la tensión y se determina la tensión final σ_r . La diferencia entre las tensiones primarias y finales ($\sigma_1 - \sigma_r, \sigma_2 - \sigma_r$, etc.) permite juzgar sobre resistencia del material a la relajación.

Se llama endurecimiento por deformación en frío el aumento de la resistencia y la disminución de la plasticidad del material como resultado de la deformación plástica en frío. El endurecimiento por deformación en frío está relacionado con la variación de la estructura del material durante su deformación.

El endurecimiento por deformación en frío del metal puede ser eliminado por calentamiento. En dependencia de la temperatura y el tiempo de calentamiento en el metal deformado en frío se producen diferentes por su carácter cambios, que se dividen en procesos de recuperación y de recristalización.

1. Influencia de la deformación plástica en frío sobre la estructura y propiedades de los metales

La deformación plástica de un metal policristalino transcurre análogamente a la deformación del monocristal por desplazamiento (deslizamiento) o por maclaje. La variación de la forma del metal durante la elaboración por presión transcurre como resultado de la deformación plástica de cada grano.

Variación de la estructura del metal durante la deformación plástica. Como resultado de los procesos de deslizamiento, los granos (cristalitas) cambian su forma y dimensiones. Como se puede ver de la fig. 50, antes de la deformación el grano tenía forma equiaxial. Después de la deformación como resultado de los desplazamientos por los planos de deslizamiento los granos se alargan en dirección de las fuerzas efectivas P (por ejemplo, en dirección del laminado o del trefilado), formando una estructura fibrosa (fig. 50, b). Al mismo tiempo con la variación de la forma

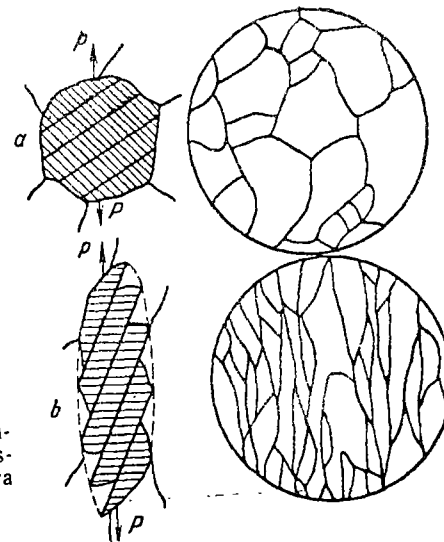


Fig. 50. Esquema de influencia de la deformación plástica en la microestructura del metal.

del grano, dentro de él tiene lugar la trituration de los bloques y un aumento del ángulo de desorientación entre ellos. El análisis por difracción de rayos X demuestra que después de la deformación los diferentes granos y bloques experimentan tensión elástica (tensiones residuales de II género).

Bajo la influencia de la deformación plástica se generan tensiones de III género o, en forma más exacta, deformaciones estáticas de la red cristalina, que representan desplazamientos caóticos de los átomos en distintas direcciones desde los nudos de los planos cristalográficos ideales.

Textura de deformación. A alto grado de deformación tiene lugar una orientación espacial preferencial de los granos de la red cristalina. La orientación regular de las cristalitas con respecto a los esfuerzos externos de deformación se denomina textura. El carácter de la textura depende del tipo de deformación (laminado, trefilado, etc.) y de la naturaleza del metal (aleación). La textura cristalográfica no debe ser confundida con la microestructura fibrosa. La fibrosidad algunas veces puede ir no acompañada de textura. Como resultado de la formación de textura tiene lugar la aparición de la anisotropía de las propiedades mecánicas y físicas.

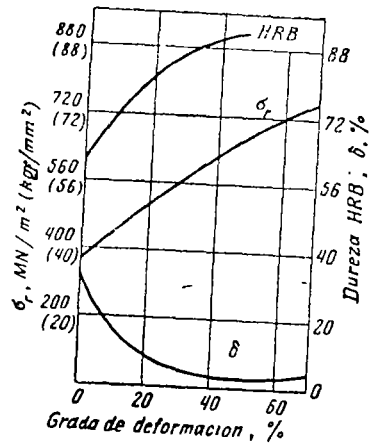


Fig. 51. Influencia de la deformación plástica en las propiedades mecánicas del acero pobre en carbono.

Endurecimiento por deformación en frío. Como se puede observar de la fig. 51, con el aumento del grado de deformación¹, se elevan las propiedades, que caracterizan la resistencia a la deformación (σ_r , σ_t , HB y otras), y disminuye la capacidad de deformación plástica (δ y ψ). Este fenómeno se denomina endurecimiento por deformación en frío. Durante el endurecimiento por deformación en frío la dureza (HB, HRC) y el límite de rotura (σ_r) pueden ser elevados en 1,5—3 veces y el límite de fluencia (σ_t) para ciertas aleaciones puede crecer en 4—5 veces. El alargamiento relativo, incluso para un grado no muy elevado de deformación disminuye bruscamente. La variación de las propiedades mecánicas durante el endurecimiento por deformación en frío está relacionado con la fragmentación de los bloques y con un aumento del ángulo de desorientación entre ellos, con el aumento de la densidad de dislocaciones fundamentalmente por los bordes de los bloques, como también con la formación de tensiones considerables de III género (deformaciones estáticas de la red). Todos estos defectos de la estructura cristalina dificultan el movimiento de las dislocaciones, y por lo tanto, aumen-

¹ El grado de deformación se determina por la fórmula $f = \frac{F_0 - F_1}{F_0} 100\%$ donde F_0 y F_1 son el área de la sección antes y después de la deformación. Algunas veces en lugar de F se emplea H y h , que son el espesor de la pieza bruta antes y después de la deformación respectivamente.

tan la resistencia a la deformación y disminuyen la plasticidad.

Durante el endurecimiento por deformación en frío disminuye la densidad, la resistencia a la corrosión y aumenta la resistencia eléctrica. La deformación en frío de los metales ferromagnéticos, por ejemplo, del hierro, aumenta la fuerza coercitiva y disminuye la permeabilidad magnética. La inducción remanente para pequeños grados de deformación (5—8%) disminuye, pero para grados mayores crece bruscamente.

2. Recuperación y recristalización

La mayor parte de la energía (hasta el 90%), que se gasta en la deformación, se desprende en forma de energía calorífica y cerca del 10% es absorbida por el metal. Por eso el metal deformado, en comparación con que no ha sido deformado, posee una elevada reserva de energía y se encuentra en estado de desequilibrio y termodinámicamente inestable. En este metal, incluso a la temperatura ambiente, pueden transcurrir procesos espontáneos que conducen a un estado más estable. Al elevar la temperatura, la velocidad de estos procesos crece.

Recuperación. Durante el calentamiento hasta temperaturas relativamente bajas tiene lugar el proceso de recuperación, por el cual se entiende la eliminación de las microtensiones de II género y parcialmente las deformaciones de la red cristalina (tensiones de III género); además, todavía no se observan cambios considerables de la microestructura¹.

La recuperación cambia levemente las propiedades mecánicas. La resistencia, en este caso, disminuye un poco, el límite de elasticidad crece², mientras que la plasticidad aumenta. Algunas propiedades físicas, por ejemplo, la resistencia eléctrica, se recuperan casi por completo.

Recristalización. Al seguir aumentando la temperatura, la movilidad de los átomos crece, y al alcanzar una temperatura determinada para cada metal tiene lugar la formación

¹ La etapa de recuperación incluye en sí los procesos de eliminación de las tensiones sin formación de nuevos bordes (descanso) o bien con formación de nuevos bordes de pequeños ángulos a cuenta de la fragmentación de los bloques (poligonización)

² El límite de elasticidad, después del endurecimiento por deformación en frío, puede ser disminuido por las tensiones residuales de I género (macrotensiones).

de nuevos granos equiaxiales, libres de deformaciones. La formación y crecimiento de estos granos en lugar de la estructura fibrosa orientada del metal deformado se llama *recristalización del tratamiento* o *recristalización primaria*. La *recristalización* es un proceso de difusión. Al principio surgen los núcleos cristalinos de los nuevos granos *recristalizados*. Lo más probable es que ellos se forman en las zonas, donde como resultado de la deformación están localizadas las mayores deformaciones de la red, es decir, en los bordes de los granos (bloques) deformados o en los planos de deslizamiento dentro de los granos; posteriormente ellos crecen a cuenta del paso a ellos de átomos de las zonas deformadas.

Después de la *recristalización* el metal está compuesto de nuevos granos equiaxiales. Cuando desaparecen por completo los granos deformados, la *recristalización primaria* finaliza¹. Una vez finalizada la *recristalización (primaria)*, durante el proceso de calentamiento ulterior, tiene lugar el crecimiento de unos granos a cuenta de los otros. Este proceso de crecimiento de nuevos granos *recristalizados* se denomina *recristalización colectiva*. Esta tiene lugar por la tendencia que tiene el sistema a una disminución de la energía libre. Mientras mayor es el grano, menor es su superficie y, por lo tanto, la reserva de energía libre. El crecimiento del grano tiene un carácter de difusión y transcurre por medio de la unión gradual de los átomos de los granos desaparecidos a la red cristalina del grano en crecimiento².

La temperatura de comienzo de la *recristalización* es característica para cada metal. Según las investigaciones de A. A. Bochvar, la temperatura de comienzo de la *recristalización* de los metales, sometidos a una deformación significativa, está enlazada por una relación simple con la temperatura de fusión:

$$T_r = aT_f,$$

donde T_r es la temperatura absoluta del comienzo de la *recristalización*;

T_f , la temperatura absoluta de fusión.

¹ En el proceso de *recristalización primaria* se eliminan totalmente las tensiones de II y III género.

² Si algunos de los nuevos granos poseen unas condiciones favorables para su crecimiento, entonces esta etapa de *recristalización* se denomina *secundaria*.

El coeficiente a depende de la composición y estado estructural del metal o la aleación. Para los metales y las aleaciones [mezclas mecánicas (véase la pág. 119)] técnicamente puros, este coeficiente es aproximadamente igual a 0,4, para los metales absolutamente puros este coeficiente disminuye hasta 0,1—0,2, y para las aleaciones [soluciones sólidas (véase la pág. 113)] éste, por el contrario, crece hasta 0,5—0,6.

Mientras mayor es la temperatura de *recristalización* de la aleación, mayor es su resistencia mecánica a altas temperaturas.

La fórmula expuesta permite, en primera aproximación, determinar la temperatura del comienzo de la *recristalización primaria*. Por ejemplo, la temperatura del comienzo de la *recristalización* para el plomo es de $(327 + 273) \times 0,4 - 273 = -33^\circ\text{C}$, y para el cobre, cerca de 270°C . Prácticamente, para eliminar el endurecimiento por deformación en frío el metal es calentado hasta temperaturas más elevadas, para garantizar una alta velocidad de *recristalización*. Así, por ejemplo, la temperatura de comienzo de *recristalización* para el hierro técnico se encuentra cerca de los $450\text{—}500^\circ\text{C}$ y para eliminar el endurecimiento es calentado hasta $680\text{—}700^\circ\text{C}$. Este tipo de tratamiento térmico se denomina *recocido de recristalización*.

El *recocido de recristalización* se emplea comúnmente como operación intermedia de tratamiento térmico durante el laminado en frío, trefilado, estampado y otros, (para la eliminación del endurecimiento), como también como tratamiento final para la obtención de propiedades prestables de las piezas semiproductos.

En el caso de metales o aleaciones, que no experimentan transformaciones de fase en estado sólido, el tratamiento de *recristalización* es el único método para regular el tamaño del grano.

Tamaño del grano de recristalización. El tamaño del grano *recristalizado* ejerce gran influencia sobre las propiedades del metal. La mejor resistencia y sobre todo plasticidad la poseen los metales y aleaciones de grano fino. Sin embargo, en algunos casos se necesitan metales de grano basto. Así, por ejemplo, el hierro para transformadores (véase la pág. 347) posee las mayores propiedades magnéticas cuando su grano es basto. El grano, después del endurecimiento y la *recristalización*, puede tener unas dimensiones mayores o menores que el grano original.

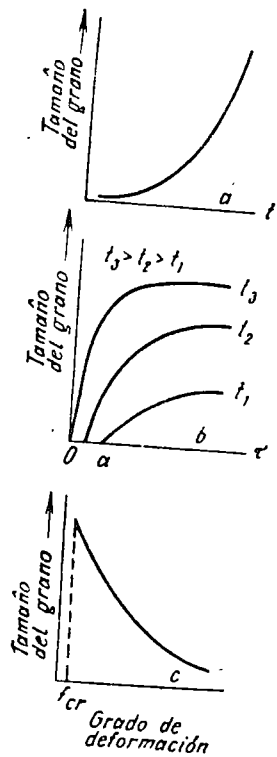


Fig. 52. Esquema de la magnitud del grano recristalizado en función de la temperatura (a), del tiempo de calentamiento (b) y del grado de deformación inicial (c).

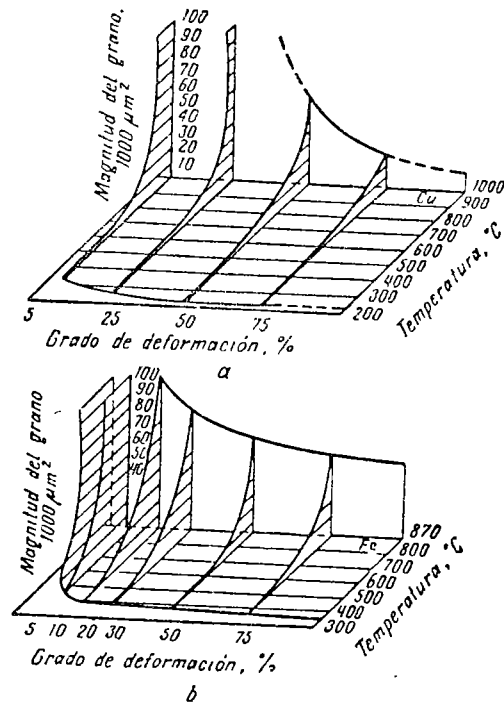


Fig. 53. Diagrama de recristalización: a—cobre; b—hierro.

El tamaño del grano depende de la temperatura del recocido de recristalización (fig. 52, a), de su duración (fig. 52, b), del grado de deformación preliminar (fig. 52, c) y de la composición química del metal (aleación). Con el aumento de la temperatura y la duración del recocido el tamaño del grano crece. A bajas temperaturas (t_1 y t_2) la formación del grano recristalizado transcurre no inmediatamente, sino que después de cierto intervalo de tiempo: período de incubación (fig. 52, b). Cuando el grado de deformación es pequeño (véase la fig. 52, c) el calentamiento no produce la recristalización. A una deformación de 3—15% el tamaño del grano después del recocido crece bruscamente y puede superar en muchas veces el tamaño del grano original. Este grado de deformación se denomina crítico. La magnitud de la deformación crítica depende del material. La formación de grandes granos como resultado del recocido disminuye

fuertemente la plasticidad del metal. Por eso no es recomendable emplear bajos grados de deformación. Con el aumento ulterior del grado de deformación, durante el calentamiento tiene lugar el proceso de recristalización. Cuanto mayor es el grado de deformación, tanto menor es el tamaño del grano recristalizado (fig. 52, c). Esto está relacionado con el hecho de que con aumento del grado de deformación, la velocidad de formación de núcleos cristalinos durante la recristalización ulterior crece en un grado mayor, que la velocidad de crecimiento de dichos núcleos.

La relación entre el tamaño del grano y la temperatura y el grado de deformación se representa frecuentemente en forma de los así llamados diagramas de recristalización (fig. 53). Estos diagramas dan la posibilidad, en primera aproximación, de elegir el régimen de recocido de

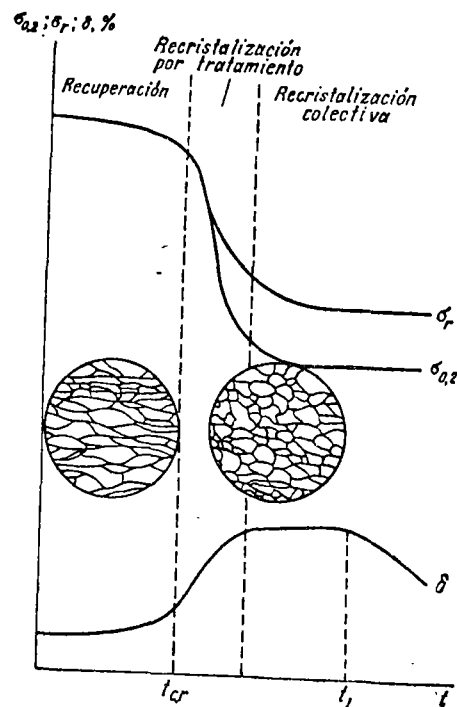


Fig. 54. Esquema de la influencia de la temperatura en las propiedades mecánicas y la estructura del metal endurecido.

recristalización. Pero hay que tener en cuenta, que los resultados del recocido dependen igualmente de otros factores. Así, por ejemplo, durante la recristalización colectiva el crecimiento del grano es bruscamente frenado por las impurezas que forman la segunda fase, que se separa por los bordes del grano.

Los diagramas de recristalización toman en consideración la influencia de la velocidad de calentamiento y el tamaño del grano antes de la deformación. Mientras más rápido es el calentamiento, más fino es el grano. Al disminuir el tamaño de grano original crece el grado crítico de deformación y el grano recristalizado (a un grado dado de deformación) es más fino.

Variación de las propiedades del metal durante la recristalización. En la fig. 54 se muestra el carácter de la variación de las propiedades del metal endurecido, al calen-

tarlo hasta distintas temperaturas. Durante la etapa de recuperación las propiedades mecánicas, como indicamos anteriormente, varían poco. Al alcanzar la temperatura de comienzo de recristalización ($t_{c,r}$), disminuye bruscamente el límite de rotura y principalmente el límite de fluencia, pero aumenta la plasticidad. En el período de recristalización colectiva las propiedades mecánicas varían poco. A altas temperaturas (por encima de t_1) la plasticidad disminuye, lo que se explica por un fuerte crecimiento del grano (fenómeno de recalentamiento durante la recristalización).

El recocido de recristalización aumenta la resistencia a la corrosión. En los metales ferromagnéticos y aleaciones después de la recristalización, la fuerza coercitiva disminuye, mientras que la permeabilidad magnética aumenta.

Textura de recristalización. A altos grados de deformación surge una textura, que frecuentemente origina la formación de la textura de recristalización. En este caso, los nuevos granos recristalizados tienen una orientación cristalográfica preferencial¹. El carácter de la textura de recristalización está determinado por las condiciones de realización del recocido, por el tipo de tratamiento por presión precedente (laminado, trefilado, etc.), como también por la cantidad y la naturaleza de las impurezas. La textura de recristalización se puede observar en el cobre, aluminio, hierro y otros metales. En el caso de formación de textura de recristalización el metal recocido es anisotrópico.

La anisotropía, en una serie de casos, no es conveniente. Así, en el estampado profundo del material en hojas para evitar distintos defectos (repliegue, borde ondulado, etc.), éste debe deformarse igualmente en todas direcciones. Pero, en algunos casos, la formación de textura es deseable (véase la pág. 347).

Deformación en frío y en caliente. En dependencia de la relación de la temperatura de deformación a la temperatura de recristalización se distinguen deformaciones en frío y en caliente.

Se llama deformación en frío a aquella que se lleva a cabo a temperaturas inferiores a la temperatura de recristalización, por eso la deformación en frío va acompañada del endurecimiento del metal.

¹ Por regla general, la textura de recristalización se diferencia de la textura de deformación.

La deformación en caliente se realiza a temperaturas superiores a la temperatura de recristalización. En este caso, el endurecimiento, originado por la deformación plástica, es eliminado totalmente por la recuperación y la recristalización, que transcurren a la temperatura de deformación. La velocidad de recristalización en las condiciones prácticas de realización del laminado (forjado, estampado) es superior a la velocidad de deformación¹.

En el proceso de tratamiento por presión en caliente la estructura dendrítica del lingote se destruye y las dendritas se alargan en dirección de la deformación. Los espacios interdendríticos, que contienen gran cantidad de impurezas e inclusiones no metálicas, también se deforman y dan origen a fibras características (véase la fig. 19).

Semejante estructura, llamada estriación, ejerce influencia en las propiedades mecánicas, fundamentalmente en la resiliencia. Esta es mayor en dirección longitudinal e inferior en dirección transversal (en relación a la dirección de fluencia del metal durante el laminado, forjado, estampado). En menor grado semejante estriación influye en la plasticidad (alargamiento y compresión relativo). La resistencia y la dureza no dependen de la estriación. La dirección de las fibras en las piezas forjadas debe coincidir con la dirección de las tensiones máximas que surgen en la pieza durante su explotación. Por ejemplo, en los engranajes estampados en caliente se exige una distribución radial de las fibras, en el bandaje de las ruedas y en los anillos de rodamientos, debe ser tangencial.

¹ De la fórmula expuesta de A. A. Bochvar se desprende que la temperatura de comienzo de la cristalización de tales metales de temperatura de baja fusión como el estaño ($t_f = 232^\circ\text{C}$) y el plomo ($t_f = 320^\circ\text{C}$), se encuentra bajo cero y es igual a -70°C para el estaño, y -33°C para el plomo. Por consiguiente, estos metales no experimentan endurecimiento por deformación en frío, si su deformación se realiza a temperatura ambiente, y semejante deformación es para el estaño y el plomo deformación en caliente.

1. Fases, que se forman en las aleaciones

En las aleaciones se pueden formar soluciones líquidas, soluciones sólidas y metálicas¹.

Soluciones sólidas. Se llaman soluciones sólidas en las que uno de los componentes no conserva su red cristalina, mientras que el otro conserva su red cristalina, mientras que el otro conserva su red cristalina. Así pues, la solución sólida, formada por los componentes, posee un tipo de estructura cristalina.

El componente cuya red cristalina se disuelve.

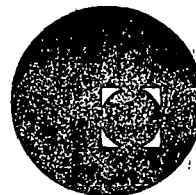
Se distinguen las soluciones sólidas (fig. 55, a) y las soluciones sólidas (fig. 55, b).

Al formarse la solución sólida del componente disuelto (B) los átomos del disolvente (A) en la solución sólida pueden ordenarse en lugar de éstos. Al formarse la solución sólida del componente disuelto se ubican los átomos (poros) de la red cristalina del componente disuelto en la solución sólida la red cristalina del componente disuelto (fig. 56) y sus parámetros de la solución sólida. Los átomos del componente disuelto se ubican en las dislocaciones, formando alrededor de Cottrell).

¹ En algunos casos las fases son los tipos de estructura cristalina (pág. 123).



centro de educación continua
división de estudios superiores
facultad de ingeniería, unam



TRATAMIENTO TERMICO Y SUS APLICACIONES

TEMA II : TRATAMIENTO TERMICO DE ALEACIONES
NO FERROSAS.

CAPITULOS : 1. SISTEMAS MULTIFASICOS.

2. ENDURECIMIENTO POR PRECIPITACION.

DR. IVAN HOUBAERT I.

JUNIO, 1978.

Capítulo 4:

SISTEMAS MULTIFASICOS4.1 Definiciones Básicas.-

En el tema 3.2.3.4., se discutieron los conceptos de fase en un sistema de un componente o de varios componentes. Como el capítulo 4 trata de sistemas de varias fases, es bueno revisar aquí algunas definiciones básicas.

Una fase se define como un cuerpo de materia macroscópicamente homogénea. Considerando un sistema simple como por ejemplo un elemento metálico simple, o sea un sistema de un componente (p. ej. cobre puro), el cobre sólido conforma a esta definición de una fase, también cuando se encuentra en forma líquida o en forma gaseosa.

Sin embargo, sólido, líquido y gas tienen características muy diferentes si coexisten las dos formas (p. ej. líquido y sólido a la temperatura de fusión), hay dos tipos de materias homogéneas en lugar de una y entonces dos fases separadas y distintas.

Por otro lado, algunos metales (p. ej. Fe, Sn, Si,...) tienen polimorfismo (tema 1.3.8: tienen transformaciones alotrópicas), formando cristales de estructura diferente con zonas específicas de temperatura de existencia. En este caso, cada estructura cristalina define una fase separada, por lo que esos metales polimorfos pueden existir en más de una fase sólida.

La tabla siguiente proporciona por ejemplo todas las fases existentes del hierro puro con sus zonas de temperatura.

Tabla : Fases del Hierro Puro

Zona de temperatura estable (°C)	Estado de la materia	Fase	Símbolo
> 2740	gaseosa	gas	-
1539 - 2740	líquida	líquida	-
1400 - 1539	sólida	cúbica a cuerpo centrado	δ
910 - 1400	sólida	cúbica a caras centradas	γ
< 910	sólida	cúbica a cuerpo centrado	α

- NOTAS:
- a) en realidad, el hierro - α y el hierro - δ no son dos fases diferentes, sino una sola fase pero existiendo en dos intervalos diferentes de temperatura.
 - b) Hace varios años se creía que el hierro tenía una tercera fase sólida en el intervalo 791-910°C, que llamaron entonces hierro - β (beta).
Ahora se sabe que el llamado hierro - β tiene la estructura cúbica a cuerpo centrado y que es entonces hierro - α . La única diferencia es que el hierro - α cambia paulatinamente de ferromagnético a paramagnético en el intervalo de temperatura de 500 a 791°C (transformación de segundo orden, como se mencionó en el tema 2.5.3.)

Consideremos ahora mezclas de metales (aleaciones) en lugar de metales puros. Los sistemas de dos componentes se llaman aleaciones binarias, los de tres componentes aleaciones ternarias. Los términos "sistema" y "componente" se definen como sigue:

- sistema: cuerpo de materia aislado, como empleado usualmente en termodinámica y
- componente: elemento metálico, no-metálico o compuesto formando parte del sistema; a veces los componentes de un sistema forman compuestos que se consideran como componente del sistema (p. ej. $\text{Fe} + \text{C} \rightarrow \text{Fe}_3\text{C}$, cementita o carburo de hierro)

Cuando se forman aleaciones, mezclando metales (componentes) diferentes, el estado gaseoso es de poco interés práctico. De cualquier manera, en el estado gaseoso sólo hay una fase (de dos componentes), ya que todos los gases se mezclan para formar soluciones uniformes.

En el estado líquido sucede algunas veces (p. ej. en Pb + Fe) que los componentes líquidos no son miscibles y se forman varias fases líquidas. Sin embargo, en la mayoría de las aleaciones de interés comercial los dos componentes líquidos se disuelven uno en otro para formar una sola solución líquida.

A continuación, consideremos la naturaleza de las fases sólidas que ocurren en las aleaciones. Ciertas combinaciones de metales, como p. ej. plomo y hierro, casi no se disuelven en el estado líquido ni en el estado sólido,

formando así dos fases sólidas, cada una extremadamente cerca de ser un metal absolutamente puro (o sea un componente).

Sin embargo, las fases sólidas de la mayoría de los sistemas de aleación son soluciones sólidas de cualquiera de los dos elementos (compuestos) de base. Existen a veces llamadas "soluciones extremas", o sea fases que conservan la estructura cristalina de los elementos (componentes) de base, pero con un determinado porcentaje de elemento de aleación. Por ejemplo: en aleaciones binarias de cobre y plata, hay una solución sólida extrema de Cu (CCu) conteniendo hasta 8% de Ag (a 779°C) y una solución sólida extrema de Ag (CCAg) conteniendo hasta 8.8% de Cu (a 779°C).

Además existen las llamadas "fases intermedias", las cuales tienen zonas de composiciones entre los extremos. Por ejemplo en el latón (Cu + Zn) ocurren varias fases intermedias, llamadas β (de 47% Zn a 50%), γ (de 60% Zn a 70%), δ (cerca de 75% Zn) y ϵ (de 80 a 88% Zn). Así el sistema binario Cu-Zn contiene un total de 6 fases: 2 soluciones sólidas extremas y cuatro fases intermedias.

En algunas aleaciones se forman estructuras cristalinas intermedias que tienen una composición muy exacta. En este caso es preferible hablar de "compuesto intermetálico" o "compuesto". Uno de los compuestos que ya mencionamos es el carburo de hierro Fe_3C .

4.2 Sistemas de un componente

4.2.1. Regla de fases.

Las variables determinando los cambios de fase en un material puro (de un componente) son la presión y la temperatura, de modo que se usan diagramas de fase con los ejes presión y temperatura.

Como se discutió en el capítulo 2 (propiedades termodinámicas), los materiales puros como por ejemplo estaño, agua, alcohol etílico, SiO_2 , tienen puntos de fusión y de ebullición muy determinados. Estas temperaturas de transformación dependen de la presión y corresponden a las condiciones de equilibrio entre las dos fases, lo que ocurre cuando la entalpía libre G o la energía libre F de las dos fases son iguales (fig. 2-11-a). Una variación de la temperatura o de la presión cambia las condiciones de equilibrio y a menudo hace desaparecer una fase. Estos cambios se estudian por medio de la regla de fases de Gibbs, la cual se deduce en los libros de texto de termodinámica.

La regla de fases de Gibbs expresa:

$$F + V = C + A \tag{4-1}$$

en donde F = número de fases

V = variabilidad del sistema conservando el estado de equilibrio

C = número de componentes

A = variables del ambiente (en general 2: p y T)

Ilustremos el término de variabilidad de un sistema con un ejemplo: consideremos un material puro, como agua, conteniendo entonces un componente único: C = 1. Si mantenemos la presión constante (p. ej. igual a la presión atmosférica) y sólo variamos la temperatura ambiente, tendremos A = 1. Para una sola fase, por ej. agua líquida el grado de variabilidad es:

$$\begin{aligned} V &= C + A - F \\ &= 1 + 1 - 1 = 1 \end{aligned} \tag{4.2}$$

Esto significa que cuando existe una sola fase en el sistema, podemos variar libremente la temperatura (en un rango limitado, aquí de 0°C hasta 100°C) sin formar otra fase o cambiar la configuración.

Sin embargo, si consideramos la existencia simultánea de dos fases (agua y hielo), el grado de variabilidad es

$$\begin{aligned} V &= C + A - F \\ &= 1 + 1 - 2 = 0 \end{aligned}$$

Lo que significa que no hay ningún grado de libertad (variabilidad): la temperatura se queda constante durante todo el intervalo de tiempo de existencia simultánea de las 2 fases.

En el ejemplo anterior, la regla de las fases puede parecer algo trivial. Sin embargo, cuando a continuación se trabaje con más componentes y más fases, nos será de gran utilidad.

4.2.2 Curva de enfriamiento y de calentamiento.-

Las curvas de enfriamiento (y de calentamiento) nos serán útiles para entender bien el sentido de los diagramas de equilibrio.

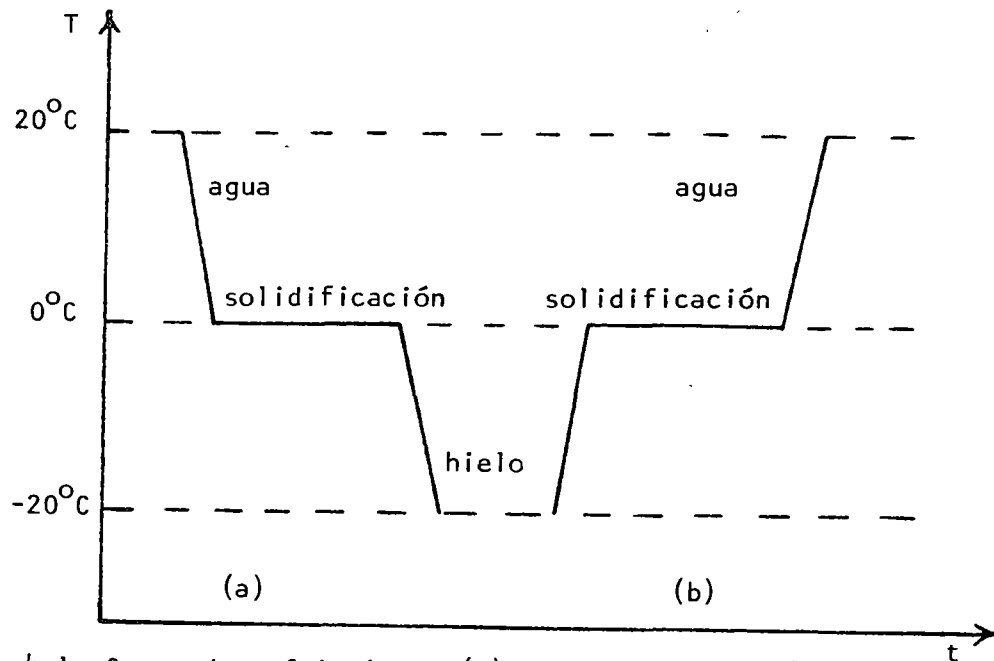


Fig. 4.1 Curva de enfriamiento (a) y calentamiento (b) de agua pura.

Una curva de enfriamiento representa la variación de la temperatura de un sistema en función del tiempo, si le extraemos continuamente calor. La fig. 4-1a representa por ejemplo la curva de enfriamiento de agua desde 20°C (estado líquido) hasta -20°C (estado sólido: hielo). Observamos que a la temperatura de 0°C , la temperatura del sistema ya no baja, aunque todavía se está extrayendo calor. La razón de esto es obvia: según la regla de las fases (tema 4.2.1.), si existen las dos fases agua y hielo simultáneamente, la temperatura ya no es variable. Como la transformación de agua en hielo requiere tiempo (hay que extraer el calor y esto no ocurre con una velocidad infinita), aparece un alto en la curva de enfriamiento T-t.

Un razonamiento parecido, pero inverso, nos da la curva de calentamiento, en la cual también aparece un alto en la temperatura de 0°C (fig.4-1b).

Segundo ejemplo: La fig. 4-2 representa la curva de enfriamiento de hierro puro. El primer alto en la curva corresponde al punto de fusión del hierro (1539°C). Después aparecen dos altos más cortos (menos calor latente), los cuales corresponden a la transformación alotrópica del hierro δ al hierro γ y del hierro γ a hierro α . Se trata aquí de transformaciones de primer orden (ver tema 2.5.3): el calor específico se vuelve infinito, o sea la transformación ocurre a una temperatura constante.

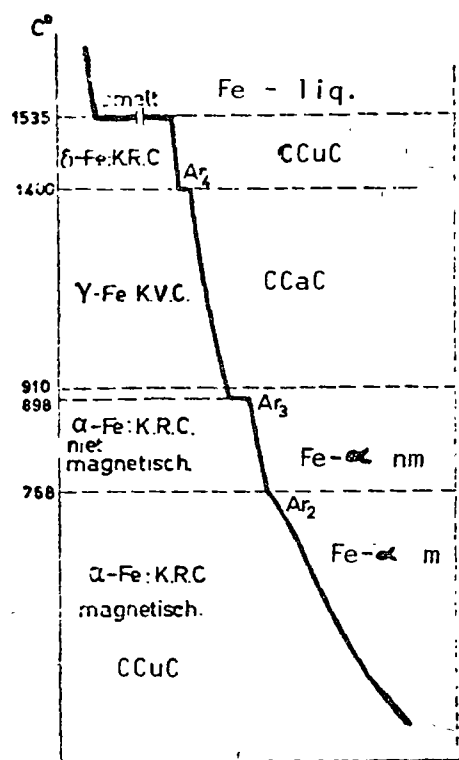


Fig. 4.2 Curva de enfriamiento de hierro puro.

Bajando aún más la temperatura encontramos un codo (y no un alto como aparece en varios libros de metalurgia física), el cual corresponde a la transformación magnética del hierro - α paramagnético a hierro - α ferromagnético. Esta transformación es de segundo orden, ya que no ocurre a una temperatura constante, sino en un intervalo de temperatura, como se ve claramente en la fig. 2-9a.

Más adelante en el curso, se tratará con mucho más detalle de la curva de enfriamiento (y de calentamiento) del hierro puro o aleado, ya que esto es la base para el estudio de los tratamientos térmicos de los aceros.

4.2.3 Efecto de la presión.-

La presión puede ser una segunda variable del ambiente y modificar los puntos de fusión y ebullición de los materiales puros. Cuando aumenta la presión se favorece la formación de la fase más densa (principio de Le Chatelier): por ejemplo un aumento en presión reduce el punto de fusión de agua porque la densidad de agua líquida es mayor que la densidad de hielo, y aumenta el punto de ebullición porque la densidad del vapor es inferior a la densidad del agua líquida.

En términos cuantitativos se utiliza la ley de Clausius-Clapeyron:

$$\frac{dT}{dp} = \frac{T \Delta V}{\Delta H} \quad (4-3)$$

en donde $\frac{dT}{dp}$ = variación de la temperatura de transformación en función de la presión.

T = temperatura de equilibrio de la transformación.

ΔV = cambio volumétrico por la transformación.

ΔH = cambio de entalpía debido a la transformación (= calor latente)

Se puede transformar (4-3) en

$$\Delta T = \frac{T \Delta V}{\Delta H} \Delta P \quad (4-4)$$

Si el cambio en temperatura ΔT no es muy grande en comparación con los demás términos.

NOTA: Para la mayoría de los materiales, disminuye la densidad en el proceso de fusión, ya que generalmente aumenta la distancia entre partículas. En estos casos, $\Delta V > 0$; además, la entalpía siempre aumenta en la fusión, o sea $\Delta H > 0$. Entonces, con un aumento de presión sube la temperatura de fusión.

El agua, tiene $\Delta V < 0$ y es una excepción.

Ejemplo de calculo. Vimos en el capítulo 2 que el estaño existe en dos formas alotrópicas: Sn- α (estructura cúbica de diamante) y Sn- β (estructura tetragonal a cuerpo centrado). La temperatura de transformación a p=1 atm es de 13°C, el cambio de entalpía $\Delta H = 500$ cal/mol, la densidad de Sn- α es 5.75 g/cm³ y de Sn- β 7.3 g/cm³,

¿Cuál es la temperatura de transformación si la presión es de 100 atm?

$$\Delta V = \frac{1}{7.3 \text{ g/cm}^3} - \frac{1}{5.75 \text{ g/cm}^3} = - 0.037 \text{ cm}^3/\text{g}$$

1 mol Sn = 118.69 g (P.A.)

$$\Delta V = -0.037 \text{ cm}^3/\text{g} = -4.38 \text{ cm}^3/\text{mol}$$

$$\Delta p = 100 \text{ atm} - 1 \text{ atm} = 99 \text{ atm} = 99 \text{ kg/cm}^2$$

$$= 9.7 \times 10^7 \text{ dinas/cm}^2$$

$$\Delta T = \frac{T \Delta V}{\Delta H} \Delta p$$

$$= \frac{(273+13) \text{ K} (-4.38 \text{ cm}^3/\text{mol}) (9.7 \times 10^7 \text{ dinas/cm}^2) (0.239 \times 10^7 \text{ cal/kg})}{500 \text{ cal/mol}}$$

$$= -5.8 \text{ K} = -5.8^\circ\text{C}$$

La temperatura de equilibrio bajo una presión de 100 atm es $13 - 5.8 = 7.2^\circ\text{C}$

4.2.4 Diagrama de fases de material puro.

La figura 4-3 representa un diagrama de fases para agua pura. Como ΔV para la transformación de hielo a agua es negativo, $\frac{dT}{dp}$ es negativo para el punto de fusión, como aparece en la figura. Sin embargo, $\frac{dT}{dp}$ es positivo para el punto de ebullición y para el punto de sublimación (transformación directa de sólido a gas).

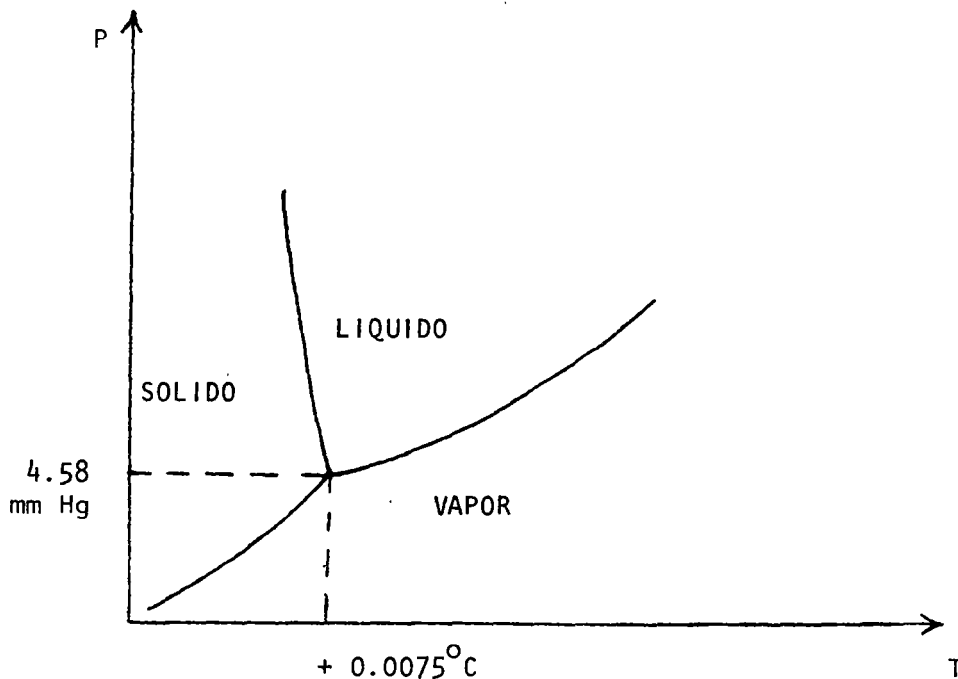


Fig. 4.3 Diagrama de fases para el agua pura.

Las curvas de la figura 4-3 son curvas univariables, como consecuencia de la regla de las fases: si tenemos la temperatura y la presión como variables del ambiente ($A=2$) y dos fases en equilibrio para los puntos de las curvas ($F=2$), el grado de variabilidad según (4-2) es:

$$\begin{aligned} V &= C + A - F \\ &= 1 + 2 - 2 = 1 \end{aligned}$$

Esto significa que si ocurren simultáneamente dos fases en un sistema de un componente, se puede variar ó la temperatura ó la presión sin eliminar la segunda fase. Sin embargo, si elegimos un valor determinado a una de las dos variables, ya no se puede elegir la segunda, la cual ahora está completamente determinada.

Ahora bien, cada una de las tres zonas de la fig. 4-3 es bivariable, ya que una variación independiente de la temperatura y de la presión es posible, sin alterar la fase estable. Finalmente existe un punto único en el diagrama, en el cual pueden coexistir las tres fases ($F=3$) al mismo tiempo. Este punto es invariable ya que

$$\begin{aligned} V &= C + A - F \\ &= 1 + 2 - 3 = 0 \end{aligned}$$

y se denomina punto triple. El punto triple del agua se encuentra a 0.0075°C y 4.58 mm Hg.

4.3 Sistemas de dos componentes

4.3.1. Introducción

Se describe una mezcla de dos componentes como un sistema binario. Las variables de tal sistema pueden ser: presión, temperatura y composición. En un sistema de dos componentes, las concentraciones de los dos elementos, C_A y C_B , no son variables independientes, ya que siempre $C_A + C_B = 1$

$$\text{ó } C_A + C_B = 100\%$$

En algunos sistemas metalúrgicos de metales que pueden reaccionar con un gas (por ejemplo H, N, O, ...), es necesario indicar claramente la presión de trabajo o utilizar la presión como variable del sistema. En el último caso se representan los 3 parámetros en un diagrama en 3 dimensiones: T, P v C.

Normalmente, los procesos prácticos de aleación y de estudio metalográfico de aleaciones se llevan a cabo a presión constante e igual a una atmósfera. Entoncés, sólo nos quedan las dos variables temperatura y concentración, en un diagrama de dos dimensiones (plano). La temperatura se representa como ordenada (eje vertical) y la composición sobre el eje horizontal (abscisa), con el metal puro A a un lado (100% A) y el metal puro B a otro lado (100% B). En la práctica no es usual indicar los dos porcentajes, ya que uno sigue automáticamente de otro porque $C_A + C_B = 100\%$.

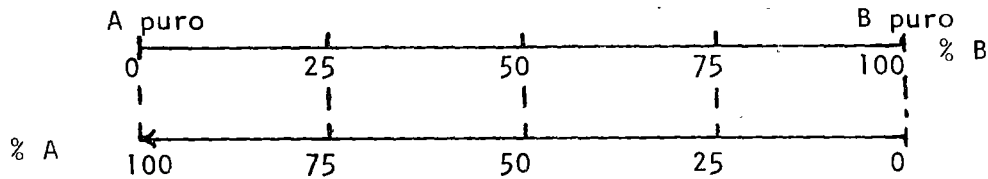


Fig. 4.4 Eje de concentraciones para diagrama binario.

Cada punto del diagrama T-C representa entonces una aleación de determinada composición a una temperatura determinada. La posición del punto en el diagrama nos indicará las fases existentes y sus composiciones.

4.3.2. Sistema binario de solubilidad total en estado líquido y en estado sólido. (Diagrama Tipo I)

Vimos en párrafos anteriores que es bastante normal poder mezclar metales líquidos en cualquier proporción, pero que al solidificar se forman a menudo fases diferentes. En algunos casos existe una solubilidad total en estado sólido y el primer tipo de diagrama que estudiamos es el diagrama de solubilidad total en ambos estados líquido y sólido. El ejemplo típico de tal sistema es la mezcla (aleación) Ni-Cu.

Al enfriarse una aleación líquida de Cu-Ni, se forman cristales sólidos de solución sólida sustitucional de Cu-Ni. Sin embargo, la solución sólida que se forma a partir de la solución líquida tiene otra composición: en general, tendrá más átomos del elemento de mayor punto de fusión.

En el caso de Cu-Ni, el punto de fusión del Cu es 1083°C y del níquel es 1455°C ; la solución sólida Cu-Ni tendrá entonces más Ni que la fase líquida en la cual se formó el cristal.

Ejemplo: Una solución líquida de 47% Ni-53% Cu empieza a formar cristales sólidos a la temperatura de 1300°C . La composición de la solución líquida en equilibrio con la solución sólida a esa temperatura es 64% Ni-36% Cu (porcentaje en peso).

Entonces, a cada temperatura entre los 2 puntos de fusión de Cu y Ni, existe una fase sólida en equilibrio con una fase líquida. Las composiciones de las fases líquidas forman la línea llamada "línea de líquidus" y de las fases sólidas la línea llamada "línea solidus".

A continuación desarrollaremos el diagrama de equilibrio de un sistema binario A + B con solubilidad total en ambos estados líquido y sólido a partir de las curvas de enfriamiento (4.2.2) y después a partir de las fases líquida y sólida coexistentes.

A. A partir de las curvas de enfriamiento.

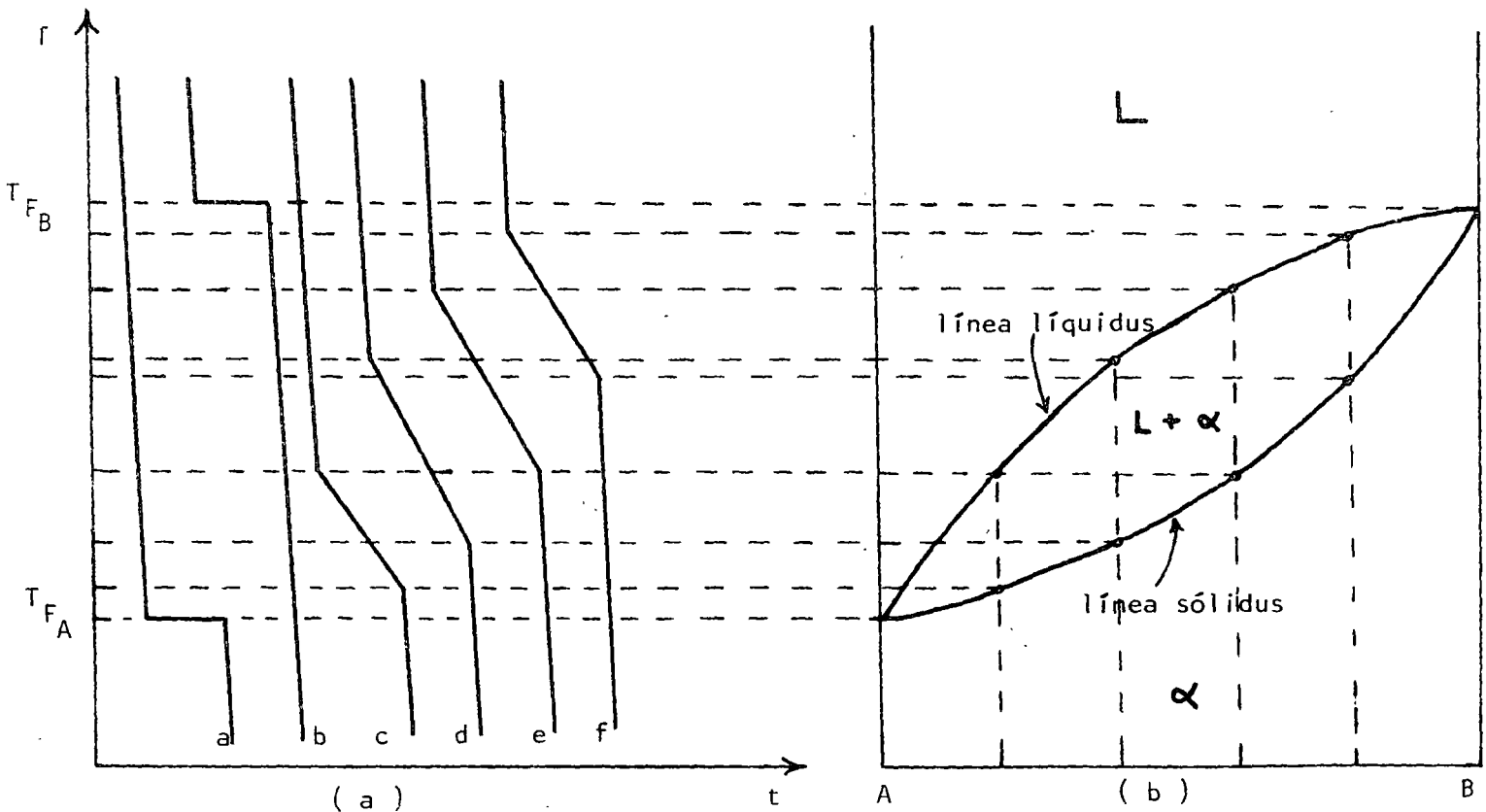


Fig. 4.5 (a,b) Deducción del diagrama de equilibrio de solubilidad total.

Ya sabemos del tema 4.2.2 que los metales puros tienen un determinado punto de fusión. Esto sigue también de la regla de las fases de Gibbs, con

$$V = C + A - F = 1 + 1 - 2 = 0$$

o sea, cuando coexisten las dos fases (líquida y sólida) del metal puro, la temperatura se queda invariable (equilibrio invariable). Para el sistema binario A + B, las curvas de enfriamiento para A puro y para B puro se representan en la Fig. 4.5.a y 4.5.b. Los altos corresponden a la temperatura de fusión de A (T_{FA}) y de B (T_{FB}).

Para una mezcla binaria A + B, durante su proceso de solidificación (el cual no puede ser instantáneo), tendremos inevitablemente la coexistencia de una fase líquida y de una fase sólida. La regla de fases nos da:

$$V = C + A - F = 2 + 1 - 2 = 1,$$

o sea, la temperatura no se quedará invariable. En consecuencia, la aleación no tendrá un punto de fusión, sino un intervalo de fusión, como se muestra en la Fig. 4.5.a las curvas c, d, e, f, para las aleaciones A + 20% B, A + 40% B, A + 60% B y A + 80% B respectivamente. La curva de enfriamiento tiene una parte de menor inclinación, la cual corresponde al intervalo de solidificación durante el cual debido al calor latente de solidificación la temperatura baja más lentamente. Los dos codos de la curva T-t corresponden al principio y a la terminación del proceso de solidificación.

En la figura 4.5 se muestra como pasar esos puntos de las curvas T-t al diagrama de equilibrio T-composición. La línea que junta los puntos de principio de solidificación se llama "línea de líquidus" ya que delimita la zona de fase líquida. La línea inferior, juntando los puntos de terminación de solidificación se llama "línea solidus" y delimita la zona de fase sólida. Cualquier punto encontrado entre las dos líneas representa una mezcla bifásica denominada L+S (líquido + sólido) o L+ α (α = solución sólida de A y B).

Así, con la ayuda del diagrama de fase, podemos encontrar el intervalo de solidificación de cualquier aleación binaria A + B.

B. A partir de las composiciones de las fases.

Cuando en una solución líquida de A + B se forma el primer cristal sólido de aleación, su composición difiere ligeramente de la composición del

líquido con el cual existe en equilibrio. En general, el sólido tendrá más átomos del elemento de mayor punto de fusión. Esto se debe a las diferencias en la energía de enlace en estado sólido y líquido.

Como vimos en el párrafo anterior, la solidificación ocurre en un intervalo de temperatura. A cualquier temperatura dentro de este intervalo, coexistirán una fase líquida y una fase sólida, cada una con una composición determinada. El equilibrio termodinámico de estas 2 fases se estudiará en el tema 4.4.

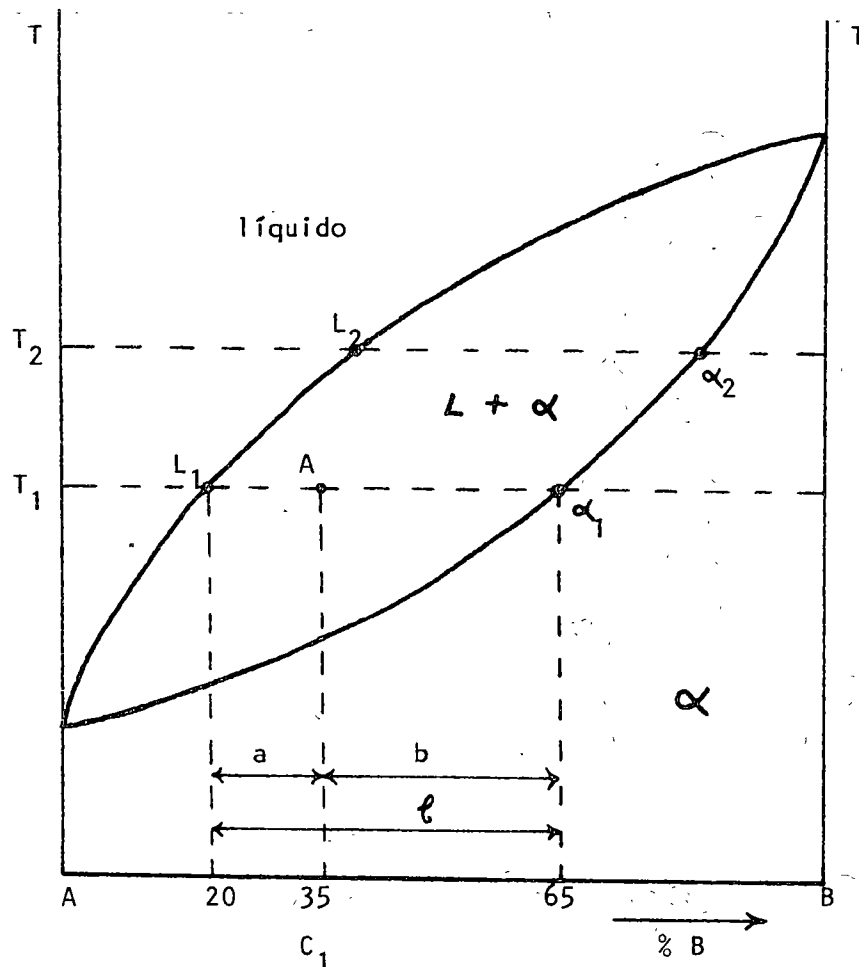


Fig. 4.6 Diagrama de equilibrio.

La fig. 4.6 indica en un diagrama T-composición una temperatura T_1 y una composición C_1 . El punto A corresponde a estos datos y se encuentra dentro de la zona bifásica $L + \alpha$, lo que significa que la aleación que estamos considerando se compone de las fases L y α . La línea horizontal isotérmica se llama una "cónode". Sobre esta línea indicamos la composición de

las dos fases existiendo en equilibrio: α_1 para la fase sólida y L_1 para la fase líquida (la composición se lee sobre la abscisa). Para otra temperatura T_2 tendríamos otro equilibrio y las composiciones α_2 y L_2 .

Juntando todos los puntos de las composiciones de las fases líquidas (L_1, L_2, \dots) obtenemos la línea de "liquidus" y uniendo las composiciones $\alpha_1, \alpha_2, \dots$ logramos la línea de "solidus".

C. Regla de la Palanca.

Una relación muy importante que se aplica a cualquier región de cualquier diagrama de equilibrio binario es la llamada "regla de la palanca". Utilizaremos la Fig. 4.6 para su aplicación en la cual se ve que la aleación representada por el punto A (o sea de composición C_1 y a la temperatura T_1) se compone de las fases sólida de composición α_1 y líquida de composición L_1 . Las composiciones del líquido y del sólido son fijas en tanto la temperatura se quede constante, la cantidad que sí cambia, cuando se desplaza el punto A a lo largo de la línea $L_1 \alpha_1$, eso es, sin variar la temperatura, es la cantidad relativa de líquido y de sólido: si A se acerca a L_1 o sea a la zona líquida, representará una mayor cantidad de líquido, mientras que si se acerca a α_1 , o sea a la zona sólida, representará una mayor cantidad de sólido.

Expliquemos ahora la ley de la palanca por medio de un ejemplo: tomemos 100 g. de la aleación correspondiente al punto A con la composición C_1 (65% A + 35% B), o sea que tenemos:

peso total de la aleación	=	100 g.
peso total de A	=	65 g.
peso total de B	=	35 g.

Representemos ahora por w el peso de la fase sólida de la aleación expresada en gramos, y $(100-w)$ el peso de la fase líquida. Vemos en la figura 4.6 que la fase líquida tiene la composición 20% B + 80% A y la fase sólida 65% B + 35% A. La cantidad de metal A en la fase sólida de la aleación es igual al peso de esta fase multiplicado por el porcentaje de A

que contiene (35% A). Similarmente, el peso de A en la fase líquida es igual al peso del líquido multiplicado por el porcentaje de A en el líquido (80% A). Por tanto:

$$\text{peso de A en la fase sólida} = 0.35 w.$$

$$\text{peso de A en la fase líquida} = 0.80 (100 - w)$$

El peso total de A en la aleación debe ser igual a la suma de su peso en las fases líquida y sólida, o

$$65 = 0.35 w + 0.80 (100 - w)$$

Pasando términos similares

$$80 - 65 = (0.80 - 0.35) w$$

y resolviendo para w , el peso de la fase sólida,

$$w = \frac{80 - 65}{0.80 - 0.35} = 33.3 \text{ g.}$$

Como el peso total de la aleación es de 100 g., el porcentaje en peso de la fase sólida es 33.3% y el porcentaje en peso correspondiente de la fase líquida es de 66.7%.

Volvamos a examinar la ecuación dada anteriormente:

$$80 - 65 = (0.80 - 0.35) w$$

$$\text{ó } 80 - 65 = (80 - 35) \frac{w}{100}$$

$$\text{ó } w = \frac{80 - 65}{80 - 35} \times 100$$

en donde w es el porcentaje de la fase sólida.

Vale la pena considerar cuidadosamente la ecuación anterior. En esta expresión, el denominador es la diferencia en composición de las fases sólida y líquida (expresada en porcentaje de A), ésto es, exactamente la diferencia en composición entre los puntos α_1 y L_1 . Por otra parte, el numerador es la diferencia entre la composición de la fase líquida y la composición promedio (diferencia en composición de los puntos α_1 y A). La cantidad de fase sólida (expresada en peso por ciento de la aleación total) es dada:

$$\text{porcentaje de sólido} =$$

$$= \frac{\text{composición del sólido} - \text{composición promedio}}{\text{composición del líquido} - \text{composición del sólido}}$$

Similarmente, puede ser demostrado que:

$$\begin{aligned} & \text{porcentaje de líquido} = \\ = & \frac{\text{composición promedio} - \text{composición del sólido}}{\text{composición del líquido} - \text{composición del sólido}} \end{aligned}$$

Las ecuaciones anteriores representan la regla de la palanca, según se aplica a un problema específico. La misma relación se puede expresar en una forma más sencilla, pues en la fig. 4.6 a, b y ℓ representan diferencias en composición entre los puntos L_1 , A, $A\alpha_1$ y $L_1\alpha_1$, respectivamente, por lo que

$$\text{porcentaje sólido} = \frac{a}{\ell}$$

$$\text{porcentaje líquido} = \frac{b}{\ell}$$

Ahora resumiremos la información anterior. Dado un punto tal como A en la Fig. 4.6, el cual queda dentro de una región de dos fases de un diagrama de equilibrio binario:

a. Hallar la composición de las dos fases.

Trazar una línea isotérmica (línea de enlace o conode), a través del punto da do. La intersección de la línea de enlace con los límites de la región bifásica determina la composición de las fases. (En el ejemplo anterior, los pun tos L_1 y α_1 determinan la composición de las fases, líquida y sólida, respectivamente.

b. Hallar las cantidades relativas de las dos fases.

Determinar las tres distancias a, b y ℓ (en unidades de por ciento de composición en una de las componentes, A ó B), como se indica en la Fig. 4.6. La cantidad de la fase correspondiendo al punto L_1 está dada por la relación b/ℓ , mientras que la correspondiendo al punto α_1 está dada por a/ℓ . Obsérvese cuidadosamente que la cantidad de fase a la izquierda (L_1) es proporcional a la longitud del segmento de línea (b) que queda a la derecha de la composición promedio (punto A), mientras que la fase que queda a la derecha (α_1) es proporcional al segmento de línea (a) que queda a la izquierda del punto A.

4.3.3 Diagramas Tipo I modificados.

Las aleaciones incluídas dentro del Tipo I funden a una temperatura comprendida entre los puntos de fusión de A y de B. Sin embargo, en algunos sistemas, puede darse el caso de que las líneas de liquidus y de solidus pasen por un máximo o un mínimo (Fig. 4.7a y b). En tal caso, las aleaciones, cuya composición corresponde a la indicada por dichos puntos, tal como la aleación de composición x de la Fig. 4.7a, tienen un comportamiento análogo al de un metal puro; en ellas, no existe ninguna diferencia entre las composiciones de las soluciones sólida y líquida. La solidificación comienza y termina a temperatura constante, no existiendo ningún cambio en su composición y su curva de enfriamiento presenta un tramo horizontal. Estas aleaciones se conocen como aleaciones de fusión congruente. En el caso de la aleación x, como su punto de fusión es el menor de todos los de la serie, y su diagrama de equilibrio se asemeja al de las aleaciones de tipo eutéctico que explicaremos dentro de poco, esta aleación se conoce también a veces como seudoeutéctica. Entre las aleaciones, cuyos diagramas presentan un mínimo, podemos citar los sistemas Cu-Au y Ni-Pd. El caso de que las líneas de solidus y liquidus presenten un máximo no es corriente, no conociéndose ningún sistema metálico de este tipo.

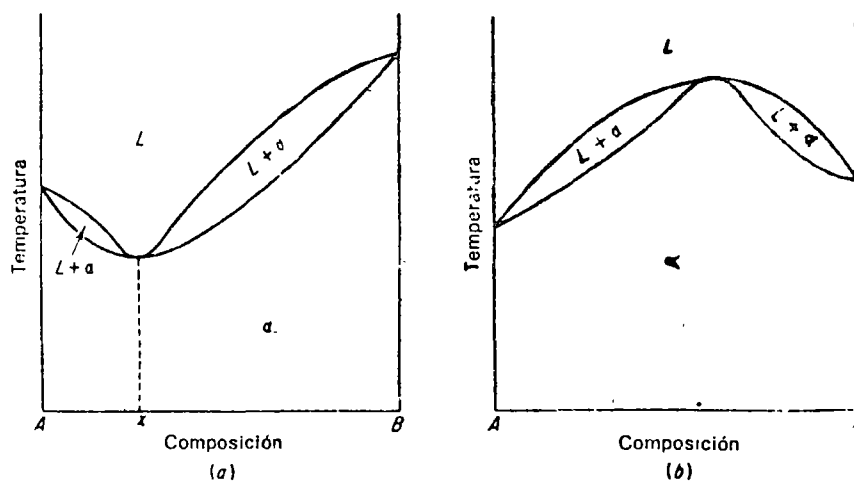


Fig. 4.7 Diagramas correspondientes a un sistema de aleación que forma solución sólida que presentan, (a) un mínimo y (b) un máximo.

4.3.4 Solubilidad total en estado líquido e insolubilidad total en estado sólido (Tipo II)

Técnicamente no existe ningún par de metales que sean totalmente insolubles uno en otro. Sin embargo, en algunos casos la solubilidad es tan limitada que prácticamente pueden considerarse como insolubles.

La ley de Raoult dice que si a una sustancia pura se le adiciona otra, soluble en ella en estado líquido e insoluble en el sólido, su punto de solidificación disminuirá en una cantidad proporcional al peso molecular del soluto (lo mismo para el punto de ebullición).

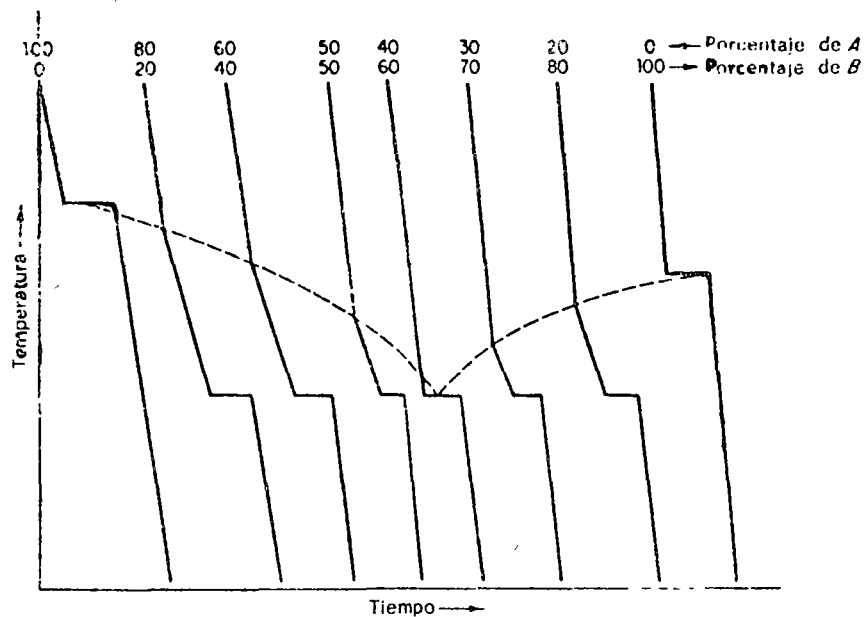


Fig. 4.8 Curvas de enfriamiento de un sistema de aleaciones de dos metales totalmente insolubles en estado sólido. La línea de trazos indica la forma de la línea de liquidus.

La Fig. 4.8 representa las curvas de enfriamiento de dos metales puros y de algunas de sus aleaciones. Cuando se adiciona a A una pequeña cantidad de B, el punto de solidificación de la aleación disminuye, y si la cantidad de B aumenta, el descenso de este punto es todavía mayor. Por consiguiente, puesto que cada metal disminuye el punto de solidificación del otro, la línea que une estos puntos presentará un mínimo, tal como se ve en la Fig. 4.8. Si sobre un gráfico de temperaturas y composiciones llevamos los puntos singulares de las curvas de enfriamiento, se obtiene un diagrama de equilibrio análogo al de la Fig. 4.9.

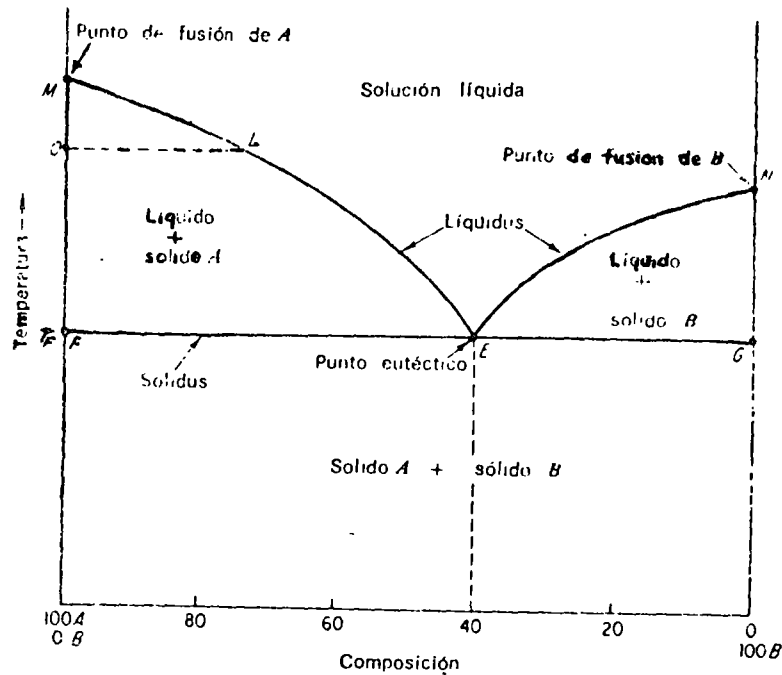


Fig. 4.9 Diagrama de equilibrio de dos metales totalmente insolubles con formación de eutéctico.

El punto de intersección de las líneas de liquidus, es decir el punto mínimo E, se denomina punto eutéctico. La temperatura correspondiente a este punto, T_E , se llama temperatura de solidificación del eutéctico y la composición 40 A - 60 B, correspondiente a ese punto, composición eutéctica. La línea del solidus es siempre una línea continua que une los puntos de fusión de los metales puros, por lo que la línea de solidus completa es MFGN.

Al designar en los diagramas de equilibrio las distintas regiones, conviene empezar a hacerlo por las regiones monofásicas, con lo que se logra que toda línea horizontal que atraviese una región bifásica tenga sus extremos en regiones monofásicas. Por tanto, si en la Fig. 4.9 se quieren determinar las fases que coexisten en la región bifásica MFE, hay que trazar la línea de enlace horizontal OL. Esta recta corta a la línea de liquidus en L, lo que indica que una de las fases presentes en esta región es la solución líquida, y corta también al eje de la izquierda en el punto O. Este eje presenta una sola fase, el metal puro A, el cual, por debajo de su punto de fusión, se presenta en estado sólido. Por tanto, las dos fases que coexisten en la región MFE son la solución líquida y el sólido A. Estas normas que aca

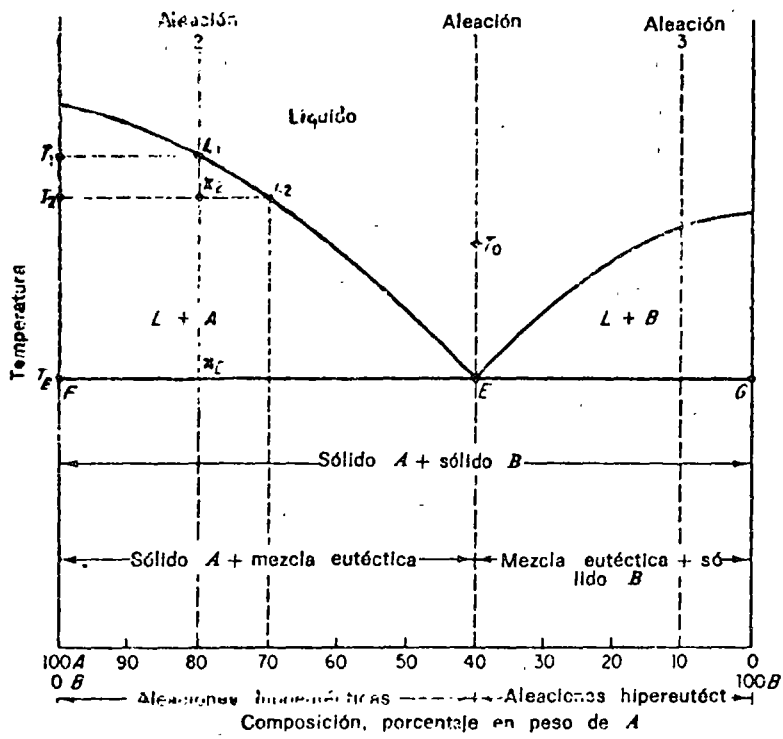


Figura 4.10

bamos de exponer son aplicables a cualquier diagrama de equilibrio, y pueden ser de gran ayuda a los lectores a la hora de designar las distintas regiones de diagramas más complejos.

Como se supone que los dos metales son totalmente insolubles en el estado sólido, es evidente que cuando comience la solidificación, el único sólido que puede formarse es un metal puro, por lo que toda aleación, completamente solidificada, cualquiera que sea su composición, estará formada por una mezcla de dos metales puros. Normalmente, las aleaciones cuya composición se encuentra sobre el gráfico, a la izquierda de la composición del eutéctico, se denominan aleaciones hipoeutécticas, y las situadas a la derecha de dicho punto, aleaciones hipereutécticas. Seguidamente, y con objeto de estudiar el proceso de solidificación de estas aleaciones, vamos a considerar el enfriamiento lento de algunas aleaciones.

Veamos cómo solidifica la aleación 1 de la Fig. 4.10 cuya composición es la eutéctica, 40A-60B. Por encima del punto E, a la temperatura T_0 , la aleación se halla en estado líquido formando una solución homogénea. Al alcanzar en su enfriamiento el punto E, intersección de las líneas de liquidus y solidus, situado sobre la horizontal correspondiente a la temperatura del eutéctico, se inicia la solidificación del líquido, la cual se lleva a cabo por completo sin que disminuya la temperatura. Este se comprueba fácilmente con la regla de Gibbs: $V = C + A - F$

$C = 2$ componentes: metal A y metal B

$A = 1$: sólo dejamos la temperatura como variable libre

$F = 3$: en el eutéctico se forman simultáneamente, pero físicamente separadas (o sea: no se disuelven)
dos fases: metal A puro y metal B puro; durante el proceso de solidificación existe todavía la fase líquida

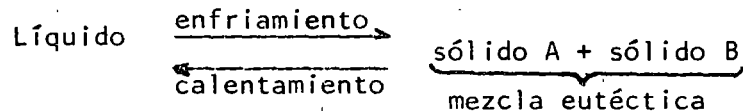
La variabilidad del sistema es entonces

$$V = 2 + 1 - 3 = 0$$

y la solidificación empieza y termina a la misma temperatura eutéctica.

El líquido solidificará dando lugar a una mezcla de dos fases. Estas fases son siempre las que corresponden a los extremos de la línea hori-

zontal que pasa por la temperatura de solidificación del eutéctico, en este caso los puntos F y G situados respectivamente sobre las verticales representativas del metal puro A y del metal puro B. Supongamos que ha solidificado una pequeña cantidad de metal puro A. Esto hace que el líquido residual se enriquezca en el metal B y que la composición del líquido se desplace ligeramente hacia la derecha. Para que el líquido recupere su composición de equilibrio tiene que solidificar metal B. Si la cantidad de B que solidifica excede ligeramente de la requerida para que se restaure el equilibrio, la composición del líquido se desplazará hacia la izquierda, lo que obliga a que solidifique cierta cantidad de A para que se restablezca el equilibrio. Por tanto, a temperatura constante, solidifican alternativamente metal puro A y metal puro B, obteniéndose una mezcla extraordinariamente fina de estos metales, denominada mezcla eutéctica, que normalmente sólo es visible al microscopio. La transformación a temperatura constante de este líquido de composición E en dos sólidos se conoce como reacción eutéctica, la cual puede escribirse en la forma



Como la solidificación de la aleación eutéctica se verifica a temperatura constante, la forma de su curva de enfriamiento es igual a la de un metal puro o a la de cualquier otra aleación de fusión congruente. Sin embargo, la solidificación eutéctica es incongruente, puesto que las composiciones de la fase líquida y de cada una de las fases sólidas son distintas.

Una aleación hipoeutéctica, tal como la aleación 2 de composición 80A-20B, constituye una solución líquida homogénea hasta que, al alcanzar la línea de liquidus, a la temperatura T_1 , se inicia la solidificación. En este punto el líquido L_1 , se encuentra saturado de metal A, y al disminuir ligeramente la temperatura, el exceso de metal A tiene que solidificar. Al precipitarse los cristales de metal puro A, el líquido se enriquece en B. Si aplicamos a la temperatura T_2 la Regla 1, vemos que la fase sólida está constituida por metal puro A y que la composición del líquido L_2 es 70A-30B. La cantidad que hasta alcanzar esta temperatura ha solidificado se obtiene aplicando la regla de la palanca:

$$A \text{ (porcentaje)} = \frac{X_2 L_2}{T_2 L_2} \times 100 = \frac{10}{30} \times 100 = 33$$

$$L_2 \text{ (porcentaje)} = \frac{T_2 X_2}{T_2 L_2} \times 100 = \frac{20}{30} \times 100 = 67$$

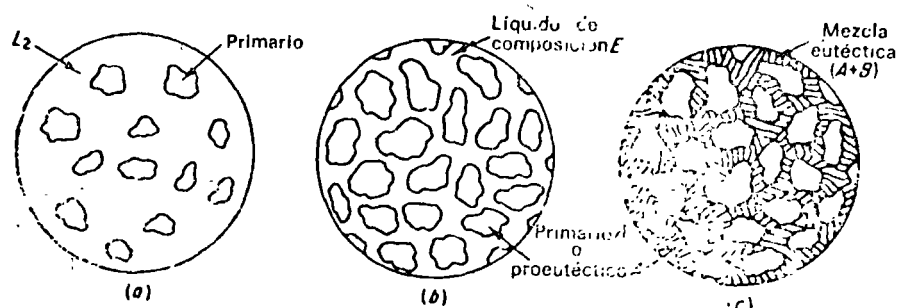


Fig. 4.11 Fases del enfriamiento lento de una aleación 30A-20B.

La microestructura de la aleación presentará un aspecto similar al representado en la Fig. 4.11.a. Conforme avanza la solidificación, la cantidad de A va aumentando gradualmente al precipitarse éste de manera contínua desde el líquido. Entretanto la composición de éste, cada vez más rica en B, recorrerá lentamente en sentido descendente y hacia la derecha la curva de liquidus, al mismo tiempo que disminuye gradualmente la cantidad de líquido presente. Cuando la aleación alcanza el punto x_E , sobre la línea eutéctica, la composición del líquido es la correspondiente al punto E. A una temperatura inmediatamente superior a T_E las condiciones existentes son:

Fases	Líquido	Sólido A
Composición	40A - 60B	100 A
Cantidad relativa	$\frac{T_E X_E}{T_E E} \times 100 = 33\%$	$\frac{X_E E}{T_E E} \times 100 = 67\%$

La microestructura presentará un aspecto similar al representado en la Fig. 4.11.b. El líquido residual (33%), una vez alcanzado el punto eutéctico, empezará a solidificar apareciendo la fina mezcla íntima de A y B

descrita al tratar del enfriamiento de la aleación 1. Al terminar la solidificación, la aleación estará formada por un 67% de granos primarios de A o proeutéticos (los cuales se forman en el intervalo de temperaturas comprendido entre T_1 o T_E o antes de que se realice la reacción eutéctica), y por un 33% de mezcla eutéctica (A + B) (Fig. 4.11.c.). La constitución que presentarán las aleaciones situadas a la izquierda del punto eutéctico E será granos proeutéticos de A y mezcla eutéctica, diferenciándose unas de otras solamente en las cantidades relativas de cada constituyente presentes. Cuanto más próxima sea la composición de la aleación a la composición eutéctica, mayor será la cantidad de mezcla eutéctica presente en la aleación una vez solidificada.

Consideremos ahora la solidificación de la aleación 3, una aleación hipereutéctica de composición 10A - 90B. El proceso de enfriamiento de esta aleación es similar al de la aleación 2, con la diferencia de que al alcanzar la línea de liquidus, los cristales precipitados son de metal puro B en vez de ser de metal puro A. Al disminuir la temperatura, va solidificando cada vez más cantidad de B, al mismo tiempo que el líquido se enriquece en A. La cantidad de este último va disminuyendo gradualmente, y su composición varía al recorrer en sentido descendente y hacia la izquierda la línea de liquidus, hasta alcanzar el punto E, cuya temperatura es la de solidificación del eutéctico. En este instante, el líquido restante solidificará apareciendo la mezcla eutéctica (A + B).

Finalizada la solidificación, la aleación estará formada en un 75% por granos primarios o proeutéticos de B, y en un 25% por la mezcla eutéctica (A + B). Al llegar a este punto sería conveniente que el lector comprobara estas cifras y dibujara un esquema del aspecto que presentaría la microestructura a la temperatura ambiente. La constitución que presentarán las aleaciones situadas a la derecha del punto eutéctico al solidificar será granos proeutéticos de B y mezcla eutéctica, diferenciándose entre sí únicamente en las cantidades relativas existentes de cada uno de los constituyentes. La relación que existe entre la composición de la aleación y su microestructura en estado sólido puede determinarse considerando la composición eutéctica como una línea divisoria imaginaria. La región situada por debajo de la línea de solidus y a la izquierda de la composición eutéctica estará formada por metal A +

mezcla eutéctica, y la situada a la derecha de la frontera imaginaria que hemos supuesto, por metal B + mezcla eutéctica (Fig. 4.10). La Fig. 4.12 muestra la relación existente entre la composición de la aleación y las cantidades relativas de los constituyentes.

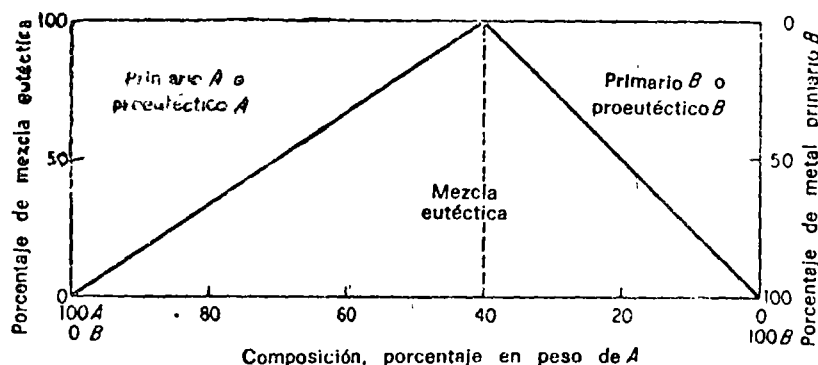
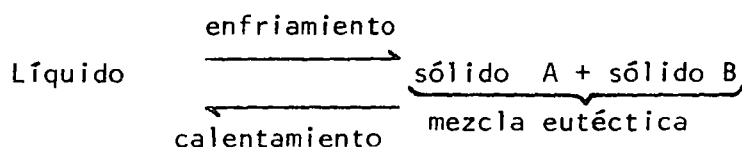
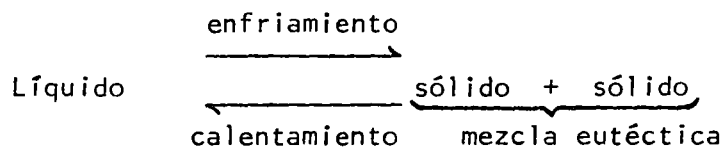


Fig. 4.12 Diagrama correspondiente al sistema eutéctico de la Fig. 4.10 en el que se muestra la relación lineal que existe entre los constituyentes de la microestructura y la composición de la aleación.

Vemos pues que, independientemente de la composición de la aleación, al alcanzar la línea correspondiente a la temperatura de solidificación del eutéctico, se verifica siempre la siguiente reacción:



Esta reacción, tal como está escrita, se refiere concretamente a este diagrama; sin embargo, la forma general de la reacción eutéctica es la siguiente:



teniendo en cuenta que la mezcla eutéctica está formada por dos fases sólidas distintas, pudiendo ser éstas dos metales puros, dos soluciones sólidas, dos fases intermedias o cualquier combinación binaria de las fases citadas.

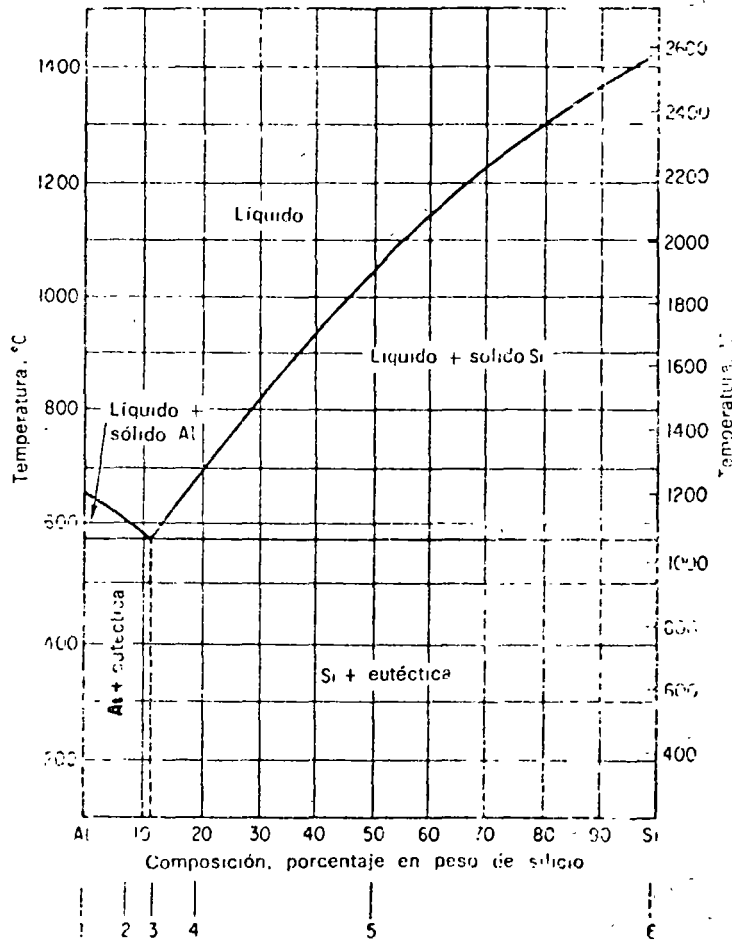


Fig. 4.13 Diagrama de equilibrio simplificado del sistema aluminio-silicio.

La Fig. 4.13 corresponde al diagrama de equilibrio simplificado del sistema de aleaciones de silicio-aluminio, ya que en su trazado no se ha tenido en cuenta la ligera solubilidad del silicio en el aluminio.

4.3.5 Solubilidad total en estado líquido y solubilidad parcial en estado sólido (Tipo III)

Este tipo podemos considerarlo como un caso intermedio entre los dos explicados anteriormente porque, en el estado sólido, las soluciones de un metal en otro tienen a menudo un límite de saturación.

En lo que sigue suponemos conocido ya el procedimiento para trazar un diagrama de equilibrio, por lo que prescindiremos del estudio de la serie de curvas de enfriamiento. Por ello, en los restantes tipos, el estudio lo efectuaremos directamente sobre los diagramas ya trazados.

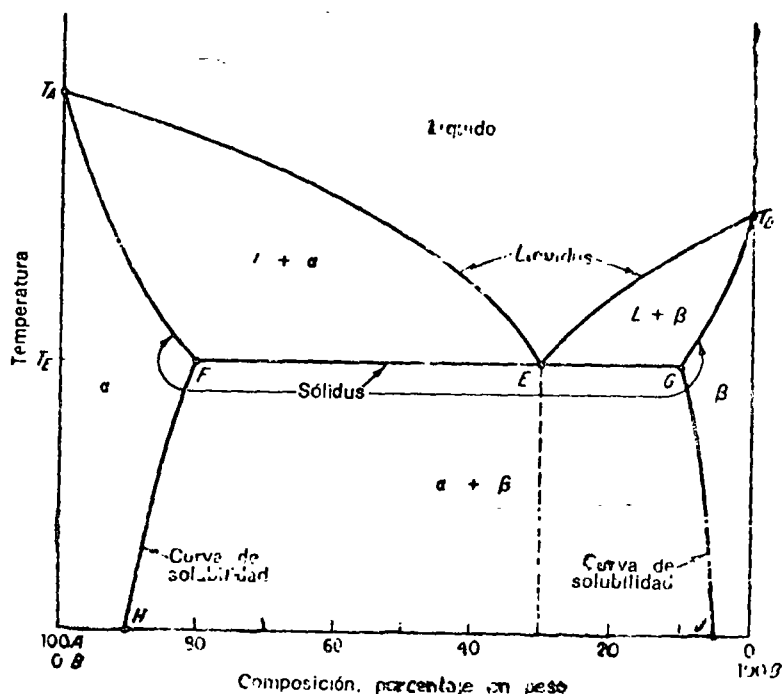


Fig. 4.14 Diagrama de equilibrio correspondiente al caso de solubilidad parcial en estado sólido.

El diagrama de equilibrio correspondiente a este tipo es el representado en la Fig. 4.14. Los puntos de fusión de los dos metales puros vienen indicados en el diagrama por los puntos T_A y T_B , respectivamente. La línea de liquidus es la $T_A E T_B$ y la de solidus $T_A F E G T_B$. Conforme hemos indicado anteriormente, designaremos en primer lugar las zonas del diagrama representativas de una sola fase, comenzando por la región situada por encima de la línea de liquidus que corresponde a una solución líquida monofásica. En los puntos de fusión, que a su vez son puntos de encuentro de las líneas solidus y de liquidus, el diagrama adquiere una forma de huso similar a la del diagrama del Tipo I (solubilidad total), lo cual es lógico que ocurra, puesto que, como estos metales son parcialmente solubles en el estado sólido, tienen que formarse soluciones sólidas. Al solidificar las aleaciones pertenecientes a este sistema, nunca se forman cristales puros de A o de B sino que siempre tiene lugar la formación de una solución sólida o de una mezcla de soluciones sólidas. Por tanto, a continuación se designan por α (alfa) y β (beta) las regiones correspondientes a las soluciones sólidas monofásicas, las cuales, como se forman en las regiones contiguas a los ejes, se denominan soluciones sólidas finales. Las tres zonas

bifásicas que quedan por designar las nombraremos por líquido + α , líquido + β y $\alpha + \beta$. Al descender la temperatura y alcanzarse T_E , la solución sólida α disuelve un máximo de un 20% de B, correspondiente al punto F de la figura, y la solución sólida β un máximo de 10% de A, dado por el punto G de la misma figura. Conforme desciende la temperatura, disminuye la cantidad máxima de soluto que puede disolverse según indican las líneas FH y GJ. Estas líneas se denominan líneas de transformación o de cambio de solubilidad, e indican la solubilidad máxima (solución saturada) de B en A (solución α) o de A en B (solución β) en función de la temperatura. El punto E, donde la línea de liquidus presenta un mínimo, se denomina, como en el Tipo II, punto eutéctico. A continuación vamos a considerar el enfriamiento lento de varias aleaciones.

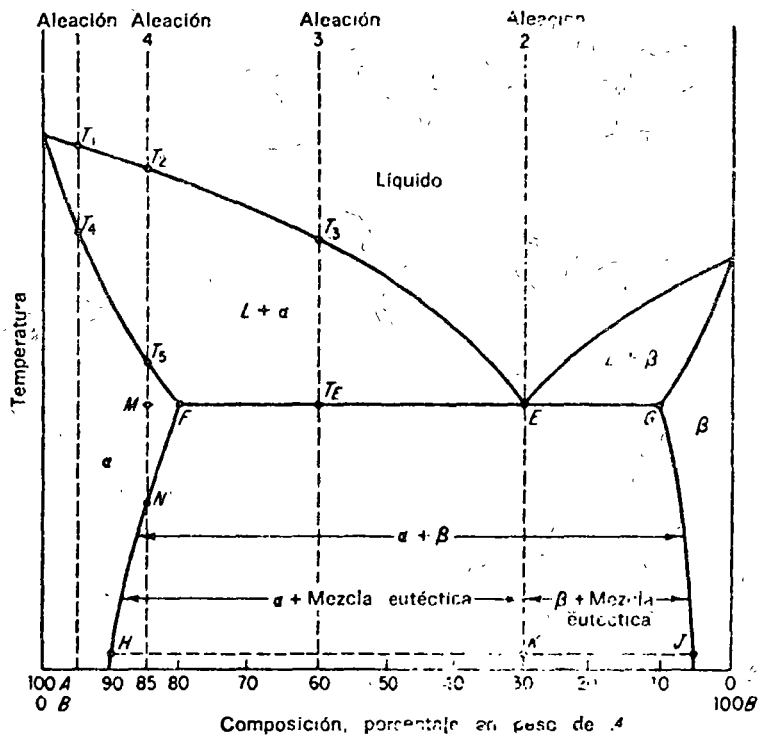
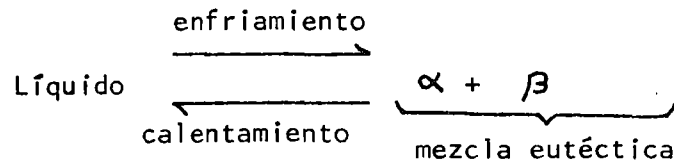


Fig. 4.15

Una aleación de composición 95A - 5B, tal como la 1 (Fig. 4.15), seguirá en su solidificación un proceso exactamente igual al de cualquier aleación del Tipo I. Empezará a solidificar cuando la ordenada 1 corta en T_1 a la línea de liquidus, dando cristales de solución sólida α , sumamente ricos en A. A medida que desciende la temperatura, el líquido se enriquece en B, siendo su composición la indicada por la línea de liquidus, la cual recorre en sentido descendente. Al mismo tiempo, la solución sólida también se enriquece en B, de acuerdo con las composiciones dadas por la línea de solidus.

A la temperatura T_4 termina la solidificación y si las velocidades de difusión y de crecimiento cristalino son iguales, la fase sólida formada será homogénea, conservando esta homogeneidad hasta su enfriamiento a la temperatura ambiente.

Veamos cómo solidifica una aleación tal como la 2, de composición eutéctica, 30A - 70B. Por encima del punto E, correspondiente a la temperatura de solidificación del eutéctico, la aleación se halla en estado líquido. Al alcanzar el punto E que pertenece a la línea del liquidus y del solidus, el líquido solidifica de acuerdo con la reacción eutéctica, apareciendo una mezcla muy fina de ambos sólidos. Las composiciones de los dos constituyentes del eutéctico son las indicadas por los extremos de la horizontal que pasa por E, es decir, solución sólida α de composición F y solución sólida β de composición G. La reacción eutéctica que tiene lugar puede escribirse en la forma



Esta reacción es igual a la que se verifica en el diagrama del Tipo II, con la diferencia de que, en este caso, los constituyentes del eutéctico no son metales puros sino soluciones sólidas. La cantidad de cada una de ellas, presente en la mezcla eutéctica, puede determinarse aplicando la regla de la palanca:

$$\alpha \text{ (porcentaje)} = \frac{EG}{FG} \times 100 = \frac{20}{70} \times 100 = 28,6$$

$$\beta \text{ (porcentaje)} = \frac{EF}{FG} \times 100 = \frac{50}{70} \times 100 = 71,4$$

Como la solubilidad de B en A varía de acuerdo con la línea FH, y la de A en B según la línea GJ, las cantidades relativas de α y β que componen el eutéctico a la temperatura ambiente, difieren ligeramente de las obtenidas, y son:

$$\alpha \text{ (porcentaje)} = \frac{KJ}{HJ} \times 100 = \frac{25}{85} \times 100 = 29,4$$

$$\beta \text{ (porcentaje)} = \frac{HK}{HJ} \times 100 = \frac{60}{85} \times 100 = 70,6$$

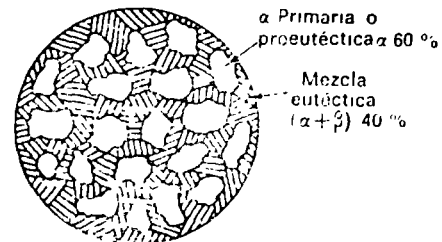
Consideremos ahora la solidificación de la aleación 3, de composición 60A-40B. Al alcanzar la temperatura T_3 que pertenece a la línea de líquidus, comienzan a formarse cristales primarios o proeutécticos, de solución sólida α muy ricos en A. A medida que desciende la temperatura, el líquido se enriquece cada vez más en B, siendo su composición la indicada por la línea de líquidus, la cual recorre en sentido descendente y hacia la derecha hasta alcanzar el punto E. Cuando la temperatura alcanza un valor ligeramente superior al de solidificación del eutéctico, las condiciones existentes son:

Fases	Líquida	α primaria
Composición química	30A-70B	80A-20B
Cantidades relativas	40 %	60 %

Como el líquido que queda sin solidificar tiene la composición correspondiente al punto E y se encuentra a la temperatura de solidificación del eutéctico, solidificará formándose alternativamente cristales de α y β , cuya composición será la correspondiente a los extremos de la línea horizontal que pasa por E (puntos F y G). Esta solidificación se lleva a cabo a temperatura constante, siendo la microestructura que aparece una vez completada ésta, la representada en la Fig. 4.16. Obsérvese la similitud que existe entre esta microestructura y la representada en la Fig. 4.11.c. Al enfriarse

esta aleación hasta alcanzar la temperatura ambiente, como la solubilidad va ría según la curva FH, el exceso de β existente en la solución se precipita.

Fig. 4.16 Representación esquemática de la microestructura, una vez solidificada, de la aleación 3 de la Fig. 4.15



Una aleación como la 4, de composición 85A-15B vemos que solidifica siguiendo el mismo proceso que la aleación 1, formándose una solución sólida homogénea monofásica, solución sólida α , entre las temperaturas T_2 y T_5 , comienzo y final de la solidificación respectivamente, la línea de cambio de solubilidad FH muestra la disminución de la solubilidad de B en A al descender la temperatura. Por tanto, cuando al enfriarse la aleación alcanza esta línea de transformación en el punto N, la solución α se encuentra saturada de B. Al descender todavía más la temperatura, manteniéndose las condiciones de enfriamiento lento, la solución quedará sobresaturada debiendo precipitar el constituyente B en exceso. Como A es soluble en B, la solución va liberando el metal B en exceso, no como metal puro sino en forma de solución sólida β . A la temperatura ambiente, la aleación quedará por tanto, constituida en gran parte por solución sólida α y por una pequeña cantidad de la solución β en exceso, depositada principalmente a lo largo de los contornos de grano. La determinación de la cantidad de solución sólida β en exceso puede hacerse aplicando la regla de la palanca en el segmento HJ.

Si la fase β es relativamente frágil, la aleación será poco dúctil y presentará una resistencia pequeña. La resistencia de una aleación depende en gran medida de la fase que se presente en forma continua en su microestructura. Así, en este caso, aunque la cantidad de solución β existente en la aleación representa sólo un 5%, forma una red continua a lo largo de los contornos de grano. Esto hace que la rotura de la aleación tienda a producirse en estas mismas zonas. Sin embargo, sometiendo la aleación a un tratamiento

térmico, sus características mecánicas de resistencia y dureza pueden experimentar un cambio significativo.

La Fig. 4.17 muestra el diagrama de equilibrio de varias aleaciones del sistema plomo-antimonio.

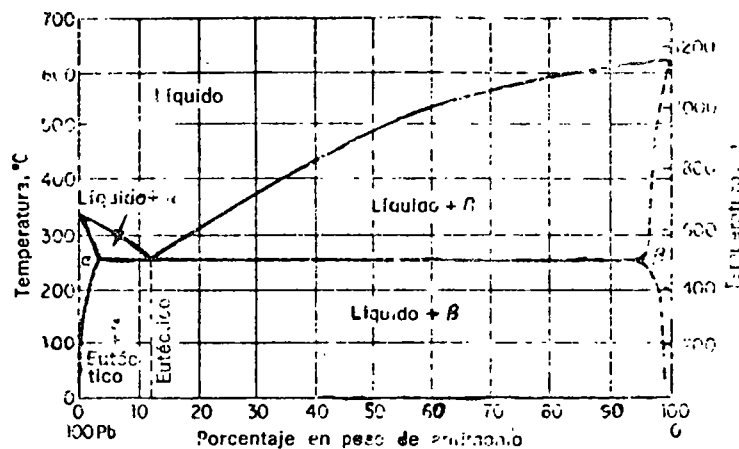


Fig. 4.17 Diagrama de equilibrio del sistema plomo-antimonio.

En la Fig. 4.18 se ve el diagrama de equilibrio de algunas aleaciones del sistema plomo-estaño.

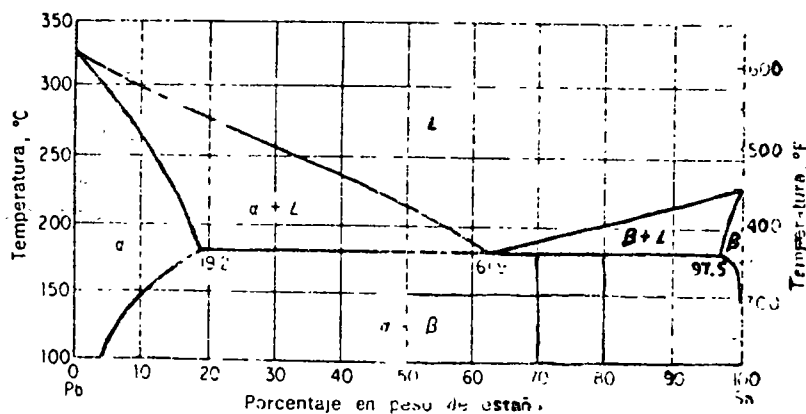


Fig. 4.18 Diagrama de equilibrio del sistema plomo-estaño.

Nota: Las propiedades en los sistemas con eutéctico. Las propiedades de una aleación compuesta de varias fases dependen de las características particulares de las fases componentes y de la distribución que tengan éstas en la microestructura. Esto es lo que ocurre en los sistemas de aleación con formación de eutéctico. Muchas propiedades físicas, tales como la densidad, la conductividad eléctrica y el coeficiente de dilatación varían linealmente en las zonas de equilibrio bifásico. La resistencia, dureza y ductilidad dependen del tamaño, número, distribución y propiedades de los cristales de ambas fases. En muchos sistemas de aleaciones comercialmente importantes, una de las fases componentes es relativamente blanda y plástica, mientras que la otra es relativamente dura y frágil. Cuando en este tipo de aleaciones va variando la composición, acercándose a la eutéctica desde la región de la fase plástica, la resistencia de la aleación experimenta un rápido incremento. Pasada la composición eutéctica, la resistencia disminuye debido al mayor número de partículas pequeñas de eutéctico existentes, y al aumento en tamaño y cantidad de la fase primaria o proeutéctica frágil presente. Por tanto, en esta clase de sistemas, la composición eutéctica es la que presenta una resistencia mayor.

Como ya hemos indicado anteriormente en una mezcla de dos metales, la fase físicamente continua, es decir, la que constituye la matriz o red en la que se encuentran dispersas las partículas de la otra, es la que más influye en las propiedades de la aleación, de tal modo que éstas se asemejan más a las propiedades de la primera fase que a las de la segunda. La mezcla eutéctica es siempre una fase continua ya que procede de la solidificación de la última porción del líquido y rodea a los granos primarios. También suele ocurrir que, por lo general, la fase que se encuentra en la eutéctica en mayor proporción, sea la fase continua de la mezcla. Por todo ello, si esta fase es plástica, toda la serie de aleaciones del sistema mostrará cierta plasticidad; por el contrario, si esta fase es frágil, la serie entera participará en cierto grado de este carácter. Además de los factores indicados, un incremento de la velocidad de enfriamiento durante la solidificación puede dar lugar a una mezcla eutéctica más fina y en mayor cantidad, y a unos granos primarios de menor tamaño, todo lo cual puede ejercer una influencia considerable en las propiedades mecánicas.

4.3.6. Diagrama con compuestos intermedios de fusión congruente (tipo IV)

Cuando una fase se transforma en otra isotérmicamente (a temperatura constante) sin que su composición química sufra ninguna variación, se dice que ha experimentado un cambio de fase o transformación congruente. Este tipo de transformación es el que se presenta en la solidificación de todos los metales puros. Cuando la solidificación de una fase intermedia es congruente, se puede considerar ésta como otro componente del diagrama de equilibrio. Si esta fase intermedia se presenta en un intervalo de composiciones más o menos grande, se trata por lo general de un compuesto electrónico y se suele designar con una letra griega. En los últimos años, algunos autores tienden a designar todas las fases intermedias con letras griegas. Si el intervalo de composiciones en que se presenta la fase intermedia es muy pequeño, como ocurre con los compuestos intermetálicos o intersticiales, se representa en el diagrama mediante una línea vertical y se designa por su fórmula química.

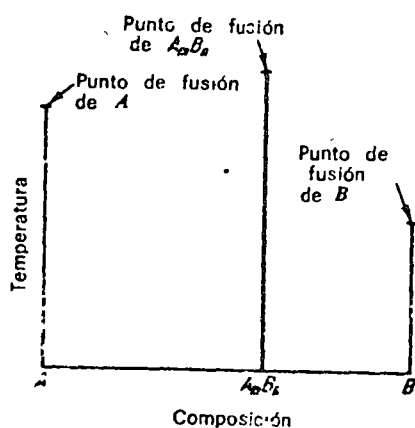


Fig. 4.19 Composición y punto de fusión de los metales puros A y B y del compuesto químico $A_m B_n$.

Como se indica en la Fig. 4.19 el sistema A-B puede separarse en dos partes independientes, una que comprende todas las aleaciones entre A y el compuesto $A_m B_n$, y la otra, que incluye a las formadas entre $A_m B_n$ y B. Cada una de estas dos partes puede representar cualquiera de los tipos de sistemas estudiados hasta ahora. Si los metales puros son totalmente insolu

bles en el compuesto, y éste es parcialmente soluble en aquéllos, el diagrama de equilibrio será similar el representado en la Fig. 4.20.

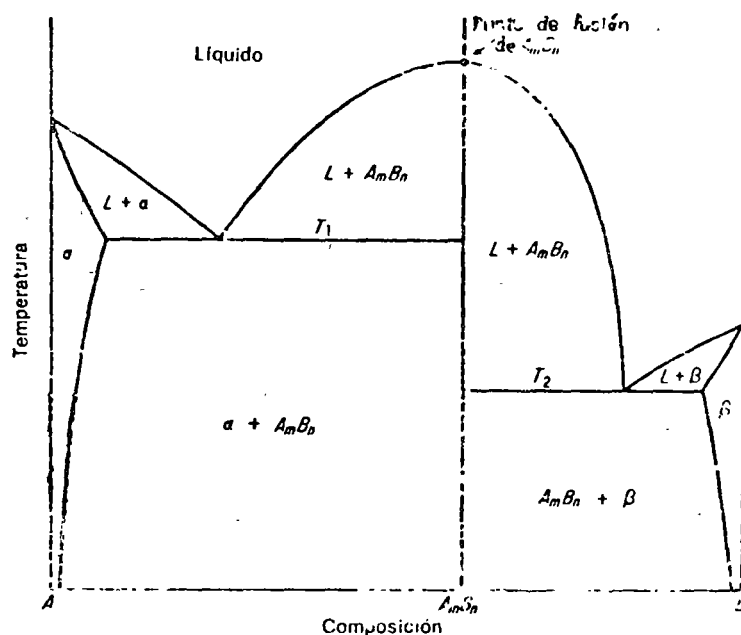
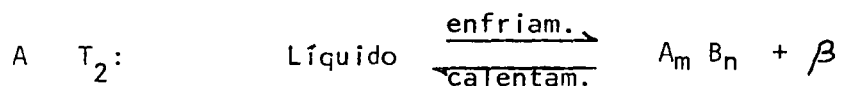
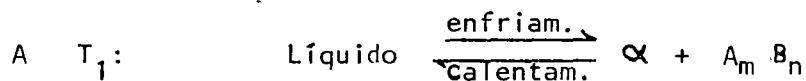


Fig. 4.20 Metales parcialmente solubles con formación de un compuesto intermetálico, dos soluciones sólidas y dos eutécticas.

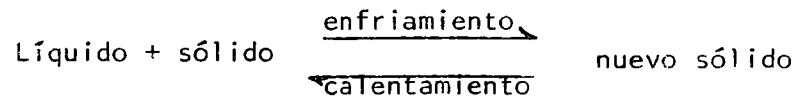
En este diagrama se forman dos mezclas eutécticas distintas. Sus ecuaciones respectivas pueden escribirse en la forma siguiente:



El estudio de muchos sistemas reales en los que se forman varias fases intermedias de fusión congruente puede simplificarse tal como hemos dicho, subdividiéndolos en una serie de sistemas parciales.

4.3.7 Diagrama peritético (tipo V)

Cuando dos fases, una líquida y otra sólida, reaccionan isotérmicamente entre sí, dando lugar a la formación de una nueva fase sólida, se dice que han sufrido una reacción peritética, la cual, en general, puede expresarse por:



El nuevo sólido formado suele ser una fase intermedia (Fig. 4.21), pero en algunos casos puede ocurrir que sea una solución sólida final (Fig. 4.22). En el diagrama de la Fig. 4.21 vemos que cuando la temperatura del compuesto A_mB_n , de composición 70A-30B, se eleva hasta alcanzar la correspondiente a la reacción peritética, punto G, se descompone en dos fases, una líquida, y la sólida A. Así pues esta aleación intermedia constituye un ejemplo de fusión incongruente. Si nos fijamos bien vemos que la reacción peritética es exactamente una reacción inversa de la eutéctica, ya que ésta consiste en la formación durante el enfriamiento, de dos nuevas fases a partir de una sola. La línea de liquidus es la T_ADET_B , mientras que la de solidus es la $T_AT_pGJT_ET_B$, siendo la línea T_pD la de reacción peritética. Obsérvese que solamente una parte de esta línea, el segmento T_pG coincide con la línea de solidus. A continuación estudiaremos las transformaciones que tienen lugar durante el enfriamiento lento de varias aleaciones.

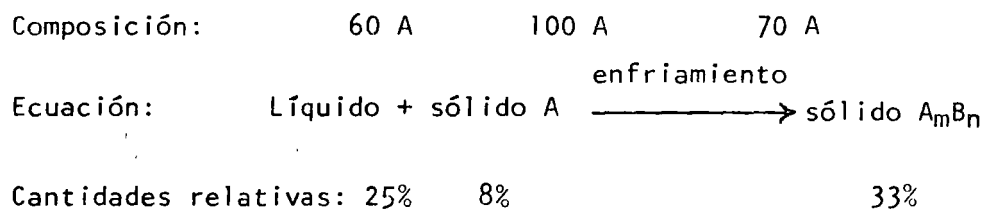
Una aleación tal como la 1, de composición 90A-10B, permanece en estado líquido hasta que su ordenada corta en T_1 a la línea de liquidus, momento en el cual se inicia la solidificación, formándose cristales de metal puro A. Al descender la temperatura, la cantidad de líquido que queda sin solidificar va disminuyendo, variando al mismo tiempo su composición de acuerdo con los valores correspondientes a la línea de liquidus. A una temperatura inmediatamente superior a la que se verifica la reacción peritética T_p , las condiciones existentes son:

Fases	Líquida	Sólida A
Composición	60A-40B	100A
Cantidades relativas	$\frac{T_pF}{T_pD} \times 100 = 25\%$	$\frac{FD}{T_pD} \times 100 = 75\%$

A una temperatura inmediatamente inferior a la de reacción peritética, las condiciones existentes son:

Fases	$A_m B_n$	Sólida, A
Composición	70A-30B	100A
Cantidades relativas	$\frac{T_F}{T_P} \times 100 = 33\%$	$\frac{FG}{T_P G} \times 100 = 67\%$

A primera vista, un examen de las condiciones existentes a estas dos temperaturas parece indicar que al alcanzar la aleación la línea horizontal el líquido desaparece, formándose en su lugar el compuesto químico $A_m B_n$. Sin embargo, si consideramos las composiciones químicas vemos que esto no es posible que ocurra. En efecto, el líquido contiene un 60% de A, mientras que $A_m B_n$ un 70, lo que nos indica que la cantidad de A que contiene el líquido no es la suficiente para el compuesto químico pueda formarse por simple transformación del primero. El líquido tiene por tanto que reaccionar con la cantidad de sólido A precisa para que su composición sea la del compuesto químico $A_m B_n$. Por consiguiente, a la temperatura de la reacción peritética tiene que cumplirse la ecuación:



La reacción se verifica alrededor de la superficie de cada grano de sólido A en contacto con el líquido. Cuando se alcanza la composición correcta, el líquido solidifica formando una capa de material $A_m B_n$ alrededor de cada uno de los granos de A. Una vez formada esta capa la reacción prosigue lentamente, puesto que, para que continúe, los átomos tienen que difundirse a través de la capa peritética de $A_m B_n$ (véase la Fig. 4.23)

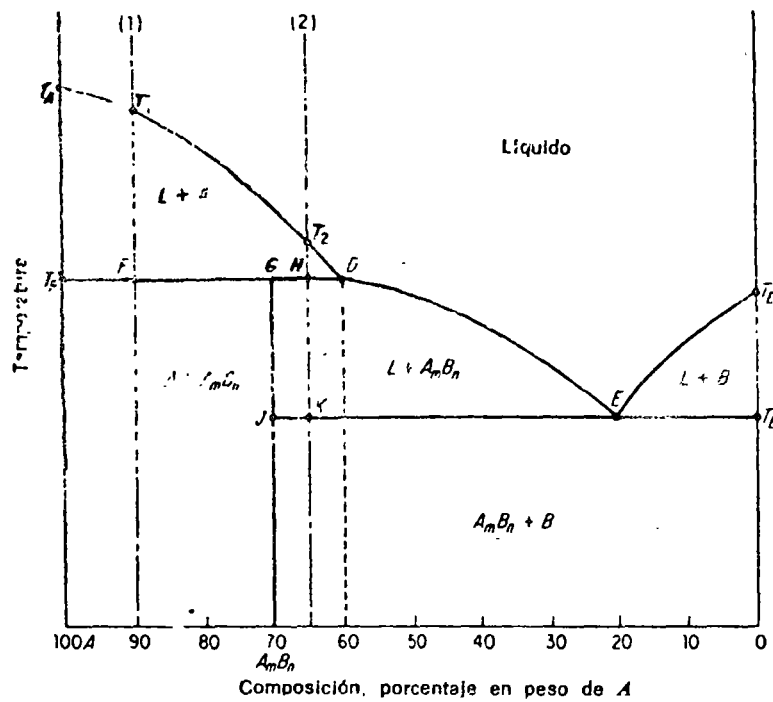


Fig. 4.21 Diagrama de equilibrio en el cual se forma una fase intermedia de fusión incongruente como consecuencia de una reacción peritética.

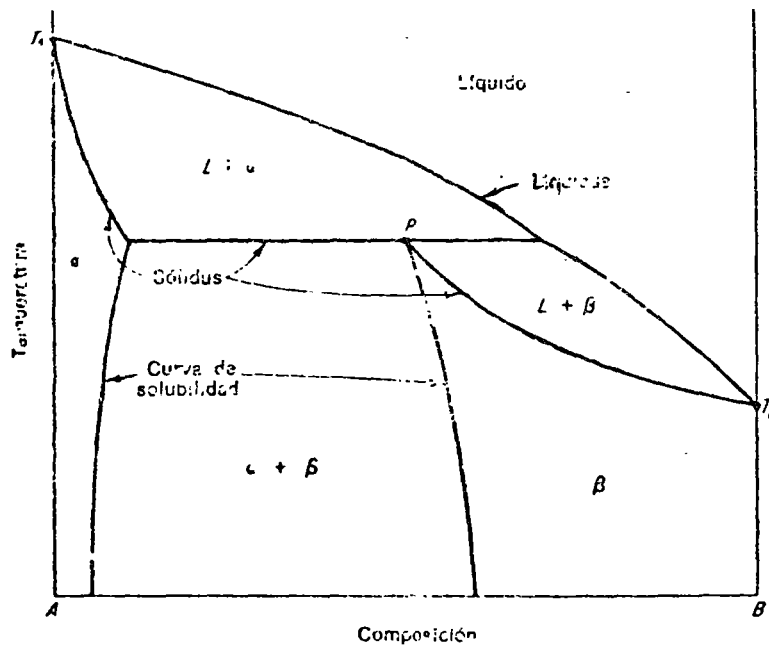


Fig. 4.22 Diagrama de equilibrio en el cual se forma una solución sólida final como consecuencia de una reacción peritética.

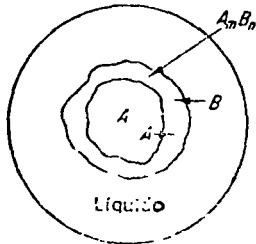
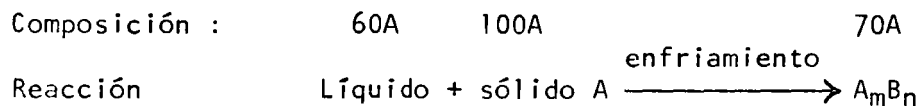


Fig. 4.23 Representación esquemática de la reacción peritética. El espesor de la capa de $A_m B_n$ aumenta al difundirse a través de ella, los átomos de A hacia la periferia y los de B hacia el interior.

Al terminar la difusión habrá desaparecido todo el líquido y, como en la reacción sólo se habrá consumido un 8% de metal puro A, quedará un 67% de este metal. En la microestructura final aparecerán granos de metal primario A, rodeados del compuesto químico $A_m B_n$. Este proceso es el mismo para todas las aleaciones situadas a la izquierda del punto G. La única diferencia estriba en la cantidad de metal A que queda en exceso al terminarse la reacción peritética, siendo tanto menor esta cantidad de metal primario cuanto más próxima sea la composición de la aleación a la eutéctica.

La aleación 2, de composición 65A-35B, empieza a solidificar en T_2 , dando cristales de metal puro A. Entre T_2 y H la solidificación continúa, formándose nuevos cristales de A y enriqueciéndose el líquido en B, siendo la composición de éste al alcanzar el punto H 60A-40B. Aplicando la regla de la palanca a esta aleación encontramos que está formada por $35/40 \times 100$ ó 87,5 % de líquido, 12,5 % de metal A. Como el segmento GD no forma parte de la línea de solidus, cuando termina la reacción debe quedar todavía cierta cantidad de líquido, parte de la cual reacciona nuevamente con el metal A formando nuevas cantidades del compuesto químico $A_m B_n$. Esta reacción es la misma que ya hemos indicado:



La cantidad de líquido que interviene en esta reacción puede determinarse aplicando la regla de la palanca a temperaturas inferiores a la de reacción:

$$\text{Líquido (porcentaje)} = \frac{GH}{DG} \times 100 = \frac{10}{20} \times 100 = 50\%$$

Como la cantidad de líquido que existía antes de la reacción era un 87.5% y después de realizada ésta un 50%, quiere decir que un 37,5 % del líquido ha reaccionado a la temperatura de transformación peritética con un 12.5% de sólido A, formando un 50% del compuesto $A_m B_n$. Al continuar el enfriamiento se separan ahora del líquido cristales de $A_m B_n$, mientras que el líquido residual continúa enriqueciéndose en B de acuerdo con las composiciones indicadas por la línea de liquidus, hasta alcanzar el punto E sobre la línea de temperatura de solidificación del eutéctico. A esta temperatura solo queda sin solidificar un $\frac{5}{50} \times 100$ ó 10 % del líquido, el cual lo hace en este momento formándose la mezcla eutéctica $A_m B_n + B$. Esta aleación estará constituida a la temperatura ambiente por un 90% de $A_m B_n$ primario o proeutético, y por un 10% de mezcla eutéctica ($A_m B_n + B$) que rodea a la fase anterior.

4.3.8 Solubilidad parcial en estado líquido (tipo VI). Reacción monotética.

Hasta ahora, en todos los tipos explicados hemos supuesto que la solubilidad en el estado líquido era completa. Sin embargo, puede ocurrir que en algunos intervalos de composición se formen dos soluciones líquidas insolubles una en otra. La solubilidad también suele conocerse como miscibilidad, y así los líquidos, como el agua y el aceite, que son insolubles uno en otro, se dice que son inmiscibles.

La Fig. 4.24 representa el diagrama de equilibrio correspondiente a este tipo de aleaciones, siendo $T_A C F E T_B$ la línea de liquidus y $T_A T_E J T_B$ la de solidus. Las aleaciones cuya composición se encuentre comprendida entre C y F estarán formadas a una temperatura inmediatamente superior a T_M por dos soluciones líquidas. Las líneas CD y FG muestran la composición de las fases líquidas que coexisten en equilibrio a temperaturas más elevadas. En la mayoría de los casos estas líneas no son continuas sino de trazos, ya que su determinación exacta encierra normalmente dificultades experimentales prácticamente insalvables. Como estas líneas son convergentes, puede que, a temperaturas más elevadas, se unan, formándose una sola solución líquida homogénea.

La zona ocupada por esta solución se considera para todos los efectos como cualquier otra región bifásica, aplicándose las mismas reglas para determinar la composición química de L_1 y de L_2 y de las cantidades relativas presentes a cualquier temperatura.

El estudio de este diagrama revela que a temperaturas inferiores a la temperatura monotéctica T_M no existe la solución L_1 , rica en A.

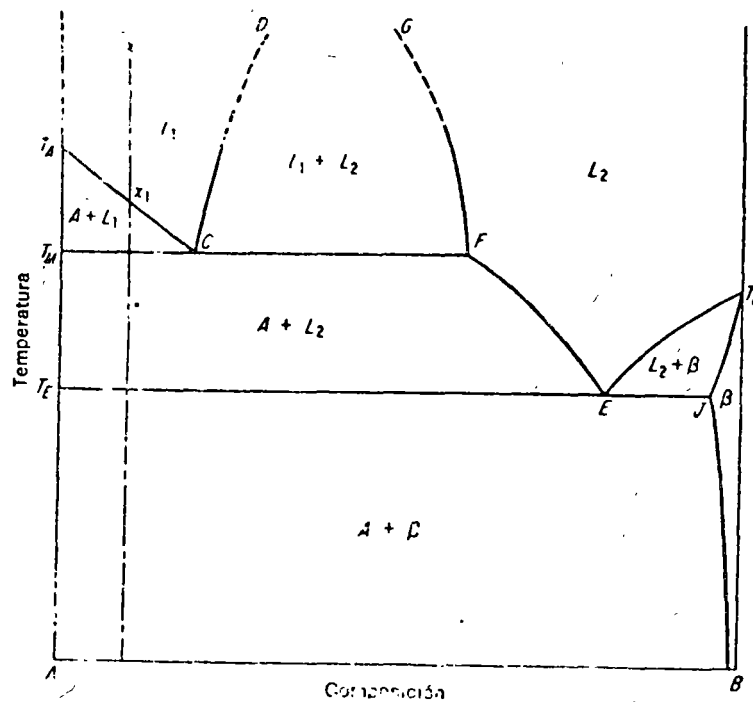
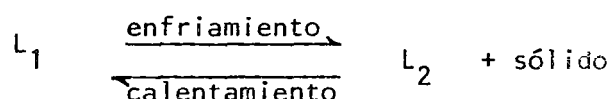


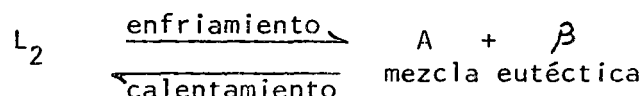
Fig. 4.24 Diagrama de equilibrio correspondiente a dos metales parcialmente solubles en estado líquido; reacción monotéctica.

Veamos que sucede cuando se enfría lentamente una aleación tal como la x. Hasta que la temperatura no alcanza el valor x_1 sobre la línea de liquidus la aleación permanece en estado líquido, pero al llegar a dicho punto empiezan a solidificar cristales de metal puro A. A medida que la temperatura descende, el líquido se enriquece en B, siendo su composición la indicada por la línea de liquidus al recorrerla en sentido descendente. Cuando se alcanza

la temperatura monotéctica T_M , la composición de L_1 viene dada por el punto C. A temperaturas inferiores a ésta las fases existentes son sólido A y L_2 . A primera vista cabría pensar que L_2 no es sino una transformación de L_1 , pero, tras un estudio más detenido, se llega a la conclusión de que esto no puede suceder, puesto que a la temperatura T_M la composición de L_2 es la correspondiente al punto F, cuyo contenido en A es inferior al existente en L_1 . Por tanto, a T_M , L_1 experimenta una reacción monotéctica, en la cual precipita metal puro A de L_1 , hasta que la composición del líquido residual es igual a la de L_2 . En general esta reacción puede escribirse en la forma



Durante la reacción se forma sólido A, por lo que la cantidad de éste que existe al finalizar la reacción es superior a la que había antes de que se verificara. Los sucesivos descensos de temperatura darán lugar a que se precipite sólido A de la solución líquida L_2 , de tal modo que, al alcanzarse la temperatura de solidificación del eutéctico T_E , la composición del líquido residual será la del punto E. La reacción eutéctica que al llegar a esta temperatura se desarrolla es:



La microestructura final estará formada por granos primarios de A, rodeados por la mezcla eutéctica (A + β).

4.3.9 Insolubilidad total en ambos estados sólido y líquido (tipo VII).

La Fig. 4.24 representa el diagrama de equilibrio correspondiente a este tipo de aleaciones, aunque en realidad, en este caso, los metales no forman propiamente tales aleaciones. Este diagrama es realmente el caso límite de la reacción monotéctica. Si en la Fig. 4.24 los puntos C y F se desplazan en sentidos opuestos, aumentando el intervalo de insolubilidad de las soluciones líquidas, llegará un momento en que abarquen todo el campo de variación de las composiciones, transformándose el diagrama en el de la Fig. 4.25. Cuando se funden juntos plomo y aluminio, el aluminio líquido se encon

trará sobre el plomo fundido, debido a su menor densidad. Al solidificar se forma una aleación compuesta de dos capas distintas unidas por una lámina muy fina, ya que prácticamente no existe difusión.

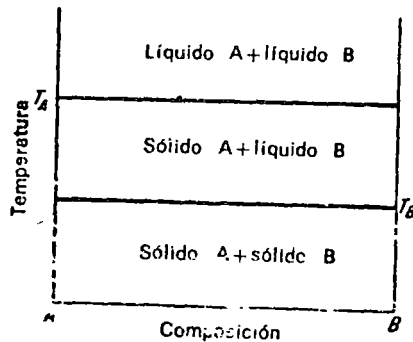


Fig. 4.25 Diagrama de equilibrio de dos metales insolubles en los estados sólido y líquido.

4.3.10 Tipos fundamentales.

Los diagramas reales no son sino combinaciones de los distintos tipos de diagramas de equilibrio que hemos estudiado. El estudio de las relaciones que existen entre los tipos fundamentales encierra gran interés, ya que permitirá simplificar en gran medida el estudio de los diagramas complejos. Los tres primeros tipos difieren únicamente en el grado de solubilidad en el estado sólido. Así, si los extremos F y G de la línea que pasa por el punto eutéctico del diagrama correspondiente a un sistema de dos metales insolubles, o sea del Tipo II (Fig. 4.26.a), se desplazan sobre dicha línea aproximándose, lo que equivale a decir que la solubilidad en estado sólido aumenta, se obtiene un diagrama correspondiente al Tipo III, o de solubilidad parcial en estado sólido (Fig. 4.26.b). Si en su desplazamiento coinciden en el punto eutéctico E se obtiene el diagrama correspondiente a los sistemas con solubilidad total (Fig. 4.26.c). Los Tipos IV y V se caracterizan por la existencia de una fase intermedia. Si esta fase se descompone en el calentamiento (fusión incongruente), el diagrama presentará una reacción peritética. En cambio cuando la fase intermedia presenta un punto de fusión verdadero (fusión congruente) en el diagrama puede aparecer una reacción eutéctica.

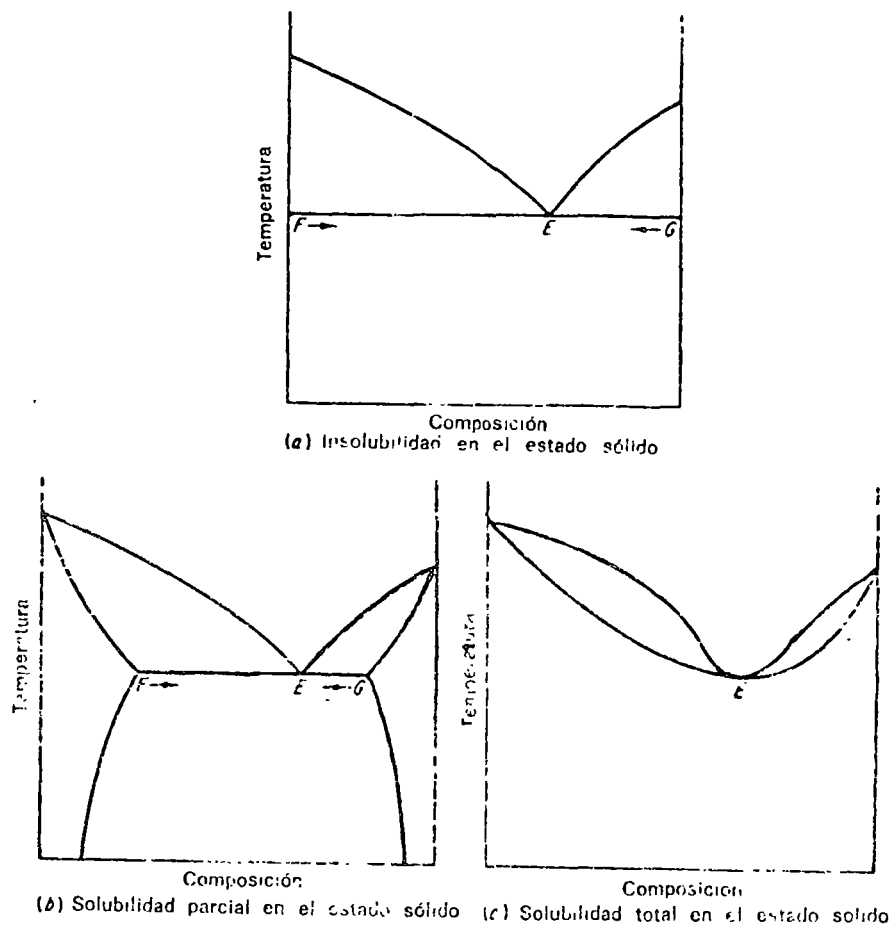


Fig. 4.26 Relación entre los diagramas de equilibrio al variar la solubilidad en el estado sólido.

4.4 Transformaciones en el estado sólido.

En el estado sólido pueden ocurrir también varias transformaciones y reacciones de equilibrio, las cuales se realizan en su totalidad en dicho estado.

4.4.1 Alotropía.

Al tratar en el Cap. 1 de los metales y estructuras cristalinas, decíamos que hay metales que pueden presentar diversas variedades dependiendo el que adopten una u otra de la temperatura a que se encuentren. Esta propiedad se denomina alotropía, y entre los metales que la poseen se encuentran el hierro, estaño, manganeso y cobalto. Sobre un diagrama de equilibrio

una transformación alotrópica viene indicada por uno o varios puntos situados en la vertical que representa el metal puro, tal como se indica en la Fig. 4.27. En este diagrama la zona en que se presenta la solución sólida gamma se encuentra encerrada en un "lazo". El metal puro A y las aleaciones ricas en A experimentan dos transformaciones alotrópicas. Muchos de los diagramas de equilibrio, en los que uno de los componentes es el hierro, tales como los diagramas Fe-Si, Fe-Mo y Fe-Cr presentan zonas de solución sólida en forma de lazo. Como el tipo de hierro que existe entre estos límites de temperatura es el hierro gamma, esta zona se conoce generalmente como lazo gamma.

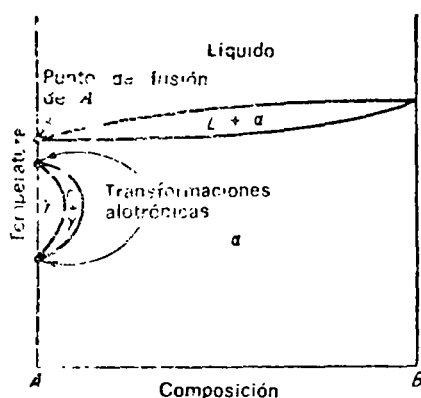


Fig. 4.27 Diagrama de equilibrio en el cual el metal A experimenta dos transformaciones alotrópicas.

4.4.2 Orden y desorden en las soluciones sólidas.

Normalmente, en las soluciones sólidas por sustitución, los átomos del soluto se distribuyen arbitrariamente en la estructura cristalina del disolvente, no ocupando unas posiciones determinadas. Estas aleaciones se dice que se presentan en forma "desordenada". En algunas de estas soluciones sólidas, cuando se enfrían lentamente, aparece cierta reagrupación atómica, en virtud de la cual los átomos del soluto pasan a ocupar posiciones definidas dentro de la red. Estas nuevas estructuras se conocen como soluciones sólidas ordenadas o super redes (Fig. 4.28). Las super-redes suelen producirse en las aleaciones formadas por metales totalmente solubles en estado sólido y, por lo general, la máxima ordenación se presenta cuando la proporción entre los átomos de disolvente y de soluto es sencilla. Por esta razón la fase ordenada responde algunas veces a fórmulas químicas tales como AuCu y AuCu₃. En

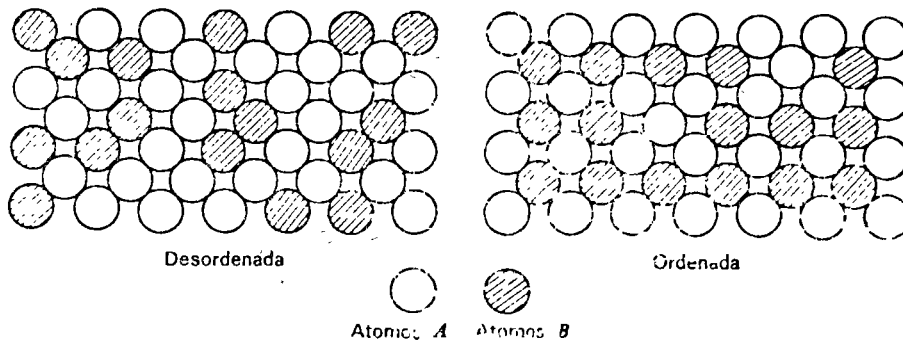


Fig. 4.28 Distribución atómica en las soluciones sólidas ordenadas y desordenadas.

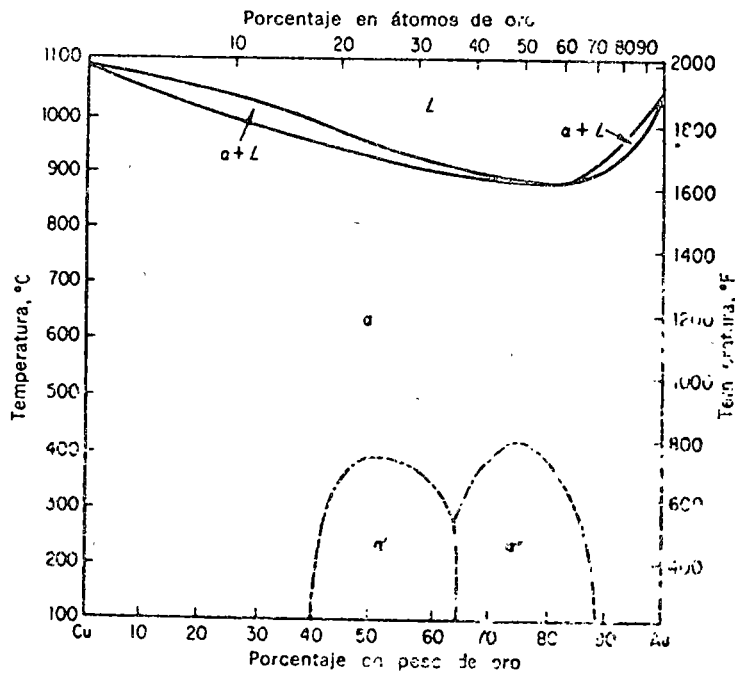


Fig. 4.29 Diagrama de equilibrio oro-cobre.

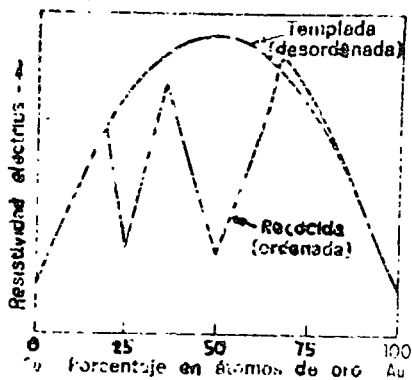


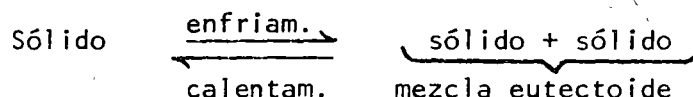
Fig. 4.30 Sistema oro-cobre. Variación de la resistividad eléctrica en función de la composición.

el diagrama de equilibrio las soluciones ordenadas se suelen designar por α' , β' , etc., y las regiones en que se presentan vienen limitadas por líneas de puntos y trazos. La Fig. 4.29 representa el diagrama de equilibrio real del sistema Au-Cu.

Cuando las dos fases; ordenada y desordenada, presentan la misma estructura cristalina, la influencia que ejerce la ordenación sobre las propiedades mecánicas es despreciable. Sin embargo, en los sistemas en los que la forma de la celdilla fundamental se modifica en el proceso de ordenación se produce un aumento de dureza. Independientemente de que la celdilla fundamental se distorsione o no, la ordenación siempre da lugar a una notable disminución de la resistividad eléctrica (Fig. 4.30)

4.4.3 La reacción eutectoide.

Esta reacción se produce frecuentemente en el estado sólido y representa en este estado lo que la reacción eutéctica en la solidificación. En este caso, una solución sólida formada en la solidificación se descompone durante el enfriamiento en dos nuevas fases sólidas. La ecuación general puede escribirse en la forma



La mezcla eutectoide resultante es sumamente fina, presentando un aspecto exactamente igual al de la mezcla eutéctica, de tal modo que, al microscopio, generalmente se confunden, no pudiéndose determinar si la mezcla observada procede de una reacción eutéctica o de una eutectoide. La Fig. 4.31 representa un diagrama de equilibrio en el que se produce una reacción eutectoide.

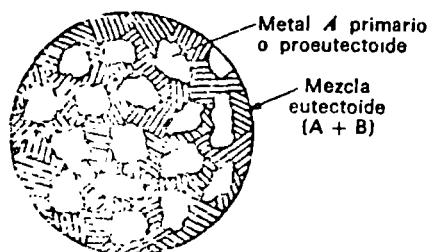


Fig. 4.32 Microestructura de una aleación hipoeutectoide enfriada lentamente.

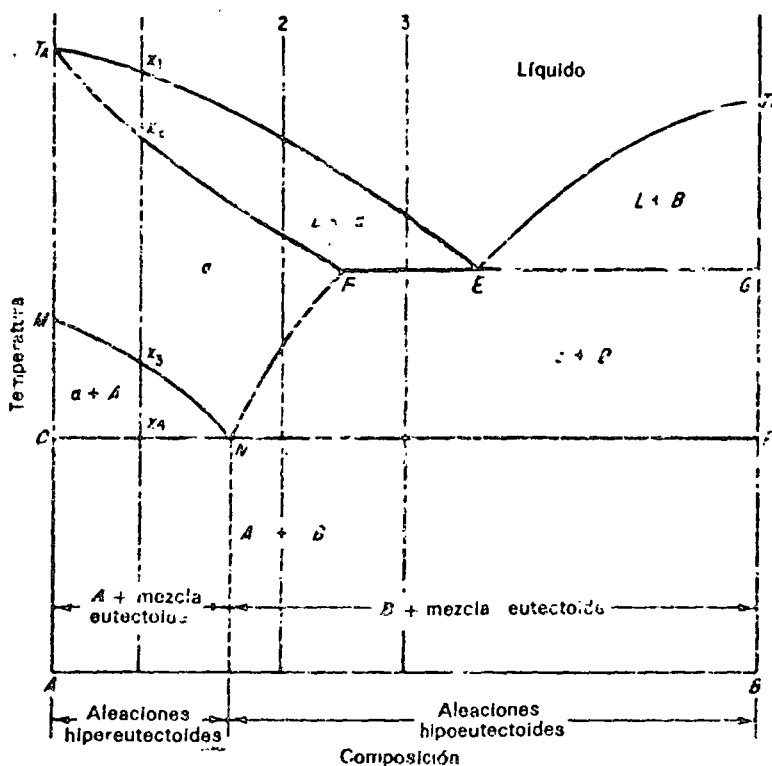
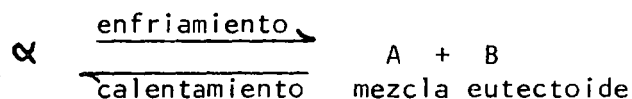


Fig. 4.31 Diagrama de equilibrio en el que se desarrolla una reacción eutéctica.

La línea de liquidus es la $T_A E T_B$ y la de solidus $T_A F G T_B$. La mezcla eutéctica está formada por las fases existentes en los extremos de la línea correspondiente a la temperatura de solidificación del eutéctico, es decir, solución sólida (punto F) y sólido B (punto G). El punto M indica una transformación alotrópica del metal puro A. La línea de variación de solubilidad MN indica que, a medida que aumenta la concentración de la aleación en B, la transformación alotrópica se presenta a temperaturas inferiores, siendo la temperatura mínima a que puede presentarse N. La línea FN indica la disminución que experimenta la solubilidad de B en A al descender la temperatura. El punto N se denomina punto eutéctico; la composición correspondiente a este punto, composición eutéctica, y la horizontal que pasa por él, OP, corresponde a la temperatura de formación del eutéctico. Las aleaciones situadas a la izquierda de la composición eutéctica se suelen llamar, por analogía con el diagrama eutéctico, aleaciones hipoeutéctoides, y las situadas a la derecha del punto N aleaciones hipereutéctoides.

Si enfriamos lentamente una aleación hipoeutectoide tal como la 1, ésta empieza a solidificar al alcanzar su temperatura el valor x_1 sobre la línea de liquidus, dando cristales de solución sólida α . La solidificación prosigue al descender la temperatura, formándose nuevas cantidades de α y terminando cuando su ordenada corta a la línea de solidus en x_2 . La solución sólida formada conserva su homogeneidad al continuar el enfriamiento hasta que su ordenada corta a la línea de variación de solubilidad en x_3 , en cuyo momento el metal puro A comienza su transformación alotrópica. Como en la región situada por debajo de M, la insolubilidad es total, la nueva estructura cristalina de A no puede disolver nada de B, por lo que los átomos de este metal tienen que salir por difusión de la zona de transformación alotrópica. Una vez desembarazada la solución de los átomos de B, los átomos de A pueden reagruparse de acuerdo con la nueva estructura cristalina. El exceso de B se disuelve en la solución α restante, la cual se enriquece por tanto en este metal al descender la temperatura, siendo su composición la indicada por la línea MN. Cuando la aleación se encuentra a la temperatura de formación del eutectoide, la composición de la solución residual α es la indicada por el punto eutectoide N. A esta temperatura se verifica la reacción eutectoide descomponiéndose la solución α residual en cristales alternativos de los dos metales puros A y B, dispuestos en forma de una mezcla sumamente fina. La reacción puede escribirse en la forma



La microestructura a la temperatura ambiente está constituida por metal A primario o proeutectoide formado entre x_3 y x_4 , rodeado por la mezcla eutectoide (A + B) (Fig. 4.32). Compárese esta microestructura con la representada en la Fig. 4.11.c. La curva de enfriamiento de esta aleación hipoeutectoide es la representada en la Fig. 4.33. El estudio de las transformaciones que tienen lugar durante el enfriamiento lento de las aleaciones hipereutectoides 2 y 3 se deja como ejercicio a desarrollar por el alumno.

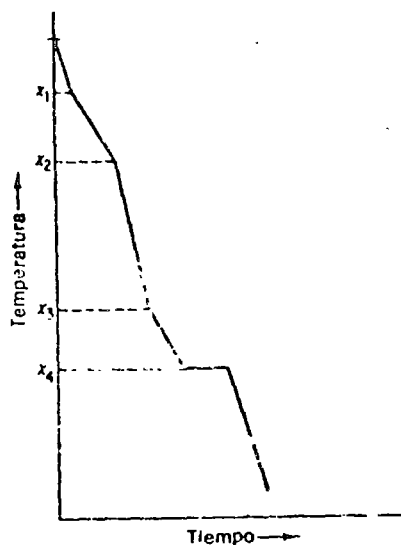


Fig. 4.33 Curva de enfriamiento de la aleación 1 de la Fig. 4.31.

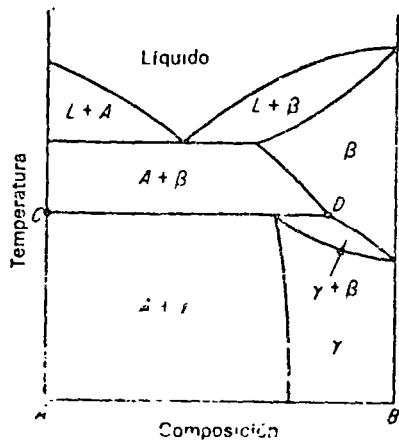


Fig. 4.34 Diagrama de equilibrio en el que la solución sólida final se obtiene como consecuencia de una reacción peritectoide.

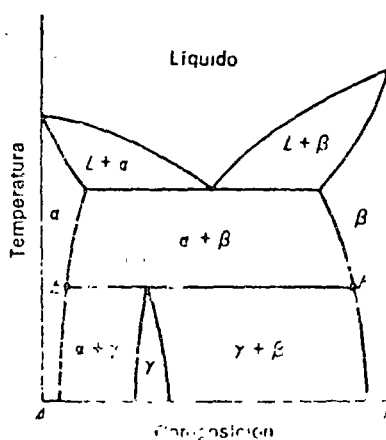


Fig. 4.35 Diagrama de equilibrio en el que el compuesto electrónico se obtiene como consecuencia de una reacción peritectoide.

4.4.4 La reacción peritectoide.

Esta reacción, que se desarrolla también en el estado sólido, se presenta con menos frecuencia que la eutectoide. Las Figs. 4.34 y 4.35 representan dos diagramas de equilibrio en los que tiene lugar esta reacción. En la primera de ellas reaccionan dos fases sólidas, el metal puro A y la solución sólida β , al alcanzarse la línea CD correspondiente a la temperatura de reacción peritectoide, formándose una nueva fase sólida, la solución sólida final γ . La ecuación puede escribirse en la forma

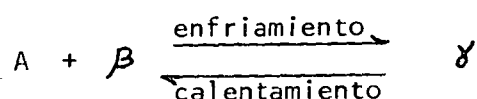
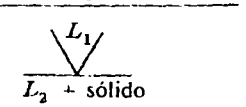
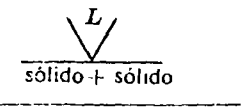
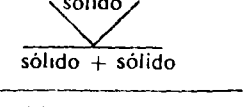
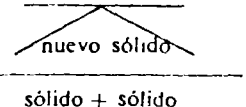
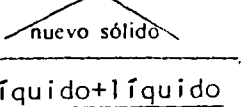
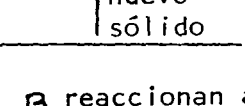
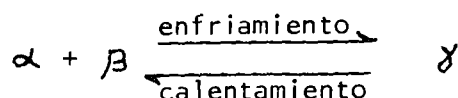


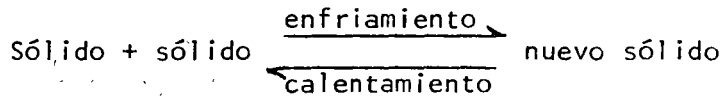
Tabla I Reacciones en los diagramas de equilibrio

Nombre de la reacción	Ecuación general	Forma que adopta en el diagrama
Metálica	$L_1 \xrightleftharpoons[\text{calentamiento}]{\text{enfriamiento}} L_2 + \text{sólido}$	
Eutectica	$L \xrightleftharpoons[\text{calentamiento}]{\text{enfriamiento}} \text{sólido} + \text{sólido}$	
Eutectoide	$\text{sólido} \xrightleftharpoons[\text{calentamiento}]{\text{enfriamiento}} \text{sólido} + \text{sólido}$	
Peritectica	$L + \text{sólido} \xrightleftharpoons[\text{calentamiento}]{\text{enfriamiento nuevo}} \text{sólido}$	
Peritectoide	$\text{sólido} + \text{sólido} \xrightleftharpoons[\text{calentamiento}]{\text{enfriamiento nuevo}} \text{sólido}$	
Sintética	$L + L \xrightleftharpoons[\text{Cal}]{\text{Enf}} \text{nuevo sólido}$	

En la Fig. 4.35 las fases sólidas α y β reaccionan a la temperatura de reacción peritectoide, indicada por la línea EF, dando lugar a la formación de una fase intermedia γ . La ecuación de esta reacción viene dada por

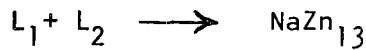


En general, la reacción peritectoide puede expresarse en la forma



La Tabla anterior resume las distintas reacciones estudiadas, indicando también la forma que adoptan en los diagramas de equilibrio. En la tabla se observa que las ecuaciones generales de las reacciones peritética y peritectoide, y la forma que adoptan, coinciden con las indicadas para las reacciones eutécticas y eutectoide.

En la figura 4.36 se ilustra la reacción sintética en el sistema Na-Zn: los dos metales presentan una solubilidad limitada en estado líquido y además se forma un compuesto intermetálico NaZn_{13} con punto de fusión incongruente. La reacción sintética consiste precisamente en la formación de dicho compuesto a partir de las dos soluciones líquidas L_1 y L_2 , según:



ó, en forma general

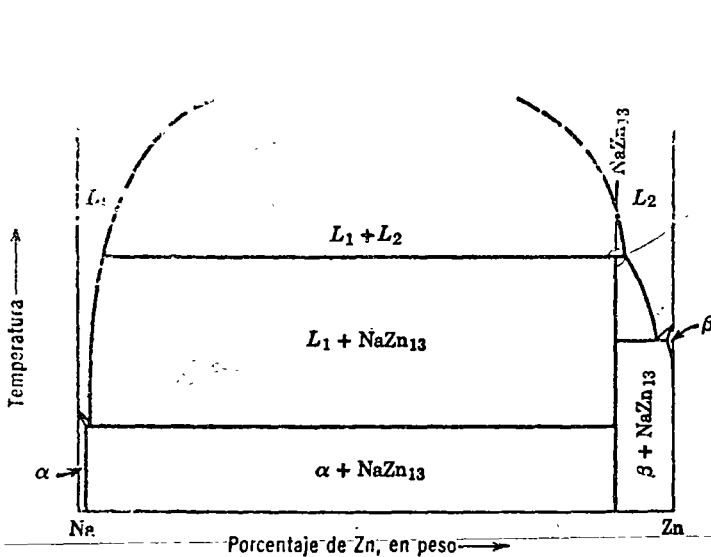
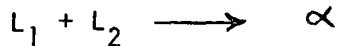


Fig. 4.36 Diagrama sintético. Realmente, las regiones α y β en ambos diagramas son muy estrechas pero se las ha representado con anchos finitos por razones de claridad.

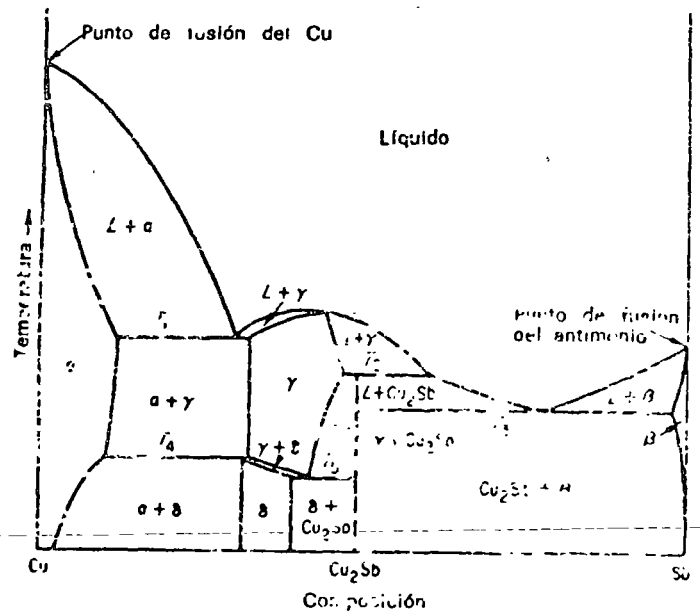
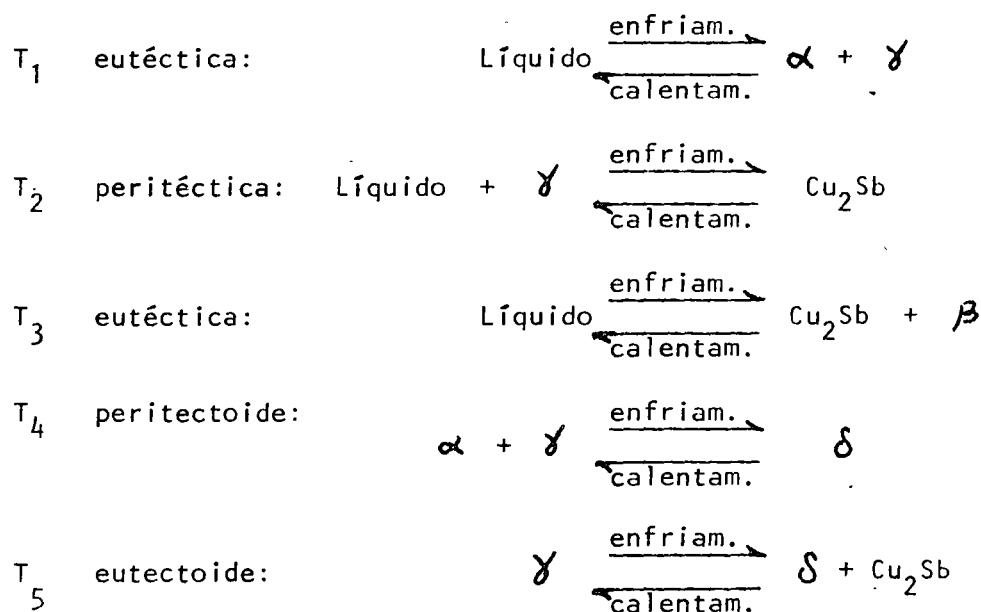


Fig. 4.37 Sistema cobre-antimonio.

4.4.5 Diagramas complejos.

Algunas aleaciones presentan unos diagramas de equilibrio similares a los explicados al tratar de los tipos simples, pero otros sistemas de aleaciones responden a diagramas de equilibrio, en los que se desarrollan varios tipos de reacciones, lo cual los hace por lo general más complejos que los anteriores. Sin embargo, incluso en los diagramas más complicados, las reacciones que se desarrollan son similares a las explicadas. Por ello el alumno está ahora en condiciones de designar cada una de las zonas del diagrama y de conocer el significado de todos los puntos, líneas y zonas que en él aparecen, así como de determinar las distintas reacciones que tienen lugar a las temperaturas indicadas por las líneas horizontales, todo lo cual permite estudiar por medio del diagrama el enfriamiento lento y microestructura de cualquier aleación binaria. La Fig. 4.37 representa el diagrama de equilibrio del sistema de aleaciones Cu-Sb, en el cual aparecen designadas todas sus zonas. Las reacciones que se verifican en las líneas horizontales responden a las ecuaciones siguientes:



4.5 Aspectos termodinámicos de los diagramas de fase.

Los diagramas de fase que se describieron en el párrafo anterior representan las fases existentes en función de la temperatura y de la composición. En estos diagramas no se considera la presión p como variable, ya que esto complicaría mucho la representación (en 3 dimensiones). De todos modos en la práctica, es usual trabajar a presión constante = 1 atmósfera.

Como ya se discutió en el capítulo 2, la existencia de una fase o la coexistencia de 2 ó más fases depende del criterio termodinámico siguiente: la configuración estable de una mezcla de componentes será la configuración con la energía libre ($F = U - TS$) mínima (si se trabaja a volumen constante) o la configuración con la menor entalpía libre ($G = H - TS$) si se trabaja a presión constante como es usual en la práctica.

Así vemos que los diagramas de fase son en realidad diagramas termodinámicos indicándonos la zona de existencia estable de las diferentes fases. A continuación se demostrará cómo obtener el diagrama de fases a partir de las entalpías libres G .

4.5.1. Termodinámica de las soluciones.

Supongamos que se forma una solución sólida entre átomos de dos clases, A y B y que cualquier átomo dado, bien de A o de B, no exhibe preferencia en cuanto a si sus vecinos son de la misma clase o de la opuesta. En este caso, no habrá tendencia de que los átomos A o B se agrupen o para que tipos de átomos opuestos se atraigan unos a otros. Esto significa que A y B se mezclarán de manera homogénea y no habrá ninguna segregación de A ni B y tampoco formación de algún compuesto intermetálico ni de una fase intermedia (ver 4.3.2). Se dice que tal solución es una solución perfecta. Un ejemplo práctico que se acerca bastante a la solución perfecta es el sistema Cu-Ni.

La entalpía libre de una mezcla como acabamos de describir se compone de una fracción de entalpía libre debido a la componente A, una fracción debido a la componente B y un término de entropía de mezcla $-T\Delta S$, ya que cuando se mezclan las componentes, aumenta la entropía según la fórmula (2-21) de

2.6.6.:

$$S = -kN \left[c \ln c + (1-c) \ln (1-c) \right]$$

$$= -R \left[c \ln c + (1-c) \ln (1-c) \right] \quad (\text{por mol})$$

con $k = 1.38 \times 10^{-16} \text{ erg/K} = 0.33 \times 10^{-23} \text{ cal / K}$

N = número total de partículas en proceso de mezclado

$\left. \begin{matrix} c \\ 1-c \end{matrix} \right\}$ = concentración de los 2 productos

$R = K \times N.A. = k \times (\text{número de Avogadro})$

$= 1.987 \text{ cal / mol K}$

A continuación se trabajará para cantidades totales de una mol de aleación (de solución sólida), utilizando fracciones molares como medida de la composición. Ejemplo: si mezclamos n_A moles de A con n_B moles de B, tendremos un total de $(n_A + n_B)$ moles de aleación con las fracciones molares:

$$N_A = \frac{n_A}{n_A + n_B} \quad \text{y} \quad N_B = \frac{n_B}{n_A + n_B} \quad (4.5)$$

En forma general, si tenemos N componentes, cada uno en una cantidad de n_A, n_B, \dots, n_N moles, las fracciones molares serán

$$N_i = \frac{n_i}{n_A + n_B + \dots + n_N} = \frac{n_i}{N \sum_{j=A} n_j}$$

Si la entalpía libre por mol de la componente A puro se representa por G_A^0 (en cal/mol) y de B por G_B^0 , la entalpía libre de la solución sólida será:

$$G = G_A^0 N_A + G_B^0 N_B - T \Delta S_M \quad (4.7)$$

$$= G_A^0 N_A + G_B^0 N_B + RT (N_A \ln N_A + N_B \ln N_B)$$

$$= N_A (G_A^0 + RT \ln N_A) + N_B (G_B^0 + RT \ln N_B)$$

$$= N_A \bar{G}_A + N_B \bar{G}_B \quad (4.8)$$

con $\bar{G}_A = G_A^0 + RT \ln N_A$ y $\bar{G}_B = G_B^0 + RT \ln N_B$ (4.9)

Los términos \overline{G}_A y \overline{G}_B se denominan entalpía libre molar parcial y dependen, además de p y T , de la composición de la aleación. Así vemos también que la entalpía libre G de una solución a p y T constante depende de la composición de la aleación:

$$G = G(N_A, N_B, N_C, \dots) \text{ para } p \text{ y } T = \text{cte}$$

Por diferenciación parcial, la diferencial de la entalpía libre de una solución simple (homogénea) de tres componentes a temperatura y presión constante, es:

$$dG = \frac{\partial G}{\partial N_A} \times dN_A + \frac{\partial G}{\partial N_B} \times dN_B + \frac{\partial G}{\partial N_C} \times dN_C \quad (4.10)$$

en donde las derivadas parciales, tales como $\frac{\partial G}{\partial N_A}$, representan el cambio en entalpía libre cuando sólo varía una de las componentes por una cantidad infinitesimal. Así, para variaciones muy pequeñas de A , mientras que las cantidades de B y C se mantienen constantes, tenemos

$$G = N_A \overline{G}_A + N_B \overline{G}_B + N_C \overline{G}_C \quad (4.8)$$

$$\frac{\partial G}{\partial N_A} = \overline{G}_A \quad \text{y} \quad \frac{\partial G}{\partial N_B} = \overline{G}_B \quad \text{y} \quad \frac{\partial G}{\partial N_C} = \overline{G}_C \quad (4.11)$$

En el caso presente las derivadas parciales son las entalpías libres molares parciales de la solución, por lo que la ecuación (4.10) puede escribirse también:

$$dG = \overline{G}_A dN_A + \overline{G}_B dN_B + \overline{G}_C dN_C \quad (4.12)$$

La entalpía libre total de una solución compuesta de N_A fracción molar de componente A , N_B fracción molar de fracción molar de componente B y N_C fracción molar de componente C se puede obtener por la integración de la ecuación (4.12), con la precaución siguiente: cada vez que añadimos cantidades infinitesimales de A , B y C hagamos que las cantidades añadidas tengan la misma proporción que los números finales de las fracciones molares, de manera que:

$$\frac{dN_A}{N_A} = \frac{dN_B}{N_B} = \frac{dN_C}{N_C}$$

Si se forma la solución en esta manera, la composición será constante durante la integración y los valores de N_A , N_B , y N_C también. La integración de (4.12) comenzando desde una cantidad de solución cero, nos dá:

$$G = N_A \bar{G}_A + N_B \bar{G}_B + N_C \bar{G}_C \quad (4.8) \text{ y}$$

$$(4.13)$$

Equilibrio entre dos fases:

Consideremos un sistema binario (o sea de dos componentes) con dos fases en equilibrio (en coexistencia). La entalpía libre total para la primera fase (α), es:

$$G^\alpha = N_A^\alpha \bar{G}_A^\alpha + N_B^\alpha \bar{G}_B^\alpha$$

y para la fase β es:

$$G^\beta = N_A^\beta \bar{G}_A^\beta + N_B^\beta \bar{G}_B^\beta$$

Como estamos en condición de equilibrio, podemos transferir una cantidad infinitesimal dN_A de componente A de la fase alfa a la fase beta. Como resultado de eso, la entalpía libre de la fase alfa disminuirá, mientras que la de la fase beta aumentará. El cambio total de entalpía libre del sistema será:

$$dG = dG^\alpha + dG^\beta = \bar{G}_A^\alpha (-dN_A) + \bar{G}_A^\beta (dN_A)$$

$$dG = (\bar{G}_A^\beta - \bar{G}_A^\alpha) dN_A$$

Pero como tenemos equilibrio, G está a un mínimo y entonces $dG = 0$

Como $dN_A \neq 0$, podemos deducir la importante conclusión:

$$\bar{G}_A^\alpha = \bar{G}_A^\beta \quad (4.14.a)$$

y de la misma manera

$$\bar{G}_B^\alpha = \bar{G}_B^\beta \quad (4.14.b)$$

Estos resultados no están restringidos a sistemas de dos componentes o sistemas conteniendo únicamente dos fases. En efecto, se puede demostrar que, en el caso general de M componentes con μ fases en equilibrio, la entalpía libre molar parcial de cualquier componente es la misma en todas las fases:

$$(4.14.c)$$

$$\begin{aligned} \bar{G}_A^\alpha &= \bar{G}_A^\beta = \bar{G}_A^\gamma = \dots = \bar{G}_A^\mu \\ \bar{G}_B^\alpha &= \bar{G}_B^\beta = \bar{G}_B^\gamma = \dots = \bar{G}_B^\mu \\ \bar{G}_M^\alpha &= \bar{G}_M^\beta = \bar{G}_M^\gamma = \dots = \bar{G}_M^\mu \end{aligned}$$

4.5.2 Equilibrio entre las fases.

En el capítulo 2 se estudió la transformación de fase para los materiales puros, por ejemplo para la transformación de estaño-alfa a estaño-beta. Para materiales aleados, tendremos que comparar la entalpía libre de las diferentes fases, las cuales podemos calcular con la teoría de la sección 4.5.1.

Sistema de 2 componentes con 1 fase.

El tipo más sencillo de sistema multicomponente es, por supuesto, uno binario, y la estructura menos compleja en tal sistema es una solución simple.

La entalpía libre para una mol de solución sólida se escribe:

$$\begin{aligned} G &= N_A \bar{G}_A + N_B \bar{G}_B \\ \text{ó} \quad G &= N_A G_A^0 + N_B G_B^0 + RT (N_A \ln N_A + N_B \ln N_B) \end{aligned}$$

Los dos primeros términos ($N_A G_A^0 + N_B G_B^0$) sobre el lado derecho de la ecuación anterior pueden ser considerados como representantes de

la energía libre de una mol de los dos componentes si no se mezclan los mismos. El término $RT(N_A \ln N_A + N_B \ln N_B)$ es la contribución de la entropía de mezclado a la entalpía libre de la solución. Obsérvese que este término es directamente proporcional a la temperatura y que aumenta en importancia según aumenta la temperatura.

Ejemplo: Consideremos la solución sólida $A + B$ a la temperatura de 500 K. La figura 4.38 muestra las curvas de entalpía libre en función de la temperatura para los dos metales puros A y B. Allí encontramos los valores $G_B^0 = 2000$ cal/mol para el metal B puro y $G_A^0 = 1500$ cal/mol para el metal A puro.

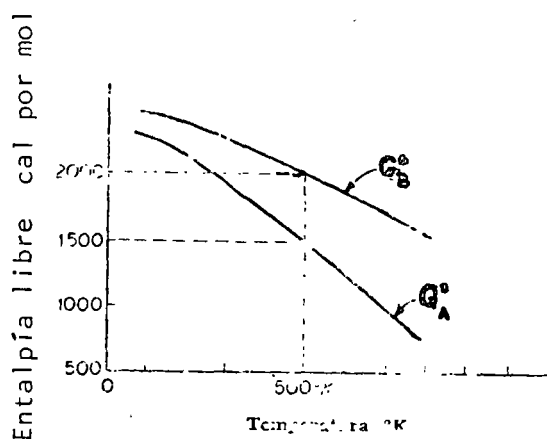


Fig. 4.38 Las Entalpías libres de los elementos son funciones diferentes de la temperatura absoluta.

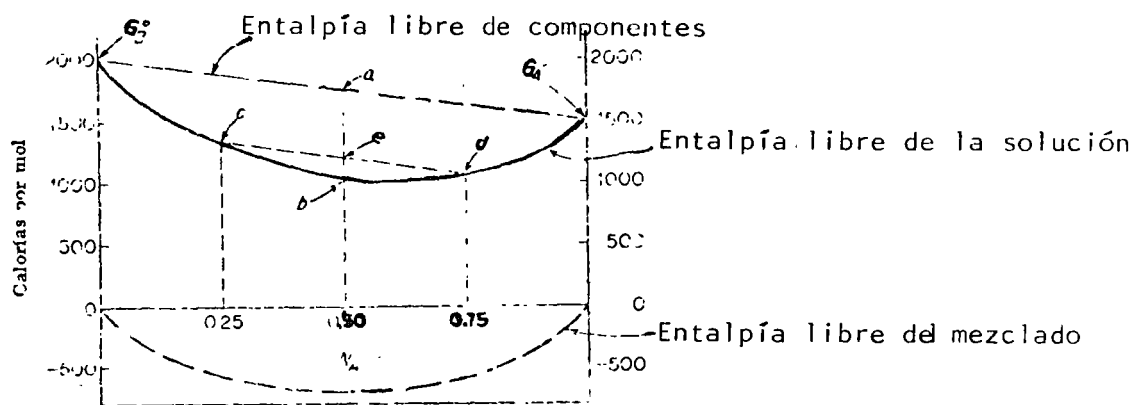


Fig. 4.39 Entalpía libre hipotética para una solución perfecta.

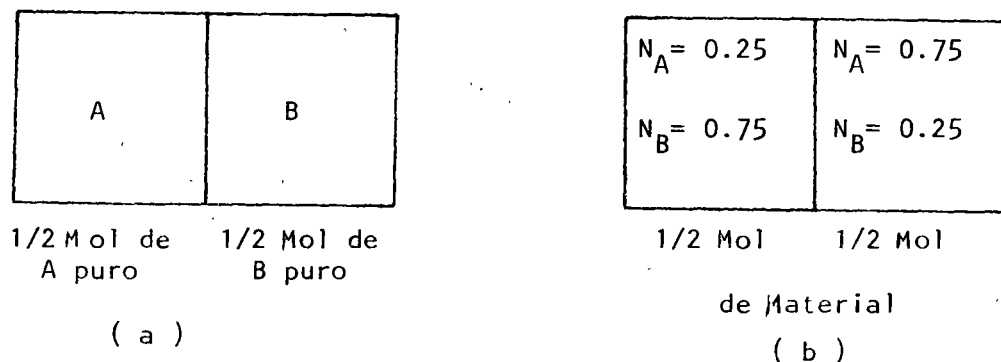


Fig. 4.40

Supongamos ahora que tenemos un par difusor, consistiendo de media mol de A puro en contacto con media mol de B puro, como representado esquemáticamente en la figura 4-40-a. La composición promedio de este par de metales en fracción molar es: $N_A = N_B = 0.5$ y la entalpía libre de los dos metales separados corresponde al punto a de la figura 4-39 y es de 1750 cal/mol. La misma cantidad de A y B, pero ahora mezclada en forma de una solución sólida homogénea, tiene la entalpía libre del punto b o sea 1060 cal/mol. Se ve claramente que el proceso de mezcla de 0.5 mol de A + 0.5 mol de B reduce la entalpía libre del sistema en 690 cal, los cuales son, por tanto, la fuerza impulsora capaz de causar la difusión de las componentes en el par (capítulo 3).

Con un razonamiento análogo, se puede demostrar que el par difusor de la figura 4-40-b compuesto de una parte de aleación con $N_B = 0.25$ y una parte igual con $N_B = 0.75$ se transformará en una solución sólida homogénea con $N_A = 0.50$. La entalpía libre representada por el punto c de la figura 4-39 y de $G = 0.25 \times 1500 + 0.75 \times 2000 - 2 \times 500 (0.25 \ln 0.25 + 0.75 \ln 0.75) = 1312$ cal/mol, la parte derecha tiene una entalpía libre representada por el punto d de la figura 4-5 con $G = 0.75 \times 1500 + 0.25 \times 2000 - 2 \times 500 (0.75 \ln 0.75 + 0.25 \ln 0.25) = 1062$ cal/mol.

El conjunto de los 2 bloques metálicos sin difundir tiene una entalpía libre representada por el punto e de la figura 4-39 con $G = 0.5 \times 1312 + 0.5 \times 1062 = 1187$ cal/mol. Una simple solución sólida homogénea con $N_A = N_B = 0.5$ tendría la entalpía libre del punto b, o sea $G = 1060$ cal/mol.

Aquí nuevamente vemos que la solución sólida homogénea tiene la energía libre menor y representa al estado estable.

Con argumentos similares a los utilizados con anterioridad, es posible demostrar que cualquier falta de uniformidad macroscópica de la composición en la fase de la solución representa un estado de entalpía libre más elevada que una solución homogénea, de modo que si la temperatura lo permite ocurrirá una difusión que tendrá, como resultado final, una solución sólida homogénea.

Determinación gráfica de \bar{G}_A y \bar{G}_B

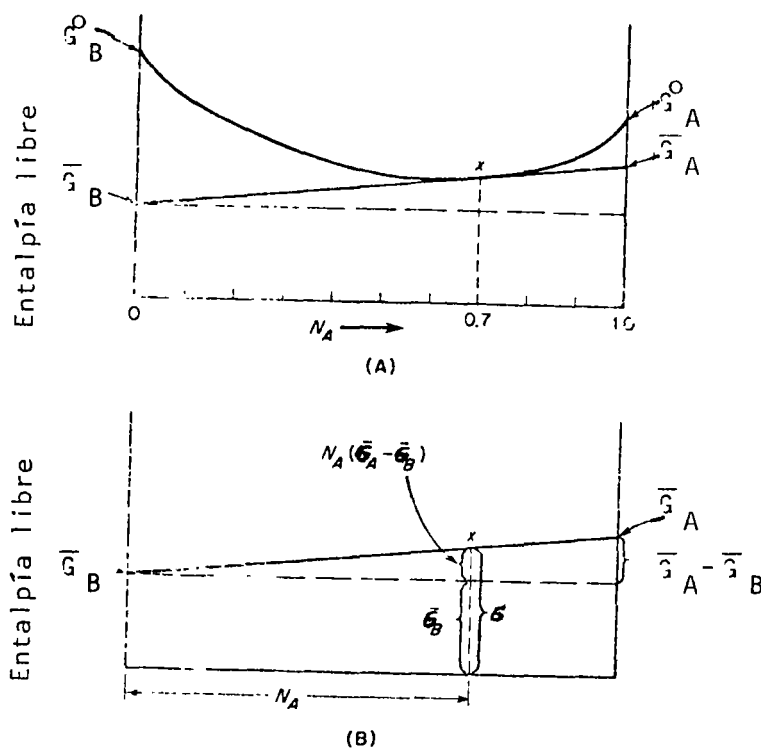


Fig. 4.41 Determinación gráfica de las entalpías libres molales parciales

En la figura 4-41 se muestra un método gráfico para determinar las entalpías libres molares parciales \bar{G}_A y \bar{G}_B de una solución binaria simple. Supóngase que se desea determinar las entalpías libres molares parciales de los dos componentes A y B de la solución para una composición de por ejemplo $N_A = 0.7$ ($N_B = 0.3$). Una línea vertical a través de esta composición intersecta la curva $G = f(N_A)$ en un punto X, el cual nos da el valor de $G = N_A \bar{G}_A + N_B \bar{G}_B$. Ahora, si se traza una tangente a la curva de la entalpía libre en el punto X, la intersección de esta tangente con los lados verticales (ordenadas) del diagrama (en las composiciones $N_A = 0$ y $N_A = 1$) da las entalpías libres molares parciales. La intersección sobre la izquierda es \bar{G}_B y sobre la derecha \bar{G}_A . Por la geometría de la figura se demuestra fácilmente que estas relaciones son ciertas como se ve en la figura 4-41-B:

$$G = \bar{G}_B + (\bar{G}_A - \bar{G}_B) \frac{N_A}{N_A + N_B} = \bar{G}_B + N_A \bar{G}_A - N_A \bar{G}_B$$

$$G = N_A \bar{G}_A + (1 - N_A) \bar{G}_B = N_A \bar{G}_A + N_B \bar{G}_B$$

Coexistencia de dos fases.

Cuando en una mezcla binaria coexisten dos fases a una temperatura y presión determinadas y constantes, entonces son fijas las composiciones de esas fases. Esto aparece claramente con la ayuda de los diagramas de entalpía libre de las dos fases en función de su composición, sabiendo que la condición de equilibrio es:

$$\bar{G}_A^\alpha = \bar{G}_A^\beta \quad \text{y} \quad \bar{G}_B^\alpha = \bar{G}_B^\beta \quad (4-13)$$

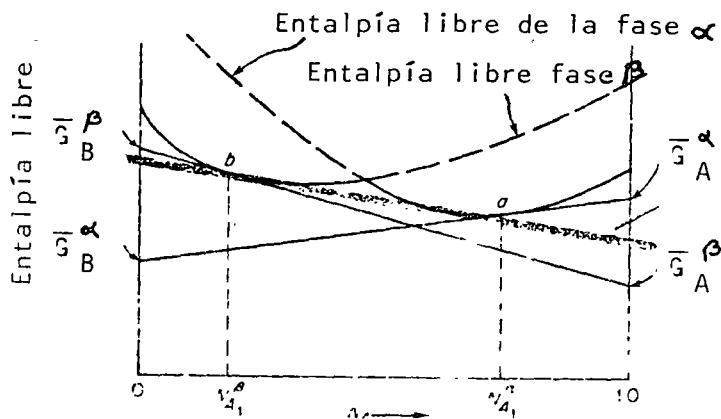


Fig. 4.42 Dos fases conteniendo composiciones de $N_{A_2}^\alpha$ y $N_{A_1}^\beta$ respectivamente no pueden estar en equilibrio.

La figura 4-42 muestra dos curvas hipotéticas G_α y G_β de un sistema binario a una temperatura donde se intersectan las dos curvas. Esta intersección de las curvas es una condición para la existencia de dos fases simultáneamente, ya que si una de las curvas queda enteramente por debajo de otra, la inferior será siempre la más estable en todo el rango de composición. Además es importante observar que las curvas $G = f(\text{comp.})$ son funciones de la temperatura: cada una de esas curvas tendrá un movimiento diferente en función de la temperatura, y un punto de intersección puede ocurrir en algún rango de temperatura, pero desaparecer según variamos la temperatura.

Supongamos ahora que tenemos una aleación conteniendo dos fases α y β , en la que la composición de alfa es N_{A1}^α y de beta N_{A1}^β . Los puntos a y b sobre las curvas de la figura 4-42 dan la entalpía libre de las dos fases. Encontramos las entalpías libres molares parciales de las dos fases trazando tangentes a los puntos a y b. Su intercepción con las ordenadas del diagrama determinan los valores de \bar{G}_A^α , \bar{G}_A^β , \bar{G}_B^α y \bar{G}_B^β . Como se puede ver en la figura, las composiciones elegidas en forma arbitraria de las dos fases nos dan entalpías libres molares parciales de cada componente diferente en las dos fases, o sea:

$$\bar{G}_A^\alpha \neq \bar{G}_A^\beta \quad \text{y} \quad \bar{G}_B^\alpha \neq \bar{G}_B^\beta$$

Esto significa entonces que las fases α y β con las composiciones N_{A1}^α y N_{A1}^β no pueden coexistir en condición de equilibrio. La única manera de que dos fases puedan coexistir (o sea: tener $\bar{G}_A^\alpha = \bar{G}_A^\beta$ y $\bar{G}_B^\alpha = \bar{G}_B^\beta$) es que ambas fases tengan la misma tangente. En otras palabras, como se muestra en la figura 4-9, la composición de las dos fases se obtiene por la intersección de una tangente común a las dos curvas G_α y G_β . Como a las curvas de la figura 4-43 solamente se puede trazar una tangente común, las composiciones de las fases α y β deben ser N_{A2}^α y N_{A2}^β .

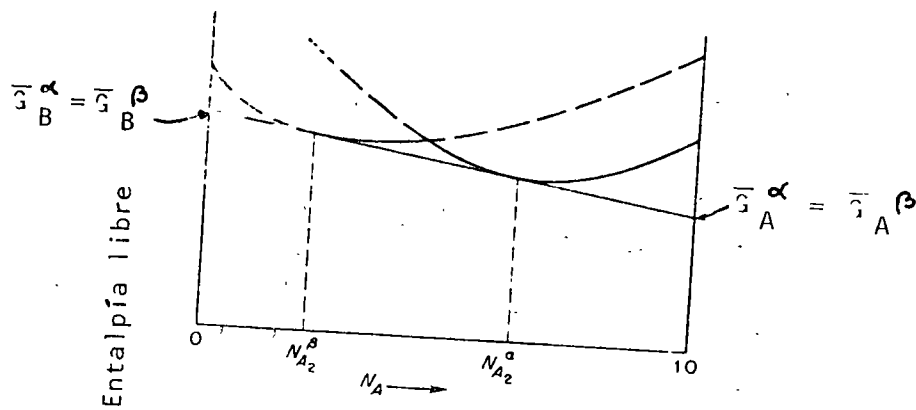


Fig. 4.43 Dos fases en equilibrio

4.5.3 Deducción termodinámica de los diagramas de fase.

Las propiedades básicas de los diagramas de equilibrio pueden explicarse fácilmente a partir de los principios termodinámicos discutidos antes. Como ya mencionado, el diagrama de equilibrio representa en una gráfica los límites de composición de las fases estables determinadas por las posiciones relativas de las curvas de entalpía libre de las fases a varias temperaturas.

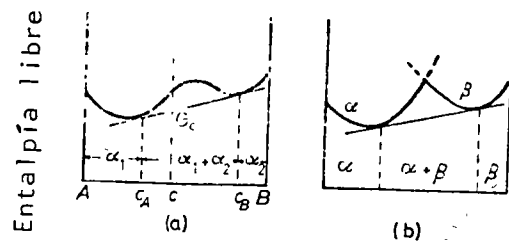


Fig. 4.44

Una curva de energía libre en forma de "U" simple da una solución homogénea. Si existe un alcance de curvatura negativa, la fase estable será una mezcla de fases y no una solución sólida homogénea, como se ve en la figura 4.44.a. Una aleación de composición c tiene una energía libre G_c menor si existe como mezcla de una fase rica en A (α_1) de composición c_A y una fase rica en B (α_2) de composición c_B en las proporciones dadas por la ley de la palanca, o sea

$$\frac{\alpha_1}{\alpha_2} = \frac{c_B - c}{c - c_A}$$

Aleaciones con una composición $c < c_A$ o $c > c_B$ existen en forma de soluciones sólidas homogéneas y se llama fase α_1 y α_2 respectivamente. Una solubilidad parcial en estado sólido puede ocurrir también cuando las estructuras de los cristales de las componentes metálicas son diferentes. Entonces, la curva de energía libre toma la forma mostrada en la figura 4.44.b, las fases llamadas α y β .

Para ilustrar la deducción del diagrama de equilibrio, examinemos las posiciones relativas de las curvas de energía libre a diferentes temperaturas para el sistema binario sencillo de solubilidad total en ambos estados sólido y líquido, por ejemplo el sistema Cu-Ni.

En el sistema Cu-Ni sólo pueden ocurrir 2 fases: una solución líquida homogénea a alta temperatura y una solución sólida homogénea a baja temperatura.

La fig. 4.45.a muestra las curvas de entalpía libre de las 2 fases para una temperatura T_1 arriba del punto de fusión de la componente con mayor punto de fusión, en este caso el metal A.

Para cualquier composición, la fase líquida tiene una entalpía libre más baja que la fase sólida y, por eso, a la temperatura T_1 todas las aleaciones del sistema son líquidas. Cuando baja la temperatura, el valor absoluto de la energía libre de ambas fases aumenta, pero, como la energía de la fase sólida varía menos rápidamente (ya que tiene un calor específico inferior) el valor de la energía libre del líquido se acerca al valor del sólido. Entonces, a una temperatura T_2 (figura 4.45.b) el líquido está en equilibrio con el sólido de composición A, lo que representa el punto de fusión de la componente A pura.

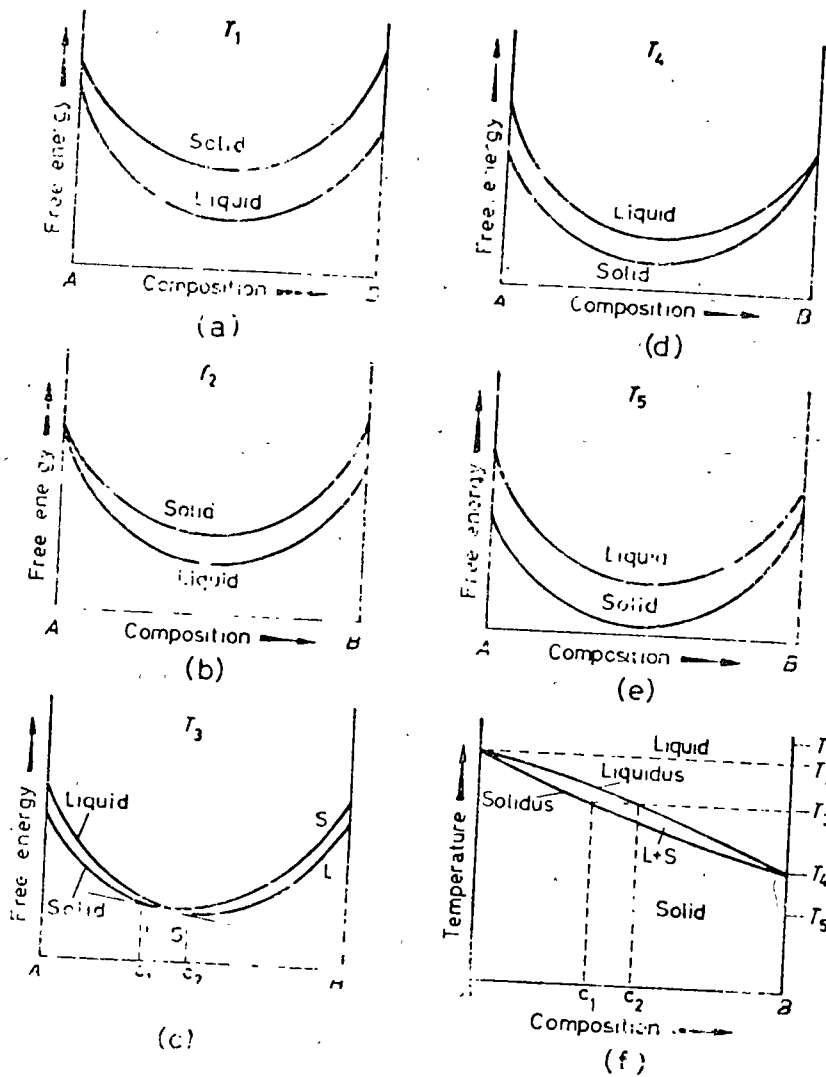


Fig. 4.45 (a-e) Curvas de Entalpía libre-composición a temperaturas T_1, T_2, T_3, \dots para las fases sólida y líquida del diagrama Cu-Ni (f)

Free energy = G = entalpía libre.

A temperaturas aún más bajas, cada vez más aleación se vuelve estable en la fase sólida y, como, se muestra en la figura 4.45.c., la fase sólida es más estable que la fase líquida, a condición que la composición de la aleación no sobrepase c_1 . Entre c_1 y c_2 la mezcla (L + S) de las fases líquidas y sólidas es más estable que el líquido o el sólido solo. Es

to es porque la energía libre de tal mezcla de fase, dada por el punto apropiado de la tangente común trazada a las dos curvas para la fase sólida y la fase líquida, es más baja que para la fase sólida α o la fase líquida. La temperatura T_4 (figura 4.45.d) representa la temperatura más baja a la cual el líquido está en equilibrio con alguna fase sólida, o sea el punto de fusión de B.

A todas las temperaturas más bajas la curva de la energía libre de la fase sólida está más baja que la de la fase líquida, lo que significa que la aleación existe como solución sólida a través de todo el alcance de composición.

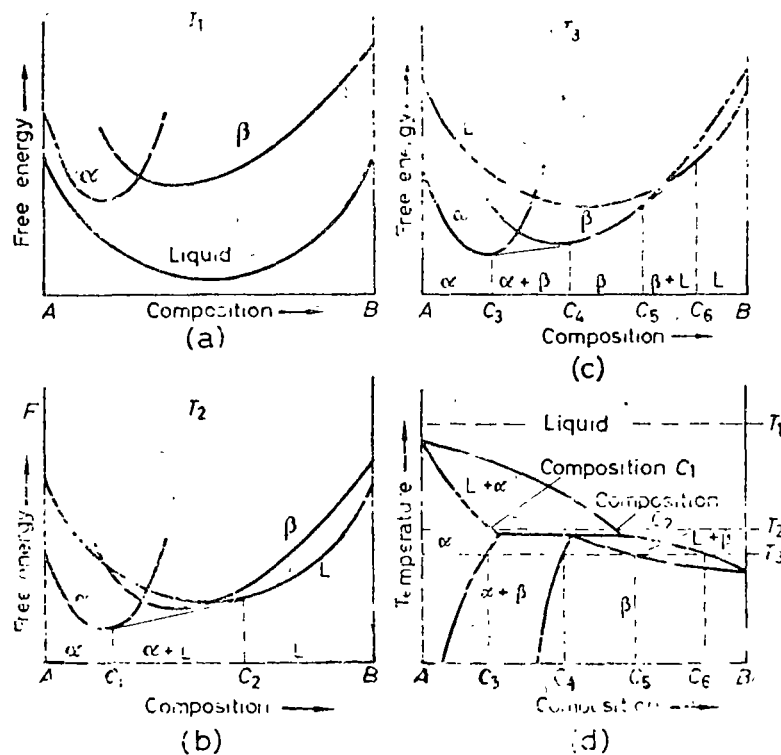


Fig. 4.46 (a-c) Curvas de entalpía libre-composición para las fases sólido y líquido de un diagrama peritético (d).

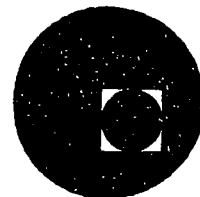
En sistemas más complejos, la posición relativa de las curvas de energía libre de varias fases (líquidas, sólidas, α , β y γ) debe ser considerada.

La figura 4.46 muestra las posiciones relativas de las curvas de energía libre para sistemas de aleaciones peritéticas simples. Es claro en la figura 4.46.b que a T_2 , las aleaciones de composición entre c_1 y c_2 existirán como mezcla de fases (α + líquido), porque esta mezcla tiene una energía libre más baja que cualquiera de las demás fases. Una situación semejante ocurre a T_3 (figura 4.46.c), entre las composiciones de c_3 a c_4 y de c_5 a c_6 .

Los ejemplos anteriores nos mostraron cómo se obtienen los límites de existencia de alguna fase para alguna temperatura determinada. Repitiendo esto para varias temperaturas y graficando los resultados en un diagrama T - composición, podemos obtener cualquier diagrama de fases.



centro de educación continua
división de estudios superiores
facultad de ingeniería, unam



TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES

Tema II. TRANSFORMACIONES EN EL ACERO

Capítulo 4: La Influencia de los Elementos de Aleación:
Figuras Faltantes.

Dr. Ivan Houbaert Irmén

Junio-Julio, 1978.

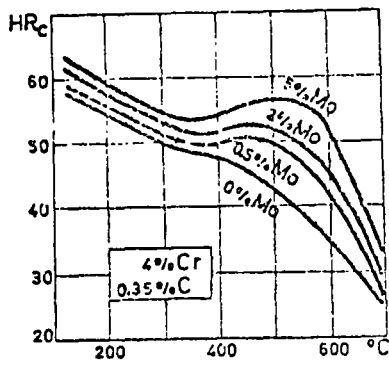


Fig. 4-23

Curvas de revenido y endurecimiento secundario de aceros al Cr-Mo con 4% Cr y 0.35% C (según E. Bain)

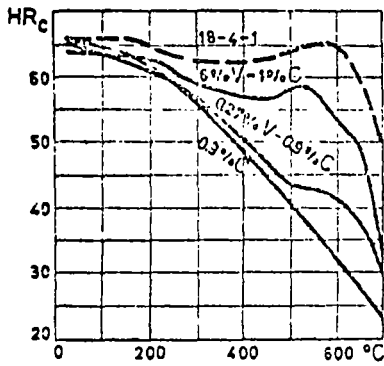


Fig. 4-24

Influencia del V sobre las curvas de revenido de acero de alto carbono; curva de revenido de acero rápido 18-4-1 (según E. Bain y Loudremont)

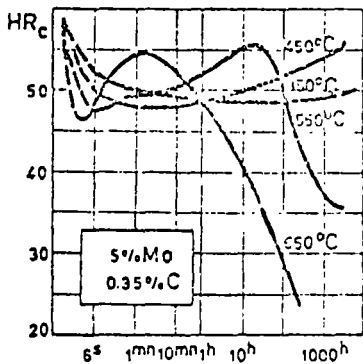
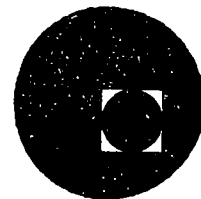


Fig. 4-25

Sobre endurecimiento en función del tiempo para diferentes temperaturas, revenido isotérmico de acero templado de 0.35% C y 5% Mo (según E. Bain).



centro de educación continua
división de estudios superiores
facultad de ingeniería, unam



TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES

Tema IV: Tratamientos Térmicos del Acero

Introducción: Inclusiones Endógenas y Exógenas

Ing. José Pappaterra Caballero

Junio-Julio, 1978.

VI-13. Inclusiones endógenas y exógenas

Desde el punto de vista de su origen, las inclusiones se clasifican en:

- a) *Inclusiones endógenas;*
- b) *Inclusiones exógenas.*

Las *inclusiones endógenas o naturales* (fosfuros, óxidos, silicatos, alúmina, nitruros de hierro, etc., se forman por reacción química (mientras el metal líquido se enfría), por cristalización o durante la solidificación:

Las *inclusiones exógenas o accidentales* provienen por acción mecánica, arrastre accidental de escoria o refractario del revestimiento del horno durante la colada, adiciones de alto punto de fusión difíciles de disolver, material de las lingoteras, etc. Sus dimensiones son mayores que las endógenas

Las inclusiones también pueden considerarse desde otro punto de vista y clasificarse en:

- a) *Inclusiones metálicas:* sulfuro de manganeso (MnS), sulfuro de hierro (FeS), etc.;
- b) *Inclusiones no metálicas:* óxido de hierro (FeO), óxido de aluminio, alúmina (Al₂O₃), óxido de silicio, sílice (SiO₂), silicatos, etc.

Con base en lo expuesto, el manganeso tiene una acción desoxidante y desulfurante que conduce a la formación de óxidos y sulfuros. El aluminio, por una acción desoxidante similar, da lugar a la alúmina, en tanto que el silicio, al oxidar, origina sílice y silicatos con otros elementos.

En general, todos estos compuestos tienen un peso específico menor que el metal, y por eso tienden a ascender hacia la parte superior del lingote. Es evidente que, de acuerdo con su dimensión, variara la posibilidad de su eliminación según el mecanismo descrito. Las inclusiones más pequeñas son susceptibles de quedar incorporadas a la masa del acero.

Los elementos agregados intencionalmente al acero forman también un tipo de inclusiones. Si bien los de menor tamaño suelen permanecer dentro de aquél puede suceder que la cantidad sea muy elevada constituyendo un beneficio por la buena oxidación lograda pero un perjuicio por su contenido

VI-14. Factores influyentes sobre las inclusiones

Los factores que mayor influencia tienen sobre el tipo o naturaleza de las inclusiones (tamaño, forma, cantidad y distribución) son:

1. *Proceso de fabricación:* comprende el tipo de horno, materia prima, marcha del proceso, ferroaleaciones, combustibles, etc.;
2. *Condición y forma en que se realiza la solidificación:* incluye el tiempo en que el acero se mantiene líquido antes de solidificar, condiciones de enfriamiento, sistema de colada, dimensiones de la pieza, etc.;
3. *Tratamientos de deformación plástica:* comprenden a los que sufre el acero antes de su utilización final.

VI-15. Efecto de las inclusiones

En forma general, las inclusiones producen un efecto nocivo sobre las distintas características de los aceros.

- a) *Deformación plástica en caliente:* algunas inclusiones, tales como sulfuros de hierro y ciertos eutécticos, poseen bajo punto de fusión. Por ello, el trabajo mecánico en caliente (forja o laminado); se ve notablemente afectado por la reducción que dicha deformación confiere al acero. Por otra parte, si las inclusiones son duras e indeformables (como la sílice, la alúmina, etc.), disminuyen considerablemente la plasticidad del acero.

Cuando se somete el metal a un trabajo de deformación plástica a elevadas temperaturas (por ejemplo laminado), las inclusiones pueden presentar distinto comportamiento y aspecto.

En la figura VI-12 se ha esquematizado la variación de aspecto que presentan las inclusiones luego que el metal ha sido deformado. En I se observa la forma de las inclusiones tal como se obtienen de fundición. En II las inclusiones se ven alargadas y fragmentadas.

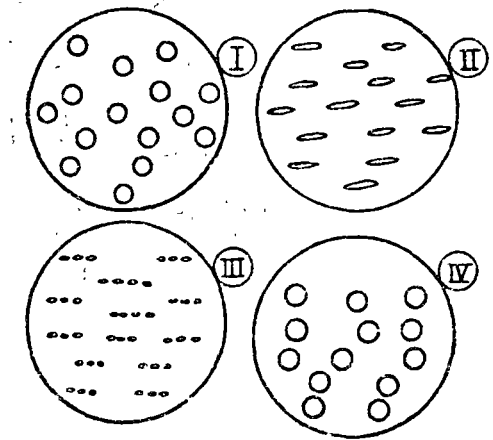


FIG. VI-12. Variación del aspecto de las inclusiones luego de la deformación: I no alteradas; II ductiles y blandas de formadas; III frágiles; IV resistentes no afectadas.

sufrir la acción del trabajo mecánico en caliente, adquieren forma alargada cuando se las observa sobre *secciones longitudinales y tangenciales*¹.

En la *sección transversal* (normal al laminado) su forma es, generalmente, globular.

En III se observa la forma correspondiente a las inclusiones frágiles, pero susceptibles de deformación y rotura, y en IV, el aspecto que presentan las inclusiones cuando son demasiado duras y resistentes y no sufren deformación alguna (como ocurre con la sílice y la alúmina, aunque el tamaño de ésta será menor al simbolizado en la figura).

b) *Deformación en frío*: cuando el acero debe ser laminado en frío o trefilado hasta pequeños espesores o diámetros, las inclusiones duras e indeformables obstaculizan considerablemente estos trabajos.

c) *Características mecánicas*: la estructura fibrosa da lugar a propiedades unidireccionales, con lo que afecta grandemente las características del acero. Además, de acuerdo al tamaño, cantidad y distribución de las inclusiones se reduce la tenacidad. Teniendo en cuenta el efecto de entalladura y su ubicación con respecto a las sollicitaciones, favorecen el fallo del acero por el fenómeno de fatiga.

Si se tiene en cuenta que la red de inclusiones dirige la formación de la red de ferrita y constituye, por otra parte, las líneas de menor resistencia del metal, resulta justificado que, frente a acciones provenientes de deformaciones y choques, la propagación de las fisuras se produzcan a través de la citada red.

d) *Grado de terminación superficial*: el trabajo de corte de la herramienta, así como el grado de terminación, se ven muy afectados por la presencia de inclusiones. La herramienta encuentra un escollo en las inclusiones. Esto se traduce en un efecto abrasivo que, por consiguiente, acelera su desgaste y, además, conduce a una terminación deficiente.

El corte por golpe (según se efectúe en sentido longitudinal o transversal con respecto de las fibras y, por ende, a la ubicación de las inclusiones) se ve acrecentado por el desgaste prematuro de matrices y punzones.

La presencia de inclusiones reduce sustancialmente el rendimiento de los cojinetes a bolillas. En efecto, el contacto de la

bolilla que actúa sobre las pistas con una presión específica elevada, puede producir el desprendimiento de las inclusiones e iniciar el deterioro del conjunto. El pasaje de la bolilla por el lugar donde se han desprendido las inclusiones produce un martilleo que genera calor y, por ende, da lugar a un fenómeno que oxida y ablanda el acero, precipitando de esta forma la destrucción del órgano. Por estas razones, el acero para rodamientos debe ser de alta pureza.

e) *Resistencia a la corrosión*: la presencia de inclusiones favorece la formación del par que, con un electrolito, produce la pila que conduce al deterioro del metal por corrosión.

Los aceros utilizados para rieles constituyen un caso típico de lo expuesto, pues en la superficie de trabajo el metal sufre el martilleo repetido y constante, a fuertes presiones, de las ruedas, produciendo en poco tiempo picaduras que se acrecientan por la acción corrosiva de la atmósfera.

f) *Tratamientos térmicos*: las inclusiones dispersas en la masa de acero en forma de partículas pequeñas, retardan el crecimiento del grano del acero. Las leyes que lo regulan dependen, en gran proporción, de la naturaleza y de la repartición de las inclusiones más finas. La presencia de inclusiones grandes, aunque son indeseables, ejercen una acción menos pronunciada sobre el crecimiento del grano.

Teniendo en cuenta la acción inhibitoria que ejercen las inclusiones, es necesario y conveniente hacer notar la importancia de las mismas cuando se consideran los tratamientos térmicos (recocido, temple, etc.). La templabilidad o penetración del temple del acero está estrechamente vinculada a la granulometría del mismo, tal como se verá en su oportunidad.

VI-16. Alotropía o polimorfismo del hierro

Como se ha dicho, es frecuente observar en los metales elementos no metálicos y compuestos que, sobre o bajo una temperatura fija, presentan propiedades completamente diferentes sin haber experimentado variación alguna en lo que a su estado y composición química se refiere. Estos fenómenos son debidos a la *alotropía*; la temperatura a la que se verifica el cambio se denomina *temperatura crítica*.

Por consiguiente, la *alotropía* o *polimorfismo* se puede definir como la propiedad en virtud de la cual un elemento puede existir bajo dos o más formas con diferentes propiedades (estado cristalino, propiedades magnéticas, peso específico, etc.). Así

para dar carburo de manganeso (compuesto similar a la cementita). La cementita de los aceros comunes contiene proporciones variables de carburo de manganeso.

El manganeso aumenta la penetración del temple o susceptibilidad de temple, la forjabilidad (por la formación del sulfuro de manganeso en vez de sulfuro de hierro), la resistencia al choque y el límite elástico; en cambio, disminuye un poco la ductilidad.

Los aceros con alto manganeso (no siendo los austeníticos), tienen mayor tendencia a las rajaduras por temple.

El manganeso desplaza al eutectoide hacia la izquierda, obteniéndose, por ejemplo, una estructura perlítica con 0,78 % de carbono cuando el acero tiene 1 % de manganeso.

Los aceros al manganeso son susceptibles a la fragilidad Krupp.

Silicio

En los aceros al carbono, el contenido de silicio varía entre 0,05 y 0,3 %. Esta impureza útil del acero —porque lo desoxidada—, forma solución sólida con la ferrita, de manera que su presencia no se puede detectar con el microscopio, sino que debe realizarse por análisis químico.

El silicio, al impurificar la ferrita, modifica sus propiedades, haciéndola más frágil y resistente, pero menos tenaz y más dura.

Cuando el acero debe someterse a ciertos tratamientos mecánicos, es conveniente que el contenido de silicio sea inferior al máximo antes citado.

El silicio reacciona con el oxígeno y da lugar al sílice (SiO_2). Las inclusiones de sílice tienen forma esférica y aspecto vítreo. A veces están asociadas con óxidos y sulfuros. Son inclusiones duras, indeformables por laminación y formado. Esta característica permite distinguirlas de otras inclusiones. Su color varía con la composición.

Aluminio

El aluminio, de acción desoxidante más energética que el manganeso y el silicio, se utiliza para obtener los aceros calmos o calmados; vale decir, aceros que, durante la solidificación, ven disminuido o extinguido el desprendimiento de gases que se agitan durante dicho proceso. Los aceros desoxidados con aluminio son de grano fino.

Las partículas de alumina (Al_2O_3) se observan al microscopio como puntos negros duros e indeformables. Su punto de fusión es de 2 050 °C.

La alumina es dura y frágil, de dimensiones pequeñas, y su distribución es irregular. La presencia de alumina dificulta el mecanizado y el pulido del acero, actuando, además, como partículas abrasivas en determinados trabajos de deformación en frío (trefilación, laminación, etc.).

VI-12. Clasificación de las inclusiones según normas ASTM

La clasificación de las inclusiones se realiza de acuerdo con lo establecido por la Asociación de Siderurgistas Suecos (adoptada por ASTM), que divide las inclusiones en cuatro grupos (fig. VI-11, fuera de texto), a saber:

- 1) A (tipo sulfuros);
- 2) B (tipo alumina);
- 3) C (tipo silicatos);
- 4) D (tipo óxidos, globular).

Cada una de estas clases se subdivide en cinco grupos, numerados del 1 al 5, según la cantidad de inclusiones que existen por unidad de superficie.

La número 1 designa una pequeña cantidad de inclusiones, mientras que la número 5 corresponde a la mayor cantidad. A fin de que resulten comparables, ambas se obtienen de una observación realizada con 100 aumentos. Cada grupo admite dos modalidades: inclusiones finas e inclusiones gruesas.

En forma general, las inclusiones de las aleaciones ferrosas se clasifican en tres clases: *óxidos*, *sulfuros* y *silicatos*.

A continuación se da una nómina de las inclusiones más frecuentes:

Oxidos	Sulfuros	Silicatos
Oxido de hierro (FeO)	Sulfuro de manganeso (MnS)	Silicato dicálcico ($2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$)
Silice (SiO_2)	Sulfuro de hierro (FeS)	Silicato tricalcico ($3\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$)
Alumina (Al_2O_3)	Sulfuro doble de hierro y manganeso ($\text{MnS} \cdot \text{FeS}$)	Silicato de hierro ($\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$)
Etcétera	Sulfuro de aluminio (Al_2S_3) Etcétera	Etcétera

AVALIAÇÃO DA QUANTIDADE DE INCLUSÕES NOS AÇOS

ESPECTRO DE INCLUSÃO COM AMPLIÇÃO DE 100x SEGUNDO O PROCEDIMENTO DE ESTABELECIMENTO DAS SIDERURGICAS SUÉCICAS
1971 - 1972

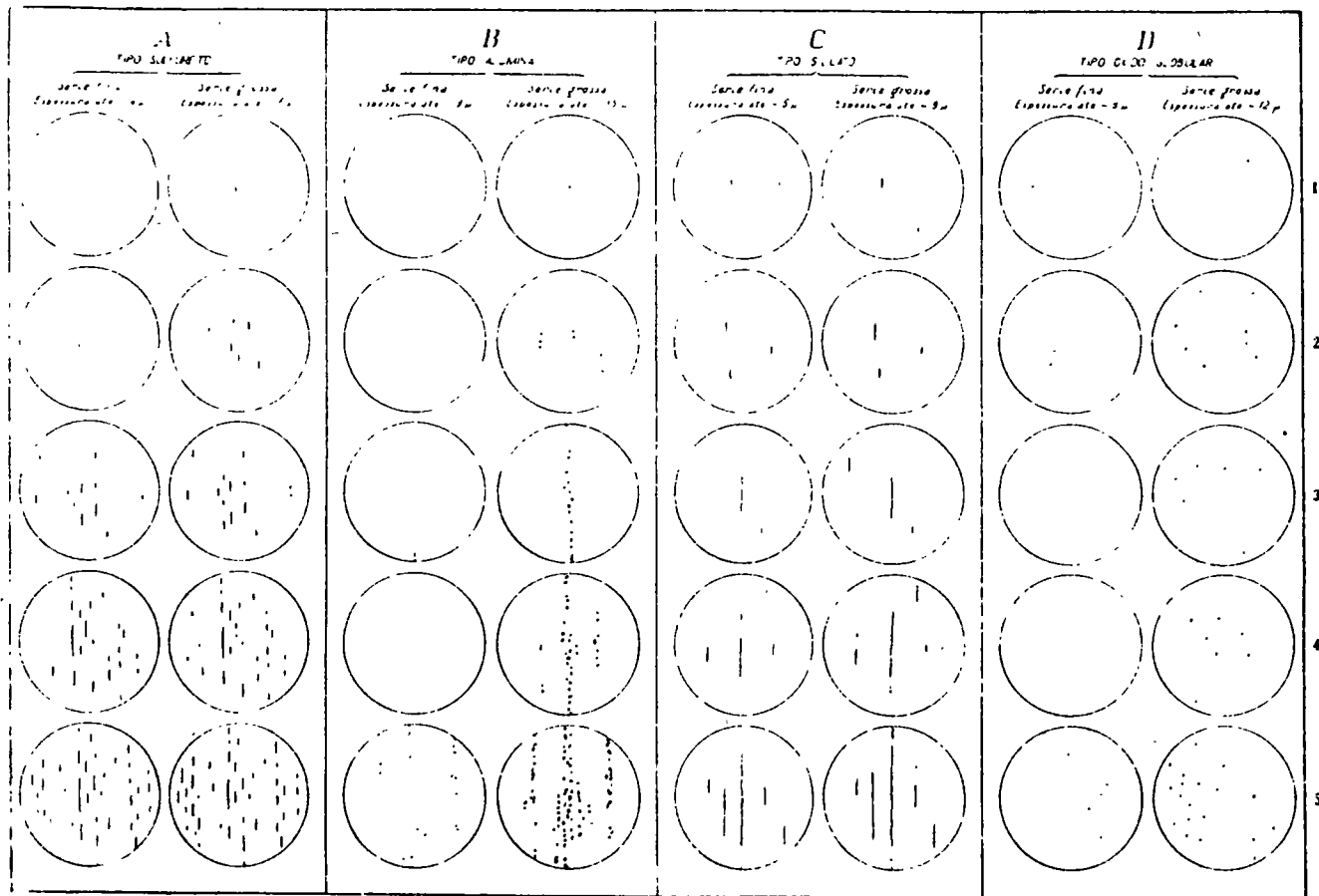
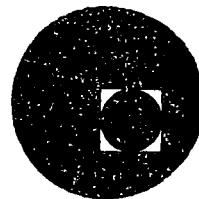


Fig 307 Classificação para avaliação micrográfica das inclusões dos aços adotada pela Associação dos Siderúrgicos Suécicos (Jernkontoret) de Estocolmo. O quadro original é trinta e três vezes maior do que esta figura.



centro de educación continua
división de estudios superiores
facultad de ingeniería, unam



TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES

Tema IV: Tratamientos Térmicos del Acero

Capítulo 1 y 3: Recocido y Revenido

Ing. José Pappaterra Caballero

Junio-Julio 1978.

TRATAMIENTOS TÉRMICOS DE LOS ACEROS

(Continuación)

II. El revenido

12-1. DEFINICIÓN

Se practica el *revenido* en los aceros que hayan sido previamente sometidos al *temple*. A este efecto, el acero templado se lleva y después se mantiene a una *temperatura inferior al punto A_1* ; finalmente, se vuelve a la temperatura ambiente (Fig. 12-1).

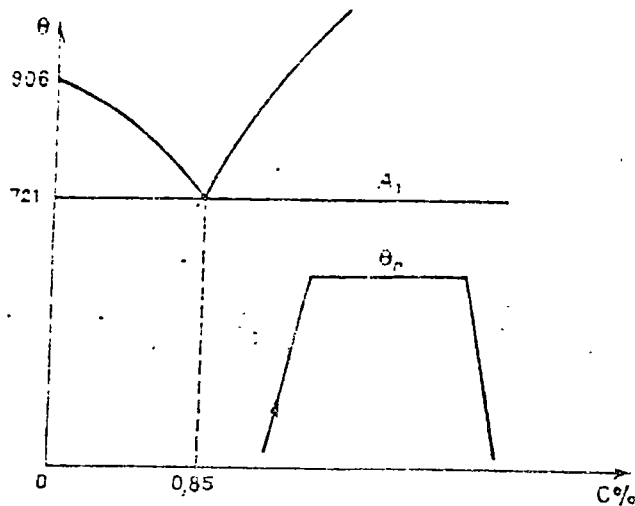


Fig. 12-1 — Un revenido se hace siempre por debajo de A_1 .

El acero templado está formado esencialmente por *martensita*, componente que carece de equilibrio y que se trata de una solución sobresaturada; la *martensita*, de acuerdo con las circunstancias del temple

efectuado, puede estar acompañada por *cementita* y *troostita* (componentes en equilibrio) o por *austenita* no transformada (componente que carece de equilibrio).

Durante el curso del calentamiento, la *cementita* y la *troostita* sólo sufren modificaciones poco importantes en sus dimensiones; la *austenita* se transforma generalmente en *cementita* y *martensita*.

Finalmente, el fenómeno del *revenido* está caracterizado por la evolución de la *martensita*, cualquiera que sea su origen, hacia un estado de equilibrio físico-químico. Resulta una disminución de la dureza H y de la resistencia a la tracción R , pero también un incremento del alargamiento A y, principalmente, de la resiliencia K , lo cual favorecerá la mecanización del acero.

12-2 EVOLUCIÓN DE LA MARTENSITA

Por ser prácticamente nula la solubilidad del carbono en el hierro α a la temperatura ambiente, la *martensita*, solución de carbono en el hierro α , resulta necesariamente sobresaturada. Su malla cristalina es



Fig. 12-2 a. — Sorbita (M. H.) ($\times 300$)

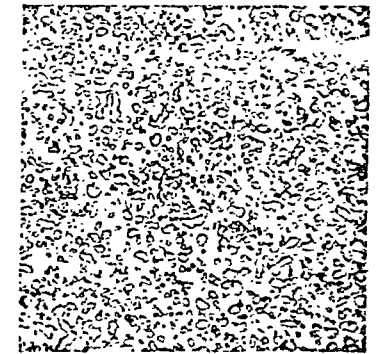


Fig. 12-2 b. — Perlita globular (S) ($\times 300$)

un prisma recto, cuya altura es ligeramente superior al lado del cuadrado de la base (malla tetragonal).

En el curso del calentamiento y a medida que se eleva la temperatura, la *martensita* se transforma y la estructura del acero se acerca progresivamente a la estructura *perlítica*.

De 100 a 200° C. se separan carburos de hierro de la *martensita*, cuyo contenido en carbono disminuye.

De 250 a 400° C, la separación de los carburos de hierro prosigue al mismo tiempo que se hace más lenta; simultáneamente, la malla de martensita (tetragonal), se acerca cada vez más a la forma de la malla de ferrita (cúbica).

De 400 a 650° C, hay coalescencia de los carburos de hierro y se comprueba la aparición del componente característico del revenido: la sorbita, agregación de ferrita y cementita, de estructura globular ultrafina cuyos elementos no se pueden distinguir con los aumentos usuales del microscopio (Fig. 12-2 a). Un mantenimiento isotérmico prolongado provoca la coalescencia de la sorbita y, finalmente, el microscopio revela la presencia de partículas redondeadas de cementita sobre un fondo de ferrita, que constituyen la perlitita globular (Fig. 12-2 b). Este componente, que es muy blando, comunica al acero una notable aptitud para la mecanización.

Si se pasa de la temperatura de 650° C, la perlitita globular aumenta más aún de tamaño y las propiedades mecánicas del acero se hacen mediocres: en particular, la resiliencia puede disminuir.

12-3. VARIACIÓN DE LAS CARACTERÍSTICAS MECÁNICAS DURANTE EL CURSO DEL REVENIDO

1. Generalidades. — La calidad de un acero se puede expresar con los valores numéricos de dos grupos de características mecánicas: a) las características de resistencia: dureza (H), resistencia a la tracción (R), límite de elasticidad (E);

b) las características de ductilidad: alargamiento (A %), estricción (Σ %) y resiliencia (K).

El objeto a alcanzar es el obtener, para los valores finales impuestos de (H), (R) y (E), los valores más elevados que sea posible de (A %), (Σ %) y K .

El resultado depende no solamente de las condiciones del revenido sino también de la forma cómo ha sido templado el acero. En efecto, las propiedades mecánicas de un acero sometido a un temple dulce sólo pueden ser ligeramente modificadas por el revenido; por el contrario, las propiedades de un acero sometido a un temple enérgico pueden ser profundamente cambiadas si el revenido ha sido llevado suficientemente "a fondo", es decir, si ha sido efectuado a una temperatura suficientemente elevada.

2. Influencia de la temperatura de revenido ϑ_r y de la duración. — Se puede seguir la marcha de un revenido para una temperatura dada ϑ_r , marcando a intervalos regulares los valores numéricos de una de las características mecánicas, por ejemplo, la dureza H .

Se comprueba que, al principio del tratamiento, la dureza disminuye con bastante rapidez; después, más lentamente. Al final, la dureza tiende hacia un límite que sólo depende de la temperatura de revenido ϑ_r , que resulta ser así el factor esencial del revenido.

La figura 12-3 a muestra además que, a la temperatura ϑ_r , el efecto del revenido queda prácticamente adquirido al cabo de un tiempo t . Este efecto es tanto más

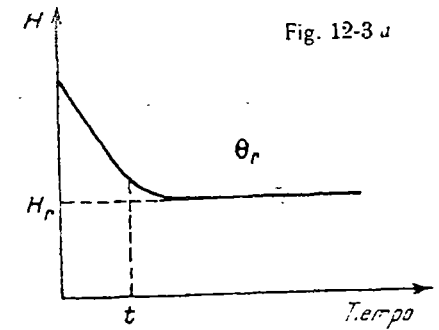


Fig. 12-3 a

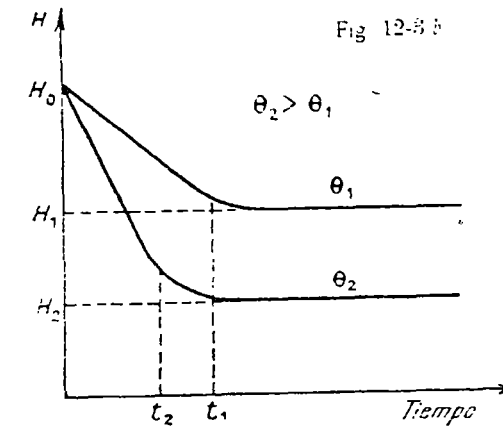


Fig. 12-3 b

marcado (Fig. 12-3 b) cuanto más elevada sea ϑ_r , mientras que el tiempo necesario para obtenerlo será tanto más breve cuanto más elevada sea ϑ_r .

De modo que, partiendo de un mismo estado de temple (dureza H_0) y haciendo dos revenidos a las temperaturas ϑ_1 y ϑ_2 ($\vartheta_2 > \vartheta_1$), la disminución de la dureza ($H_0 - H_2 > H_0 - H_1$) se obtiene prácticamente en los tiempos t_1 y t_2 ($t_2 < t_1$).

La figura 12-3 c expresa las variaciones de los valores límites de las diferentes constantes mecánicas de un acero semiduro en función de ϑ_r .

3. Observación. — En el caso de los aceros ledeburíticos (17-6. 5.º), se comprueba que un revenido practicado a una temperatura conveniente provoca un aumento de la dureza y de las resistencias iniciales.

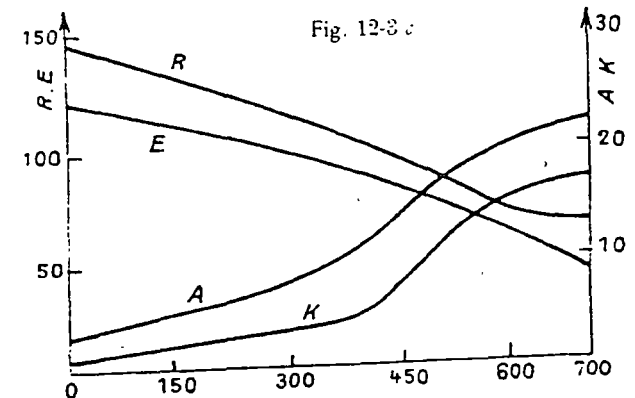


Fig. 12-3 c

12-4. PRÁCTICA DEL REVENIDO

Teóricamente la velocidad de calentamiento desde la temperatura ambiente ϑ_0 a la temperatura de revenido (ϑ_r) y la velocidad de retorno de ϑ_r a ϑ_0 no deberían ejercer efecto alguno en el acero, puesto que la totalidad del tratamiento se efectúa por debajo de A_1 .

Sin embargo, la transformación

martensita \rightarrow sorbita \rightarrow perlita

se hace con contracción y la variación de volumen que resulta es la causa de esfuerzos mecánicos (que pueden provocar deformaciones) y que son tanto más importantes cuanto mayor sea la velocidad de enfriamiento. El retorno a ϑ_0 debe ser pues, suficientemente lento, sin embargo, un enfriamiento muy lento puede ser la causa de una fragilidad muy grande (enfermedad de Krupp).

Conclusión. — Se practica generalmente un revenido a temperatura elevada, que sigue a un temple energético, de modo que se obtenga como componente esencial la *sorbita*, cuyas características de resistencia y de ductilidad están bien equilibradas.

III. Recocidos

12-5. GENERALIDADES

Se designan con el nombre de *recocidos* los tratamientos térmicos, más o menos complejos, que presentan, todos, las siguientes características:

a) mantenimiento isotérmico del acero a una temperatura superior a A_1 ;

b) retorno lento, o muy lento, a la temperatura ambiente.

El mantenimiento isotérmico por encima de A_3 tiene como objeto llevar el acero a un estado, tan cercano como sea posible al equilibrio, caracterizado por la forma de una *austenita* homogénea.

El enfriamiento lento tiene como objeto eliminar cualquier fenómeno de temple que pudiera provocar la aparición de *fuerzas internas* y el mantenimiento a la temperatura ambiente de los *componentes que no se hallan en equilibrio*.

El acero así tratado se halla en un estado de equilibrio, llamado *estado recocido* y sus componentes son entonces la *ferrita* o la *cementita proeutectoide* y la *perlita laminar*.

Con carácter general, en todo acero que presente, a causa de su sistema de obtención o de los tratamientos anteriormente sufridos, una determinada heterogeneidad, está justificado un tratamiento de recocido. Las denominaciones de los diferentes tratamientos de recocido recuerdan el objeto que se proponen conseguir.

12-6. RECOCIDO DE NORMALIZACIÓN

Este recocido está caracterizado por un calentamiento a 900°C seguido de un enfriamiento en *aire tranquilo*, evidentemente más rápido que el enfriamiento en el horno apagado del recocido clásico.

Por convención, las características mecánicas de los aceros se han de determinar en muestras *normalizadas*, siendo los resultados obtenidos ligeramente superiores a los que se obtendrían en una muestra *recocida*.

Se halla por ejemplo, $R_R \approx \frac{9}{10} R_A$ para R_A variando entre 50 y 100 kg/mm^2 .

12-7. RECOCIDO DE HOMOGENEIZACIÓN

Un lingote de acero está lejos de presentar una composición química uniforme en el conjunto de su masa. El examen de una sección revela grandes diferencias de composición entre la periferia y el núcleo del lingote. Estas diferencias se deben al fenómeno de segregación, es decir, a la acumulación hacia el centro de todos los elementos que son más fusibles (fósforo, azufre, etc.).

Por lo demás, en la vecindad de un punto dado, se pueden observar pequeñas variaciones en las concentraciones de carbono, manganeso, etc., debidas al hecho de que, durante el curso de la solidificación, los cristales sólidos se encuentran en contacto con un líquido cuya composición varía constantemente. Un recocido a $\vartheta_R = A_3 + 200^\circ\text{C}$ permite remediar sobre todo estas heterogeneidades locales permitiendo una nueva difusión de los elementos, lo cual resulta tanto mejor cuanto más elevada sea la temperatura. Sin embargo, es necesario evitar el llegar hasta el *solidus*, porque provocaría la "quemadura" del acero, haciendo imposible la regeneración. Ahora bien, el recocido de homogeneización, que se practica en los lingotes en bruto de colada, o en las piezas de acero moldeado de dimensiones de importancia, lo más corriente es que haya de estar seguido de un recocido de *regeneración* a causa del aumento de tamaño del grano, lo que se produce durante el mantenimiento isotérmico a $A_3 + 200^\circ\text{C}$ (Fig. 12-8).

12-8. RECOCIDO DE REGENERACIÓN

Este recocido se hace posible gracias a una propiedad absolutamente particular de los aceros y que no se puede hallar en las demás aleaciones.

Sea un acero de estructura hipoeutectoide relativamente grosera a la temperatura ambiente (*a*), presentando, pues, una cierta fragilidad. Esta formado por ferrita proeutectoide y perlita. Llevado a la temperatura

$$\vartheta_R = A_3 + 70^\circ \text{ C.}$$

sufre durante el curso del calentamiento, dos transformaciones:

— una físico-química (previsible, por otra parte),

perlita — ferrita → austenita

— y la otra, estructural, e imposible de prever, caracterizada por la división de los granos grandes en granos de dimensiones netamente inferiores, si bien que a $\vartheta_R = A_3 + 70^\circ \text{ C.}$, el acero está formado por pequeños granos de austenita.

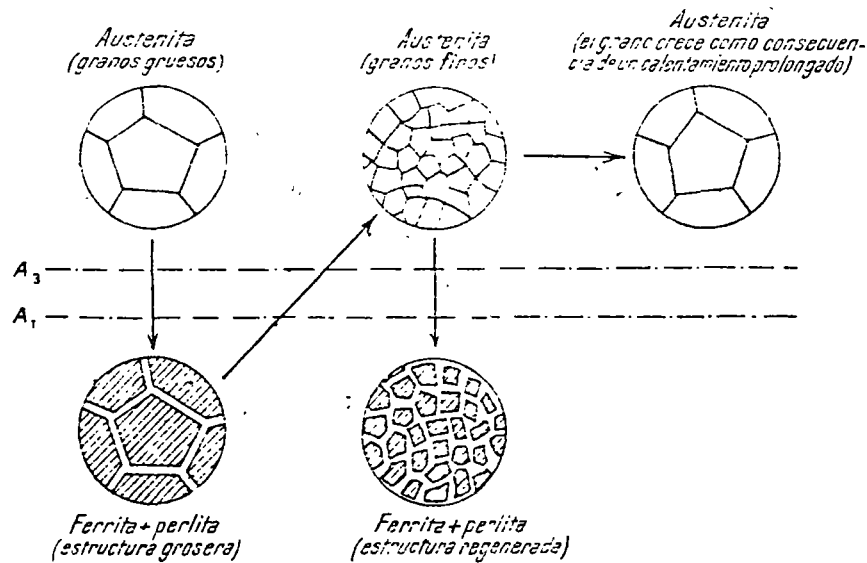


Fig. 12-8. — Recocido de regeneración e influencia de un calentamiento prolongado (según Portevin)

En el enfriamiento, se observa la transformación físico-química inversa:

austenita → ferrita + perlita.

pero, si la velocidad de enfriamiento, inferior a la primera velocidad crítica de temple, no es demasiado reducida, sin embargo, la estructura fina se conserva y la fragilidad del acero habrá desaparecido (Fig. 12-8).

En cambio, si se prolongara demasiado el mantenimiento a $\vartheta_R = A_3 + 70^\circ \text{ C.}$, o si se sobrepasara esta temperatura, se observaría un nuevo crecimiento del grano, el cual, como es natural, no desaparecería en el enfriamiento (*c*). La duración de un recocido de regeneración se ha de controlar cuidadosamente, por lo tanto.

12-9. RECOCIDO DE SUAVIZACIÓN

Este recocido tiene como objeto obtener al máximo un acero mecanizable. Es necesario, pues, hacer desaparecer todos los componentes que comunican dureza: martensita, troostita y sorbita, que son sustituidos, en los aceros hipoeutectoides, por la ferrita y la perlita. La forma laminar de la perlita favorece las operaciones de fresado y de taladrado; la forma globular es preferible para el embutido y el torneado. En principio, se lleva el acero a la temperatura $\vartheta_r = A_3 + 75^\circ \text{ C.}$ y después se le deja enfriar con mucha lentitud (*).

Los aceros hipereutectoides calentados a $\vartheta_R = A_{cm} + 75^\circ \text{ C.}$ mediante un enfriamiento muy lento (1/2 grado por minuto en la zona $A_{cm} - A_1$) pueden suavizarse hasta una dureza Brinell de 140; la perlita obtenida se halla en forma globular (Fig. 12-2 b).

12-10. RECOCIDO DE ESTABILIZACIÓN

Practicado a temperaturas comprendidas entre A_3 y $A_3 + 75^\circ \text{ C.}$ este recocido tiende a destruir las tensiones internas provocadas por determinados tratamientos (estampación, estirado en frío). De esta manera se evitan las deformaciones posibles durante una mecanización ulterior.

El recocido de estabilización tiene asimismo por efecto restituir al acero la dureza característica de su estado propio, haciendo desaparecer la dureza aparente resultante de los tratamientos antes citados.

12-11. RECOCIDO DE RECRISTALIZACIÓN

El trabajo en frío de los aceros ordinarios, es decir, el trabajo efectuado por debajo de A_1 , deforma la estructura cristalina y hasta

(*) Si el contenido de carbono pasa de 0,6%, es necesario dejar enfriar el acero en el horno (annealing).

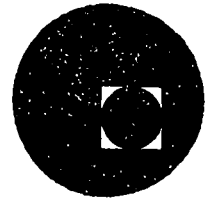
puede llegar a destruirla. De esta manera, por laminación o martillado, se puede provocar la formación de una capa superficial amorfa: entonces se dice que el metal ha quedado *agriado*. Este efecto provoca un gran aumento de la fragilidad y, en ciertos casos, es imposible continuar el trabajo del acero (estirado en la hilera, por ejemplo), y antes de reanudarlo, se ha de someter el acero a un recocido a $\vartheta_R = A_3 + 75^\circ \text{C}$ cuya duración debe ser limitada con vistas a evitar el crecimiento del grano.

12-12. CONCLUSIÓN

Es evidente que como que la mayor parte de los recocidos se practican en el mismo intervalo de temperatura $A_3 + 75^\circ \text{C}$, los diferentes efectos que se han descrito antes, por separado, se conjugan, en realidad, y contribuyen todos a llevar el acero a este estado de equilibrio a la temperatura ambiente, que se admite que representa la verdadera fisonomía del metal (acero normalizado).



centro de educación continua
división de estudios superiores
facultad de ingeniería, unam



TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES

Tema IV: TRATAMIENTOS TERMICOS DEL ACERO

Capítulo 2: El Templado

Ing. José Pappaterra Caballero

Junio-Julio, 1978.

TRATAMIENTOS TÉRMICOS DE LOS ACEROS

I. El temple

11-1. DEFINICIÓN Y GENERALIDADES

Se designa con el nombre de *tratamiento térmico* una operación en el curso de la cual una pieza de metal se lleva primero desde la temperatura ordinaria a una determinada temperatura, más elevada, θ , y a continuación se mantiene a esta temperatura θ durante un cierto tiempo; finalmente, se vuelve a la temperatura ordinaria.

Los *efectos* de estos tratamientos térmicos dependen, para un mismo metal:

- 1.º de la *temperatura* θ ,
- 2.º de la *duración* del mantenimiento de la pieza metálica a la temperatura θ ,
- 3.º de la *velocidad* con la cual se realizan las operaciones de calentamiento y enfriamiento.

El *objeto* de estos tratamientos térmicos es el de obtener una mejora de una o de más características mecánicas del metal tratado. A veces sucede que esta mejora está acompañada por el debilitamiento de otra propiedad mecánica del metal (*); también, prácticamente, la excesiva intensidad del efecto de un tratamiento térmico, a menudo, ha de ser atenuada por la acción de otro tratamiento antagonista.

Hasta el final del siglo XIX, el empirismo más completo ha regido la práctica de los tratamientos térmicos. En la actualidad, numerosas experiencias han permitido dar a la técnica de estos tratamientos una base realmente científica y establecer reglas racionales, las cuales, en numerosos casos, confirmando, además, las prácticas tradicionales, han permitido aportarles importantes perfeccionamientos.

* También el aumento de la dureza de un metal, a menudo, está acompañada por la disminución de su resiliencia.

11-2. TRATAMIENTOS TÉRMICOS DE LOS ACEROS

Los tratamientos térmicos fundamentales de los aceros son: el temple, el revenido y los revenidos.

Su acción sobre las propiedades del acero resulta de las modificaciones que aportan a la naturaleza y a la repartición de los componentes del metal.

Los tratamientos térmicos se aplican a los aceros en bruto de forja o moldeados, o que ya hayan sido sometidos a tratamientos mecánicos (laminación, estiraje, etc.) o químicos (cementación, etc.).

El temple de los aceros

11-3. EL TEMPLE Y LOS FACTORES DE TEMPLE

El temple de una muestra de acero se puede resumir como se indica a continuación:

- 1) se lleva el metal al rojo
- 2) se le enfría con rapidez sumergiéndolo en agua, por ejemplo.

El resultado más sorprendente de esta operación es un aumento de la dureza H del acero.

Un examen más atento del fenómeno muestra:

1) que el incremento de la dureza depende del contenido de carbono de la muestra, siendo de poca importancia para los hierros y los aceros extra-dulces, pasa por un máximo para un contenido de carbono de 0.85 % (acero eutéctico).

2) que de todos modos, este aumento de la dureza sólo se puede obtener con determinadas condiciones, de las cuales dos son absolutamente necesarias:

a) el acero se ha de llevar primero a una temperatura mínima, llamada temperatura de temple (θ_T);

b) el retorno a la temperatura ambiente se ha de efectuar a una velocidad suficientemente grande, cuyo valor mínimo se llama velocidad crítica de temple (V_c).

De modo que si no se calienta el metal por encima de θ_T y si se le enfría con excesiva lentitud, no hay temple. El problema práctico consiste, pues, en determinar, para un acero dado, los valores convenientes de θ_T y V_c , los cuales, con la composición química del acero, constituyen los tres principales factores de temple.

11-4. TEMPERATURA DE TEMPLE: DETERMINACIÓN DIRECTA

1. Principio. — Durante el curso de una serie de experiencias, la muestra a templar se lleva a temperaturas θ regularmente crecientes y cada vez ha de sufrir un enfriamiento rápido (por inmersión en agua fría, por ejemplo) para estar seguro de que se ha alcanzado con seguridad la velocidad crítica de temple y que, si el temple es posible, tiene lugar de un modo efectivo. Para cada temperatura θ , se anotará la dureza conseguida después del enfriamiento.

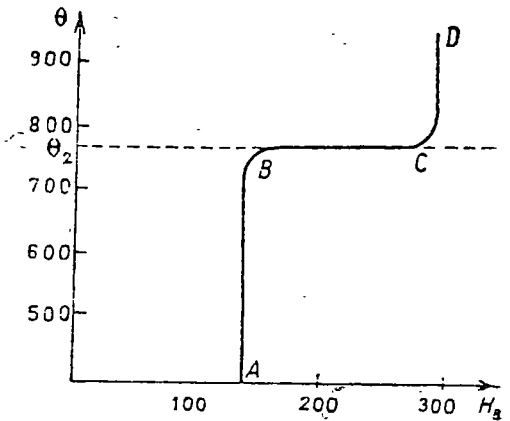


Fig 11-4

Para los aceros ordinario al carbono, se obtienen curvas cuyo trazado esquemático comprende tres partes distintas (Fig. 11-4):

- a) desde la temperatura ordinaria a una temperatura ligeramente superior a 720° C, el efecto de temple es nulo (AB);
- b) desde la temperatura θ_1 a la temperatura θ_2 (750° a 800° C), la variación de la dureza es considerable (BC);
- c) finalmente, una elevación de temperatura por encima de θ_2 no produce ningún aumento suplementario de dureza (CD).

2. Conclusión. — La temperatura de temple debe ser igual, o un poco superior a θ_2 .

11-5. TEMPERATURA DE TEMPLE: DETERMINACIÓN CON AYUDA DEL DIAGRAMA DE EQUILIBRIO

1. Puntos de transformación de los aceros (Fig. 11-5). — Las líneas GS y SE, igual que la horizontal PSK del diagrama de equilibrio lábil, han sido obtenidos mediante el análisis térmico del calentamiento o del enfriamiento lentos de los aceros [curvas $\theta = f(t)$], o bien mediante dilatometría [curvas $\Delta L = f(t)$]. Constituyen los lugares geométricos de los puntos de transformación (*) de los aceros. Va-

(*) Estos puntos de transformación están simbolizados por la letra A, afectada por un índice numérico 0, 1, 2, 3, que determina la transformación estudiada, y

Austenita (con 0,85 % de carbono) —> perlita (con 0,85 % de carbono)
(homogénea ◯) (heterogénea ●)

A la temperatura ordinaria, el acero vuelve a recuperar su constitución y sus propiedades iniciales, si el calentamiento y el enfriamiento han sido suficientemente lentos.

2. Relación entre las temperaturas de transformación y la temperatura de temple. — La comparación entre el diagrama (θ, H) y el diagrama de equilibrio muestra que θ_T , temperatura de temple, corresponde sensiblemente a la temperatura de fin de transformación A_{c2} para los aceros hipoeutectoides

— a la temperatura de 721° C. para los aceros eutectoides y para los aceros hipereutectoides

De modo que, para templear un acero, una primera condición es *necesaria*: calentarlo a una temperatura superior a la del final de la transformación (A_{c1} o sea 721° C.)

Prácticamente, para un *acero* *común* *reciente*, se aumenta de 50° C esta temperatura de fin de transformación, dada por simple lectura, en el diagrama de equilibrio hierro-cementita en función del contenido de carbono

11-6 VELOCIDAD DE TEMPLE

Llevar el acero a la temperatura $A_3 + 50^\circ\text{C}$ es una condición *necesaria* para la obtención del endurecimiento por temple; esta condición

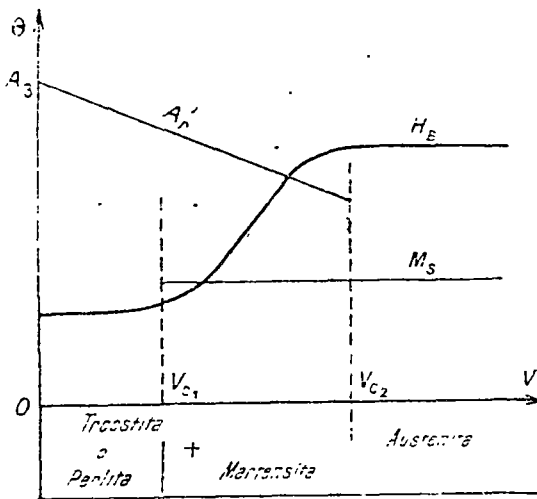


Fig 11-6

no es *suficiente*: la experiencia muestra que es necesario, además, que la velocidad de enfriamiento alcance un valor conveniente.

Este valor se puede determinar enfriando a velocidades crecientes hasta la temperatura ordinaria varias muestras de un mismo acero llevadas previamente a la temperatura $A_3 + 50^\circ\text{C}$. Así se obtiene una curva (Fig. 11-6) que hace aparecer la primera velocidad crítica de temple V_{c1} , a partir de la cual

el crecimiento de la dureza se manifiesta de una manera muy clara por el cambio de pendiente de la curva.

También se observa que existe una velocidad de enfriamiento óptima V_{c2} (o segunda velocidad crítica de temple), más allá de la cual, un aumento de la rapidez del enfriamiento ya no procura ningún aumento apreciable de la dureza.

11-7. TRANSFORMACIONES DE LA AUSTENITA DURANTE EL CURSO DEL ENFRIAMIENTO DESDE $A_3 + 50$ HASTA LA TEMPERATURA ORDINARIA

1. Principio de este estudio. — El acero, llevado a la temperatura $A_3 + 50^\circ\text{C}$ durante un tiempo suficiente, se halla siempre en el estado de austenita homogénea. Al volver a la temperatura ordinaria, su estado físico-químico varía de acuerdo con la velocidad de enfriamiento.

El estudio de las transformaciones sufridas por la austenita en el curso de este enfriamiento es difícil, a causa de la brevedad del fenómeno, que es del orden del segundo; se obtienen resultados más fáciles de interpretar modificando la rapidez del enfriamiento. A este fin, se procede a efectuar:

1.º Un enfriamiento extremadamente rápido (prácticamente instantáneo) de la temperatura $A_3 + 50$ hasta una temperatura $\theta < A_3$; se admite que durante esta primera fase, la austenita no se transforma;

2.º Se mantiene el acero a la temperatura constante θ durante un tiempo suficientemente largo para que todas las transformaciones susceptibles de producirse puedan ser terminadas por completo; esta segunda fase constituye el *mantenimiento isotérmico* del acero;

3.º Se termina el ensayo con un enfriamiento instantáneo de θ a la temperatura ordinaria; en el curso de esta tercera fase, no se produce ninguna modificación del acero.

2. Curvas T. T. T. — Muestras muy pequeñas de acero llevadas a $A_3 + 50^\circ\text{C}$, que se transforman, pues, en austenita, se enfrían instantáneamente a una temperatura θ_1 , inferior a 721° C. a la cual se mantienen. Entonces se determina:

a) el tiempo t que transcurre antes del comienzo de la transformación de la austenita; t representa el *período de incubación*;

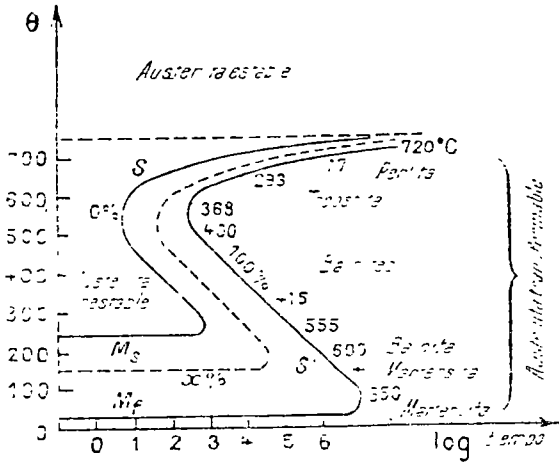
b) el tiempo t' , después del cual ha terminado la transformación de la austenita; ($t' - t$) representa la *duración de la transformación*.

Uniéndolos los puntos figurativos de los tiempos t y t' , se obtienen dos curvas S y S' , llamadas de comienzo y de fin de transformación de la austenita.

La curva S corresponde, pues, a una fracción de austenita transformada igual a cero; la curva S' corresponde a un 100 % de austenita transformada. Entre estas dos curvas, se pueden trazar las curvas relativas a diferentes tasas (10 %, 20 %, etc.) de transformación de la austenita (curvas isoausteníticas).

El conjunto constituye el diagrama $T-T$, T : transformaciones-temperatura (en ordenadas) - tiempo (en abscisas) son los logaritmos decimales del tiempo que se llevan a la abscisas, (figura 11-7)

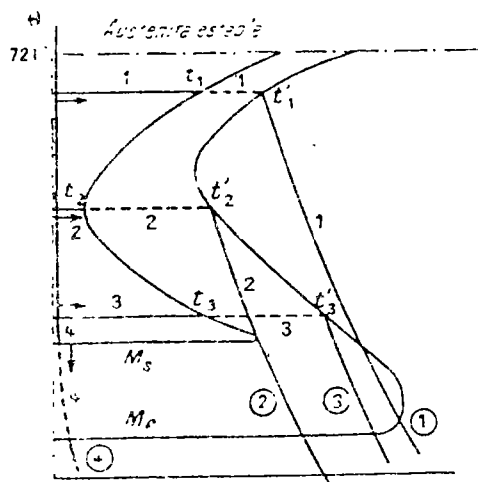
El conjunto constituye el diagrama $T-T$, T : transformaciones-temperatura (en ordenadas) - tiempo (en abscisas) son los logaritmos decimales del tiempo que se llevan a la abscisas, (figura 11-7)



11-8 EJEMPLO DE CURVAS T-T

La experiencia muestra que la forma de estas curvas varía considerablemente con la composición de los aceros estudiados. A causa de su importancia práctica trataremos el caso, particularmente simple, del acero ordinario eutectoide con 0,85 por ciento de carbono.

Llevalo a una temperatura del orden de 800° C. el acero es homogéneo, está formado por austenita, solución sólida de carbono en el hierro y llevada instantáneamente a una temperatura ϑ , inferior a 720° C y mantenida a esta temperatura, la austenita se transforma dando nuevos componentes cuya naturaleza depende esencialmente de ϑ . Haciendo va-



riar sistemáticamente esta temperatura ϑ , cabe distinguir cuatro casos diferentes (Fig. 11-8a).

1. $\vartheta \geq 650^\circ \text{ C}$. — La transformación de la austenita sólo comienza al cabo de un tiempo variable, entre 5 minutos a 700° C y 7 a 8 segundos, a 650° C. y su duración, para esta temperatura, es de un minuto aproximadamente. Cuando la transformación ha terminado (t_1), el acero queda enteramente compuesto por perlita y, cualquiera que sea la velocidad de enfriamiento, se lleva a la temperatura ordinaria, siempre en el estado de perlita, sin sufrir ninguna modificación [curva (1)].

2. $540^\circ \text{ C} \leq \vartheta \leq 650^\circ \text{ C}$. — En este intervalo de temperaturas, el periodo de incubación es de un segundo aproximadamente y a los 600° C. la duración de la transformación es de 10 segundos (Fig. 11-8b). La austenita produce además un agregado ferrita-cementita de la misma naturaleza que la perlita, pero de dimensiones bastante más pequeñas. Este nuevo componente es la troostita (Fig. 11-8b) cuya elevada dureza (dureza Brinell = 300) se debe precisamente a la finura de sus elementos, lo que hace decir que la troostita está templada estructuralmente. [La transformación austenita \rightarrow troostita se designa con el símbolo A'_T , curva (2).]

3. $210^\circ \text{ C} < \vartheta < 540^\circ \text{ C}$. — El periodo de incubación crece y alcanza a valer 4 minutos hacia los 220° C. La duración de la transformación aumenta también, y hacia 220° C, es del orden de 2 horas. La austenita produce, además, un agregado ferrita-cementita de una estructura bastante más tenue que la de la troostita; este nuevo componente es la bainita, su dureza Brinell es cercana a los 500. (La transformación austenita \rightarrow bainita se designa con el símbolo A'_B .)

4. $\vartheta < 210^\circ \text{ C}$. — Por debajo de una temperatura M_s cercana a los 210° C, el periodo de incubación se hace cero. El hierro γ y de la austenita se transforma en hierro α , pero el carbono queda disuelto al estado sobresaturado formando así un nuevo componente homogéneo, la martensita, solución sólida, cuya dureza Brinell alcanza los 700. La martensita es el componente característico del temple de los aceros (Fig. 11-8b y c).

La cantidad de austenita transformada en martensita depende de ϑ , y no se puede aumentar con un mantenimiento isotérmico a ϑ ; de aquí se deduce que esta transformación es prácticamente instantánea. La temperatura correspondiente a la desaparición total de la austenita se designa con M_f . Para un acero con 0,80 % de carbono y 0,76 % de manganeso (que se comporta como un acero eutectoide), M_f es cercano a 110° C.



Fig. 11-8 a. — Troostita (b) y martensita (A) (x 200).

Fig. 11-8 b. — Martensita (S) (x 200).

En resumen, la transformación

austenita \rightarrow martensita

simbolizada por A_r comienza en el punto M_s y termina en el punto M_f [curva (+)].

11-9. APLICACIÓN A LA DETERMINACIÓN DE LAS VELOCIDADES DE TEMPLE

1 Principio. — En general, el objeto del temple es obtener el endurecimiento máximo del acero, o sea, provocar la formación de la martensita.

En el temple clásico, se procede por inmersión de la muestra en un baño cuya temperatura es, lo más a menudo, cercana a los 150°C . El enfriamiento es *continuo* y su velocidad, que depende de las constantes del baño (calor específico y conductibilidad térmica) puede estar caracterizada, por convención, por el tiempo correspondiente a un descenso de temperatura de 100°C . No cabe, pues, hablar de transformación isotérmica, antes de que la muestra entera alcance la temperatura del baño.

Para interpretar los hechos observados cuando se hace aumentar la velocidad de enfriamiento hasta obtener el efecto de temple máximo, los especialistas americanos de aceros, que han establecido los primeros diagramas $T. T. T.$, admiten que en el punto t , en el cual una curva de enfriamiento continuo se une a la curva en S , la muestra se halla en el

mismo estado que si hubiera sido enfriada instantáneamente desde la temperatura $A_s + 50$ hasta la temperatura ϑ , manteniéndose a esta temperatura durante el tiempo t .

Esto supone admitir que, en la parte del diagrama situada a la izquierda de la curva S , el acero no sufre nunca ninguna transformación.

2 Caso del acero eutectoide. — La figura 11-9 a representa en primera aproximación el diagrama $T. T. T.$ relativo al acero eutectoide

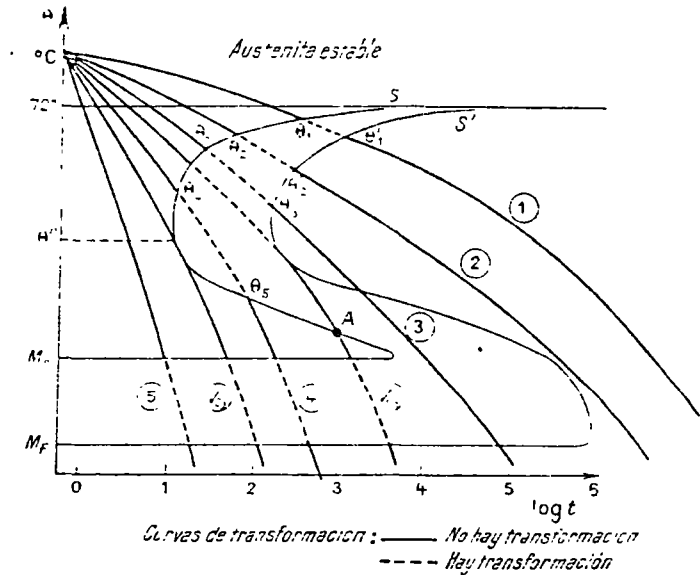


Fig. 11-9 a

con 0,85 % de carbono, sobre el cual se han dibujado diversas curvas de enfriamiento.

a) La curva (*) muestra que, con un enfriamiento lento (100°C h), se realiza la transformación A_r

austenita \rightarrow perlita

entre las temperaturas ϑ_1 y ϑ'_1 , en la vecindad de los 700°C . Desde ϑ'_1 hasta la temperatura ambiente, el acero se enfria sin sufrir modificaciones.

(*) A causa de la forma de las curvas iso-austeníticas, se concibe que sólo puede haber muy poca bainita.

b) La curva (2) muestra que, para un enfriamiento moderado ($100^{\circ}\text{C}/\text{min}$), la transformación A_r'

austenita \rightarrow troostita

comienza con una temperatura ϑ_2 vecina a 650°C y termina a la temperatura ϑ'_2 . En el curso de esta transformación, toda la austenita se transforma. La composición de la troostita es idéntica a la de la perlita, pero su estructura bastante más fina le confiere una dureza netamente más elevada (dureza Brinell = 300). La continuación del enfriamiento no aporta ningún cambio al estado del acero.

c) La curva (3) corresponde a una velocidad de enfriamiento de $100^{\circ}\text{C}/\text{seg}$. Se ve que la transformación de la austenita se extiende por un intervalo de temperatura mayor. Al principio, hay formación de troostita; al final, se forma bainita (4). Finalmente, la austenita produce una mezcla de troostita — bainita y, por debajo de ϑ'_3 , el enfriamiento no aporta ya ninguna modificación más al estado del acero.

d) La curva (4) corresponde a una velocidad de enfriamiento comprendida entre 50 y 100°C por segundo. Muestra netamente que la transformación de la austenita se hace en dos tiempos. Primero, de ϑ_4 a ϑ_5 , la austenita se transforma *parcialmente* en una mezcla troostita + — bainita; esta primera transformación se detiene a la temperatura ϑ_5 , y de ϑ_5 a M_s , el acero se enfía sin sufrir modificaciones.

Por debajo de M_s , la austenita residual se transforma en *martensita*; la proporción de austenita transformada depende de la temperatura del baño ϑ_B . Si ϑ_B es inferior a M_F , toda la austenita pasa al estado de martensita, pero si ϑ_B es superior a M_F , una parte de la austenita subsiste sin alteración. En este caso, los componentes del acero serán la troostita (con muy poca cantidad de bainita), la martensita y la austenita residual (muy poca).

Finalmente, la curva (5) corresponde a una velocidad de enfriamiento suficientemente elevada para que únicamente se pueda producir la transformación A_r''

austenita \rightarrow martensita.

dependiendo la proporción de austenita transformada, como antes, de la posición de la temperatura del baño de temple ϑ_B respecto a la temperatura M_F .

En todo caso, importa subrayar que las interpretaciones dadas en este párrafo sólo son *cuantitativas*. Si se desea obtener una información aplicable a la industria, es necesario utilizar diagramas $T. T. T.$ obtenidos por enfriamiento continuo, sin embargo, el trazado de estos diagramas sólo se hace para algunos aceros.

11-10. VELOCIDADES CRÍTICAS DE TEMPLE

Para que haya temple, es necesario que la austenita quede transformada en martensita. Se definen dos velocidades críticas de temple:

1. Primera velocidad crítica de temple V_{c1} . — Es la velocidad de enfriamiento más reducida susceptible de provocar la aparición de la martensita. La curva representativa de V_{c1} debe satisfacer a la condición necesaria:

No cortar la curva S' (sin esta condición, la transformación de la austenita en troostita + bainita sería total y no habría austenita residual susceptible de ser transformada en martensita).

2. Segunda velocidad crítica de temple V_{c2} . — Es la velocidad de enfriamiento más reducida, en la cual la transformación A_r' cesa de producirse; de modo que la curva representativa de V_{c2} no debe cortar la curva S .

No sirve para nada, con vistas a aumentar la dureza del acero templado, el utilizar velocidades de temple superiores a V_{c2} , porque a partir de esta velocidad crítica, la proporción de austenita transformada no depende ya de la velocidad de enfriamiento, sino de la temperatura del baño.

V_{c1} y V_{c2} se llaman también velocidades críticas de temple inferior y superior. Se muestran en el diagrama (Fig 11-6), en donde las temperaturas del principio de transformación A_r' y M_s se llevan a las ordenadas y las velocidades de enfriamiento figuran en las abscisas.

11-11. APTITUD DE UN ACERO PARA EL TEMPLE

Se puede tener una primera idea de la aptitud de un acero para el temple, a base de las velocidades críticas de temple; es tanto mayor cuanto más reducidas sean las velocidades críticas de temple.

Los aceros ordinarios de carbono tienen velocidades críticas de temple elevadas, siendo aceros de un poder reducido para adquirir temple.

Determinados aceros aleados poseen velocidades críticas de temple tan reducidas que un simple enfriamiento con aire es suficiente para provocar la formación de martensita. La aptitud para el temple de estos aceros, llamados *autotemplantes*, es, pues, notablemente elevada.

Sin embargo, la consideración de las velocidades críticas no es suficiente para caracterizar la aptitud de un acero para el temple. En

efecto, si se temple, en iguales condiciones, dos piezas de dimensiones y composición química idénticas, se obtienen, por lo general, resultados muy diferentes. Se atribuye este hecho a un comportamiento particular de cada acero que no depende únicamente de su composición, o de las dimensiones de la muestra, sino también de numerosos factores, de los cuales, los principales son:

- el tamaño del grano,
- la presencia de inclusiones (gases, partículas sólidas finas),
- las irregularidades de la composición química, o del reparto de los componentes,
- el estado de la superficie de las piezas, etc.

Esta forma particular, propia de un acero, de reaccionar en el temple es su *potencia templadora* o *templabilidad*; sólo se puede determinar con la práctica experimental y es necesario conocerla para el buen éxito de la operación del temple.

11-12 PROBLEMA PRACTICO DEL TEMPLE

1. **Temperatura de temple.** — Es la temperatura a la cual se debe llevar el acero para que pase al estado de austenita homogénea. Está fijada por el diagrama de equilibrio en:

$A_1 - 50^\circ \text{C}$ para los aceros ordinarios hipoeutectoides y eutectoides.

y $A_1 + 50^\circ \text{C}$ para los aceros ordinarios hipereutectoides cuya dureza depende, a su vez, del contenido de martensita y del de cementita inicial.

2. **La velocidad de temple** es la velocidad de enfriamiento definida por la duración del paso de la temperatura de temple a la del baño. Pero, en la vecindad inmediata de la pieza que acaba de ser sumergida en el baño, la temperatura depende de la velocidad con la cual se disipa el calor cedido por la pieza al baño, velocidad que depende de la conductividad térmica y del calor específico del baño.

En realidad, para cualquier pieza, hasta de reducidas dimensiones, hay una infinidad de velocidades de enfriamiento, porque el núcleo de la pieza se enfría mucho más lentamente que la periferia. Se ve (Figura 11-9 a) que una pieza sólo puede ser completamente templada cuando la velocidad de enfriamiento en su centro permanece igual o superior, a la segunda velocidad crítica de temple V_{c2} .

En cambio, si las velocidades de enfriamiento del núcleo y de la periferia corresponden respectivamente a las curvas (5) y (4), únicamente quedarán totalmente templadas las regiones de la pieza para las cuales la velocidad de enfriamiento resulte ser igual o superior a V_{c2} .

3. **Penetración del temple.** — a) **DIÁMETRO CRÍTICO DE TEMPLE.** Si se templen sucesivamente y en las mismas condiciones, una serie de barras de acero de diámetros crecientes, se comprobará que el contenido de martensita del centro es tanto más elevado cuanto más reducido sea el diámetro de la barra. Se denomina "diámetro crítico" el de la barra en la cual el contenido de martensita en el centro sea igual al 50%. Para los diámetros inferiores, se conviene en afirmar que la pieza está totalmente templada; cuando los diámetros son superiores, el núcleo comprende menos de 50% de martensita y se considera que no está templado.

Es evidente que esta noción de diámetro crítico sólo es válida para un conjunto de condiciones de enfriamiento bien determinadas.

b) **ENSAYO JOMINY DE PENETRACIÓN DEL TEMPLE.** — A causa de su importancia, la templabilidad se ha de determinar, no sólo una vez, para cada matiz del acero, sino para cada colada. De los diferentes ensayos propuestos, el ensayo Jominy parece ser el más interesante (Figura 11-12 a).

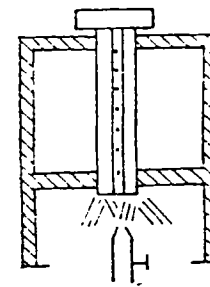


Fig. 11-12 a

Este ensayo consiste en proyectar un chorro de agua fría sobre la extremidad inferior de una probeta cilíndrica (longitud 100 mm, diámetro 25 mm) llevada a la temperatura de temple durante 30 minutos y mantenida vertical. Se mide en mm en medir la dureza en una parte rebajada plana paralela a las generatrices. La curva Jominy representa la dureza en función de la distancia entre el punto considerado y la extremidad enfriada (Fig. 11-12 b). La templabilidad es tanto mayor cuanto con menor rapidez descienda la

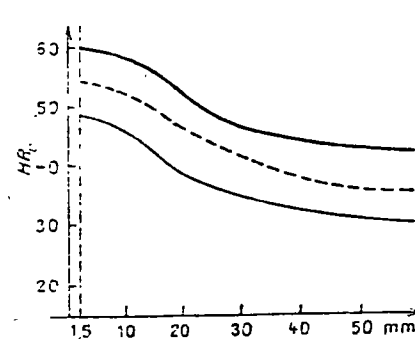


Fig. 11-12 b. — Ensayo de Jominy. La curva de trazos representa la capacidad media para adquirir el temple Jominy del acero.

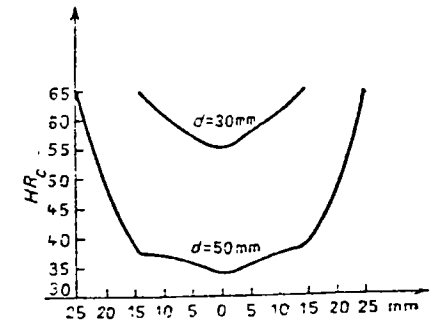


Fig. 11-12 c. — Curvas de dureza relativa a dos barras de acero aleado. ($C_0\%$ = 0,46, $Mo_0\%$ = 0,28, $Ni_0\%$ = 1,72).

curva. Con más sencillez, la templabilidad puede estar representada por una curva que dé la dureza en una sección transversal de la barra templada en función de la distancia al centro (Fig. 11-12 c); sin embargo, la determinación experimental es mucho más larga que el ensayo Jominy.

11-13. PRECAUCIONES A TOMAR EN EL CURSO DEL TEMPLE

1. Si bien es necesario que la pieza que se ha de temprar esté enteramente en el estado de austenita, es conveniente, sin embargo, evitar calentar durante un tiempo excesivo y a una temperatura demasiado elevada, lo que implica un crecimiento del grano del metal, de lo cual resulta un aumento de su fragilidad. Como que el temple no modifica el grueso del grano, esta fragilidad persiste en frío y no desaparece más que mediante un nuevo tratamiento térmico: revenido o recocido.

2. El enfriamiento rápido necesario para conseguir el temple, determina en el seno de la pieza, fuerzas internas que pueden dar por resultado deformaciones permanentes (*fisuras*); en efecto, al principio del enfriamiento, el núcleo de la pieza está comprimido por la periferia, que se contrae energicamente; más adelante, por el contrario, cuando la transformación $A \rightarrow M$ (que se realiza con dilatación) alcanza el centro, es la periferia la que resulta comprimida. Un examen micrográfico con un aumento grande ($\times 2.200$) muestra, con frecuencia, la existencia de microfisuras que son perjudiciales para las propiedades mecánicas. De modo que es necesario no sobrepasar inútilmente la velocidad crítica de temple, siendo interesante que esta velocidad sea lo más reducida que sea posible. De esta manera, el empleo de los aceros autotemplantes ya citados evita el riesgo de defectos y fisuras, asegurando al mismo tiempo un temple homogéneo del conjunto de la pieza.

3. El calentamiento en atmósfera oxidante puede implicar una decarburación parcial del metal. La eliminación ulterior de esta capa decarburada representa una complicación de mecanización y un aumento del precio de costo; se evita operando en atmósfera neutra o reductora.

4. **Conclusión.** — El problema práctico del temple queda habitualmente resuelto siguiendo las indicaciones del especialista en aceros, por lo que se refiere a la temperatura de calentamiento y a la naturaleza y temperatura del baño. Cuando falten estas indicaciones, será necesario

experimentar con los diversos baños de temple de que se disponga, calentando el acero a temperaturas crecientes; se elige la que proporciona la dureza mayor, teniendo presentes los principios generales antes explicados. Al temple siempre deberá seguir un revenido.

EJERCICIOS DEL CAPÍTULO

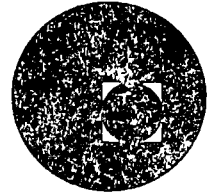
11-1. Reproducir la figura 11-9 expresando los tiempos (abscisas) en segundos, minutos y horas; deducir del nuevo diagrama las diferentes duraciones de incubación y de transformación del acero estudiado. Dar aproximadamente el valor de las velocidades críticas de temple.

11-2. Un cilindro de acero de diámetro suficientemente importante, llevado a una temperatura tal que se halle enteramente en el estado de austenita, se enfriará mediante un chorro de agua a 0° C. Mostrar que es posible (sobre el diagrama T.T.T. tiene un curso conveniente) obtener, en un instante determinado, la siguiente constitución:

Centro: perlita; parte exterior: martensita; zona intermedia: austenita.



centro de educación continua
división de estudios superiores
facultad de ingeniería, unam



TRATAMIENTO TERMICO Y SUS APLICACIONES

TEMA 111 : TRANSFORMACIONES EN EL ACERO

CAPITULO 1 : EL HIERRO PURO

DR. IVAN HOUBAERT I.

JUNIO, 1978

III - 1: Hierro Puro.

Desde luego, la denominación "hierro puro" es relativa. Las propiedades del hierro absolutamente puro no se conocen más que aproximadamente por extrapolación, ya que el grado de pureza absoluta no puede ser obtenido y además no tiene importancia práctica. Sin embargo, la expresión "hierro puro" tiene un sentido especial cuando se utiliza en contraposición al término "acero" con que se denomina siempre a una aleación de hierro con carbono, y sobre todo, cuando el verdadero grado de pureza del "hierro" es disponible.

Durante los últimos años se hicieron progresos muy importantes en la producción de hierro con muy alto grado de pureza. Los procesos técnicos usuales de producción se basan en la purificación del hierro puro después de la reducción de los óxidos, para lo cual existen métodos muy diversos como electrólisis, la oxidación selectiva en estado líquido, recocido o fundición en alto vacío y repetición de cristalizaciones controladas en el proceso de la fusión fraccionada o fusión en zonas.

En la tabla 1 se dan las composiciones de algunas variedades usuales de hierro técnicamente puro.

TABLA 1.- VARIEDADES TECNICAS DE HIERRO PURO

DENOMINACION	C %	Si %	Mn %	P %	S %	O %
HIERRO ARMCO	0.015	0.01	0.02	0.01	0.02	0.15
HIERRO CARBONIL	0.01	TRAZAS	--	TRAZAS	0.004	0.5
HIERRO ELECTROLITICO	0.008	0.007	0.002	0.006	0.003	--
HIERRO DE ALTO VACIO	0.001	0.003	--	0.0005	0.0026	0.0004

El nombre "hierro ARMCO" es un nombre comercial derivado del fabricante inicial, la "American Rolling Mill Co".

En realidad, el hierro ARMC0 es un acero producido en el horno Siemens-Martin, en el cual el carbono y los elementos de elaboraci3n Si y Mn son reducidos hasta un m3nimo por oxidaci3n. Este material se utiliza sobre todo por sus propiedades magn3ticas y como material de base para la producci3n de aceros aleados.

El "Hierro Carbonil" se utiliza sobre todo en la metalurgia de polvo, por su alto grado de pureza y porque es producido precisamente en forma de polvo. Durante la sinterizaci3n en vac3o o en atm3sfera de hidr3geno, se bajan a3n m3s los contenidos de C, S y N.

El hierro electrol3tico es producido en una proporci3n relativamente peque1a. Con frecuencia es purificado adem3s por fundici3n en alto vac3o o por cristalizaci3n m3ltiple en fusi3n de zonas. De esta manera es posible elevar tanto el grado de pureza que la suma de las impurezas no es superior a unas cuantas partes por mill3n.

III. 1. 1.- Propiedades f3sicas y mec3nicas del hierro puro.

Constantes f3sicas

- Peso at3mico : 55.85 g/mol
- Estructura cristalina : CCuC α : par3metro a (910°C) = 2.866 \AA
 CCuC δ : par3metro a (1425°C) = 2.94 \AA
 CCaC γ : par3metro a (950°C) = 3.656 \AA
- Densidad relativa (20°C): 7.87
- Punto de fusi3n : 1539°C
- Calor espec3fico : α (20°C-700°C) 0.1075-0.230 $\frac{\text{cal}}{\text{gr}\cdot^{\circ}\text{C}}$
 γ (25°C-1500°C) 0.1220-0.171 $\frac{\text{cal}}{\text{gr}\cdot^{\circ}\text{C}}$
- Calor latente de fusi3n : 64.9 cal/mol
- Coeficiente de dilataci3n t3rmica : α (100-600°C) : (12.6-16) $\times 10^{-6} / ^{\circ}\text{C}$
 γ (900-1110°C) : promedio (23.4) $\times 10^{-6} / ^{\circ}\text{C}$
- Resistividad el3ctrica (0-900°C) : 9.8-114 $\mu \Omega \cdot \text{cm}$.
- Coeficiente de conductividad t3rmica (0-800°C) : 0.18-0.07 cal/cm³ seg °C
- Punto de Curie : 768°C

Propiedades Mecánicas

Resistencia máxima (última)	: 18-29 Kg/mm ²	= σ_R
Límite elástico	: 10-17 Kg/mm ²	= σ_E
Porcentaje de elongación	: 40-50%	
Estricción (reducción de área)	: 80-93%	
Dureza (Brinell)	: 45-55 DB	
Módulo de elasticidad	: 21000 Kg/mm ²	

Con excepción del módulo de elasticidad, las propiedades mecánicas dependen mucho de la estructura.

III.1.2. - Estructura cristalina y transformaciones del hierro puro.

Varios metales como el hierro, el estaño, el cobalto, el manganeso, el plutonio, etc., son polimorfos, es decir, a una temperatura determinada la red cristalina cambia de un tipo a otro. Esta transición es una recristalización y por lo tanto un fenómeno de nucleación y de crecimiento de los núcleos. (polimorfismo, transformación alotrópica).

Una vez que la temperatura termodinámica real de la transición está excedida en sentido ascendente o en sentido descendente, se forman núcleos de la nueva fase.

Este tipo de recristalización tiene mucho más semejanza con la solidificación que con la recristalización de un metal deformado en frío, ya que encontramos aquí una transición de fase, es decir, una reconstrucción total de la estructura cristalina durante la cual los límites de grano no se conservan de ninguna manera. En general el nuevo grano va a distinguir se en tamaño, forma y límites, de los demás (existen algunas excepciones).

Los cambios en las propiedades del metal que acompañan a tal transformación, son principalmente la consecuencia de la modificación de la red cristalina que determina las propiedades intrínsecas del metal y mucho menos la consecuencia de los cambios de distribución, es decir, del nuevo grano de la masa policristalina. En general, es por el cambio súbito de una pro

iedad intrínseca (p. ej. volumen específico) que se determina el punto de transformación alotrópica.

De todas las transformaciones alotrópicas de metales, las más importantes son las del hierro. Estas transformaciones son aparentes en la curva de calentamiento (diagrama de fundición) y de enfriamiento (diagrama de solidificación) en la figura III-1-1. La curva de la izquierda (de enfriamiento muestra de arriba hacia abajo en primer lugar el importante alto de temperatura que se manifiesta en el punto de solidificación. El hierro cristaliza en una red cúbica centrada en el cuerpo; esta fase es estable desde la temperatura de solidificación de 1539°C hasta 1400°C y se llama hierro δ .

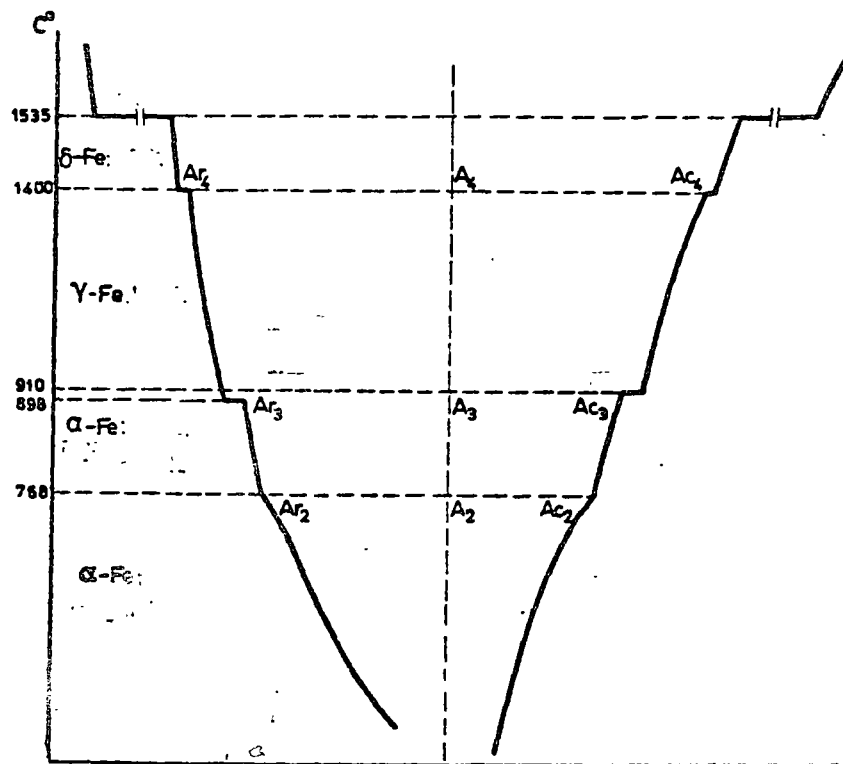


Fig. III-1-1: Transformaciones alotrópicas del hierro puro.

A la temperatura de 1400°C se produce la primera recristalización: la red cúbica centrada en el cuerpo se transforma en una red cúbica de caras centradas (hierro - γ).

Como se observa por el alto de temperatura durante la transformación y según la regla de las fases de Gibbs ($V = 1 + 1 - 2 = 0$), la transformación ocurre a temperatura constante. La nueva red cristalina se llama red γ y tampoco se conserva hasta la temperatura ambiente, ya que a los 898°C se transforma otra vez en una red cúbica centrada en el cuerpo, la que ahora llamamos red α . Lo anterior también ocurre a una temperatura constante. Las temperaturas de transformación de la figura III-1-1 corresponden a un calentamiento o enfriamiento muy lento y pueden entonces ser aceptadas como temperaturas de equilibrio. La posición del punto Ar_3 es muy sensible a la velocidad de enfriamiento o de calentamiento. Para una velocidad de enfriamiento de $2^{\circ}\text{C}/\text{minuto}$ el punto Ar_3 se localiza a 898°C y para una velocidad de enfriamiento de $12^{\circ}\text{C}/\text{minuto}$ se localiza a 892°C .

Estas transformaciones, en principio reversibles, no ocurren a las temperaturas de equilibrio, sino con un subenfriamiento o un sobre-calentamiento que depende de la velocidad de enfriamiento o calentamiento.

La diferencia entre Ar_3 y Ac_3 se llama histéresis térmica. Es sobre todo la transformación en enfriamiento que está retardada y ocurre siempre con un sub-enfriamiento.

Los calores de transformación de los diferentes niveles son:

solidificación	:	65 cal/gramo
$\delta \longrightarrow \gamma$:	1.7 cal/gramo
$\gamma \longrightarrow \alpha$:	3.68 cal/gramo

Tiene lugar además otra anomalía a los 768°C . Aquí no se trata como se pensaba anteriormente, de una transformación alotrópica, sino solamente de un cambio a nivel atómico acompañado de un cambio en las propiedades magnéticas.

El punto A_2 (r y c) no corresponde a un verdadero escalón en la curva temperatura-tiempo, sino solamente es un codo representativo de la variación del calor específico. Este sube rápidamente desde 0.23 a 700°C has

ta 0.32 a 768°C y recae en seguida para llegar a 0.21 a los 800°C.
(Fig. III-1-7).

El punto A_2 se llama punto de Curie o temperatura de Curie; por debajo de este punto el hierro es ferromagnético, por arriba de este punto el hierro es paramagnético. También se habla de hierro α magnético y no magnético. La transición de una variedad a otra muestra una discontinuidad pronunciada a los 768°C, pero en realidad se extiende sobre una cierta zona de temperatura.

Una verdadera recristalización ocurre únicamente en los puntos A_4 y A_3 . En relación con las letras universalmente utilizadas para indicar las transformaciones alotrópicas del hierro, es conveniente mencionar el origen de éstas.

A = inicial de la palabra francesa "Arrêt"	= parada, alto.
r = inicial de la palabra "refroidissement"	= enfriamiento.
c = inicial de la palabra "chauffage"	= calentamiento.

La primera discontinuidad de la curva temperatura-tiempo fué descubierta en los aceros y nombrada A_1 ; de ahí la serie de símbolos A_1, A_2, A_3, A_4 cuando no se especifica, y Ac_1, Ac_2, Ac_3, Ac_4 en calentamiento, Ar_1, Ar_2, Ar_3, Ar_4 en enfriamiento. Más adelante se explicará porqué A_1 no aparece en la curva de enfriamiento/calentamiento del hierro puro.

Las denominaciones de hierro α , hierro γ , hierro δ , fueron introducidas hace mucho tiempo y son utilizadas en forma general, derivadas del análisis térmico como aparece en la figura III-1-1. Esto sucedió mucho antes de que se supiera que a las diferentes variedades del hierro correspondían diferentes redes cristalinas, lo cual se descubrió en 1921 mediante el análisis con rayos X. En estos experimentos apareció también que en realidad no había más que dos variedades de hierro, es decir, el hierro α y el hierro γ , ya que el hierro α y el hierro δ son idénticos en estructura. El parámetro de la red del hierro α extrapolado hasta la zona δ concuerda con el valor encontrado experimentalmente para el hierro δ . (Ver figura III-1-2).

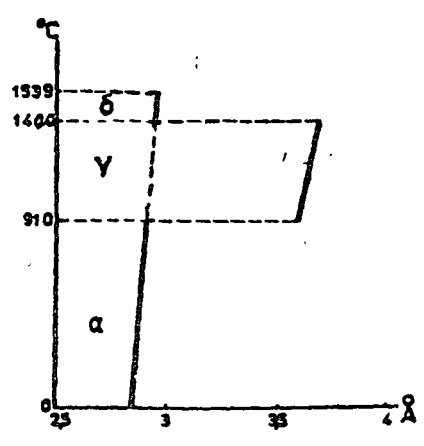


Fig. III-1-2: Parámetro de las redes cristalinas del hierro puro en función de la temperatura.

Las transformaciones alotrópicas del hierro están acompañadas de un cambio súbito de volumen. Debido a eso, el hierro γ tiene a la misma temperatura que el hierro α una densidad más grande: Fig. III-1-3.

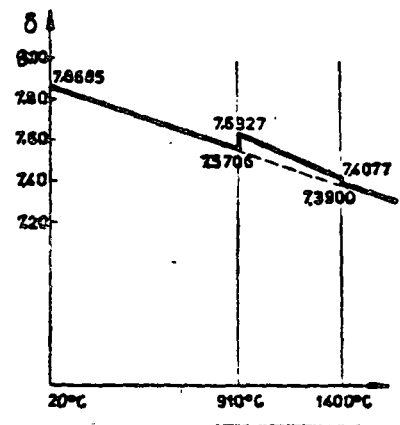


Fig. III-1-3: Densidad del hierro en función de la temperatura.

Los puntos de transformación del hierro y del acero se determinan a menudo por dilatometría. Actualmente, los métodos dilatométricos se utilizan aún más que los térmicos, o sea, que los métodos basados sobre el cambio súbito del contenido total de calor.

Se supuso mucho tiempo que los fenómenos de histéresis térmica en el hierro dependían solamente del grado de pureza y de la velocidad de enfriamiento o calentamiento, y se pensó poder concluir que ésta histéresis desaparecería en el hierro muy puro y con cambios de temperatura muy lentos. Como no es el caso, se acepta ahora que en éstas transformaciones los niveles de energía de los últimos electrones de la capa del átomo de hierro, los cuales son responsables de las fuerzas de atracción y por tanto de la red cristalina, se cambian de repente, y que por ésto se necesita una energía de activación. Esto se confirma por mediciones del calor específico.

La posición de los puntos de transformación A_C y A_T depende de varios factores. Una compresión muy alta, baja los puntos A_3 aproximadamente 5°C por cada 1000 Kg/cm^2 . Sin embargo, la influencia principal se debe a los elementos de aleación como se analizará posteriormente.

Durante las diferentes transformaciones, la mayoría de las propiedades físicas como densidad, coeficiente de dilatación térmica, capacidad de conducción, etc., experimentan un cambio brusco. El cambio más importante es el de la solubilidad de los mayores elementos de aleación, principalmente del carbono. Esto es la base de la técnica de los tratamientos térmicos del acero.

Otro aspecto interesante de la relación que existe entre las fases α y δ aparece cuando se examina la mayoría de las propiedades físicas del hierro, especialmente de las constantes de la red, en función de la temperatura. La curva para la fase δ se encuentra exactamente sobre la prolongación de la curva para la fase α , como si la variación de una constante física en el trayecto de temperatura solamente se hubiera interrumpido temporalmente durante la aparición de la fase γ . Esto es visible en la curva de los parámetros de la red del hierro en la figura III-1-2.

Esta continuidad aparece aún mejor en muchas aleaciones binarias del hierro con otros elementos, ya que muchos elementos pueden reducir la zona γ (véase más adelante).

III-1-3.- Propiedades mecánicas del hierro puro y de monocristales de hierro.

Las propiedades mecánicas de monocristales son claramente anisotrópicas. Incluso en un material policristalino con orientación de granos totalmente arbitraria, las propiedades mecánicas del material no serán el promedio aritmético de aquellas medidas en un monocristal en diferentes direcciones cristalográficas. Esto aparece por ejemplo en la relación de Hall-Petch sobre la influencia del tamaño del grano sobre las propiedades mecánicas: $\sigma_E = \sigma_0 + K d^{-1/2}$, en donde

- σ_E = límite elástico
- σ_0 = constante
- k = constante de Hall-Petch
- d = diámetro del grano

Muchas veces, durante la deformación de un metal, los granos se orientan más o menos según ciertas direcciones preferidas. Debido a esto, la anisotropía de las propiedades mecánicas de los granos aislados puede también aparecer en la masa policristalina.

Es posible medir muy precisamente la anisotropía de cristales de hierro por medio del módulo de elasticidad en diferentes direcciones cristalográficas. En cristales muy puros se determinaron los valores siguientes:

- en la dirección $[100]$ (arista de la celda) 13500 Kg/mm²
- en la dirección $[111]$ (diagonal en el espacio) 29000 Kg/mm²
- en la dirección $[110]$ (diagonales de cara) 21600 Kg/mm²

Es claro que la mayor resistencia a la deformación elástica se produce en la dirección de mayor empaquetamiento.

La deformación plástica tiene lugar principalmente por deslizamiento en la dirección de la diagonal espacial, sobre los planos de mayor empaquetamiento, como el (110). Sin embargo, hay deslizamiento también en diferentes direcciones cristalinas no precisas.

El esfuerzo cortante crítico depende mucho del grado de pureza y aumenta con una reducción de temperatura porque hay menos posibilidades de deslizamiento. Por éso, los valores medidos demuestran una dispersión importante. Para hierro Armco a temperatura ambiente se encontraron los siguientes valores extremos:

límite elástico — $\sigma_E = 8.2 - 13.2 \text{ Kg/mm}^2$
 resistencia a la ruptura — $\sigma_R = 15.6 - 22.8 \text{ Kg/mm}^2$
 porcentaje de elongación — $\epsilon = 84 - 17 \%$

III-1-4.- Propiedades físicas del hierro puro.

1) Ya que la magnetización se debe a una orientación de pequeños dominios dentro de la red cristalina, la fuerza para ésto dependerá mucho de su dirección con referencia a la red cristalina. Por éso se distinguen en los monocristales direcciones de magnetización fáciles y difíciles. Esta sensibilidad a la dirección es menos pronunciada para la red cúbica centrada del hierro que para la red hexagonal del cobalto (Fig. III-1-4 a y b).

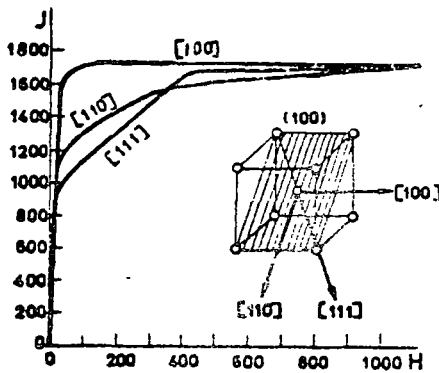


Fig. III-1-4-a: Curvas de magnetización del cristal de hierro puro.

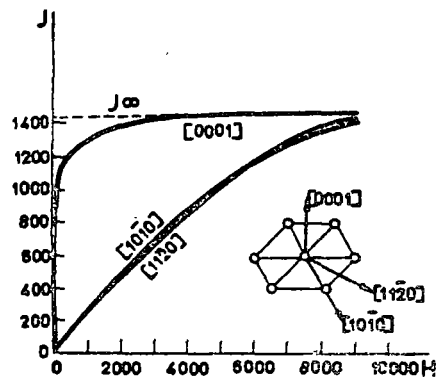
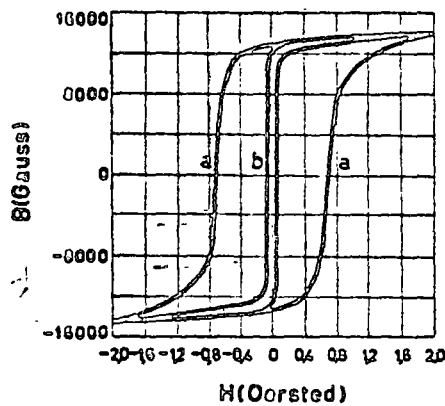


Fig. III-1-4-b: Curvas de magnetización del cristal de cobalto puro.

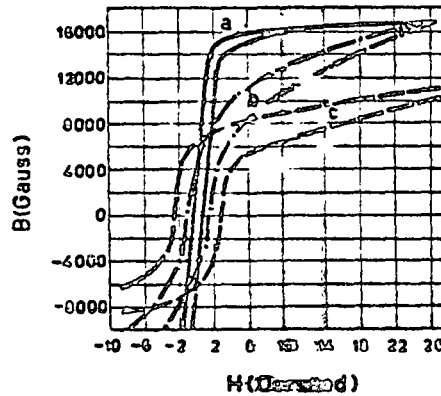
En un material magnético blando, se busca el mínimo de obstáculos al movimiento de las paredes entre los dominios magnéticos. Queda por tanto claro que las propiedades magnéticas del hierro dependen mucho del grado de pureza y del tamaño del grano. Esto está ilustrado en las figuras III-1-5 y 6 por la influencia de un proceso de purificación con hidrógeno y del grado de deformación en frío sobre la curva de histéresis del hierro.

Fig. III-1-5: Curva de histéresis de hierro Armco.



- a. recocido
- b. recocido en hidrógeno

Fig. III-1-6: Curvas de histéresis de hierro electrolítico.



- a. recocido
- b. deformación en frío: 18%
- c. deformación en frío: 75%

En contraposición a esto, la posición del punto de Curie depende sólo ligeramente de los pequeños contenidos de impurezas.

2) El calor específico del hierro depende mucho menos del grado de pureza que las propiedades magnéticas.

La variación del calor específico es sobre todo importante en los puntos de transformación, como se puede apreciar en la figura III-1-7. Como ya se dijo anteriormente, el calor específico presenta una variación fuerte cerca del punto de Curie (A_2). En la gráfica de enfriamiento (Fig. III-1-1) aparece por eso un cambio en la pendiente en forma de codo. En el punto A_3 , la curva tiene un valor mayor para el hierro α y un valor menor para el hierro γ (Fig. III-1-7). En el punto A_4 se produce lo contrario y la extrapolación de la curva de la zona α coincide con la curva del hierro δ .

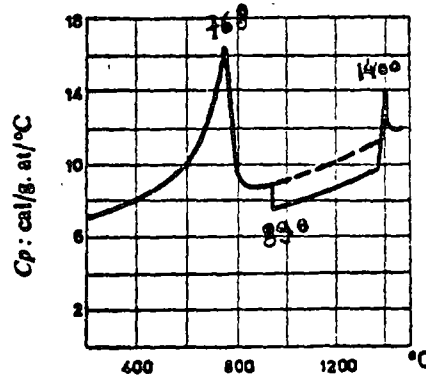


Fig. III-1-7: Calor específico c_p del hierro en función de la temperatura.

3) Como para la mayoría de los sólidos, el coeficiente de expansión o dilatación térmica del hierro sube con la temperatura. Esto es válido igualmente en las zonas α , γ y δ . Sin embargo, ocurre una anomalía en la zona α para el punto A_2 , como se aprecia en la figura III-1-8.

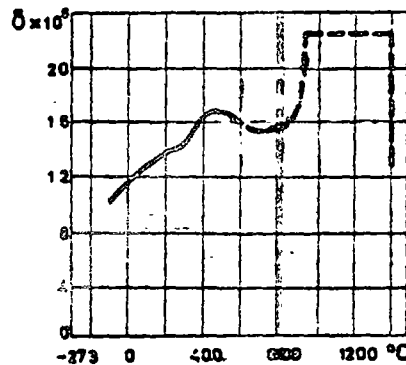


Fig. III-1-8: Coeficiente de dilatación térmica lineal δ del hierro en función de la temperatura.

Durante la transición del estado ferromagnético al estado paramagnético, desapareciendo poco a poco el magnetismo espontáneo, ocurre un efecto de "magnetostricción" que reduciría el volumen hasta en un 1.6% aproximadamente si no fuera que existe una compensación por la dilatación térmica.

Entonces, la trayectoria del coeficiente de extensión como se representa en la figura III-1-8, está definida por debajo del punto A₂ por la suma algebraica de la reducción de volumen por magnetoestricción y del aumento de volumen por dilatación térmica. Esto explica el aumento brusco del coeficiente de extensión arriba del punto A₂.

Entre temperatura ambiente y 100°C, el coeficiente de dilatación del hierro α es de 10x10⁻⁶ a 12x10⁻⁶ / °C, del hierro γ de 900 a 1000°C 21x10⁻⁶ a 23.5x10⁻⁶. Los valores para el hierro δ, o sea 16 x 10⁻⁶ a 19.5x10⁻⁶ / °C a 1400°C, corresponden con los valores del hierro extrapolados hasta esa temperatura.

4) Como la conductividad térmica y eléctrica del hierro puro es industrialmente menos importante que la de los metales cobre y aluminio, se conocen menos datos sobre la influencia de pequeños contenidos de impurezas. Sin embargo, aquí también es válida la regla de que la conductividad eléctrica y térmica disminuye por la adición de pequeñas cantidades de elementos ajenos y que el efecto depende del alejamiento en el sistema periódico entre el elemento aleado y el elemento de base, (regla de Norbury).

El aumento de la resistividad eléctrica del hierro puro con la añadidura de varios elementos, está ilustrada por los siguientes datos (en micro-ohm para un por ciento atómico del elemento ajeno).

Elemento	Co	Ni	Cu	Au	Cr	Al	P	C
Aumento	1.0	1.5	4.5	4.9	5.0	5.8	6.1	7.3

5) En la serie electroquímica de los elementos, el hierro tiene un potencial standard de 0.42V anódico comparado con hidrógeno, o sea el hierro es menos noble que el hidrógeno, entonces, activo. También es menos noble que el Cu (0.34V catódico), pero más noble que el cinc (0.76V anódico). Por tanto, el hierro es atacado por el agua y por ácidos rápidamente. Sin embargo, la resistencia a la corrosión depende mucho del grado de pureza del metal.

11-17

Puede ocurrir en el hierro el fenómeno de la "pasivación" en un medio oxidante (por ejemplo ácido nítrico concentrado) por la formación de una capa de óxido que impide la continuación de la oxidación. Además, debido a la presencia de determinados elementos de aleación como el cromo, ya ocurre pasivación con contenidos muy bajos en oxígeno del medio oxidable.

Las aplicaciones muy importantes de los aceros inoxidable se basan sobre este comportamiento, el cual será discutido más adelante.

CAPITULO 9

ENDURECIMIENTO POR ENVEJECIMIENTO

INTRODUCCIÓN

Una de las características más interesantes e importantes de las aleaciones es la posibilidad de producir en ellas cambios internos que alteran espectacularmente sus propiedades. Una de estas transformaciones ya la hemos encontrado al tratar del fenómeno de la recristalización y otra, el notable proceso del endurecimiento del acero, se estudiará en el capítulo siguiente. Los procesos de este tipo se agrupan bajo la denominación de *reacciones en el estado sólido*, en los que se incluye el endurecimiento por envejecimiento como un ejemplo importante. Antes de comenzar la discusión de este tipo particular de endurecimiento, será útil considerar brevemente el tema general del endurecimiento de los metales y aleaciones.

Procesos generales de endurecimiento. Comenzaremos con la consideración de un metal puro, que es el caso más sencillo. Se recordará que los metales son blandos a causa del movimiento de las dislocaciones en la estructura cristalina y que el endurecimiento de los mismos se produce cuando se dificulta este movimiento. En un metal recocido, la movilidad de las dislocaciones puede ser afectada significativamente, disminuyendo el volumen disponible para el deslizamiento continuo, por ejemplo, haciendo decrecer el tamaño de grano. La figura 8-14 presenta un ejemplo en el que este método es eficaz en una aleación comercial, pero el efecto del tamaño de grano es usualmente pequeño. Los límites de subgrano son también eficaces en la limitación del volumen disponible para un deslizamiento fácil, como muestra la figura 8-7. El endurecimiento máximo de los metales puros se obtiene por deformación en frío (Fig. 7-10). Se recordará que, en este caso, se produce un complejo sistema de dislocaciones que hace extremadamente difícil cualquier movimiento posterior.

Los procedimientos utilizados para el endurecimiento de los metales puros pueden emplearse también para las *aleaciones*, pero en el caso de éstas, existen también otros métodos para aumentar su resistencia mecánica. Estos métodos se dividen convenientemente en dos clases: los que se fundan en reacciones en el estado sólido, halladas en un número relativamente pequeño de sistemas de aleación, y los que se basan en el *endurecimiento por aleación* (formación de soluciones sólidas o presencia de una segunda fase) que se produce en todas las aleaciones. En primer lugar estudiaremos el endurecimiento por aleación que es más común.

Los elementos de aleación en solución sólida endurecen siempre el metal solvente. En las soluciones diluidas, el grado de endurecimiento es casi proporcional a la concentración del elemento de aleación y, si está presente más de un elemento, el endurecimiento total es, aproximadamente, la suma de los efectos característicos de cada elemento. El endurecimiento producido por un determinado elemento de aleación parece depender de las diferencias en tamaño y

CHAPTER 9

AGE HARDENING

INTRODUCTION

One of the most interesting and important characteristics of alloys is their ability to undergo internal changes that dramatically alter their properties. One transformation of this type has already been met in the phenomenon of recrystallization, and another, the remarkable hardening process in steel, will be studied in the following chapter. Processes of this kind are grouped under the designation *solid-state reactions*, which includes age hardening as an important example. Before beginning a discussion of this particular type of hardening, it will be helpful to review briefly the general topic of hardening of metals and alloys.

General hardening processes. We begin with a consideration of a pure metal, the simplest case. It will be recalled that metals are weak because of the motion of dislocations in the crystal structure and that strengthening is produced when this motion is impeded. In an annealed metal the mobility of dislocations can be significantly affected by reducing the volume available for continuous slip, for example by decreasing the grain size. Figure 8-14 shows an instance in which this method is effective in a commercial alloy, but usually the effect of grain size is small. Subgrain boundaries are also effective in limiting the volume available for easy slip, as shown by Fig. 8-7. The greatest strengthening of pure metals is obtained by cold-working, Fig. 7-10, and it will be recalled that in this case a complex pattern of dislocations is produced that makes further motion extremely difficult.

The hardening procedures for pure metals can also be used for *alloys*, and in this case several other methods of strengthening may also be available. These methods are conveniently divided into two classes: those based on solid-state reactions found in a relatively small number of alloy systems, and those based on *alloy hardening* (solid-solution formation or the presence of a second phase), which is found in all alloys. The more general alloy hardening will be considered first.

An alloying element that goes into solid solution always hardens the solvent metal. In dilute solutions the amount of hardening is roughly proportional to the concentration of the alloying element, and if more than one element is present, the total hardening is approximately the sum of the characteristic effects of each element. The hardening produced by a given alloying element appears to depend on the differences in size

FIG. 9-1
alrededor de
representativos
grandes átomos
ción. (b) El
locación, dis

FIG. 9-2
segunda fa

en estruct
Como se
buidos al
dislocacio
mente al
dislocació
la razón
átomos d
debajo de
los átom
en esta r
"atmósfo

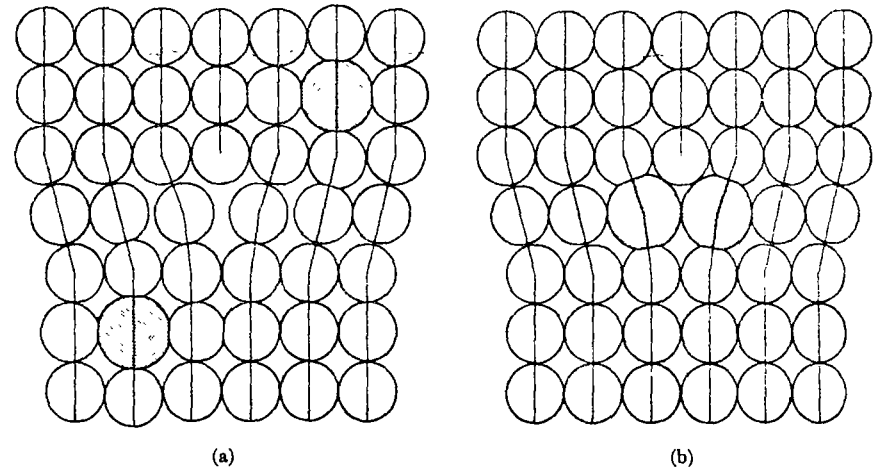


FIG. 9-1. Formación de una atmósfera de Cottrell de átomos de soluto alrededor de una dislocación. Los dos átomos de soluto son solamente representativos del gran número que puede constituir la atmósfera. (a) Los grandes átomos solutos en posiciones al azar crean una energía de deformación. (b) El movimiento de los átomos solutos hacia posiciones bajo la dislocación, disminuye la energía de deformación.

FIG. 9-1. The formation of a Cottrell atmosphere of solute atoms around a dislocation. The two solute atoms shown are merely representative of the large number that may constitute the atmosphere. (a) Large solute atoms in random positions create strain energy. (b) Movement of solute atoms to positions below dislocation lowers the energy.

Dislocation = Dislocación
 Particles = Partículas
 Dislocation loop = Anillo de dislocación

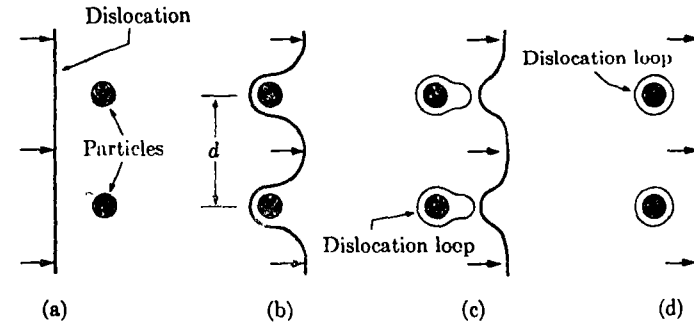


FIG. 9-2. Línea de dislocación forzada a través de partículas de una segunda fase situadas en su plano de deslizamiento.

FIG. 9-2. A dislocation line being forced through second-phase particles lying in its slip plane.

en estructura electrónica que existen entre este elemento y el metal solvente. Como se explica más adelante, aparentemente, los átomos solutos, distribuidos al azar en el solvente, no constituyen una seria dificultad para las dislocaciones. Sin embargo, si los átomos solutos se reúnen preferentemente alrededor de las dislocaciones, la fuerza necesaria para mover una dislocación puede aumentar considerablemente. En la figura 9-1 se presenta la razón de este comportamiento referido a átomos solutos mayores que los átomos de la matriz. Puesto que la matriz está en tensión en la región por debajo de la dislocación de borde, la energía del sistema disminuye cuando los átomos solutos se mueven desde posiciones al azar en la red a posiciones en esta región. Entonces se dice que la dislocación está bloqueada por una "atmósfera" de átomos del soluto.

electronic structure between it and the solvent metal. As explained below, dislocations are apparently not seriously impeded by solute atoms that are merely distributed at random in the solvent. However, if the solute atoms collect preferentially around the dislocations, then the force required to move a dislocation may be greatly increased. The reason for this behavior is shown in Fig. 9-1 for a solute atom that is larger than the matrix atom. Since the matrix is in tension in the region below the edge dislocation, the energy of the system is lowered when the solute atoms move from random positions in the lattice to positions in this region. The dislocation is then said to be locked by its solute "atmosphere."

Cuando existe una segunda fase, se produce otro tipo de endurecimiento por aleación. Aunque una dislocación puede pasar a través de un conjunto de átomos de soluto separados, no puede hacer esto en el caso de partículas de una segunda fase. Por el contrario, la dislocación ha de ser forzada por entremedio de las partículas adyacentes como se muestra esquemáticamente en la figura 9-2, dejando un anillo de dislocación alrededor de cada partícula. De acuerdo con este esquema la tensión requerida disminuiría con el aumento del espaciado d entre las partículas. Esta explicación será aplicada, en un párrafo posterior, para explicar los cambios que se producen en la resistencia durante las últimas etapas del endurecimiento por precipitación.

Reacciones en el estado sólido. El endurecimiento por aleación y la deformación en frío se aplican ampliamente, pero en ciertos sistemas de aleación es posible sustituirlos o aumentarlos por medio de las reacciones especiales de endurecimiento que se producen en el estado sólido. Estas reacciones en el estado sólido son especialmente significativas por las siguientes razones: aumentan la dureza muy por encima del grado posible de conseguir por endurecimiento por aleación solamente, no precisan que la pieza se deforme plásticamente y permiten realizar el endurecimiento en el momento más conveniente del proceso de fabricación. Sin embargo, este tipo de endurecimiento tiene algunos inconvenientes:

1. No en todos los sistemas de aleación pueden producirse reacciones en el estado sólido. Las descomposiciones eutéctoides, por ejemplo, no se encuentran comúnmente en los diagramas de equilibrio.

(a) Temperature = Temperatura
Concentration = Concentración
Hardenable alloy = Aleación endurecible

(c) (disordered) = (desordenada)
(ordered) = (ordenada)

(d) Reactant concentration, %C = Concentración del reactivo, % de C

FIG. 9-3. Forma de diagrama de equilibrio, necesaria para cada una de las cuatro reacciones en estado sólido. (a) Descomposición eutéctoid. (b) Precipitación en la solución sólida. (c) Ordenación de una solución desordenada. (d) Reacción de difusión.

Another type of alloy hardening occurs when a second phase is present. Although a dislocation can pass through an array of isolated solute atoms, it cannot do this in the case of a second-phase particle. Rather, the dislocation must be forced between adjacent particles as shown schematically in Fig. 9-2, leaving a dislocation loop around each particle. According to this picture the stress required would decrease as the spacing d between the particles increases. This explanation will be applied in a later section to account for the changes in strength during the later stages of precipitation hardening.

Solid-state reactions. Alloy hardening and cold-working are applied widely, but in certain alloy systems it is possible to replace or augment them by special hardening reactions that occur in the solid state. These solid-state reactions are especially significant for the following reasons: they increase hardness far above the level possible by alloy hardening alone, they do not require that the part be plastically deformed, and they allow the hardening to be done at a convenient point in the fabrication process. However, there are several restrictions on this type of hardening:

1. Not every alloy system can undergo a given solid-state reaction. Eutectoid decompositions, for example, are not commonly found in phase diagrams.

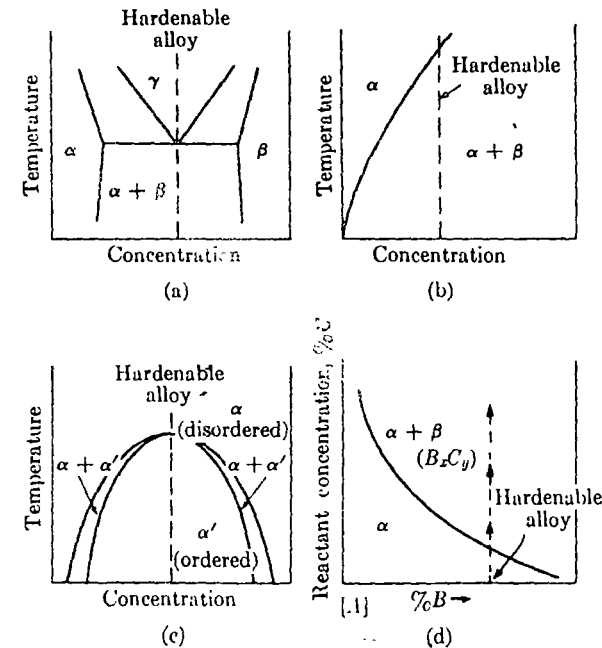


FIG. 9-3. The form of equilibrium diagram necessary for each of four solid-state reactions. (a) Eutectoid decomposition. (b) Precipitation from solid solution. (c) Ordering of a random solid solution. (d) Diffusion reaction.

2. Una reacción en el estado sólido *en condiciones de equilibrio* no conduce a un endurecimiento apreciable. Para producir el endurecimiento es necesario formar una estructura fuera de equilibrio (la martensita en los aceros, por ejemplo).

3. El grado de endurecimiento producido por una reacción determinada en el estado sólido varía de sistema a sistema y puede ser insignificante en algunos casos. La aparición de una reacción dada debe considerarse, por tanto, condición *necesaria*, pero no *suficiente*, para el endurecimiento.

A continuación se indican algunas de las reacciones en el estado sólido capaces de producir aumentos útiles de dureza:

- | | |
|---|---|
| (a) descomposición eutectoide | } procesos de endurecimiento por envejecimiento |
| (b) precipitación en una solución sólida | |
| (c) ordenación de una solución sólida al azar (desordenada) | |
| (d) reacción de difusión (p. ej. oxidación interna) | |

En la figura 9-3 se representa esquemáticamente la forma necesaria de las relaciones de fase para estas reacciones. Para producir la *descomposición eutectoide* se requieren condiciones como las que se representan en la figura 9-3(a), un diagrama eutectoide típico. Si el límite entre una región monofásica y otra bifásica (la línea de solvus), se inclina en la forma indicada en la figura 9-3(b), puede producirse la *precipitación*. Para que la *ordenación* sea posible, debe poder realizarse en la fase sólida del sistema de aleación en cuestión, una reacción del tipo de la de la figura 9-3(c). Las condiciones necesarias para una *reacción de difusión* se indican en la figura 9-3(d). La composición de una aleación endurecible (un metal B en un metal A) debe variar de una región de una fase a otra de dos fases, como resultado de la difusión de un tercer componente (metal C) hacia la aleación inicial. Los dos procesos de endurecimiento por envejecimiento y endurecimiento por reacción de difusión se estudian en el presente capítulo. La descomposición eutectoide, en la que se basa el endurecimiento del acero, se discutirá en el capítulo siguiente. Debe mencionarse que existen otras reacciones de endurecimiento menos importantes, tales como el endurecimiento, durante la recuperación, de ciertos metales deformados en frío y quizá, hay aún otras reacciones que quedan por descubrir.

ENDURECIMIENTO POR PRECIPITACIÓN

La condición necesaria para que se produzca la precipitación en una solución sólida es, sencillamente, la existencia de una línea de solvus inclinada como la que se muestra en la figura 9-3(b). Por consiguiente, se produce un cierto grado de precipitación en la mayor parte de los sistemas de aleación y en un grado notable en cientos de casos conocidos. No hay duda de que, virtualmente, cualquier metal puede endurecerse por precipitación, mediante la adición de un elemento de aleación correctamente elegido. El endurecimiento sería aún mayor en el caso de aleaciones ternarias o de un número de componentes más elevado. Ya se han dado ejemplos de este proceso de endurecimiento al discutir las aleaciones al magnesio y las cobre-berilio y, en una sección posterior, se indican aplicaciones comerciales adicionales.

2. The occurrence of a solid-state reaction *under equilibrium conditions* does not lead to appreciable hardening; to cause hardening it is necessary to form a nonequilibrium structure (martensite in steels, for example).

3. The degree of hardening produced by a given solid-state reaction varies from system to system, and it may be negligibly small in some instances. The occurrence of a given reaction must therefore be considered a *necessary* but not a *sufficient* condition for hardening.

The following are some of the solid-state reactions capable of producing useful hardness increases:

- | | |
|--|---------------------------|
| (a) eutectoid decomposition | } age-hardening processes |
| (b) precipitation from solid solution | |
| (c) ordering of a random (disordered) solid solution | |
| (d) diffusion reaction (e.g., internal oxidation) | |

Schematic illustrations of the necessary form of phase relationships for these reactions are shown in Fig. 9-3. Conditions such as those represented in Fig. 9-3(a), a typical eutectoid-type diagram, are required to produce *eutectoid decomposition*. *Precipitation* can occur if the boundary line (solvus line) separating a one-phase and a two-phase region slopes in the manner sketched in Fig. 9-3(b). For *ordering* to be possible, a reaction of the type shown in Fig. 9-3(c) must form a part of the solid-state behavior of the alloy system in question. The requirements for *diffusion reaction* are indicated in Fig. 9-3(d). It is seen that the composition of the hardenable alloy (metal B in metal A) must shift from a one-phase region to a two-phase region as a result of the diffusion of a third component (metal C) into the initial alloy. The two age-hardening processes and diffusion-reaction hardening are considered in this chapter. Eutectoid decomposition, on which the hardening of steel is based, will be treated in the following chapter. It should be mentioned that other less important hardening reactions are known to exist, such as the hardening of certain cold-worked metals during recovery, and still other reactions perhaps remain to be discovered.

PRECIPITATION HARDENING

The necessary condition for precipitation from solid solution is merely the existence of a sloping solvus line, as shown in Fig. 9-3(b). Therefore precipitation occurs to some degree in almost all alloy systems and to a marked extent in hundreds of known cases. There is no doubt that virtually any metal can be made to precipitation harden by the addition of a properly chosen alloying element, and still further hardening should be possible in ternary or higher component alloys. Examples of this hardening process have already been given in discussing magnesium and copper-beryllium alloys, and additional commercial applications are listed in a later section.

Temperature = Temperatura

% Metal B = % de metal B

Wrought alloy = Aleación de forja

Liquid = Líquido

Cast alloy = Aleación de fundición

Range of temperatures for = Intervalo de temperaturas para el trata-
solution treatment = miento de disolución

Range of temperatures for = Intervalo de temperaturas para el trata-
precipitation treatment = miento de precipitación

FIG. 9-4. Diagrama de equilibrio en el que se indican las composiciones de una aleación de forja y de otra de fundición, convenientes para el endurecimiento por precipitación.

Tratamiento térmico. El proceso completo para obtener una aleación endurecida por precipitación puede dividirse en tres partes: (1) elección de la composición, (2) tratamiento térmico de disolución, y (3) tratamiento térmico de precipitación. El desarrollo de composiciones de aleaciones comerciales endurecibles por precipitación es una larga y difícil tarea, pero es posible exponer algunos de los principios en que se funda este desarrollo. El diagrama de equilibrio de la figura 9-4 es típico de un sistema que puede mostrar endurecimiento como resultado de la precipitación de la fase beta a partir de la solución sólida alfa sobresaturada. Aun cuando el efecto máximo de endurecimiento se produce, en este caso, con un contenido del 6% de metal B, límite de solubilidad de éste en el metal A, puede producirse cierto endurecimiento en todo el intervalo de composiciones en el que pueden existir en equilibrio las fases α y β . En la práctica, se usan otras composiciones además de la que produce el máximo endurecimiento. Las propiedades de colada de las aleaciones de fundición son mejores, frecuentemente, cuando, durante la solidificación, se forma una cantidad apreciable de líquido eutéctico. Por lo tanto, se puede emplear una composición del 9% de metal B. La composición de las aleaciones de forja puede mantenerse a un 4%, aproximadamente, de metal B, a fin de que sea posible la obtención de la fase alfa para el trabajo plástico en caliente. En muchos casos, la temperatura máxima de trabajo plástico es la del eutéctico binario o la de un posible eutéctico ternario, de punto de fusión aún más bajo, en aleaciones complejas.

Para las aleaciones de fundición y las aleaciones de forja se utiliza un tratamiento térmico similar, aunque hay que emplear tiempos mayores o temperaturas más elevadas para los materiales colados, de reacción más lenta. El objeto de esta primera etapa, el *tratamiento de disolución*, es disolver un máximo de la segunda fase en la solución sólida alfa y, después, retener esta solución hasta alcanzar la temperatura ambiente. Esto se efectúa: (1) calentando la aleación hasta una temperatura elevada, pero inferior a la que produciría un crecimiento excesivo de grano o la fusión de uno de

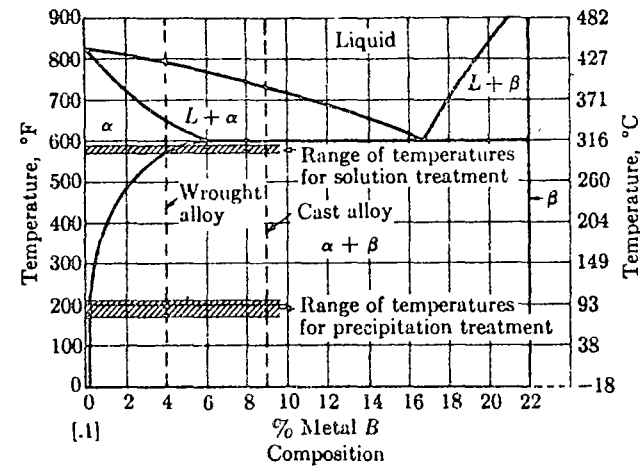


FIG. 9-4. Equilibrium diagram on which are indicated compositions of a wrought and a cast alloy suitable for precipitation hardening.

Heat treatment. The entire process of producing a precipitation-hardened alloy may be divided into three parts: (1) choosing the composition, (2) solution heat-treating, and (3) precipitation heat-treating. The development of commercial precipitation-hardening alloy compositions is a long, difficult task, but it is possible to state some of the principles underlying such development. The equilibrium diagram of Fig. 9-4 is typical of a system that may show hardening as a result of precipitation of the beta phase from the supersaturated alpha solid solution. While the maximum hardening effect is produced in this case at 6% metal B, the limit of solubility of metal B in metal A, some hardening can occur in the entire range of compositions over which the alpha-plus-beta phase field extends at low temperatures. In practice, compositions other than that capable of maximum hardening are used. The casting properties of cast alloys are often improved by the presence of appreciable eutectic liquid during solidification. Therefore a composition such as 9% metal B may be used. The composition of wrought alloys may be held to about 4% metal B to allow the alpha phase to be obtained for hot-working. In many cases the maximum working temperature is that of the binary eutectic or of a still lower-melting ternary eutectic in complex alloys.

A similar heat treatment is used for both cast and wrought alloys, except that longer times or higher temperatures must be used for the more slowly reacting cast materials. The purpose of the first step, *solution treatment*, is to dissolve a maximum amount of the second phase in the alpha solid solution and then to retain this solution down to room temperature. This is accomplished by (1) heating the alloy to a high temperature, but below the temperature at which excessive grain growth or melting of one of

Hardness
Time, hours
Precipitation
high temperature
Precipitation
low temperature
Hardness

Hardness

FIG. 9-5
precipitation

los constituyentes
de una solución
lución, y (3) trata-
saturada a una tem-
la dureza de la aleación
enfriado lento.

La dureza de precipitación
ducen, eventualmente, en el ambiente
la precipitación en el ambiente
Características de precipitación
teniéndola en la figura 9-4, el efecto
mico de precipitación es más preciso para
principal. En la práctica, las propiedades
industrial. En relación con las propiedades
dades varían con la composición. En algunos
más altos. La muestra el efecto de la composición
dades tales como la resistencia a la tracción
ción a una temperatura ambiente. Como consecuencia
cia natural de la precipitación, la dureza aumenta
aumentar. En efecto, la dureza de una aleación
a una aleación de equilibrio a una temperatura
peratura (

Además de las propiedades de deformación, en algunos casos, el tipo de propiedad

Hardness = Dureza

Time, hours = Tiempo, horas

Precipitation at a relatively high temperature = Precipitación a temperatura relativamente elevada

Precipitation at a relatively low temperature = Precipitación a temperatura relativamente baja

Hardness after solution treatment = Dureza después del tratamiento de disolución

Hardness after annealing = Dureza después del recocido

Fig. 9-5. Curso del endurecimiento durante el tratamiento térmico de precipitación a dos temperaturas diferentes.

los constituyentes, (2) manteniendo esta temperatura desde una fracción de una hora hasta casi un día entero, para que pueda producirse la disolución, y (3) templando en agua hasta obtener una solución sólida sobresaturada a la temperatura ambiente. Después del tratamiento de disolución la dureza es relativamente baja, figura 9-5, pero superior a la del material enfriado lentamente y revenido.

La dureza máxima de estas aleaciones se obtiene durante el *tratamiento de precipitación*, en el que la solución sobresaturada sufre cambios que conducen, eventualmente, a la formación de la segunda fase. En algunos casos, la precipitación puede producirse en un tiempo razonable a temperatura ambiente y, entonces, se dice que la aleación envejece naturalmente. Corrientemente, es necesario envejecer la aleación *artificialmente*, manteniéndola dentro de un intervalo de temperaturas como el que se muestra en la figura 9-4. La temperatura exacta utilizada para el tratamiento térmico de precipitación, está determinada por dos factores: (1) el tiempo preciso para obtener una reacción apreciable y (2) la propiedad de interés principal. El tiempo necesario debe ser razonable en un tratamiento térmico industrial. (Cuanto más elevada sea la temperatura, menor será el tiempo). En relación con el segundo factor, debe entenderse que las distintas propiedades varían a velocidades diferentes durante la precipitación. Por ejemplo, las propiedades de resistencia mecánica tienden a alcanzar valores máximos más altos a temperaturas de precipitación más bajas. En la figura 9-5 se muestra el curso del envejecimiento a dos temperaturas diferentes. Propiedades tales como la dureza alcanzan un valor máximo durante la precipitación a una temperatura dada y, después, disminuyen gradualmente como consecuencia de un *sobre-envejecimiento*. Este ablandamiento es consecuencia natural de la aproximación de la aleación al estado de equilibrio, al aumentar el tiempo durante el que la aleación se mantiene a temperatura. En efecto, una aleación muy sobre-envejecida sería esencialmente idéntica a una aleación *recocida*, es decir, una aleación en la que la estructura de equilibrio se produce por medio de un enfriamiento lento desde la temperatura del tratamiento de disolución.

Además de la composición y de las condiciones del tratamiento térmico, las propiedades obtenidas en ciertas aleaciones resultan muy afectadas por la deformación en frío después del tratamiento de disolución. En algunos casos, el trabajo en frío impide la obtención de los valores máximos de las propiedades durante el tratamiento de precipitación subsiguiente,

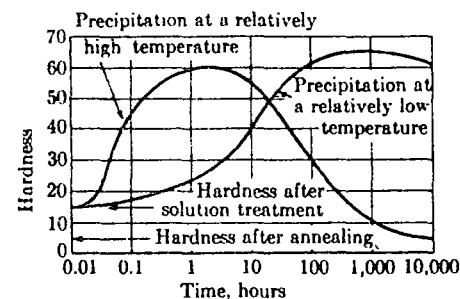


Fig. 9-5. The course of hardening during precipitation heat treatment at two different temperatures.

the constituents would occur, (2) holding for a fraction of an hour to almost a day to allow solution to take place, and (3) quenching in water to obtain the supersaturated solid solution at room temperature. The hardness after solution treatment is relatively low, Fig. 9-5, but it is higher than that of the slowly cooled, annealed material.

The full hardness of these alloys is developed during the *precipitation treatment*, in which the supersaturated solution undergoes changes that lead eventually to the formation of the second phase. In some cases the precipitation may occur in a reasonable time at room temperature, and the alloy is then said to be *naturally aging*. Usually it is necessary to age the alloy *artificially* by holding it in a temperature range such as that shown in Fig. 9-4. The exact temperature used for the precipitation heat treatment is determined by two factors: (1) the time for appreciable reaction and (2) the property of principal interest. The time factor must be of reasonable length for industrial heat treatment. (The higher the temperature, the shorter the time.) In regard to the second factor it should be understood that different properties change at different rates during precipitation. For example, the strength properties tend to reach higher maximum values at lower precipitation temperatures. The course of aging at two different temperatures is shown in Fig. 9-5. Properties such as hardness attain a maximum value during precipitation at a given temperature and then gradually decrease as a result of *overaging*. This eventual softening is a natural consequence of the approach of the alloy to the equilibrium condition with increasing time at temperature. In fact, a greatly overaged alloy would be essentially identical with an *annealed* alloy, i.e., one in which the equilibrium structure is produced by slow cooling from the solution-treating temperature.

In addition to composition and heat-treating conditions, the properties obtained in certain alloys are greatly affected by cold-working after solution treatment. In some instances cold-working interferes with the development of maximum property values during the following precipitation

pero, con frecuencia, un importante factor de diseño, el límite de fluencia, puede ser aumentado significativamente por este medio.

Teoría. Una teoría adecuada del endurecimiento por precipitación debe explicar fenómenos tales como el efecto de la deformación plástica sobre el curso del endurecimiento, el hecho de que no todos los sistemas en los que se produce precipitación son endurecibles y la naturaleza del sobrevejecimiento. La *teoría de coherencia reticular* es, actualmente, la representación más útil del proceso de endurecimiento por precipitación. De acuerdo con esta teoría, la primera etapa de la precipitación es la reunión de átomos de soluto en pequeñas regiones de la red matriz como resultado de las fluctuaciones estadísticas de concentración en la solución sólida. Estas regiones enriquecidas en soluto son el primer paso hacia la nucleación. En el próximo paso del proceso, los átomos de soluto difunden a través de la matriz hacia las regiones enriquecidas y algunas de ellas se convierten en núcleos de una nueva fase. Durante las primeras etapas de la precipitación no se forma directamente la fase de equilibrio, sino una estructura cristalina intermedia relacionada con ella que crece, en íntimo contacto con la solución sólida. La figura 9-6(b) es un dibujo esquemático de esta *red de transición* y muestra la distorsión de la solución sólida que existe mientras haya tendencia a la continuidad atómica (coherencia) entre las dos estructuras. Las partículas iniciales no son, usualmente, esféricas sino que tienen forma de plaquitas o varillas. Cuando sus dimensiones son pequeñas, estas partículas producen efectos especiales de rayos X, tales como las *vetas de Guinier-Preston* en lugar de los diagramas usuales de difracción.

Aun cuando las condiciones no sean favorables para un desarrollo *rápido* de la fase de equilibrio, se forma finalmente esta fase más estable después de un tiempo suficiente. Usualmente ella se nuclea con independencia de la red de transición y, durante el subsiguiente proceso de crecimiento, compete con esta red menos estable por los átomos de soluto, causando, finalmente, su redisolución. En algunas aleaciones, la red de transición se transforma directamente en el precipitado de equilibrio. También, en muchos sistemas de endurecimiento por precipitación, la estructura cristalina intermedia no se desarrolla lo suficiente para que puede ser llamada red de transición antes de que sea reemplazada por el precipitado de equilibrio.

Aunque el precipitado de equilibrio está orientado en una posición definida con respecto a la solución sólida dentro de la que se forma, no existe la continuidad o coherencia de átomo a átomo entre estas dos redes, que caracteriza a las estructuras cristalinas intermedias. En la figura 9-6(c) se muestra esquemáticamente una partícula del precipitado de equilibrio. La teoría de dislocaciones del efecto de endurecimiento por una segunda fase, Fig. 9-2, se puede emplear para explicar por qué el precipitado de equilibrio es menos efectivo en el aumento de resistencia mecánica de la aleación que una región coherente del mismo tamaño. A causa del volumen circundante de matriz deformada, la partícula coherente tiene un tamaño efectivo mucho mayor y, la figura 9-7(a) muestra que el espaciado d es menor en comparación con el existente en el precipitado de equilibrio. Se recordará que la valor de d pequeño está asociado

treatment, but frequently the important design factor, yield strength, can be significantly increased by this means.

Theory. An adequate theory of precipitation hardening should be able to explain such phenomena as the effect of plastic deformation on the course of hardening, the fact that not all systems capable of precipitation are capable of hardening, and the nature of overaging. The *coherent lattice theory* is at present the most useful view of the precipitation hardening process. According to this theory the first step in precipitation is the congregation of solute atoms in the matrix lattice as a result of statistical fluctuations in the solid solution. The regions rich in solute are called *clusters* and are the first step toward nucleation. In the next step in the process, solute atoms diffuse from the surrounding matrix to the clusters and convert some of them into nuclei of a new phase. During the early stages of precipitation the equilibrium phase does not form directly, but an intermediate crystal structure related to it grows in close contact with the solid solution. Figure 9-6(b) is a schematic picture of this *transition lattice* and shows the distortion of the solid solution that exists so long as there tends to be atom matching (coherency) between the two structures. The initial particles usually are not spherical but are platelike or rodlike in shape. When their dimensions are small these particles produce special x-ray effects, such as *Guinier-Preston streaks*, rather than the usual diffraction pattern.

Even though conditions may not be favorable for *rapid* development of the equilibrium phase, after a sufficient time this more stable phase eventually forms. Usually it nucleates separately from the transition lattice, and during the subsequent growth process it competes with this less stable lattice for solute atoms, eventually causing it to redissolve. In a few alloys the transition lattice transforms directly to the equilibrium precipitate. Also, in many precipitation-hardening systems the intermediate crystal structure fails to develop far enough to be called a transition lattice before it is replaced by the equilibrium precipitate.

Although the equilibrium precipitate is oriented in a definite position with respect to the solid solution in which it forms, there is not the atom-to-atom registry or coherency between these two lattices that characterizes the intermediate crystal structures. An equilibrium precipitate particle is shown schematically in Fig. 9-6(c). The dislocation theory of the hardening effect of a second phase, Fig. 9-2, can be used to explain why the equilibrium precipitate is less effective in strengthening the alloy than is a coherent region of similar size. Because of the surrounding volume of strained matrix, the coherent particle has a much larger effective size, and Fig. 9-7(a) shows that the spacing d is reduced compared with that for the equilibrium precipitate. It will be recalled that a small d is associated

FIG. 9-6.
lución sólida
sólida. (c)
solución sólido

con una resi-
rior, el tama-
número de
partículas e
disminución
Además
algunos sist-
tiene lugar
de laminita
La figura 3-
las propied-
que las qu-

strength,

ld be able
on on the
precipitation
e coherent
n hardening
ion is the
statistical
are called
ep in the
e clusters
the early
ctly, but
tact with
transition
o long as
structures.
r rodlike
e special dif-

oment of
le phase
transition
with this
dissolve.

ilibrium
e inter-
a transi-

osition
e atom-
characterizes
particle
of the
in why
y than
ume of
ze, and
hat for
ociated

Solute atom = Atomo de soluto
Solvent atom = Atomo de solvente

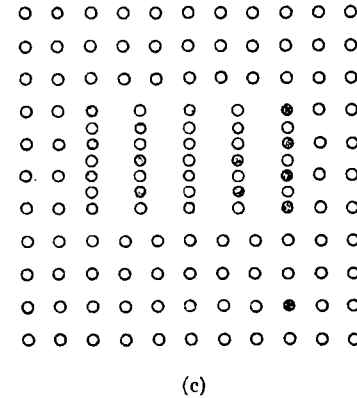
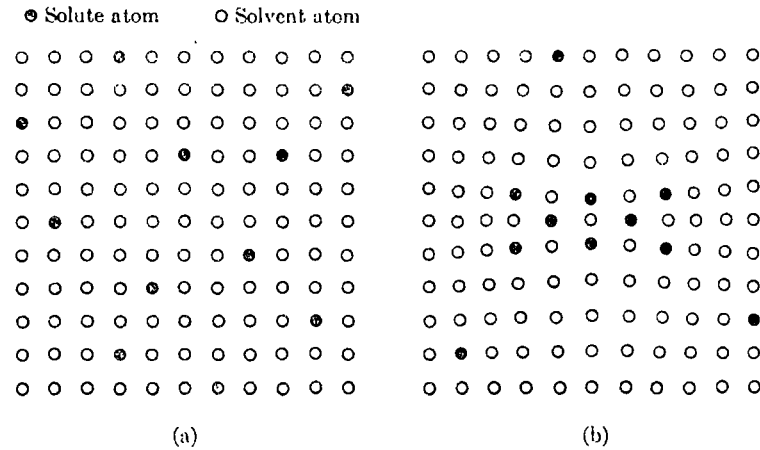


FIG. 9-6. Etapas en la formación de un precipitado de equilibrio. (a) Solución sólida sobresaturada. (b) Red de transición coherente con la solución sólida. (c) Precipitado de equilibrio esencialmente independiente de la solución sólida.

FIG. 9-6. The stages in the formation of an equilibrium precipitate. (a) Supersaturated solid solution. (b) Transition lattice coherent with the solid solution. (c) Equilibrium precipitate essentially independent of the solid solution.

con una resistencia mecánica elevada. Durante el envejecimiento posterior, el tamaño de las partículas del precipitado de equilibrio aumenta y su número descende, como se muestra en la figura 9-7(c). La distancia entre partículas experimenta entonces un aumento aún mayor y da lugar a una disminución progresiva de la dureza durante el sobre-envejecimiento.

Además de la precipitación general uniforme descrita anteriormente, algunos sistemas experimentan una *precipitación discontinua*. Este proceso tiene lugar usualmente en los límites de grano y consiste en el crecimiento de laminillas de segunda fase entremezcladas con la matriz empobrecida. La figura 3-4 presenta este fenómeno en una aleación cobre-berilio. Como las propiedades obtenidas con este tipo de precipitación son mucho peores que las que proporciona la

with high strength. During further aging the size of the equilibrium-precipitate particles increases and their number decreases, as shown in Fig. 9-7(c). The interparticle spacing then increases still further and causes a progressive decrease in hardness during overaging.

In addition to the uniform, general precipitation described above, some systems experience *discontinuous precipitation*. This process usually occurs at grain boundaries and consists in the growth of lamellae of the second phase interspersed with the depleted matrix. Figure 3-4 shows this phenomenon in a copper-beryllium alloy. Since the properties obtained from this type of precipitation are poorer than those obtained from general

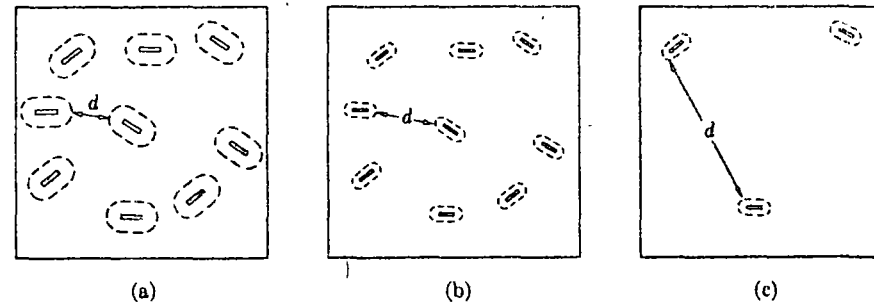


FIG. 9-7. Explicación del efecto de la coherencia de la red y del tamaño de la partícula sobre el espaciado d de la figura 9-2. (Según Geisler). (a) El tamaño efectivo de las partículas coherentes aumenta por el volumen de la matriz deformada que los rodea. (b) Las partículas comparables del precipitado de equilibrio tienen un tamaño efectivo más pequeño. Por lo tanto, la distancia d es mayor. (c) Cuando las partículas se aglomeran durante el sobrevejecimiento, el espaciado d se hace aún mayor.

FIG. 9-7. Explanation of the effect of lattice coherency and particle size on the spacing d of Fig. 9-2. (After Geisler.) (a) The effective size of coherent particles is increased by the surrounding volume of strained matrix. (b) Comparable particles of equilibrium precipitate have a smaller effective size; therefore d is larger. (c) When particles agglomerate during overaging the spacing d becomes still larger.

precipitación general, el tratamiento térmico o la composición se ajustan frecuentemente para reducir al mínimo la precipitación discontinua. Con este objeto se emplean, en las aleaciones cobre-berilio, pequeñas adiciones de níquel o cobalto.

Aplicaciones. El endurecimiento por precipitación es el método más importante para aumentar la resistencia mecánica de los metales no ferrosos por reacción en el estado sólido. Es especialmente útil para el aluminio, el metal principal de esta clase, y tanto las aleaciones de aluminio de fundición como las de forja son endurecidas por precipitación.

Puesto que en el *Metals Handbook* se da una información detallada sobre la gran variedad de aleaciones de aluminio de que se dispone en el comercio, sólo presentaremos aquí un breve estudio de las aleaciones más representativas. Las designaciones utilizadas para las aleaciones forjadas que figuran en la Tabla 9-1 proceden de un sistema anterior en el que se utilizaban solamente de uno a tres números. Por ejemplo, la aleación 5052 era anteriormente 52S, donde la S la identificaba como aleación de forja. El primer número de la presente designación señala el grupo de aleación, de acuerdo con el siguiente sistema:

Número de aleación	Elemento aleante principal
1xxx	Aluminio comercialmente puro (99+ % Al)
2xxx	Cobre
3xxx	Manganeso
4xxx	Silicio
5xxx	Magnesio
6xxx	Magnesio + silicio
7xxx	Cinc
8xxx	Otro elemento

precipitation, the heat treatment or composition is often adjusted to minimize discontinuous precipitation. Small additions of nickel or cobalt are used in copper-beryllium alloys for this purpose.

Applications. Precipitation hardening is the most important method of strengthening nonferrous metals by solid-state reaction. It is especially useful for aluminum, the principal metal of this class, and both cast and wrought aluminum alloys are precipitation hardened.

Since detailed information on the wide variety of aluminum alloys available commercially is given in the *Metals Handbook*, only a brief survey of representative alloys will be presented here. The alloy designations used for the wrought alloys in Table 9-1 developed from an earlier system in which only one to three numbers were used. For example, alloy 5052 was previously 52S, where the S identified it as a wrought alloy. The first number in the present designation specifies the alloy group according to the following system:

Alloy number	Major alloying element
1xxx	Commercially pure aluminum (99+ % Al)
2xxx	Copper
3xxx	Manganese
4xxx	Silicon
5xxx	Magnesium
6xxx	Magnesium + silicon
7xxx	Zinc
8xxx	Other element

(c)
 particle size
 size of colloid
 flux. (b) Com
 tive size; then
 ing the sp
 an adjusted
 nickel or colat
 portant meth
 It is especia
 d both cast
 aluminum alloy
 by a brief sur
 alloy designat
 an earlier syst
 ple, alloy 30,
 alloy. The fir
 up according
 9+ % Al)

TABLE 9-1
 ALGUNAS CARACTERÍSTICAS DE VARIOS TIPOS DE ALEACIONES DE ALUMINIO

Designación de la aleación	Elementos de aleación principales	Proceso de endurecimiento*	Gama de propiedades (estados blando a duro)				Aplicaciones típicas
			Resistencia a la tracción kg/mm ²	Límite de fluencia kg/mm ²	Alargamiento en 2 pulgadas, %	Resistencia a la fatiga (5 × 10 ⁸ ciclos) kg/mm ²	
Aleaciones de forja							
1100	Pureza comercial	Deformación en frío	9,1-16,8	3,5-15,5	45 -15	3,5-15,5	Utensilios de cocina
5052	Mg 2,5%	Deformación en frío	19,7-29,5	9,1-26	30 - 8	11,2-14	Carrocerías para autobuses y camiones
Alclad 2024	Cu 4,5%, Mg 1,5% (con chapa protectora de aluminio puro)	Precipitación	19 -47,8	7,7-33	22 - 9	9,1-14	Aviación
6061	Mg ₂ Si 1,5%	Precipitación	12,6-31,6	5,6-28,1	30 -17	6,3-9,8	Estructuras en general
7075	Zn 5,6%, Mg 2,5%, Cu 1,6%	Precipitación	23,2-58,3	10,5-51,3	16 -11	-16,1	Aviación
Aleaciones de fundición							
195	Cu 4,5%	Precipitación	22,5-28,8	11,2-22,5	8,5- 2	4,9- 5,6	Piezas coladas en arena
319	Cu 3,5%, Si 6,3%	Precipitación	19 -25,3	12,6-18,3	2 - 1,5	7 - 7,7	Piezas coladas en arena
356	Si 7%, Mg 0,3%	Precipitación	-26,7	-19	- 5	- 9,1	Piezas coladas en coquilla

* Además del endurecimiento por aleación

TABLE 9-1
 SOME CHARACTERISTICS OF SEVERAL TYPES OF ALUMINUM ALLOYS

Alloy designation	Principal alloying elements	Hardening process*	Range of properties (soft to hard conditions)				Typical applications
			Tensile strength, lb/in ²	Yield strength, lb/in ²	Elongation in 2 inches, %	Endurance strength (5 × 10 ⁸ cycles), lb/in ²	
Wrought alloys							
1100	Commercial purity	Cold-working	13,000-24,000	5,000-22,000	45 -15	5,000- 9,000	Cooking utensils
5052	2.5% Mg	Cold-working	28,000-42,000	13,000-37,000	30 - 8	16,000-20,000	Bus and truck bodies
Alclad 2024	4.5% Cu, 1.5% Mg (with protective sheet of pure aluminum)	Precipitation	27,000-68,000	11,000-47,000	22 -19	13,000-20,000	Aircraft
6061	1.5% Mg ₂ Si	Precipitation	18,000-45,000	8,000-40,000	30 -17	9,000-14,000	General structural
7075	5.6% Zn, 2.5% Mg, 1.6% Cu	Precipitation	33,000-83,000	15,000-73,000	16 -11	-23,000	Aircraft
Cast alloys							
195	4.5% Cu	Precipitation	32,000-41,000	16,000-32,000	8.5- 2	7,000- 8,000	Sand castings
319	3.5% Cu, 6.3% Si	Precipitation	27,000-36,000	18,000-26,000	2 - 1.5	10,000-11,000	Sand castings
356	7% Si, 0.3% Mg	Precipitation	-38,000	-27,000	- 5	-13,000	Permanent mold castings

* In addition to alloy hardening.

La Tabla 9-1 muestra el rango de variación de las propiedades mecánicas de cada aleación desde la condición blanda hasta la dura. El estado de una aleación se puede indicar añadiendo un símbolo a la designación de la aleación. La parte principal de este símbolo es una letra que tiene el siguiente significado:

Letra	Estado de la aleación
<i>F</i>	Estado bruto de fabricación
<i>O</i>	En estado blando como resultado del recocido (recristalización)
<i>H</i>	Endurecido por deformación en frío
<i>T</i>	Tratado térmicamente

Las letras *H* y *T* van seguidas usualmente por números que indican más detalladamente el tratamiento que ha recibido la aleación. Por ejemplo, *H1* designa una aleación que ha sido endurecida por deformación solamente. *H2* designa una aleación que ha sido endurecida por deformación y recocida parcialmente, y *H3* indica que la aleación ha sido endurecida por deformación y estabilizada por un recocido apropiado. Se emplea un segundo número, 2, 4, 6, 8 ó 9, para indicar los aumentos de endurecimiento por deformación. Por ejemplo, la segunda aleación de la Tabla 9-1 tiene la designación 5052-*O* en su condición blanda, mientras que su estado comercial de mayor dureza lleva la identificación 5052-*H18*.

Los diferentes estados producidos por el tratamiento térmico están indicados con una *T* combinada con los siguientes números:

- T2* Recocido (se aplica solamente a piezas coladas que se han recocido para mejorar su ductilidad, por ejemplo)
- T3* Con tratamiento de disolución y luego deformación en frío
- T4* Con tratamiento de disolución y envejecimiento natural
- T5* Sólo envejecida artificialmente
- T6* Con tratamiento de disolución y envejecimiento artificial
- T7* Con tratamiento de disolución y estabilización (por un tratamiento térmico de sobre-envejecimiento)
- T8* Tratamiento de disolución, deformación en frío y, a continuación, envejecimiento artificial

Por ejemplo, la quinta aleación de la Tabla 9-1 lleva la designación 7075-*O* en su condición blanda, la cual se produce por recocido durante unas pocas horas a 413°C (775°F). El estado duro, 7075-*T6*, se produce por tratamiento térmico de disolución a 466°C (870°F) y envejecimiento (tratamiento térmico de precipitación) a 121°C (250°F) durante aproximadamente 25 horas. La figura 9-8 muestra los cambios de propiedades que se producen durante este

Table 9-1 shows the range in mechanical properties of each alloy from the soft to the hard condition. The condition or *temper* of an alloy can be indicated by adding a symbol to the alloy designation. The principal part of this symbol is a letter having the following significance:

Letter	Condition of alloy
<i>F</i>	As fabricated
<i>O</i>	In soft condition as a result of annealing (recrystallizing)
<i>H</i>	Strain hardened by a cold-working process
<i>T</i>	Heat treated

The letters *H* and *T* are usually followed by numbers indicating in more detail the treatment that the alloy received. For example, *H1* designates an alloy that has been strain hardened only, *H2* designates one that has been strain hardened and partially annealed, and *H3* designates one that has been strain hardened and stabilized by suitable annealing. A second number, 2, 4, 6, 8, or 9, is used to indicate increasing amounts of strain hardening. For example, the second alloy in Table 9-1 is designated 5052-*O* in its soft condition, while its hardest commercial temper is 5052-*H18*.

The various tempers produced by heat treatment are indicated by *T* combined with the following numbers:

- T2* Annealed (applies only to castings, annealed to improve ductility for example)
- T3* Solution heat-treated and then cold-worked
- T4* Solution heat-treated and naturally aged
- T5* Artificially aged only
- T6* Solution heat-treated and artificially aged
- T7* Solution heat-treated and stabilized (by an overaging heat treatment)
- T8* Solution heat-treated, cold-worked, and then artificially aged

For example, the fifth alloy in Table 9-1 is designated 7075-*O* in its soft condition, which is produced by annealing for a few hours at 775°F (413°C). The hard temper, 7075-*T6*, is produced by solution heat-treating at 870°F (466°C) and aging (precipitation heat-treating) at 250°F (121°C) for about 25 hours. Figure 9-8 shows the property changes that occur during this

Stren

Time
Elong
Tensi
YieldFig. 9
minio 7
(250°F).tratamie
miento
del alur
vada est
la super
Alclad 2El tra
entre lo
ejemplo
9-9(b))
una estr
una solu
9-9(a)).
oscuro (e
en la ale
quedand
la aleaci
miento
fluencia
(Fig. 9-Con e
adiciona
la de tip
esta ale
Mg₂Si
que exi
tratamie
ambien
Unican
dada (I
El ní
precipita
dades
corrosio
hecho c

oy from
y can be
principal

Strength, lb/in² = Resistencia mecánica, lb/pulg.²
(14,3 lb/pulg.² = 1 kg/cm² = 0,01 kg/mm²)
Time, hours = Tiempo, horas
Elongation, % = Alargamiento, %
Tensile strength = Resistencia a la tracción
Yield strength = Límite de fluencia

FIG. 9-8. Variación de las propiedades de una chapa de aleación de aluminio 7075 durante un tratamiento térmico de precipitación a 121°C (250°F). (Según Dix).

tratamiento de precipitación. Como la adición de aleantes y el tratamiento térmico de precipitación disminuyen la resistencia a la corrosión del aluminio, algunas de las aleaciones de resistencia mecánica más elevada están protegidas por una capa de aluminio puro firmemente unida a la superficie por medio de un proceso de laminación en caliente. La aleación Alclad 2024 es un ejemplo de esta clase de productos.

El tratamiento térmico de las aleaciones de aluminio explica la relación entre los diagramas de equilibrio y la estructura de las aleaciones. Por ejemplo, la estructura de la aleación 195 en estado bruto de colada (Fig. 9-9(b)) presenta partículas bastas de la fase θ , CuAl₂, que se formó como una estructura eutéctica separada durante la solidificación. La matriz es una solución sólida α , en concordancia con el diagrama de equilibrio (Fig. 9-9(a)). Sin embargo, hay otra fase en esta estructura, el constituyente oscuro (Al, Fe, Si) formado por las impurezas de hierro y silicio contenidas en la aleación. El tratamiento térmico de disolución disuelve ambas fases, quedando solamente la solución sólida α sobresaturada cuando se temple la aleación (Fig. 9-9(c)). Aunque el subsiguiente tratamiento de envejecimiento da lugar a cambios estructurales que elevan al doble el límite de fluencia de esta aleación, los cambios no son visibles en la microestructura (Fig. 9-9(d)).

Con el microscopio electrónico es posible apreciar detalles estructurales adicionales en una aleación similar a la 6061, pero de más alta pureza que la de tipo comercial. Durante el envejecimiento a la temperatura ambiente, esta aleación experimenta un endurecimiento sustancial, mientras la fase Mg₂Si comienza a precipitarse desde la solución sólida. Se ha encontrado que existe una estructura de subgrano en esta aleación, tanto después del tratamiento de disolución como luego del envejecimiento a la temperatura ambiente (natural) (Fig. 9-10(a)), aunque no es visible ningún precipitado. Únicamente en el caso de que la aleación esté muy sobreenviejada y ablandada (Fig. 9-10(b)) pueden verse las partículas de precipitado.

El níquel es otro metal cuyas aleaciones se endurecen principalmente por precipitación. El níquel es muy parecido al hierro en cuanto a sus propiedades mecánicas pero, debido a que sus propiedades de resistencia a la corrosión son muy superiores, se usa en muchas aplicaciones a pesar del hecho de que su costo es unas diez veces superior.

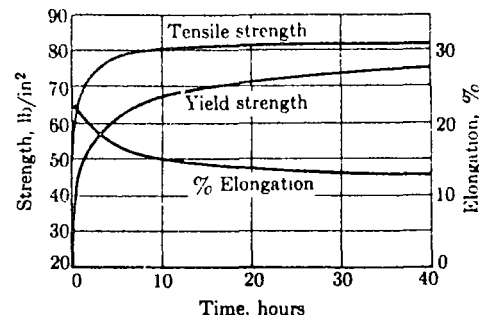


FIG. 9-8. Property changes during the precipitation heat treatment of 7075 aluminum alloy sheet at 250°F (121°C). (After Dix.)

precipitation treatment. Since alloying and the precipitation heat treatment decrease the corrosion resistance of aluminum, some of the high-strength alloys are protected by a layer of pure aluminum firmly bonded to the surface by a hot-rolling process. Alclad 2024 alloy is an example of this type of product.

The heat treatment of aluminum alloys illustrates the relation between phase diagrams and the structure of alloys. For example, the structure of alloy 195 in the as-cast condition (Fig. 9-9b) shows coarse particles of the θ -phase, CuAl₂, that formed as a divorced eutectic structure during solidification. The matrix is α solid solution, in agreement with the phase diagram (Fig. 9-9a). However, there is another phase in this structure, the dark (Al, Fe, Si) constituent that is formed by the iron and silicon impurities in the alloy. Solution heat treatment dissolves both the θ -phase and the impurity phase, leaving only the supersaturated α solid solution when the alloy is quenched (Fig. 9-9c). Although the subsequent aging treatment causes structural changes that double the yield strength of this alloy, the changes are not visible in the microstructure (Fig. 9-9d).

With the electron microscope it is possible to see additional structural details in an alloy similar to 6061, but of higher than commercial purity. During aging at room temperature this alloy experiences substantial hardening as the Mg₂Si phase attempts to precipitate from the solid solution. A subgrain structure is found to exist in this alloy both in the solution-treated condition and after room-temperature (natural) aging (Fig. 9-10a), although no precipitate is visible. Only if the alloy is greatly overaged and softened (Fig. 9-10b), can precipitate particles be seen.

Nickel is another metal whose alloys are hardened principally by precipitation. Nickel is much like iron in its mechanical properties, but its corrosion properties are so much better than those of iron that it is used for many purposes despite the fact that it costs about ten times as much.

in more
signates
one that
ates one
ling. A
ounts of
signed
is 5052-

ed by T

ductility

ing heat

aged

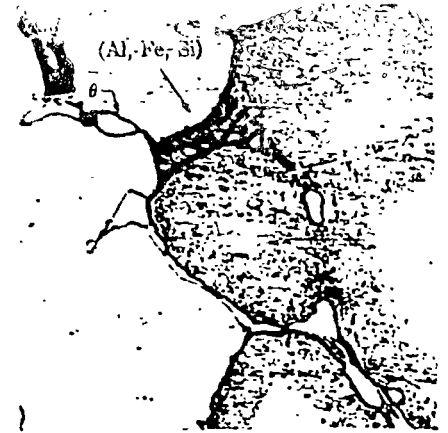
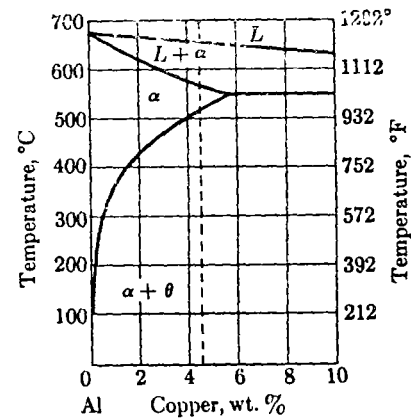
its soft

(413°C).

at 870°F

for about

ring this



(a) Temperature = Temperatura
Copper, wt. % = Cobre, % en peso



FIG. 9-9. Microestructura de la aleación de aluminio 195 (4,5% de Cu, 0,8% de Si, 0,5% de Fe) después de diversos tratamientos térmicos. (Por cortesía de Alcoa Research Laboratories). (a) Una parte del diagrama de fase aluminio-cobre, que muestra la posición de la aleación 195. (b) Aleación en estado bruto de colada, con partículas de θ y α (Al, Fe, Si) en dendritas de la solución sólida α . (c) La aleación después del tratamiento de disolución a 516°C (960°F) durante 12 horas; solamente queda la solución sólida. (d) Después de un envejecimiento durante 4 horas a 154°C (310°F) no se observa ningún cambio en la microestructura. (Micrografías a 250 aumentos; reproducidas a dos tercios de su tamaño).

FIG. 9-9. The microstructure of aluminum alloy 195 (4.5% Cu, 0.8% Si, 0.5% Fe) after various heat treatments. (Courtesy Alcoa Research Laboratories.) (a) A portion of the aluminum-copper phase diagram showing the position of alloy 195. (b) As-cast alloy with particles of θ and α (Al, Fe, Si) in dendrites of the α solid solution. (c) The alloy after solution heat treatment at 960°F (516°C) for 12 hours; only the solid solution remains. (d) After aging for 4 hours at 310°F (154°C) no change is seen in the microstructure. (Photomicrographs $\times 250$; reproduced at two-thirds size.)

F
en u
(15.
truc
(b)
 $\frac{1}{2}$ ho

En l
anté
elé
Cun

E
con
de l
pre
cep
per
plá
per
red
cio
pre
ch
Pc
en
en
tu
es
so

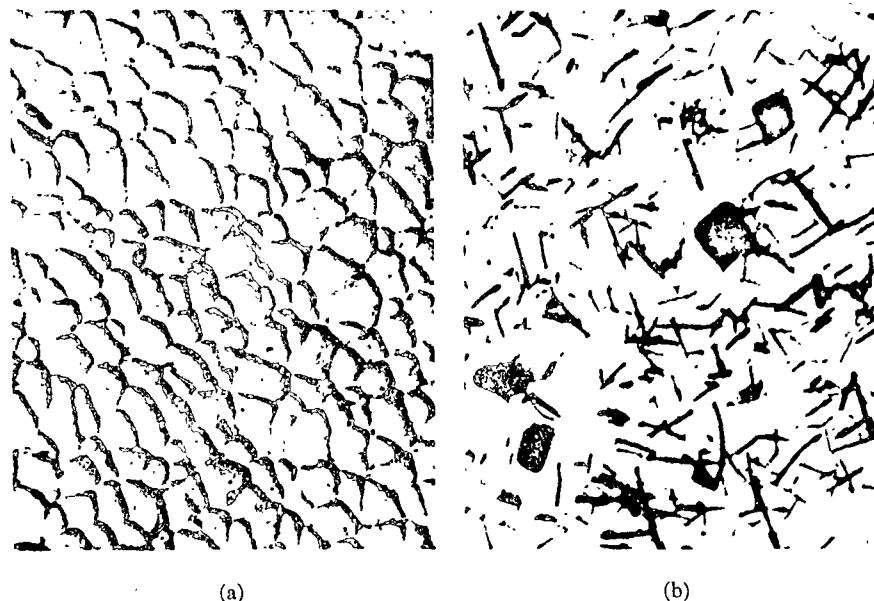


FIG. 9-10. Micrograffas electrónicas mostrando etapas de precipitación en una aleación de aluminio de alta pureza que contiene 1,5% de Mg_2Si (15.000 aumentos). (Por cortesía de Alcoa Research Laboratories). (a) Estructura subgranular en una muestra envejecida a temperatura ambiente. (b) Precipitado basto de Mg_2Si formado durante el envejecimiento durante $\frac{1}{2}$ hora a $343^\circ C$ ($650^\circ F$).

FIG. 9-10. Electron micrographs showing stages of precipitation in a high-purity aluminum alloy containing 1.5% Mg_2Si ($\times 15,000$). (Courtesy Alcoa Research Laboratories.) (a) Subgrain structure in a specimen that was aged at room temperature. (b) Coarse precipitate of Mg_2Si that formed during aging for $\frac{1}{2}$ hour at $650^\circ F$ ($343^\circ C$).

En la Tabla 9-2 se examinan aleaciones típicas de níquel. En capítulos anteriores se han considerado otras aleaciones de níquel con propiedades eléctricas y magnéticas especiales. Entre éstas se incluían el Alnico V y el Cunife, las cuales se endurecen por precipitación.

Typical nickel alloys are surveyed in Table 9-2. Other nickel alloys with special electrical and magnetic properties have been considered in previous chapters. These included Alnico V and Cunife, which are hardened by precipitation.

El endurecimiento por precipitación en los aceros es de interés secundario comparado con el endurecimiento por temple, pero existen algunos aspectos de la precipitación en las aleaciones con base de hierro, a los que merece prestar atención. Los aceros con bajo contenido de carbono son susceptibles a un fenómeno de envejecimiento que puede tener dos efectos perjudiciales. Puede producir deformación no uniforme durante el trabajo plástico en frío, con la presencia de las líneas de Lüders (Fig. 9-11) que perjudican la apariencia superficial. La reacción de envejecimiento puede reducir también la ductilidad del acero y hacerlo inadecuado para aplicaciones difíciles de embutido de chapas. Puesto que estas dificultades son producidas por una reacción de envejecimiento, se las puede evitar si la chapa de acero se deforma antes de que pueda producirse esta reacción. Por ejemplo, los aceros enfriados rápidamente desde $704^\circ C$ ($1300^\circ F$) están en condición de saturamiento por disolución con respecto a esta reacción de envejecimiento y envejecerán, durante un período de tiempo a una temperatura baja (temperatura ambiente), aproximadamente en la forma indicada esquemáticamente en la figura 9-5. De este modo, siempre que se haya sometido un acero a la operación de deformación, dentro de

Precipitation hardening in steels is of minor interest compared with eutectoid decomposition hardening, but there are several aspects of precipitation in iron-base alloys that deserve mention. Low carbon steels are susceptible to an aging phenomenon that can have two deleterious effects. It can cause nonuniform deformation during cold forming with accompanying Lüders' lines (Fig. 9-11) that mar the surface appearance. Also, the aging reaction can reduce the ductility of the steel and make it unsatisfactory for difficult sheet-forming applications. Since these difficulties are caused by an aging reaction, they can be avoided if the steel sheet is deformed before the aging reaction can occur. For example, steels that are rapidly cooled from $1300^\circ F$ ($704^\circ C$) are in the solution-treated condition with respect to this aging reaction and will age over a period of time at a low temperature (room temperature) roughly in the manner sketched in Fig. 9-5. Thus, provided a steel is given the forming operation within

Tabla 9-2

ALGUNAS CARACTERÍSTICAS DE VARIAS ALEACIONES DE NIQUEL

Aleación	Elementos de aleación principales	Propiedades mecánicas				Aplicaciones típicas
		Resistencia a la tracción kg/mm ²	Límite de fluencia kg/mm ²	Alargamiento en 2 pulgadas, %	Resistencia a la fatiga (10 ⁸ ciclos) kg/mm ²	
Níquel "A", laminado en caliente	Ninguno	45,7	21,1	50	21,1	Industrias químicas, niquelado
Duranickel, estirado en frío y endurecido por precipitación	4,4% Al 0,4% Ti	133,6	105,5	20	42,1	Muelles, plásticos, equipos para extrusión
Monel, laminado en caliente	30% Cu	63,3	38,6	35	29,5	Piezas para refinerías de petróleo
"K" Monel, estirado en frío y endurecido por precipitación	29% Cu 3% Al	126,5	112,5	5	32,3	Vástagos de bombas, espigas de válvulas
Inconel, laminado en caliente	14% Cr 6% Fe	84,4	45,7	35	31,6	Piezas para turbinas de gas
Inconel "X", laminado en caliente y envejecido a 704°C (1300°F)	15% Cr 7% Fe 2,5% Ti	126,5	91,4	25	42,1	Muelles y pasadores sometidos a corrosión

TABLE 9-2

SOME CHARACTERISTICS OF SEVERAL NICKEL ALLOYS

Alloy	Principal alloying elements	Mechanical properties				Typical applications
		Tensile strength, lb/in ²	Yield strength, lb/in ²	Elongation in 2 inches, %	Endurance strength (10 ⁸ cycles), lb/in ²	
"A" nickel, hot-rolled	none	65,000	30,000	50	30,000	Chemical industry, nickel plating
Duranickel, cold-drawn and precipitation hardened	4.4% aluminum 0.4% titanium	190,000	150,000	20	60,000	Springs, plastics, extrusion equipment
Monel, hot-rolled	30% copper	90,000	55,000	35	42,000	Oil refinery parts
"K" Monel, cold-drawn and precipitation hardened	29% copper 3% aluminum	180,000	160,000	5	46,000	Pump rods, valve stems
Inconel, hot-rolled	14% chromium 6% iron	120,000	65,000	35	45,000	Gas turbine parts
Inconel "X" hot-rolled and aged at 1300°F (704°C)	15% chromium 7% iron 2.5% titanium	180,000	130,000	25	60,000	Springs and bolts subjected to corrosion

AGE HARDENING

[CHAP. 9

Fig. 9-10
chapa c
tamado
1961).

unas pc
serame
de temp
Hay
miento
la disc
envejec
feno q
Por lo
ligero a
nitroge
en la n
fn se d
pass").
formar
de env
una rej
manan
claves
Los
precipi
conten
mento
tratan
dad. 1

Inconel "X" hot-rolled and aged at 1300°F (705°C)	15% chromium 7% iron 2.5% titanium	180,000	130,000	25	60,000	Springs and bolts sub- jected to corrosion
--	--	---------	---------	----	--------	---

FIG. 9-11. Líneas de Lüders (marcas de deformación) en una pieza de chapa de acero, después de una operación de embutición (a tres cuartos de su tamaño real). (*Metals Handbook, Vol. 1, American Society for Metals, 1961.*)

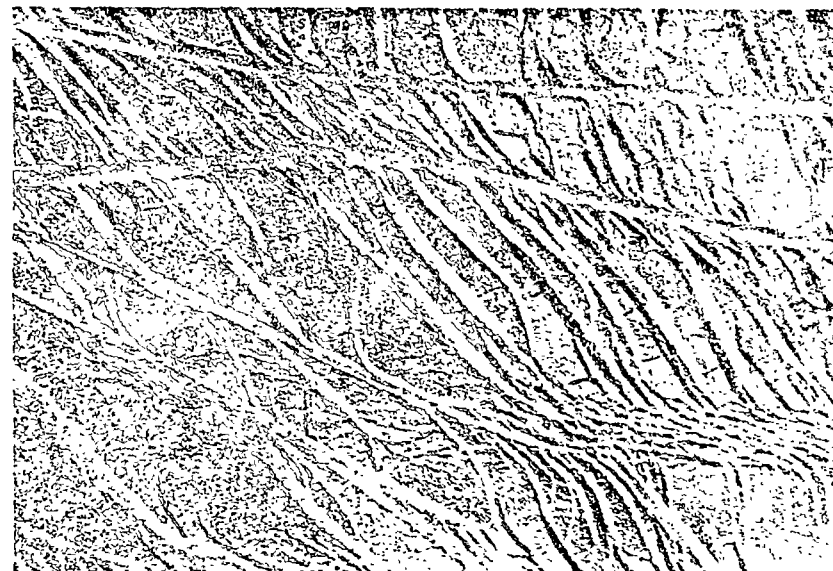


FIG. 9-11. Lüders' lines (stretcher strains) on a sheet-steel part after a forming operation ($\frac{3}{4}$ actual size). (*Metals Handbook, Vol. 1, American Society for Metals, 1961.*)

unas pocas horas después de un tratamiento de disolución, no será afectado seriamente por el envejecimiento (conocido en este caso como *envejecimiento de temple*).

Hay un segundo remedio, más práctico, contra este efecto de envejecimiento de los aceros de bajo carbono. Se recordará que, de acuerdo con la discusión previa del fenómeno de fluencia (véase página 219), el envejecimiento se produce a causa de los átomos de carbono y de nitrógeno que forman una atmósfera de Cottrell (Fig. 9-1) en las dislocaciones. Por lo tanto, si se puede provocar en el acero incluso el movimiento más ligero a lo largo de los planos de deslizamiento, los átomos de carbono y de nitrógeno quedarán separados de las dislocaciones y el acero se comportará en la misma forma que de *pués* del tratamiento de disolución. Para este fin se da una pasada de laminación de $\frac{1}{2}$ a $1\frac{1}{2}\%$ de reducción ("skin-pass"). Durante varias semanas después de ser laminado, el acero se conformará satisfactoriamente, pero con el transcurso del tiempo la reacción de envejecimiento (denominada *envejecimiento de deformación*) producirá una regresión a la indeseable condición de envejecido. La eliminación permanente de los efectos de envejecimiento se obtiene si, en lugar de aceros efervescentes ordinarios, se emplean aceros calmados de costo más elevado.

Los tres ejemplos siguientes de endurecimiento beneficioso del acero por precipitación, son de considerable importancia industrial. Los aceros con contenidos aproximados de un 1% de cobre pueden experimentar un aumento de 17.5 kg/mm^2 ($25,000 \text{ lb/pulg.}^2$) en su límite de fluencia por un tratamiento de precipitación, con sólo un descenso moderado de la ductilidad. Una ventaja adicional de estos aceros con contenido de cobre es su

a few hours after solution treatment, it will not be seriously affected by the aging (known as *quench-aging* in this case).

There is a second, more useful remedy for this aging effect in low-carbon steels. It will be recalled from the previous discussion of the yielding phenomenon (see p. 219) that aging occurs by carbon and nitrogen atoms forming a Cottrell atmosphere (Fig. 9-1) at dislocations. Therefore, if the steel can be caused to experience even slight motion along the slip planes, the carbon and nitrogen atoms will be separated from the dislocations, and effectively the steel will have been "solution treated." The $\frac{1}{2}$ to $1\frac{1}{2}\%$ cold-rolling of the sheet needed to accomplish this purpose is known as *temper rolling*. For a few weeks after temper rolling the steel will form satisfactorily, but in the course of time the aging reaction (termed *strain aging*) causes a return to the undesirable aged condition. Permanent elimination of aging effects is obtained if, instead of ordinary rimming steels, the more expensive killed steels are used.

The following three examples of beneficial precipitation hardening in steel are of considerable industrial importance. Steels containing about 1% copper can have their yield strengths increased $25,000 \text{ lb/in}^2$ by a precipitation treatment, with only a moderate decrease in ductility. An additional advantage of these copper-bearing steels is their significantly

resistencia a la corrosión atmosférica significativamente mayor. El endurecimiento por precipitación del acero de herramientas y del acero inoxidable por medio del empleo de aluminio, es un segundo ejemplo. Con anterioridad al desarrollo de esta técnica, el popular acero inoxidable 18-8 solamente podía ser endurecido por medio de la deformación en frío. El tercer ejemplo, uno de los peor comprendidos de esta reacción en los aceros, es el endurecimiento secundario de los aceros rápidos de herramientas que ha sido atribuido a la precipitación de un carburo complejo.

ENDURECIMIENTO POR ORDENACIÓN

El término *endurecimiento por envejecimiento* se emplea algunas veces como sinónimo de *endurecimiento por precipitación*. Sin embargo, este término es necesario frecuentemente para otro propósito, más general, porque el endurecimiento por ordenación (y quizás otras reacciones de endurecimiento) se puede producir también como resultado de un proceso de envejecimiento. Por consiguiente, cuando una aleación de varios componentes se endurece al ser sometida a un tratamiento térmico de esta naturaleza, puede resultar imposible determinar el tipo de reacción que produjo su endurecimiento si es desconocido su complejo diagrama de equilibrio. Sin embargo, es costumbre referirse al proceso desconocido con el nombre general de *endurecimiento por envejecimiento*. En este subcapítulo se discutirá un segundo proceso de endurecimiento por envejecimiento: el *endurecimiento por ordenación*.

Teoría. El endurecimiento por ordenación es sólo una parte del más amplio campo de transformaciones orden-desorden, cuyas relaciones de equilibrio se trataron en el Capítulo 4. En analogía con el sobrevejecimiento en el endurecimiento por precipitación, la existencia de una estructura completamente ordenada es causa de que la aleación sea blanda. Por esta razón, se emplea, en el endurecimiento por ordenación, un tratamiento térmico como el que se utiliza en el endurecimiento por precipitación. La figura 9-12 indica las etapas sucesivas que se siguen usualmente para obtener un endurecimiento por ordenación correcto:

1. Elección de una composición dentro del intervalo de existencia de una fase ordenada;
2. Obtención de la solución sólida desordenada a temperatura ambiente, (a) calentando la aleación a una temperatura dentro de la zona aconsejada para el tratamiento de desordenación, (b) enfriando rápidamente desde esta temperatura;
3. Formación de regiones de estructura ordenada en la solución sólida, manteniendo la aleación a una temperatura dentro del intervalo indicado en la figura 9-12 para el tratamiento térmico de ordenación.

Durante este tratamiento térmico final, se forman numerosos núcleos de la fase ordenada y, a continuación, se produce su crecimiento a expensas de la solución sólida desordenada. El endurecimiento resultante continúa hasta que se alcanza un valor máximo más allá del cual se produce el sobrevejecimiento (ablandamiento).

Los tratamientos térmicos de ordenación a temperaturas relativamente elevadas o a bajas temperaturas producen cambios en la dureza similares a los indicados en la figura 9-5 para el endurecimiento por precipitación. La ductilidad disminuye hasta alrededor de un tercio del valor característico de la aleación desordenada, pero la ductilidad remanente

greater resistance to atmospheric corrosion. The precipitation hardening of tool steel and stainless steel by use of aluminum is a second example. Prior to this development the popular 18 chromium-8 nickel type stainless steels could be hardened only by cold-working. The third example, one of the least understood instances of this reaction in steels, is the secondary hardening of high-speed tool steel, which has been attributed to the precipitation of a complex carbide.

ORDER HARDENING

The term *age hardening* is sometimes used as a synonym for *precipitation hardening*. However, this term is often needed for another, more general purpose, because order hardening (and perhaps other hardening reactions) may also occur as a result of an aging process. Therefore, when a multi-component alloy hardens on being subjected to such a heat treatment, it may be impossible to determine the type of reaction that caused it to harden if its complex equilibrium diagram is unknown. However, it is possible and customary to refer to the unknown process by the general name of *age hardening*. In this section a second age-hardening process, *order hardening*, will be discussed.

Theory. Order hardening is only a part of the larger field of order-disorder transformations whose equilibrium relations were considered in Chapter 4. In analogy with overaging in precipitation hardening, the existence of a completely ordered structure causes the alloy to be soft. For this reason a heat treatment like that used in precipitation hardening is also used for order hardening. Figure 9-12 indicates the usual steps for successful order hardening, namely:

1. choosing a composition within the range of a suitable ordered phase;
2. obtaining the disordered solid solution at room temperature by (a) heating the alloy at a temperature within the range shown for the disordering heat treatment, (b) rapidly cooling from this temperature;
3. causing regions of ordered structure to form in the solid solution by holding the alloy at a temperature within the range indicated for the ordering heat treatment in Fig. 9-12.

During this final heat treatment, large numbers of nuclei of the ordered phase form and then proceed to grow at the expense of the disordered solid solution. The resulting hardening continues until some maximum value is reached, beyond which overaging (softening) occurs.

Ordering heat treatments at relatively high or low temperatures produce changes in hardness similar to those shown for precipitation hardening in Fig. 9-5. The ductility is decreased to about one-third of the value characteristic of the disordered alloy, but usually the remaining ductility

Tem
Harc
Ator
Com
Liqu
(Dis
Rang
ord

Rang
ord

FIG. 9
AB son

Vicker
Time,
Chang

Hardn
Electri

FIG. 9
composic

es, usual
comparac
lugar a, a
formación
que el en
ductilidad
cambio d
endurecim
tienen sol

Temperature = Temperatura
 Hardenable alloy = Aleación endurecible
 Atomic % Metal B = Porcentaje atómico de metal B
 Composition = Composición
 Liquid = Líquido
 (Disordered solid solution) = (Solución sólida desordenada)
 Range of temperature for dis- = Intervalo de temperaturas para el
 ordering heat treatment tratamiento térmico de desordenación
 Range of temperatures for = Intervalo de temperaturas para el
 ordering heat treatment tratamiento térmico de ordenación

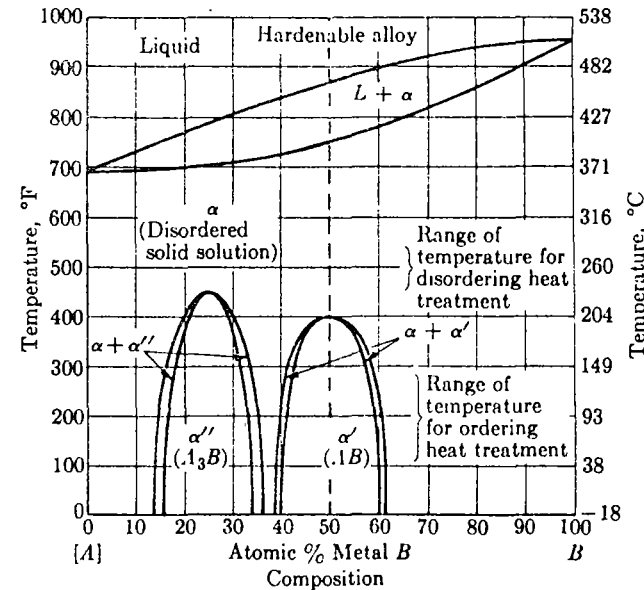


FIG. 9-12. Condiciones para el endurecimiento por ordenación. A_3B y AB son fases ordenadas.

FIG. 9-12. The requirements for order hardening. A_3B and AB are ordered phases.

Vickers hardness = Dureza Vickers
 Time, hours = Tiempo, horas
 Change in electrical resistance, % = Variación en la resistencia eléctrica, %
 Hardness = Dureza
 Electrical resistance = Resistencia eléctrica

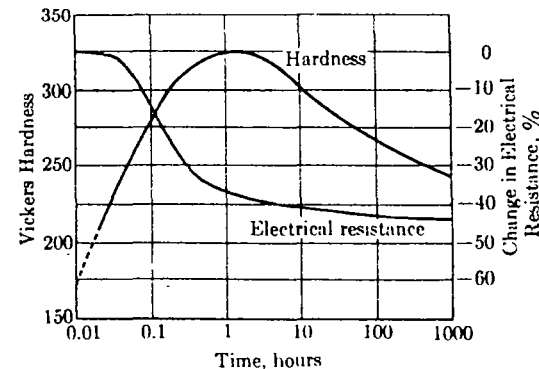


FIG. 9-13. Variación de las propiedades durante la ordenación de la composición CoPt a 700°C (1292°F). (Según Newkirk y otros).

FIG. 9-13. Property changes during ordering of CoPt composition at 700°C (1292°F). (After Newkirk, *et al.*)

es, usualmente, suficiente para las aplicaciones de ingeniería. A modo de comparación, cabe observar que el endurecimiento por precipitación da lugar a, aproximadamente, la misma disminución de la ductilidad, y la deformación en frío produce una disminución algo mayor, mientras que el endurecimiento por solución sólida tiene un pequeño efecto sobre la ductilidad. La gran reducción en la resistencia eléctrica es un importante cambio de propiedad producido por la ordenación, incluso en ausencia de endurecimiento. Por ejemplo, en el sistema oro-cobre las fases ordenadas tienen solamente alrededor de un tercio de la resistencia de las

is sufficient for engineering purposes. In comparison, about the same decrease in ductility is caused by precipitation hardening, and a somewhat greater decrease is produced by drastic cold-working, while solid-solution hardening has little effect on ductility. An important property change produced by ordering, even in the absence of hardening, is a great reduction in electrical resistance. For example, in the gold-copper system the ordered phases have only about one-third the resistance of the cor-

correspondientes soluciones sólidas desordenadas y son casi iguales al cobre en cuanto a conductividad. La figura 9-13 muestra los cambios producidos en la dureza y en la resistencia eléctrica durante la ordenación de la aleación de composición CoPt en el sistema cobalto-platino. La dureza magnética de esta aleación es comparable con su dureza mecánica y las aleaciones convenientemente envejecidas proporcionan unos magníficos imanes permanentes.

Aplicaciones. Las principales aplicaciones del endurecimiento por ordenación en la actualidad, se refieren a varios usos de los metales preciosos, tales como en joyería, en aleaciones para prótesis odontológicas y en contactos eléctricos. Generalmente, se usan aleaciones complejas en las que pueden producirse varios procesos de endurecimiento. Pero el oro de 18 quilates es un ejemplo de simple endurecimiento por ordenación producido por la formación de la fase ordenada AuCu. La aleación Vicalloy (35% hierro, 52% cobalto, 13% vanadio) para imanes permanentes, se endurece por medio de una reacción de ordenación. La ordenación, como la precipitación, puede influir en el aumento de resistencia mecánica de las aleaciones complejas, resistentes a las altas temperaturas, como la S-816 (Tabla 7-5). El tratamiento de disolución seguido de un envejecimiento a unos 816°C (1500°F) mejora las propiedades de muchas de estas aleaciones para el uso a temperaturas ligeramente inferiores.

ENDURECIMIENTO POR REACCIONES DE DIFUSIÓN

En contraste con el endurecimiento por precipitación y el endurecimiento por ordenación, que requieren tratamientos térmicos especiales, el *endurecimiento por reacciones de difusión* se produce alterando la composición de la aleación. De este modo, si un metal *A* disuelve a un metal *B* pero tiene una solubilidad limitada por el compuesto B_xC_y , algunas veces es posible obtener un endurecimiento considerable haciendo penetrar por difusión un metal *C* en la solución sólida, tendiendo de este modo a precipitar el compuesto B_xC_y . Este proceso se puede seguir visualmente con ayuda de la figura 9-3(d). La aleación endurecible es inicialmente la solución sólida alfa (metal *B* disuelto en metal *A*). A medida de que va difundiendo el metal *C* hacia el interior de esta solución sólida, la composición resultante va desplazándose gradualmente hacia la región alfa más beta del diagrama y la fase beta (B_xC_y) tiende a precipitarse. Probablemente, el endurecimiento es el resultado de la coherencia de la red, que existe en las primeras etapas de la precipitación de B_xC_y en la solución sólida. Por medio de este proceso sólo resulta endurecida la capa superficial, puesto que el elemento que se difunde alcanza solamente una pequeña profundidad.

El proceso de nitruración para el endurecimiento superficial de los aceros es un ejemplo de la utilización industrial del endurecimiento por reacción de difusión. En este proceso se calienta un acero de nitruración* de 499 a 538°C (930-1000°F) en una atmósfera de

* El Nitalloy 135 contiene: 0,35% C, 1,1% Cr, 0,2% Mo y 1,0% Al. El acero se temple y luego se reviene a 538-704°C (1000-1300°F) antes de ser nitrurado.

responding disordered solid solutions and are almost equal to copper in conductivity. Figure 9-13 shows the changes in hardness and electrical resistance that occur during the ordering of the CoPt composition in the cobalt-platinum system. The magnetic hardness of this alloy parallels its mechanical hardness, and suitably aged alloys are superlative permanent magnets.

Applications. The principal applications of order hardening at present are in various uses of precious metals, such as jewelry, dental alloys, and electrical contacts. Generally, complex alloys in which several hardening processes may operate are used, but 18-carat gold is an example of simple order hardening by the formation of the AuCu ordered phase. Vicalloy (35% iron, 52% cobalt, 13% vanadium) is a permanent-magnet alloy that hardens by means of an ordering reaction. Ordering, as well as precipitation, may play a role in the strengthening of complex, high-temperature alloys such as S-816 (Table 7-5). Solution treatment followed by aging near 1500°F (816°C) improves the properties of many of these alloys for use at slightly lower temperatures.

DIFFUSION-REACTION HARDENING

In contrast to precipitation hardening and order hardening, which require special heat treatments for their development, *diffusion-reaction hardening* is produced by changing the composition of the alloy. Thus, if metal *A* dissolves metal *B* but has limited solubility for the compound B_xC_y , it is sometimes possible to obtain considerable hardening by diffusing metal *C* into the solid solution, thereby tending to precipitate B_xC_y . This process can be visualized with the aid of Fig. 9-3(d). The hardenable alloy is initially the alpha solid solution (metal *B* dissolved in metal *A*). As metal *C* diffuses into this solid solution, the over-all composition gradually shifts into the alpha-plus-beta region of the diagram, and the beta phase (B_xC_y) tends to precipitate. Presumably, hardening is the result of lattice coherency which exists in the early stages of the precipitation of B_xC_y in the solid solution. Only the surface layer is hardened by this process, since only a small depth is normally reached by the diffusing element.

The nitriding process for the surface hardening of steels is an example of industrial use of diffusion-reaction hardening. In this process a Nitalloy steel* is heated at 930 to 1000°F (499 to 538°C) in an atmosphere of am-

* Nitalloy 135 contains 0.35% C, 1.1% Cr, 0.2% Mo, and 1.0% Al. The steel is hardened and then tempered at 1000 to 1300°F (538° to 704°C) before being nitrided.

gas amoníaco superficial ex... Los elemento... mar nitruros... contiene uno... las fases de n... tratamiento d... partículas de... granos de nit... acero nitrur... puede ser del... las partículas

La oxidación... corrosión, es... óxido se form... oxidación int... plata con un... za Vickers de... (1472°F). El... el mismo au... endurecimen... desventaja in... aleaciones po... mente moder... temperatura... aplicaciones

BARRETT,
F. Muñoz de
ELCOCK, E.
Metals Ha
Ohio: Americ
Precipitati
Metals, 1958

1. Haga un... zar con (a) n...
2. ¿Cuáles... ciones en es... aleaciones?
3. ¿Qué co... miento por p...
4. Critique... cipitación pu... temperatura

gas amoníaco durante 50 horas aproximadamente, resultando una capa superficial extremadamente dura de un espesor de 0,38 mm (0,015 pulgadas). Los elementos aluminio, cromo y vanadio tienen una fuerte tendencia a formar nitruros. Por lo tanto, cuando el nitrógeno se difunde en un acero que contiene uno o más de estos elementos, se forman en el acero partículas de las fases de nitruro. La extrema dureza superficial que se obtiene con el tratamiento de nitruración, es atribuible al estado de dispersión fina de las partículas de nitruro más bien que a la dureza inherente de los grandes granos de nitruro. El ablandamiento que se produce cuando se somete un acero nitrurado a un calentamiento prolongado por encima de los 538°C puede ser debido a pérdidas de coherencia de la red al hacerse mayores las partículas de nitruro.

La *oxidación interna*, que en el Capítulo 11 se considera como un tipo de corrosión, es un ejemplo adicional de esta clase de endurecimiento. El óxido se forma bajo la superficie de la aleación y, en ciertos casos, esta oxidación interna produce un endurecimiento apreciable. Una aleación de plata con un contenido de 0,3% de magnesio, por ejemplo, aumenta su dureza Vickers desde 40 a 170 al ser calentada al aire durante dos horas a 800°C (1472°F). En una aleación de cobre con 0,3% de berilio se puede obtener el mismo aumento aproximadamente. Una ventaja especial de este tipo de endurecimiento es la baja resistencia eléctrica que puede obtenerse. Una desventaja importante es la fragilidad intergranular desarrollada en algunas aleaciones policristalinas. El aumento de resistencia a la tracción es solamente moderado, pero la resistencia a la fluencia serpeante (creep) y la temperatura de recristalización resultan muy mejoradas, sugiriendo posibles aplicaciones en mecanismos eléctricos y electrónicos.

BIBLIOGRAFÍA

- BARRETT, C. S., *Estructura de los metales*. Traducción española de F. Muñoz del Corral. Madrid: Aguilar, 1957.
- ELCOCK, E. W., *Order-Disorder Phenomena*. Londres: Methuen, 1956.
- Metals Handbook*, Vol. 1, *Properties and Selection of Metals*. Novelty, Ohio: American Society for Metals, 1961.
- Precipitation from Solid Solution*. Cleveland: American Society for Metals, 1958.

PROBLEMAS

- Haga una lista de los procesos de endurecimiento que se pueden utilizar con (a) metales puros, (b) aleaciones.
- ¿Cuáles son (a) las ventajas y (b) las limitaciones en el empleo de reacciones en estado sólido para aumentar la resistencia mecánica de las aleaciones?
- ¿Qué condición es necesaria para que se pueda producir endurecimiento por precipitación en un sistema de aleación?
- ¿Cómo se puede afirmar si una aleación endurecida por precipitación puede ser recocida y volver a ser templada en agua desde una temperatura de endurecimiento elevada?

monia gas for about 50 hours, resulting in an extremely hard surface layer 0.015 inch in thickness. The elements aluminum, chromium, and vanadium have a strong tendency to form nitrides. Therefore, when nitrogen diffuses into a steel containing one or more of these elements, particles of the nitride phases form within the steel. The extreme surface hardness that results from the nitriding treatment is attributable to the state of fine dispersion of the nitride particles rather than to the inherent hardness of large nitride grains. Softening that occurs when a nitrided steel is subjected to prolonged heating above 1000°F may be caused by loss of lattice coherency as the nitride particles become larger.

Internal oxidation, considered as a type of corrosion in Chapter 11, is an additional example of this type of hardening. The oxide forms below the surface of the alloy, and in certain cases appreciable hardening results from this internal oxidation. A silver alloy containing 0.3% magnesium, for example, increases its Vickers hardness from 40 to 170 on being heated in air for two hours at 800°C (1472°F). About the same increase can be obtained in a copper-0.3% beryllium alloy. A special advantage of this type of hardening is the low electrical resistance that can be obtained. A serious disadvantage is the intergranular brittleness developed in some polycrystalline alloys. The improvement in tensile strength is only moderate, but creep strength and recrystallization temperature are greatly improved, suggesting possible applications in electrical and electronic devices.

REFERENCES

- BARRETT, C. S., *Structure of Metals*. New York: McGraw-Hill, 1952.
- ELCOCK, E. W., *Order-Disorder Phenomena*. London: Methuen, 1956.
- Metals Handbook*, Vol. 1, *Properties and Selection of Metals*. Novelty, Ohio: American Society for Metals, 1961.
- Precipitation from Solid Solution*. Cleveland: American Society for Metals, 1958.

PROBLEMS

- List the hardening processes that can be used with (a) pure metals, (b) alloys.
- What are (a) the advantages and (b) the restrictions in employing solid-state reactions to strengthen alloys?
- What condition is necessary to render an alloy system capable of precipitation hardening?
- Criticize the statement. "A precipitation hardening alloy can be annealed by water quenching from a suitable high temperature."

Temperature = Temperatura
 % Beryllium = % de berilio
 Composition = Composición
 Liquid = Líquido

FIGURA 9-14

5. Utilícese el diagrama de equilibrio cobre-berilio (Fig. 9-14) para elegir una composición apropiada para una aleación forjada, endurecible, dentro de este sistema. (a) ¿Qué tipo de reacción de estado sólido es la base del endurecimiento en este caso? (Adviértase que el endurecimiento por descomposición eutéctico no es factible en este sistema a causa de la fragilidad de las aleaciones en el correspondiente intervalo de composiciones). (b) Aproximadamente, ¿qué composición es conveniente para una aleación forjada? (c) Describese el procedimiento para el tratamiento térmico de disolución de esta aleación. (d) Calcúlense la temperatura y el tiempo convenientes para el tratamiento de precipitación en este caso.

6. Suponiendo que la reacción de precipitación es controlada por la difusión, utilícense los datos que se dan en el Capítulo 8 para calcular el tiempo necesario para alcanzar la dureza máxima a 100°C (212°F) en una aleación de aluminio con 4% de cobre, si el tiempo de permanencia a la temperatura de 150°C (302°F) es de 10 horas.

7. Explíquese cómo la formación de una fase ordenada, dentro de una solución sólida, podría crear deformaciones similares a las producidas por coherencia de la red en el endurecimiento por precipitación.

8. (a) Explíquese el proceso de la oxidación interna por medio de un esquema apropiado. (b) ¿Qué relación ha de existir entre las constantes de difusión del oxígeno y del metal disuelto en el solvente? ¿Por qué? (c) Muéstrase, por medio de un esquema similar al de la figura 9-6, cómo puede producirse la deformación de la red durante la oxidación interna.

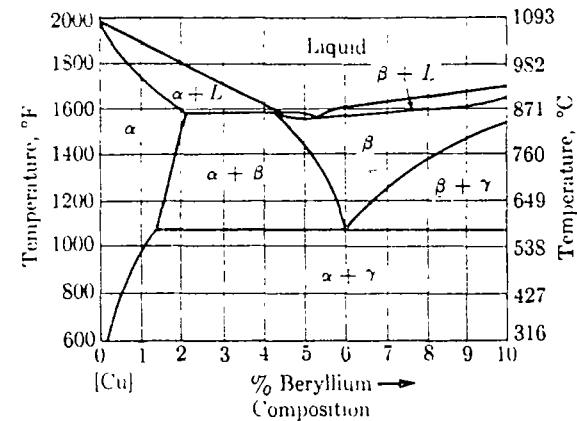


FIGURE 9-14

5. Use the copper-beryllium equilibrium diagram (Fig. 9-14) to choose a suitable composition for a wrought, hardenable alloy in this system. (a) What type of solid-state reaction is the basis of hardening in this case? [Note that eutectoid decomposition hardening is not feasible in this system because of the brittleness of alloys in the corresponding range of compositions.] (b) Approximately what composition is suitable for a wrought alloy? (c) Describe the procedure for the solution heat treatment of this alloy. (d) Estimate the heat-treating temperature and time that would be suitable for the precipitation heat treatment in this case.

6. Assuming that the precipitation reaction is controlled by diffusion, use the data given in Chapter 8 to estimate the time to reach maximum hardness at 100°C (212°F) in an aluminum-4% copper alloy if the time at 150°C (302°F) is 10 hours.

7. Explain how the formation of an ordered phase within a solid solution might set up strains similar to those produced by lattice coherency in precipitation hardening.

8. (a) Explain the process of internal oxidation by a suitable sketch. (b) What relation must exist between the diffusion constants of oxygen and of the solute metal in the solvent? Why? (c) Show by a sketch similar to Fig. 9-6 how lattice straining might occur during internal oxidation.

Ni
tema
de su
Aunc
en el
del a
probi
puen.

La
cuenc
dente
modr
prod
Comi
cido
un se
obje
bases
ment
sus p

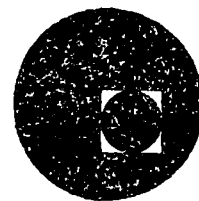
La
hierro
van a
ment
trará
el ca
posib
un m
tizaci
tipo c

Er
proc
calen

* I
Profe
chase



centro de educación continua
división de estudios superiores
facultad de ingeniería, unam



TRATAMIENTO TERMICO Y SUS APLICACIONES

TEMA 111 : TRNSFORMACIONES EN EL ACERO.

CAPITULO 2 : ALEACIONES FIERRO - CARBONO.

DR.

DR. IVAN HOUBAERT IRMEN.

III-2.- Aleaciones hierro-carbono.

El carbono puede encontrarse en aleaciones Fe-C, en tres formas diferentes:

- en solución intersticial.
- en forma elemental, como grafito.
- en forma del compuesto carburo de hierro: Fe_3C

El carbono en su forma elemental solamente ocurre en fundición (véase más adelante). El único carburo de hierro que puede existir aunque en forma inestable, o sea no-termodinámico, al lado de soluciones sólidas de carbono en hierro, es el Fe_3C romboédrico, llamado cementita, por lo cual en el diagrama de fases Fe-C, solamente se refiere al carburo de hierro Fe_3C . Sin embargo pueden existir en aleaciones Fe-C, carburos de composiciones diferentes, pero estos carburos solamente se forman y existen a temperaturas debajo de $300^{\circ}C$. Durante el revenido de la martensita a baja temperatura se forma el carburo hexagonal Fe_2C , con frecuencia llamado carburo- ϵ en analogía con el nitruro- ϵ de hierro que tiene una red cristalina muy semejante. La composición de ese carburo depende de las condiciones de formación y sobre todo de la temperatura. Como se desvía mucho de la fórmula Fe_2C , se puede considerar ese carburo como una fase intermedia con zona de solución muy larga. Sólo se puede identificar en esa zona el "Percarburo" $Fe_{20}C_9$, que se forma durante el revenido de la martensita a los $300^{\circ}C$, pero no se conoce exactamente la estructura cristalina. El mecanismo según el cual estos carburos se convierten en cementita arriba de los $300^{\circ}C$, tampoco está completamente conocido hasta ahora.

Las aleaciones industriales de Fe-C se clasifican independientemente de los demás elementos de aleación, según el contenido en carbono, con clasificación principal:

- . acero : menos de 1.7 %
- . fundición : más de 1.7 %

Nota: la concentración límite entre el acero y fundición corresponde a un determinado punto del diagrama Fe-C cuyos datos de concentración y temperatura varían según la literatura utilizada.

En los aceros el nombre se refiere a la relación que existe entre el contenido en carbono y la dureza, o sea:

- . muy suave : C < 0.1 % también se usa "dulce"
- . suave : 0.1 - 0.25 % en lugar de "suave"
- . medio-suave : 0.25 - 0.40 %
- . medio-duro : 0.40 - 0.60 %
- . duro : 0.60 - 1.0 %
- . extra-duro : > 1 %

Además se consideran, en relación directa con el diagrama de fases, los aceros:

- . Eutectoides con C = 0.87 % (el dato varía según la literatura utilizada)
- . Hipo e Hípereutectoides
- . Ledeburíticos o sea conteniendo el eutéctico ledeburita, y perteneciendo entonces ya a las fundiciones. Sin embargo este nombre solamente se utiliza para calidades de aceros muy altamente aleados donde ya se forman carburos complejos a concentraciones de carbono inferiores al 1.7%.

Aunque el acero se define como aleación de hierro con carbono, es inevitable que tenga también otros elementos, clasificados en la clase de impurezas como S, P, O, N, ... y en la clase de elementos de elaboración como Si y Mn; necesarios para la producción del acero.

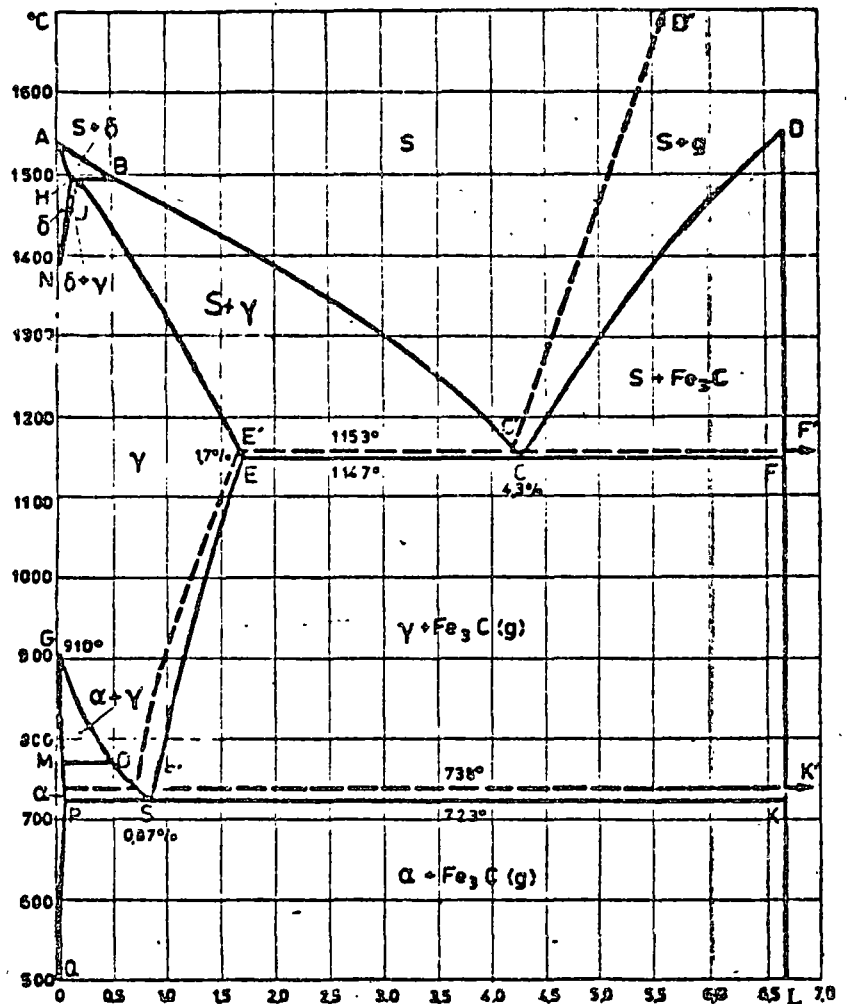
Su influencia no se tomará en cuenta en la siguiente discusión de la estructura de los aceros con el diagrama de fases Fe-C, pero se discutirá más adelante (aceros aleados).

III-1-2,- El sistema Fe-C.

La característica más extraña del diagrama Fe-C es la existencia (casi) simultánea de dos sistemas: un sistema estable y un sistema metaestable.

Fig. III-2-1.-
Diagrama de estado
Fe-C.

— Sistema metaestable.
- - - Sistema estable.



El sistema estable puede ser considerado en gran parte como un sistema binario hierro-grafito, del tipo de solubilidad total en el estado líquido, en el cual se presenta un eutéctico con una solubilidad reducida en el estado sólido al lado del hierro y una insolubilidad total al lado del grafito (Fig. III-2-1). El carbono baja el punto de fusión del hierro de 1539°C hasta 1153°C en el punto eutéctico C (ledeburita). La línea de liquidus hacia el grafito tiene una pendiente muy pronunciada

Hansen, por ejemplo da los puntos siguientes para elementos muy puros y en condiciones de equilibrio:

P:0.02%C; S:0.50%C; E:2.06%C; H:0.10%C; J:0.16%C; B:0.51%C.

Hacé poco tiempo, se encontraron en condiciones experimentales óptimas los valores:

C:1158°C; C:1150°C; E:2.1%C; S:727°C y 0.76% C.

Debido a las 3 variedades alotrópicas del hierro (α , γ y δ) y a las diferencias con respecto a la solubilidad del carbono en estas formas alotrópicas, aparecen en el diagrama de equilibrio las zonas de solubilidad sólida homogénea y las zonas bifásicas correspondientes.

La pequeña zona de existencia de la fase δ homogénea está separada del metal fundido y de la fase γ respectivamente por las zonas bifásicas AHB (líquido + δ) y HNJ (γ + δ); la zona homogénea de solución sólida α está limitada por las zonas bifásicas GPS (α + γ) y PQLK (α + Fe₃C). Por otro lado, la zona de solución sólida γ , la cual es mucho más extendida debido a la gran solubilidad del carbono en la red ccac, está limitada por una primera zona bifásica donde γ está en equilibrio con el metal fundido, por una segunda zona en donde está en equilibrio con δ y por una tercera donde está en equilibrio con Fe₃C.

En realidad, las líneas que delimitan las diferentes zonas del diagrama representan las variaciones de las transformaciones en el acero en función del contenido en carbono y de la temperatura. Conviene observar aquí que con excepción de la transformación magnética A₂ (línea M₀), todos los cambios de fase están afectados mucho por variaciones relativamente ligeras de la concentración en carbono, como se describe a continuación.

El punto de fusión del hierro disminuye con mayor contenido en carbono y esto en mayor grado durante la formación de la fase δ , donde se alcanza más rápidamente la saturación, que durante la formación de la fase γ . Por otro lado, el punto de la transformación A₄ sube y aquel de

la transformación A_3 baja con mayor contenido en carbono. Además, debido a la ocurrencia de zonas bifásicas, se extiende sobre una zona de temperatura más larga. La temperatura de la transformación magnética únicamente baja muy poco con aumento de carbono. Desde el punto 0 la temperatura de transformación magnética en función de la concentración sigue la línea OS, o sea coincide con la temperatura de la transformación ($\gamma \rightarrow \alpha$).

Desde una concentración de carbono de 0.87%, coincidiendo con el punto eutectoide S, las transformaciones magnéticas y de fase $\gamma \rightarrow \alpha$ se quedan a la temperatura fija de 723°C, los puntos A_3 y A_2 coinciden con el punto A_1 . También el carburo de hierro Fe_3C experimenta una transformación magnética, pero de poca importancia, situada a unos 210 - 220°C. El punto de Curie de los per-carburos (Fe_2C) es superior, lo que permite una identificación de los carburos.

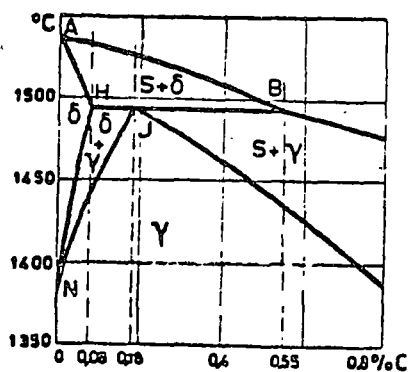


Fig. III-2-2.- Detalle del diagrama Fe-C, fase δ .

En el estudio de la solidificación y de las diferentes transformaciones del acero, se diferencia entre los aceros con menos de 0.55% C, los cuales forman la fase δ durante la solidificación, y los que tienen más carbono, solidificando directamente en la red cúbica a caras centradas de la fase γ (Fig. III-2-2). A su vez, éste último grupo puede dividirse en los aceros hipoeutectoides e hipereutectoides, depen-

diendo de si tienen menos o más de 0.87 de carbono.

Transformaciones de equilibrio durante el enfriamiento lento:

1º. A partir de un acero líquido con menos de 0.08% de carbono (Fig. III-2-2), se precipita durante el enfriamiento, pasando la línea de líquido AB, una solución sólida de carbono de hierro cúbico centrado en el cuerpo, llamada fase δ , cuya concentración en carbono varía según la línea de sólidos AH. Cuando esta solución insaturada llega a la línea HN, se forma desde ésta la fase γ , correspondiendo a la línea JN, hasta que la transformación $\delta \rightarrow \gamma$ sea completa y no quede más que solución sólida γ .

Con un contenido entre 0.08 y 0.18% de carbono, se forma en primer lugar la fase δ , mientras que el metal líquido se enriquece en carbono hasta el punto B, de modo que a partir de este momento se formará también la fase γ según la reacción peritética:



hasta que el líquido B esté agotado. Durante el enfriamiento ulterior, la composición de las dos fases evoluciona según las líneas HN y JN: ambas fases disminuyen en contenido en carbono, pero la cantidad relativa de la fase γ aumenta hasta que la fase δ desaparezca totalmente, quedando solamente cristales γ .

También aceros con contenido entre 0.18 y 0.55% de carbono forman en primer lugar la fase δ , hasta que el metal líquido logre la composición B. A esta temperatura transcurre la reacción peritética con la formación de γ_J , ahora hasta el consumo total de fase δ . Durante el enfriamiento ulterior, la composición de la fase γ evoluciona según JE hasta que el líquido sea consumido y quede solamente la fase γ .

2º. De un acero líquido con contenido en carbono entre 0.55 y 1.7% cristalizan durante la solidificación directamente cristales de la fase γ . La zona bifásica muy larga ($S + \gamma$) y el intervalo de so-

lidificación, son dos factores importantes que favorecen una segregación de solidificación.

A pesar de la gran velocidad de difusión del carbono disuelto intersticialmente, pueden ocurrir importantes diferencias de concentración en los casos de enfriamiento relativamente rápido cuyas consecuencias se observan sobre todo durante las transformaciones ulteriores de la fase γ . Sin embargo, los diferentes tratamientos a los cuales está sometido la mayoría de los aceros, como recocido, laminado, forjado, etc., los cuales se efectúan a temperaturas de existencia de la fase γ , bastan generalmente para asegurar la homogeneización de la concentración de carbono.

III-2.2.- Impurezas e inclusiones.

Incluso impurezas disueltas en el metal líquido pueden ocasionar fenómenos de segregación muy importantes en el metal solidificado. Sobre todo los elementos S y P pueden ser comparados con el carbono a este respecto, pero las consecuencias de estas segregaciones son mucho más graves y peligrosas, porque es casi imposible eliminarlas por un recocido de homegeneización.

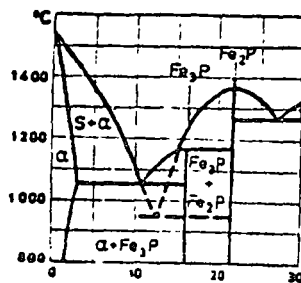


Fig. III-2-3.- Diagrama de equilibrio Fe-P.

El sistema binario Fe-P (Fig. III-2-3) presenta al lado rico en hierro una zona de solución sólida, así como una importante zona bifásica de separación de fases que termina con un eutéctico Fe-Fe₃P. A pesar de que el contenido en fósforo de un acero sea generalmente mucho menor que el contenido en carbono, la segregación en el caso del fósforo es mucho más importante porque la difusión de sus átomos muy grandes es mucho más lenta, y también mucho más peligrosa porque se trata de una impureza que puede empeorar mucho las propiedades mecánicas del acero cuando los límites de grano se enriquecen de fósforo.

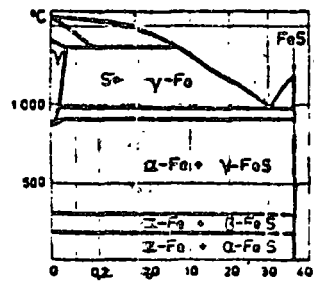


Fig. III-2-4.- Diagrama de equilibrio Fe - S.

Al contrario del fósforo, cuya solubilidad en el estado sólido puede compararse con la del carbono, el azufre casi es insoluble en el estado sólido del hierro (Fig. III-2-4). Como se muestra en el diagrama de equilibrio Fe-S, aún pequeñas concentraciones de azufre formarán en los límites de grano el eutéctico Fe-FeS, con bajo punto de fusión, especialmente durante el fin de la solidificación. Este aparece generalmente en la conocida "segregación en bloque" de azufre en lingotes de acero.

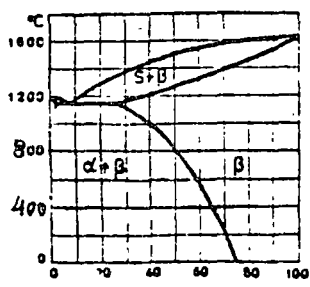


Fig. III-2-5.- Diagrama de equilibrio FeS - MnS.

Por suerte existe la posibilidad de reducir esta segregación de azufre por la adición de Mn (manganeso). El sulfuro de manganeso MnS tiene un punto de fusión más alto que el acero, de modo que los cristales de MnS se cristalizan primero, lo que evita en gran parte una segregación nefasta de azufre en los límites de grano y reduce también la segregación en bloque (Fig. III-2-5).

Muchas otras impurezas producen inclusiones en el acero en forma de óxidos, silicatos, aluminatos, etc... Generalmente, estas inclusiones tienen un punto de fusión más alto que el acero y por eso su distribución será arbitraria con referencia a la estructura primaria del acero. Una excepción es el óxido de hierro FeO que tiene un punto de fusión de 1388°C. Este óxido aparece solamente en aceros no desoxidados o insuficientemente desoxidados, donde el óxido segrega en los límites de grano y provoca junto con el FeS la fragilidad en caliente que lleva a la formación de grietas.

La forma y localización de estas inclusiones depende fundamentalmente de la interacción entre los diferentes elementos, de modo que su influencia sobre las propiedades mecánicas del acero puede ser reducida al elegir cuidadosamente la concentración y la proporción de los elementos de elaboración y de las impurezas.

El estudio de las inclusiones en el acero puede dar indicaciones importantes sobre las posibilidades de utilización y sobre la elaboración anterior de un determinado acero, ya que se puede deducir del tipo de inclusión, de su forma, tamaño y cantidad, no solamente el grado de pureza y unas propiedades mecánicas, sino también a menudo el método de elaboración, el tipo de adiciones y el tipo de conformado (laminado, forjado, etc.,) al cual fué sometido el acero.

Las inclusiones se clasifican según su composición en inclusiones metálicas (MnS, FeS) e inclusiones no metálicas (óxidos, silicatos, etc.), según su tipo de formación en inclusiones endógenas y exógenas.

Las inclusiones endógenas se forman durante la solidificación del metal fundido, o bien por cristalización, o bien por reacción química. Las inclusiones exógenas constan en gran parte de escorias y partes del material refractario que se incluyen durante la solidificación.

1º.- Inclusiones Endógenas.-

Este grupo se refiere principalmente a los sulfuros, óxidos, silicatos, aluminatos y nitratos de hierro y de los principales elementos acompañándole, que se formaron por reacciones en el metal fundido o durante la solidificación. De este grupo importante solamente trataremos los más sobresalientes.

- FeS

En el diagrama de equilibrio (Fe-FeS (Fig. III-2-4) se observa que la solubilidad máxima del azufre en el hierro γ es de unos 0.05%. Esta solubilidad se reduce aún más con reducción de temperatura y llega casi hasta cero para el hierro - α . Se podría esperar entonces que el azufre se encontrara como eutéctico en los límites de grano. Sin embargo, Fe y FeS forman un eutéctico anormal en presencia de grandes cantidades de cristales primarios de Fe durante el cual el Fe eutéctico crece sobre los cristales γ existentes, de modo que los límites de grano sólo contiene FeS puro.

En la metalografía se puede reconocer el FeS en el acero por su color amarillo marrón, su forma oblonga y su localización en los límites de grano.

La segregación en bloque del azufre puede ser demostrada con el procedimiento de BAUMANN: un papel fotográfico está impregnado con una solución de 3% de ácido sulfúrico y apretado sobre la superficie pulida. En las zonas donde hay azufre, se forma el gas H_2S , el cual reacciona con la sal de plata de la emulsión fotográfica y forma una negrura local de sulfuro de plata. Un fijador fotográfico usual permite conservar la "imagen" de la distribución del azufre.

Pequeñas cantidades de FeS que no forman un contorno continuo de los granos, provocan la llamada "fragilidad roja" que fragiliza el acero y dificulta su forjado en el rango de temperatura de $800^\circ - 1000^\circ C$. Este efecto desaparece a temperaturas superiores. Cantidades mayores de FeS que contornan casi totalmente el grano, provocan la llamada "fragilidad en caliente" por arriba de $1000^\circ C$, provocado por un comienzo de fusión en los límites de grano.

- MnS

Se podría esperar del diagrama de la Fig. III-2-5 que cristales de solución sólida FeS-MnS aparecieran en todos los aceros. En realidad, se encuentran casi solamente inclusiones de MnS, los cuales, por consecuencia de su formación primaria, pueden crecer libremente en el metal fundido hasta formar cristales poliédricos y se encuentran siempre fuera de los límites de grano del hierro - γ . Sin embargo, los límites de grano del hierro - α , después de la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$, pasan a menudo a lo largo de estas inclusiones. En metalografía se reconoce el MnS a su forma poliédrica y su color gris-azul.

- Los sulfuros de los elementos de aleación Ni y Mo forman inclusiones de bajo punto de fusión análogas al FeS, mientras que los sulfuros de los elementos Cr, Be, y Zn cristalizan primero como en el caso de

MnS; debido a sus altos puntos de fusión.

Las inclusiones de sulfuros son bastante plásticas a la temperatura de laminado o de forjado del acero. Se deforman plásticamente durante estas deformaciones de amasar y los productos finales demuestran una orientación pronunciada.

- FeO

Entre los diferentes óxidos de hierro, casi solamente aparece el FeO como inclusión, debido a las bajas concentraciones de oxígeno en el acero. Este óxido, llamado "wustita", es una fase intermedia entre Fe y O con amplios límites de solubilidad, que funde a una temperatura entre 1370 y 1424°C y pertenece entonces a los componentes de última solidificación. El óxido aparece generalmente en forma de bolitas de aspecto vidrioso, cuyo color puede variar desde amarillo-verde hasta rojo. Como FeO y FeS pueden formar un eutéctico, ambas formas de inclusión se encuentran generalmente en unión: en el centro de la inclusión compleja está el compuesto que está en exceso, envuelto con el eutéctico de los dos compuestos.

- MnO.

Debido a su alto punto de fusión (1700°C), el MnO cristaliza primariamente y se encuentra generalmente en el centro de los granos de hierro - γ . Su forma es menos poliédrica que aquella del MnS y con contenidos altos de Mn se forman pequeñas dendritas de color marrón oscuro hasta negro, dentro de los granos.

- SiO₂ y silicatos.

El silicio, utilizado como desoxidante, forma SiO₂ durante el procedimiento de afino del acero o con el oxígeno disuelto, el cual puede ocurrir como inclusión libre o formar silicatos con otros óxidos metálicos. SiO₂ forma inclusiones redondas, de aspecto vidrioso, que pueden identificarse fácilmente por medio de la luz polarizada. Los silicatos

endógenos son generalmente inclusiones redondeadas y vidriosas de color muy variable, a menudo asociadas con óxidos y sulfuros. Son constituyentes muy duros que casi no se deforman en el laminado y forjado y pueden distinguirse por ésto de los óxidos y sulfuros.

- Al_2O_3

El aluminio, que también se utiliza en la desoxidación, forma pequeños cristales duros de Al_2O_3 con punto de fusión de $2050^{\circ}C$. Estos cristallitos se encuentran a menudo en dispersión irregular como aglomeraciones o bandas.

2º.- Inclusiones exógenas.

Estas se introducen al acero durante la colada y constan principalmente de silicatos en general, provenientes de la erosión del material refractario del equipo de colada o de adiciones no disueltas de elementos o aleaciones de alto punto de fusión. Inclusiones grandes de silicatos se reconocen generalmente por su estructura vidriosa y la forma redondeada; su color puede variar mucho según la composición.

III.2.3.- Macroestructura del acero.

Cuando se examina una probeta metalográfica de acero con pequeña ampliación, de modo que las diferentes fases no aparecen, se observa que en general y especialmente después de un ataque adecuado, una estructura homogénea solamente ocurre en casos excepcionales. Esta macroestructura (o sea el aspecto, macroscópico de la heterogeneidad) es la consecuencia de heterogeneidades cristalográficas y químicas, de distribuciones irregulares de inclusiones y fases, lo que aparece después del ataque como zonas con diferentes grados de corrosión. Además, heterogeneidades físicas como diferencias en tamaño de grano u orientaciones locales preferidas pueden aparecer de este modo.

Con excepción de las estructuras que se forman durante los tratamientos térmicos o por diferencias locales en la velocidad de enfriamiento, la macroestructura está ocasionada por fenómenos que ocurren durante la solidificación. Los tratamientos ulteriores que el acero experimenta, como forjado y laminado, pueden modificar totalmente la estructura primaria, pero generalmente estos procesos no tienen la posibilidad de hacer desaparecer las heterogeneidades químicas. Como la cristalización primaria (es decir: la solidificación) es decisiva para la heterogeneidad final y además influye mucho en la macroestructura del producto deformado, se habla en esta relación del "carácter hereditario" que existe entre el producto acabado y la estructura primaria. Debido a eso, es posible deducir hechos referentes a la solidificación primaria y a otros tratamientos que experimentó el material a partir del examen macroscópico del acero acabado. En muchos casos es posible sacar conclusiones de este examen sobre la calidad de una determinada clase de acero o de un producto acabado.

III. 2.3.1.- El lingote.

El acero destinado al laminado o forjado se vacía casi únicamente en forma de lingotes en moldes de fundición, llamados lingoteras. La solidificación y entonces también la estructura primaria dependen sobre todo del tamaño y de la forma del lingote.

Examinamos primero el mecanismo de la solidificación del acero líquido contra la pared fría y maciza del molde. Debido a las diferencias en condiciones de solidificación, especialmente en el alcance de la velocidad de enfriamiento, es posible discernir 3 zonas diferentes desde la pared del molde hasta el corazón del lingote: Fig. III-2-6.

1º.- La zona de templado.

Debido a la muy alta velocidad de enfriamiento de la capa delgada de acero líquido que está en contacto directo con la pared del molde, ocurre localmente un fuerte subenfriamiento y un alto grado de nucleación, el cual produce muchísimos cristallitos muy pequeños, con una orientación casi al azar.

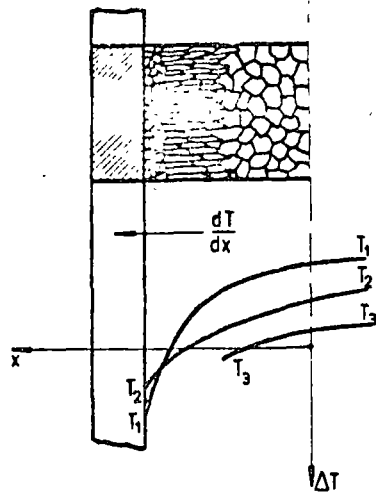


Fig. II-2-6.- Solidificación de un lingote.

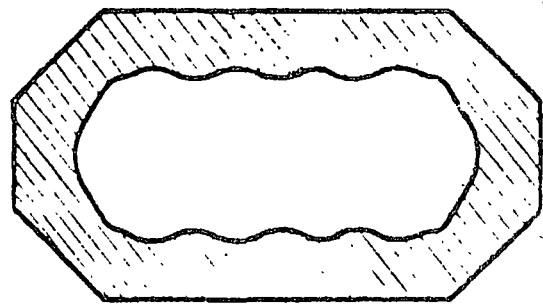
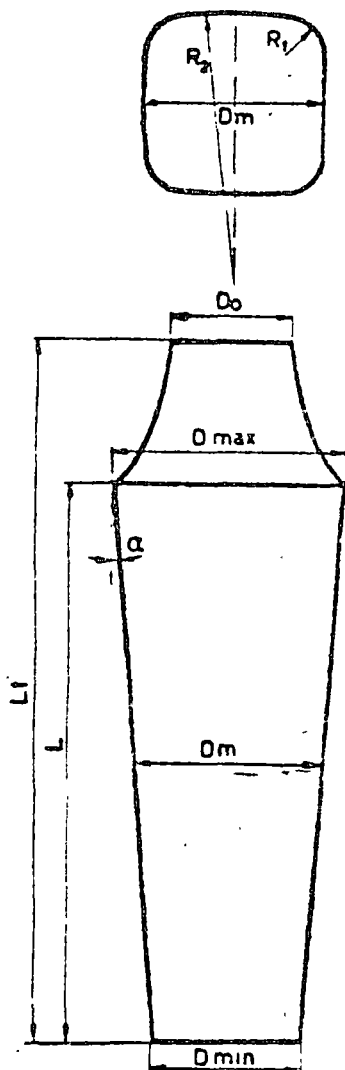


Fig. III-2-8.- Perfil transversal de molde del tipo: "corrugated mould"

Fig. III-2-7.- Forma y proporciones de lingote

usual : $L_t = 1,25 L$
 $D_m : L/3$
 $0,15 D_m R_1 \quad 0,2 D_m$
 $R_2 = 1,5 D_m$
 Conicidad 7 a 8 %

2º.- La zona columnaria o de tallos.

Esta zona, representa el mayor volumen del lingote. La velocidad de crecimiento de los cristales es máxima en la dirección del mayor gradiente de temperatura, o sea perpendicular a la pared del molde. Así se forman "cristales de tallos", o sea cristales de forma alargada o dendritas dirigidas hacia el centro del lingote.

3º.- La zona central no dirigida.

Debido a la reducción de la velocidad de enfriamiento, los cristales de la zona central del lingote pierden poco a poco su dirección de crecimiento preferencial y no forman una estructura dirigida. Además se segregan en esta zona la mayoría de las impurezas.

Desde luego la transición entre estas zonas es paulatina y el volumen relativo de cada zona está determinado por varios factores, como la masa relativa del lingote y del molde, la temperatura de colada, las condiciones de enfriamiento, etc...

Un molde con pared completamente plana dirige las dendritas primarias de modo paralelo en una sola dirección, o sea perpendicularmente a la pared del lingote. Esto significa que la orientación preferencial, y entonces también la dependencia de la dirección (anisotropía) de las propiedades mecánicas, la cual es muy nefasta para el laminado y forjado, será tanto más grande cuanto más grande sea la superficie plana de la pared del lingote.

La superficie en la dirección longitudinal del lingote, tiene que ser plana para posibilitar la salida del lingote de su molde. Sin embargo, en la dirección transversal, se puede modificar la cristalización primaria por la opción de un determinado perfil de lingote.

El perfil transversal más sencillo es el circular. Sin embargo, el perfil circular tiene desventajas importantes, por las cuales casi nunca se utiliza: las dendritas primarias convergen hacia un solo punto y la segregación en el corazón del lingote es tan favorecida que la acumulación de impurezas haría inutilizable el lingote. Además en un lingote de forma circular, aparecen dendritas del mismo tamaño por toda el área lo que es desfavorable para la deformabilidad. Finalmente la forma redonda es muy poco práctica para el taller de laminado y forjado.

En la práctica, se trata no sólo de modificar la dirección de crecimiento de las dendritas utilizando superficies curvadas, sino además de variar la longitud de las dendritas impidiendo su crecimiento y disminuyendo de esta manera lo más posible la segregación de los elementos de última solidificación. Sin embargo, el criterio final para la forma de un lingote será la facilidad del laminado, que depende en gran parte de la estructura primaria.

Los perfiles de lingote utilizados en la práctica representan inevitablemente un compromiso entre las exigencias en relación a la homogeneidad y laminabilidad de los lingotes y el rendimiento en la colada y en el laminado. Es comprensible que tanto la forma como el tamaño de los lingotes depende mucho de la clase de acero. En general se pueden distinguir 3 categorías principales de lingotes:

1º.- Para aceros finos y aleados, que se vacían en lingotes relativamente pequeños (máximo 2000 Kg.) se utilizan casi únicamente moldes de forma cuadrada con "hot top", representado en la figura III-2-7. El "hot top" o "cabeza perdida" se obtiene con un molde separado de conicidad contraria, colocado sobre el molde principal, recubierto interiormente con material refractario para conservar la parte superior del molde durante un tiempo lo más grande posible en el estado líquido, y localizar así el rechupe y la segregación en la parte superior, la cual se elimina después. A menudo, la superficie libre del lingote se cubre inmediatamente después de la colada con una capa de polvo aluminotérmico ($\text{FeO} + \text{Al}$).

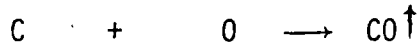
Con la representación esquemática de la Fig. III-2-7, la cual indica las dimensiones estándar de moldes para aceros especiales, se puede llegar a una vista general de los factores que determinan finalmente la forma de un molde. La conicidad del lingote, necesaria para poder sacar el lingote de su molde, se reduce lo más posible para evitar diferencias estructurales en la dirección longitudinal. El centro de curvatura de los planos curvados (R_2) y de las esquinas (R_1) se sitúa fuera del centro del lingote, de modo que las dendritas crecen hacia puntos diferentes. Además se eligen forma y tamaño del "hot top" para obtener una pérdida pequeña, pero lo suficiente para incluir totalmente el rechupe.

Para lingotes más grandes (superiores a 2 toneladas) la influencia de los planos en este tipo de molde se vuelve demasiado importante y se utiliza de preferencia una superficie ondulada ("corrugated mould"), de modo que la dirección de las dendritas varíe más, mientras que en unos casos se aumenta aún más la superficie relativa de las paredes, utilizando una sección de tipo rectangular (Fig. III-2-8).

2º.- Este último tipo, y también el tipo cuadrado no ondulado se usa sobre todo para la producción en masa de acero corriente, el llamado "tonnage steel". La sección es cuadrada o rectangular, según el tipo de laminado (perfiles, productos planos), y los lingotes se cuelan sin "cabeza perdida", sea en colada por abajo, o en colada por arriba. La colada por abajo se usa en general para lingotes bastante pequeños que se cuelan en grupos por un canal central de colada con las ramificaciones necesarias. Los lingotes más pesados se cuelan únicamente por arriba, y a menudo en moldes de conicidad invertida (apertura grande por abajo).

3º.- La colada de acero no-calmado, o sea "acero efervescente" ocupa una posición especial, no tanto por el tipo de molde en cual es totalmente análogo a aquel para la colada de arriba de "tonnage steel", sino por la macroestructura muy especial. Como se sabe, la desoxidación de un acero efervescente es incompleta, de modo que durante la solidificación la desoxidación por medio del carbono tiene lugar según la

reacción:



El grado de desoxidación se elige para que la reacción sólo empiece cuando una capa de espesor determinado ya está solidificada contra la pared, de modo que el contenido en oxígeno de la zona líquida aumenta y la producción de gas comienza de repente. Ya que la producción del gas CO sigue durante toda la solidificación, se forman varios huecos. Sin embargo, esa porosidad no es inconveniente en el laminado, a condición de no llegar a la superficie, donde podrían producirse grietas. Las paredes de los huecos internos no son oxidadas (contacto con el gas CO), y se sueldan perfectamente cuando se aplanan durante el laminado.

El acero efervescente tiene unas propiedades interesantes. Por la producción de gas, el crecimiento y la dirección de las dendritas está perturbado, y la masa en solidificación se queda en movimiento. Por eso, la segregación es menos pronunciada: se encuentra siempre una primera zona de segregación en contacto con la zona exterior sin porosidad, llamada "capa de tocino" y una segunda zona en el centro. La "capa de tocino" tiene una pureza bastante alta y buena deformabilidad, lo que es especialmente importante para el laminado de productos planos que tienen generalmente criterios severos en relación a defectos de la superficie.

La macroestructura de un lingote proporciona información importante en relación con la forma del bloque, la temperatura de colada, la nucleación, la segregación de impurezas y la laminabilidad.

III-2.3.2.- La macroestructura del producto deformado en caliente.

Los tratamientos mecánicos como laminado y forjado cambian totalmente la estructura primaria: los ejes de las dendritas se rompen y se orientan en el sentido de la elongación del metal. Así se originan las lla

masas "fibras" del metal. Esta estructura fibrosa es una medida de la heterogeneidad que apareció durante la solidificación y además es determinante para el grado de deformación. La importante orientación preferencial provocada por las deformaciones mecánicas, y la elongación de las inclusiones acompañándola, son la causa de la diferencia de propiedades según la dirección en un producto laminado o forjado. Esta diferencia en propiedades se llama "el través" y las propiedades de resistencia mecánica y de ductilidad pueden ser bastante superiores en la dirección longitudinal que transversal.

III-2.4.- Microestructura del acero.

III-2.4.1. La transformación de la austenita.

Todas las aleaciones con menos de 1.7% recorren durante su enfriamiento después de la solidificación total la zona homogénea γ . En este intervalo de tiempo y de temperatura, el acero se compone de un solo componente, llamado "austenita" (según Sir Robert Austin). Todos los constituyentes que pueden ser observados a temperatura ambiente con el microscopio y formados en condiciones de equilibrio o con enfriamiento relativamente lento, se forman entonces a partir de la austenita. Según el diagrama de equilibrio Fe-C (Fig. III-2-1) hay que distinguir dos transformaciones diferentes: la determinada por la disminución de la solubilidad del carbono con baja de temperatura según la línea ES, y aquella provocada por la transformación alotrópica de $\gamma \rightarrow \alpha$ según la línea GS.

La formación de fases, a partir de una solución sólida, como p. ej. la austenita, es totalmente análoga a la cristalización a partir de una solución líquida. Sin embargo, hay que tener en cuenta dos factores importantes: en las transformaciones en estado sólido el establecimiento del equilibrio es en general mucho más lento y la difusión juega un papel mucho más importante que en estado líquido. Por otro lado,

La solución sólida es menos homogénea que la solución sólida (desde el punto de vista químico) y cristalográficamente totalmente heterogénea. Esto significa sobre todo que la estructura cristalográfica de la austenita influirá inevitablemente en los constituyentes futuros, no sólo en lo que se refiere a su nucleación, sino también a su forma ulterior.

- Cuando la austenita contiene más de 0.87% C, se precipita Fe_3C durante el enfriamiento según la línea de saturación ES. Esta cementita contiene 1 átomo de carbono y 3 de hierro por "molécula", o sea 25% atómico de carbono. En porcentaje de peso obtenemos:

$$\frac{12}{12 + (3 \times 56)} \times 100 = 6.67\% C$$

Como para la mayoría de los carburos, se trata de un compuesto muy duro, el cual se sitúa en la escala de dureza Mohs entre feldespato (6) y cuarzo (7). En un acero normal, la cementita contiene siempre Mn_3C , pero estas pequeñas cantidades de Mn (manganeso) modifican muy poco la estructura cristalina y tampoco varía el contenido en carbono, porque los pesos atómicos de Fe (56) y Mn (55) se diferencian poco.

La precipitación de cementita empieza siempre en los límites de grano de la austenita, de modo que alrededor de los granos originales de austenita se forma una red de cementita, tanto más gruesa cuanto más alto es el contenido de carbono. La cantidad de cementita que se forma de este modo, es proporcional al contenido en carbono superior al punto eutectoide, y esta dada por:

$$C_m (\%) = \frac{C \% - 0.87}{6.67 - 0.87} \times 100 \text{ y tiene entonces el valor máximo de } \frac{1.7\% - 0.87}{6.67 - 0.87} \times 100 = 14.3 \%$$

- Cuando la austenita tiene menos de 0.87% C, la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ empieza cuando se llega a la línea GS. La fase α precipitada se llama "ferrita". Como la solubilidad de carbono en ferrita es muy pequeña, la concentración de la austenita residual aumenta según GS.

- El punto eutectoide pertenece a ambas curvas de saturación GS y ES. Esto significa que durante la formación de la ferrita según GS, la austenita no puede disolver más carbono cuando llega al punto S, ya que alcanzó la saturación total. Para una composición hipereutectoide, ($C > .87\%$) la fase austenítica llega al mismo punto S después de la précipitación de "cementita" secundaria según ES. En S tiene que ocurrir la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$: en este punto se forman simultáneamente ferrita y cementita, casi siempre como mezcla eutectoide normal, llamada "perlita".

El mecanismo de esa transformación se discutirá en detalle más adelante. Por ahora se puede decir que la perlita se forma por la división de la fase austenita en las fases ferrita y cementita. Ambas fases crecen como laminillas alternadas con un frente de crecimiento común, saliendo del límite de un grano de austenita y avanzando hacia el interior de dichos granos.

Además observamos en el diagrama de equilibrio que ni la ferrita primaria (formándose desde γ según GS), ni la ferrita que es parte de la perlita, es puro hierro- α . A la temperatura del punto eutectoide la ferrita puede disolver 0.025% C, lo que entonces representa el contenido teórico mínimo de la ferrita formada como uno de los constituyentes de la perlita. Además, los elementos de elaboración Mn y Si, así que las impurezas P y S se distribuyen con determinados coeficientes de distribución entre el hierro - α y la cementita Fe_3C , de modo que la ferrita de hecho se compone de una solución sólida compleja de pequeñas cantidades de estos elementos en hierro - α .

La solubilidad de C en hierro- α , que a 723°C es de 0.025 %, disminuye con baja de temperatura según la línea PQ (Fig. III-2-1). Durante un enfriamiento en condiciones de equilibrio a partir de la temperatura eutectoide, el exceso en carbono se precipita en forma de películas delgadas de cementita alrededor de los granos de ferrita. La formación de esa "cementita de límite de grano" se reprime en un acero conteniendo perlita, ya que la cementita saliendo de la ferrita en el enfriamiento crece de preferencia sobre las laminillas ya existentes de cementita.

Un fenómeno análogo se produce en la formación de cantidades muy pequeñas de perlita en el punto eutectode. Según el diagrama se espera la formación de perlita en el punto S para cada acero con un contenido en carbono de más de 0.025%. Sin embargo, se observa la perlita a partir de un contenido en carbono de 0.06%. Para contenidos en carbono entre esos dos valores no se forma un eutéctico normal en el punto S, sino que la ferrita crece sobre los cristales primarios de ferrita, mientras que la cementita Fe_3C se precipita en forma de cementita de límites de grano.

III-2.4.2.- Apariencia cristalográfica de los constituyentes.

La microestructura del acero se deduce de las observaciones anteriores relacionadas con la transformación de la austenita y se presenta en gráfica en la Fig. III-2-9 en la cual se observa que un acero hipoeutectoide se compone de ferrita + perlita, un acero eutectoide únicamente de perlita y un acero hipereutectoide de perlita + cementita.

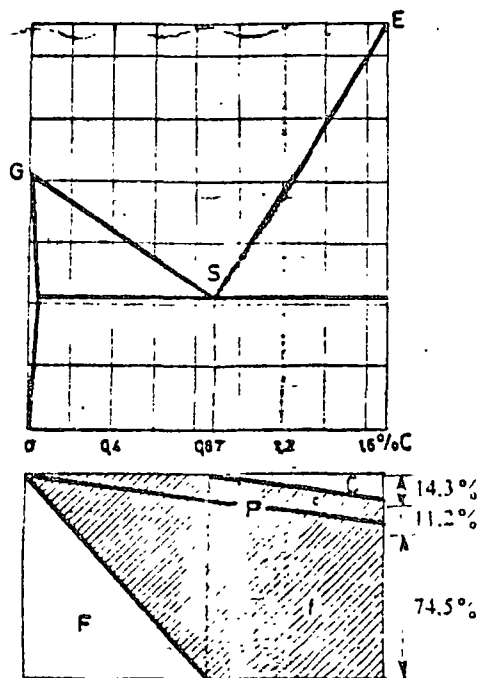


Fig. III-2-9.- Diagrama estructural de acero:

- F = % ferrita libre
- c = cementita en perlita
- P = % perlita
- f = ferrita en perlita
- C = % cementita libre

En la denominación de los constituyentes se hace una diferenciación según el momento de formación:

se distingue para ferrita (Fig. III-2-9).

- ferrita proeutectoide : formada sobre GS.
- ferrita eutectoide : formada en el punto S.

para cementita:

- cementita primaria (en fundición) : formada sobre DC.
- cementita eutéctica (en fundición) : formada en C.
- cementita secundaria o proeutectoide : formada sobre ES.
- cementita eutectoide : formada en S.
- cementita terciaria (en general cementita de límite de grano): formada sobre PQ.

La apariencia metalográfica de los constituyentes de una serie de aceros con contenido en carbono aumentando se ilustra en varias micrografías. En relación con la forma y el tamaño de los granos, hay que observar que esos no tienen ninguna relación con el tamaño original de la austenita, ya que la transformación de la austenita empieza en los límites de grano de la austenita (nucleación), de modo que el centro de los granos de ferrita corresponde más o menos con los límites primarios originales de la austenita. En general, el número de granos de ferrita será más grande que el número original de granos de austenita. La perlita se forma en principio como pequeñas islas entre los granos de ferrita, y con contenidos más altos en carbono está rodeada por una red de ferrita. El acero eutectoide es totalmente perlítico, los granos se pueden distinguir únicamente por la orientación diferente de la perlita.

En el acero hipereutectoide aparece una red continua de cementita secundaria o proeutectoide. Esta se forma en los límites de grano de la austenita, mientras que los granos de perlita crecen desde las líneas de cementita hacia el interior de los granos originales de austenita.

En las micrografías se observa que durante el ataque normal con nital (3% HNO_3 en alcohol) ni la ferrita, ni la cementita proeutectoide se

coloran. Sin embargo, el constituyente perlita, que es la mezcla eutectoide de las fases ferrita y cementita, tiene un color obscuro. Con ampliaciones pequeñas hasta medias, el constituyente perlita aparece de color gris. Estas mismas zonas observadas en ampliaciones superiores (p. ej. 1300), se disuelven claramente en zonas de líneas alternadas blancas y negras. Entonces se puede preguntar ¿qué fase de la perlita tiene el color obscuro?. Además, es extraño que aún en ampliaciones ópticas muy fuertes, la anchura de las líneas blancas y negras en perlita es casi igual, a pesar de que se sabe que la perlita contiene 13 % de cementita y 87 % de ferrita. La proporción en volumen entre cementita y ferrita es entonces de 1/6.5.

En fotografías con el microscopio electrónico aparece claramente que el contraste en la imagen se forma en realidad por una desnivelación formada por el ataque, durante el cual la cementita es menos atacada, y su aparición en relieve es aún aumentada (como es la fase más dura, ya tenía un relieve después del pulido). En un ataque ligero, son en primer lugar los límites entre ferrita y cementita que se disuelven, en un ataque más fuerte, se excava la ferrita entre las laminitas de cementita.

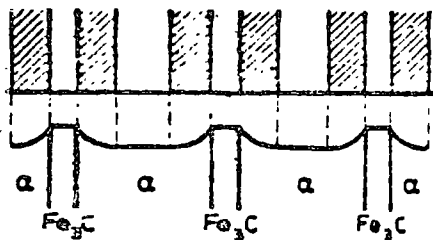


Fig. III-2-10.- Representación esquemática del relieve de perlita atacada y de la imagen óptica.

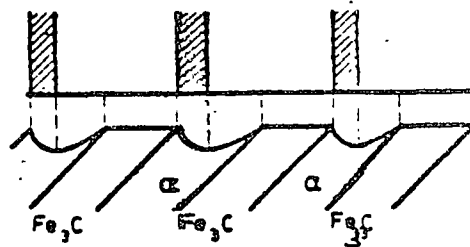


Fig. III-2-11.- Reducción del número de líneas en corte inclinado.

Las líneas oscuras de la perlita en el microscopio óptico se deben a la dispersión de la luz en las paredes inclinadas de la ferrita (Fig. III-2-10). Eso explica también porqué en la imagen óptica de la perlita, la distancia aparente entre las laminillas varía mucho con la inclinación de éstas en relación con el plano de pulido (Fig. III-2-11). Cuando las laminillas de cementita forman un ángulo pequeño con el plano de pulido, la excavación se vuelve asimétrica, de modo que el número de líneas oscuras disminuye a la mitad.

III-2.4.3.- Propiedades mecánicas de los constituyentes.

Las propiedades mecánicas de los constituyentes en forma de monocristales o de granos separados tienen sobre todo un valor teórico. Sin embargo, si se dan como valores promedio de una masa policristalina de un solo constituyente, es posible calcular con esos las propiedades mecánicas de un acero en función de su estructura (Fig. III-2-9 y III-2-12). En relación con ésta, queda claro que no existe una resistencia real a la ruptura para cementita, mientras que el valor hipotético de 3.5 Kg/mm² tiene poca importancia en la práctica.

Como valores aproximados se utilizan:

	ruptura	A	D. Brinell
ferrita	28 Kg/mm ²	50 %	80
perlita	80 Kg/mm ²	10 %	200
cementita	- - -	0 %	700

Estas propiedades dependen de la estructura, por ejemplo del tamaño del grano y de la composición, los valores indicados valen para la composición de un acero normal y para la estructura perlítica normal. Con estos valores se puede calcular la resistencia a la ruptura para aceros hipoeutectoides en estado normal, con contenidos normales en impurezas, en función del porcentaje en ferrita (F), perlita (P) y del contenido en carbono (C).

$$\sigma_r = \frac{28 F + 80 P}{100} = 0.28 F + 0.80 P$$

$$\sigma_r = 0.28 + 0.52 P \quad (\text{ya que } F=100-P)$$

$$\sigma_r = 28 + \frac{0.52 C}{0.87} \times 100 = 28 + 59.77 C = 28 + 60 C$$

La Fig. III-2-12 da las propiedades mecánicas de un acero normal con estructura normal en función del contenido de carbono.

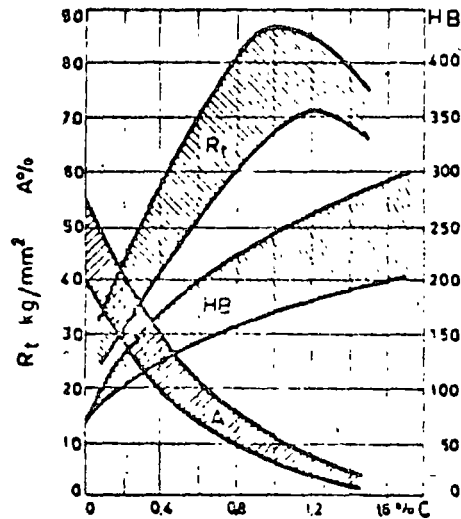


Fig. III-2-12. - Propiedades mecánicas de acero en función del contenido en carbono.



centro de educación continua
división de estudios superiores
facultad de ingeniería, unam

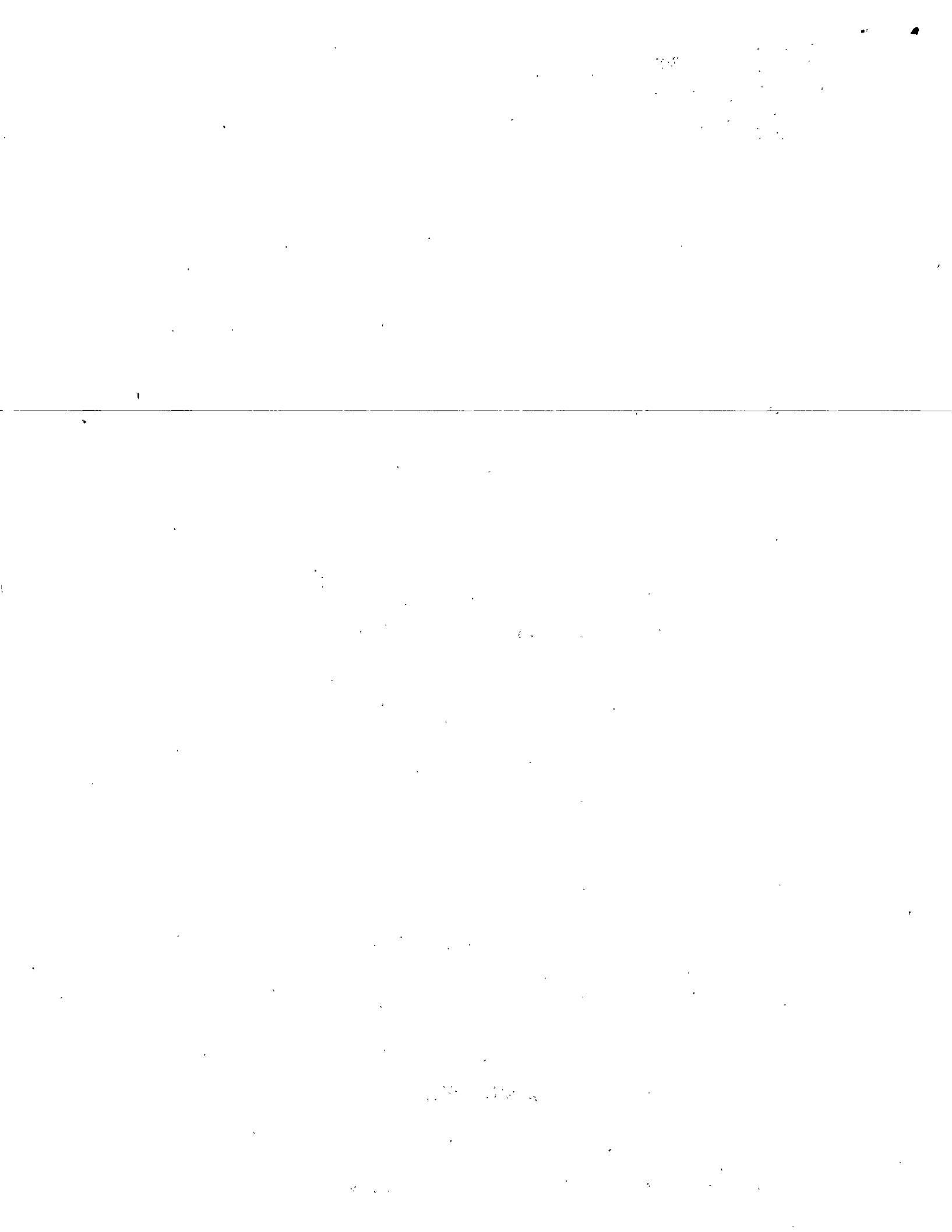


TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES

TEMA III: TRANSFORMACIONES EN EL ACERO
CAPITULO 3: LAS TRANSFORMACIONES DEL ACERO

DR. YVAN HOUBAERT IRMEN

JUNIO, 1978.

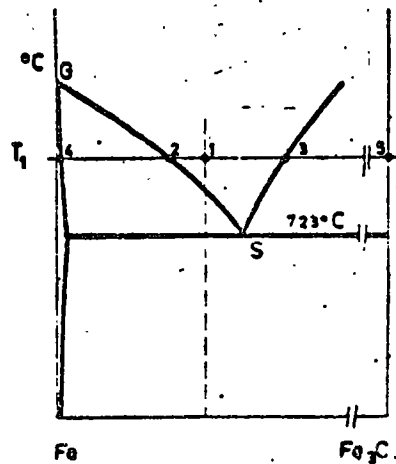


III-3 Transformaciones de las aleaciones Fe-C.

III-3.1- Austenitización.

Se entiende con el término "austenitización de acero" la formación de la fase austenita, más o menos homogénea, a partir de la mezcla de las fases ferrita más cementita. De hecho, aún si se empieza con martensita, este constituyente se descompone en ferrita y cementita durante el calentamiento, y esto ocurre además antes de alcanzar el punto figurativo de la composición en la zona austenítica homogénea.

En este caso, se trataría de una dispersión muy alta de las partículas de cementita en la matriz de ferrita y la austenitización se aceleraría, pero en principio se trata igualmente de formar austenita a partir de la mezcla de las fases ferrita y cementita.



III-3-1

: Concentraciones en
la austenitización

Es muy importante estudiar el mecanismo de la formación de austenita. Para eso, tomemos un acero de composición hipoeutectoide 1 (Fig. III-3-1). Debajo de la temperatura eutectoide encontramos partículas de cementita en una matriz de ferrita. Si calentamos la probeta a la temperatura T₁, la cementita (punto 5) en contacto con ferrita (punto 4)

ya no es estable. A la temperatura dada la cementita reacciona en seguida con la ferrita adyacente, formando una capa de austenita alrededor de la partícula de cementita. Desde que una parte de austenita se formó entre la cementita y la ferrita, aparece la configuración siguiente: cementita (punto 5), austenita en contacto con cementita (punto 3), la misma austenita en contacto con ferrita (punto 2) y ferrita (punto 4). Se observa entonces, que desde el principio, la fase austenítica tiene un gradiente de concentración en carbono (de 3 a 2). Durante el crecimiento ulterior de la zona austenítica, los valores límites 2 y 3 de la concentración en carbono permanecen constantes en la austenita hasta que la última partícula de cementita se disuelve. Mientras esto ocurre, la concentración máxima en carbono en austenita se reduce poco a poco del punto 3 al punto 1.

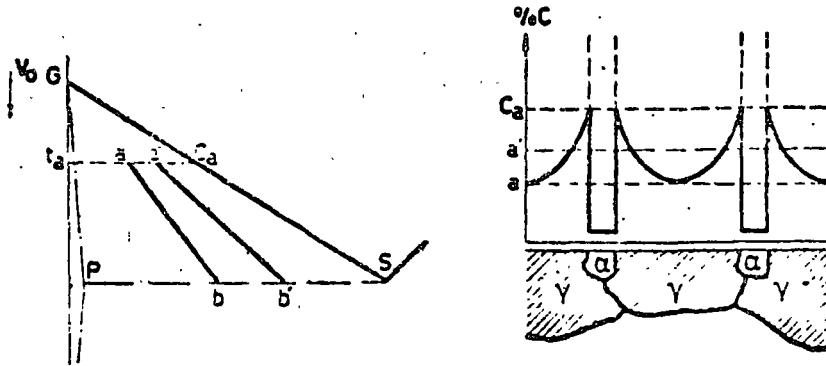
La concentración mínima en carbono en austenita (punto 2) también permanece constante tanto tiempo como esté presente la ferrita.

Cuando la última ferrita se transforma en austenita, esta concentración mínima evoluciona del punto 2 hacia el punto 1. Finalmente, la austenita tiende a la concentración homogénea en carbono representada por el punto 1. Para una composición hipereutectoide, el mecanismo de la austenización es análogo, sólo que la ferrita desaparece en primer lugar y la cementita después.

III-3.2.- Influencia de la velocidad de enfriamiento sobre la transformación $\gamma - \alpha$.

Durante la discusión de la transformación del hierro puro se observó ya que el punto de transformación $\gamma - \alpha$ se desplaza hacia menores temperaturas cuando aumenta la velocidad de enfriamiento. El carbono en solución aumenta aún más este fenómeno, de modo que la represión de esta transformación aumenta con el contenido en carbono para una velocidad de enfriamiento constante. Mientras que esta represión en el hierro puro es principalmente un fenómeno de histéresis y relacionado con la energía de nu-

cleación del hierro - α , en las aleaciones hierro - carbono ocurre además un desplazamiento del equilibrio local por la difusión lenta del carbono en la austenita.

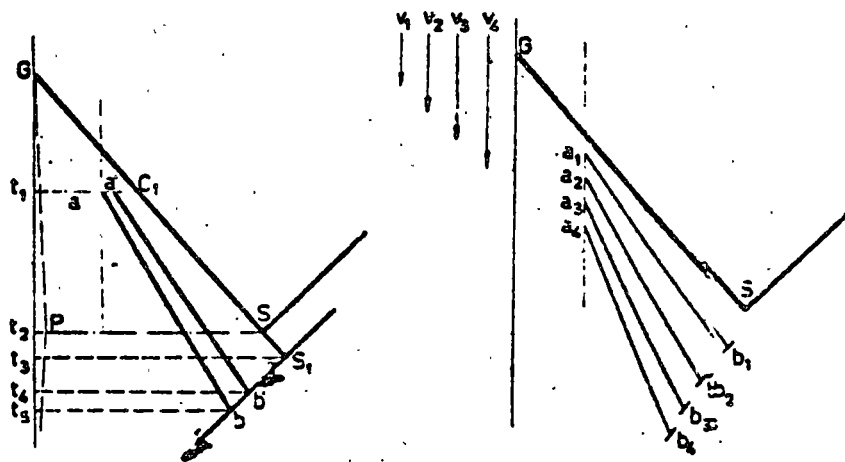


III-3-2
 :Influencia de la velocidad de enfriamiento
 sobre la transformación γ - α

Si por ejemplo, un acero con un contenido en carbono de 0.2% se enfría desde la zona homogénea austenítica con una velocidad de enfriamiento constante, la formación de los primeros cristales de ferrita no empieza sobre la línea de equilibrio FS (Fig. III-3-2), sino en un punto "a" situado más abajo. Si en "a" se han formado los primeros cristales de ferrita, el carbono que estaba en este lugar se está desalojando hacia la austenita alrededor y ésta austenita, en contacto con la ferrita, tiene entonces una concentración representada por C_a (Fig. III-3-2), ya que ésta es la concentración de la austenita en equilibrio con ferrita a la temperatura T_a . Con el enfriamiento ulterior, la concentración en carbono de la austenita evoluciona en el límite austenita-ferrita según C_aS y en la austenita a distancia máxima de ese límite según una línea como ab. La concentración promedio del carbono en la austenita evoluciona según a'b'. La línea ab representa además las temperaturas de comienzo de la transformación en función del contenido en carbono para la velocidad de enfriamiento $V = V_0$. La línea ab no sólo está situada abajo de GS, sino que además tiene una mayor inclinación, ya que la estabilidad de la austenita y también el subenfriamiento, aumentan cuando el

contenido en carbono de la austenita residual aumenta. La distribución del carbono que se establece en este mecanismo está representado esquemáticamente en la Fig. III-3-2.

En las zonas de austenita con menor contenido en carbono, pueden formar se nuevos cristales de ferrita, lo que reduce la distancia de difusión y afecta el subenfriamiento de la transformación. Como se discutirá más adelante, también la forma de los cristales de ferrita depende de la velocidad de enfriamiento.



III-3-2

Influencia de la velocidad de enfriamiento sobre la posición de la línea GS

La distribución heterogénea del carbono en la austenita, debido a la difusión insuficiente, tiene una influencia importante sobre la formación de perlita. Cuando la formación de ferrita, a una velocidad de enfriamiento determinada (Fig. III-3-3), comienza en "a" a la temperatura T_1 , la austenita en contacto directo con la ferrita, evoluciona durante el enfriamiento ulterior según la línea de equilibrio GS, la austenita más pobre en carbono según ab y la composición promedio según a'b'. Cuando la austenita en equilibrio llega al punto S, no se forma inmediatamente perlita a la temperatura T_2 , sino con un pequeño subenfriamiento en S_1 a la temperatura T_3 . La austenita que no está en contacto con la ferrita y que tiene un contenido en carbono menor, solamente llega al límite de saturación a una temperatura todavía más baja, por ejemplo T_4 , mientras que la austenita más pobre en carbono tan sólo llega a la satura--

ción en carbono en el punto b y precipita cementita a partir de la temperatura T_5 . La línea a'b' representa la concentración promedio de la austenita y el punto b' representa la composición promedio de la perlita.

Por lo tanto, la consecuencia es que con aumento de la velocidad de enfriamiento ($V_1...V_4$) el punto eutectoide se desplaza hacia temperaturas inferiores y concentraciones en carbono inferiores (de $S_{b_1} . . . b_4$). La perlita se empobrece en carbono y la cantidad de perlita sobrepasa la cantidad que se puede deducir del diagrama de equilibrio.

III-3.3. Influencia de la velocidad de enfriamiento y del contenido en carbono sobre la transformación: austenita - ferrita.

El mecanismo de la formación de ferrita se puede observar exactamente por medio de la metalografía. Cuando se temple una probeta desde la zona de transformación en agua, el crecimiento de los cristales de ferrita ya formados se detiene repentinamente. La austenita residual no se conserva sino que se transforma a un constituyente nuevo, llamado martensita, que discutiremos más adelante. De esa manera, a temperatura ambiente es posible distinguir exactamente entre la ferrita formada antes del enfriamiento rápido y la austenita residual, transformada en martensita durante el templado.

Durante tal estudio de la formación de ferrita, se modifican de preferencia tres factores independientemente: el contenido en carbono de las diferentes probetas, la velocidad de enfriamiento y el grado de transformación en el momento del templado. En estas diferentes condiciones se distinguen tres formas de cristales de ferrita, con una evolución paulatina de una forma u otra.

1º. Con velocidad de enfriamiento pequeña, contenido en carbono bajo y al comienzo de la transformación se forman en los límites de grano de la austenita cristales regulares y poliédricos de ferrita, cuyos ángulos y

aristas están más o menos redondeados por la tensión de superficie.

2º . Con un grado de deformación más avanzado, o con mayor velocidad de enfriamiento o con mayor contenido de carbono, estos cristales se forman de manera menos regular: los ángulos y las aristas aparecen más agudos.

3º . Cuando con velocidad de enfriamiento bastante grande, uno de los demás factores aumenta más, se forman cristales grandes en forma de agujas, creciendo desde los límites de grano hacia el interior de los granos de austenita y con una orientación recíproca pronunciada.

Se observa entonces que los tres factores discutidos actúan en el mismo sentido para modificar la formación de cristales desde una forma regular hasta una forma irregular de agujas. Esto se puede explicar como sigue. Durante la formación de un cristal de ferrita, el crecimiento de éste está determinado por un lado por la velocidad con la cual se transporta el calor latente de transformación y por otro lado, por la expulsión de carbono, que no puede disolverse en la ferrita formada. Cuando el calor producido y el carbono pueden ser transportados con velocidad suficiente, el cristal puede desarrollarse libremente en su forma poliédrica, con ángulos y aristas creciendo más rápidamente, pero al mismo tiempo redondeándose por la energía de superficie.

Cuando aumenta la velocidad de enfriamiento y al mismo tiempo la velocidad de transformación, es preciso transportar por unidad de tiempo más calor latente y más carbono. Esto favorece el crecimiento de las aristas y puntas de los cristales de ferrita, ya que en ellos el calor puede ser intercambiado con el medio en varias direcciones, mientras que en un plano, esto únicamente ocurre en una dirección perpendicular a éste. Lo mismo sucede para la difusión de carbono que sale de la austenita. Según sigue la transformación, el contenido en carbono de la austenita aumenta en zonas cercanas de la ferrita, o, si el contenido en carbono original era alto, la difusión se hace más difícil y los cristales de ferrita crecen en forma angulosa y finalmente como agujas creciendo hacia el centro de los granos

de austenita, donde está más bajo el contenido de carbono.

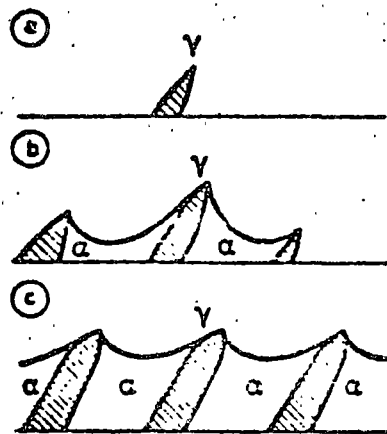
Además, durante la difusión del carbono en la austenita, la anisotropía cristalográfica juega un papel importante. En la red cúbica centrada en las caras de la austenita la velocidad de difusión del carbono es mayor en una dirección paralela a los planos más compactos, o sea los planos (111). Además existe una relación cristalográfica entre la austita y la ferrita: los planos (111) de la austenita se transforman en los planos (110) de la ferrita centrada en el cuerpo. Esto explica porqué los cristales de ferrita en forma de placas o agujas que se forman con velocidades de enfriamiento y contenidos en carbono relativamente grandes, aparecen con ángulos constantes sobre grande superficies de la probeta metalográfica, en correspondencia con la austenita original. Esto es la estructura "Widmann-Statton", o estructura de ferrita acicular que ocurre con frecuencia en acero de colada y de soldadura.

III-3.4. Influencia de la velocidad de enfriamiento sobre la formación de perlita.

Se estudia la formación de la perlita en el acero de la misma manera como la formación de la ferrita. Sin embargo, existe en este caso el problema siguiente: la formación de la perlita no ocurre durante un intervalo de temperatura determinado, sino, por lo menos en condiciones de equilibrio, a temperatura constante. Sin embargo, con una velocidad de enfriamiento bastante grande, también la transformación eutectoide se extiende sobre un determinado intervalo de temperatura, lo que facilita el templado (enfriamiento rápido) en la zona de transformación.

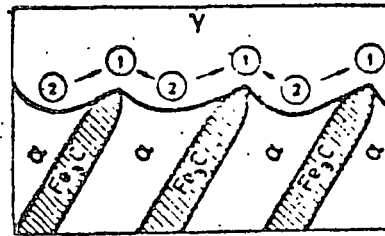
La formación de la estructura eutectoide está determinada por dos factores: la nucleación y el crecimiento de los núcleos. La perlita siempre se nuclea por medio de la cementita: los núcleos de cementita se forman generalmente en los límites de grano de la austenita donde la energía de superficie a producir es mínima y crecen hacia la fase austenítica (Fig. III-3-4a). En la cercanía inmediata de esta primera laminilla de cemen

tita, la austenita se hace más pobre en carbono, lo que provoca la precipitación de ferrita sobre la cementita ya existente (nucleación recíproca; eutéctico normal). Esa precipitación de ferrita provoca un aumento en el contenido en carbono de la austenita adyacente y se forma un segundo núcleo de cementita (Fig. III-3-4b). Ambas fases crecen finalmente con un frente común (Fig. III-3-4c) hacia el centro del grano de austenita.



III-3-4
 :Representación esquemática
 de la nucleación y del crecimiento
 de perlita

En relación con la forma del frente de cristalización de la perlita, se puede preguntar cual de las 2 fases, ferrita o cementita, tiene la preferencia en el fenómeno de crecimiento. En observaciones realizadas con el microscopio electrónico se pudo ver claramente que las laminillas de cementita avanzan lo más lejos hacia dentro de la austenita. El mecanismo del crecimiento está representado de manera esquemática en la Fig. III-3-5.



III-3-5

: Representación esquemática del mecanismo del crecimiento de perlita

El contenido en carbono de la austenita es máximo frente a la mitad de la laminilla de ferrita (punto 2) de modo que éste dirige una superficie concava hacia la austenita. El contenido en carbono de la austenita es mínimo frente a la laminilla de cementita (punto 1). En el límite austenita-perlita el carbono difunde de 2 hacia 1 de modo que la laminilla de cementita penetra en la austenita perpendicularmente al frente común de crecimiento.

De manera análoga como para la formación de ferrita es posible investigar la reacción del sistema sobre un aumento en la velocidad de enfriamiento. En este caso ocurre un efecto totalmente diferente a aquel de la formación de ferrita, sobre todo porque la transformación $\gamma - \alpha$ ocurre aquí simultáneamente con la formación de otra nueva fase.

Con una velocidad de enfriamiento aumentada y a una temperatura de transformación disminuida, ocurre una aceleración pronunciada de la transformación austenita-perlita.

La influencia de la temperatura de transformación disminuida sobre el mecanismo de la transformación se produce como sigue:

1º. Con baja de temperatura el coeficiente de difusión del carbono disminuye; en cambio, el gradiente de concentración aumenta como consecuen-

cia de la reducción de la distancia entre las laminillas;

2º. Con un subenfriamiento importante, el potencial de nucleación aumenta y se forman más núcleos, de modo que los granos de perlita se vuelven más pequeños y más numerosos; esto es seguramente un factor acelerante;

3º. Con una baja temperatura, la perlita tiende a desarrollarse en forma de abanico o esferoidal, lo que aumenta la superficie de contacto entre la austenita y el frente de crecimiento perlítico; este factor también aumenta la velocidad de transformación.

El efecto total de estos tres factores es un aumento de la velocidad de transformación con la disminución de temperatura de transformación cuando aumenta la velocidad de enfriamiento.

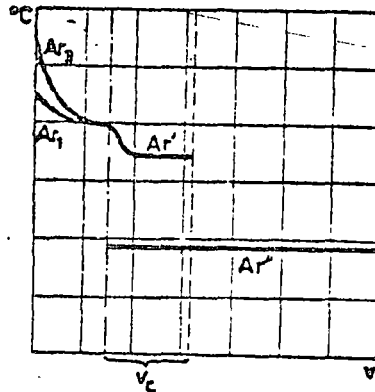
En el aspecto metalográfico, esto aparece sobre todo en una estructura eutectoide más fina; las demás consecuencias acompañando el fenómeno, o sea la reducción del tamaño de los granos de perlita y el crecimiento en forma de abanico, son mucho más difíciles de observar.

Al comienzo de la investigación científica del acero, la perlita muy fina no se podía observar como tal al microscopio óptico y se consideraba como constituyente separado, llamado entonces sorbita (según Clifton Sorby, inventor del examen microscópico en la metalografía). Sin embargo, con estudios sistemáticos de las transformaciones del acero y la utilización del microscopio electrónico en la metalografía, se demostró que no hay diferencia entre la sorbita y la perlita, ni en la formación, ni en la estructura.

Con aumento de la velocidad de enfriamiento, la formación de perlita puede ser reprimida en parte o totalmente. La velocidad de enfriamiento máxima a la cual la transformación perlítica puede ocurrir totalmente para una composición determinada de acero se llama "velocidad crítica".

La Fig. III-3-6 muestra la temperatura de la formación de perlita en función de la velocidad de enfriamiento. Estos puntos de transformación dinámica se llaman A_r' . Desde la velocidad crítica V_c la temperatura de

transformación baja repentinamente: un nuevo mecanismo de transformación aparece: la formación de martensita en Ar'' .



III-36

:Baja del punto de transformación Ar_1 en relación con la velocidad de enfriamiento

III-3.5. Martensita.

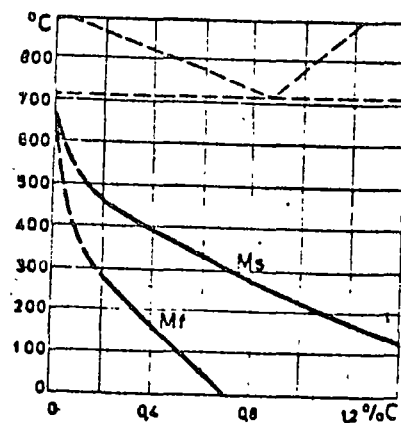
La transformación perlítica es una reacción cuyo mecanismo está determinado por nucleación y crecimiento de los núcleos; la fase perlítica se desarrolla por el movimiento paulatino del frente de transformación, con una velocidad determinada principalmente por la difusión. El mecanismo de la formación de martensita (llamada según del metalurgista alemán Martens) es totalmente diferente: debido a la importante reducción de la temperatura de transformación, la difusión del carbono disminuye y al mismo tiempo aumenta la tendencia a la transformación, de modo que la transformación $\gamma - \alpha$ ocurre de una vez sin ninguna difusión de carbono, con un cambio brusco de la red cristalina.

En este mecanismo no se puede hablar del movimiento de un frente de reacción: llegando a una temperatura determinada (M_s = Martensita "Start" = comienzo) la transformación empieza al mismo tiempo en lugares diferentes, donde se forman partículas de martensita con aspecto de agujas, por medio de un cambio brusco de determinadas zonas de la austenita. Este

cambio brusco ocurre con una velocidad cercana a aquella de la velocidad del sonido en el acero. Únicamente bajando más la temperatura podrán transformarse otras partes de la austenita en martensita y la transformación total ocurre llegando a una temperatura mínima llamada M_f (final).

III-3.5.1. Influencia de la velocidad de enfriamiento y del contenido en carbono sobre la transformación martensítica.

La Fig. III-3-7 muestra la posición de la temperatura del comienzo (M_s) y del final (M_f) de la transformación austenita-martensita en función del contenido en carbono. En esta figura se observa que la estabilidad de la austenita aumenta con el contenido en carbono y que por eso bajan los puntos M_s y M_f . Además, el intervalo M_s - M_f aumenta. Por otro lado, M_s y M_f casi no dependen de la velocidad de enfriamiento (Fig. III-3-6). Sin embargo, es preciso tener una velocidad de enfriamiento suficiente para llegar a la transformación martensítica sin formación precedente de perlita.



III-3-7

:Temperatura del comienzo (M_s) y del fin (M_f) de la transformación martensítica en relación con el contenido en carbono

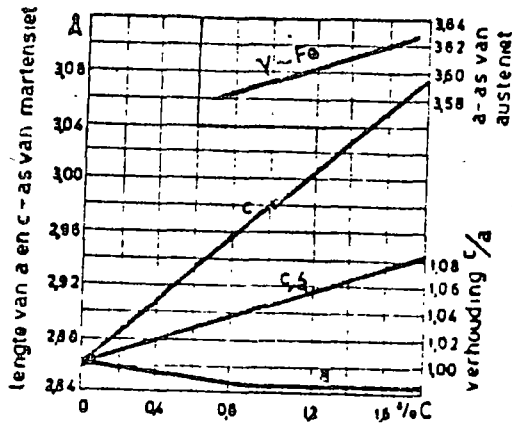
En relación con la Fig. III-3-7 hay que observar que la zona entre las líneas Ms y Mf no puede ser utilizada como una zona de segregación, en la cual se podría determinar con la posición de un punto, el porcentaje de cada fase según la regla de la palanca, ya que estas curvas no son líneas de equilibrio, sino que indican el comienzo y el final de un fenómeno dinámico.

III-3.5.2. La estructura de la martensita.

El término "martensita" era anteriormente una denominación metalográfica para una determinada estructura de acero templado, de modo que hay que distinguir entre el término cristalográfico "martensita" que determina una solución supersaturada de carbono en hierro y el término metalográfico "estructura martensítica", ya que en dicha estructura pueden existir al mismo tiempo martensita, cementita, ferrita y sobre todo austenita residual.

Hubo muchas discusiones durante varios años en relación con la estructura cristalográfica de la martensita y su relación con el hierro - α . Mediciones exactas de los parámetros de la red por difracción de rayos X, resolvieron el problema. De la resistencia eléctrica elevada y de la densidad se pudo concluir que se trata de una solución sólida de carbono en hierro, mientras que las propiedades magnéticas demuestran una relación con el hierro - α . Se demostró en 1922 por Westgren y Phragmen, que los parámetros de aceros templados cambian mucho en función del contenido en carbono. Con aumento del contenido en carbono la red cúbica centrada en el cuerpo se transforma en una red tetragonal, con una arista (la arista "C") que aumenta linealmente con el contenido en carbono equivalente a la concentración eutectoide. Ya que la variación del parámetro "a" es relativamente pequeña, se da en general la relación c/a, la cual es una medida de la deformación de la red cúbica α (Fig. III-3-8).

En la Fig. III-3-9 se muestra la distorsión de Bain en el acero. En estos dibujos, las posiciones que ocupan los átomos de carbono se muestran por medio de puntos negros. Debe reconocerse, sin embargo, que realmen-

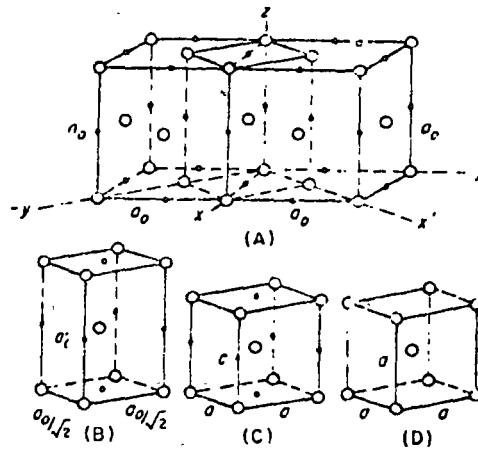


III-3-8

:Constantes de la red de austenita y de la martensita tetragonal en relación con el contenido en carbono

te en cualquier muestra de acero dada solamente está siempre lleno un pequeño porcentaje de las posiciones posibles. En la estructura cúbica centrada en las caras hay tantas posiciones posibles para los átomos de carbono como átomos de hierro. Esto significa que si se llenan todas las posiciones, la aleación tendría una composición conteniendo 50% atómico de carbono. El máximo realmente observado es 8.9% atómico (2.06% en peso). La Fig. III-3-9A representa austenita cúbica centrada en las caras. En esta estructura, los átomos de carbono ocupan los puntos medios de las aristas del cubo y de los centros de los cubos. Estas son posiciones equivalentes, pues en cada caso un átomo de carbono se encuentra situado entre dos átomos de hierro a lo largo de una dirección $\langle 001 \rangle$. En la Fig. III-3-9B se muestran las posiciones equivalentes en la austenita, cuando se le considera una estructura tetragonal centrada en el cuerpo. Obsérvese que en esta celda las posiciones del carbono ocurren entre átomos de hierro a lo largo de las aristas de los ejes c y en los centros de las caras cuadradas en cada extremo de la celda prismática. Finalmente, en la Fig. III-3-9C se muestra la estructura martensítica. En este último caso, se reduce grandemente la tetragonalidad de la celda, pero los átomos

III-3-9



Distorsión de Bain en la transformación martensítica de los aceros. Los puntos negros representan posiciones que pueden ocupar los átomos de carbono. Solamente una pequeña fracción están siempre llenos. (A) Cúbica centrada en las caras. (B) Representación tetragonal de la austenita. (C) Martensita tetragonal. (D) Cúbica centrada en el cuerpo.

de carbono están todavía en las mismas posiciones relativas con respecto a sus vecinos átomos de hierro igual que en la celda unitaria austenítica. La estructura resultante es tetragonal únicamente porque los átomos de carbono son heredados de la austenita, y la transformación que normalmente continúa hasta la cúbica centrada en el cuerpo no es capaz de completarse. Puede considerarse que los átomos de carbono deforman la retícula a la configuración tetragonal y la extensión de la tetragonalidad que ocurre puede deducirse de la Fig. III-3-8. Nótese que los parámetros reticulares son graficados como una función del contenido en carbono tanto de la austenita como de la martensita, y, en cada caso, los parámetros varían linealmente con el contenido en carbono.

En la martensita un contenido de carbono en aumento, aumenta el parámetro del eje c, en tanto que disminuye el parámetro asociado con los dos ejes a. Al mismo tiempo, el parámetro cúbico de la austenita (a_0) crece con el aumento en el contenido de carbono. Estas relaciones se pueden expresar en términos de una simple ecuación en donde x es la concentración de carbono.

Parámetros martensíticos (Angstroms)

$$c = 2.861 + 0.116x$$

$$a = 2.861 - 0.013x$$

Parámetro de la austenita (Angstroms)

$$a_0 = 3.548 + 0.044x$$

Un simple cálculo de la relación c/a a 1.0% de carbono produce 1.045. Este número debe ser comparado a la relación correspondiente cuando se considera a la austenita cúbica centrada en las caras como una red tetragonal. Como se mencionó previamente, la relación es 1.414, de manera que en la mayoría de los aceros (con menos de 1.00% de carbono), la red martensítica es ciertamente mucho más próxima a la cúbica centrada en el cuerpo que a la cúbica centrada en las caras.

Como la martensita se forma por medio de una transformación brusca de la red austenítica, tiene que existir una relación de orientación entre ambas redes. Esto aparece claramente en la metalografía por la orientación recíproca de las agujas o laminillas de martensita: dentro de los límites de los granos de la austenita original, las agujas de martensita forman ángulos constantes, que tienen que ver con la red de la austenita. Siguiendo las investigaciones exactas con rayos X, existen dos posibilidades de orientación de la red martensítica en relación con la red original de la austenita, que están determinadas por la temperatura de formación de la martensita. Sin embargo, en la metalografía, no se puede observar esta diferencia cristalográfica.

Se puede preguntar ¿qué pasa con los átomos de carbono durante la transformación brusca de la red cristalina?. Un examen por medio de los ra-

Los X no permite determinar en qué parte de la red están ubicados los átomos de carbono. Tampoco los cálculos de los espacios disponibles ni del lugar de menor energía pudieron dar hasta ahora una solución a ese problema. Por esto, todavía no se sabe con seguridad si los átomos de carbono se encuentran en el centro de la celda unitaria como en la austenita o, como se acepta a veces, en solución sustitucional.

El problema de saber si la formación de la martensita es un fenómeno de nucleación tampoco tiene solución hasta ahora. Tal transformación, que ocurre sin difusión y sin dependencia del tiempo, normalmente no necesita nucleación, a pesar de que a veces en casos especiales, por ejemplo en la formación isotérmica de martensita desde austenita residual (véase III-3.5.4.), la transformación está influenciada por el tiempo, por lo cual es bastante probable la nucleación.

Se acepta generalmente que la formación de martensita independiente del tiempo no empieza con núcleos, sino con heterogeneidades de la red austenítica como distribución de carbono, tensiones, dislocaciones... Esto es además una explicación para la influencia de la temperatura de austenitización y del tamaño del grano de la austenita sobre la posición del punto M_s y sobre el grado de fineza de la martensita formada.

III-5.3.5.3. Cambios dimensionales asociados con la formación de la martensita.

Cuando la austenita se transforma a martensita, hay un cambio en volumen que puede ser calculado considerando la distorsión de Bain y los parámetros reticulares de la austenita y la martensita. Con referencia a la Fig. III-3-8 y considerando un acero con el 1% de carbono, el parámetro reticular de la austenita es

$$a_0 = 3.548 + 0.044 (1.0) = 3.592 \text{ \AA}$$

y el volumen de la celda unitaria de la austenita (forma tetragonal) es

$$V_A = a_0 \cdot \frac{a_0}{\sqrt{2}} \cdot \frac{a_0}{\sqrt{2}} = \frac{(3.592)^3}{\sqrt{4}} = 23.15 \text{ \AA}^3$$

En la martensita, los parámetros reticulares son:

$$a = 2.861 - 0.013(1.0) = 2.848 \text{ \AA}$$

$$c = 2.861 + 0.116(1.0) = 2.977 \text{ \AA}$$

El volumen de la celda unitaria de martensita es

$$V_M = c \times a \times a = 2.977(2.848)^2 = 24.14 \text{ \AA}^3$$

En consecuencia, el cambio en volumen será

$$\Delta V = V_M - V_A = 24.14 - 23.15 = 0.99 \text{ \AA}^3$$

y el cambio relativo en volumen, suponiendo que se forma la martensita desde la austenita a temperatura ambiente, es

$$\frac{\Delta V}{V_A} = \frac{0.99}{24.14} = 4.3\%$$

Cuando un acero con el 1% de carbono se transforma a martensita, hay un aumento en volumen de aproximadamente 4.3% que se puede considerar como un valor promedio, representativo de los aceros en general, que no varía mucho con el contenido en carbono. Esto es porque estamos transformando desde la austenita con una relación c/a que queda entre 1.0 y 1.090, correspondiente a la zona máxima de contenido en carbono (0. a 2% de C).

Debido a las numerosas orientaciones que las placas de martensita pueden tomar en un cristal de austenita simple, puede suponerse que la expansión en volumen es isotrópica en una muestra de tamaño suficiente. En consecuencia, se pueden utilizar los cambios en longitud para medir la deformación asociada con la reacción martensítica. A este respecto, como se muestra en los cálculos, un pequeño cambio isotrópico en la longitud es igual a un tercio del cambio en volumen correspondiente. Por tanto,

$$\frac{\Delta l}{l} = \frac{\Delta V}{3V} = \frac{4.3\%}{3} = 1.4\%$$

III-3.5.4. Austenita residual.

Casi todas las aleaciones hierro-carbono contienen después del templado, e incluso, hasta temperaturas justamente debajo de M_f , además de la martensita, siempre una parte más o menos grande de austenita residual, cu-

ya transformación a martensita sólo ocurre a temperatura mucho más baja. Esta estabilidad excepcional de la austenita se debe sobre todo a la compresión ejercida sobre la austenita por la martensita, debido al aumento de volumen acompañando la transformación martensítica (ver III-3.5-3).

Un fenómeno que está aparentemente en contradicción con esto, es el aumento de estabilidad de la austenita, que ocurre a temperatura constante en función del tiempo. Cuando se temple un acero hasta una temperatura entre M_s y M_f , de modo que se transforma únicamente una parte de la austenita y cuando se conserva el acero a esa temperatura durante un tiempo determinado, la austenita no transformada (residual) aumenta su estabilidad y sólo se transforma a martensita a una temperatura bastante inferior a M_f . Este efecto de estabilización aumenta cuando hubo más formación de martensita en la primera fase de transformación.

Se podría encontrar una explicación a este fenómeno de estabilización a temperatura constante por medio de la desaparición o del anclaje de dislocaciones en función del tiempo bajo la influencia de tensiones mecánicas residuales.

La austenita residual tiene dos efectos importantes sobre los fenómenos de endurecimiento del acero.

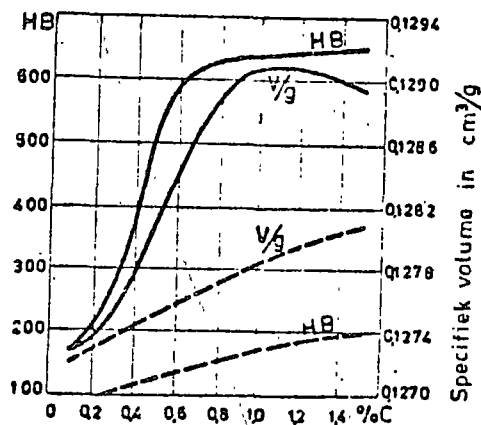
En primer lugar, esta austenita puede transformarse en condiciones determinadas isotérmicamente a temperatura ambiente a martensita, de modo que en un elemento de construcción de acero templado pueden aparecer tensiones y cambios de volumen. Esto ocurre naturalmente cuando tal acero se enfría durante su uso a temperaturas bajas. Además, deformación en frío y aún choques de partes templadas pueden provocar una transformación parcial de la austenita residual.

Por otro lado, esa austenita puede transformarse durante un calentamiento en uno de los constituyentes que se discutirán en III-3.5.5., de modo que pueden aparecer heterogeneidades importantes en propiedades y estrutura.

En aceros al carbono (no aleados) el contenido en austenita residual depende sobre todo de la concentración en carbono. Con 0.4% C, la austenita residual puede ser de un máximo de 10%, con 1.3% C más o menos 40% y con 1.7% C de 80%.

Las propiedades mecánicas de un acero con estructura martensítica dependen en primer lugar de la relación martensita/austenita residual. En la Fig. III-3-3-10 observamos la dureza y el volumen específico de aceros martensíticos en relación con su contenido en carbono.

Debajo de 0.3% C la estructura martensítica tiene, además de la dureza máxima muy buenas propiedades de ductilidad y tenacidad a condición de calentar el material a 150-200°C para eliminar las tensiones mecánicas provocadas por el templado anterior (recocido de alivio de esfuerzos).

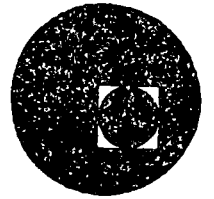


III-3-10

:Dureza y volumen específico en relación con el contenido en carbono para el estado martensítico (—) y el estado revenido (---)



centro de educación continua
división de estudios superiores
facultad de ingeniería, unam



TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES

22 de Junio 1978.

TEMA III: TRANSFORMACIONES EN EL ACERO
FIGURAS ADICIONALES PARA CAPITULO 3
TRANSFORMACIONES

DR. YVAN HOUBAERT IRMEN

22 de JUNIO, 1978.

- au temps au bout duquel commence la transformation,
- au temps au bout duquel elle finit approximativement,
- au temps au bout duquel elle atteint environ 50 %.

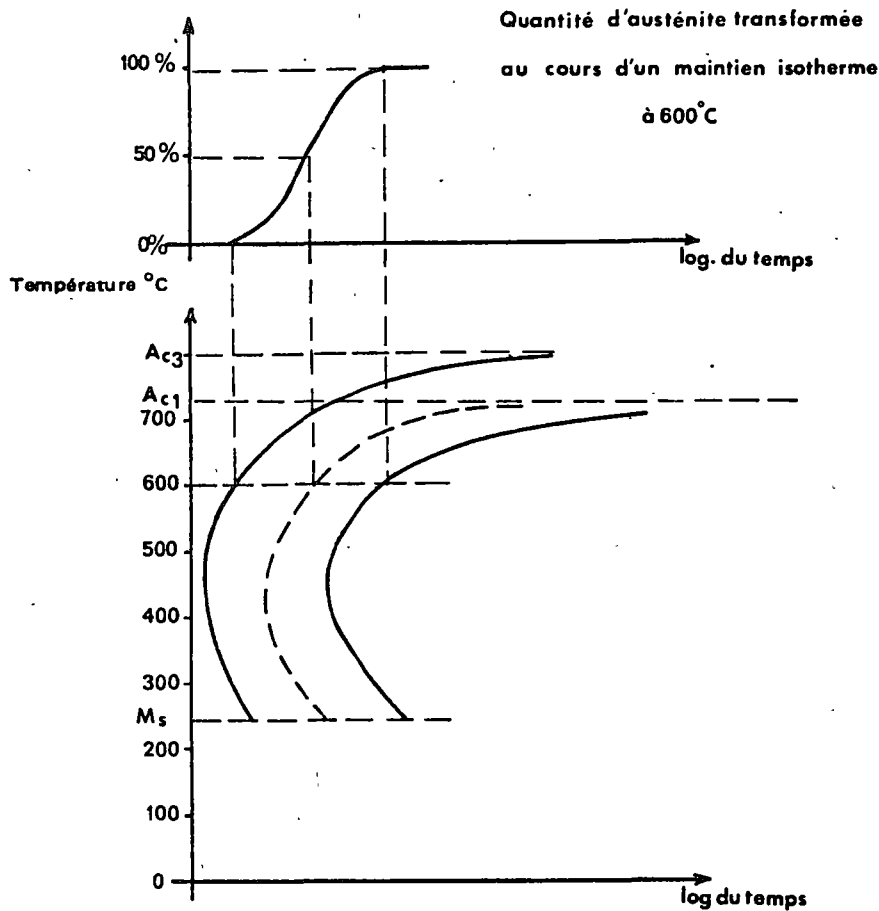


Fig. 1 – Tracé schématique d'une courbe TTT

Des lignes supplémentaires marquent éventuellement l'apparition d'un constituant micrographique nouveau au cours du déroulement même de la transformation.

Les courbes TTT ne sont valables en toute rigueur que dans des conditions identiques à celles dans lesquelles elles ont été établies, c'est-à-dire pour des traitements du type trempe étagée ou recuit isotherme où la phase isotherme du cycle thermique joue un rôle essentiel. Leur utilisation est plus délicate pour la conduite des traitements industriels classiques où la transformation s'effectue au cours même du refroidissement. Ainsi est apparue peu à peu la nécessité d'établir des courbes de transformation en refroidissement continu afin de se rapprocher des conditions industrielles.

b) COURBES DE TRANSFORMATION EN REFROIDISSEMENT CONTINU

Différentes méthodes ont été proposées pour le tracé de ces courbes. SCHEIL (1), par exemple, a proposé de déduire par le calcul les courbes en refroidissement continu des courbes TTT. Le plus souvent, néanmoins, les courbes de transformation en refroidissement continu ont été établies directement, généralement par dilatométrie (ROSE et coll. (2) ou HABRAKEN et coll. (3) notamment).

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %	V %
0,53	0,70	0,35	0,010	0,020	0,24	0,09	< 0,10	<u>0,52</u>	< 0,03

Austénitisé à 850 °C 1/4 h

Grosseur du grain : 11

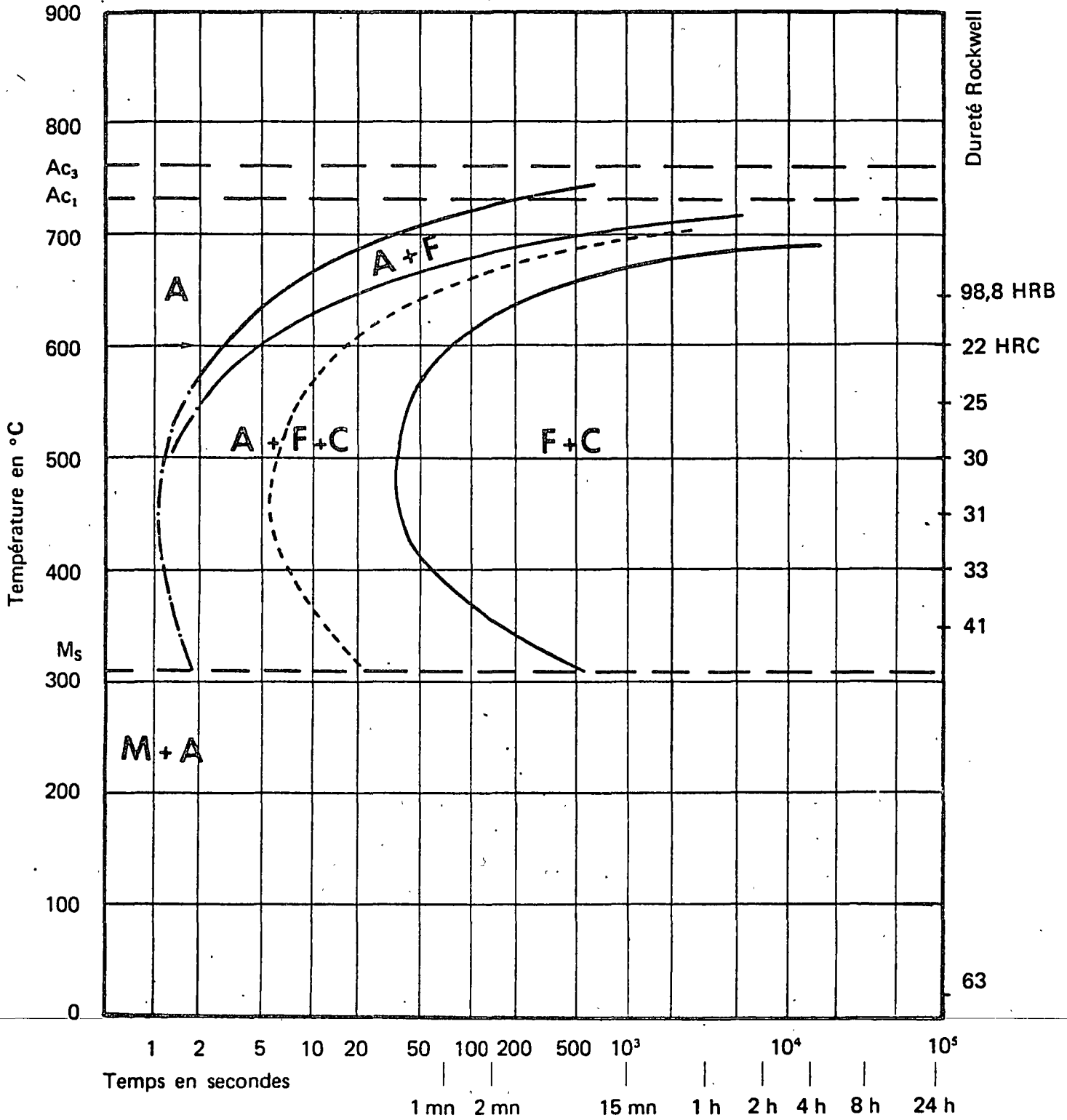


Fig. 2 – Courbe TTT d'un acier au carbone XC 55

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %
0,37	0,79	0,30	0,010	0,019	< 0,17	1,00	0,18	0,10

Austénitisé à 850 °C 30 mn

Grosseur du grain : 8-9

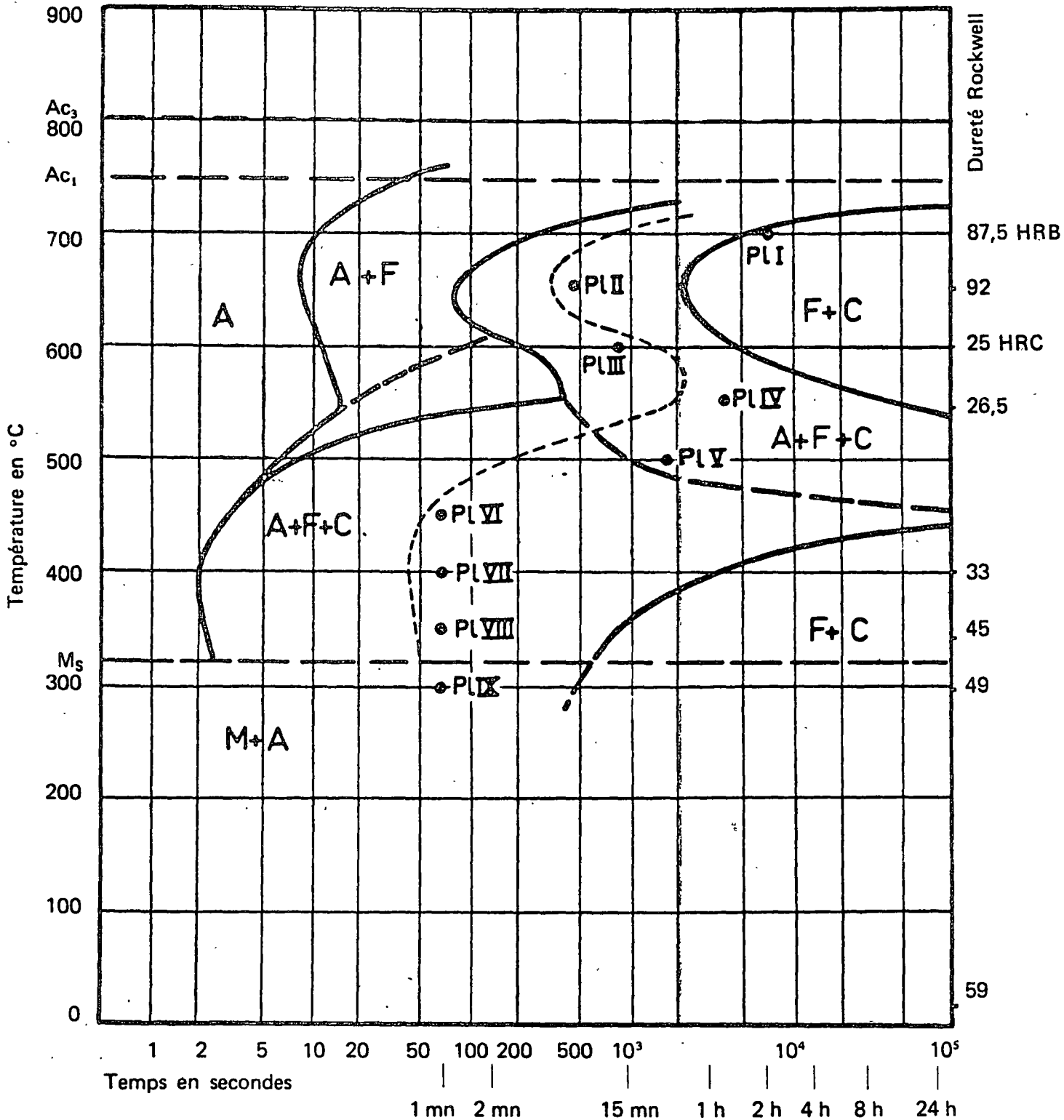


Fig. 3 – Courbe TTT d'un acier allié 35 CD 4
et repérage des planches de l'étude micrographique suivante

décomposition de l'austénite. La précipitation interphase est ainsi plus fréquente dans les aciers au vanadium que dans les aciers au molybdène.

Nous n'avons pas cherché à préciser, sur les courbes T T T présentées dans cet Atlas, les domaines de précipitation des carbures spéciaux éventuels.

Pour terminer, il peut être intéressant de connaître l'influence des divers éléments d'addition courants sur la température eutectoïde (température minimale de formation de l'austénite) et la teneur en carbone correspondante. La figure 4 représente cette influence en fonction de la teneur en élément d'addition, d'après (6).

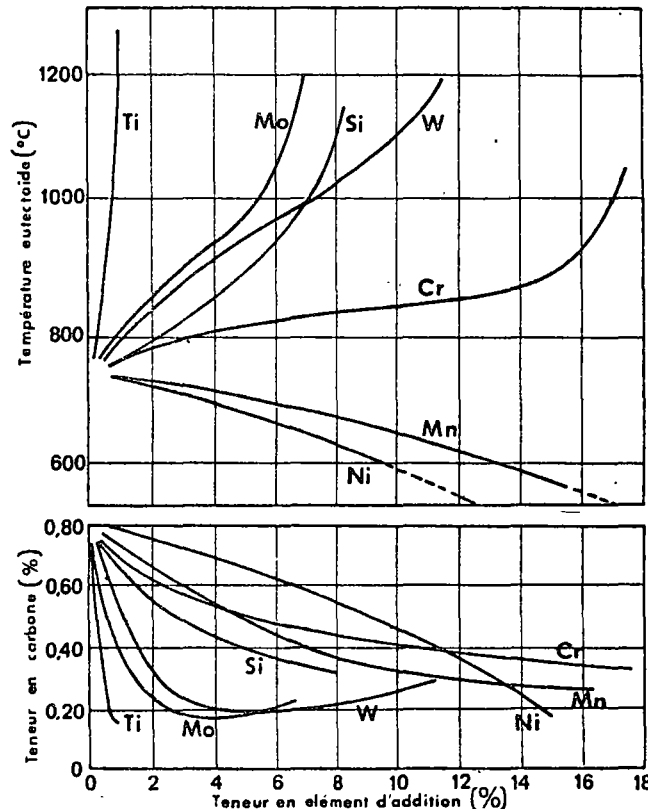


Fig. 4

Nous reproduisons également les formules empiriques proposées par ANDREWS (4) pour les températures Ac_1 et Ac_3 d'aciers contenant moins de 0,6 % de carbone et moins de 5 % en autres éléments d'addition : elles permettent de se faire une idée de l'influence des éléments d'addition sur ces températures :

$$Ac_1 = 723 - 10,7 Mn - 16,9 Ni + 29,1 Si + 16,9 Cr + 6,38 W + 290 As$$

$$Ac_3 = 910 - 203 \sqrt{C} - 15,2 Ni + 44,7 Si + 104 V + 31,5 Mo + 13,1 W - 30 Mn - 11 Cr - 20 Cu + (700 P + 400 Al + 120 As + 400 Ti)$$

(les coefficients des teneurs pour les derniers éléments étant très approximatifs).

b) INFLUENCE DES CONDITIONS D'AUSTÉNITISATION

Une élévation de la température d'austénitisation se traduit en général par un déplacement vers la droite de la courbe T T T plus marqué dans le domaine perlitique que dans le domaine bainitique. Ceci est particulièrement net avec les aciers contenant des éléments

- 1 Eau
- 2 Huile
- 3 Air soufflé 1 kg
- 4 Air soufflé 0,5 kg
- 5 Air libre
- 6 Moufle 2
- 7 Moufle 3
- 8 Moufle 5
- 9 Four ouvert + Moufle 2
- 10 Four 1/2 ouvert
- 11 Four fermé + Moufle 5
- ATM : analyse thermique et magnétique

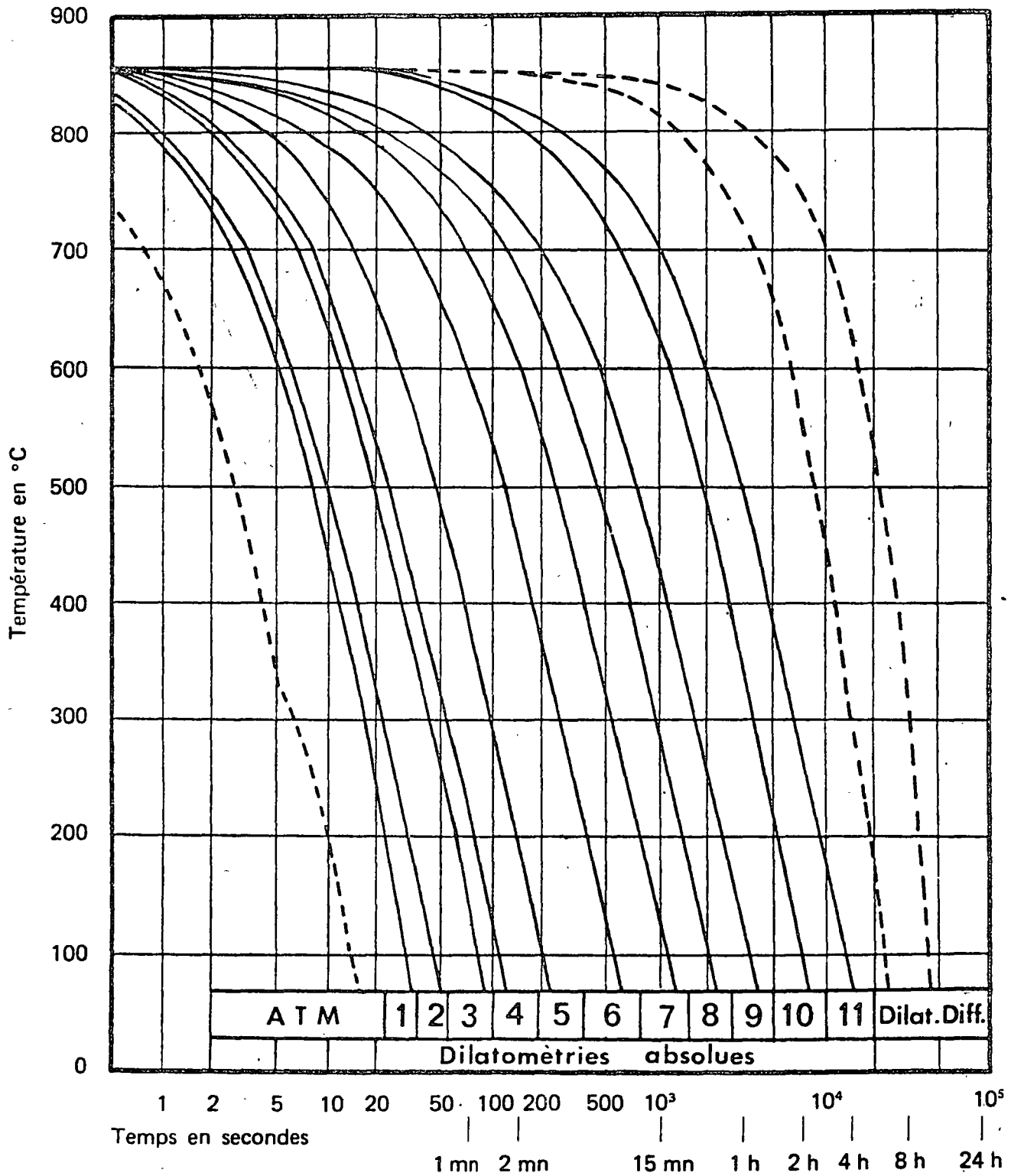


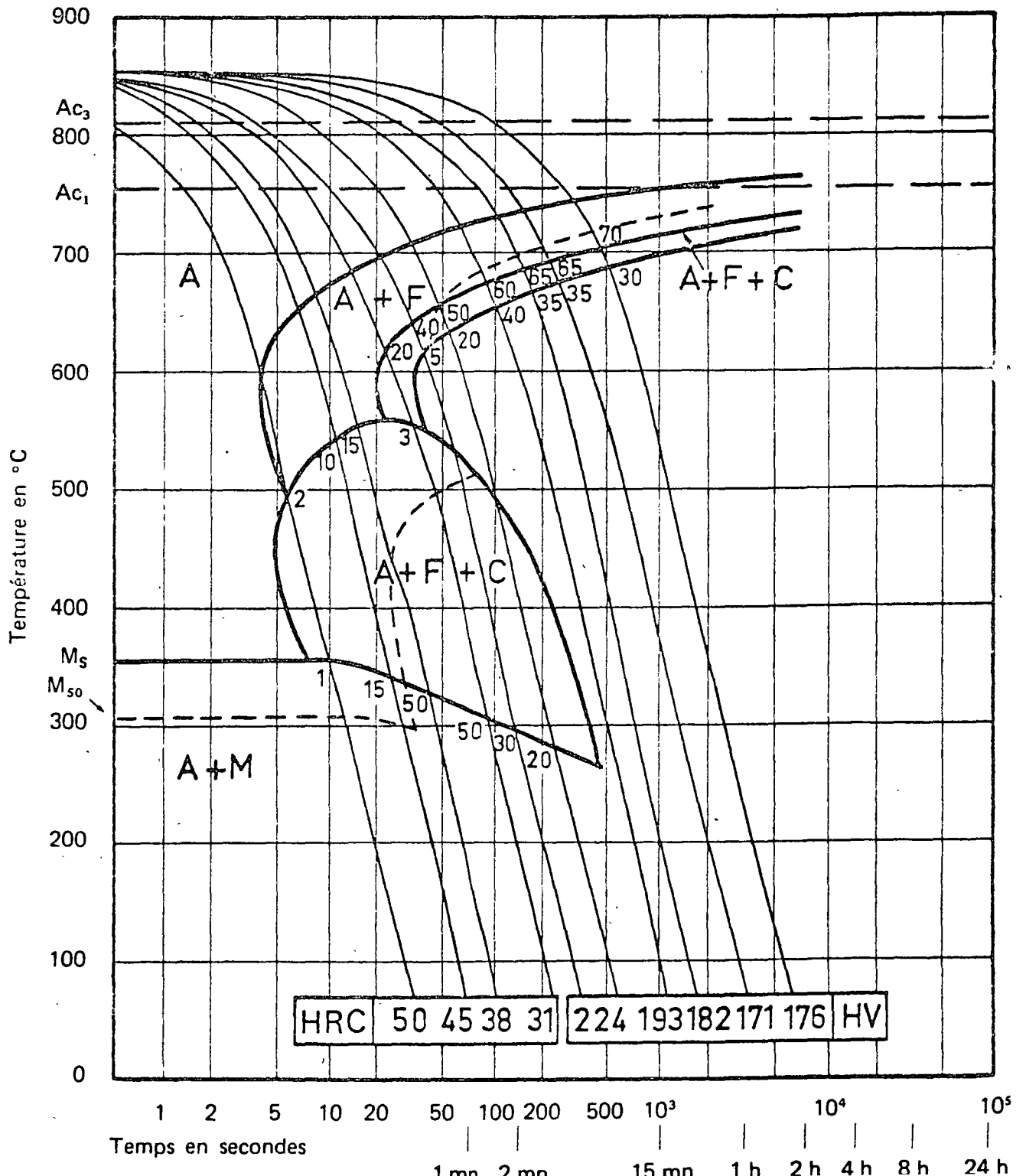
Fig. 7 – Éprouvettes IRSID,
 Courbes de refroidissement habituelles après une austénitisation à 850 °C.

32 C 4

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %
0,32	0,76	0,30	0,010	0,021	0,26	1,08	0,02	0,17

Austénitisé à 850 °C 30 mn

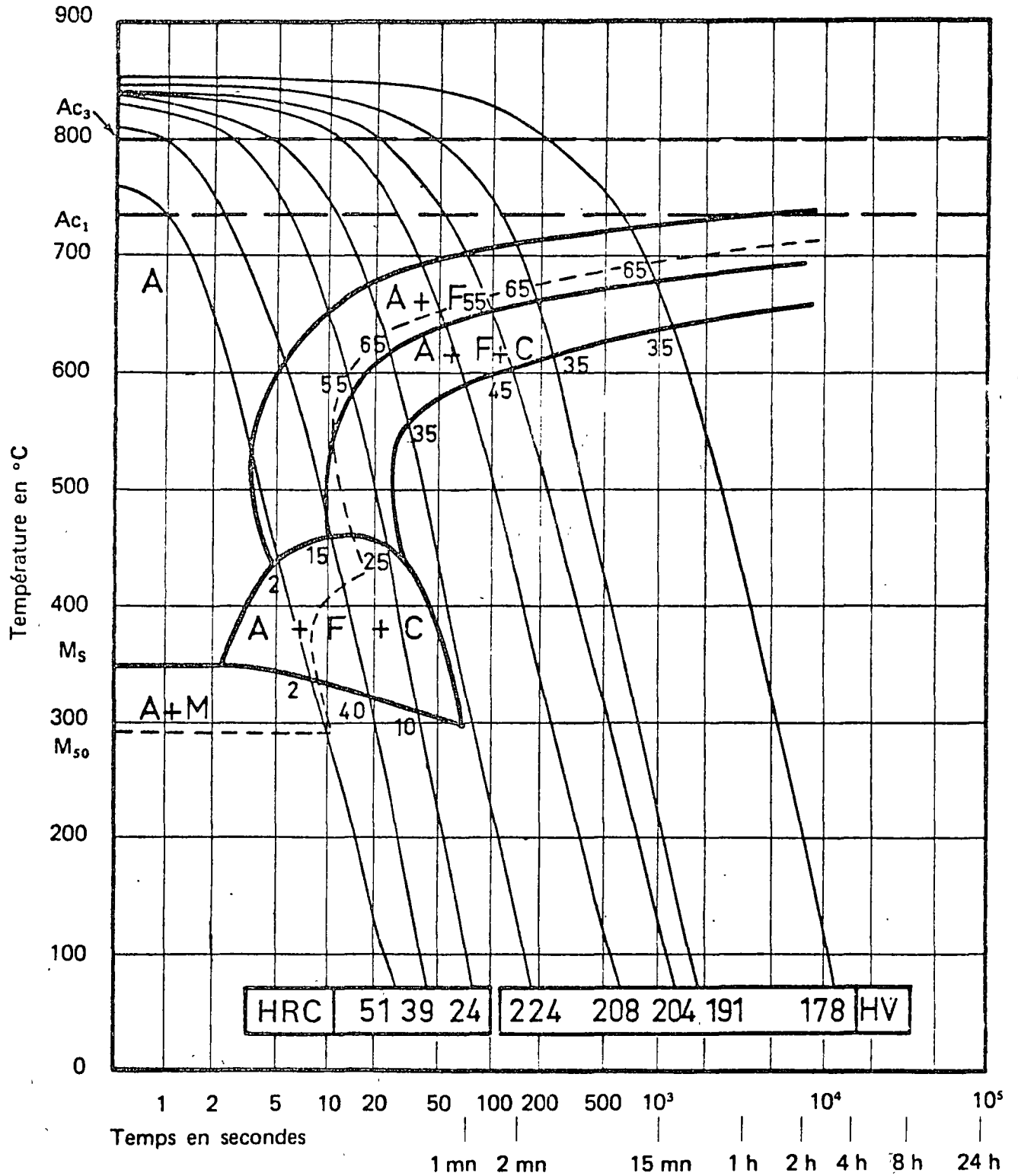
Grosueur du grain : 10-11



C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %	Al %
0,33	1,12	0,30	0,027	0,018	0,24	0,11	0,04	0,19	0,010

Austénitisé à 850 °C 1 h

Grosseur du grain : 8-9



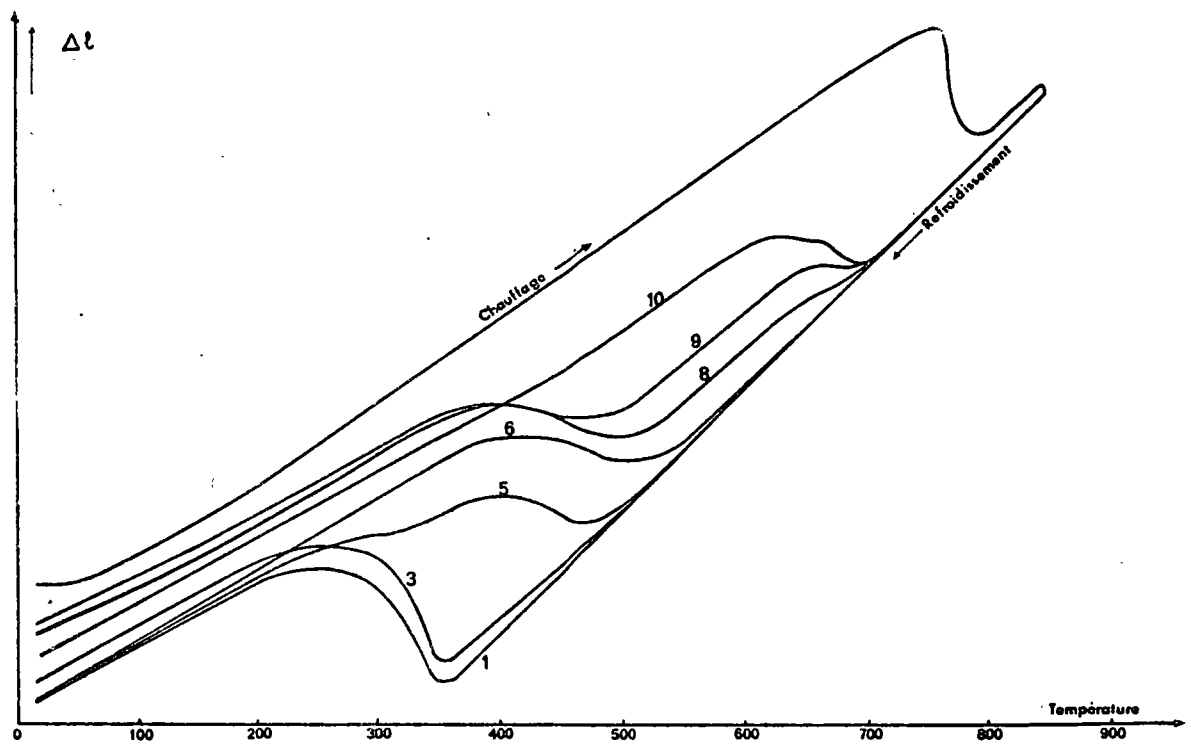


Fig. 8 - Superposition des enregistrements dilatométriques pour l'établissement du diagramme TRC de la fig. 8.

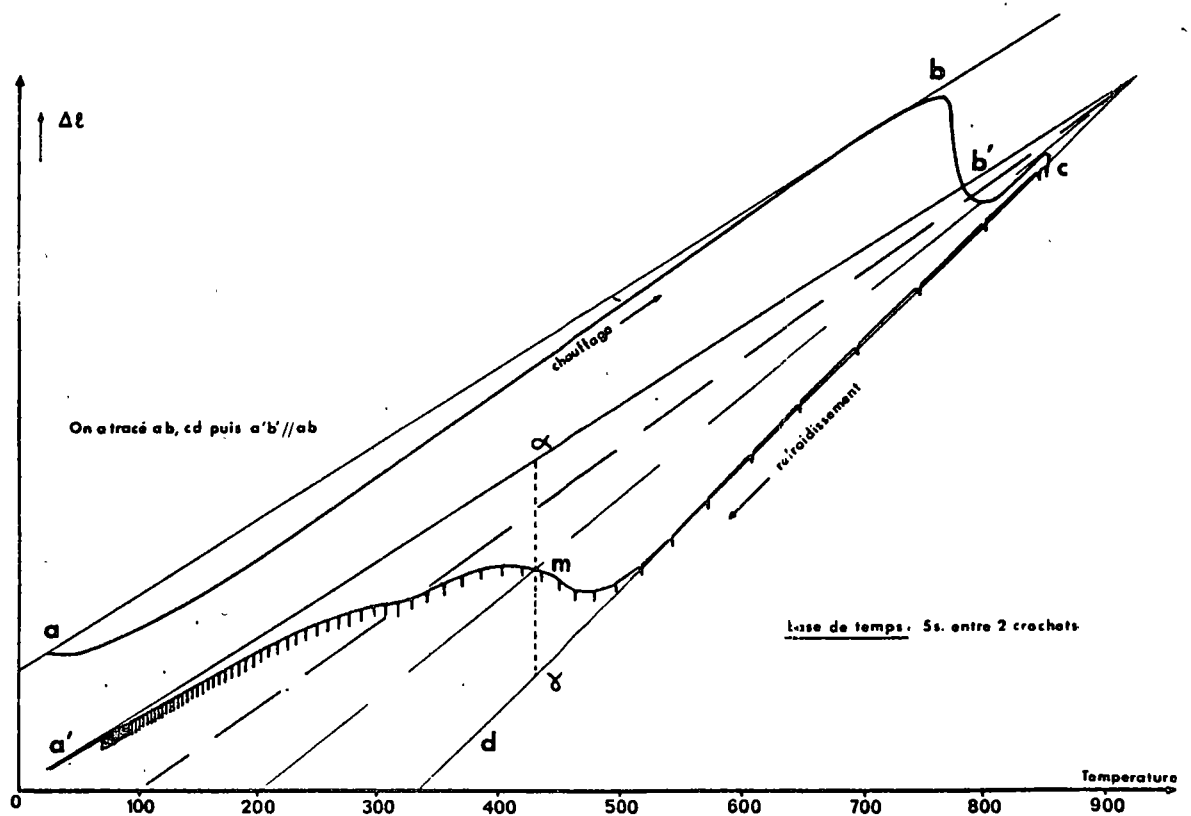


Fig. 9 - Enregistrement dilatométrique correspondant à la dureté finale 40 HRC sur la fig. 8.

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %
0,36	0,77	0,28	0,010	0,019	0,16	0,96	0,28

Austénitisé à : 850 °C 30 mn

Grosueur du grain : 9

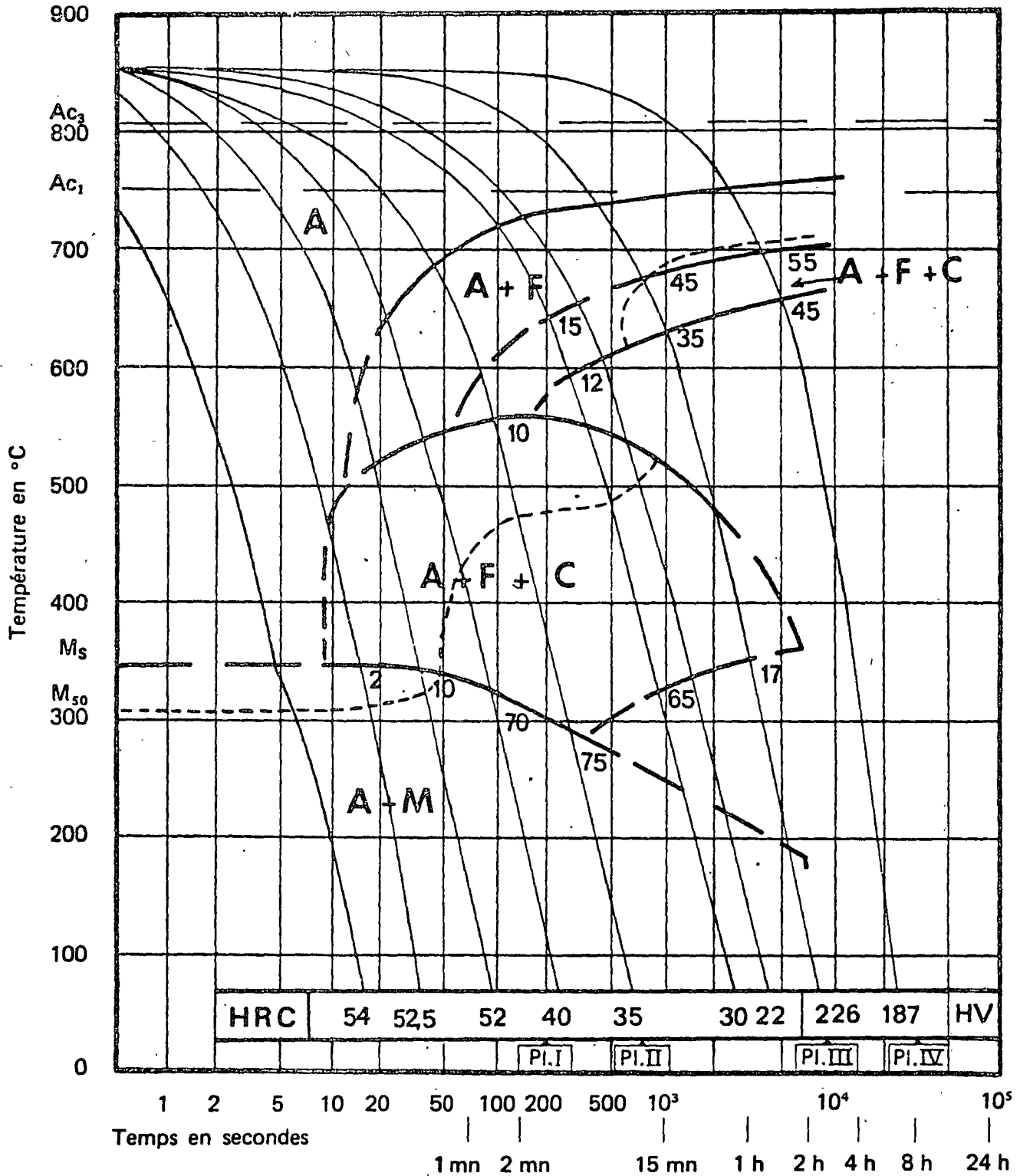


Fig. 10 - Courbe T R C de l'acier 35 CD 4
 et repérage des planches de l'étude micrographique suivante

Les courbes T R C des aciers A et B (A non reproduite), après austénitisation dans les mêmes conditions sont pratiquement identiques vu la précision de la méthode de tracé, ce qui montre que le passage de 0,18 à 0,28 % de la teneur en molybdène ne repousse que très peu le domaine supérieur pour cette gamme de composition. La courbe T R C d'un acier à moins de 0,1 % C aurait par contre été sensible à cette variation de teneur en Mo...

La figure 11, qui reproduit les courbes T R C des aciers B et C illustre l'effet appréciable de petites variations de la teneur en carbone sur la trempabilité et la forme de la courbe de transformation (malgré un effet légèrement inverse de la taille du grain sur la trempabilité comparée de ces deux aciers).

acier B

C %	Mn %	Si %	S ppm	P %	Ni %	Cr %	Mo %
0,36	0,77	0,28	0,010	0,019	0,16	0,86	0,28

acier C

C %	Mn %	Si %	Ni %	Cr %	Mo %
0,30	0,74	0,285	0,09	0,96	0,205

Austénitisé à : 850 °C 30 mn

Grossueur du grain : 8

Austénisé à 850 °C 30 mn

Grossueur du grain : 8

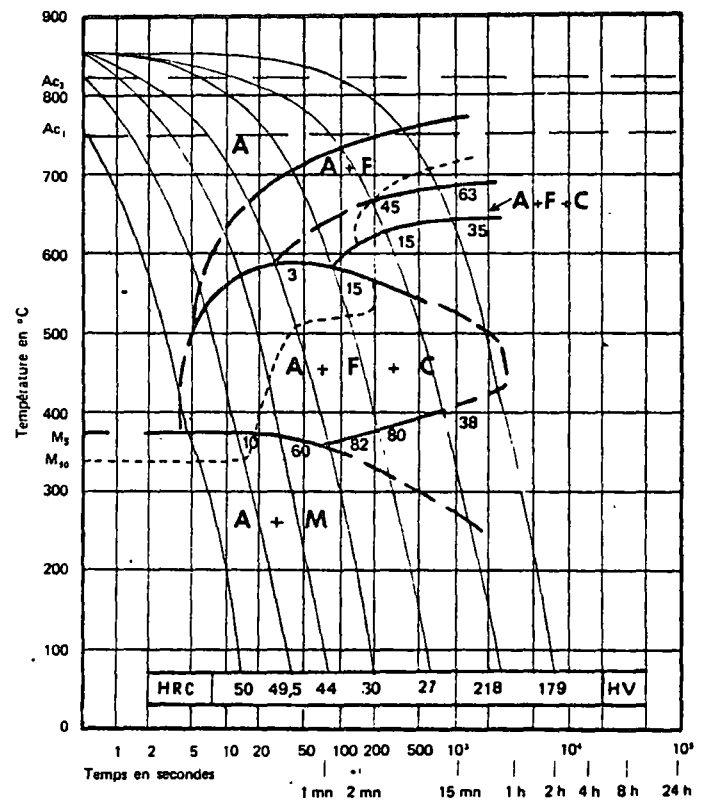
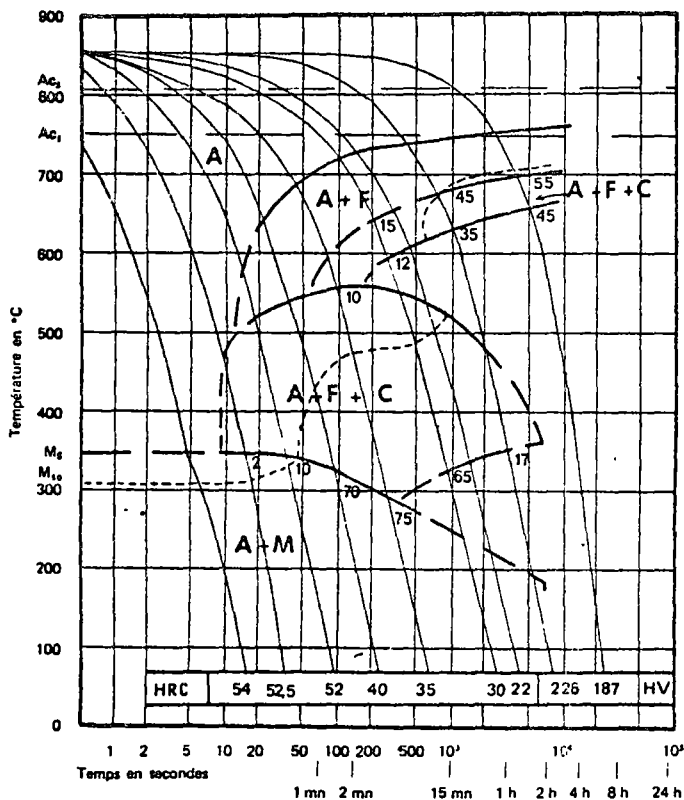


Fig. 11 – Comparaison des courbes T R C de deux aciers 35 CD 4

c) INFLUENCE DES CONDITIONS D'AUSTÉNITISATION ET DE LA TAILLE DU GRAIN AUSTÉNITIQUE

La transformation de l'austénite par germination et croissance est favorisée par un accroissement relatif de la surface de joints de grains et peut être modifiée par les carbures, nitrures, carbonitrures ou carboborures non dissous à l'austénitisation ou précipités avant transformation.

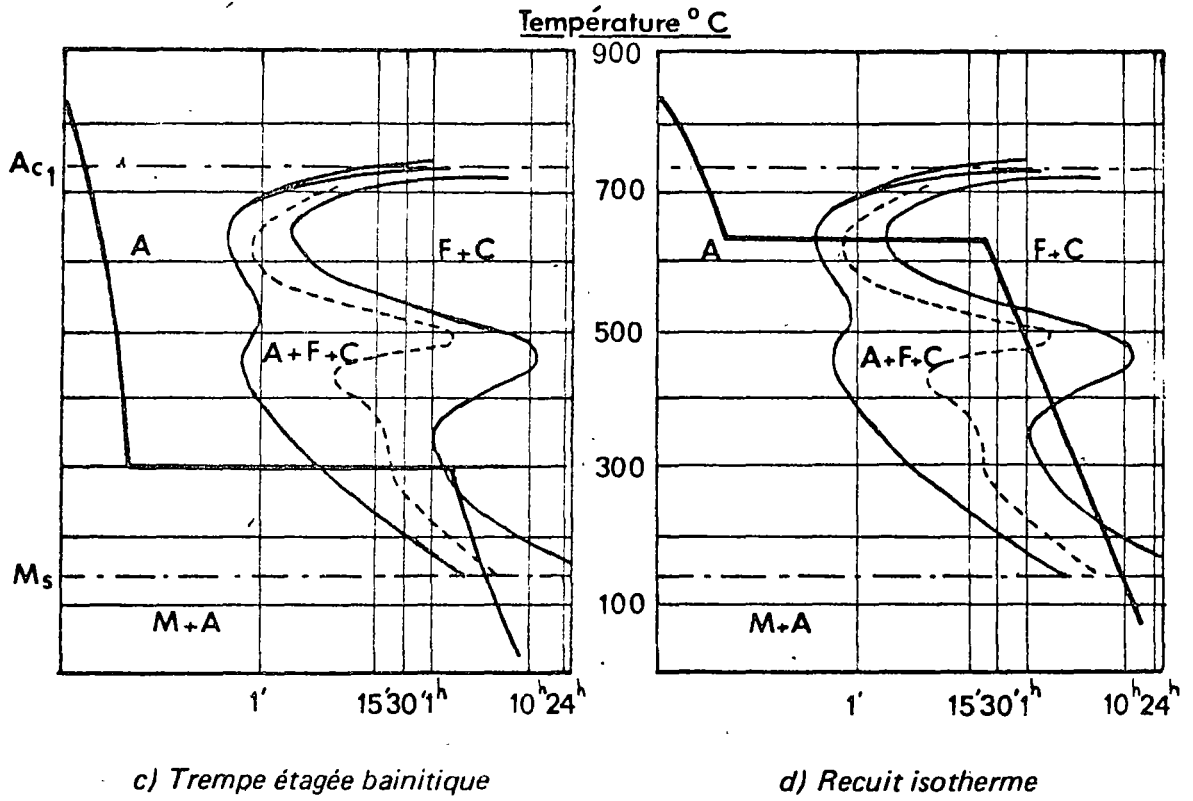
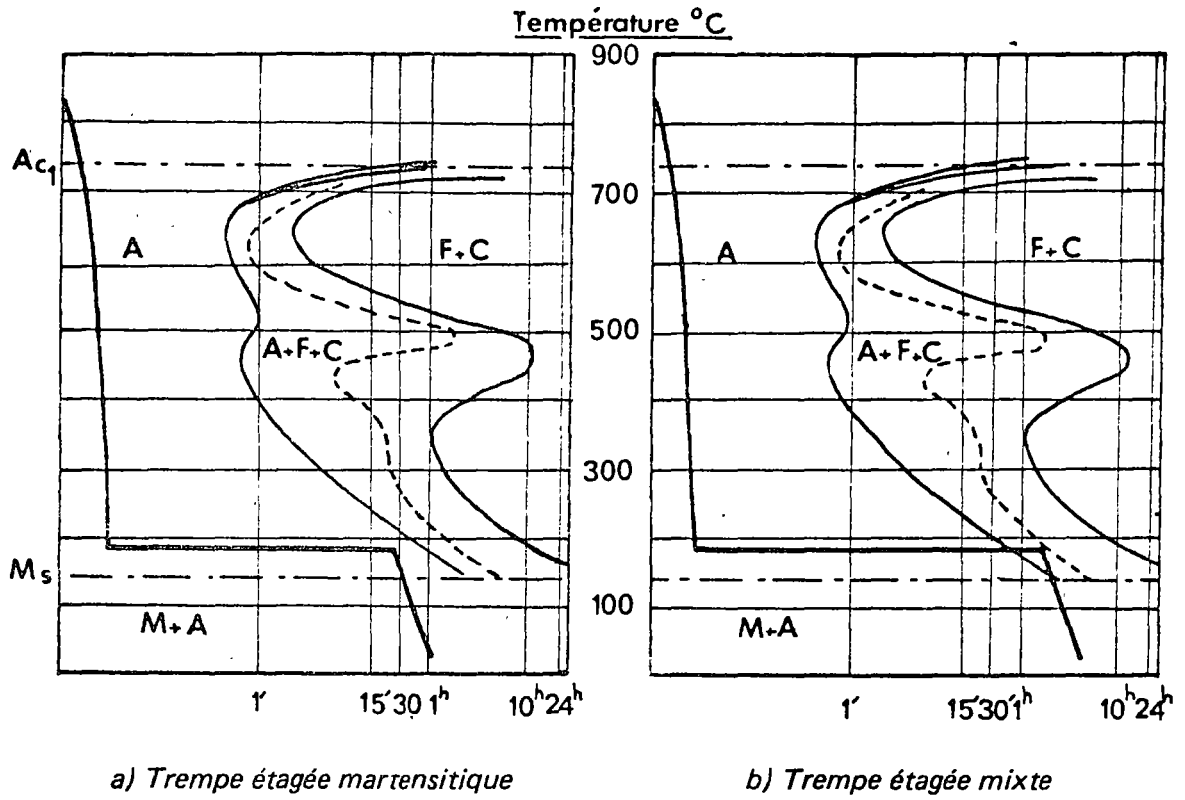


Fig. 12 - Schéma des différents cycles pseudo-isothermes.

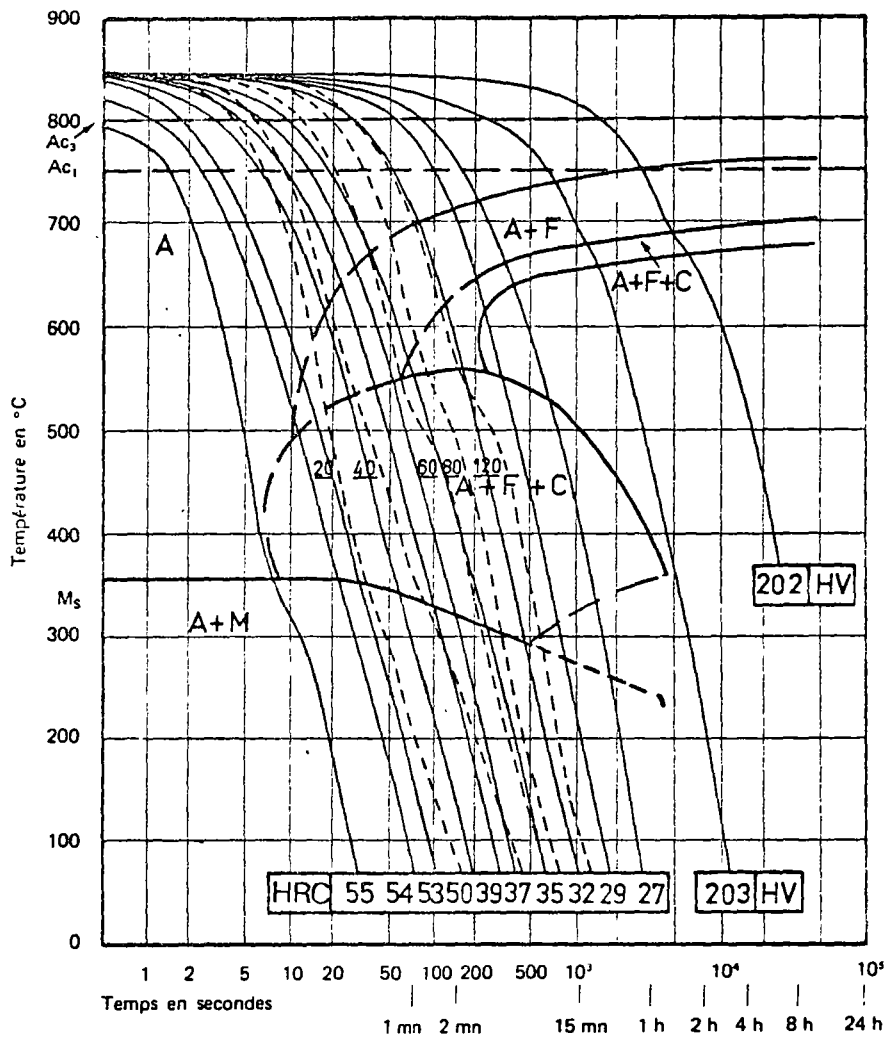


Fig. 13 — Acier 35 CD 4 à 0,34 % C, 0,76 % Mn, 0,92 % Cr et 0,22 % Mo.
 Courbe T R C sur laquelle on a reporté les courbes de refroidissement à cœur de ronds
 de diamètre 20, 40, 60, 80 et 120 mm, trempés à l'huile après austénitisation à 850 °C.

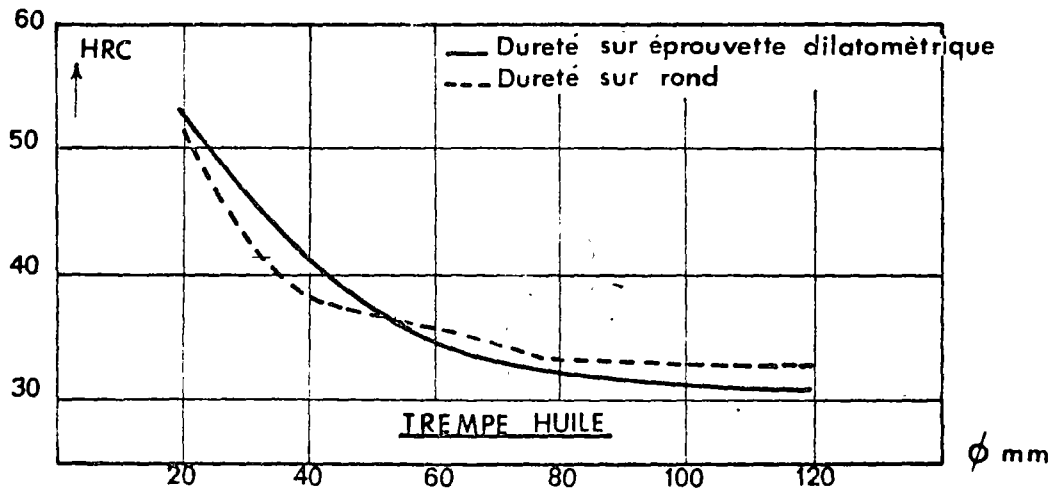


Fig. 14 — Acier 35 CD 4.
 Comparaison entre la dureté à cœur de ronds trempés à l'huile
 et celle d'éprouvettes dilatométriques pour des refroidissements semblables.

du paramètre Δt_{300}^{700} en fonction du diamètre de ronds trempés depuis 850 °C dans différents milieux. Ces valeurs peuvent être intéressantes pour établir des comparaisons ou fixer des ordres de grandeur.

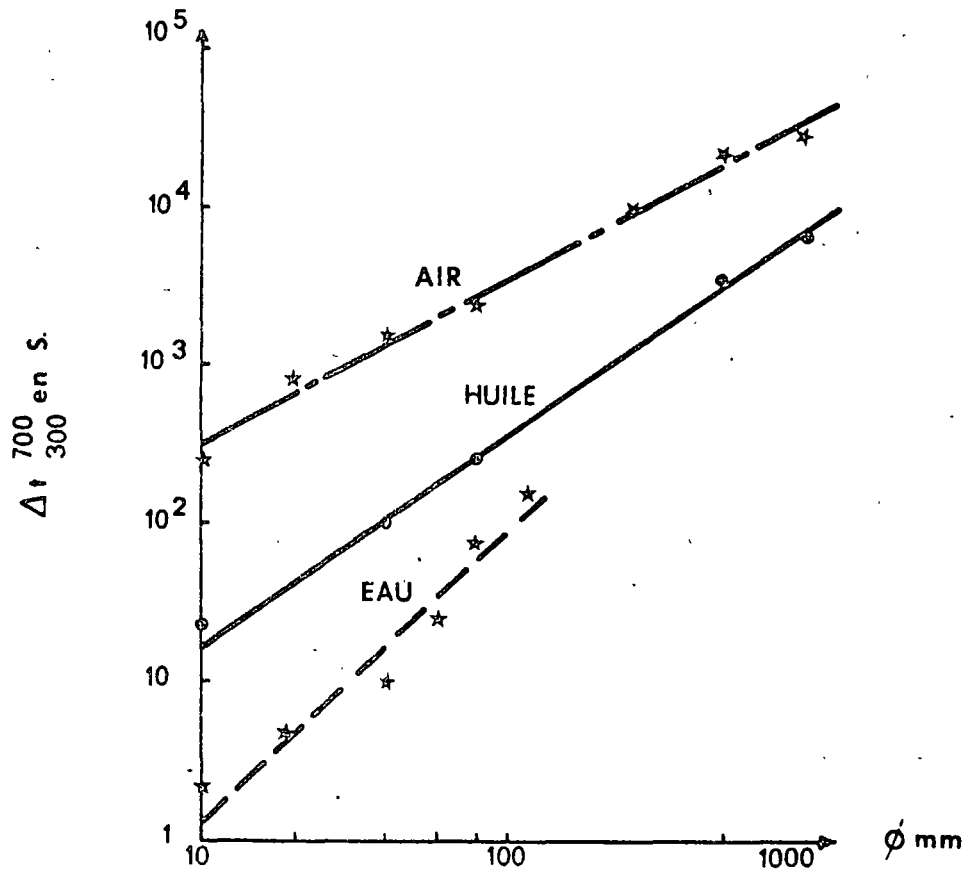


Fig. 15 — Variation du paramètre Δt_{300}^{700} en fonction du diamètre de ronds trempés dans différents milieux à partir de 850 °C.

d) APPLICATION DES COURBES T R C A LA PRÉVISION DES TENEURS EN AUSTÉNITE RÉSIDUELLE SUR PIÈCES TREMPÉES

Nous avons vu qu'il peut subsister, à température ambiante après trempe de certaines nuances d'acier, des quantités parfois importantes d'austénite résiduelle pouvant affecter certaines propriétés de l'acier considéré : caractéristiques mécaniques (13), tenue en fatigue (14), stabilité dimensionnelle (15). La prévision de la teneur en austénite résiduelle après un traitement thermique donné peut guider les utilisateurs, notamment ceux qui ne disposent pas de moyens de dosage (rayons X, micrographie quantitative, dilatométrie différentielle).

Le point de départ de l'abaque établi à l'IRSID (16) repose sur la relation empirique de KOISTINEN et MARBURGER (17) représentant la cinétique de la transformation martensitique des aciers au carbone pour les trempes rapides des aciers peu ou moyennement alliés et valable pour les aciers à outils. Pour tous ces aciers, la teneur en austénite résiduelle γ_R après trempe rapide jusqu'à la température finale T d'un acier caractérisé par une température M_S est voisine de $\gamma_R = \exp [- 0,011 (M_S - T)]$

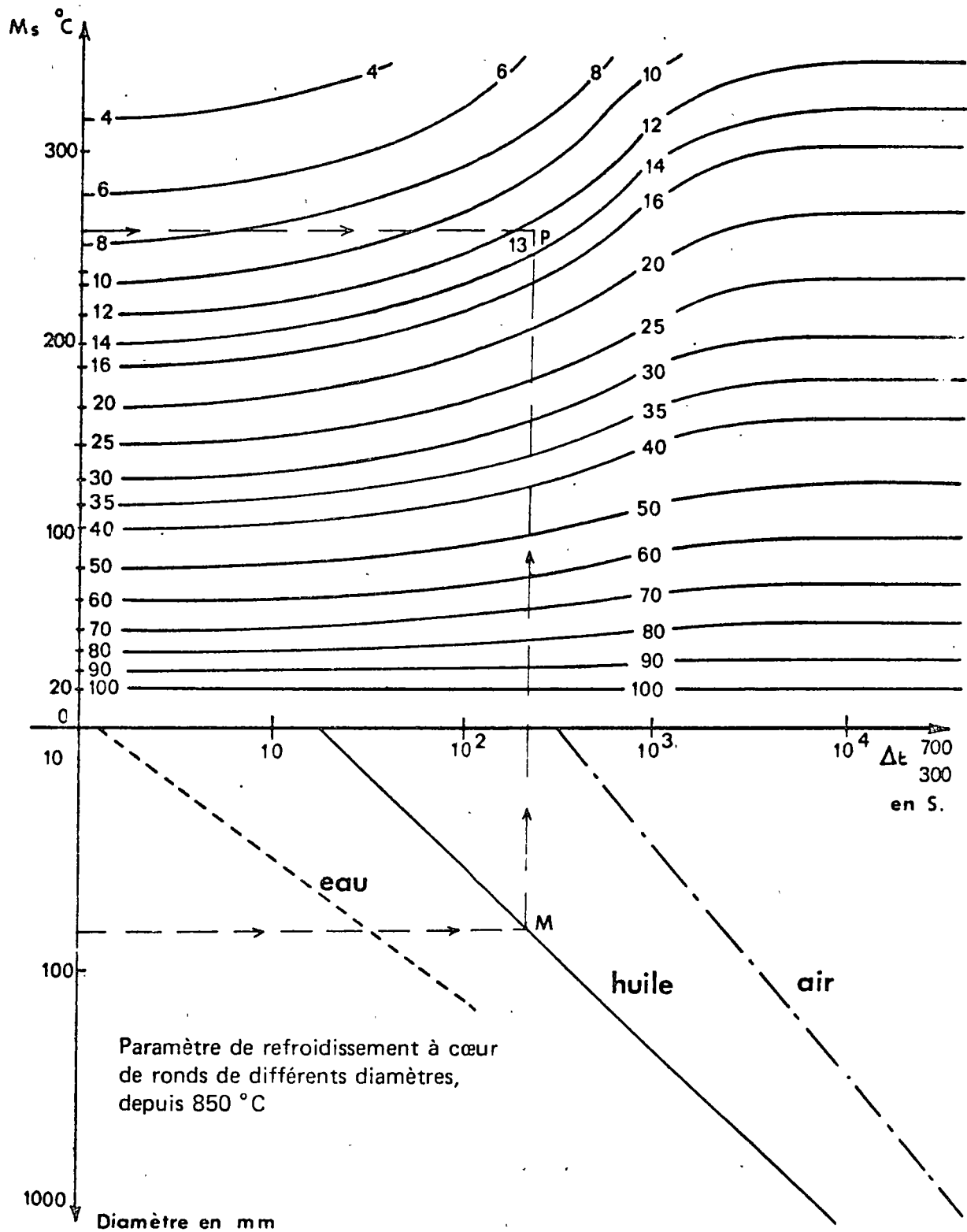


Fig. 16 – Abaque de prévision du pourcentage d'austénite résiduelle sur pièces trempées.

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %
0,49	0,57	0,26	0,012	0,011	1,62	0,83	0,24	0,13

Austénitisé à 850 °C 30 mn

Grosseur du grain : 9-10

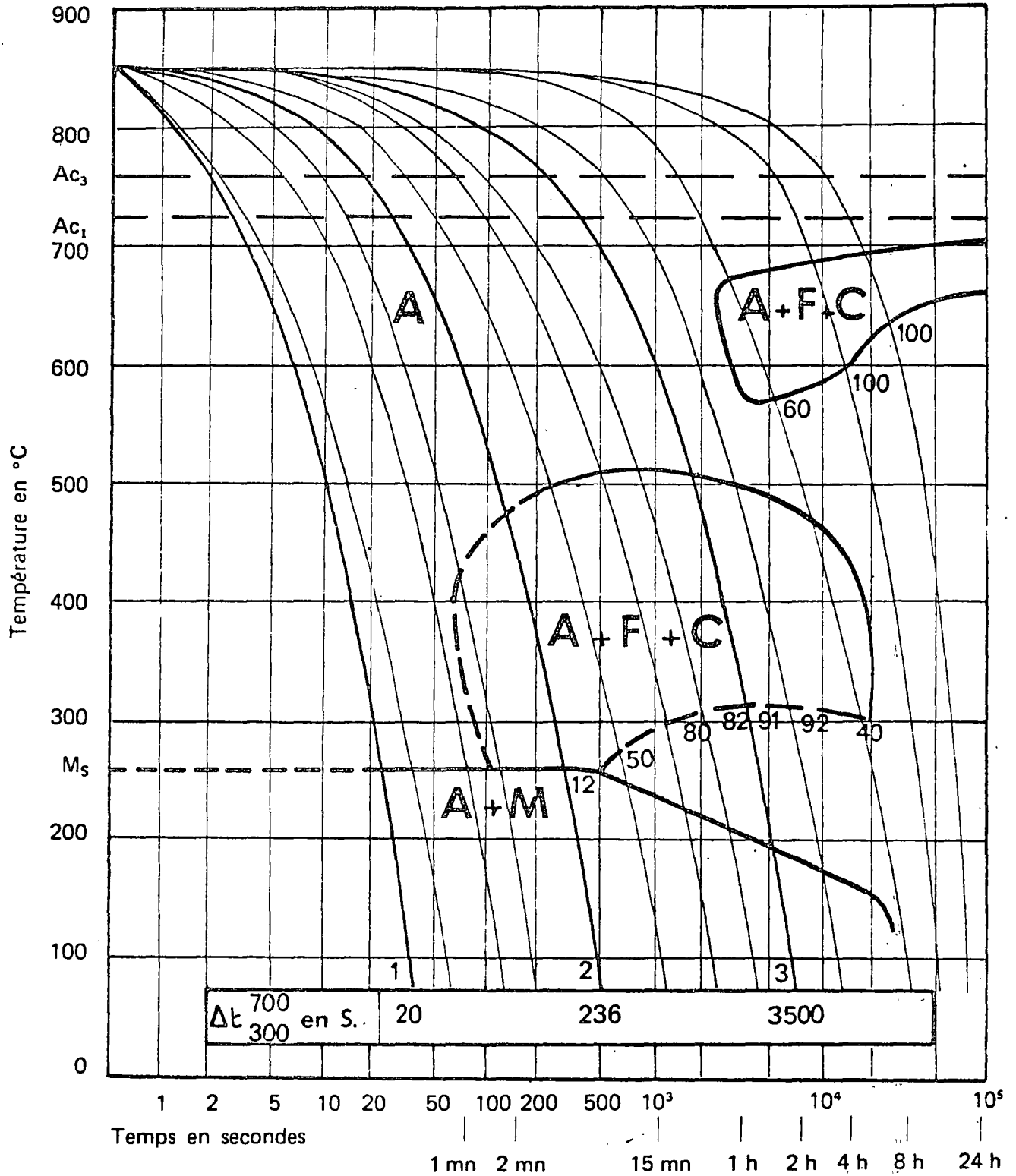


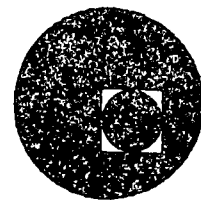
Fig. 17 – Exemple de diagramme T R C pour utilisation de l'abaque de la fig. 16 (acier 50NCD 6)

TABLE 6-2
AISI-SAE Steel Classification

CARBON STEELS	
10XX	Nonsulfurized carbon steel (plain-carbon)
11XX	Resulfurized carbon steel (free-machining)
12XX	Resulfurized and rephosphorized carbon steel
LOW-ALLOY STEELS	
13XX	Manganese 1.75
23XX	Nickel 3.50
25XX	Nickel 5.00
31XX	Nickel 1.25, chromium 0.65
33XX	Nickel 3.50, chromium 1.55
40XX	Molybdenum 0.25
41XX	Chromium 0.50 or 0.95, molybdenum 0.12 or 0.20
43XX	Nickel 1.80, chromium 0.50 or 0.80, molybdenum 0.25
46XX*	Nickel 1.55 or 1.80, molybdenum 0.20 or 0.25
47XX	Nickel 1.05, chromium 0.45, molybdenum 0.20
48XX	Nickel 3.50, molybdenum 0.25
50XX	Chromium 0.28 or 0.40
51XX	Chromium 0.80, 0.90, 0.95, 1.00, or 1.05
5XXXX	Chromium 0.50, 1.00, or 1.45, carbon 1.00
61XX	Chromium 0.80 or 0.95, vanadium 0.10 or 0.15 min.
86XX	Nickel 0.55, chromium 0.50 or 0.65, molybdenum 0.20
87XX	Nickel 0.55, chromium 0.50, molybdenum 0.25
92XX	Manganese 0.85, silicon 2.00
93XX	Nickel 3.25, chromium 1.20, molybdenum 0.12
98XX	Nickel 1.00, chromium 0.80, molybdenum 0.25
HEAT- AND CORROSION-RESISTANT STEELS	
2XX	Chromium-nickel-manganese (nonhardenable, austenitic, nonmagnetic)
3XX	Chromium-nickel (nonhardenable, austenitic, nonmagnetic)
4XX	Chromium (hardenable, martensitic, magnetic)
4XX	Chromium (hardenable, ferritic, magnetic)
5XX	Chromium (low-chromium, heat-resisting)



centro de educación continua
división de estudios superiores
facultad de ingeniería, unam



"TRATAMIENTO TERMICO Y SUS APLICACIONES"

TEMA III : Transformaciones en el acero.
CAP. 3 Las transformaciones del acero.

(2a. parte)

DR. YVAN HOUBAERT IRMEN.

Junio, 1978.

III-3.5.5. El revenido de la martensita.

En los aceros, se usa el término "revenido" para el calentamiento de aceros templados a temperaturas entre la temperatura ambiente y la temperatura A_1 . Si la estructura no cambia por el tratamiento, como es el caso en la zona de bajas temperaturas, se habla únicamente de recocido de alivio de esfuerzos (stress relieving).

La transformación de la estructura durante el revenido es al mismo tiempo función del tiempo y de la temperatura. A temperatura ambiente, puede ocurrir una ligera modificación en la estructura martensítica después de un tiempo suficiente, a pesar de que las velocidades de difusión son muy bajas en esas condiciones. Lo que continúa sobre todo, es el aumento de estabilidad de la austenita. Sin embargo, no ocurre un cambio notable en la estructura metalográfica ni en las propiedades mecánicas.

Se distinguen cuatro pasos diferentes en el revenido de la martensita:

1°. En el primer paso, que se sitúa entre temperatura ambiente y $\pm 250^\circ\text{C}$, una precipitación de carbono elimina poco a poco la deformación tetragonal de la red cristalina, lo que puede ser observado con rayos X por la aparición de figuras de difracción de la red cúbica centrada en el cuerpo de la ferrita. La relación de los parámetros c/a resulta entonces igual a la unidad. Esa transformación se observa también metalográficamente: mientras que la martensita tetragonal no se colorea mucho en el ataque químico y forma agujas de color blanco hasta azul, la "martensita revenida" se vuelve café oscuro hasta negro, sin cambiar la forma de las agujas. Se ha llamado a menudo esa martensita revenida "martensita cúbica", porque se pensaba que en el primer paso del revenido el carbono se quedaba encerrado en la red cúbica, únicamente cambiando ligeramente su posición. Sin embargo, posteriormente se descubrió que en este primer paso de revenido, el carbono se precipita en forma de carburos de muy alta dispersión. Entonces se trata en realidad de una mezcla de ferrita y de carburos con distribución extremadamente fina.

Los primeros carburos formados son carburo- ϵ , Fe_2C , cuya composición puede diferir mucho de la composición estequiométrica debido a una gran zona de solubilidad. Se acepta que no todo el carbono se precipita, si no que la red- α parcialmente deformada puede contener cantidades relativamente grandes de carbono (hasta un máximo de 0.25%) en solución.

Durante el primer paso de revenido, la austenita residual se conserva igual, pero su estabilidad aumenta con el tiempo y la temperatura.

2°. En el segundo paso del revenido, situado entre 230 y 280°C, la transformación de la austenita residual empieza. El mecanismo de esta disociación en ferrita y cementita es totalmente análogo a la formación de constituyentes intermedios y a la transformación isotérmica que se discutirán más adelante (véase III-3.6 y III-3.7).

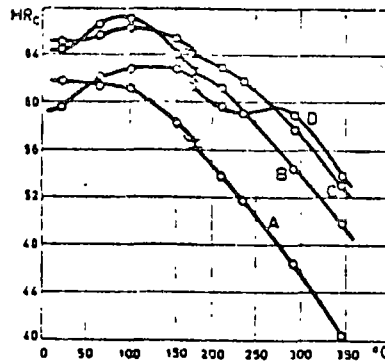
3°. En el tercer paso del revenido, que se sitúa entre 260 y 360°C y que se traslapa parcialmente con el segundo paso, ocurre la transformación paulatina del carburo- ϵ a cementita. A partir de los carburos- ϵ hexagonales muy finos se forma en primer lugar el carburo Fe_3C romboédrico en forma de laminillas muy finas, las cuales a temperaturas más altas, debido al efecto de la tensión de superficie, tienden a coagularse en partículas más grandes y redondas de cementita. Es obvio que para esta transformación, se requiere la difusión de átomos de carbono pero también de átomos de hierro en la red cristalina. Esto explica por qué los elementos de aleación pueden ampliar el tercer paso de revenido y sobre todo subir las temperaturas de este tercer paso.

Finalmente, el carbono que todavía se encontraba en solución supersaturada dentro de la ferrita, (primer paso), se precipita en forma de cementita.

4°. A pesar de que el cuarto paso de revenido ocurre únicamente en los aceros aleados, es preciso describirlo aquí. Cuando un acero contiene elementos carburizantes, estos forman carburos o difunden en la cementita formando carburos complejos con hierro, a temperaturas que dependen mucho del tipo de elemento. La consecuencia de esto es un endurecimien-

to por precipitación que hace aumentar otra vez la dureza después de un tiempo determinado de revenido. Esto se llama "endurecimiento secundario".

Desde luego, los cambios en las propiedades mecánicas durante el revenido dependen mucho de la estructura de templado y sobre todo de la relación martensita-austenita residual. Esto se indica en la Fig. III-3-11 para aceros con diferentes contenidos en carbono y porcentajes diferentes de austenita residual, para diferentes temperaturas de revenido y en cada ocasión con un tiempo de revenido de una hora.



III-3-11

:Influencia del contenido en carbono y austenita residual sobre la curva de revenido

	C%	Aust. residual	
A	0,49	<2	
B	0,79	6	(1h)
C	1,02	21	
D	1,26	35	

Además de los cambios de propiedades mecánicas por el revenido, ocurren, como en el templado, cambios importantes del volumen, que no sólo permiten la observación dilatométrica de la transformación, sino que hay que tenerlos en cuenta en el tratamiento térmico de los elementos de construcción, ya que pueden provocar agrietamientos del material y tensiones internas.

III-3.6. Constituyentes intermedios.

La formación de la perlita se describió anteriormente como una transformación que ocurre casi en condiciones de equilibrio, porque las velocidades de enfriamiento en este caso son tan bajas que a pesar de que pueden ocurrir algunas desviaciones con respecto a la concentración, el mecanismo de transformación de hecho no varía. Al contrario, durante la formación de la martensita, la velocidad de enfriamiento es tan grande que la velocidad con la que la estructura cristalina cambia de la forma γ a la forma α sobrepasa la velocidad de difusión del carbono y del hierro. La diferencia principal entre la formación de la perlita y la martensita es que la perlita se forma en un procedimiento de nucleación y crecimiento, mientras que cada aguja martensítica se forma independientemente como ya se ha explicado, por un cambio brusco de la red.

Cuando se enfría un acero desde la zona austenítica con velocidades entre la velocidad máxima para la formación de la perlita y la mínima para formar martensita, se forman constituyentes intermedios cuyo mecanismo de transformación tiene semejanza con ambas transformaciones anteriores.

III-3.6.1. Trostita primaria (de templado).

Cuando la velocidad de enfriamiento es ligeramente inferior a la velocidad crítica, al principio la velocidad de difusión del carbono es suficiente para alcanzar la velocidad de transformación, mientras que la difusión del hierro ya está tan reducida, que la transformación $\gamma - \alpha$ ocurre con un cambio brusco de la red cristalina, o sea, de modo coherente con la red austenítica y no libremente como en condiciones de equilibrio. La consecuencia de esto es que en los constituyentes intermedios la ferrita se orienta según determinados planos cristalográficos de la austenita. En los constituyentes intermedios se nuclean primero la ferrita, mientras que la perlita siempre empieza con la cementita.

Por otro lado, existe una diferencia fundamental con la martensita, ya que el carbono no se queda en solución, sino que forma cementita, de modo que la red ferrítica no está deformada.

El constituyente que se forma por un templado con velocidades ligeramente inferiores a la velocidad crítica se llama trostita, según el metalurgista francés Troost. Aunque este constituyente, como los demás constituyentes intermedios, se compone de laminillas alternadas de ferrita y cementita, éstos no se pueden observar con el microscopio óptico. Debido al muy alto grado de dispersión, este constituyente se colorea rápidamente con el ataque químico después del pulido, y son muy raros los casos de probeta homogénea. En general, la trostita se presenta en forma de manchas negras de aspecto redondo o en abanico en una masa de perlita o martensita ligeramente coloreada.

III-3.6.2. Trostita secundaria (de revenido).

Este constituyente es cristalográficamente análogo al anterior, pero se forma durante el revenido de la martensita en el intervalo de temperatura correspondiendo al tercer paso de revenido. Aunque la trostita de revenido no se forma directamente de la austenita, la misma relación de orientación existe, como en la trostita de templado, ya que las agujas martensíticas tienen esa orientación con la austenita primaria.

La analogía entre la trostita de templado y de revenido consiste en la relación de orientación con la austenita y el grado de dispersión. Sin embargo, el aspecto metalográfico es totalmente diferente: durante el revenido de una aguja de martensita, la transformación empieza en el corazón de la aguja y se propaga hacia el límite.

III-3.6.3. Bainita.

Una tercera posibilidad de formación de un constituyente intermedio es la transformación isotérmica de la austenita metaestable entre A_1 y M_s . La estabilidad de esa austenita depende mucho de la temperatura, como

se demostrará más adelante en la discusión de las transformaciones isotérmicas. (III-3-7).

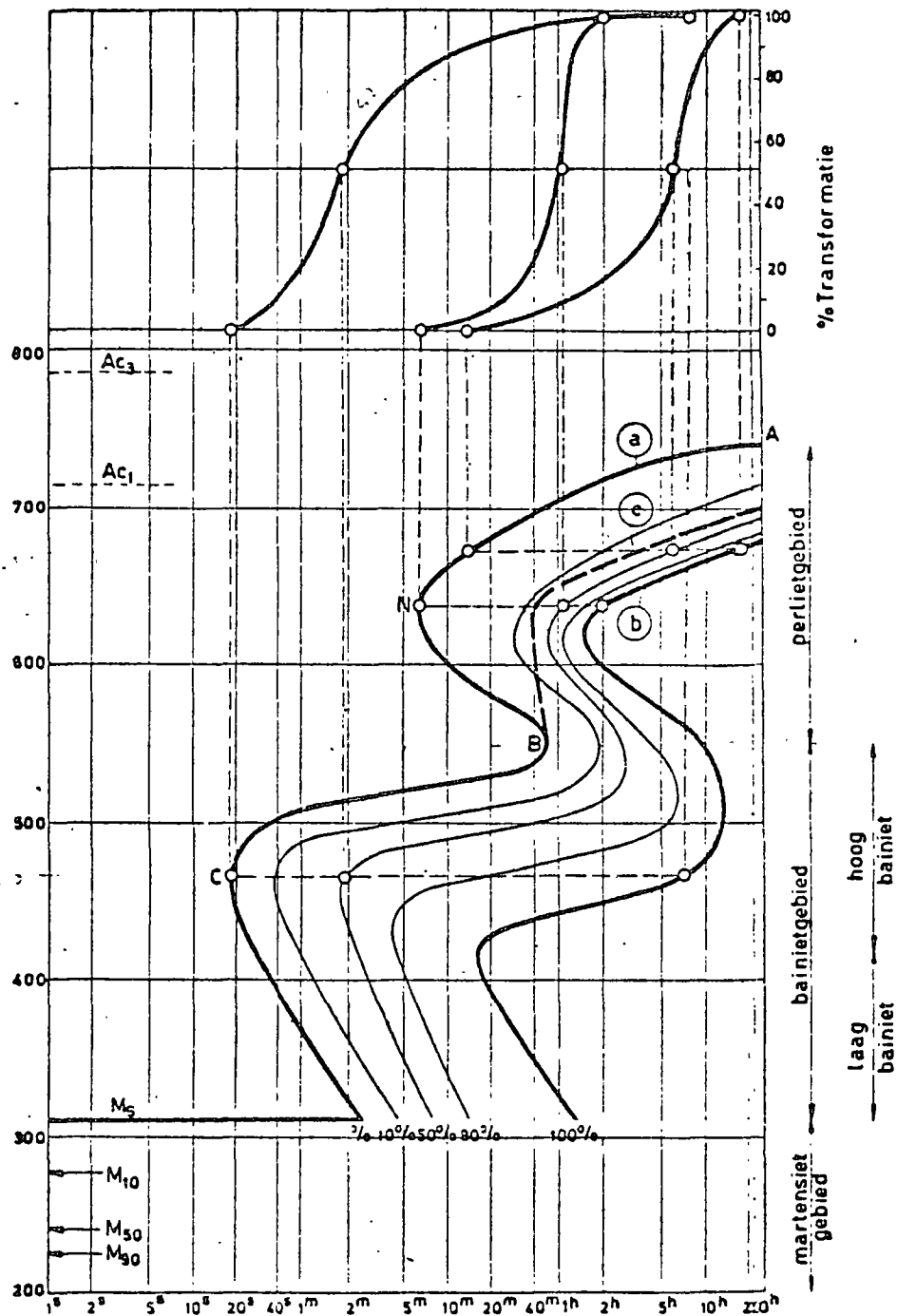
La transformación isotérmica de la austenita templada es totalmente análoga a la formación de la trostita de templado: la velocidad de difusión del carbono todavía es suficiente para permitir la precipitación de la cementita, mientras que la formación de la ferrita ocurre con un fenómeno brusco de cambio según las orientaciones preferenciales de la red. El aspecto metalográfico de la bainita, llamada según E.C. Bain, tiene mucha semejanza con la martensita, debido a la presencia de agujas ferríticas.

Desde el trabajo de investigación muy importante de E.C. Bain sobre transformaciones isotérmicas, existe la tendencia (sobre todo en la literatura anglosajona) de llamar todos los constituyentes intermedios "bainita", independientemente de su modo de formación.

III-3.7. Transformaciones isotérmicas.

Hasta este punto, hemos tratado de las transformaciones de la austenita a perlita, martensita o constituyentes intermedios a diferentes velocidades de enfriamiento sin definirlos exactamente. En esas condiciones, sólo se puede investigar poco sobre la velocidad de transformación o sobre su desarrollo en función del tiempo. Hasta antes de 1930, la investigación sobre las transformaciones del acero se limitó de hecho a los métodos empíricos del templado del acero.

Se debe principalmente a Bain y Davenport el inicio desde 1930 de la investigación científica y sistemática de las transformaciones del acero. El trabajo se basó en la siguiente constatación: con una velocidad de enfriamiento bastante elevada, la transformación martensítica no empieza antes de una temperatura determinada (M_s). Por consiguiente, en la zona de temperatura arriba del punto M_s , la austenita puede detenerse en estado metaestable si la velocidad de enfriamiento para alcanzar esta temperatura es bastante elevada. Bain y Davenport e independientemente ellos Wever y Engel, determinaron la velocidad de transformación de esta auste



III-3-12

:Diagrama TTT de un acero de ligera aleación (C:0,40; Mn:1,38; Ni:0,74; Cr:0,53; Mo:0,16) : a=comienzo transformación, c=línea de carburos, b=fin de transformación)

nita metaestable a temperatura constante y además la estructura y las propiedades de los constituyentes que se forman de esta manera.

Estas transformaciones isotérmicas se estudiaron sobre todo según los métodos diferentes: por metalografía y por dilatometría. En el primer método se templen pequeñas probetas de acero desde la temperatura de austenitización en un baño líquido de plomo o de sal a temperatura fija y constante entre A_1 y M_s . Después de tiempos diferentes, las probetas se sacan del baño y se templen a temperatura ambiente, de modo que la austenita todavía no transformada se convierte en martensita, lo que permite evaluar metalográficamente el porcentaje de austenita transformada en función del tiempo y de la temperatura.

En el método dilatométrico, se determina el desarrollo de la transformación después de un templeado en baño de sal o de plomo a temperatura constante, en función del tiempo se observa que la velocidad de transformación aumenta al principio y disminuye más tarde para alcanzar asintóticamente la velocidad cero. Cuando se representa el grado de transformación, o sea el porcentaje de austenita transformada, en una gráfica con escala logarítmica para el tiempo, se obtiene una curva clásica en forma de "S" (parte superior de la Fig. III-3-3-12). El resultado global de todas estas curvas en "S" para diferentes temperaturas se representa en un sólo diagrama, el diagrama T.T.T., o diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación. El tiempo se da siempre en una escala logarítmica y los puntos del comienzo y el fin de todas las transformaciones isotérmicas determinan las curvas de comienzo (izquierda) y fin (derecha) de la transformación. Del mismo modo se pueden representar curvas intermedias que reúnen puntos del mismo grado de transformación (Fig. III-3-3-12). Para esta figura se utilizó un acero aleado para el carácter demostrativo del diagrama, ya que la posición de las diferentes curvas está muy influenciada por los elementos de la aleación, y para un acero no aleado (acero al carbono) la curva para el comienzo de la transformación se ubicaría a la izquierda del eje de la ordenada (1 segundo). Además es casi imposible determinar con precisión tiempos de comienzo de transformación menores de 1 segundo.

Es sobre todo debido al desarrollo de los diagramas TTT de los aceros aleados que se logró clasificar sistemáticamente los constituyentes de endurecimiento y distinguir las diferencias que existen entre los mecanismos de transformación.

III-3.7.1. Importancia de la forma de los diagramas TTT y del mecanismo de las transformaciones.

Se observa en la parte superior AN de la curva (llamada "rodilla perlítica" N Fig. III-3-3-12) que el inicio y el fin de la formación de la perlita ocurre con tiempos cada vez menores y más rápidamente. Varios fenómenos explican este efecto:

1°. La estabilidad de la austenita disminuye y la tendencia a la precipitación de carburo aumenta porque la diferencia en entalpía libre (ΔG) entre la austenita y la perlita aumenta, lo que provoca una reducción del tiempo de incubación (formación de núcleos).

2°. Como ya se discutió para la formación de la perlita, al aumentar la velocidad de enfriamiento, el sistema reacciona aumentando la tendencia a la precipitación con un grado de nucleación superior, disminuyendo la distancia entre las laminillas de cementita.

3°. Un tercer efecto acelerante es el aumento en frente de cristalización debido al crecimiento en abanico (estado final: bulbos de trostita). Sin embargo, estos efectos que aumentan la velocidad de transformación experimentan un efecto negativo por la movilidad reducida de los átomos que dificulta cada vez más la difusión. La difusión disminuye exponencialmente con un descenso de temperatura, y a temperaturas bastante bajas la reducción de difusión sobrepasa los efectos acelerantes: el tiempo de incubación alcanza un valor mínimo y la velocidad de transformación es máxima en la rodilla perlítica (llamada a veces "nariz perlítica").

La forma de la curva de comienzo de transformación también tiene que ver con el mecanismo de la transformación. Como ya se discutió con respecto a la formación de la perlita, esta reacción se nuclea por la cementita, ya que se observa durante el crecimiento lento de la perlita que las laminillas de cementita sobresalen del frente de transformación. Durante este mecanismo, la orientación cristalográfica de la ferrita depende sobre todo de la dirección de crecimiento.

La difusión se hace cada vez más difícil cuando baja la temperatura, lo que dificulta la formación de cementita y favorece la formación de ferrita. Como se estudió en la formación de constituyentes intermedios (III-3.6.1.), la formación de ferrita ocurre en este caso de manera coherente con la red austenítica: la reacción continúa con nucleación y crecimiento de los núcleos, pero la orientación cristalográfica está determinada por la red austenítica original.

La diferencia entre la perlita laminar (formada arriba de la rodilla perlítica) y los constituyentes más finos como trostita (entre N y B) estriba sobre todo en la orientación de la ferrita.

En el diagrama TTT, de los aceros hipoeutectoides, se traza a menudo una línea de carburos (precipitación de carburos) en la zona de la perlita, ya que en estos casos la transformación empieza con la formación de ferrita proeutectoide. En estos casos, la curva de comienzo del diagrama TTT da el inicio de la formación de ferrita, mientras que la línea de carburo da el comienzo de la formación de perlita. La línea de carburo se desplaza hacia la izquierda con aumento en el contenido de carbono. Es obvio que esta línea se acerca más y más a la línea de comienzo de la transformación cuando baja la temperatura: de forma análoga como cuando aumenta la velocidad de enfriamiento, el punto eutectoide se desplaza hacia menores concentraciones en carbono y la perlita formada se vuelve más pobre en carbono, mientras que la cantidad de ferrita disminuye.

A partir del punto B, el tiempo de incubación disminuye nuevamente, como la velocidad de difusión disminuye siempre, este nuevo fenómeno sig-

nifica un cambio total en el mecanismo de transformación y de nucleación. Las investigaciones de Mehl y Hultgren demostraron que el producto de transformación obtenido, llamado "bainita" se nuclea por ferrita.

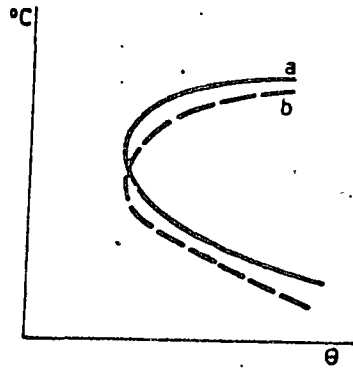
Esta ferrita (llamada ferrita probainítica) se forma mediante un mecanismo de cambio brusco de la red austenítica, mientras que se expulsa el carbono y la cementita se forma en segundo lugar. Debido a esto, el frente de transformación tiene una forma totalmente diferente que en la transformación perlítica: agujas de ferrita penetran según los planos octaédricos de la austenita y entre esas agujas ferríticas se precipitan pequeñas partículas de cementita. Bajando aún más la temperatura, se hace cada vez más difícil la precipitación del carbono, la ferrita se sobresatura y alcanzando la temperatura M_s el cambio brusco de la red austenítica ocurre sin difusión, formándose la red tetragonal de la martensita.

La relación entre los mecanismos de formación de la bainita y de la martensita aumenta cuando la transformación isotérmica ocurre a temperaturas más bajas. Según la teoría de Jellinghaus, basada en varios resultados experimentales, la ferrita bainítica se nuclearía por núcleos de martensita.

Como ya se mencionó, la Fig. III-3-3-12 representa un diagrama TTT de un acero aleado, porque en estos diagramas las zonas perlítica y bainítica están claramente separadas. Al contrario, en un acero no aleado (al carbono), las dos zonas se sobreponen en gran parte, ya que la rodilla bainítica sólo está ligeramente más baja que la rodilla perlítica. El resultado de la superposición de ambas transformaciones, es que el diagrama TTT muestra solamente una rodilla, que se denomina usualmente rodilla perlítica (Fig. III-3-3-13).

III-3.7.2. Influencia de los elementos de aleación.

Los elementos de aleación pueden modificar mucho la forma del diagrama TTT. Se explica su influencia de diferentes modos: aumento de la estabilidad de la fase austenítica, resultando de ésto un desplazamiento de la



14-3-13

:Superposición de las curvas de comienzo de la transformación perlítica (a) y bainítica (b)

curva inicial hacia la derecha; reducción de la velocidad de difusión; formación de carburos complejos con influencia sobre la nucleación. Por lo tanto el papel de los elementos de aleación es muy complejo y sobre todo la combinación de varios elementos provoca efectos que no se pueden deducir a priori de la influencia de cada elemento por separado. Además, hay que insistir en el papel excepcional del carbono como elemento de aleación, ya que ningún otro elemento es capaz de aumentar tanto la estabilidad de la fase austenítica como el carbono.

La tabla siguiente representa esquemáticamente la influencia de los principales elementos de aleación sobre el diagrama TTT.

También la temperatura de los pntos Ms y Mf depende mucho de los elementos de aleación, sobre todo del carbono. Varias fórmulas empíricas fueron propuestas para determinar estas temperaturas en función de los contenidos en elementos de aleación. Pero como la estructura, la temperatura de austenitización, el tamaño del grano austenítico y la distribución de inclusiones también juegan un papel importante, estas fórmulas sólo tienen un valor de aproximación. Por ejemplo; la fórmula de Nehrenberg

12

sirve como demostración de la influencia relativa de ciertos elementos de aleación.

$$M_s (\text{°C}) = 500 - 300C - 33Mn - 22Cr - 17Ni - 11Si - 11Mo \%$$

En esta fórmula parece ser que 1% de carbono baja la temperatura M_s más o menos 9 veces más que 1% de Mn y más o menos 18 veces más que 1% de Ni. Sólo el Co aumenta un poco la temperatura M_s . La temperatura M_f , la cual es difícil de determinar con precisión, también disminuye con mayor porcentaje en carbono y en menor grado por otros elementos de aleación.

Como ilustración del cambio importante de un diagrama TTT debido a la influencia de los elementos de aleación, se representan las figuras III-3-3-14 y 15 con diagramas TTT de un acero Ni-Cr-Mo y de una fundición aleada.

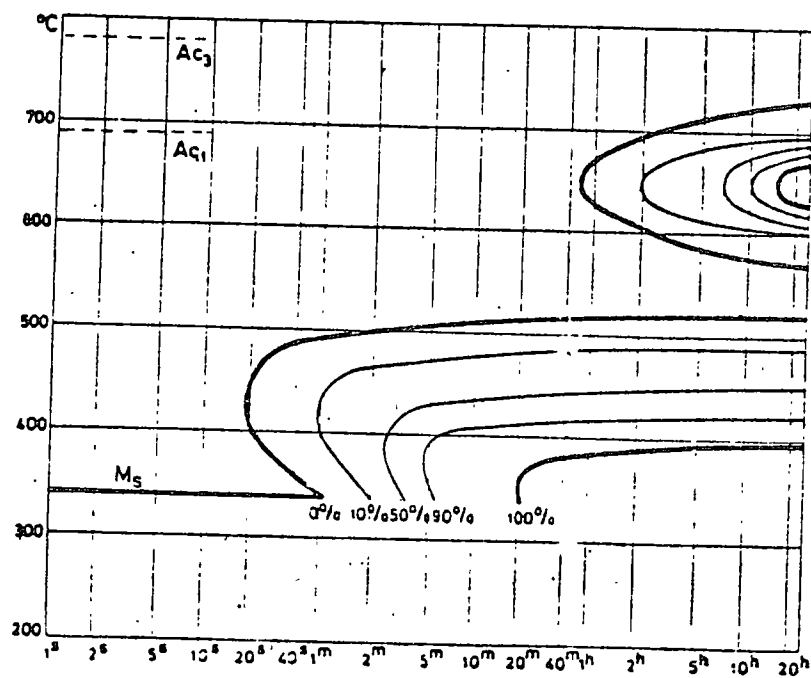
La comparación de las Figs. III-3-3-13 y 14 es especialmente significativo: desplazamiento por Mo y Ni de la rodilla de la curva perlítica hacia la derecha debido al aumento de la estabilidad de la austenita y separación total de las zonas perlítica y bainítica por el Mo. Aparece un intervalo de temperatura en el cual la austenita puede ser conservada bastante tiempo después del templado sin transformación.

Una zona análoga también aparece en el diagrama TTT de la fundición aleada de la Fig. III-3-3-15, también con la influencia del Mo. Sin embargo, en este caso la rodilla perlítica está muy desplazada hacia la izquierda por el alto contenido en carbono. Este diagrama presenta un aspecto típico en la zona bainítica debido principalmente al alto contenido en carbono. La línea del fin de la transformación no significa en este caso que la transformación esté completa: sobre todo en la zona bainítica alta, la estabilidad de la austenita es grande cuando la temperatura es elevada, de modo que la transformación se para aún cuando existen altas concentraciones de austenita residual.

En estos diagramas también se observa claramente que las transformaciones perlítica y bainítica son totalmente diferentes. Aún en los diagrama

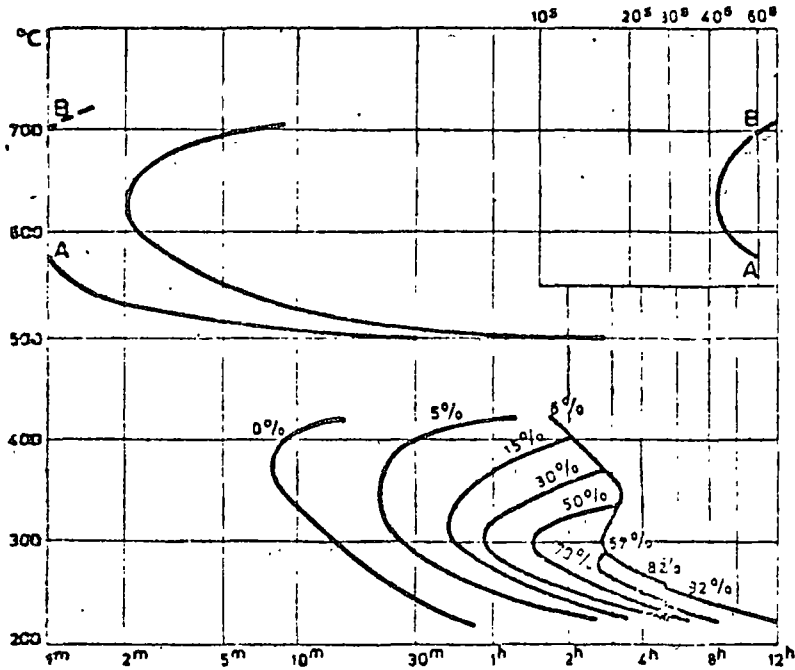
REPRESENTACION ESQUEMATICA DE LA INFLUENCIA DE LOS PRINCIPALES ELEMENTOS DE ALEACION SOBRE EL DIAGRAMA T - T - T

Elemento de Aleación	Rodilla perlítica		Rodilla bainítica		Observaciones
	Comienzo	Velocidad Temp.	Comienzo	Velocidad Temp.	
C < 0,87	→	↗	→	↘	
C > 0,87	←	↗	→	↘	
Ni, Mn	→	↘	→	↘	
Cu, Si	→	↘	→	↘	más débil que Ni y Mn
Co	←	↗	→	↘	único elemento izq.
Cr	→	↘	→	↘	separación perlita-bainita
Mo	→	↘	→	↘	
V	→	↘	→	↘	
B	→		→		cont. normal 0,003 %
Grano grueso	→				nucleación más lenta



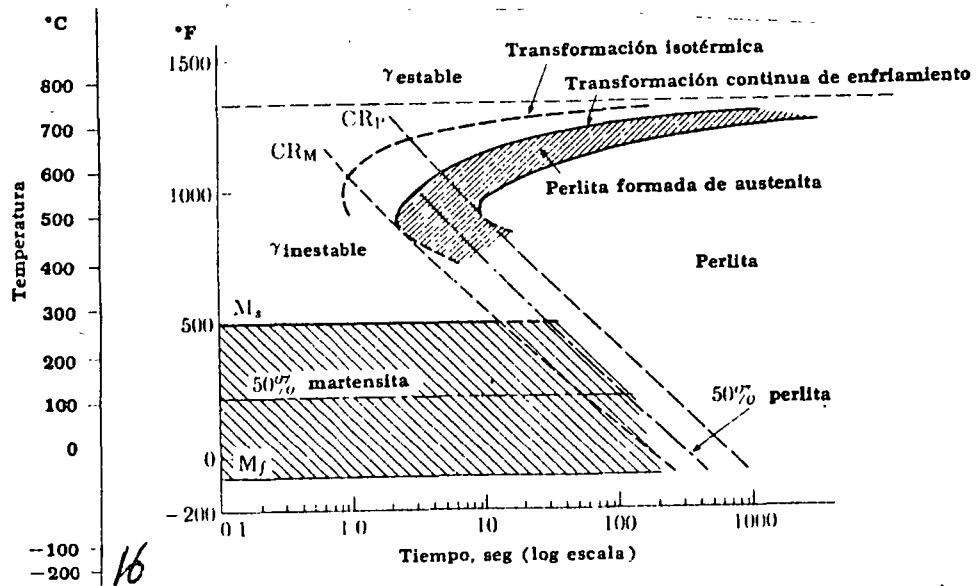
:Diagrama TTT de un acero Ni-Cr-Mo (C:0,32;Ni:2,4; Cr:0,74;Mo:0,5)

III-3-14



11-3-15

:Diagrama TTT de una fundición aleada (C=3,01; Si=1,86; Mn=0,96; Mo=0,62; Cr=0,27; Cu=2,02)



16
Curva de transformación de enfriamiento continuo (acero eutectoide). La temperatura de transformación y los tiempos son desalajados de la curva de transformación isotérmica para el mismo acero. (Ver Fig. 10-24) CR_M = rapidez mínima de enfriamiento para 100% de martensita. CR_p = rapidez máxima de enfriamiento para 100% de perlita

mas en los cuales las zonas son continuas, en realidad, las reacciones son separadas. Sin embargo, pueden ocurrir simultáneamente, separadas en el tiempo o aún con una etapa entre los dos tipos de transformación.

III-3.8. Curvas de transformación con enfriamiento continuo.

Las curvas de transformación isotérmica (Fig. III-3-12 a 15) sólo son apropiadas si el enfriamiento es lo suficientemente rápido para enfriar tanto la superficie como el centro del acero en menos tiempo que el que se necesita para iniciar la transformación en la rodilla de la curva. Sin embargo, en un acero al carbono (no aleado) este temple sólo puede hacerse con esa rapidez en piezas de tamaño extremadamente pequeño. Por lo tanto, con el fin de tomar en cuenta el efecto integrante del tiempo y temperatura en la reacción de transformación, es necesario modificar las curvas de transformación. Esto se hizo en la Fig. III-3-3-16 para un acero eutectoide, donde podemos observar que la curva de transformación con enfriamiento continuo se desplaza hacia abajo y se encuentra a la derecha de la curva correspondiente de la transformación isotérmica.

Dos importantes velocidades de enfriamiento de la curva de transformación con enfriamiento continuo se incluyen en la Fig. III-3-3-16. La primera es la velocidad mínima de enfriamiento que produce únicamente martensita; la segunda es la velocidad máxima de enfriamiento que produce únicamente perlita. A 704°C estas dos velocidades de enfriamiento son aproximadamente 330°C/seg, respectivamente, para un acero 1080. Estas velocidades críticas de enfriamiento disminuyen para aceros a los cuales se les agregaron elementos de aleación. Hay que enfatizar que los elementos de aleación no reducen la velocidad de remoción del calor durante el temple, sino que reducen la velocidad crítica de enfriamiento que se requiere para la formación de la martensita.

III-3-9. Transformaciones y propiedades mecánicas de la ferrita.

Todas las transformaciones de las aleaciones Fe-C tratadas hasta ahora se relacionaban con la transformación $\gamma - \alpha$. Los aceros extra-suaves

que son totalmente ferríticos a temperatura ambiente eran excluidos a priori. Sin embargo, también en la solución sólida pueden ocurrir ciertas transformaciones debajo de la temperatura A_1 , las cuales dependen del contenido en carbono y pueden influir en las propiedades mecánicas. A pesar de su solubilidad limitada, el carbono puede modificar las propiedades de la ferrita de tres maneras:

- endurecimiento por solución sólida
- endurecimiento por precipitación
- precipitación de Fe_3C como cementita en límites de grano.

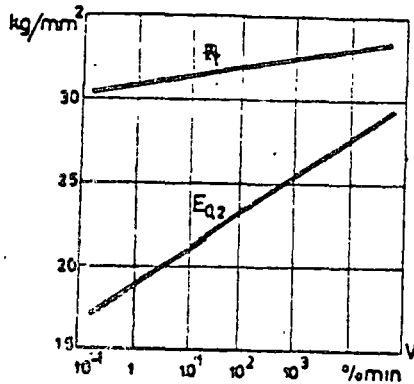
La formación de cementita en límites de grano ya se discutió anteriormente.

III-3-9.1. La influencia del carbono disuelto.

La solubilidad del carbono en hierro- α no sólo es mucho menor que en el hierro- γ , sino que además el espacio disponible en la red es mucho menos propicio. Para un elemento en solución intersticial en una red cúbica centrada en el cuerpo solamente hay lugar en el centro de los planos cúbicos y de las aristas cúbicas, de modo que la red ya se deforma con bajas concentraciones en carbono. Esto aparece en forma de una deformación de la red, la cual es análoga, pero mucho menos importante que la de la martensita tetragonal, mientras que el parámetro de la red aumenta ligeramente (0.025% con 0.015%C). Sin embargo, el endurecimiento por solución sólida es muy débil, ya que la solubilidad del carbono en ferrita a temperatura ambiente es muy reducida, pero una consecuencia indirecta de la dificultad de la solución de átomos de carbono en la red- α es que el carbono se ubica de preferencia en los puntos de defectos de la red o en las zonas en tensión cerca de las dislocaciones, lo que aumenta mucho el efecto de pequeñas adiciones de carbono sobre las propiedades mecánicas. Esta distribución heterogénea de carbono puede ser considerada como aglomeración que forma la transición a la precipitación.

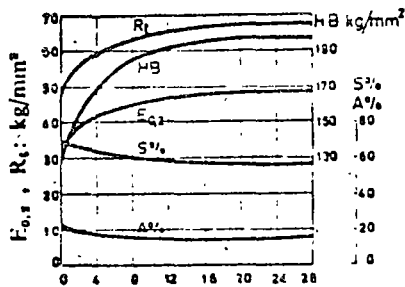
III-3-9.2. Agglomeraciones y fenómenos de precipitación.

1°. Influencia sobre el límite elástico (τ_E).



III-3-17

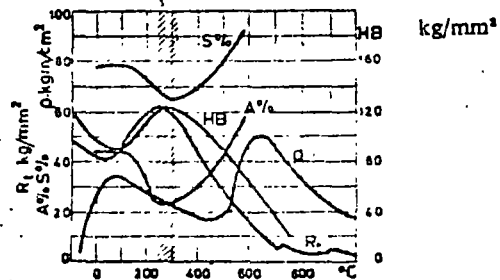
:Resistencia a la ruptura y a la fluencia de acero extra-suave (0,06%) en relación con la velocidad de deformación (%/min)



III-3-18

tiempo en días

:Variación de las propiedades mecánicas de acero ferrítico por envejecimiento a temperatura ambiente después de un enfriamiento rápido (templado) de 680°C



III-3-19

:Envejecimiento después de la deformación en frío

El anclaje de las dislocaciones por las aglomeraciones de átomos de carbono aparece sobre todo en el límite elástico, o sea en la resistencia a la deformación plástica. Mientras que en el hierro puro y demás aceros en los que el carbono está ligado por elementos formando carburos, no aparece un límite elástico muy pronunciado (por esto se usa 0.2% tensión para una deformación plástica de 0.2%), un límite agudo ocurre en la ferrita de grano fino y saturada en carbono.

Además, el valor del límite elástico y en menor grado el valor de la resistencia a la ruptura dependen de la velocidad de deformación (Fig. III-3-3-17): Esto se explica por el hecho de que el desplazamiento de las dislocaciones está determinado por la difusión de los átomos de carbono y depende entonces del tiempo.

A mayores temperaturas, la difusión del carbono puede seguir más fácilmente la deformación, de modo que el endurecimiento y el límite elástico agudo sólo aparecen con grandes velocidades de deformación.

2°. Envejecimiento después de templado.

Durante el enfriamiento lento de la ferrita saturada en carbono, se precipita cementita según la línea PQ del diagrama de equilibrio Fe-Fe₃C en forma de cementita de límites de grano. Esta precipitación se evita templando en agua, obteniendo así una solución sobresaturada de carbono en hierro- α . Sin embargo, la velocidad de difusión del carbono a temperatura ambiente aún es suficiente para provocar una precipitación lenta de carburos submicroscópicos, que aumentan la dureza, la resistencia a la ruptura y el límite elástico, mientras que la elongación, la estricción y la tenacidad se reducen. (Fig. III-3-3-18).

Esta precipitación se acelera a temperatura más elevada, de modo que a 50°C los mismos valores como en la Fig. III-3-3-18 se alcanzan después de unas horas. Cambios en la mayoría de las propiedades físicas acompañan esas precipitaciones: conductividad eléctrica y térmica, amortiguamiento, propiedades magnéticas, etc...

3°. Envejecimiento por deformación en frío.

Igual como ocurre para la recristalización, el envejecimiento después del templeado es mucho más rápido después de una deformación en frío. Aún el acero no templeado conteniendo carbono (o nitrógeno, que es totalmente análogo debido a la formación de Fe_4N) demuestra importantes fenómenos de envejecimiento después de una deformación en frío, los cuales dependen mucho de la temperatura. Mientras que en el hierro puro el límite elástico y la resistencia a la ruptura disminuyen en forma continua cuando la temperatura aumenta, estos valores para aceros sensibles al envejecimiento aumentan desde $\pm 50^\circ C$ hasta $250-300^\circ C$ y disminuyen después. En la zona de temperatura cerca de $300^\circ C$, las propiedades de ductilidad presentan un mínimo, lo que lleva a la denominación "fragilización azul" debido al color azul típico del acero calentado a esa temperatura (formación de capa delgada de óxido), Fig. III-3-3-19.

A pesar de que el mecanismo de interacción con el carbono y el nitrógeno durante el envejecimiento y la fragilización azul son análogos, la influencia del nitrógeno es más importante que la del carbono, debido a la mayor solubilidad (0.10% de nitrógeno; 0.018% de carbono) y de la mayor velocidad de difusión a temperatura ambiente.

Se puede reducir el efecto del nitrógeno en el acero añadiendo Al que forma nitruros estables. Por otro lado en la producción de acero se trata esencialmente de producir acero extra-suave con contenido en nitrógeno muy bajo utilizando procedimientos especiales (O_2-H_2O ; BOF, etc ...). Con estos aceros se hacen diferentes pruebas de envejecimiento, por ejemplo se comparan las propiedades mecánicas después de un templeado a $650^\circ C$, las propiedades después de un templeado desde la misma temperatura seguido por una determinada deformación en frío (por ej: 10%) y un envejecimiento artificial de media hora a $250^\circ C$.

Además, la temperatura de transición de ruptura dúctil a frágil aumenta por envejecimiento de modo que su determinación después de un envejecimiento artificial también puede servir de medida para la sensibilidad al envejecimiento de un determinado acero.

Tabelle 4.

Vergleich von Einsatz- und Vergütungsstählen der Montanunion-Länder und Schweden, England, USA (3¹⁾)

Deutschland		Belgien	Frankreich	Italien	Luxemburg	Niederlande		Schweden	England	USA ²⁾
DIN-Nr.	Marke					Fe $\frac{115}{116}$	C 10 $\frac{N}{T}$			
17 210	C 10 Ck 10	C 10 m	XC 10 f	C 10	AIC 10	Fe $\frac{115}{116}$	C 10 $\frac{N}{T}$	—	En 32 A	C 1010
	C 15 Ck 15	C 15 m EE	XC 22 f	C 15	AIC 15	Fe $\frac{117}{118}$	C 15 $\frac{N}{T}$	14 1370	En 32 B	C 1015
17 200	C 22 Ck 22	(Voir C 20 m et C 20 m EE)	XC 18 f	C 20	AIC 20	Fe $\frac{121}{122}$	C 20 $\frac{N}{V}$	—	En 3 A	C 1020
	C 35 Ck 35	C 35 m	XC 35 f	—	AIC 35	—	—	—	En 8 A	C 1035
	C 45 Ck 45	C 45 m	XC 45 f	—	AIC 45	—	—	14 1672	—	C 1045
	C 60 Ck 60	—	XC 65 f	C 60	—	—	—	—	—	C 1060
17 210	15 Cr 3	—	—	—	—	—	—	—	En 207	SAE 5115 (5117)
	16 MnCr 5	—	16 MC5	16 MC5	—	—	—	—	—	—
	20 MnCr 5	—	20 MC5	—	—	—	—	—	—	—
	14 Ni 6	Ni 220	10 N 8	—	DN 2	—	—	—	—	—
	15 CrNi 6	—	16 NC 8 f	14 CN 5 15 CN 5	CM 1	—	—	14 25 11	—	AISI 3115
	14 NiCr 10	—	14 NC11	15 NC11	DCN 4	Fe 131 en Fe 132	14 Ni 25 Cr 8	14 25 14	—	—
14 NiCr 14	NiCr 225	12 NC15	18 NC13	CM 2	Fe 133	14 Ni 35 Cr 8	14 25 15	En 36 A En 30 B	AISI 3316 SAE 3316	
14 NiCr 18	NiCr 241	—	18 NC16	DCN 5	Fe 134	14 Ni 45 Cr 11	—	En 39 A	—	
15 CrMo 5	CrMo 211	18 CD 4	—	CM 3	—	—	—	—	—	
17 200	30 Mn 5	Mn 315	32 M 5	—	AES 3	—	—	—	En 15	SAE 1036
	40 Mn 4	—	—	—	—	—	—	14 21 20	—	SAE 1039
	37 MnSi 5	—	—	35 MS 5	(MnSi)	—	—	—	—	—
	34 Cr 4	—	32 C 4	—	—	—	—	—	En 18 B	5192
	41 Cr 4	—	38 C 4	40 C 4	—	—	—	—	En 18	5140
	25 CrMo 4	—	25 CD 4 S	25 CD 4	—	—	—	14 22 25	—	—
	34 CrMo 4	—	35 CD 4	—	—	—	—	14 22 34	—	AISI 4135 H
	42 CrMo 4	—	42 CD 4	—	—	42 Cr 10 Mo V	—	14 22 44	En 19 C	AISI 4142 H
	50 CrMo 4	—	—	—	—	—	—	—	—	4150
	36 NiCr 6	—	35 NC 6 f	35 NC 5	DCN 2	—	—	14 25 30	En 111	3135
	36 NiCr 10	—	35 NC 11	35 NC 9	(DCN 2 F)	—	—	—	—	—
	31 NiCr 14	—	—	—	DCN 5 H	24 Ni 35 Cr 8 V	—	—	En 23	—
	35 NiCr 13	—	40 NC 17	—	DCN 6	35 Ni 45 Cr 13 V	—	14 25 36	En 30 A	—
	36 CrNiMo 4	—	35 NCD 5	38 NCD 4	—	—	—	—	—	—
34 CrNiMo 6	—	—	35 NCD 7	—	—	—	14 25 41	—	—	4937
30 CrNiMo 8	—	30 NCD 8	—	—	—	—	—	—	—	—
50 CrV 4	—	50 CV 4	—	—	—	—	—	En 47	—	6150

¹⁾ Diese Tabelle ermöglicht Vergleich der deutschen Einsatz- und Vergütungsstähle mit gängigen Sorten der Montanunion-Länder und der Länder Schweden, Großbritannien und USA. In vielen Fällen gibt es keine genaue Übereinstimmung zwischen Definitionen der verschiedenen nationalen Normen. Verbraucher muß daher stets Merkmale der gewählten Stahlsorte nachprüfen.

²⁾ SAE = Society of American Automotive Engineers, Philadelphia, AISI = American Iron and Steel Institute, New York.



centro de educación continua
división de estudios superiores
facultad de ingeniería, unam



TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES

TEMA III: TRANSFORMACIONES EN EL ACERO

CAPITULO 4: LA INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS
DE ALEACION

DR. YVAN HOUBAERT IRMEN

6 JULIO, 1978.

III-4.2. Influencia de los elementos de aleación en acero (aleación Fe-C).

Hay que considerar ahora primero la influencia del carbono y del elemento de aleación en el hierro y segundo la influencia recíproca del carbono y del elemento de aleación (formación de carburos).

III-4.2.1. Elementos formando carburos.

Esos elementos, llamados elementos carburígenos o carburizantes se caracterizan por su tendencia a la formación de carburos especialmente estables en las aleaciones Fe-C. Como también existe un carburo entre Fe y C (la cementita Fe_3C), se obtiene, según el elemento de aleación y la cantidad de aleación, un cristal mezclado de cementita, es decir Fe_3C en el cual una parte del hierro está substituida por el elemento X o sea $(Fe.X)_3C$, conservando la estructura ortorrómbica de la cementita; o bien la formación de carburos especiales.

Los principales elementos formando carburos, clasificados de izquierda hacia la derecha según aumenta la estabilidad de sus carburos son: Mn, Cr, W, Mo, V, Ti, Zr, Ta y Nb. Con excepción del Mn, todos los demás elementos pertenecen al grupo que reduce la zona γ del hierro.

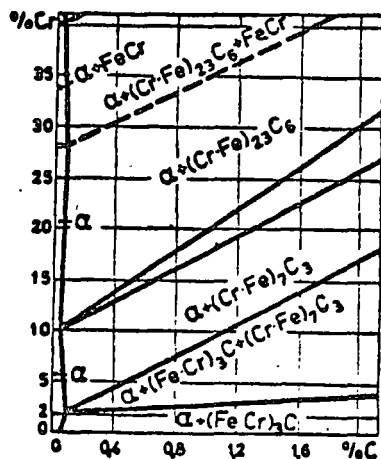
En relación con la tendencia a formar carburos se puede decir que el Mn forma casi exclusivamente soluciones sólidas de cementita; el Cr también demuestra una fuerte tendencia a la formación de soluciones sólidas, el W y Mo ya mucho menos, mientras que los elementos siguientes forman sobre todo carburos especiales.

La formación de soluciones sólidas de cementita o de carburos especiales no depende únicamente de la tendencia a la formación de carburos, o sea de la afinidad del elemento con el carbono, sino también mucho de la concentración del elemento carburizante en la aleación en la cual el elemento Fe siempre es principal.

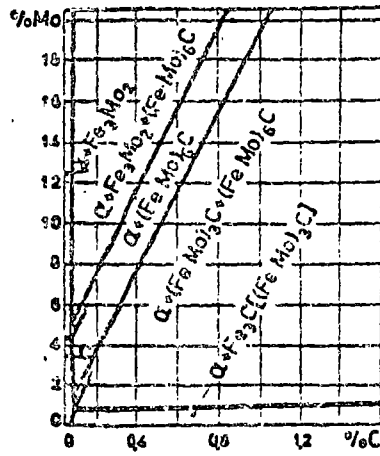
Así, por ejemplo, el Cr forma en presencia de suficiente carbono y con aumento del contenido en Cr, respectivamente:

- solución sólida ortorómbica en cementita: $(\text{Fe.Cr})_3\text{C}$ que pueden con tener hasta 15% de carbono.
- un carburo especial trigonal $(\text{Cr.Fe})_7\text{C}_3$ con un contenido mínimo de 36% Cr.
- un carburo especial cúbico $(\text{Cr.Fe})_4\text{C}$ o más probablemente $(\text{Cr.Fe})_{23}\text{C}_6$ con 70% Cr mínimo.

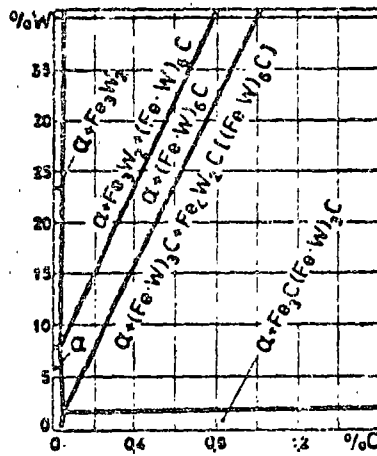
En aleaciones con 2 a 3% Cr se encuentran únicamente soluciones sólidas de cementita $(\text{Fe.Cr})_3\text{C}$. Aumentando el contenido en cromo y dependiendo del contenido en carbono, se forman respectivamente una mezcla de $(\text{Fe.Cr})_3\text{C}$ + $(\text{Cr.Fe})_7\text{C}_3$, $(\text{Cr.Fe})_7\text{C}_3$, una mezcla $(\text{Cr.Fe})_7\text{C}_3$ + $(\text{Cr.Fe})_{23}\text{C}_6$, $(\text{Cr.Fe})_{23}\text{C}_6$ y finalmente con contenidos en Cr superior a 30%, una mezcla de $(\text{Cr.Fe})_{23}\text{C}_6$ + Fe.Cr (Fig. III-4-5).



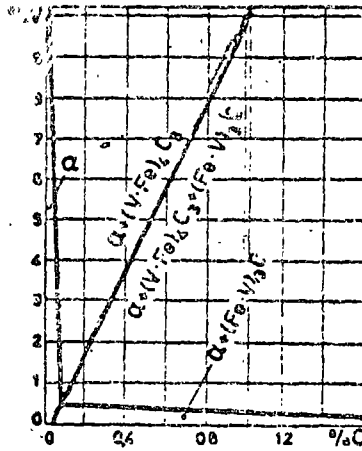
III-4-5
: Sistema Fe-C-Cr, zonas de estados a 20°C



III-4-6
: Sistema Fe-C-Mo, zonas de estados a 20 °C



III-4-7
: Sistema Fe-C-W, zonas de estados a 20 °C



III-4-8
: Sistema Fe-C-V, zonas de estado a 20 °C

También V en baja concentración ($V < 0.5\%$) forma soluciones sólidas en cementita $(Fe.V)_3C$ y con aumento de la concentración una mezcla de $(Fe.V)_3C$ con el carburo especial $(V.Fe)_4C_3$ y finalmente sólo este último (Fig. III-4-8).

En principio, todos los elementos carburizantes forman, con aumento de la concentración del elemento en cuestión, en primer lugar soluciones sólidas en cementita y después carburos especiales. Estos últimos aparecen más pronto cuando se trata de un elemento fuertemente carburizante.

III-4.2.2. Influencia de los elementos de aleación en el acero suavizado (recocido de suavización).

Para discutir la influencia de los elementos de aleación sobre las propiedades del acero en estado suavizado, hay que conocer en primer lugar en cual o cuales de las fases presentes se encuentran los elementos de aleación. En general, los elementos de aleación pueden distribuirse en el acero suavizado en cinco fases o grupos de fase, o sea:

- ferrita: $Fe - \alpha$ + elementos de aleación disueltos.
- carburos: en solución sólida de cementita y/o en carburos especiales.
- inclusiones no metálicas: en óxidos, sulfuros, silicatos, etc.
- compuesto como: $FeCr$, Fe_4N ,...
- partículas de metal libre: pasando el límite de saturación: (Pb, Cu, \dots)

Partículas libres de metal, como por ejemplo Pb en acero para maquina y compuestos sólo aparecen en unos casos especiales. La presencia de elementos de aleación en inclusiones del tipo de óxidos, sulfuros y silicatos, etc.,... depende de la afinidad del elemento de aleación para el oxígeno, azufre, etc.,... y sólo tiene una influencia sobre las propiedades del acero a medida que su presencia altera la forma, distribución o plasticidad de las inclusiones. En general, esa influencia es pequeña y puede ser despreciada. Para la discusión de la influencia de los ele-

mentos de aleación sobre las propiedades del acero recocido, basta entonces considerar solamente la distribución de los elementos de aleación entre la fase ferrítica y los carburos.

¿Cómo se distribuyen los elementos entre esas dos fases?

Esto depende sobre todo del elemento en cuestión y del contenido en carbono. En principio, podemos decir que todos los elementos se distribuyen entre las dos fases, pero en proporciones muy diferentes, determinados por el coeficiente de distribución, definido por la relación entre la concentración del elemento en la fase de los carburos y su concentración en la fase ferrítica.

Según el valor del coeficiente de distribución, los elementos de aleación se clasifican en tres grupos:

1º. Si, Al, Ni, Cu, Co,... los cuales tienen una tendencia nula o muy baja para formar carburos y se encuentran entonces principalmente en la fase ferrítica, con un coeficiente de distribución muy pequeño. Sin embargo trazas de esos elementos se encuentran en la fase de carburos (cementita), reduciendo aún más su estabilidad. A temperatura y a concentración del elemento de aleación adecuada, se reduciría esa cementita a ferrita y grafito, si la influencia de estos elementos no se compensara por el efecto contrario del Mn y eventualmente de otros elementos carburizantes, así como por barreras de difusión.

2º. Mn, Cr, W, Mo: elementos de carburización débil (Mn) hasta fuerte (W, Mo), con un coeficiente de distribución siempre superior a 1. Por ejemplo, la fase del carburo (o sea de la cementita) en acero recocido con 10% Mn y 1% C contiene 20 - 25% Mn, lo que corresponde a un coeficiente de distribución de 2.5. Este coeficiente vale únicamente para concentraciones promedio de 10% Mn y 1% C, o sea que el coeficiente de distribución de un determinado elemento de aleación depende de su concentración propia, de la del carbono y de la de los demás elementos de aleación presentes.

No es posible desarrollar una fórmula que nos permita calcular el coeficiente de distribución. Por otro lado, hasta hace unos años, tampoco era fácil la determinación experimental del coeficiente ya que era muy difícil realizar la separación de las fases por disolución de una fase, sin ningún ataque químico de la otra, aún por medio electrolítico. En los últimos años, merced al desarrollo del análisis por rayos X (micro-scanning), la determinación de los coeficientes de distribución se facilitó mucho en varios casos.

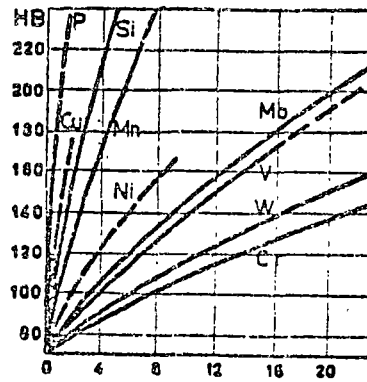
3º. V,Ti,Zr,Ta,Nb: elementos muy carburizantes que se encuentran principalmente en los carburos, por lo menos en el estado recocido. Su coeficiente de distribución siempre es mucho mayor de 1 y forman carburos especiales a partir de concentraciones determinadas.

Ya que los elementos de aleación en un acero recocido siempre están distribuidos entre las fases ferrita y carburo (cementita), su influencia sobre las propiedades del acero recocido depende de la influencia sobre ambas fases y además de la influencia eventual sobre la estructura de la mezcla de fases.

III-4.2.2.1. Influencia de los elementos de aleación sobre las propiedades de la ferrita.

Como ya sabemos, cualquier elemento disuelto en hierro o en ferrita provoca un endurecimiento según el mecanismo de "endurecimiento por solución sólida" (véase cursos Metalurgia Física). La intensidad de efecto de endurecimiento es función de la concentración del elemento de aleación y es diferente para cada elemento, dependiendo principalmente de la estructura atómica de los elementos. La Fig. III-4-9 representa el efecto de endurecimiento de los principales elementos en hierro puro.

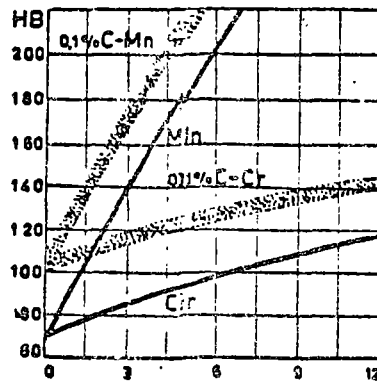
Conviene mencionar aquí que cantidades iguales de estos elementos no tienen la misma influencia sobre las propiedades de la fase ferrítica en acero recocido, ya que la concentración de los elementos en la ferrita no corresponde exactamente a la concentración del elemento en el acero.



% elemento de aleación en
hierro puro III-4-9

:Efecto de endurecimiento de
los principales elementos de aleación

Para elementos que no forman carburos, como Cu, Si, Ni, ... y que se disuelven casi totalmente en la fase ferrítica, la diferencia no es muy grande, mientras que para los elementos carburizantes, la diferencia es mayor a medida que el acero contiene más carbono y por lo tanto más cementita. Además, la dureza de un acero recocido siempre es superior a la dureza de la fase ferrítica, debido a la presencia de la cementita dura. La Fig. III-4-10 representa por ejemplo el efecto de endurecimiento de los elementos Mn y Cr en un acero recocido con sólo 0.1% C, en comparación con su efecto de endurecimiento en hierro puro. Las curvas superiores muestran el efecto total de endurecimiento de los elementos Mn y Cr en acero recocido de 0.1% C.



III-4-10

% elemento de aleación

:Efecto de endurecimiento de
los elementos Mn y Cr en acero suavizado de 0.1% de carbono y en hierro puro

III-4.2.2.2. Influencia de los elementos de aleación sobre las propiedades del carburo.

Todos los carburos que se encuentran en el acero son frágiles y duros y los elementos de aleación disueltos en los carburos sólo pueden modificar su estabilidad (disminución por Si, Ni,...; aumento por Cr, Mo, V,...) y eventualmente su forma y dimensiones. Unos carburos especiales tienen mucha resistencia al desgaste y aumentan entonces la resistencia del acero a la abrasión. Sin embargo los carburos especiales se forman sólo en presencia de cantidades suficientemente altas de carbono (Fig. III-4-5 a III-4-8).

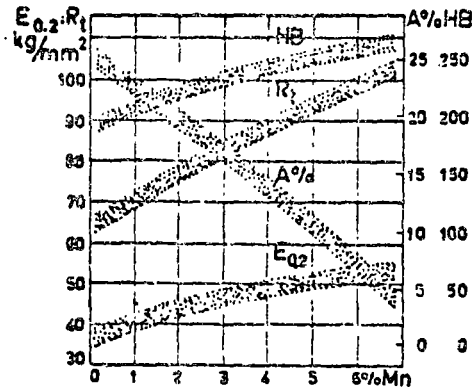
III-4.2.2.3. Propiedades del acero aleado en estado suavizado y en estado normal.

En general, refiriéndose a la influencia de los elementos de aleación sobre las propiedades del acero suavizado, o sea de la mezcla de las fases ferrita y cementita, se observa que las características de dureza y resistencia aumentan mientras que disminuyen las características de tenacidad y ductilidad, cuando aumentamos el porcentaje de elemento de aleación.

El mejoramiento de las características de resistencia mecánica del acero por la influencia de los elementos de aleación en estado suavizado, sobre todo en elementos de construcción no es muy interesante. En estado normal, o sea con una estructura de perlita laminar, la influencia ya es mucho más importante porque la mayoría de los elementos de aleación afinan la perlita por la disminución del punto de transformación A_1 y/o por la difusión reducida. Así ocurre un efecto de endurecimiento indirecto, a veces incluso un verdadero templado con enfriamiento al aire, llamado por eso "templado al aire".

De hecho, el efecto global de endurecimiento de un elemento de aleación en acero con estructura perlítica laminar es el resultado de la influencia sobre la ferrita, sobre la cementita y sobre el constituyente perlita. Esto difiere mucho de un elemento a otro. Como ilustración del efecto global de la influencia del Mn en las características de un acero

medio-duro con 0.55% C y estructura perlítica laminar, se da la Fig. III-4-11. Sin embargo, los aceros aleados al Mn y muchos otros pierden mucho interés práctico porque no son soldables, ya que durante la soldadura se produce un endurecimiento por templado.



III-4-11
:Efecto global de Mn sobre las características de acero con 0.55% C y estructura de perlita laminar

La principal ventaja de los aceros al níquel para aplicaciones a baja temperatura se debe a la disminución de la temperatura de transición de fractura frágil a dúctil por el níquel. El Ni es el único elemento de aleación que mejora la ductilidad del acero y aumenta además la zona de ductilidad hacia temperaturas más bajas.

III-4.2.3. Influencia de los elementos de aleación sobre la austenitización.

Como ya se mencionó anteriormente, las aplicaciones de aceros aleados en estado suavizado se reducen a unos pocos casos excepcionales. Sin embargo, los aceros aleados con un tratamiento térmico tienen aplicaciones muy importantes en la construcción porque pueden presentar entonces características de alta resistencia en forma homogénea y no como en el caso del acero al carbono, sólo en la capa superficial. Por eso, los tratamientos tér

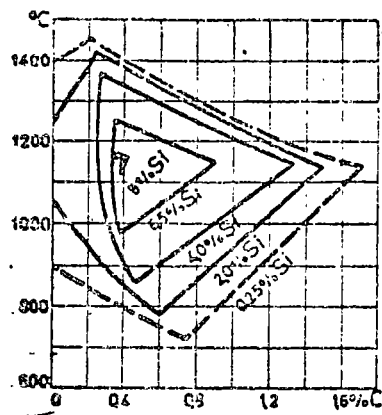
micos de los aceros aleados son de interés primordial y también la primera fase del tratamiento térmico o sea la austenitización.

Ya se discutió el mecanismo de la austenitización para acero al carbono. En principio, para acero aleado el mecanismo es semejante, pero hay unas diferencias cuantitativas con respecto a la composición, homogeneidad y tamaño del grano de la austenita.

III-4.2.3.1. Composición de la fase austenítica.

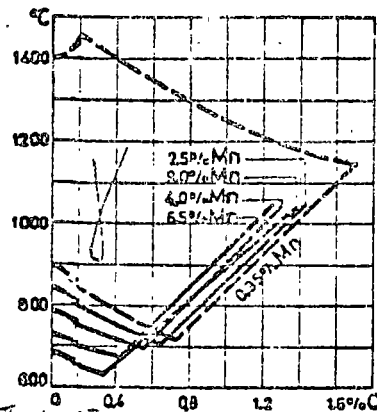
Como ya sabemos, unos elementos aumentan la estabilidad de la zona γ del hierro puro y otros la reducen. El efecto de un elemento de aleación sobre la zona γ en el acero depende de la presencia de carbono, pero por otro lado, la solubilidad del carbono en la fase γ depende de los elementos de aleación. La influencia total del elemento de aleación y del carbono sobre la zona γ difiere mucho según el elemento: si es gamágeno (estabilizador de austenita) o alfégeno (estabilizador de ferrita) y si es o no es un elemento de carburización. Las figuras III-4-12 a III-4-15 representan unos ejemplos de la influencia total del carbono por un lado y de los elementos Mn, Cr, Ti y Si por otro lado, sobre la posición y el tamaño de la zona γ , y entonces sobre la composición de la austenita en equilibrio. La Fig. III-4-12 muestra cómo la zona de austenita se reduce poco a poco cuando aumenta la concentración del elemento alfégeno y no carburizante Si, y desaparece finalmente para concentraciones superiores a 8% Si. Además, se puede ver en la Fig. III-4-12 que la zona γ se cierra totalmente a partir de un contenido en Si entre 2 y 4%. Es por ejemplo imposible formar austenita en una aleación de 4% Si y 0.2% C.

El elemento Mn es gamágeno, poco carburizante y sólo tiene poca influencia sobre la solubilidad del carbono en austenita (Fig. III-4-13). Al contrario, el cromo reduce poco a poco la zona γ , la cual desaparece totalmente con aumento en la concentración de este elemento de aleación alfégeno y de carburización relativamente débil (Fig. III-4-14).



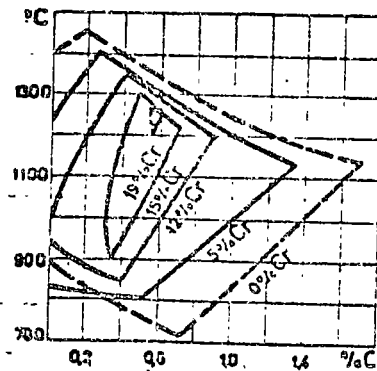
III-4-12

:Sistema Fe-C-Si, influencia de Si sobre la solubilidad de C en austenita



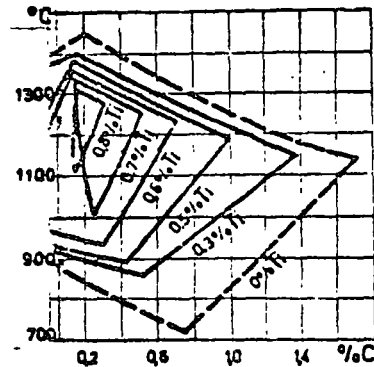
III-4-13

:Sistema Fe-C-Mn, influencia de Mn sobre la solubilidad de C en austenita



III-4-14

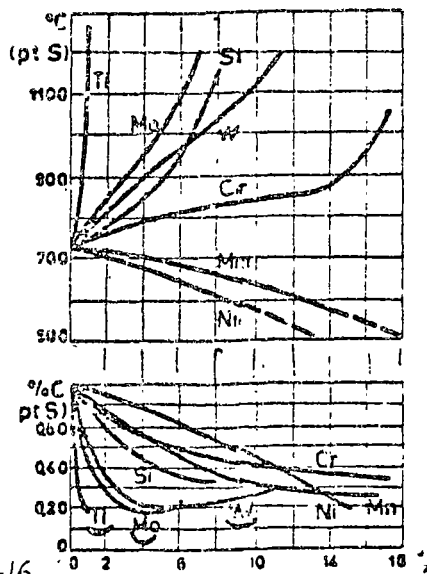
:Sistema Fe-C-Cr, influencia de Cr sobre la solubilidad de C en austenita



III-4-15
 :Sistema Fe-C-Ti, influencia
 de Ti sobre la solubilidad de C en
 austenita

La influencia de Ti, alfágeno y fuerte carburizante, aparece en la reducción rápida de la zona γ que desaparece ya a partir de concentraciones de 1% Ti (Fig. III-4-15). Eso significa entonces que un acero con 1% Ti ya no puede disolver carbono o que la solubilidad máxima de carbono en austenita es de 0.5% para 0.7% Ti y solamente a la temperatura 1260°C. Si el acero contiene más carbono, este se precipitará en forma de carburos insolubles.

Resumiendo las observaciones anteriores, se concluye que los elementos carburizantes reducen la solubilidad del carbono en la austenita, y eso cada vez más a medida que aumenta en poder carburizante del elemento. La consecuencia es que la templabilidad puede ser reducida bastante por concentraciones exageradas de unos elementos de aleación. En relación con la solubilidad de carbono en austenita, y entonces también con la templabilidad, la influencia de elementos análogos como Cr, Mo, V, Ti,... es aditiva; la influencia de elementos gamágenos y alfágenos es contraria. La solubilidad reducida de carbono en austenita, provocada por elementos de aleación se manifiesta también en la concentración eutectoide. Como muestra la Fig. III-4-16, la concentración eutectoide de carbono está rebajada por los elementos de aleación, y sobre todo por unos elementos muy carburizantes como W, Mo y Ti.



III-4-16

contenido en elementos de aleación

:Influencia de los principales elementos de aleación sobre la composición y la temperatura eutectoide (punto S del diagrama Fe-C)

Los elementos gamágenos Ni, Mn y Cu (dentro del rango de solubilidad) rebajan la temperatura eutectoide, mientras que los elementos alfégenos pueden a veces aumentarla mucho.

III-4.2.3.2. Homogeneidad de la austenita.

Para un acero normal, al carbono, la homogeneización total de la fase austenítica requiere ya relativamente mucho tiempo. El gradiente de carbono, con el cual la fuerza activante de la difusión en la aleación Fe-C es proporcional, disminuye paulatinamente y se reduce finalmente a cero.

En los aceros aleados la homogeneización de la austenita requiere en general un tiempo de recocido mucho más largo, porque la homogeneización no se aplica al átomo de carbono, que difunde rápidamente, sino desde luego también a los átomos más grandes de los elementos de aleación presentes, que difunden mucho más lentamente.

Para obtener una austenita bastante homogénea, es entonces necesario calentar durante un tiempo suficientemente largo y a la temperatura máxima. Ahora bien, esas condiciones son tan estrictas, que en la práctica la austenitización total se obtiene muy raramente o tal vez nunca. Se logra so-

lamente una aproximación de la homogeneización, y eso explica porqué el tratamiento térmico de una variedad de acero con determinada composición puede llevar a valores muy diferentes para las propiedades mecánicas.

En relación con el tiempo y la temperatura necesarios para la austenitización, hay que insistir en la influencia del tamaño de las partículas individuales de carburo y de su forma más o menos regular, ya que carburos grandes, por lo tanto con distancias relativamente grandes entre ellos, significan distancias de difusión superiores y desde luego más tiempo de difusión.

Finalmente, hay que insistir en el hecho que la disolución de los últimos carburos en aceros aleados ocurre muy lentamente, ya que el corazón de los carburos complejos siempre es más rico en elementos de aleación formadores de carburos, debido a los fenómenos de microsegregación durante el enfriamiento ulterior.

III-4.2.3.3. Crecimiento y tamaño del grano austenítico.

Tanto los carburos no disueltos como las inclusiones no disolubles, son obstáculos al crecimiento del grano, que ocurre siempre cuando se queda una probeta mucho tiempo a temperaturas elevadas, como es necesario para la austenitización de aceros aleados. Durante la austenitización, la observación general es que la austenita no empieza a crecer antes de que los últimos carburos sean disueltos. Tenemos entonces una posibilidad para evitar el crecimiento del grano de la fase austenítica, eligiendo la composición y el tratamiento de la austenita de modo adecuado para obtener así, después del tratamiento, un grano fino con las propiedades favorables correspondientes.

El efecto de las inclusiones no-metálicas para impedir el crecimiento del grano, en acero normal (al carbono) o en acero aleado, es solamente de importancia cuando esas inclusiones se encuentran en distribución muy fina. Inclusiones de SiO_2 y sobre todo Al_2O_3 son muy eficaces. El acero ácido Siemens-Martin, por ejemplo, que contiene siempre inclusiones muy dispersas de SiO_2 como producto natural de desoxidación, no es muy sensible al

crecimiento del grano austenítico. Sin embargo aumentando la temperatura del tratamiento de austenitización, el grano crece casi proporcionalmente al aumento de temperatura, hasta que finalmente desaparece el efecto de las inclusiones de SiO_2 . Un acero desoxidado al aluminio es aún mucho menos sensible al crecimiento del grano austenítico, sobre todo con el contenido residual óptimo de 0.03% Al; hasta 930°C y en unos casos aún hasta 1000 ó 1100°C, la fase austenítica resiste totalmente al crecimiento del grano. Eso se debe seguramente a la distribución muy fina de las inclusiones no-metálicas, en este caso del producto de desoxidación Al_2O_3 .

Contenidos residuales en aluminio superiores al óptimo de 0.03% provocan crecimiento local de granos, lo que se presenta después del enfriamiento como una estructura mezclada de grano fino y de grano grueso. Este fenómeno se explica por la presencia local de partículas de Al_2O_3 en distribución muy fina y en forma de inclusiones más grandes en otras partes del acero.

III-4.2.4. Influencia de los elementos de aleación sobre la templabilidad.

Es posible obtener una dureza determinada en un acero al carbono con contenido en carbono conocido según los dos métodos siguientes:

1º. Directamente por la transformación de austenita en sus productos de descomposición ferrita y cementita a una temperatura determinada que es función de la velocidad de enfriamiento;

2º. Indirectamente por el templado a martensita seguido por un revenido a temperatura adecuada.

El acero obtenido según el segundo método tiene en general las mejores propiedades de resistencia, ductilidad y tenacidad.

Debido a la profundidad bastante reducida del templado (2 a 3 mm) de un acero al carbono, se aplica el segundo método únicamente para las piezas con paredes de espesor pequeño, como por ejemplo alambre de 5 a 6 mm de

diámetro. Para obtener una estructura homogénea en toda la masa de un acero no aleado, la misma restricción de tamaño y espesor vale para el primer método.

III-4.2.4.1. Concepto de templabilidad.

En general, los elementos de aleación reducen la velocidad crítica de enfriamiento, o sea la velocidad de enfriamiento necesaria para formar martensita. De eso se deriva que para la misma velocidad de enfriamiento la profundidad de templado (formación de martensita), es superior en un acero aleado que en un acero no aleado. La profundidad de templado para una velocidad de enfriamiento determinada desde la zona austenítica, es una medida para la templabilidad. Sin embargo, no es fácil dar una definición cuantitativa y siempre válida de la templabilidad, pues: ¿qué se entiende por profundidad de templado?, ¿cuál es la velocidad de enfriamiento que hay que utilizar en una prueba de templabilidad?, ¿cuáles son las condiciones válidas para todas las variedades de aceros y probetas de tamaños diferentes?.

Como criterio de profundidad, se acepta muchas veces la distancia entre la superficie y el límite medio martensítico, basándose en el hecho de que el cambio en dureza en la zona de transición entre la martensita y la perlita es la más pronunciada entre 60 y 40% de martensita. Según este criterio se llega entonces a una templabilidad total cuando el centro contiene un mínimo de 50% de martensita. El método normal para determinar la templabilidad es la medición de la profundidad de templado en una probeta redonda.

Sin embargo, si el acero tiene una profundidad de templado superior al radio de la probeta, la templabilidad según el método que acabamos de describir ya no puede ser determinada. Un método muy conveniente en este caso es la prueba de punta templada según Jominy. En esta prueba, una barra redonda de tamaño especificado (4", 1") es calentada para formar austenita y después la punta es templada con un chorro de agua de velocidad y presión especificadas. Los valores de la dureza a lo largo del gradiente de rapidez de enfriamiento son determinados en un probador de dure

za Rockwell y se traza una "curva de templabilidad". Como medida de la templabilidad se utiliza también la distancia entre la punta templada y el límite semimartensítico.

Aceros de buena templabilidad no tienen necesariamente la dureza martensítica máxima en estado templado. Al contrario la dureza martensítica de aceros bien templables siempre es inferior a la dureza de un acero eutectoide templado correctamente, ya que: 1) aceros aleados con C inferior a 0.55% siempre contienen austenita residual en la zona templada o martensítica y 2) el contenido en C es generalmente más bajo.

De todos los elementos, el carbono es el principal para elevar la dureza martensítica; así, templando una aleación de 10% Cr y 0.02% C se obtiene una martensita casi libre de carbono con una dureza de 35 Rc, contra 50 Rc para un acero al carbono de 0.35% C.

El carbono es el elemento por excelencia para obtener una dureza muy alta, mientras que los elementos de aleación, en primer lugar el cromo, son elementos de templabilidad. Con unos elementos de aleación o sus combinaciones como Ni-Cr o Ni-Cr-Mo es posible obtener un endurecimiento martensítico por enfriamiento al aire.

En resumen se puede concluir que la profundidad de penetración del temple martensítico con un enfriamiento relativamente rápido (por ej. en aceite) y la dureza martensítica que todavía puede obtenerse con un enfriamiento relativamente lento (p. ej. en aire) son los criterios para la templabilidad, y no la dureza intrínseca del constituyente martensítico.

III-4.2.4.2. Factores de influencia sobre la templabilidad.

El principal factor de influencia es sin duda la composición de la fase austenítica en el momento del comienzo del enfriamiento. Además son factores de influencia sobre la templabilidad: la homogeneidad de la austenita, el tamaño del grano austenítico, los carburos y nitruros no-disueltos, las inclusiones no metálicas. Una composición heterogénea de la austenita significa estabilidad diferente en la austenita y más probabilidad de descomposición en la zona Ar' de las zonas austeníticas menos estables.

Como ya se mencionó antes, el tamaño del grano austenítico en el momento del templado es un factor importante, ya que la disociación final de austenita en perlita se nuclea por medio de los núcleos de cementita que se forman en la zona Ar' o que ya existen, de preferencia en los límites de grano, ya que la energía de superficie a proporcionar es más baja allí. Para iguales composiciones de acero y de la austenita en el momento del templado, el acero con el grano austenítico superior tendrá la mayor templabilidad. La diferencia en templabilidad debido al grano austenítico puede ser muy importante.

De manera análoga, la templabilidad disminuye por inclusiones no-metálicas y constituyentes no disueltos como carburos y nitruros; esas últimas partículas tienen un efecto doble y hasta triple:

- 1°. forman siempre una superficie y facilitan entonces la nucleación de la cementita,
- 2°. pueden servir eventualmente de núcleos, lo que sobre todo es el caso para los carburos,
- 3°. reducen el crecimiento del grano austenítico.

Los tres efectos provocan una pérdida de templabilidad.

III-4.2.4.3. Influencia específica de los elementos de aleación.

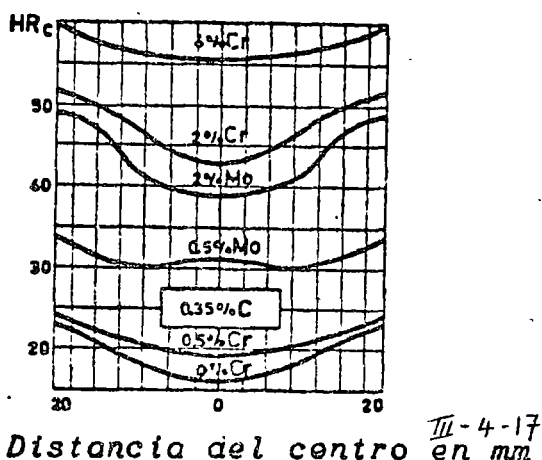
Para comparar entre sí la influencia específica de los elementos de aleación, hay que considerar su concentración disuelta en la austenita, para un tamaño de grano austenítico igual y con inclusiones en la misma cantidad, clase, forma, tamaño y distribución. Con excepción del cobalto, todos los elementos disueltos en la austenita aumentan su templabilidad, pero con efecto muy diferente.

El efecto único del cobalto es muy extraño y no se ha podido explicar hasta ahora.

Los principales elementos para templabilidad son seguramente: Ni, Mn, Cr, Mo y V. Los primeros dos son elementos que aumentan mucho la estabilidad de la austenita y su acción se debe sobre todo a la reducción de la temperatura de transformación $\gamma - \alpha$. Con un contenido suficiente en Ni o Mn es posible incluso reprimir totalmente la transformación, de modo que la austenita se queda metaestable hasta temperatura ambiente. Sin embargo el Ni solo, o sea sin elementos de la serie de formadores de carburos como Cr, Mo, V, tiene poco efecto sobre la templabilidad. El desplazamiento de la rodilla perlítica hacia la derecha en el diagrama T.T.T. es relativamente pequeño en comparación con el desplazamiento provocado por bajas concentraciones en Mo (0.5 a 1%).

Mo, Cr y V son elementos de templabilidad muy profunda pero relativamente poco solubles en la austenita. El efecto del cromo sobre la templabilidad aumenta bastante regularmente con el aumento en contenido en Cr; el efecto del Mo es en principio muy fuerte, mucho más fuerte que el Cr, pero disminuye mucho arriba de 1%.

La Fig. III-4-17 muestra el efecto de diferentes concentraciones de Cr y de Mo sobre la templabilidad de un acero con 0.35% C.



III-4-17
 :Influencia de los elementos Cr y Mo sobre la templabilidad (endurecibilidad) de acero con 0.35% C. d: 3 (Ø 40 mm, templado en aceite)

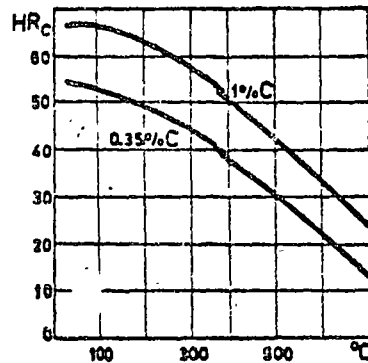
Sin embargo, se obtiene la mejor templabilidad por medio de combinaciones de Ni con uno o varios de los elementos de la serie Cr, Mo y V. Así es posible llegar a un templado total en una barra de 100 mm de diámetro por enfriamiento en aceite de un acero al Cr-Ni con Cr = 1.50%, Ni = 3.50% y C = 0.42% (nivel de dureza Rc=57-55, superficie: 57 Rc y corazón de la barra Rc = 55).

En relación con la influencia de los elementos muy carburizantes Cr, W, Mo, V. .. sobre la templabilidad del acero, hay que tener en cuenta la solubilidad de los carburos en la austenita: aunque esos elementos son de templabilidad muy profunda, solamente pueden funcionar como tal si están en solución en la austenita en el momento del templado. Los mismos elementos, en forma de carburos no disueltos, tienen al contrario un efecto negativo sobre la templabilidad, debido al crecimiento reducido del grano austenítico y al efecto de nucleación y de superficie. Además, esos elementos retiran una parte del carbono de la austenita, de modo que en su forma de carburos no disueltos, no sólo reducen la templabilidad, sino además la dureza martensítica. Esto significa que los factores tiempo y temperatura son de importancia primordial durante la austenitización que antecede al templado, o sea al endurecimiento del acero.

III-4.2.5. Influencia de los elementos de aleación sobre el revenido del acero.

No es usual utilizar el acero en el estado de templado total, o sea sin ningún revenido. La fragilidad de la martensita no revenida y el estado de tensiones como consecuencia del enfriamiento brusco y por eso irregular de la pieza representan un peligro de fractura tan grande, que el revenido se aplica siempre, aún en los casos en los cuales se desea la dureza máxima para una determinada aplicación. El objetivo del revenido casi nunca es bajar la dureza (lo que ocurre inevitablemente) sino más bien reducir el estado de tensiones internas y mejorar las propiedades de tenacidad y ductilidad del acero.

La suavización de un acero templado se realiza paulatinamente con el aumento en temperatura y tiempo por la precipitación y el crecimiento paulatino de las partículas precipitadas. La suavización que lo acompaña se representa en la Fig. III-4-18.

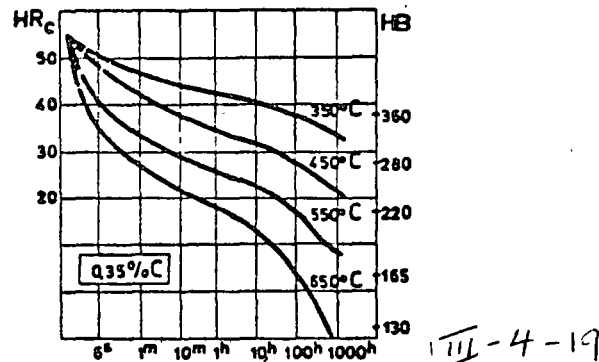


III-4-18
 :Ablandamiento de acero templado, en función de la temperatura de revenido, para tiempo de revenido constante (1 hora).

Aceros aleados con contenidos regulares de elementos no carburizantes como Ni y Si, o del elemento de ligera carburización Mn, tienen curvas de revenido análogas a las representadas en las Fig. III-4-18 y III-4-19 para un acero normal al carbono con 0.35% C.

En esta última figura, la influencia de tiempos de revenido muy largos a diferentes temperaturas aparece en la suavización provocada por la coagulación progresiva de las partículas de carburo.

Contrariamente al transcurso de las curvas de revenido mostrado en las Figs. III-4-18 y III-4-19, las curvas de revenido de la mayoría de los aceros aleados presentan anomalías de revenido, las cuales son de interés primordial en relación con su tratamiento térmico y especialmente con su tratamiento de revenido.



:Influencia del tiempo de revenido, para diferentes temperaturas de revenido, sobre el ablandamiento de un acero templado con 0.35% C

Según su composición, los aceros aleados pueden contener austenita residual después del templado, o una tendencia especial a formar carburos especiales. En ambos casos, pero especialmente en el segundo, la forma de la curva de revenido se modifica bastante.

III-4.2.5.1. Relación entre elementos de aleación y endurecimiento secundario.

Mientras ocurre una suavización progresiva durante el revenido de un acero normal al carbono, varios aceros aleados presentan un fenómeno de endurecimiento a una determinada temperatura de revenido. Ese fenómeno se denomina "endurecimiento secundario".

Durante el templado de variedades de acero con alto carbono, especialmente aquellos que contienen además Ni, o un contenido en Mn superior al normal, la transformación $\gamma - \alpha$ no termina totalmente, sino que además de la formación de la martensita, se conserva austenita residual. Cantidades de austenita residual de 10 a 25% ocurren muy a menudo en tales aceros y la dureza, o mejor, la dureza medida, no depende mucho de la presencia de la austenita más suave.

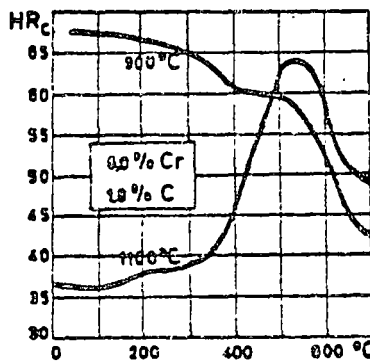
Eso se explica en parte por la transformación de la austenita residual a martensita debido a la deformación en frío durante la medición de la dureza.

Durante el revenido, la austenita residual se transforma primero en bainita, y a temperaturas de revenido más alta en los productos de disociación ferrita y perlita, como también ocurre con la martensita.

Se pensaba originalmente que el denominado endurecimiento secundario que ocurre en unos aceros aleados templados, se deba a la transformación de la austenita residual. Parece que eso no es el caso, ya que por un revenido breve de la martensita a temperatura relativamente baja, como por ejemplo 150°C, se manifiesta una suavización, mientras que la austenita residual se queda prácticamente invariable durante un revenido breve debajo de 200°C.

Es a partir de temperaturas superiores, entre 240 y 300°C, que la austenita residual se transforma, como se puede verificar fácilmente por el aumento de volumen que acompaña esa transformación.

Sin embargo, en general la curva de revenido no tiene la anomalía correspondiente, con excepción del caso de aceros altamente aleados que se quedaron austeníticos después del templado desde temperaturas muy elevadas (Fig. III-4-20).

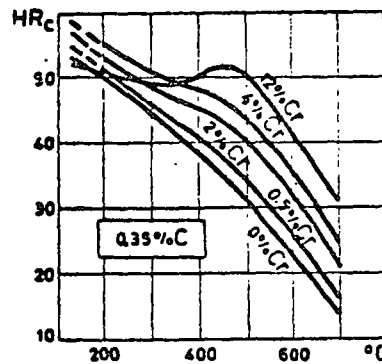


III-4-20

:Curvas de revenido de acero con 1.8% C y 6% Cr, templado resp. a 900 y 1100 °C

Hay que observar que no ocurre un ablandamiento debajo de 500°C durante el revenido de este acero al cromo de alto carbono y de relativamente alta aleación, que se templó desde 1100°C y se quedó por eso principalmente austenítica.

Sin embargo, el endurecimiento secundario ocurre también sin la presencia de austenita residual. Esto se observa en las curvas de revenido de aceros aleados con un contenido bajo o mediano en carbono, los cuales sólo contienen trazas o nada en absoluto de austenita residual. La figura III-4-21 representa las curvas de revenido de aceros al cromo con contenidos diferentes en cromo y un contenido en carbono de 0.35%.

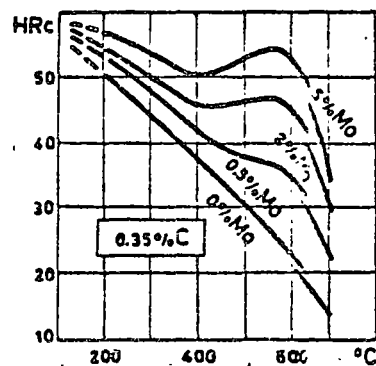


III-4-21

:Curvas de revenido y de endurecimiento secundario de aceros al Cr con 0.35% C

La inclinación de las curvas de revenido muestra claramente que a partir de 2% Cr un endurecimiento secundario aparece en la zona de temperatura de 350 a 450°C. Sin embargo, las curvas siguen disminuyendo por el traslape de dos efectos: ablandamiento y endurecimiento secundario se vuelve más importante. Sin embargo, el acero con 12% Cr, muy utilizado para la producción de cuchillos, contiene austenita residual después del templado, como se puede deducir de la dureza inicial inferior a la de los demás aceros de la serie.

Los elementos formando carburos y llevando una templabilidad profunda, no retienen tanta austenita residual y provocan un endurecimiento secundario, el cual aumenta conforme lo hace el carácter carburizante de los elementos de aleación, como aparece en la comparación de la influencia del Cr y del Mo (Fig. III-4-21 y III-4-22).



III-4-22

:Curvas de revenido y de endurecimiento secundario de aceros al Mo con 0.35% C

Se observa que el Mo, teniendo más fuerza de carburización que el Cr, no sólo es más efectivo que el Cr, sino que además provoca un endurecimiento secundario a temperaturas superiores, lo que es muy importante para varias aplicaciones.

El efecto simultáneo de Mo y Cr es bastante extraño (Fig. III-4-23): aceros al Cr-Mo, con aproximadamente 4% de Cr, conservan parcialmente su dureza y una resistencia excepcional, casi en proporción con el contenido en Mo, y eso en una zona de temperatura hasta + 500°C.

Vanadio, elemento aún más carburizante que el Mo, proporciona, en contenidos análogos, aún más resistencia al ablandamiento por revenido. Eso aparece en la figura III-4-24, en la cual el efecto de 0.27% V ya se ve claramente cerca de 550°C. Desde luego, para llegar a dicho efecto, es preciso que el elemento vanadio se disuelva durante el tratamiento de austenitización que antecede al templado. La figura III-4-24 muestra además la influencia de 6% V y, para comparación, la curva de revenido del acero clásico 18-4-1 para herramienta de corte rápido, (18% W, 4% Cr, 1% V).

III-4.2.5.2. Mecanismo del endurecimiento secundario.

El pequeño átomo de carbono puede difundir rápidamente a temperaturas cerca de 350°C, temperatura a la cual la dureza de un acero eutectoide templado disminuye de 10 a 15 Rockwell C en unas horas. Tal ablandamiento es la consecuencia de la formación y del crecimiento de partículas de Fe_3C , necesitando solamente una difusión de C por distancias relativamente pequeñas. Durante el crecimiento de determinadas partículas hasta dimensiones todavía debajo de la posible observación con microscopio óptico desaparecen otras partículas irreversiblemente. Ese proceso sigue con el aumento de la temperatura de revenido, para llegar finalmente al estado de recocido de suavización, con una estructura de matriz ferrítica con partículas más o menos globulares de cementita en número reducido pero de tamaño superior en comparación con el estado a 350°C.

En presencia de una concentración suficiente de elementos de aleación formando carburos se reduce mucho el ablandamiento por revenido e incluso puede ocurrir un endurecimiento. Sin embargo, a mayor temperatura ocurre finalmente un ablandamiento considerable. Se trata aquí sin duda de un fenómeno complejo de endurecimiento

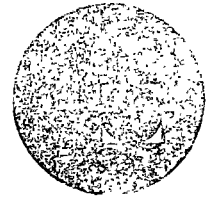
III-4.2.5.2. Mecanismo del endurecimiento secundario.

El pequeño átomo de carbono puede difundir rápidamente a temperaturas cerca de 350°C, temperatura a la cual la dureza de un acero eutectoide templado disminuye de 10 a 15 Rockwell C en unas horas. Tal ablandamiento es la consecuencia de la formación y del crecimiento de partículas de Fe_3C , necesitando solamente una difusión de C por distancias relativamente pequeñas. Durante el crecimiento de determinadas partículas hasta dimensiones todavía debajo de la posible observación con microscopio óptico desaparecen otras partículas irreversiblemente. Ese proceso sigue con el aumento de la temperatura de revenido, para llegar finalmente al estado de recocido de suavización, con una estructura de matriz ferrítica con partículas más o menos globulares de cementita en número reducido pero de tamaño superior en comparación con el estado a 350°C.

En presencia de una concentración suficiente de elementos de aleación formando carburos se reduce mucho el ablandamiento por revenido e incluso puede ocurrir un endurecimiento. Sin embargo, a mayor temperatura ocurre finalmente un ablandamiento considerable. Se trata aquí sin duda de un fenómeno complejo de endurecimiento por precipitación, provocado por la dispersión crítica de las partículas de carburo de los elementos de aleación carburizantes. La difusión por corta distancia de esos elementos sólo empieza cerca de 500°C y su difusión es necesaria para la formación de las partículas de carburos. Esa descripción del fenómeno explica también porqué es necesario que los elementos estén casi totalmente disueltos en la matriz austenítica, antes de que puedan provocar un endurecimiento por dispersión. Por otro lado se puede constatar que, como para cada proceso de endurecimiento por dispersión, ambos factores temperatura y tiempo tienen una importante influencia recíproca. Desde determinadas temperaturas, en función del tipo de aleación, un envejecimiento con duración exagerada y alta temperatura provoca finalmente un sobre envejecimiento. La Fig. III-4-25 muestra que el sobre envejecimiento, o sea el comienzo del ablandamiento final, es alcanzado después de unos minutos a 650°C, de unas horas a 550°C y tal vez nunca a 450°C, caso en el cual el máximo del endurecimiento secundario sólo aparece después de 1000 horas. Tales aceros tienen entonces una buena resistencia a la termofluencia a temperaturas debajo de la del sobre envejecimiento para el periodo de tiempo considerado.



centro de educación continua
división de estudios superiores
facultad de ingeniería, unam



TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES

TEMA III: TRANSFORMACIONES EN EL ACERO

CAPITULO 4: LA INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS
DE ALEACION (1a. PARTE)

DR. YVAN HOUBAERT IRMEN

JUNIO, 1978.

III-4 La influencia de los elementos de aleación.

III-4.1. Influencia de los elementos de aleación en el hierro.

Como se mencionó anteriormente, el acero es en principio una aleación hierro-carbono. Sin embargo, esta aleación contiene siempre manganeso y a menudo silicio como elementos de elaboración necesarios, y además siempre impurezas como fósforo y azufre y los elementos gaseosos en solución o ligados que también se consideran como impureza: oxígeno, nitrógeno e hidrógeno. En fin, se encuentran también trazas de los elementos: níquel, cromo, cobre, estaño, etc..., que provienen de la chatarra que se usa cada vez más en la industria siderúrgica.

Sin embargo, tal aleación compleja se llama "acero no aleado" o "acero al carbono", ya que los elementos adicionales no se añadieron intencionalmente y además porque están presentes sólo en concentraciones muy bajas o en trazas.

Por lo contrario, el "acero aleado" es una aleación hierro-carbono con sus elementos de elaboración, impurezas y elementos en trazas, a la cual se añadió intencionalmente uno o más elementos en concentraciones suficientes para provocar el efecto deseado. A menudo se denomina al "acero aleado" con el nombre de "acero especial" o también "acero noble", debido a las precauciones especiales que se toman para la selección de la materia prima y para la preparación del acero. Por las mismas razones se denomina "acero fino" un acero aleado o no aleado, preparado con mucha precaución y que tiene por lo tanto muy buena calidad.

Todas esas denominaciones, justificables o no, tienen un carácter más o menos comercial. Preferimos en este curso la denominación "acero aleado" recordándonos que se trata en general de un acero de buena o de máxima calidad al cual se añadieron intencionalmente elementos de aleación. Estos elementos de aleación, a menudo muy caros, se añaden para modificar la estructura, y por consiguiente, las propiedades del acero. Sin embargo, los efectos pueden ser muy complicados y aparecen a menudo sólo después de un tratamiento térmico, como veremos a continuación.

La clasificación más sistemática de los elementos de aleación en el hierro es seguramente aquella que se basa en su influencia sobre los puntos de transformación de ese metal, ya que el tratamiento térmico que se hace con la mayoría de los aceros aleados está determinado principalmente por la posición de los puntos de transformación.

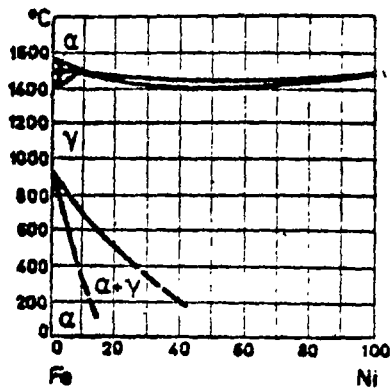
Con respecto al metal Fe puro (sin adición de carbono), existen unos elementos que amplifican la zona γ y otros que al contrario la reducen. Los primeros son elementos estabilizadores de γ o gamágenos (γ - genos), los segundos son estabilizadores de α o alfágenos (α - genos). Además, existen elementos que provocan endurecimiento por precipitación y otros que forman carburos. Se tratará de éstos últimos en la discusión de la influencia de los elementos de aleación en el acero, ya que se precisa la existencia de carbono para formar carburos.

III-4.1.1. Elementos que aumentan la estabilidad de la austenita.

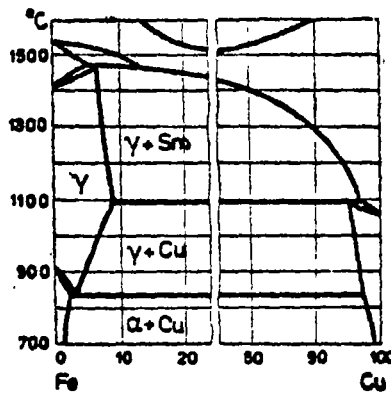
Estos elementos se clasifican en dos grupos: el primer grupo comprende los elementos que demuestran una zona de solubilidad total con el hierro; son los elementos: Ni, Mn, Co, Pr, Pd, Ru, Rh, Os, Ir.

La figura III-4-1 representa el diagrama del sistema Fe-Ni como ejemplo típico. En ese diagrama aparece muy claramente la ampliación de la zona γ por aumento de la temperatura A_4 y sobre todo por la reducción y finalmente la desaparición del punto A_3 .

El segundo grupo comprende los elementos que amplían la zona γ , o sea que suben el punto A_4 y bajan el punto A_3 , pero con solubilidad reducida en estado sólido. Son los elementos C, N, Cu, Au, Zn, ... El ejemplo más típico de este segundo grupo es el sistema Fe-C ilustrado en la Fig. III-2-1. Como segundo ejemplo se muestra el sistema Fe-Cu de la figura III-4-2.



III-4-1
 :Diagrama de estado Fe-Ni :
 aumento de la zona γ , solubilidad
 sin límite (influencia de los ele-
 mentos Ni, Mn, Co,...)

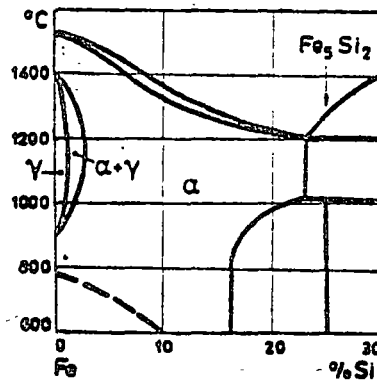


III-4-2
 :Diagrama de estado Fe-Cu :
 aumento de la zona γ , solubilidad
 limitada (influencia de los ele-
 mentos Cu, C, N,...)

III-4.1.2. Elementos que reducen la zona γ .

Contrariamente a los elementos que se mencionaron antes y que son escasos, hay relativamente muchos elementos que elevan el punto A_3 y bajan el punto A_4 , reduciendo así la zona γ . Aquí se distinguen por un lado el grupo de los elementos que forman una zona γ cerrada (llamada a menudo bucle γ), encerrada por todos lados por una zona bifásica ($\alpha + \gamma$), a su vez encerrada por una zona homogénea α , y por otro lado el grupo de elementos formando una zona γ estrecha, limitada por una zona heterogénea en la cual no aparece la fase α .

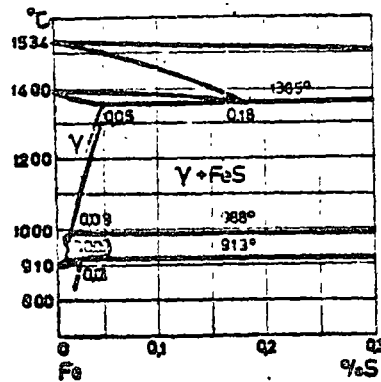
Pertenecen al primer grupo los elementos formando carburos: Cr, W, Mo, V y Ti, además Si, Al, P, Be, As, Sn, Sb. Como diagrama típico se da el sistema Fe-Si en la figura III-4-3.



III-4-3

:Diagrama de estado Fe-Si :
zona γ reducida y cerrada, limitada por zona bifásica $\alpha + \gamma$, encerrada por zona monofásica α .
(influencia de los elementos Si, Cr, Al, W, Mo, V, ...)

El segundo grupo comprende los elementos S, B, Zr, Ta, Nb y Ce, los cuales también reducen la zona γ , pero en este caso la zona γ está limitada por una zona heterogénea, compuesta de la fase γ mas un compuesto del elemento de aleación. Como ejemplo de ésto se dá el sistema Fe-S en la Fig. III-4-4.



III-4-4
:Diagrama de estado Fe-S :
zona γ reducida y cerrada, separada
por zona heterogénea (influencia de
los elementos Nb, Ta, Zr, Ce, S,...)

Refiriéndonos a la influencia de un elemento determinado sobre la estabilidad de la austenita hay que buscar la explicación de su comportamiento en la estructura cristalina de tal elemento. De hecho, la mayoría de los elementos que cristalizan en la red cúbica de caras centradas y por lo tanto de modo isomorfo con el hierro γ , o bien los que forman un compuesto isomorfo con el hierro aumentan la estabilidad de la austenita, lo que aparece en la ampliación de la zona γ .

Viceversa, todos los elementos solubles en el hierro α que reducen la zona γ y forman un bucle γ encerrado por una zona de solubilidad α tienen una red cúbica centrada en el cuerpo o forman un compuesto cúbico centrado en el cuerpo.

Sin embargo, hay que observar que esa regla, a menudo llamada regla iso mórfica, sólo es aplicable en los casos de solubilidad suficiente, de modo que un elemento con una red cúbica centrada en el cuerpo no aumenta necesariamente la zona γ , y tampoco es seguro que un elemento con red cúbica centrada en las caras reduzca la zona γ .

Muchos elementos con radio atómico pequeño son muy solubles en hierro, mientras que elementos con radio atómico grande como Na, K, Ca, Sr, Cs, ... son poco solubles o insolubles.

III-4.1.3. Elementos que provocan endurecimiento por precipitación.

Se trata de los elementos que presentan una zona de solubilidad sólida con el hierro, pero con solubilidad decreciente al disminuir la temperatura y limitada por una zona heterogénea.

El mecanismo del endurecimiento por precipitación se explica en cualquier curso de Metalurgia Física, siendo el ejemplo más conocido de este fenómeno el sistema Al-Cu (duraluminio).

La siguiente tabla presenta una comparación entre duraluminio y sistemas de endurecimiento por precipitación del hierro con algunos elementos de aleación.

SISTEMA	TEMPERATURA DE TEMPLADO °C	TEMPERATURA DE ENDURECIMIENTO POR PRECIPITACION °C
DURALUMINIO	500	20 - 150
Fe - N	500 - 600	20 - 150
Fe - C	680	50 - 150
Fe - Be	1100 - 1200	450 - 600
Fe - Ti	1100 - 1200	450 - 600
Fe - W	1300 - 1400	700 - 900



centro de educación continua
división de estudios superiores
facultad de ingeniería, unam



TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES

TEMA IV: TRATAMIENTOS TERMICOS DEL ACERO
INTROLUCCION: EL TAMAÑO DEL GRANO

ING. JOSE PAPPATERRA CABALLERO

JUNIO, 1978.

ENSAYOS METALURGICOS ESPECIALES

7-1. **Introducción.**—Aparte de los ensayos mecánicos convencionales a que se pueden someter los metales y aleaciones, existe un cierto número de ensayos para usos específicos, que sirven para poner de manifiesto propiedades metalúrgicas no observables por otros métodos. Los ensayos usuales en tracción, choque, dureza, torsión y otros similares son de importancia considerable para conocer las propiedades de un metal como material de construcción, pero por su misma naturaleza fallan como métodos de ensayo para determinar características tales como la capacidad para el tratamiento térmico, el tamaño de grano austenítico y la templabilidad del acero, los defectos internos que se pueden producir en un metal como consecuencia de procesos metalúrgicos defectuosos, etc. De los muchos métodos de ensayo de uso corriente unos son no destructivos, como por ejemplo los magnéticos y ultrasónicos empleados para comprobar la existencia de defectos internos en un metal, mientras otros son de naturaleza destructiva y se requiere la sección total o una parte seleccionada de ella como probeta sobre la que operar.

El empleo de los rayos X y los rayos gamma en el ensayo de los metales y aleaciones ha adquirido una importancia extraordinaria para el estudio de la estructura interna y la inspección de ciertos productos acabados o semiacabados. Las técnicas radiográficas, por ejemplo, están especialmente indicadas para comprobar la presencia de discontinuidades internas en una pieza moldeada, una soldadura, etcétera, evitando los efectos desastrosos que provocaría la aceptación de un producto con defectos de fabricación. Las técnicas de difracción de rayos X, aplicadas al estudio de la estructura cristalina de los metales, han proporcionado una visión muy clara de la ordenación atómica y han resuelto muchos problemas de esta naturaleza que era imposible abordar de otro modo. Una discusión adecuada y completa de estos temas quedaría fuera del objeto de este libro y, por ello, nos hemos limitado a presentar al final de este capítulo, antes de la general del mismo, una bibliografía seleccionada sobre los fundamentos de los rayos X, la radiografía y las estructuras cristalinas.

MÉTODOS PARA LA DETERMINACION DEL TAMAÑO DE GRANO AUSTENITICO EN EL ACERO

7-1. **Generalidades.**—Es una observación corriente la de que los aceros de acero de composición química semejante responden

de manera muy diferente al tratamiento térmico y que las propiedades obtenidas por el mismo tratamiento térmico pueden también ser diferentes. Estas diferencias en comportamiento no se pueden atribuir satisfactoriamente a las pequeñas diferencias en la composición nominal, pero en general se las puede relacionar en cierta medida con el tamaño de grano austenítico que se produce en esos aceros a las

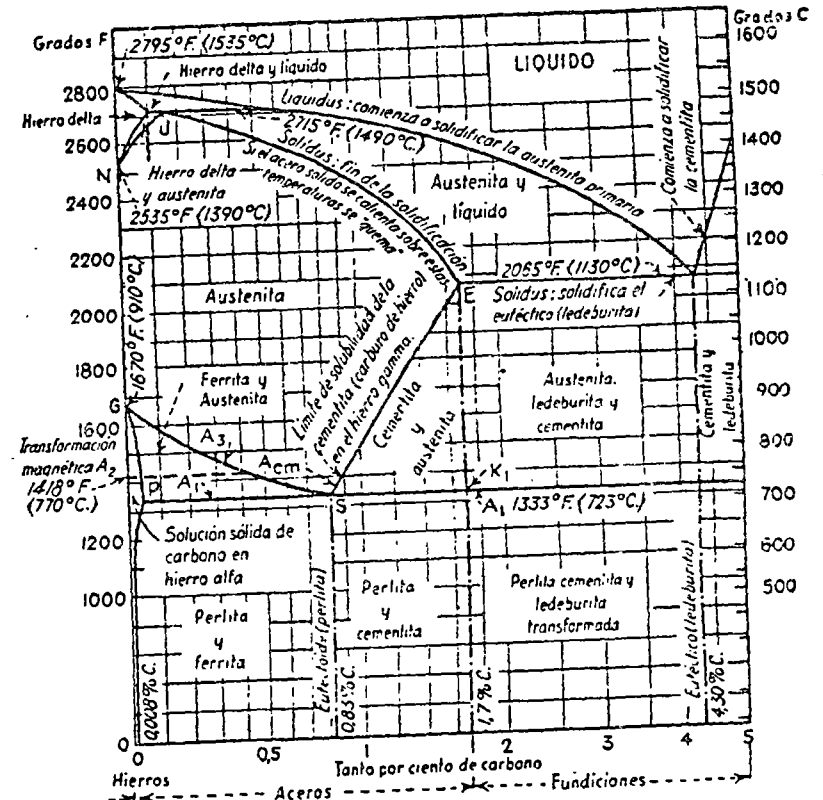


Fig. 7-1. — Diagrama de equilibrio hierro-carbono. (Modificado de Metal Progress, vol. 52, 1947)

temperaturas empleadas en el tratamiento térmico y, en menor proporción, al tamaño de grano ferrítico a la temperatura ambiente. Es bien sabido que un acero no templado, con algo más de un 0,04% de carbono, está constituido a la temperatura ordinaria por un agregado de dos fases—ferrita y carburo de hierro—que permanece casi inalterado durante el calentamiento hasta una temperatura próxima a los 723°C. A partir de esta temperatura, conocida como punto A_1 o temperatura crítica inferior línea PSK, de la Fig 7-

las dos fases comienzan a reaccionar para formar una nueva fase, denominada austenita. La austenita es una solución sólida de carbono en hierro gamma, estable a temperaturas elevadas e inestable bajo la crítica inferior. Como otras soluciones sólidas, la austenita existe en forma de un agregado de granos equiaxiales de cierto tamaño.

Tratándose de aceros eutectoides, es decir aceros con próximamente 0,8% de carbono la reacción entre la ferrita y el carburo se completa a la temperatura del punto A_1 y por encima el acero es completamente austenítico. En los aceros que contienen más o menos del 0,8% de carbono (hipereutectoides e hipoeutectoides respectivamente) la austenita formada en A_1 coexiste con un exceso de una de las fases reaccionantes y al elevar la temperatura va disolviendo a este exceso progresivamente, variando la proporción de austenita y su contenido de carbono. En cualquiera de las dos clases citadas de aceros se llega por fin a una temperatura a la que la austenita completa la disolución del exceso de la fase que coexistía con ella y, por encima, el acero es completamente austenítico. La temperatura a que esta disolución total ocurre se denomina *temperatura crítica superior* y es función del contenido de carbono del acero, a diferencia de la temperatura crítica inferior. En los aceros hipoeutectoides tal temperatura se representa con A_1 y en los hipereutectoides con A_{cm} ¹. Estas temperaturas corresponden, respectivamente, a las líneas GS y SE de la figura 7-1.

Los granos de la austenita formada inicialmente son pequeños con relación a los de ferrita o a las colonias de perlita existentes antes del tratamiento. Este tamaño inicial depende de varios factores, encontrándose entre los más importantes la composición química del acero, la forma en que se realizó la desoxidación en el proceso de fabricación y la estructura existente en el acero a la temperatura ambiente. Aunque a la temperatura de transformación los granos sean pequeños, al elevar la temperatura dentro del intervalo de estabilidad de la austenita se produce usualmente un crecimiento de ellos, que, en general, es tanto más rápido, cuanto más elevada es la temperatura, siendo también mayor el tamaño de grano final. Para un acero determinado se tiene a cada temperatura, dentro del intervalo austenítico, un tamaño de grano característico. El crecimiento también se produce si se mantiene el acero mucho tiempo a una temperatura fija, pero esta variación con el tiempo transcurre a velocidad decreciente y, por ello, desde el punto de vista práctico, se puede

considerar que el crecimiento cesa después que se alcanza un determinado tamaño.

El tamaño de grano austenítico alcanzado a una cierta temperatura máxima (supuesto que ha habido tiempo suficiente) puede permanecer prácticamente constante y, como es bien sabido, no se altera al enfriar a una velocidad cualquiera. Las propiedades mecánicas del acero, logradas por el tratamiento térmico posterior, reflejan en cierto grado el tamaño del grano austenítico alcanzado, aunque ese tratamiento sea un temple, un normalizado o un enfriamiento en el horno.

Todos los aceros presentan la tendencia al crecimiento de grano en la región austenítica, pero esa tendencia no es la misma para todos. Con la denominación de aceros de grano fino y aceros de grano basto se diferencian dos grandes grupos de aceros de comportamiento diferente. Un acero de grano fino resiste al crecimiento sobre un intervalo amplio de temperaturas dentro de la zona austenítica, mientras un acero de grano basto muestra un crecimiento progresivo y continuo a partir de temperaturas próximas a la de transformación.

Aunque los aceros de grano fino resisten al engrosamiento en una zona de temperaturas que es la de los tratamientos térmicos normales, cuando la temperatura se eleva llega un momento en que, frecuentemente, presentan una tendencia pronunciada al crecimiento de sus granos. La temperatura a que tal ocurre suele denominarse *temperatura de engrosamiento del grano*; tal temperatura sólo existe netamente en los aceros de grano fino, pero no es estrictamente característica de cada acero, sino que puede variar entre ciertos límites, dependiendo principalmente del tratamiento térmico anterior. Cuando con un acero de grano fino se sobrepasa la temperatura de engrosamiento, los granos suelen crecer más rápidamente y alcanzar mayores tamaños que en un acero de grano basto a la misma temperatura. A la temperatura de engrosamiento es también importante el tiempo de permanencia con relación a la uniformidad del tamaño final de los granos de austenita. En los aceros de grano basto la tendencia al crecimiento progresa de una manera más continua y no se puede definir en ellos una temperatura de engrosamiento.

Es evidente que el tamaño de grano austenítico de un determinado acero no es una característica inherente a él, sino una función de la temperatura a que se calienta y del tiempo que se mantiene a esta temperatura. Los datos referentes a tal tamaño de grano deben, por lo tanto, completarse siempre con la temperatura y tiempo a que se refieren. Sin embargo, se admite usualmente que si estos dos últimos datos no se dan explícitamente, el tamaño de grano se refiere a las condiciones normales en el tratamiento térmico del acero en cuestión.

¹ Las notaciones A_1 , A_2 y A_{cm} se reservan para las temperaturas críticas de equilibrio, que corresponden a calentamiento o enfriamiento infinitamente lentos. Cuando estas operaciones se realizan a velocidades finitas, la posición exacta de los puntos críticos depende de ellas, y no coinciden los obtenidos en los diagramas de equilibrio. En los aceros hipereutectoides, los puntos críticos A_1 y A_{cm} corresponden a la temperatura de transformación de la austenita en ferrita y carburo, respectivamente, y se representan con A_1' y A_{cm}' . En los aceros hipoeutectoides, los puntos críticos A_1 y A_{cm} corresponden a la temperatura de transformación de la austenita en ferrita y carburo, respectivamente, y se representan con A_1' y A_{cm}' .

La importancia que el tamaño del grano de la austenita tiene sobre algunas de las propiedades del acero tratado, pueden resumirse en la siguiente tabla:

TABLA 7-1

Propiedad	Austenita de grano	
	Fino	Basto
1. Al calentar ligeramente sobre la temperatura crítica	Se mantiene el grano fino.	Tiende a engrosar.
2. Templabilidad	Menor.	Mayor.
3. Austenita retenida	Menos.	Más.
4. Distorsión en el temple	Menos.	Más.
5. Tendencia a agrietarse en el temple	Menos.	Más.
6. Tensiones internas después del temple	Más bajas.	Más altas.
7. Tendencia a huellas blandas después del temple	Mayor.	Menor.
8. Comportamiento en la cementación	Capa menos profunda.	Capa más profunda.
9. Maquinabilidad después de normalizado	Inferior.	Mejor.
10. Fragilización por la deformación en frío	Menor.	Mayor.
11. Tenacidad	Mayor.	Menor.

Queda, pues, claro que la determinación del tamaño de grano austenítico, por los métodos que se describirán seguidamente, puede servir para prever muchos aspectos relativos al comportamiento de un acero en el tratamiento térmico y cuando se encuentra en servicio sometido a distintos tipos de esfuerzos.

7-3. Determinación del tamaño de grano austenítico.—Puesto que la austenita existe normalmente sólo sobre los puntos críticos, el problema es encontrar un tratamiento mediante el cual se puedan hacer observables sus granos a la temperatura ambiente. El tratamiento puede acarrear cambios en la composición química, como ocurre con los métodos de oxidación y cementación o no alterar la composición química. En la mayoría de los casos son preferibles los últimos métodos. Los granos austeníticos pueden hacerse observables a la temperatura ambiente por uno de los siguientes procedimientos que no entrañan cambios de composición:

1.º Por la segregación de ferrita o carburo en los bordes de los granos en los aceros respectivamente hipocutectoides o hipereutectoides.

2.º Por la formación de un producto de descomposición en los bordes del grano, en el caso de los aceros próximos a la composición eutectoide.

3.º Por un ataque especial que establece diferencias de contraste

entre los agregados de martensita formados a partir de los granos de austenita, con los que guardan relaciones de orientación.

4.º Por métodos de ataque por el calor.

Los dos primeros métodos exigen condiciones adecuadas de enfriamiento y permiten una delineación muy visible de los bordes de los granos de la austenita inicial, gracias a la separación en ellos de constituyentes con características de ataque muy diferentes. En los aceros hipocutectoides e hipereutectoides este constituyente es ferrita o carburo, respectivamente, que en los aceros ordinarios al carbono se separan en el enfriamiento lento a través del intervalo crítico; con condiciones adecuadas se obtiene una red casi completa del constituyente proeutectoide envolviendo al núcleo de los granos que se transforman a perlita más atacable. Este método no se puede emplear en los aceros cuya composición sea próxima a la eutectoide porque no se separa, como es natural, tal tipo de constituyentes. Pero en este caso, la transformación a perlita comienza esencialmente en los bordes de grano y operando adecuadamente se consigue desarrollar una red de perlita fina, templando en el momento adecuado para que la austenita residual del centro de los granos se transforme directamente en martensita, que se ataca más difícilmente.

Métodos de enfriamiento.—Una vez que se ha establecido el tamaño de grano a la temperatura que interesa, las condiciones de enfriamiento necesarias para poner de manifiesto los bordes de sus granos, depende esencialmente del contenido de carbono del acero ensayado. Seguidamente discutiremos las condiciones de enfriamiento adecuadas a cada caso.

a) **ACEROS AL CARBONO HIPEREUTECTOIDES.**—Si los aceros contienen menos de unos 0,10% de carbono, el tamaño de grano austenítico puede determinarse por el método de ataque por el calor, descrito más adelante, o por el que describimos a continuación. Una probeta delgada se calienta a la temperatura deseada durante un tiempo corto (para evitar la decarburación) y se temple en mercurio, agua o salmuera. La estructura metalográfica que resulta es martensita baja en carbono, probablemente, con una red de ferrita contorneando los granos de la austenita inicial. La probeta templada se reviene de 5 a 10 min a unos 200 °C; se la desbasta y pule y se la ataca por inmersión en una solución acuosa al 5% de cloruro férrico. Este ataque pone de manifiesto los granos iniciales de austenita, porque aparece un contraste entre los agregados de martensita de diferente orientación. Este método, en realidad, no es sino un caso particular del método de ataque diferencial de la martensita, que se indicará más adelante.

En los aceros hipocutectoides que contienen entre 0,25 y 0,55% de carbono el tamaño de grano austenítico se puede poner de manifiesto enfriando al aire una probeta apropiada desde la temperatura

que interesa. El exceso de ferrita es segregado en los bordes de grano y, mediante un ataque adecuado, es fácil observar a la temperatura ambiente la red de ferrita, por el contraste con la masa perlítica de los granos, atacada más a fondo. La figura 7-2 es ejemplo de uno de estos casos. Este método no se puede emplear con aceros que contienen menos de 0,25% de carbono porque el exceso de ferrita es muy grande y puede separarse en masas compactas en lugar de formar la red de bordes de grano; por el contrario, los aceros con más de 0,55% de carbono separan poco exceso de ferrita y no se obtiene una red completa.

Los aceros al carbono que son sólo ligeramente hipoeutectoides se pueden enfriar desde la temperatura de austenización hasta unos 730°C; se los mantiene a esta temperatura 10 ó 15 min (probetas de 10 ó 12 mm de diámetro) y después se dejan enfriar hasta la temperatura ambiente. Mediante este tratamiento suele obtenerse una red de ferrita bien definida.

Otro método para observar el tamaño de grano austenítico en estos aceros es el temple en gradiente, mediante el que suele ser posible hacer tal observación en diferentes formas en distintos puntos de la probeta. La probeta debe tener, por lo menos, 40 mm de longitud y 6 ó 7 de espesor. Se la calienta a la temperatura de austenización deseada y luego se la extrae rápidamente del horno y se sumergen 10 ó 12 mm de su longitud en un baño de salmuera, dejándola enfriar en estas condiciones hasta la temperatura ambiente. En una probeta dejada enfriar de esta forma se obtiene una gran variedad de estructuras, desde la martensita obtenida en el extremo templado en salmuera hasta los agregados uniformes de ferrita y perlita obtenidos en el extremo opuesto que ha enfriado mucho más lentamente. Si se corta la probeta longitudinalmente, se pule y ataca, se encuentra en la observación microscópica una zona, más o menos alejada del extremo templado, en la que aparece una red de perlita fina nodular bordeando la martensita a que se ha transformado el resto del grano. La perlita fina, que se ataca mucho más enérgicamente, pone de manifiesto los bordes de grano de la austenita inicial en la forma que muestra la figura 7-3. Cuando el grano es muy fino la estimación debe hacerse en la zona templada, totalmente martensítica, por el método de ataque diferencial que describiremos más adelante.

En zonas más alejadas de la templada, especialmente si el acero es suficientemente hipoeutectoide, pueden también observarse los contornos de grano austenítico por una red de ferrita envolviendo a la perlita de la masa de los granos, en la misma forma indicada en la figura 7-2. Si el acero es casi eutectoide y la probeta de tamaño relativamente pequeño, no se obtiene la red de ferrita ni aun en las regiones más lentamente enfriadas.

ACEROS AL CARBONO HIPOEUTECTOIDES.—En estos aceros puede

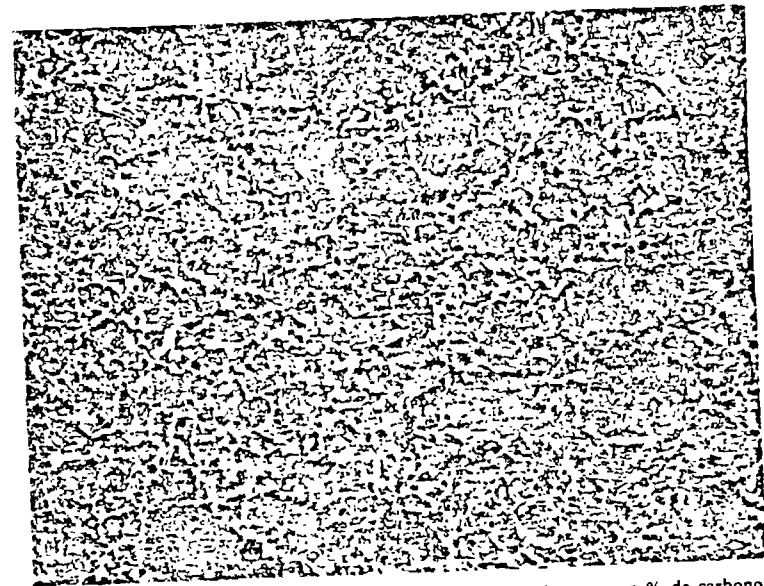


FIG 7-2. Tamaño de grano austenítico en un acero ordinario con 0,50 % de carbono, puesto de manifiesto por una red de ferrita. 100 aumentos. (Por cortesía de U.S. Steel Corp. Research Laboratory.)

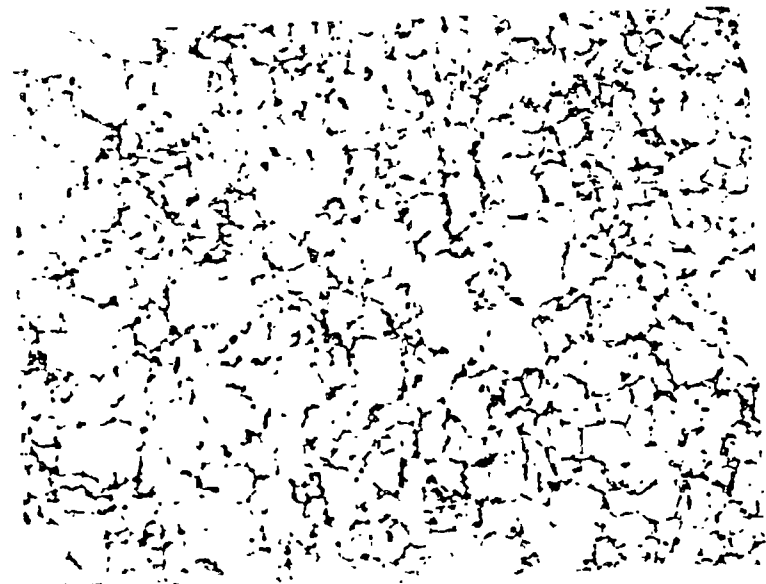


FIG 7-3. Tamaño de grano austenítico en un acero ordinario con 0,50 % de carbono, puesto de manifiesto por una red de perlita nodular que rodea la martensita. 100 aumentos. (Por cortesía de U.S. Steel Corp. Research Laboratory.)

bastar con templar una probeta (12 a 25 mm de diámetro) desde la temperatura deseada en un baño de salmuera. Si el acero no tiene una templabilidad excesiva este tratamiento produce una capa externa martensítica y una zona central perlítica y, entre ambas, aparece otra en que los bordes de grano aparecen delineados por perlita fina nodular envolviendo a los núcleos de los granos transformados en martensita. El ataque, como ya se ha indicado, dará en esta zona el aspecto de la figura 7-3.

Los aceros eutectoides con más templabilidad se pueden estudiar

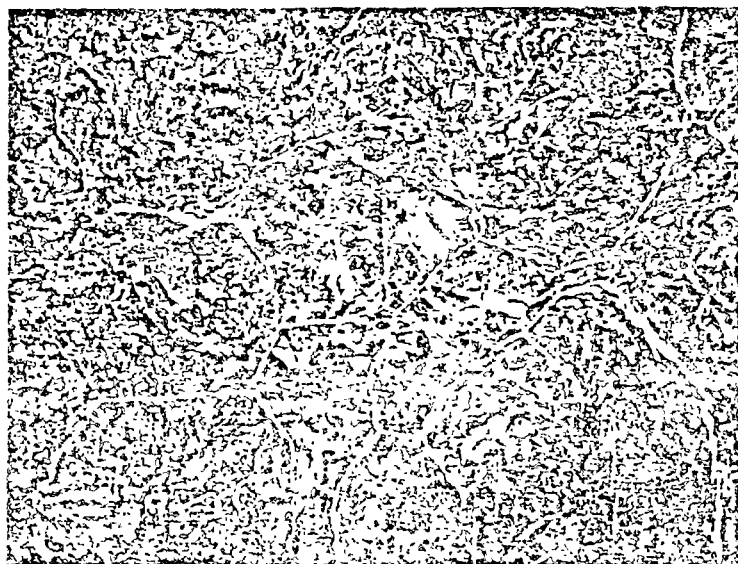
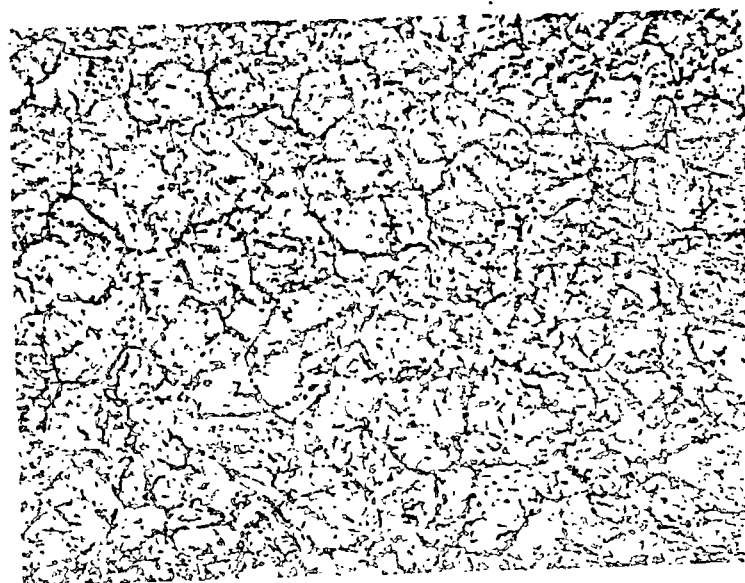


FIG. 7-4. — Tamaño de grano austenítico en un acero hipereutectoide, puesto de manifiesto por una red de cementita. 100 aumentos. (Por cortesía de U.S. Steel Corp. Research Laboratory.)

por el método del temple en gradiente o mediante el ataque diferencial de la martensita que se indica más adelante. En el primer caso, entre las zonas totalmente martensítica y totalmente perlítica se encuentra aquella en que los nódulos de perlita fina contornean los granos martensíticos.

c) ACEROS AL CARBONO HIPEREUTECTOIDES.—En estos aceros el mejor método es dejar enfriar al aire o en el horno una probeta adecuada, austenizada a la temperatura en estudio. En estas condiciones se forma una red de la cementita primeramente separada, envolviendo al material del centro de los granos transformado posteriormente a perlita y más atacable. La figura 7-4 muestra un ejemplo. Este método suele fallar si el contenido de carbono es inferior a 1.15



a) Martensita no revenida. 100 aumentos.



b) Martensita revenida durante 15 min a 200°C. 100 aumentos.

FIG. 7-5. — Tamaño de grano austenítico en un acero templado, puesto de manifiesto por el ataque diferencial en el estado austenizado. (Por cortesía de U.S. Steel Corp. Research Laboratory.)

porque no se obtiene una red completa de cementita; en estos casos se puede emplear el temple en gradiente descrito para los aceros hipoeutectoides y eutectoides.

Otro método para estos aceros poco hipereutectoides, consiste en enfriar desde la temperatura de austenización hasta justamente por encima de la temperatura crítica inferior (A_{r1}), mantenerlo a tal temperatura unos minutos y templar en agua. Después se reviene la probeta a unos 425°C y se deja enfriar al aire. El ataque permite la observación de los bordes de grano mediante la red de cementita que rodea a la martensita revenida.

Ataque diferencial de la martensita.—En un acero templado y completamente martensítico, o templado y revenido, el tamaño de grano se puede poner de manifiesto por el contraste que aparece en los distintos agregados martensíticos procedentes de distintos granos de austenita, con los cuales guardan relaciones de orientación, cuando se atacan con un reactivo especial descubierto por Vilella¹. Este reactivo es muy selectivo en su acción; los mejores resultados, como indica la figura 7-5 se obtienen atacando después de revenir a 200 ó 300°C durante unos 15 min^2 .

Ataque por el calor.—El ataque por el calor es un medio sencillo y rápido para determinar el tamaño de grano austenítico de cualquier tipo de acero y es particularmente útil para los que contienen menos de $0,10\%$ de carbono. Se basa en que cuando una probeta pulida se calienta a la temperatura de austenización deseada en una atmósfera inerte, tal como hidrógeno purificado para hacer muy baja la presión de oxígeno, el metal de los bordes de grano se vaporiza preferencialmente, quedando esos bordes marcados en la superficie. Para evitar que la superficie se oxide y se manche después del ataque por el calor, se la temple en mercurio fuera del contacto del aire. Un ejemplo de los resultados que pueden obtenerse por este método lo muestra la figura 7-6.

Manteniendo suficientemente baja la presión de oxígeno en la atmósfera de hidrógeno no se altera, por oxidación, la composición química de la superficie y el tamaño de grano observado sobre ella es el característico de toda la masa de la probeta. Si, por el contrario, se eleva demasiado la presión de oxígeno, pueden oxidarse algunos elementos tales como el aluminio y se obtiene en la superficie un grano más pequeño que en la masa de la probeta. Esto puede atribuirse al retardo provocado en el crecimiento de grano por los óxidos formados en la superficie y sus proximidades.

¹ La composición del reactivo Vilella se da en la tabla 2 del Apéndice, reactivo num. 3.
² Este método es seguramente el más universal y adecuado. Como se indica, basta templar directamente desde la temperatura de austenización, o después atacar directamente o luego de un revenido, con la probeta al ataque, en un medio inerte, para los granos de austenita, eutectoides, hipoeutectoides y hipereutectoides. No basta con lavar y atacar una vez la probeta, sino que se debe lavar y atacar varias veces con el reactivo Vilella para obtener una buena muestra.



FIG. 7-6 - Tamaño de grano austenítico en un acero con 2% de molibdeno, puesto de manifiesto mediante el ataque por el calor. (Por cortesía de U.S. Steel Corp. Research Laboratory.)

La figura 7-7 muestra un aparato adecuado para la purificación del hidrógeno y el tratamiento de las probetas, proyectado por Miller y Day¹.

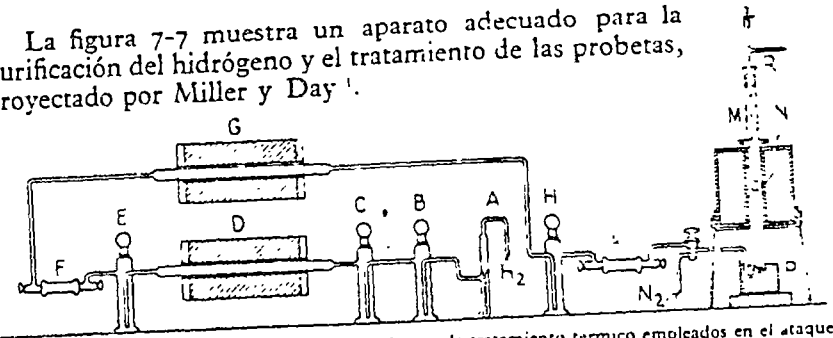


FIG. 7-7. - Tren de purificación de hidrógeno y horno de tratamiento térmico empleados en el ataque por el calor. (Por cortesía de U.S. Steel Corp. Research Laboratory.)

- A. Frasco lavador con ácido sulfúrico por el que entra el hidrógeno.
- B. Frasco con cal sodada.
- C. Frasco con drierite.
- D. Horno con asbesto platinado calentado a 540°C para combinar con el hidrógeno al oxígeno que pueda impurificarlo.
- E. Alumina activada para absorber algo del agua formada en D.
- F. Pentóxido de fósforo para absorber el resto del agua.
- G. Segundo horno igual al D.
- H. Alumina activada.
- K. Pentóxido de fósforo.
- M. Tubo de alúmina pura sinterizada dentro de un horno con resistencia de platino. Se puede emplear un tubo de sílice y calentarlo por inducción.
- N. Termopar del horno.
- N. Entrada de nitrógeno para llenar el horno antes de calentarlo, a fin de evitar explosiones cuando se pasa el hidrógeno a alta temperatura.
- P. Baño de mercurio para el temple.
- R. Trípode de goma y soporte de la probeta.

Examen de fracturas.—El tamaño de grano austenítico puede determinarse rápida y efectivamente, especialmente en aceros de contenido de carbono medio y alto, por un método de comparación de fracturas. El procedimiento se basa en la existencia de una relación entre el aspecto de la fractura de un acero completamente martensítico y el tamaño de grano de la austenita que existía antes del temple.

Una probeta de tamaño adecuado y previamente entallada, se calienta a la temperatura de austenización correspondiente, se la mantiene el tiempo adecuado y se la temple drásticamente en agua

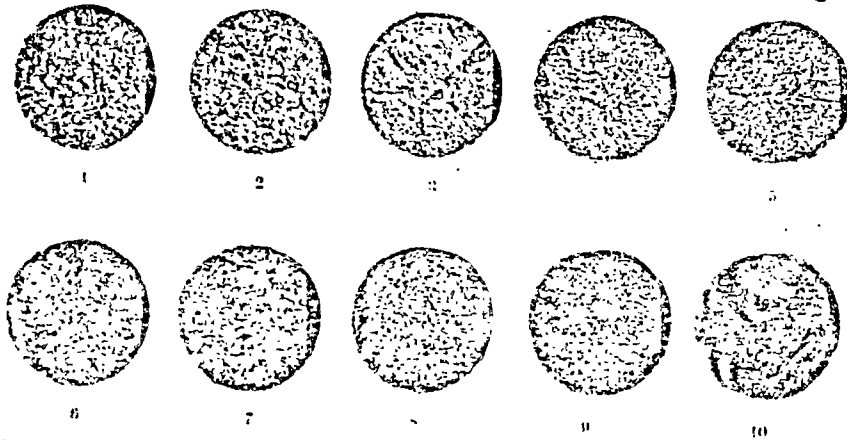


FIG. 7-8. —Aspecto de las fracturas Shepherd para determinación de tamaño de grano austenítico. Sin aumento.

o salmuera. Después se rompe la probeta por la entalla y se compara la apariencia de la fractura con una serie de 10 fracturas patrón correspondientes a otros tantos tamaños de grano. Cuando el acero tiene poca templabilidad hay que tener en cuenta que el núcleo puede ser perlítico y sólo se debe comparar la fractura de la zona externa completamente martensítica, porque la fractura de estructuras no martensíticas no siempre indica el tamaño de grano austenítico inicial.

En los Estados Unidos las fracturas patrones empleadas son las Shepherd. La figura 7-8 muestra el aspecto de estas fracturas cuyos números van del 1, que corresponde a la de aspecto más grosero, al 10, correspondiente a una fractura de aspecto muy fino. Las intermedias tienen también aspectos intermedios.

Otros patrones son los preparados en Suecia por la Jernkontoret y usados en los países europeos. También constan de 10 fracturas de apariencia prácticamente idéntica a las de Shepherd. Es interesante señalar que, como muestra la figura 7-9, los tamaños de grano determinados mediante la comparación con ambas series de patrones

están en buen acuerdo con los determinados por examen metalográfico y designados con arreglo a las normas ASTM.

En general, el examen y comparación de las fracturas requiere poca práctica. Está bien comprobado que el ojo tiene mayor sensibilidad para observar pequeñas diferencias en el aspecto de las fracturas que las correspondientes pequeñas diferencias en el tamaño de grano observadas metalográficamente. Solamente se presentan di-

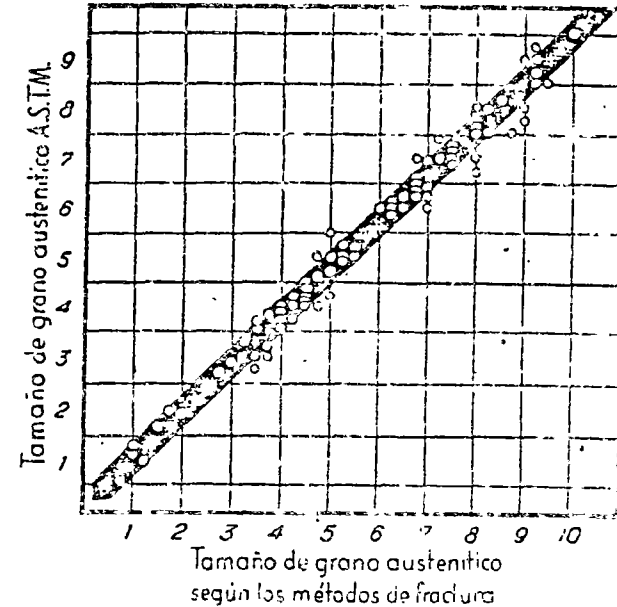


FIG. 7-9. —Relaciones entre las designaciones del tamaño de grano Shepherd y Jernkontoret y los números ASTM. Dentro de los límites de la banda, los patrones Shepherd y Jernkontoret son equivalentes. (Por cortesía de U.S. Steel Corp. Research Laboratory.)

cultades cuando se presentan mezclados granos de distintos tamaños, porque el ojo no aprecia inmediatamente las facetas grandes y pequeñas que aparecen mezcladas en la fractura, a no ser que la fractura sea, en media, suficientemente grosera. Sin embargo, un observador experimentado identifica con sorprendente seguridad los tamaños de grano mezclados.

Método de cementación.—El método de cementación (ensayo de McQuaid-Ehn) no se puede emplear como método general en la determinación del tamaño de grano, porque cambia la composición química del acero y requiere unas condiciones específicas de permanencia en la región austenítica. Es, sin embargo, muy apropiado para estudiar esta característica en los aceros de cementación, cuyo tratamiento térmico es similar al del ensayo de McQuaid-Ehn. Nos

ocuparemos de él, en este sentido, en las secciones 7-8, 7-9 y 7-10.

Método de oxidación.—Tobin y Kenyon¹ han propuesto un procedimiento para determinar el tamaño de grano austenítico de los aceros eutectoides, por medio de una oxidación selectiva a la temperatura de austenización. Con una atmósfera ligeramente oxidante los bordes de grano austenítico se oxidan preferentemente, y después de enfriada la probeta a la temperatura ambiente y convenientemente atacada, esos bordes se hacen fácilmente observables. Este método introduce cambios en la composición química de la superficie y zonas próximas a ella, por lo cual sus resultados deben tomarse con muchas reservas.

La probeta se prepara metalográficamente (sin ataque), se la mantiene el tiempo necesario a la temperatura deseada y se la deja enfriar hasta la temperatura ambiente, lentamente o templándola. El calentamiento se realiza en una atmósfera poco oxidante que, cuando la temperatura o el tiempo de permanencia no son excesivos, que es lo corriente, puede ser la atmósfera normal del horno. Si la temperatura máxima ha de pasar de unos 926°C y el tiempo de permanencia es largo, la oxidación progresaría excesivamente en tal atmósfera y no se podrían observar claramente los bordes de grano. En estos casos se puede empaquetar la probeta en algún material que limite el libre acceso de la atmósfera del horno, o se puede realizar el calentamiento en un baño de sales o un recipiente cerrado, sacándola de ellos sólo en los pocos últimos minutos del calentamiento para que se ponga en contacto con la atmósfera oxidante.

Mediante este tratamiento, sólo se obtiene un contraste ligero entre los bordes de grano y el resto del material, por lo cual conviene intensificarlo mediante un ataque adecuado. Si la probeta se ha enfriado lentamente se repule la superficie oxidada y se la ataca con picral o nital, que ponen de manifiesto los bordes de grano como una red blanca de ferrita que contornea las masas oscurecidas de perlita. Si la probeta se ha templado, se puede atacar satisfactoriamente con una solución al 15% de ácido clorhídrico en alcohol etílico. Este ataque ennegrece los bordes de grano que resaltan sobre la martensita ligeramente atacada.

También se puede oxidar la probeta antes de desbastarla y pulirla, haciendo estas operaciones después, poniendo la máxima atención en no eliminar toda la capa superficial atacada por la oxidación.

7-4. Métodos para expresar el tamaño de grano.—En los métodos que expondremos a continuación es preciso proyectar la imagen de la estructura sobre la pantalla de un equipo metalográfico o, en su caso, obtener una fotomicrografía. Las probetas, preparadas por los métodos descritos anteriormente, se pulen y se atacan por

un reactivo adecuado para provocar el contraste necesario. La tabla 2 del Apéndice contiene una lista de tales reactivos.

El tamaño de grano así observado se puede expresar de varias formas, siendo aceptables las que se dan a continuación, de las que las dos primeras son las más empleadas:

1.^a Los números de tamaño de grano ASTM, arbitrariamente elegidos y relacionados exponencialmente con el número de granos por pulgada cuadrada en una proyección a 100 aumentos.

2.^a Número medio de granos cortados por una línea de longitud definida (método de Graff-Snyder).

3.^a Número medio de granos por milímetro cuadrado.

4.^a Área media de los granos, en milímetros cuadrados.

El método ASTM.—Esta forma de expresar el tamaño de grano suele preferirse porque se puede hacer muy fácilmente la estimación del número representativo del tamaño de grano. Para ello se proyecta la imagen de la estructura de la probeta convenientemente tratada y preparada o se obtiene una fotomicrografía de ella, en ambos casos a 100 aumentos, y se realiza una comparación con una serie de gráficos correspondientes a los distintos tamaños de grano, que reproducimos¹ en las figuras 7-10 a 7-17. El número del gráfico más parecido al aspecto de la probeta expresa el tamaño de grano. Cuando aparecen granos de varios tamaños el resultado suele expresarse con dos números, correspondientes a dos tamaños de grano, con la indicación del tanto por ciento existente de cada uno.

Los patrones de tamaño de grano ASTM se han elegido en forma que cubran los normalmente encontrados en el acero. Los gráficos llevan números del 1 al 8. El número del gráfico, representativo de un tamaño de grano, está relacionado con el número medio de ellos visibles a 100 aumentos por pulgada cuadrada de pantalla o fotomicrografía, mediante la relación

$$\text{Número medio por pulgada cuadrada a 100 aumentos} = 2^{n-1} \quad [7-1]$$

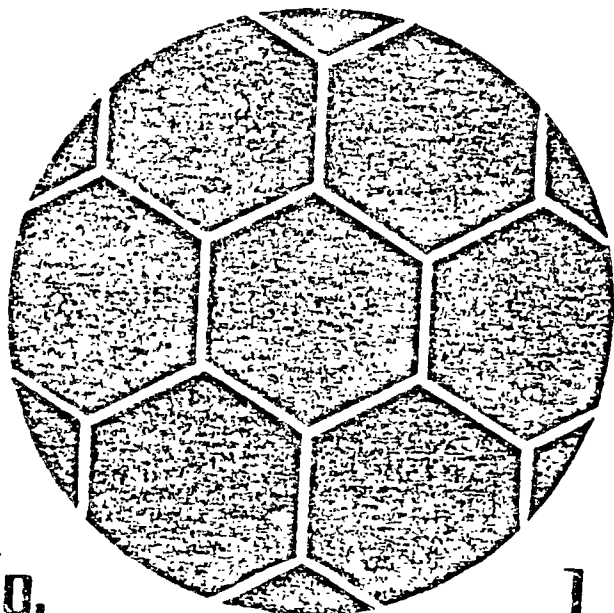
siendo precisamente n el número ASTM.

La tabla 40 del Apéndice da las relaciones calculadas entre el número ASTM, el número medio por pulgada cuadrada a 100 aumentos, y los diámetros y secciones medias reales de los granos.

Los aceros cuyo tamaño de grano está comprendido entre el 1 y el 5 se consideran como aceros de grano basto, y los comprendidos entre el 5 al 8, como de grano fino. Cuando el tamaño es precisa-

¹ Reproducidos con autorización de la ASTM.

Se trata, naturalmente, de la existencia en la probeta de granos de diferentes tamaños mezclados, que no debe confundirse con la presencia meralingérica de granos de tamaños diferentes, debido al corte al azar de las agrupaciones de granos del mismo tamaño. En este último caso, las secciones obtenidas tienen distribuidas al azar entre los granos, mientras que en el primero suelen aparecer grupos de secciones pequeñas y grupos de secciones grandes.



No.

1

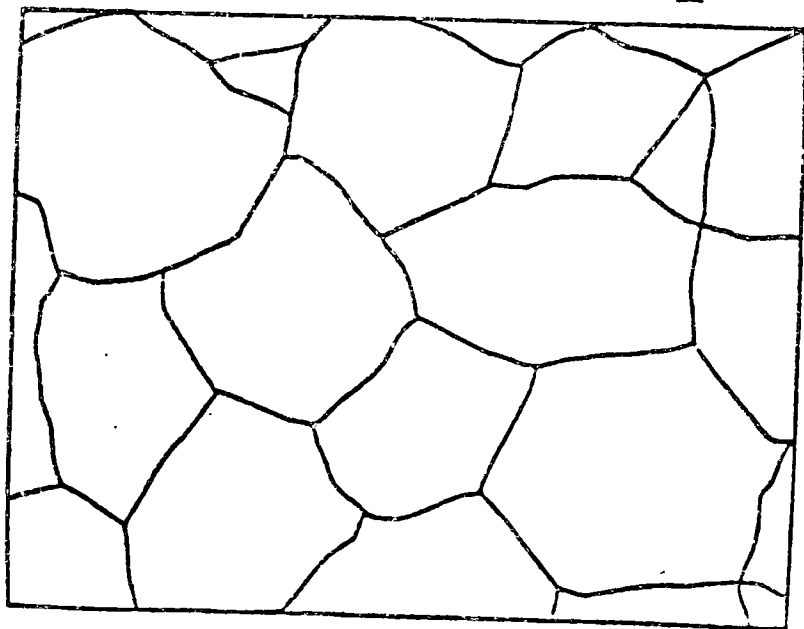
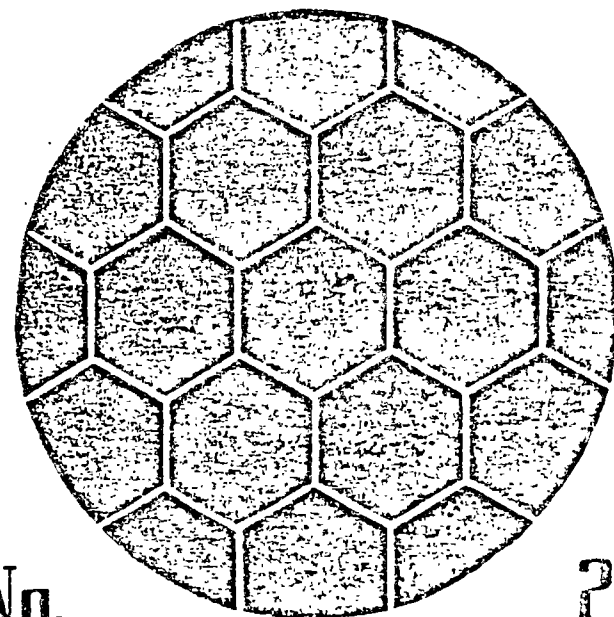


FIG. 10-10. — En la parte superior, red hexagonal ideal correspondiente al tamaño de grano medio del núm. 1 de la escala ASTM, 2 granos por pulgada cuadrada. En la parte inferior, patrón ASTM núm. 1. Entre 1 y 2 granos por pulgada cuadrada a 100 aumentos.



No.

2

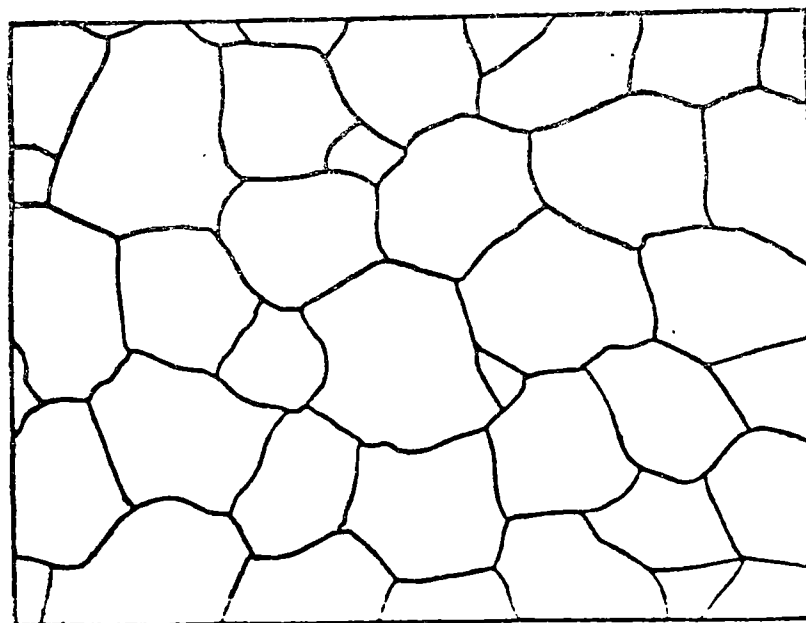


FIG. 10-11. — En la parte superior, red hexagonal ideal correspondiente al tamaño de grano medio del núm. 2 de la escala ASTM, 4 granos por pulgada cuadrada. En la parte inferior, patrón ASTM núm. 2. Entre 3 y 7 granos por pulgada cuadrada a 100 aumentos.

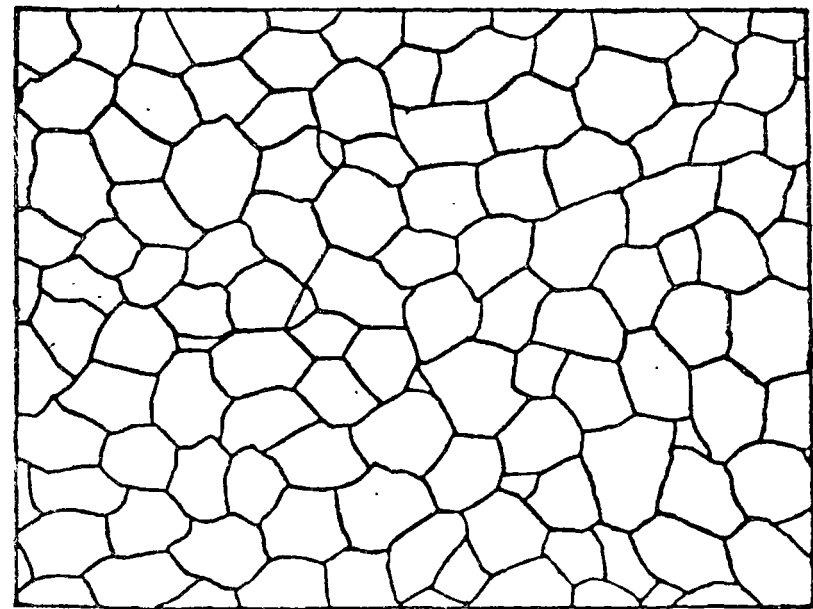
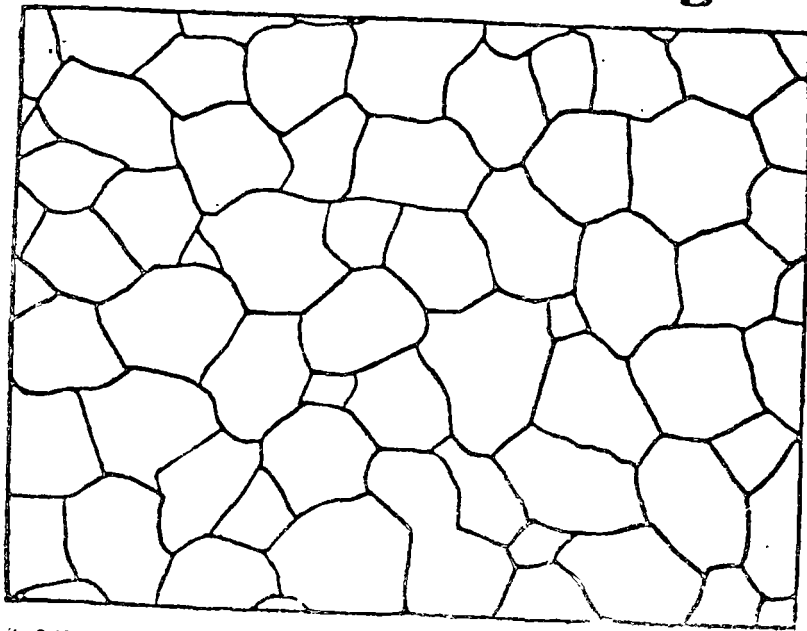
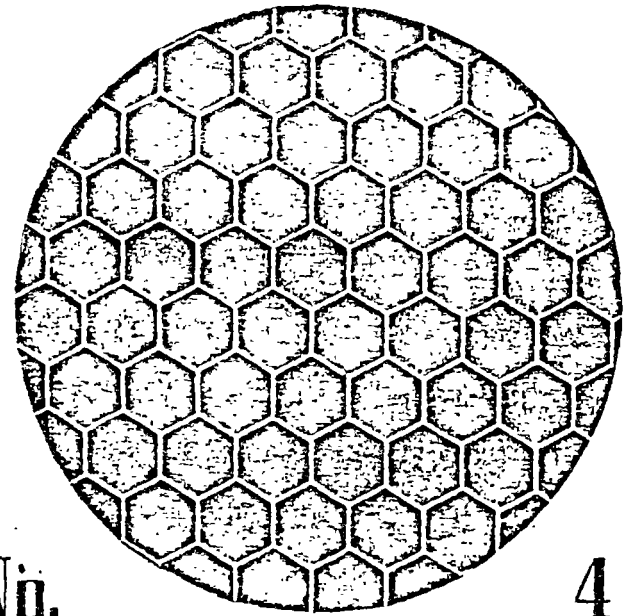
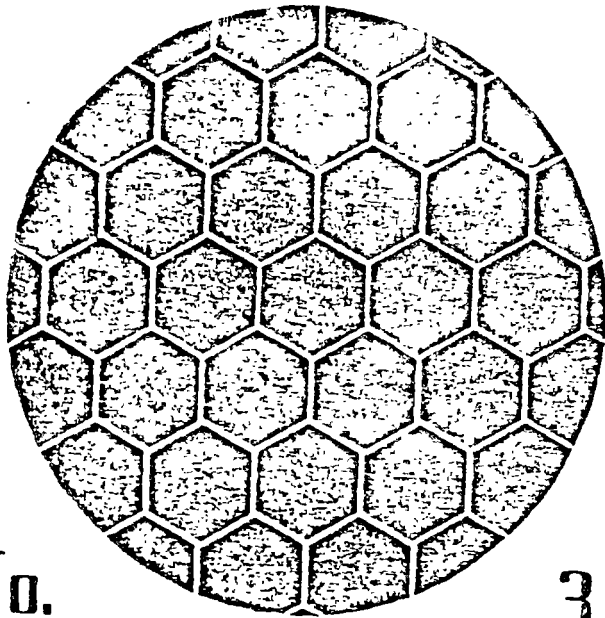
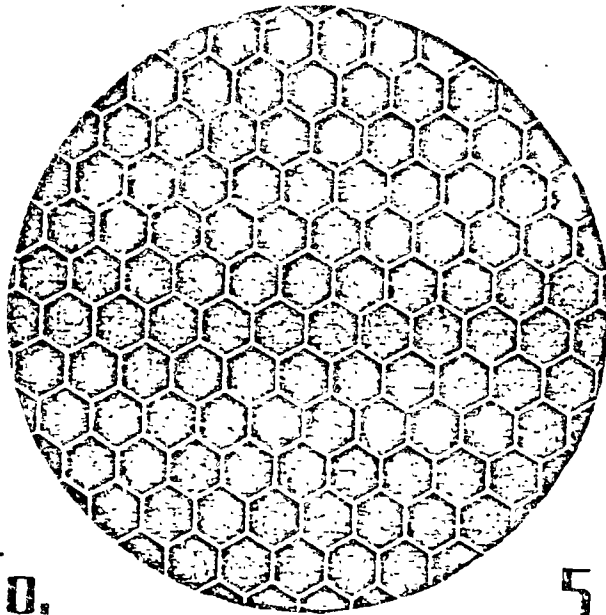


Fig. 7-12. — En la parte superior, red hexagonal ideal correspondiente al tamaño de grano medio del num. 3 de la escala ASTM; 4 granos por pulgada cuadrada. En la parte inferior, patron ASTM num. 3, tamaño de grano por pulgada cuadrada de 100 aumentos.

Fig. 7-13. — En la parte superior, red hexagonal ideal correspondiente al tamaño de grano medio del num. 4 de la escala ASTM; 3 granos por pulgada cuadrada. En la parte inferior, patron ASTM num. 4, entre 6 y 12 granos por pulgada cuadrada a 100 aumentos.



No.

5

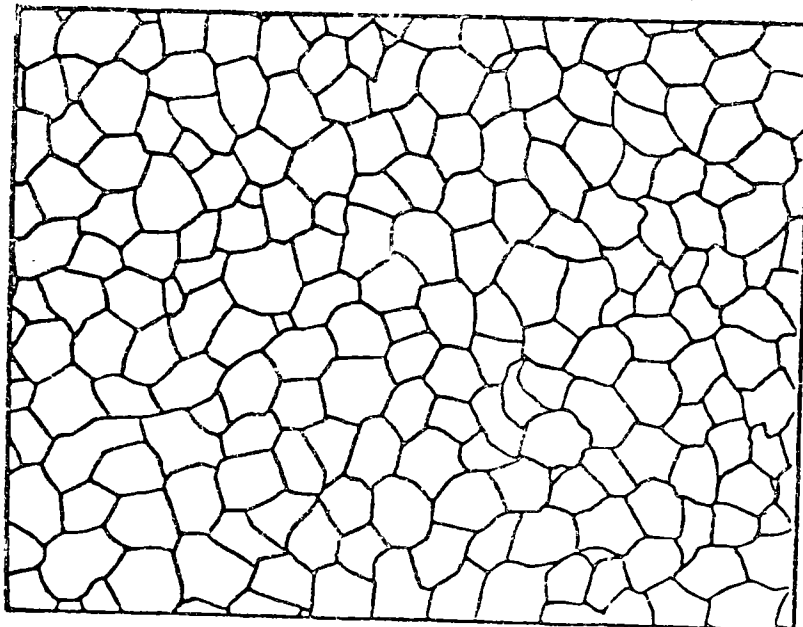
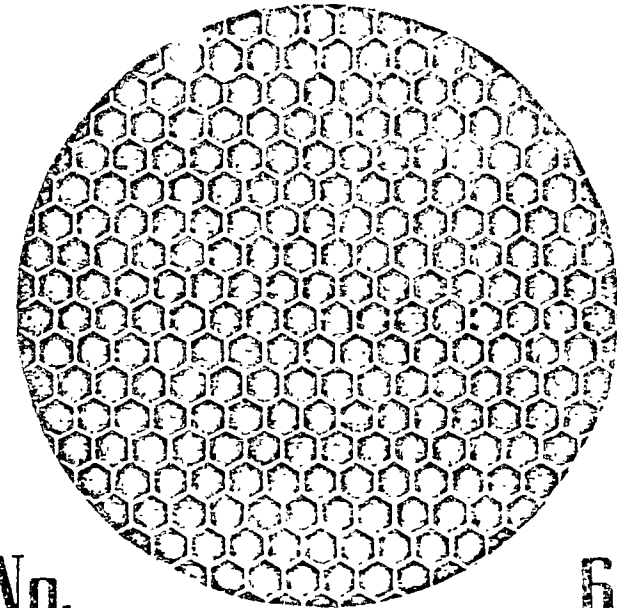


Fig. 15. - En la parte superior, red hexagonal ideal correspondiente al tamaño de grano medio del num. 5 de la escala ASTM, 20 granos por pulgada cuadrada. En la parte inferior, patron ASTM num. 5. Entre 12 y 24 granos por pulgada cuadrada a 100 aumentos.



No.

6

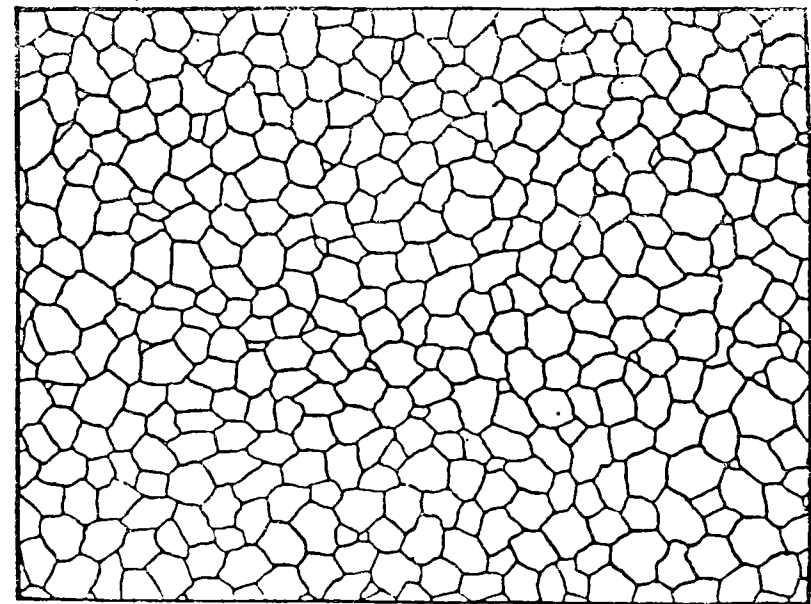
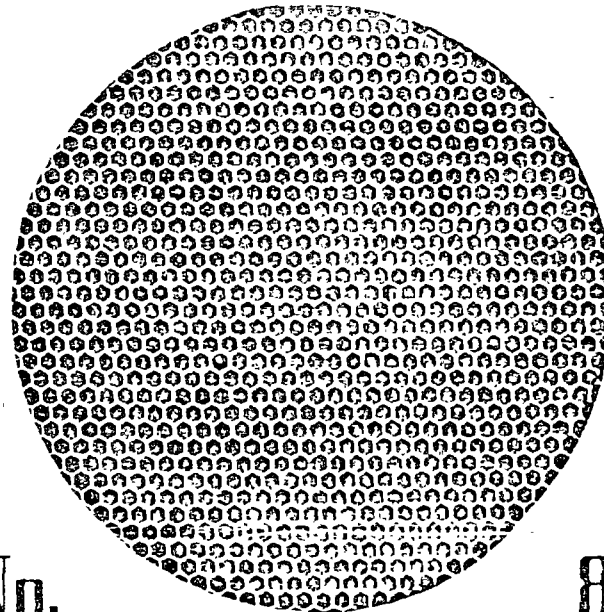
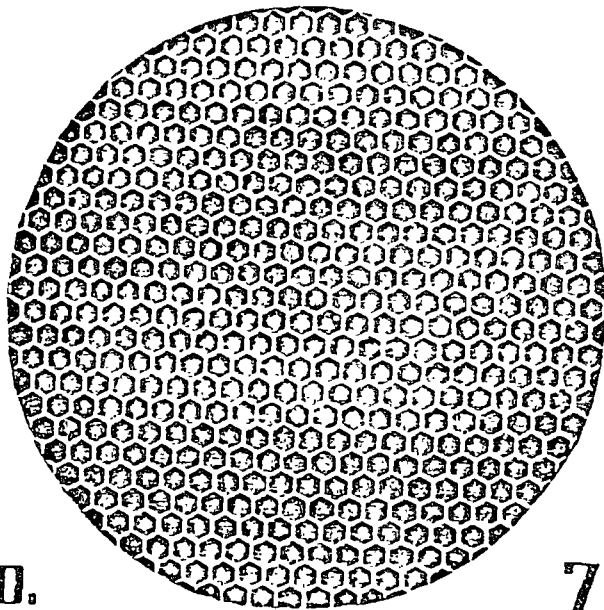


Fig. 16. - En la parte superior, red hexagonal ideal correspondiente al tamaño de grano medio del num. 6 de la escala ASTM, 32 granos por pulgada cuadrada. En la parte inferior, patron ASTM num. 6. Entre 24 y 48 granos por pulgada cuadrada a 100 aumentos.



No.

7

No.

8

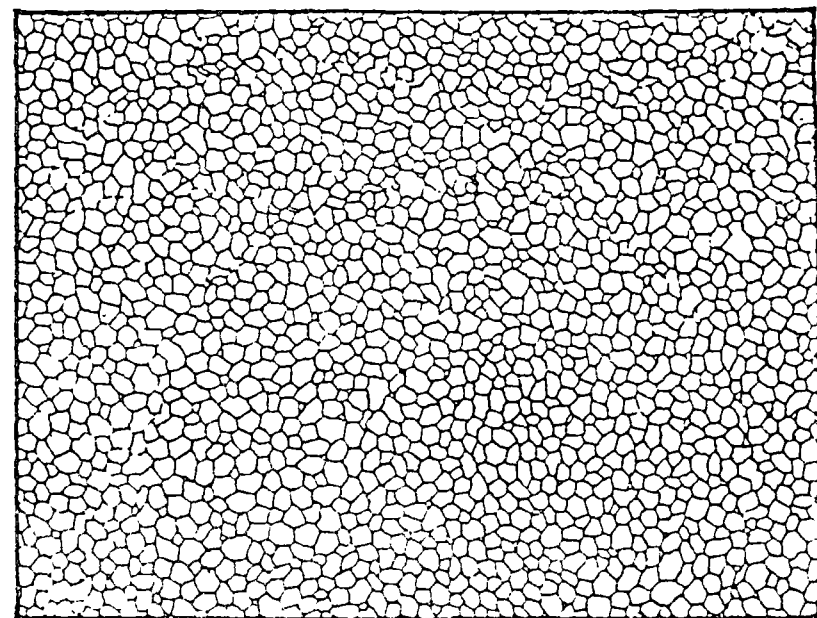
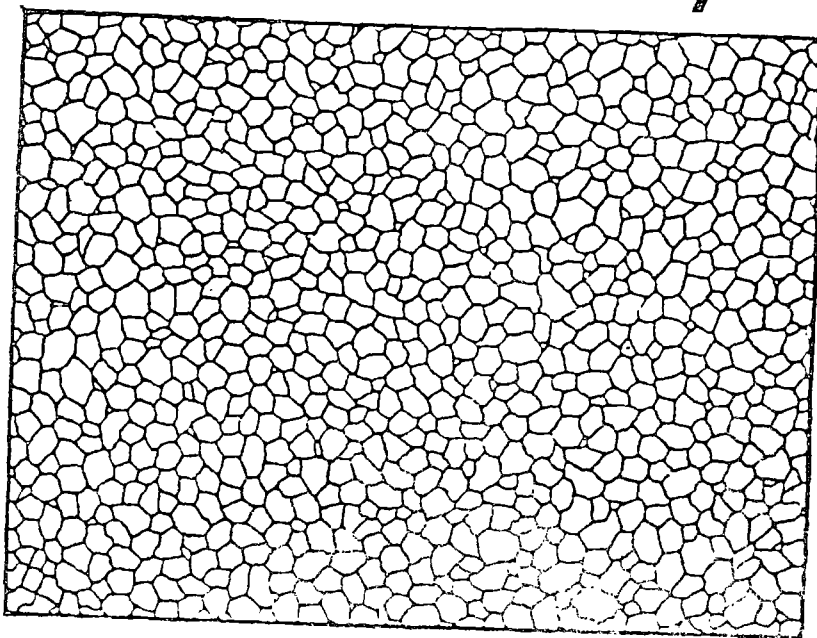


Fig. 106.—En la parte superior, red hexagonal ideal correspondiente al tamaño de grano medio del núm. 7 de la escala ASTM; 49 granos por pulgada cuadrada. En la parte inferior, patrón ASTM núm. 7. Entre 25 y 102 granos por pulgada cuadrada a 100 aumentos.

Fig. 107.—En la parte superior, red hexagonal ideal correspondiente al tamaño de grano medio del núm. 8 de la escala ASTM; 125 granos por pulgada cuadrada. En la parte inferior, patrón ASTM núm. 8. Entre 50 y 192 granos por pulgada cuadrada a 100 aumentos.

mento el 5, se considera el acero de grano fino si los granos que no corresponden exactamente a este tamaño son más finos y como de grano grueso si estos pocos granos son mayores.

No es raro encontrar tamaños de grano austenítico que en la observación a 100 aumentos aparecen mayores que el núm. 1 ó menores que el núm. 8. Si los granos son mayores que los del núm. 1, se proyectan a 50 aumentos en lugar de a 100 y si entonces son comparables al gráfico correspondiente al núm. 2, se designan como de núm. 0, y si son comparables al gráfico núm. 1, como tamaño 00. Cuando los granos a 100 aumentos parecen más finos que los del gráfico núm. 8, se proyectan a 200 aumentos, y se designan como núms. 9 y 10 si en estas condiciones son comparables a los gráficos núms. 7 y 8, respectivamente.

Ocular para medir el tamaño de grano ASTM.—Se puede realizar una determinación exacta y rápida del tamaño de grano ASTM, mediante un ocular especial¹, que evita la necesidad de proyectar la imagen o fotomicrografiar la estructura y comparar después con los patrones. Tal ocular es esencialmente un ocular de Huygens (de 7,5 aumentos) en el cual se ha intercalado una placa revólver con ocho discos micrométricos de vidrio. En cada disco hay grabado un cuadrado cuyo tamaño corresponde a los tipos ASTM de 1, 2, 4, 8, 16, 32, 64 y 128 granos por pulgada cuadrada en la imagen a 100 aumentos. Los discos llevan además los núms. 1 a 8.

Los cuadros y el número aparecen en el campo de visión enfocados a la vez que la imagen y en el mismo plano. Girando el revólver se hacen deslizar los distintos discos por el campo de visión y se compara el tamaño del cuadrado con el de los granos de la imagen. Al encontrar el cuadrado que se estima equivalente, se lee simultáneamente el tamaño de grano ASTM por el número que, como hemos dicho, va grabado con cada cuadrado.

Los cuadrados tienen el tamaño adecuado para que la estimación sea correcta cuando los aumentos totales de la imagen son 100. Este aumento puede lograrse con un objetivo de 16 mm y un tubo de 215 mm. Si la longitud de tubo fuese diferente, es preciso emplear adaptadores para lograrla.

El ocular puede emplearse también fácilmente para la fotomicrografía y en la placa aparecen simultáneamente la imagen de la estructura, el cuadrado y el número ASTM correspondiente.

Método de Graff-Snyder.—Este método es muy adecuado para designar el tamaño de grano de los aceros muy aleados y especialmente los de herramientas con alta aleación, incluidos los rápidos. Se aplica a las probetas en las que, por uno de los procedimientos descritos, se ha puesto de manifiesto el tamaño de grano austenítico:

su ventaja, con relación a otros, es el ser muy sensible a pequeñas diferencias en el tamaño de grano, especialmente cuando el tamaño medio es muy fino. Esta sensibilidad es necesaria en los aceros citados, porque su grano suele ser muy fino cuando se les somete a los tratamientos térmicos normales y porque diferencias muy pequeñas pueden ser significativas.

El método consiste en medir los granos cortados por una línea trazada teóricamente en la probeta y cuya longitud es de 0,005 pulgadas (0,127 mm). Se hacen 10 determinaciones de este tipo, con líneas situadas al azar sobre la probeta, y la media aritmética de los números de granos cortados por cada una es el índice del tamaño de grano. En la práctica la línea se traza sobre la pantalla del equipo metalográfico con una longitud tal que, teniendo en cuenta los aumentos de la proyección, correspondiese a las 0,005 pulg en la superficie de la probeta; por ej., si los aumentos son 500, la longitud de la línea sería de 2,5 pulg (63,5 mm); si 750, debe alcanzar 3,75 pulg (95,25 mm) y, si son 1000 los aumentos, 5 pulg (127 mm). Generalmente se emplean 1000 aumentos, por causa de la finura de grano que suelen poseer los aceros a que se aplica el método.

En un sentido muy amplio, una media de 8 granos cortados o menos se considera como indicativa de un grano basto; los números 9 a 11, como de ligeramente basto; 12 a 15, como de grano moderadamente fino y por encima de 15 como de grano muy fino.

MÉTODOS PARA DETERMINAR EL TAMAÑO DE GRANO ACTUAL DE LAS ALEACIONES Y METALES NO FERREOS¹

7-5. Método comparativo ASTM.—En forma parecida a como en el tamaño de grano austenítico en los aceros, el tamaño de grano de los metales no féreos puede hallarse comparando la microestructura de la probeta desconocida a 75 aumentos con una serie de patrones. Los patrones para esta comparación se dan en las figuras 7-18 a 7-27²; consisten en una serie de 10 fotomicrografías de latón de cartuchería a 75 aumentos. Cada microfotografía se designa por el diámetro medio real (sin aumentos) de los granos y comprenden desde 0,200 mm (Fig. 7-18) a 0,010 mm (Fig. 7-27).

7-6. Método planimétrico de Jefferies.³—El método planimétrico, en la modificación de Jefferies, es muy exacto y relativamente sencillo de realizar. Lo mismo que el método ASTM, sólo es aplicable a materiales con granos equiaxiales, lo cual suele ser el caso

¹ El término *tamaño de grano actual* se refiere al tamaño que tienen los granos que componen el metal o aleación a la temperatura ambiente, a diferencia del tamaño de grano austenítico del acero, que se refiere al tamaño de unos granos que ya no existen a la temperatura ambiente salvo el caso particularísimo de aceros austeníticos, y cuyos efectos sobre las propiedades son debidos a un cierto efecto de herencia. Véase el I.

² Reproducidos con autorización de la ASTM.

³ JEFFERIES, Z. L. Grain Size Measurements. Chem. & Met. Eng., vol. 18, 1918.

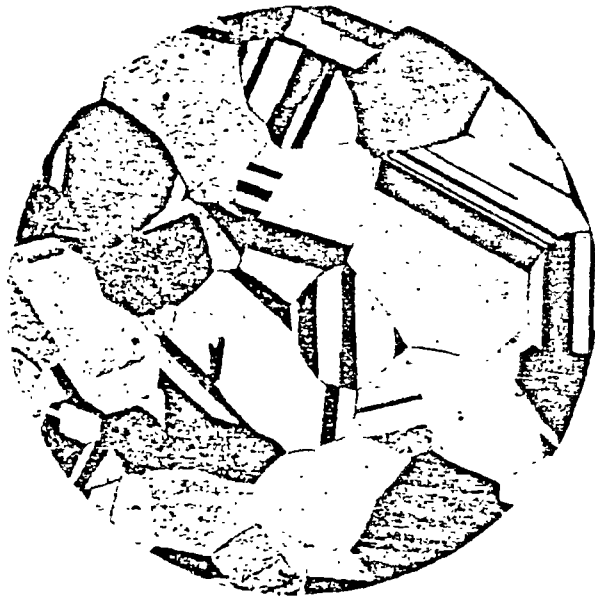


FIG. 7-18. - Patron ASTM de tamaño de grano en metales no féreos.
Diámetro medio de grano, 0,200 mm.

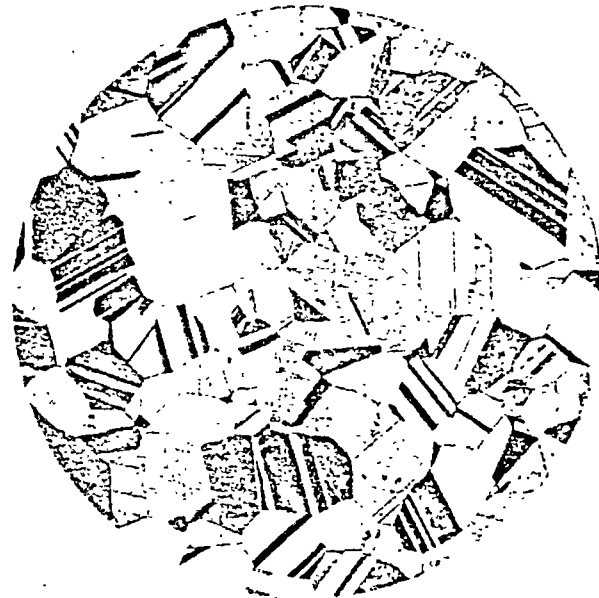


FIG. 7-20. - Patron ASTM de tamaño de grano en metales no féreos.
Diámetro medio de grano, 0,120 mm



FIG. 7-19. - Patron ASTM de tamaño de grano en metales no féreos.
Diámetro medio de grano, 0,100 mm



FIG. 21. - Patron ASTM de tamaño de grano en metales no féreos.
Diámetro medio de grano, 0,080 mm.



FIG. 7-22. - Patrón ASTM de tamaño de grano en metales no féreos.
Diámetro medio de grano, 0,065 mm.



FIG. 7-23. - Patrón ASTM de tamaño de grano en metales no féreos.
Diámetro medio de grano, 0,032 mm.

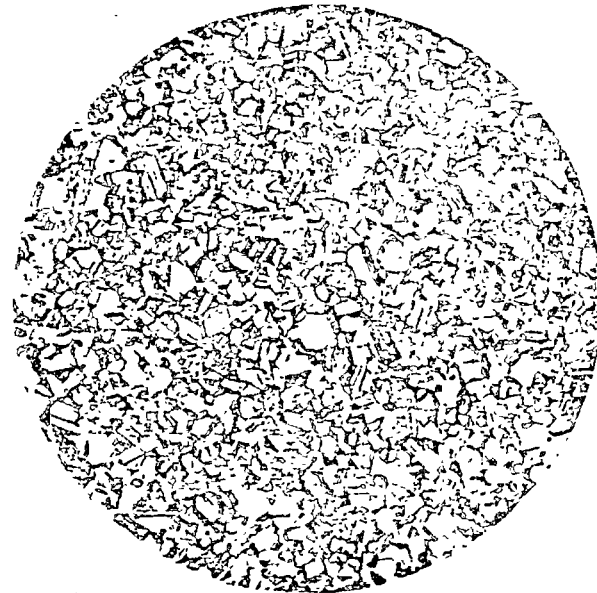


FIG. 7-24. - Patrón ASTM de tamaño de grano en metales no féreos.
Diámetro medio de grano, 0,015 mm.

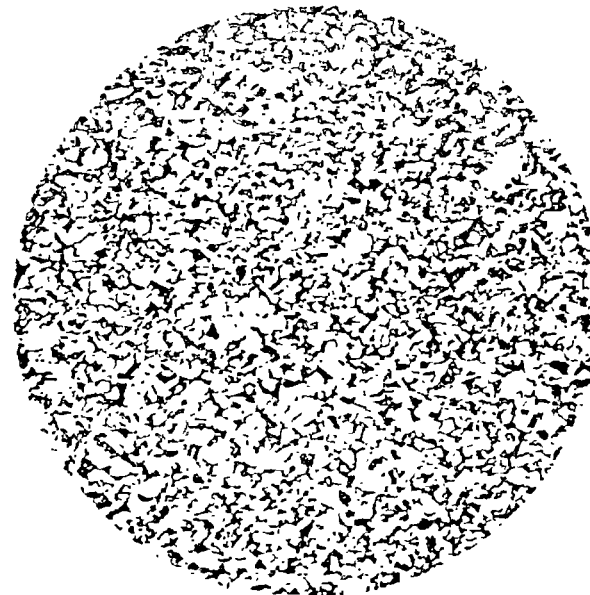


FIG. 7-25. - Patrón ASTM de tamaño de grano en metales no féreos.
Diámetro medio de grano, 0,008 mm.

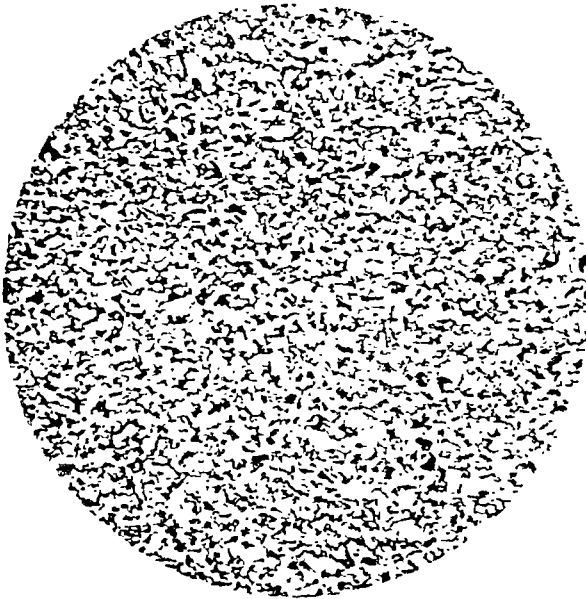


Fig. -26. Patron ASTM de tamaño de grano en metales no ferreos.
Diámetro medio de grano, 0,015 mm.

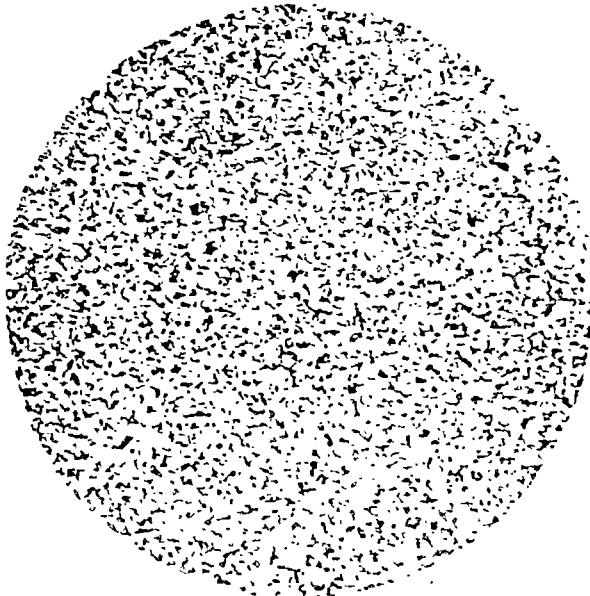


Fig. -27. Patron ASTM de tamaño de grano en metales no ferreos.
Diámetro medio de grano, 0,015 mm.

general en metales y aleaciones moldeadas y completamente recocidas.

Sobre el lado rugoso del vidrio deslustrado en que ha de proyectarse la imagen de la microestructura se traza una circunferencia de 79,8 mm (el área del círculo correspondiente es de 5000 mm²), de forma que el centro coincida aproximadamente con el de la pantalla. Después se enfoca cuidadosamente y se ajusta el diafragma de campo de manera que la circunferencia trazada quede dentro de la imagen. Se anotan los aumentos, siendo conveniente emplear algunos de los citados en la tabla 41 del Apéndice.

Seguidamente se cuentan cuidadosamente los granos cortados por la circunferencia, lo cual se facilita trazando líneas perpendiculares a ella por los bordes de los granos, mediante un lápiz blando. Seguidamente se cuentan también cuidadosamente los granos que quedan totalmente dentro del círculo.

Al número de granos que quedan dentro del círculo se suma la mitad de los cortados por la circunferencia. Es evidente que de esta forma, puesto que se conoce el área del círculo y los aumentos, se puede deducir el número medio de granos por milímetro cuadrado. No es preciso emplear un cálculo complicado, bastando recurrir a la tabla 41 del Apéndice en la cual, en función de los aumentos empleados, se encuentra un factor, *f*, que, multiplicado por el número hallado sumando la mitad de los granos cortados y los totalmente incluidos en el círculo, da el resultado apetecido.

Así, p. ej., a 75 aumentos el factor es 1,125; si a estos aumentos el número obtenido es 40, el número medio de granos por milímetro cuadrado es de $40 \times 1,125 = 45$.

Muchas veces es preferible emplear un rectángulo en lugar de una circunferencia. Se procede exactamente en la misma forma, es decir, sumando la mitad del número de granos cortados por el perímetro del rectángulo y el de todos los comprendidos enteramente dentro del mismo; para poder emplear los factores multiplicativos de la tabla 41, es preciso que el área del rectángulo sea aproximadamente igual a la del círculo. Esto se consigue empleando rectángulos de una de las siguientes dimensiones:

70,7 × 70,7 mm.
65,0 × 77,0 mm.
60,0 × 83,3 mm.
55,0 × 91,0 mm.
50,0 × 100,0 mm.

Con estos rectángulos basta multiplicar el número determinado en la forma usual descrita por el factor de la tabla 41 correspondiente a los aumentos empleados, para obtener el número medio de granos por milímetro cuadrado.

7-7. Método de Heyn.—Los métodos anteriores de designación

no son apropiados cuando los granos no son equiaxiales, como es el caso en los materiales deformados. El método de Heyn consiste en contar, a un número determinado de aumentos, el número de granos cortados por dos líneas de longitud conocida. Las líneas se dibujan en la pantalla de proyección en direcciones perpendiculares y orientadas de forma que una de ellas sea paralela a la dirección de la deformación o alargamiento de los granos. Después el tamaño de grano se expresa mediante los números de granos cortados por la unidad de longitud en las dos direcciones, o por el número de ellos en la unidad de superficie y la relación media del largo al ancho de grano.

EL ENSAYO DE MCQUAID-EHN

7-8. Generalidades.—El ensayo de McQuaid-Ehn es un método de cementación, en el que la probeta de acero se cementa a 925°C durante el tiempo necesario para obtener una capa cementada francamente hipereutectoide. Con un enfriamiento conveniente la austenita segrega la cementita en los bordes de los granos y se transforma el resto a perlita, siendo posible, mediante un ataque adecuado, hacer claramente visible la red completa o casi completa de cementita. La observación microscópica de la probeta así preparada permite sacar consecuencias sobre el proceso de fabricación del acero; puesto que se pone de manifiesto el tamaño de grano austenítico alcanzado a la temperatura de cementación, es posible predecir la respuesta al temple del material cementado y, con ciertas limitaciones, clasificar el acero de acuerdo con el empleo a que mejor se adapta.

Cuando se comenzó a dar importancia al tamaño de grano austenítico se empleó el ensayo de McQuaid-Ehn para ponerlo de manifiesto. Hoy está bien establecido que el tamaño de grano manifestado en el ensayo en cuestión no se puede, con ninguna aproximación, relacionar con el que el mismo acero tendría después de un tratamiento diferente, bien fuera a la misma temperatura o a otra distinta. Esto es consecuencia de que en el ensayo de McQuaid-Ehn se introducen en el acero carbono y oxígeno y, por tanto, se cambia radicalmente su composición, al menos en la zona próxima a la superficie. El grano austenítico del acero alterado puede no coincidir en absoluto con el que alcanzaría el mismo acero a la misma temperatura si su composición no hubiese variado. Es frecuente que el ensayo McQuaid-Ehn muestre como de grano relativamente fino a un acero que austenizado a 925°C en ausencia de efectos carburantes se manifiesta como de grano basto. Este efecto puede atribuirse, en parte, a la introducción de oxígeno, porque los óxidos formados inhiben el crecimiento de grano.

Como el ensayo McQuaid-Ehn exige mantener la probeta a 925°C resulta evidente que no hay razón alguna para que el ta-

maño de grano obtenido sea el mismo que se alcanzaría en un tratamiento más normal, a temperatura más baja y en un tiempo más corto; basta recordar el comportamiento de la austenita con relación al crecimiento de grano cuando varían la temperatura y el tiempo. Así, un acero cuya temperatura de engrosamiento sea inferior a los 925°C , pero superior a la correspondiente a su tratamiento térmico normal, puede aparecer como de grano relativamente basto en el ensayo McQuaid-Ehn, mientras no lo sería en el tratamiento normal.

Otra limitación esencial del ensayo es que la cementación produce una capa externa cuyo contenido de carbono es completamente distinto del correspondiente al núcleo. Por esta causa es frecuente hallar dos tamaños de grano distintos en la misma probeta (uno en la capa cementada y otro en el núcleo), produciéndose una gran confusión si se quiere discernir cuál de los dos es el verdaderamente característico del acero.

Los ejemplos indicados muestran que el ensayo de McQuaid-Ehn no pone de manifiesto el tamaño de grano realmente significativo del acero, es decir, el que alcanzaría la austenita en las condiciones exactas de temperatura y tiempo de un tratamiento normal. Pero, en cambio, el ensayo es magnífico para determinar el tamaño de grano en los aceros de cementación, ya que las condiciones del mismo son muy próximas a las normales en la práctica industrial de tal proceso. En este caso, del resultado del ensayo de McQuaid-Ehn se pueden obtener informaciones interesantísimas. Aparte del tamaño de grano, da útiles indicaciones sobre la profundidad de capa cementada, presencia de huellas blandas y sobre la normalidad y anormalidad del acero.

7-9. Forma de realizar la cementación.—Las probetas a ensayar se empaquetan con un cementante sólido adecuado y se calientan a una temperatura aproximada de 925°C . El cementante debe contener cantidad suficiente de un activador, para que la capa cementada sea francamente hipereutectoide (más de 0,8% de C). El tiempo de cementación se determina por ensayos previos y debe ser el suficiente para que la capa cementada sea de unos 1,25 mm de espesor, a fin de que se pueda observar bien a los 100 aumentos necesarios; suelen emplearse de 8 a 15 h, según la composición inicial del acero.

Terminada la cementación es preciso realizar un enfriamiento conveniente para obtener una estructura perlítica satisfactoria en la capa hipereutectoide. La velocidad de enfriamiento adecuada depende de la composición del acero, del tamaño de las probetas, del tamaño de la caja de cementar y del horno. Es obvio que la velocidad óptima de enfriamiento debe hallarse experimentalmente, a no ser que se normalicen algunos de los factores en juego. Los aceros bajos en carbono y manganeso, sin aleantes, se pueden enfriar con relativa rapidez. Los aceros muy aleados de temple al aire, tales como los

altos en níquel o los cromo-níquel-molibdeno, requieren un enfriamiento muy lento, como, por ejemplo, en el horno. Los aceros ordinarios al carbono pueden enfriarse satisfactoriamente al aire en la caja de cementar. Cuando la cementación se lleva a cabo en un horno de laboratorio es corriente dejar enfriar todas las probetas en el horno y, en el caso de aceros muy aleados, es necesario enfriar a una velocidad por bajo de una máxima bien definida.

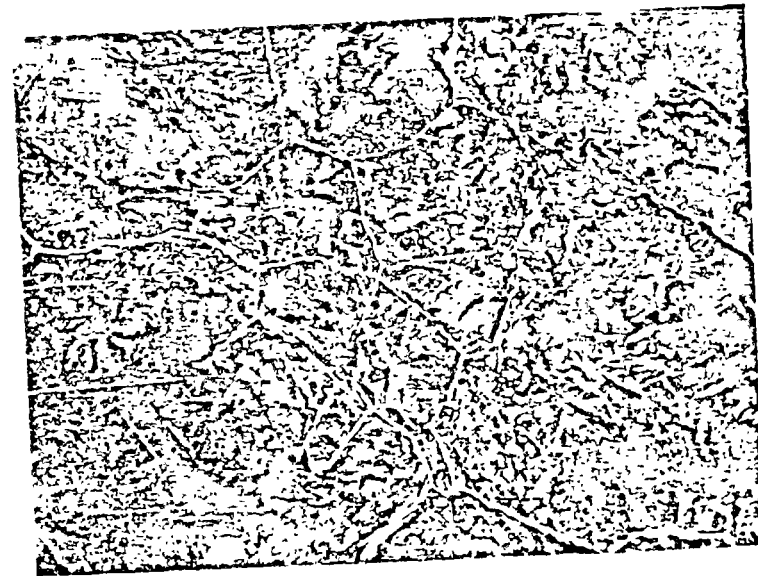
7-10. Interpretación de los resultados.—Al tamaño de grano austenítico puesto de manifiesto por el ensayo de McQuaid-Ehn se le puede asignar un número ASTM por el método usual descrito anteriormente. De esta forma se puede lograr una selección de gran interés con arreglo al tamaño de grano, que permita alcanzar en los productos cementados acabados algunas propiedades ventajosas y, a veces, muy importantes.

El examen cuidadoso de la estructura de la zona hipereutectoide permite obtener una información interesante sobre la llamada normalidad o anormalidad del acero. En los aceros llamados normales las áreas perlíticas están muy bien definidas y existe una red continua y uniformemente fina de cementita bordeando los granos. En los aceros llamados anormales la perlita es generalmente grosera e irregular, con exceso de ferrita y cementita globular, tanto en los que eran bordes de grano austenítico como en las áreas centrales típicamente perlíticas. La figura 7-28 muestra el aspecto estructural de un acero normal y otro anormal.

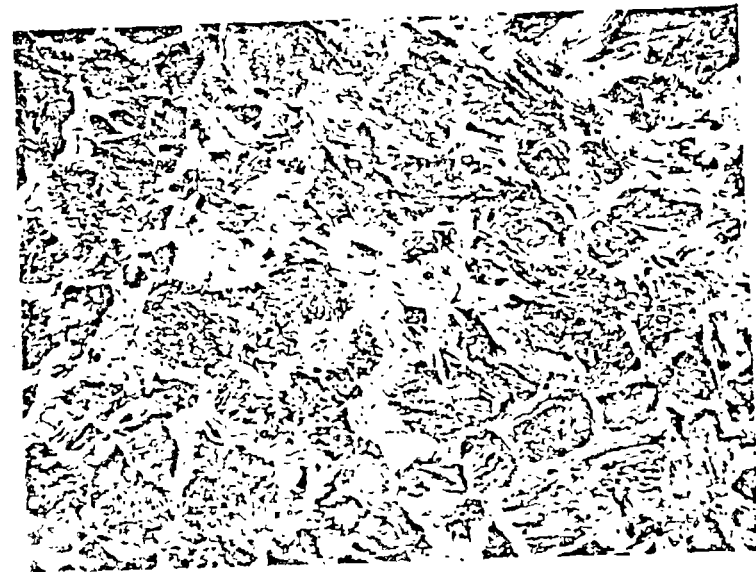
En general, los aceros de grano basto son más normales que los de grano fino, pero no es infrecuente que los aceros de grano basto sean anormales. La causa de la anormalidad de los aceros de grano fino no se conoce exactamente, pero se cree está relacionada con una desoxidación completa durante la fabricación, como, por ejemplo, por adición de cantidades relativamente grandes de aluminio. En el caso de los aceros de grano basto que son anormales después de la cementación, parece que la causa se puede relacionar con la disolución de oxígeno en el acero antes de la cementación o, más probablemente, durante el proceso.

Los aceros normales de grano basto, en relación a los anormales de grano fino, responden mejor al temple, pero se distorsionan más. Los aceros anormales de grano fino suelen ser más tenaces, se distorsionan menos en el temple y tienen menos templabilidad; estas características se atribuyen en primer lugar a la finura de grano y no a la normalidad.

Parece bastante claro que el tamaño de grano y el grado de anormalidad son factores independientes, pudiendo un acero de grano fino ser normal o anormal y uno de grano basto ser también normal o anormal. Estos factores, sin duda alguna, están en relación con las prácticas seguidas en la fabricación del acero.



a) Estructura normal. 100 aumentos.



b) Estructura anormal 100 aumentos

Fig. 28 — Aspectos típicos de aceros normales y anormales puestos de manifiesto por cementación en caja durante 10 h a 145 °C. Por cortesía de U.S. Steel Corp. Research Laboratories.



centro de educación continua
división de estudios superiores
facultad de ingeniería, unam



TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES

TEMA IV: TRATAMIENTOS TERMICOS DEL ACERO

1. LOS PROCESOS DE RECOCIDO
2. EL TEMPLADO Y LOS CONCEPTOS RELACIONADOS.
3. EL REVENIDO.

DR. YVAN HOUBAERT IRMEN

JUNIO , 1978.

Cap. 4 Tratamientos térmicos y propiedades mecánicas del acero

Los tratamientos térmicos del acero se basan en la aplicación de las numerosas transformaciones estructurales que el acero experimenta bajo la influencia de las transformaciones alotrópicas y de los procedimientos de recristalización y de difusión. Estos tratamientos térmicos pueden ser clasificados en tres grupos:

- el recocido
- el templeado y
- el revenido

4.1. Procedimientos de recocido.

Los procedimientos de recocido a su turno pueden ser clasificados en recocido de difusión, ablandamiento (esferoidización), normalización (normalizado) y proceso de recocido.

4.1.1 Recocido de difusión o de homogeneización.

Como el nombre "recocido de difusión" ya lo indica, se utiliza el fenómeno de la difusión para obtener un material homogéneo (segunda denominación: "recocido de homogeneización"). El objeto del recocido de difusión es reducir la heterogeneidad química provocada por la solidificación. Esta heterogeneidad es la consecuencia de la segregación cristalina y en bloque. El recocido de difusión se aplica por ejemplo en los lingotes de acero durante el calentamiento como preparación al forjado y laminado.

Como la velocidad de difusión es una función exponencial de la temperatura, se hará el recocido de difusión a las temperaturas más altas posible. La influencia de tal procedimiento sobre las diferencias en concentración existentes, de las distancias de difusión y además de la velocidad de difusión de los diferentes elementos. A escala cristalina, la segregación de los elementos solubles desaparece rápidamente ya que las diferencias de concentración y las distancias de difusión son pequeñas. La segregación en bloque de los elementos solubles será más difícil a eliminar, debido a las mayores distancias de difusión. Desde luego la heterogeneidad debida a precipitaciones de fases no solubles en el estado sólido no podría ser eliminada.

El recocido de difusión también puede ser utilizado para reducir simultáneamente la heterogeneidad química y mecánica de un material deformado en caliente. Sin embargo, hay que tener cuenta en este caso de la recristalización que acompañará inevitablemente el calentamiento prolongado a alta temperatura. En muchos casos, sobre todo en aceros suaves, es posible realizar un recocido de difusión en la zona homogénea α , o sea debajo de la temperatura A_{c1} . No hay que olvidar que la difusión propia del hierro y la velocidad de difusión de la mayoría de los elementos de aleación en el hierro es, a temperatura igual, más o menos de 100 hasta 1000 veces superior en el hierro α que en la fase γ , de modo que la homogeneización por recocido de difusión se llevará a cabo con la misma velocidad en el hierro α a 700 - 750°C como en el hierro γ a 1000°C.

En relación con la influencia del procedimiento de recocido de difusión sobre la estructura de un acero laminado, hay que distinguir entre los factores diferentes que determinan el llamado "estado natural". Con "estado natural" de un acero laminado, se entiende el estado final después de los tratamientos industriales normales: verter en moldes, proceso de recocido, laminado y enfriamiento en la tabla de la laminadora en la planta de laminación. Desde luego, esos tratamientos difieren de una planta a otra y además de los diferentes tipos de acero. En general, el término "estado natural" implica sólo que el producto laminado no ha experimentado ningún tratamiento especial.

En el estado de colada (bloque), la diferencia en las propiedades mecánicas entre la dirección longitudinal y transversal del lingote no es muy grande, aunque la heterogeneidad cristalina parece muy grande en este caso. De hecho, esa heterogeneidad es muy grande por ejemplo entre la capa exterior y el corazón del lingote, pero cuando se determinan las propiedades mecánicas en dirección longitudinal y transversal, cada vez a la misma distancia de la capa exterior, no aparecen diferencias importantes.

La heterogeneidad química, consecuencia de la segregación en bloque, sólo se reduce poco por el laminado; las zonas de concentración diferente se extienden en la dirección del laminado, de modo

do que el gradiente en concentración aumenta en la dirección transversal. Además, las inclusiones (metálicas y no metálicas) se extienden y orientan en la dirección del laminado. Aunque sea posible eliminar la segregación de los elementos solubles por el recocido del lingote, eso no ocurre totalmente, porque la temperatura y/o el tiempo del recocido en general son insuficientes. De hecho el propósito principal de este recocido industrial solo es el calentamiento del lingote hasta la temperatura de laminado en caliente, y no el recocido de homogeneización. Otro problema que impide la eliminación de la segregación son las así llamadas "barreras de difusión", debidas principalmente a inclusiones. En casos extremos, o sea de importante segregación de bloque, poca influencia de difusión y extensión importante por el laminado aparece en la metalografía una estructura típica de bandas.

Además de la heterogeneidad química, proveniente en principio del lingote, pero cuya direccionalidad aumentó por el proceso de laminado, este proceso también provoca una heterogeneidad cristalina, debido a la extensión de los granos. Ya que el tamaño del grano tiene mucha influencia sobre las propiedades mecánicas y que la extensión de los granos provoca una diferencia en la superficie relativa de los límites de grano en las direcciones longitudinales y transversales, las propiedades mecánicas también serán diferentes en las dos direcciones. El efecto de las inclusiones extendidas actúa en el mismo sentido.

La influencia total de la heterogeneidad química, o sea de las estructuras en bandas más o menos pronunciadas y de las inclusiones extendidas, así como de la heterogeneidad cristalina, o sea del grano extendido, aparece en el llamado "través", o sea en la diferencia en propiedades según la dirección transversal o longitudinal.

La fig. 3g. muestra esta diferencia en propiedades en función del grado de deformación. En este ejemplo, el través se debe sobre todo a una extensión relativamente ligera. Cuando además se forma una estructura en bandas y el grado de deformación es mucho mayor, la diferencia en propiedades según la dirección será aún más importante, por ejemplo la resistencia a la ruptura (R_t en la figura) -

dependerá también de la dirección.

Es claro que el grado de deformación en el laminado pocas veces es constante sobre toda la sección del perfil. Las diferencias en grado de deformación son máximas en el caso de perfiles planos y sobre todo de lámina, en la cual se consideran tres direcciones: la del laminado, la del ancho y la del espesor.

Como las propiedades mecánicas dependen principalmente de la forma y número de las inclusiones, es claro que el grado de pureza del acero y además el método de colada y la forma del lingote jugarán un papel muy grande con respecto a la dependencia direccional de las propiedades en estado "natural". Como se ve en la fig. 30, estas diferencias aparecen sobre todo en la elongación, estricción y resistencia al impacto de las probetas. Una estructura claramente fibrosa también se reconoce a la superficie de fractura de la probeta.

4.1.2 Recocido de suavización (ablandamiento)

El propósito del recocido de suavización es obtener una estructura de acero que corresponda a la dureza mínima: esa estructura es aquella de ^{mas} carbonos globulares en una matriz ferrítica. La dureza mínima corresponde a la óptima deformabilidad en procesos de conformado no cortante, como doblar, laminar en frío, embutición, etc. Para conformado cortante, como aserrar, torneear, taladrar, fresar y cepillar, también vale lo anterior para aceros de más de 0.5% en carbono.

En el caso de los aceros suaves, el estado suavizado es desfavorable para el conformado cortante, ya que las ^{ras} virutas pegan y provocan una superficie rugosa. Para esos tipos de acero, la estructura normal con perlita y ferrita corresponde a la mejor maquinabilidad.

La globulización de los carburos (cementita pro-eutética y eutectoída) está basada en la tendencia del sistema ferrita-perlita a reducir su energía de superficie a un mínimo por recristalización y difusión. Como la energía de la superficie no varía mucho con la temperatura y como la velocidad de difusión es máxima en la zona ferrítica lo más cerca posible debajo de la temperatura Ac_1 , es pre

cisamente esa zona la más conveniente para este tipo de tratamiento térmico. El método más sencillo para efectuar un recocido de suavización consiste entonces en un recocido de unas horas debajo de Ac_1 (fig. 40)

Sin embargo, para los aceros hipereutectoides, no hay ninguna ventaja en subir la temperatura hasta cerca de la línea ES: aunque la solubilidad de la cementita secundario o proeutectoide aumenta, la velocidad de globulización disminuye debido a la velocidad de difusión inferior en la austenita, y además existe el peligro de crecimiento excesivo de los granos.

Es posible acelerar el proceso de la globulización disolviendo parcialmente los carburos y dejándolos precipitarse otra vez sobre las partes no disueltas. El principio es que si se calienta brevemente la perlita hasta arriba de la temperatura Ac_1 , los ángulos agudos y las laminillas delgadas se disolverán de preferencia. Durante el enfriamiento consecuente debajo de Ac_1 , el carbono se precipitará sobre las partículas de carburo no disueltas, las cuales funcionan como nucleos de modo que se forman carburos más gruesos y más redondos que las laminillas originales.

Es posible aplicar este principio de dos maneras diferentes: calentando un tiempo determinado exactamente arriba de Ac_1 , seguido por una recristalización isotérmica exactamente debajo de Ac_1 , ó dejando oscilar la temperatura alrededor de Ac_1 . Este último método da los mejores resultados, pero solo puede aplicarse a cantidades relativamente pequeñas de acero en hornos chicos, cuya inercia térmica permita dichas oscilaciones rápidas de la temperatura.

La velocidad de globulización depende también del grado de distribución de la perlita. Las laminillas delgadas y agudas de cementita se disuelven más rápido y llevan a carburos globulares en distribución muy regular con un mínimo en dureza y máximo en ductilidad. Por eso se hace a veces una normalización (veáse 4.1.3) antes del recocido de suavización con el propósito de obtener una estructura perlítica muy fina y regular. También es posible acelerar la globulización rompiendo las laminillas de cementita por una

deformación en frío. Esto es usual en el estirado de alambre cuando una primera deformación en frío precede al recocido de suavización.

4.1.3 Normalización

La normalización (a veces llamada "pé^elitización") tiene como propósito de obtener una estructura pé^elítica de grano fino y distribución homogénea, la cual corresponde a las propiedades mecánicas óptimas de un acero perlítico. Este tratamiento se efectúa principalmente sobre aceros hipo^u-entectoides y entecto^uides y consiste en un calentamiento arriba de la temperatura A_{c3} (fig. 41), seguido por un enfriamiento determinada. Así se elimina sobre todo la influencia de heterogeneidades mecánicas y cristalinas provenientes del laminado o de una distribución heterogénea de los granos característica para el estado de colada.

En realidad, la normalización consiste en dos recristalizaciones por transformación: una primera es la transformación de ferrita y perlita a austenita y una segunda en la transformación de austenita a ferrita y perlita. Cada transformación de fase provoca una recristalización y afino de grano, cuyo efecto además, puede ser regulado. Sobrepasando la temperatura A_{c3} en el calentamiento, los granos de ferrita y perlita forman pequeños granos de austenita, cuyo número depende principalmente del grado de nucleación, y entonces de la velocidad con la cual se sobrepasa la temperatura de transformación. Lo mismo vale para el enfriamiento para la formación de un gran número de granos más pequeños de ferrita y perlita a partir de la fase austénitica. Así es posible no sólo afinar el grano, sino también reducir la dependencia de la estructura primaria (fig. 42)

Es claro que el grado de afino de grano depende mucho de la velocidad del tratamiento: en el calentamiento, el afino de grano será cuanto más importante tanto como la zona de temperatura superior a A_{c3} se llega más rápidamente. Sin embargo, una alta temperatura y/o un recocido prolongado en la zona γ tendrán como consecuencia un crecimiento de grano. Un enfriamiento rápido no sólo ayuda al afino de grano, sino que también disminuye la distancia entre las laminillas de perlita. Sin embargo, la veloci-

dad de enfriamiento está limitada por la posibilidad de fenómenos de endurecimiento por templado. El máximo afino de grano se logra por un templado en un baño de metal o de sal líquida a una temperatura ligeramente inferior a A_{r1} (normalización isotérmica). Desde luego, es posible repetir esas operaciones varias veces, para obtener una estructura muy fina a partir de un grano original muy burdo.

Exactamente como para el recocido de suavización de los aceros hiperentectoides, se evita generalmente calentar el acero hasta arriba de la línea ES, ya que el grano austenítico crece muy rápidamente a esa temperatura. El acero muy burdo obtenido por este tratamiento se llama "acero supercalentado" o "acero quemado". Sin embargo, si hay que romper la red de cementita que aparece en los aceros muy hiperentectoides, se aconseja efectuar primero un recocido intermedio cerca de la temperatura A_{cm} , seguido por una normalización repetida para reducir el grano grueso (regeneración)

A veces para los aceros suaves, se substituye la normalización por un recocido de suavización, para obtener la mejor maquinabilidad, sobre todo con respecto al acabado de la superficie que se logra a las grandes velocidades de corte que permite el grano fino y la perlita laminar.

4.1.4 Proceso de recocido; recristalización

Todos los tratamientos térmicos de este grupo se efectúan en una zona de temperatura debajo de A_{c1} y tienen como propósito la reducción y eliminación de las tensiones mecánicas internas provocadas por la solidificación y el enfriamiento, por deformación en frío, tratamientos térmicos, etc. . . Estos tratamientos térmicos no son específicos para el acero, ya que no tienen ninguna relación directa con el diagrama de equilibrio Fe-C.

Las zonas de temperatura de los tratamientos descritos y sus efectos no pueden ser distinguidos estrictamente. Sobre todo el proceso de recocido se extiende sobre un intervalo muy largo de temperatura, ya que una tensión determinada desaparecerá cuando su valor llegue al valor del límite elástico a una temperatura determinada.

Para tratamientos largos, es sobre todo la termofluencia que hay que considerar. Las tensiones internas disminuyen en función del tiempo y de la temperatura y sólo desaparecen a la temperatura de recristalización de la fase ferrítica.

4.2 PROCESOS TECNICOS DE ENDURECIMIENTO.

4.2.1 El endurecimiento por templado.

El endurecimiento del acero consiste en un enfriamiento desde la zona austenítica con velocidades de enfriamiento tan grandes que la transformación de la perlita y la formación de constituyentes intermedios se reprima y se forme martensita. El propósito es obtener para cada composición de acero la dureza máxima. Desde luego, es posible obtener un valor de dureza inferior con tratamientos diferentes, como regulación adecuada de la velocidad de enfriamiento, revenido de la martensita y, en el caso del endurecimiento isotérmico, por la elección de la temperatura de transformación. Aún cuando estas durezas inferiores se obtienen en un tratamiento térmico único, no se habla en estos casos de un endurecimiento por templado o "templado", sino más bien de un proceso de revenido, ya que no es entonces el propósito de obtener una dureza máxima, sino un valor óptimo de otras propiedades mecánicas

1o. Medios de templado.

Cuando se temple una pieza en un determinado medio de templado, la velocidad de enfriamiento depende principalmente de los tres factores siguientes:

- El calor específico y el poder de conducción de calor del acero.
- La masa, la forma y el estado de la superficie de la pieza.
- El llamado "poder de enfriamiento" del medio de templado.

Además existen otros factores como la temperatura de austenitización y la temperatura del medio de templado, pero esos están generalmente determinados por el ciclo térmico del tratamiento considerado.

El calor específico y la conductividad calorífica de los diferentes tipos de acero no demuestran una gran diferencia entre sí y nunca pueden ser acomodados al tipo de tratamiento térmico a efectuar. La masa, la forma y el acabado superficial de la pieza se determinan general -

por características de diseño y no del futuro tratamiento térmico, de modo que el parámetro principal que determina la velocidad de enfriamiento del material será el "poder de enfriamiento" del medio de templado.

El poder de enfriamiento de un medio de templado es un término complejo compuesto de varios factores físicos, como: calor específico, conductividad calorífica, viscosidad, eventualmente calor de evaporación o de disociación, formación de capas sólidas gaseosas aislantes etc. . . . Por eso, es usual determinar el poder de enfriamiento con métodos empíricos en condiciones estandar, como por ejemplo por el templado de una bola de plata con diámetro determinado.

Los medios de templado más usuales son, en orden de poder de enfriamiento disminuyendo: agua y soluciones acuosas, aceite y aire. Para los medios de templado con los cuales el transporte de calor ocurre principalmente por conducción y convección, como aire, aire a presión, baños de metal o de sal, vale en general que la velocidad de enfriamiento del material llega rápidamente a un máximo inmediatamente después del templado y disminuye después paulatinamente - cuando baja la temperatura de la pieza.

En agua, soluciones acuosas y aceites, el transcurso de la velocidad de enfriamiento es más complejo: en la primera fase, inmediatamente después de sumergir el material, se forma una capa de vapor muy aislante, de modo que el poder de enfriamiento es relativamente bajo; en la segunda fase ocurre el proceso normal de ebullición durante el cual el poder enfriante es muy - grande debido al importante calor latente de evaporación y la fuerte convección; finalmente, en la tercera fase, el transporte de calor sólo ocurre por conducción y convección y es entonces relativamente bajo.

Las características principales de agua y de soluciones acuosas son: la formación de una capa de vapor que perturba el proceso de ebullición y la continuación de la ebullición hasta tem

peraturas relativamente bajas (punto de ebullición del medio de templado), lo que permite una considerable velocidad de enfriamiento hasta dentro de la zona de temperatura de formación de martensita. Es posible reducir la formación de una capa de vapor por adición de sales insolubles y/o disminuyendo el contenido en gases disueltos.

Las diferentes variedades de aceite que se utilizan para el templado tienen un poder de enfriamiento inferior a aquel del agua, de modo que el enfriamiento es más progresivo: se forma menos vapor y el intervalo de temperatura de ebullición es más limitado, de manera que la velocidad de enfriamiento en la zona martensita es mucho inferior a aquella de la zona perlítica. Sin embargo, la mayor viscosidad es una desventaja, de modo que es más importante en este caso el mover del medio de templado o el movimiento intensivo de las piezas para obtener un templado regular que lo es en el caso del agua o de soluciones acuosas.

La fig. 43 representa esquemáticamente el transcurso de la velocidad de enfriamiento V , medida en el centro de una esfera de plata de 20mm de diámetro, templada desde 800°C en

- a. En agua de 40°C
- b. En aceite mineral de 40°C
- c. En un baño de sal a 200°C

Para el agua aparece claramente el enfriamiento irregular entre 800° y 500°C y la alta velocidad de enfriamiento a temperaturas relativamente bajas. Para el aceite la formación de vapor es más reducida y la velocidad de enfriamiento es inferior a temperaturas debajo de 400 a 500°C. Para la sal líquida no hay ninguna formación de vapor, de modo que se llega muy rápidamente a la velocidad máxima de enfriamiento.

Se trató ya muchas veces de encontrar una expresión matemática que exprese la velocidad de enfriamiento del templado en función de las dimensiones de la pieza, de su temperatura y del medio de templado, pero las curvas de la fig. 43 ya nos indican la dificultad de describir el fenómeno de manera matemática. El efecto de las dimensiones de la pieza solo puede ser ex-

presado en el caso de similitud geométrica.

2º Templabilidad.

Cuando una pieza de acero se temple en un medio de templado, la velocidad de enfriamiento es máxima en la superficie y disminuye en dirección hacia el centro. La formación de martensita solo ocurre en la parte de la pieza en la cual se sobrepasa la velocidad de enfriamiento crítica. Entonces, un templado total con formación de martensita hasta el centro, llamado "templado total", solo ocurrirá cuando la velocidad de enfriamiento sea superior a la velocidad crítica hasta el núcleo de la pieza. Para los aceros no-aleados, esa velocidad crítica es tan alta, que sólo se obtiene en una capa relativamente delgada, aún con un templado en agua. El transcurso de la velocidad de enfriamiento desde la superficie hasta el centro está determinado por la relación entre masa y superficie ^{ya} es función del diámetro para piezas isoformas, como barras cilíndricas.

La fig. 44 ~~a~~ representa esquemáticamente la velocidad de enfriamiento en función del diámetro de una barra cilíndrica, para tres tipos diferentes de acero, respectivamente con un templado en agua, en aceite y al aire. Sigue de esa figura que el acero al carbono I templado en agua sólo alcance la velocidad crítica V_{cI} en una capa delgada: después del templado este acero sólo presentará una zona muy delgada con estructura martensítica. La velocidad de enfriamiento crítica V_{cII} para el acero al nickel II es mucho más baja, de modo que aún templando en aceite, el material experimenta una transformación martensítica más profunda. Finalmente, la velocidad crítica V_{cIII} del acero III es tan baja, que se transforma completamente en martensita con un enfriamiento al aire.

La fig. 45 ~~b~~ representa la dureza en función del diámetro para barras de un mismo acero, pero con diámetros diferentes y templadas en agua en condiciones idénticas. Ya que la velocidad de enfriamiento en la superficie es casi igual, las durezas superficiales no son muy dife-

rentes, y templadas en agua en condiciones idénticas. Ya que la velocidad de enfriamiento en la superficie es casi igual, las durezas superficiales no son muy diferentes. Por otro lado las velocidades de enfriamiento y entonces también la dureza disminuyen más rápidamente hacia el centro cuando el diámetro aumenta. Si se supone una dureza mínima de $38 R_c$ para la estructura martensítica de este acero, entonces es evidente que un templado total de este acero sólo ocurre en barras con un diámetro máximo de 50 mm. Es claro que la dureza no puede variar bruscamente en la transición de zona martensítica a zona intermedia, de modo que para obtener una profundidad de templado hay que elegir el punto de flexión de la curva dureza distancia, o una dureza de referencia o la zona media martensítica.

La templabilidad de un acero depende de muchos factores. En primer lugar, la velocidad crítica de enfriamiento depende de la estabilidad de la austenita y de la nucleación durante la transformación. La estabilidad de la austenita depende principalmente de los elementos de aleación (ver capítulos 6 y 7). Como también el carbono extiende la zona " γ " (porque es estabilizador de austenita), la descomposición de la austenita en sus productos ferrita y cementita está reprimida cuando aumenta la concentración en carbono, de modo que la velocidad crítica disminuye (fig. 46). La descomposición, como fenómeno de nucleación y crecimiento, también está influida por la superficie de los límites de gramoⁿ y por carburos no disueltos que actúan como núcleos: cementita precipitada y carburos complejos aumentarán entonces la velocidad crítica de enfriamiento, mientras que un recocido prolongado o una alta temperatura de austenitización disolverán una gran parte de los núcleos presentes y harán crecer el gramo^m, lo que bajará la velocidad crítica.

De esto podemos sacar algunas conclusiones. En las mismas condiciones de templado, la profundidad de templado y la dureza máxima obtenida en un acero al carbono aumentará hasta el contenido en carbono correspondiente a la concentración entectoide. A un contenido constante en carbono, es posible aumentar la profundidad de templado por un recocido a temperaturas superiores. Como se trata aquí de disolver carburos y núcleos ajenos y además de un

crecimiento de granos, no será tanto la temperatura de templado sino más la máxima temperatura obtenida que es de importancia primordial. Es claro que en este caso, la mayoría de las propiedades mecánicas del acero puede sufrir mucho por el crecimiento excesivo de los granos. Un método usual para averiguar la influencia de la temperatura de austenitización sobre la profundidad de templado se efectúa con probetas primero templadas desde diferentes temperaturas y luego fracturadas en ensayos mecánicos. Se examina la superficie de ruptura para determinar la zona de templado y además la zona de crecimiento de grano que da un aspecto rugoso a la fractura. Diferentes cualidades de un acero con el mismo contenido en carbono pueden presentar un comportamiento muy diferente con respecto a la profundidad de templado y sensibilidad al sobrecalentamiento, sobre todo en relación con el grado de pureza y método de elaboración del acero considerado.

Debido a los numerosos factores que tienen influencia sobre la templabilidad de un acero, se propusieron varios métodos para determinar experimentalmente un factor de templabilidad. Se trata siempre de poder reproducir exactamente las condiciones experimentales (temperatura y tiempo de austenitización, método de templado, volumen y forma de las probetas). La prueba más conocida es la de Jominy, originalmente propuesta por Charpy y Grenet.

En esta prueba, una barra redonda de tamaño especificado (fig. 46A) es calentada para formar austenita y después la punta es templada con un chorro de agua de velocidad, presión y temperatura especificadas. Los valores de la dureza a lo largo del gradiente de rapidez de enfriamiento son determinadas en un probador de dureza Rockwell y se traza una curva de templabilidad.

La punta templada es enfriada muy rápidamente y por lo tanto tiene la máxima dureza posible para el contenido particular de carbono de la pieza. Dado que el acero detrás de la

superficie templada es enfriado a rapidez más lenta, su dureza es menos que la máxima posible para el acero particular que se prueba. La fig. 46 B indica la rapidez de enfriamiento como una función de la distancia del extremo templado. Esta curva es válida para todos los aceros simples al carbono o aceros de baja aleación, para los que se desean datos de templabilidad. Dado que la prueba se ha estandarizado conforme a la temperatura, tamaño de la pieza, procedimiento y otras variables, la rapidez de enfriamiento en cualquier punto ó zona es casi completamente independiente del tipo de acero.

Cálculos de templabilidad.

Las curvas de templabilidad según Jominy (punta templada) son de gran valor práctica, porque

- a. Si la rapidez de enfriamiento de un acero en cualquier temple es conocida, la dureza puede leerse directamente de la curva de templabilidad de ese acero y
- b. Si la dureza puede medirse en cualquier punto, la rapidez de enfriamiento en ese punto puede obtenerse de la curva de endurecibilidad para ese acero.

La fig. 46 C presenta la curva de templabilidad en ensayo Jominy para un acero SAE 1040 con el tamaño de grano y composición indicada. La punta templada de la probeta tiene la dureza máxima para acero al carbono de 0.40% porque el enfriamiento fue muy rápido y solo se formó martensita. Sin embargo, directamente detrás de la punta templada, la velocidad de enfriamiento no fue suficientemente rápida para evitar una ligera formación de la ferrita y carburo, de modo que no se logró la dureza máxima en este punto (compare la dureza máxima indicada en la fig. 46 C con la dureza máxima para este acero en la fig. 46 D).

También es posible determinar las velocidades de enfriamiento de barras de acero. La tabla A, por ejemplo, indica las velocidades de enfriamiento a temperatura eutectoide para la superficie, diferentes fracciones de radio y centro de una barra de 3 plg. de diámetro,

templadas en agua agitada y aceite agitado. Estas velocidades de enfriamiento fueron determinadas por termopares embebidos en las barras durante la operación de temple. Datos similares pueden obtenerse para barras de otros diámetros. Estos datos se muestran en resumen en la fig. 46 E

Tabla A : Velocidades de enfriamiento a 704°C en barras de acero (diámetro 3 plg.)

POSICION	TEMPLADO EN AGUA AGITADA	TEMPLADO EN ACEITE AGITADO
Superficie	106 °C/Seg.	20.5 °C/Seg.
3/4 radio	25	11.1
1/2 radio	14.4	8.3
1/4 radio	12.2	6.6
centro	11.1	5.6

Con el empleo de los datos de la fig. 46 E y una curva de templabilidad, la dureza que pudiera existir en un acero después del temple puede ser calculada. Por ejemplo, el centro de una barra de tres pulgadas templada en aceite tiene una rapidez de enfriamiento de 10°F por segundo. Dado que el centro de esta barra tiene la misma velocidad de enfriamiento como una barra de prueba Jominy del mismo acero a una distancia de una pulgada de la punta templada, la dureza en el centro de la barra será la misma que aquella en el punto a una pulgada de la barra Jominy. Por lo tanto, si la barra es acero 1040 (fig. 46 C), la dureza del centro será 22 R_{bc}.

La fig. 46 C muestra que las siguientes durezas del centro pueden esperarse para barras de los siguientes aceros cuando son enfriados a 5.55°C (≅ 10°F) por segundo.

SAE	1040	4140	3140	4340	1060(GS-8)	1060(GS-2)
R _C	22	47	34	52	23	29

Ejemplo 1

Dos barras redondas con un diámetro de 1.5 plg. son templadas en agua. Sus composiciones corresponden a SAE 1040 y 4140, respectivamente.

Las durezas transversales para los dos aceros se muestran en la tabla siguiente y en la fig. 46/F.

De la fig. 46/E a		De la fig. 46/C		
Posición	Velocidad aproximada de enfriamiento a 705°C	Velocidad de enfriamiento a 705°C	SAE 1040	SAE 4140
Superficie	332 °C/Seg.	315.5 °C/Seg.	55R _C	56R _C
1/2 radio	55.5 °C/Seg.	37.8 °C/Seg.	35R _C	54R _C
Centro	36 °C/Seg.	18.3 °C/Seg.	28R _C	53R _C

No obstante que las durezas de la superficie de los dos son prácticamente idénticas, la diferencia en su endurecibilidad (templabilidad) produce una dureza en el centro más elevada para el acero SAE 4140. Como se indica, este acero tiene un contenido de aleación más elevado, que hace más lenta la transformación de austenita a ferrita y carburo (ver capítulo 6). Consecuentemente, se puede formar más martensita.

Ejemplo 2

La fig. 46/G muestra los puntos en la sección transversal de una forma irregular de barra de acero SAE 3140 en la cual las siguientes durezas fueron obtenidas después de un templeado en aceite. ¿Qué valores de dureza podrán obtenerse para una forma de barra idéntica de acero SAE 1060 (GS-8)?

Punto	SAE 3140 de la figura 46/C		SAE 1060 (GS-8) de la figura 46/C	
	Dureza	Velocidad aproximada de enfriamiento a 1300 °F (704 °C)	Velocidad de enfriamiento a 1300 °F	Dureza
A	53 RC	70°F (38.9°C)/seg	70°F/seg	32 RC
B	52 RC	60°F (33.2°C)/seg	60°F/seg	30 RC
C	51 RC	45°F (25.0°C)/seg	45°F/seg	28 RC
D	48 RC	35°F (19.4°C)/seg	35°F/seg	27 RC
E	47 RC	30°F (16.6°C)/seg	30°F/seg	26 RC
F	56 RC	600°F (332°C)/seg	600°F/seg	60 RC

3o. Endurecimiento superficial

Como sabemos, la dureza máxima está acompañada por una ductilidad mínima. Sin embargo, en general se desea una gran dureza en la superficie de herramientas ó de partes de máquinas herramientas para preservar esas de desgaste y deformación. Por eso se trata a menudo de obtener una dureza máxima en la superficie mientras que en el centro del material se prefiere un compromiso adecuado entre propiedades de dureza y de ductilidad. Una de las posibilidades es la selección racional de la composición del acero para obtener una reducción de la penetración de dureza. Sin embargo, este método presenta varias desventajas, sobre todo porque no es posible variar libremente las propiedades de la zona endurecida y de la zona no endurecida y porque el transcurso de la dureza es bastante progresivo.

Existen dos otros métodos para lograr el endurecimiento superficial : la cementación y el calentamiento superficial, ^{el último} llamado muchas veces "endurecimiento superficial". En este tratamiento térmico especial consiste en un calentamiento de la superficie con una velocidad tan grande que el aumento en temperatura de la superficie es superior al transporte de calor hacia el centro del material, de modo que la temperatura de austenitización requerida para el templado sólo se obtiene en una capa delgada. Desde luego, el templado sólo transformará la zona exterior (austenitizada) en martensita, a condición de que la templabilidad del acero sea suficiente.

Se realiza el calentamiento superficial de maneras diferentes. Un calentamiento por radiación y convección en un horno no proporciona la velocidad de calentamiento necesaria para obtener un fuerte gradiente de temperatura. En general, se calienta por gas ó por inducción eléctrica. El segundo método tiene la ventaja que la profundidad de penetración del calentamiento puede ser regulada por la selección de la frecuencia de la corriente alterna mientras que la potencia transferida por unidad de tiempo y superficie es mucho menos

reducida que en el caso del calentamiento por gas. Además, el calentamiento por inducción se deja fácilmente automatizar.

Este tipo de endurecimiento superficial generalmente no ^{pone} ~~para~~ exigencias especiales a la composición del acero, la cual está determinada exclusivamente por las propiedades mecánicas requeridas en el núcleo y en la superficie del material. Sin embargo, es claro que carburos burdos y sobre todo carburos complejos no se disolverán completamente durante el tiempo muy breve de austenitización que sobrepasa pocas veces 1 minuto, de modo que en general se prefiere un acero hipoeutectoide con bajo contenido en elementos de aleación formando carburos.

4o. Cementación y nitruración.

Mientras que en los métodos de endurecimiento de superficie descritos en los párrafos anteriores el acero tiene que contener lo suficiente carbono para producir la dureza deseada en el tratamiento de endurecimiento, en el proceso de cementación se utiliza un acero de bajo carbono y se aumenta el contenido en carbono de la zona exterior. En el templeado, sólo la zona exterior rica en carbono se endurece notablemente, mientras que el núcleo del material se queda suave y dúctil. Aplicaciones típicas de este procedimiento son: árboles de levas de motores a combustión y partes de máquinas herramientas neumáticas.

Los medios de carburización (cementación) pueden ser productos sólidos, líquidos ó gaseosos, los cuales puedan liberar carbono a las temperaturas que corresponden a la zona austenítica del acero. Como la absorción del carbono en la superficie del acero por contacto con productos sólidos es extremadamente lenta, los productos sólidos de cementación sólo se utilizan si una fase gaseosa ó líquida proporciona un producto de reacción intermedio ó sirve como medio de transporte para el carbono. En la práctica, los medios gaseosos

de cementación son CO y los hidrocarburos, los medios líquidos, las sales cianógenas fundidas.

En el método de la cementación con carbono sólido ó con productos conteniendo carbono, se colocan los materiales a tratar en cajas herméticas, llamadas "cajas de cementación", las cuales están llenas con material carburizante en forma de polvo o de granitos. El oxígeno presente es suficiente para producir la cantidad necesaria de CO como medio de transporte del carbono.

La cementación por medio de CO depende de tres factores: el equilibrio químico entre la fase gaseosa y el acero, la absorción del carbono en la superficie del acero y la difusión del carbono en el acero. El equilibrio gaseoso que se establece en la atmósfera cerrada de la caja de cementación, en la cual siempre hay un gran exceso de carbono, está determinado por la relación de equilibrio C-CO-CO₂, conocidas en cursos de metalurgia química. La presencia de fierro y eventualmente de cementita Fe₃C en la superficie del acero sólo influye poco el equilibrio gaseoso.

Como medios de cementación gaseosa directa se utilizan sobretodo: metano (CH₄) y gas combustible doméstico que es principalmente una mezcla de H₂, CO e hidrocarburos gaseosos. La cementación por metano está basada en la disociación del metano según la reacción $CH_4 \rightleftharpoons C + 2 H_2$, cuyo equilibrio está ligeramente desplazado por el fierro.

La mezcla de H₂, CO y CH₄, utilizada a veces como gas doméstico, también sirve para propósitos de cementación. La velocidad de cementación depende en este caso de la proporción H₂/CO, cuyo valor óptimo es de unos 1.5.

Un segundo factor que determina el fenómeno de cementación es la difusión del carbono en la zona exterior del material. La aplicación de las leyes de difusión se dificulta mucho en este caso, debido a la variación del contenido en carbono de la superficie con el tiempo, de modo que no hay condiciones de extremo constante para facilitar la solución de las ecuaciones de difusión. Además, el coeficiente de difusión depende mucho del contenido en elementos de aleación: por ejemplo, un ligero contenido en nitrógeno puede doblar la velocidad de difusión. Esta propiedad se aprovecha cuando se efectúa la cementación en baños de sales cianógenas, en los cuales ocurre una absorción simultánea de C y de N.

Desde luego, un aumento de la temperatura acelerará la velocidad de difusión del carbono. Sin embargo, hay que limitar la temperatura de la cementación para evitar el crecimiento del grano austenítico. El tamaño del grano solo tiene poca influencia sobre la velocidad de difusión: parece entonces que los límites de grano no son caminos preferidos para la difusión del carbono.

No se conoce mucho sobre el tercer factor de importancia en la cementación, ó sea la absorción de carbono por la superficie del metal. Sin embargo, experimentos demostraron que varios elementos o compuestos tieneⁿ una influencia catalítica sobre la cementación. Se utilizan sobre todo B_2O_3 , BaO , CaO , $NaCl$ y $BaCl_2$ como activadores de cementación. No se sabe exactamente cual es el mecanismo de reacción de esos productos que además tienen una influencia sobre el equilibrio de los gases. El efecto de NH_3 como medio activante en la cementación con gas se explica por el aumento en la velocidad de difusión del carbono por la absorción de nitrógeno en el acero.

Como medios líquidos de cementación, se utilizan mezclas muy variables de sales líquidas las cuales contienen además de cianuros a menudo varios cloruros para regular el punto de fusión de los baños y la concentración del producto de cementación. Estos baños tienen la ven-

taja de ofrecer la posibilidad de regulación de la profundidad de cementación por la composición del baño de sal y que la temperatura de cementación es más baja que cuando se trabaja con medios de cementación sólidos ó gaseosos, debido al poder acelerante del nitrógeno.

De hecho, todos los baños cianógenos son medios de cementación-nitruración. Es posible variar la absorción de C y N por la selección de la composición del baño. En los baños de alto contenido en nitrógeno es posible obtener en la zona exterior del acero cementado concentraciones de 0.7% N y 0.7% C; en los baños menos ricos en nitrógeno el contenido en carbono de la zona exterior es más alto y el contenido en nitrógeno inferior. Un ejemplo de la profundidad de cementación en función del tiempo y de la temperatura se representa en la fig. 47.

La cementación-nitruración mezclada, llamada "carbonitruración", se aplica mucho por la exposición del acero a una atmósfera de gas doméstico (H_2 , CO y CH_4 , básicamente) y amoníaco NH_3 . Se trata en general de obtener un contenido en nitrógeno relativamente alto en la zona exterior del material, ya que el nitrógeno aumenta la estabilidad de la austenita, lo que permite obtener una superficie muy dura con velocidades de enfriamiento relativamente bajas en un templado desde temperaturas como 650-700°C. Esto es muy importante para la reducción de las tensiones internas y de las deformaciones provocadas por un templado fuerte. Este método tiene aplicaciones interesantes en la construcción de partes de precisión de máquinas herramientas neumáticas, máquinas de escribir, etc.

Los contenidos en C y N en las zonas exteriores pueden ser regulados por la composición de la fase gaseosa y por la selección de la temperatura, ya que, mientras sube la absorción de carbono con aumento de temperatura, la absorción de nitrógeno aumenta cuando baja la temperatura. Además, la profundidad de penetración está determinada por la temperatura y la duración del tratamiento (fig. 48: temperaturas diferentes, duración 10 horas).

La selección de los aceros para tratamientos de cementación ó nitruración y el tratamiento térmico de las partes cementadas ó nitruradas son bastante problemática, ya que el propósito final es obtener, en un solo tratamiento térmico, la máxima dureza en la zona exterior y la resistencia y ductilidad óptima en la zona central. El endurecimiento de la zona exterior es muy fácil: las capas delgadas de cementación de piezas ligeras dan una profundidad de endurecimiento y una velocidad de enfriamiento suficiente para permitir la utilización de un acero al carbono no aleado. Sin embargo, si se trata de piezas más pesadas (más grandes) que hay que endurecer hasta una profundidad mayor o en condiciones de enfriamiento menos fuertes, es necesario utilizar aceros aleados y de bajo carbono. El problema principal para el templado se debe a la gran diferencia entre temperatura de austenitización y de formación de la martensita (M_s) para la zona exterior y del centro. Cuando la zona cementada contiene por ejemplo un contenido en carbono de 1%, la temperatura de austenitización es de 770°C a 800°C y el M_s de unos 200°C. Si el núcleo de la pieza contiene 0.15% C, por ejemplo, las temperaturas anteriores son de 880°C a 900°C y 400°C respectivamente. Además, la velocidad crítica de enfriamiento del núcleo suave es mucho más alta que aquella de la zona exterior. Entonces, en muchos casos, habrá que buscar un compromiso en el tratamiento térmico entre los tratamientos ideales para ambas zonas. En general, se elige una baja temperatura de austenitización para endurecer únicamente la zona exterior, o se elige una velocidad de enfriamiento que no transforme la zona central en martensita.

A veces, se efectúan tratamientos térmicos que sólo tienen influencia sobre la zona exterior de la pieza. Por ejemplo, es posible efectuar un recocido de difusión para obtener una distribución más progresiva del carbono, ó una normalización para afinar el grano de la zona exterior. El recocido de difusión en general es favorable porque puede disolver eventualmente una red de cementita secundaria y disminuir así el peligro de agrietamiento por tem

plado.

Las tensiones internas que ocurren durante el templado de piezas cementadas como consecuencia de las propiedades muy diferentes de las capas concéntricas son un problema importante. Basta mencionar aquí que la transición brusca de zona exterior dura a zona central suave proporciona a menudo la grieta inicial que provoca una fractura de fatiga.

4.2.2 El revenido

1o. Templado y revenido

El propósito del revenido es proporcionar al acero las propiedades mecánicas óptimas para una aplicación determinada. A menudo, se trata de combinar una alta resistencia mecánica con una ductilidad suficiente; en otros casos la tenacidad ó ductilidad es de mayor interés y se tratará de lograr valores óptimos de las demás propiedades mecánicas.

En principio, el revenido consiste en un tratamiento térmico combinado de endurecimiento (templado) y ablandamiento (revenido). Sin embargo, en algunos casos, se puede considerar un tratamiento simple (p. ej. un templado) como un revenido, cuando llega al mismo resultado como un tratamiento combinado. Como las propiedades de máxima resistencia del acero corresponden con la estructura más fina y más homogénea, el revenido tendrá como propósito principal afinar el acero. No sólo se trata en esto de afinar el grano, sino también de lograr la distribución más fina de las partículas de carburo en la matriz ferrítica.

En la discusión de los constituyentes intermedios y del diagrama T.T.T., ya se mencionó la distribución muy fina de los carburos que se logra por una transformación por debajo de la rodilla perlítica. Obtener tal estructura es entonces ya un proceso de revenido. Sin embargo, la más fina distribución de los carburos se logra por el revenido de la martensita (ver 3.4.4.). Ya discutimos las estructuras que se forman durante este revenido: el grado de distribución de los carburos depende de la temperatura de revenido y puede ser comparado con la distribución en los constituyentes intermedios que se forman a la misma temperatura.

Cuando aumenta la temperatura de revenido, disminuyen la dureza, la resistencia a la ruptura σ_R y el límite elástico σ_E , hasta llegar a los valores que corresponden al estado reco-

cido (normalizado). Por otro lado, la elongación y estricción a la ruptura, así como ~~et~~ la resistencia al impacto (p. ej. Charpy) aumentan paulatinamente.

El transcurso de esas propiedades mecánicas en función de la temperatura depende de muchos factores, como p. ej. la temperatura original de austenitización, el tamaño del grano, etc. Sin embargo la influencia principal es aquella de los elementos de elaboración o de aleación presente, debido a su efecto sobre la posición de los puntos de transformación y sobre la estabilidad de los carburos.

El comportamiento de un acero determinado se presenta generalmente en un diagrama de revenido, que muestra el transcurso de las principales propiedades mecánicas en función de la temperatura de revenido, y esto para un sólo ciclo de tratamiento (temperatura de austenitización y condiciones de templado). Un ejemplo de tal diagrama se representa en la fig. 49.

Las diferentes curvas que indican la variación de las diferentes propiedades mecánicas en función de la temperatura se denominan en general "curvas de revenido".

Vemos en este diagrama que la resistencia a la ruptura σ_R ya disminuye a partir de temperaturas de revenido muy bajas, mientras que el límite elástico σ_E aumenta hasta unos 300°C y después disminuye paulatinamente. Este máximo corresponde a la temperatura de revenido a la cual se transforma el carburo - ϵ , precipitado desde la martensita a baja temperatura de revenido, en cementita con el máximo grado de dispersión de las partículas de carburo.

Para partes de máquinas (p. ej. cigüeñales) el límite elástico σ_E es el más importante para la carga máxima permitida de modo que el máximo en la curva de revenido corresponde al tratamiento adecuado.

Ya que en el templado de aceros no aleados o de baja aleación la estructura martensítica

está reducida a la zona exterior, también las propiedades mecánicas después del revenido serán diferentes en el centro y en el exterior de la pieza. Estas diferencias disminuyen cuando aumenta la temperatura de revenido. Por ejemplo, una barra que, después del templado tiene una zona exterior martensítica y un núcleo con constituyentes intermedios, obtendrá por el revenido un perfil de propiedades mecánicas más homogéneo. Entonces, la profundidad de revenido siempre es superior a la profundidad de templado.

2º Fragilidad de revenido.

Entre las propiedades mecánicas que se mejoran por el revenido, la resistencia al impacto juega un papel importante. En aceros no aleados y en algunos aceros aleados el aumento de elongación y estricción a la ruptura por el tratamiento de revenido está acompañado por un aumento en la resistencia al impacto. Sin embargo, muchos aceros aleados presentan una excepción sobre este comportamiento, llamado "fragilidad de revenido" o a veces "enfermedad de KRUPP". En estos aceros, la resistencia al impacto depende de la velocidad de enfriamiento después del revenido.

Si la probeta se enfría rápidamente o por un templado, la resistencia al impacto conserva su valor normal, si se enfría lentamente, sobre todo en la zona de temperatura cerca de 500°C , el valor de la resistencia al impacto, medido a temperatura ambiente, baja considerablemente, y además, se eleva la temperatura de transición. La temperatura de transición (ver 5.1) es la mejor medida de la sensibilidad de un acero determinado a la fragilización de revenido (fig.51).

Este fenómeno se descubrió principio del siglo y ha estado desde entonces objetivo de muchas investigaciones, en las cuales apareció que la fragilidad de revenido aumenta con el contenido en carbono y la temperatura de revenido y depende sobre todo de los elementos de aleación y de las impurezas. Son principalmente los elementos de aleación Cr y Mn y las impurezas P, N, As, Sb y B los cuales aumentan la sensibilidad, mientras que una adición de Mo y W

casi puede eliminar totalmente el efecto defavorable.

Es muy interesante el hecho que es muy difícil observar una diferencia entre un acero en estado dúctil o en estado frágil por mediciones físicas (conductividad eléctrica, propiedades magnéticas, etc.) o por examen metalográfico. Todavía no se sabe mucho sobre la causa de la fragilidad de revenido.

Como la fractura frágil es intercrystalina y la fractura dúctil transcristalina, se supone que hay que buscar la explicación del fenómeno en los límites de grano. Se supone ahora que se trata de segregaciones submicroscópicas en los límites de granos, lo que se confirma por un ataque más fuerte de los límites de grano cuando se utilizan productos químicos especiales.

3º Revenido isotérmico.

Como ya mencionamos anteriormente, el revenido no tiene que ser un proceso combinado de templado y revenido, sino que puede ser un proceso directo, como por ejemplo el "patentar" de alambre de acero, efectuado ya muchos años en la industria: el alambre pasa de manera continua a través de un horno de austenitización e inmediatamente después por un baño de plomo líquido de una temperatura constante de unos 400°C. Así es posible obtener una estructura sorbítica muy fina, que corresponde a las mejores propiedades de ductilidad acompañadas de una resistencia mecánica muy alta. La aplicación de este principio sobre alambre de acero no aleado se reduce a los diámetros inferiores a 5 - 6 mm, ya que la profundidad de templabilidad solo es de unos 3 mm. En principio, se utilizó el tratamiento para alambre de piano, pero ahora se utiliza mucho el alambre sorbítico para concreto reforzado y para los resortes de colchones.

En función del diámetro del alambre y del contenido en carbono del acero (en la práctica, máx. 0.5%), es posible obtener por este tratamiento de revenido directo resistencias de 140 kg/mm² (grandes diámetros) hasta 280 kg/mm² para alambres muy delgados.

A veces es posible considerar un templeado martensítico también como un revenido: por ejemplo un acero suave al carbono ($c < 0.15\%$) obtendrá por el templeado ya la máxima dureza y resistencia mecánica además de una buena ductilidad, debido a la presencia de mucha ferrita.

En la discusión de los diagramas T.T.T., ya se mencionó la posibilidad de transformación isotérmica para obtener directamente una estructura de constituyentes intermedios, la cual a menudo proporciona el compromiso ideal entre las diferentes propiedades mecánicas. Este tratamiento se llama "austemplado" y se tratará en el párrafo siguiente.

4º Austemplado (inglés: austempering)

Por austemplado se entiende la transformación isotérmica de un acero aleado o no aleado a una temperatura debajo de la rodilla perlítica y arriba de la zona de transformación martensítica.

El austemplado de un acero consiste en:

1. Calentado a una temperatura dentro de la zona austenítica (en general 785°C - 870 °C)
2. Templeado en un baño de temperatura constante, en general en el rango de 260-400°C,
3. Permitir la transformación isotérmica a bainita en el baño del punto 2,
4. Enfriamiento a temperatura ambiente, en general al aire.

El proceso del austemplado se describe en detalle por sus inventores, E.S. Davenport y E.C. Bain, en la patente de EE.U.U. No. 1.924,099. La diferencia fundamental entre el austemplado y el templeado convencional se representa esquemáticamente en la figura. 52

El principal objetivo del austemplado es obtener una mayor ductilidad o resistencia al impacto para una dureza determinada. La tabla indica unos valores típicos de las propiedades mecánicas de un acero 1095:

Tratamiento Térmico	Dureza R_C	Resistencia al impacto [lb - pie]	Elongación a la ruptura [%]
Templado en agua y revenido	53.0	12	0
Mantemplado y <u>re</u> venido	53.0	28	0
Austemplado	52.0	45	11

Para obtener un verdadero austemplado, las condiciones son:

- a) Enfriar el acero de la temperatura de austenitización a la temperatura del austemplado con una velocidad suficiente para evitar la transformación de la austenita.
- b) Dejar el acero en el baño a temperatura de austemplado el tiempo suficiente para permitir la transformación total de la austenita a bainita.

La selección del acero para austemplado se basa en las características de transformación como indicadas en los diagramas T.T.T. Hay tres consideraciones importantes:

- a. la posición de la rodilla perlítica de la curva T.T.T y el tiempo disponible para evitarla,
- b. el tiempo requerido para la transformación completa de la austenita a la bainita a la temperatura del austemplado y
- c. la posición de la temperatura M_S .

Ejemplo: la fig. 52 ^h da el diagrama T.T.T. de un acero 1080. Vemos que este acero tiene una posibilidad limitada de ser austemplado, el enfriamiento de la temperatura de austenitización hasta la temperatura de austemplado tiene que efectuarse en un segundo para evitar la rodilla perlítica y la formación de perlita. La transformación isotérmica necesita,

según la temperatura del baño, un tiempo de unos minutos hasta una hora. Debido a la necesidad de un enfriamiento rápido, el austemplado de un acero 1080 sólo se hace en piezas de sección delgada (max 5 mm).

La fig. 52 B representa el diagrama T.T.T. de un acero 5140 de baja aleación, más adecuado para el austemplado. Se permiten unos 2 segundos para evitar la rodilla perlítica y la formación de bainita ⁿtemita en un tiempo de 1 a 10 minutos en el rango de 315-400°C.

Además de los aceros indicados (1080 y 5140), los aceros adecuados para el austemplado son:

- 1) aceros al carbono con 0.50 - 1.00 % C y un contenido mínimo de 0.60% Mn,
- 2) aceros a alto carbono con más de 0.90% C y, cuando posible, ^{mínimo} algo de 0.60% Mn,
- 3) algunos aceros al carbono (como 1041), pero con menos de 0.56 % C y manganeso de 1.00 a 1.65 %,
- 4) algunos aceros de baja aleación (como las series 5100) con más de 0.30% C, las series 1300 hasta 4000 con más de 0.40% C, y otros aceros como 4140, 6145 y 9440.

Aplicación

En la práctica, se efectúa a menudo un austemplado en lugar de un templado convencional seguido por un revenido, por las razones siguientes:

- a) para obtener mejores propiedades mecánicas (sobre todo más ductilidad y resistencia al impacto para una dureza determinada),
- b) para reducir el riesgo de agrietamiento y distorsiones de templado y
- c) en el tratamiento de piezas delgadas, para reducir el costo del tratamiento (clásico: 3 pasos; austemplado : 2 pasos).

5o. Martemplado (inglés : martempering)

El martemplado de un acero es un tratamiento en tres pasos:

- a. templado desde la temperatura de austenitización en aceite caliente o sal líquida a una temperatura superior (o en la parte superior) de la zona de transformación martensítica,
- b. conservación en el medio de templado hasta la homogeneización de la temperatura a través de la pieza y
- c. enfriamiento (generalmente al aire) con velocidad moderada, para evitar grandes diferencias de temperatura entre la zona exterior e interior del material.

La formación de la martensita ocurre bastante uniformemente a través de la pieza durante el enfriamiento hasta temperatura ambiente, evitando así la formación de un exceso de tensiones internas residuales.

Sin embargo el martemplado no hace inútil el revenido consiguiente : después del enfriamiento de las piezas martempladas, hay que someterlas a un tratamiento de revenido como para las piezas templadas directamente.

En la fig. 19.6 se comparan las relaciones tiempo-temperatura del martemplado y templado convencional, ambos seguidos por un revenido. Como la velocidad de enfriamiento en la última fase del martemplado es relativamente lenta, secciones delgadas y gruesas de la pieza se transforman desde la superficie hasta el centro en un tiempo prácticamente igual. Por eso, el martemplado disminuye o elimina las distorsiones que son consecuencia de la transformación irregular como en un templado convencional.

La ventaja principal del martemplado es la reducción de la distorsión. Cuando la templabilidad del acero es suficiente, el martemplado proporciona un mejor control dimensional que el templado convencional, porque las variaciones dimensionales son más uniformes a través de las

piezas. Además, hay menos tensiones internas residuales, porque la mayor parte de la variación térmica ocurre cuando el acero se encuentra en la modificación austenítica, que es relativamente plástica.

La tabla siguiente da una comparación entre el efecto del martemplado y del templado sobre las propiedades de un acero 1095:

Tratamiento Térmico	Dureza R _C	Resistencia al impacto [pie - lb]	Elongación a la ruptura [%]
Templado en agua y revenido	53.0	12	0
Martemplado y revenido	53.0	28	0

Muchas veces el martemplado elimina la necesidad de utilizar fijaciones de templado para reducir las deformaciones del templado brusco.

Martemplado modificado

La diferencia entre el martemplado y el martemplado modificado sólo radica en la temperatura del baño de templado, la cual es inferior (desde inmediatamente debajo de M_S hasta más de 100°C debajo de M_S) como se indica en la fig. 54 D. En el martemplado modificado se logran velocidades de enfriamiento superiores que en el martemplado convencional, lo que es importante para aceros de templabilidad inferior, que requieren una mayor velocidad de enfriamiento para lograr la profundidad deseada de endurecimiento. El martemplado modificado se aplica entonces a una mayor variedad de aceros.

Tipos de aceros adecuados para martemplado.

En general, es más fácil adaptar un acero aleado al martemplado, que un acero al carbono.

Generalmente, cualquier acero que pueda ser templado en aceite, puede ser martemplado.

Los grados de aceros usuales para obtener un martemplado con la dureza entera son 1090, 4130, 4140, 4150, 4340, 4640, 5140, 6150, 8630, 8640, 8740, 8745.

Para obtener resultados satisfactorios en el martemplado, hay que conocer el diagrama T.T.T. del acero considerado. El acero seleccionado debe contener lo suficiente carbono o elementos de aleación para mover la rodilla perlítica hacia la derecha.

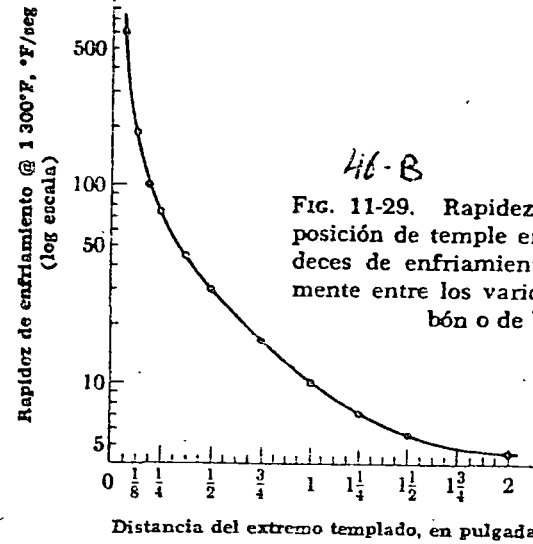
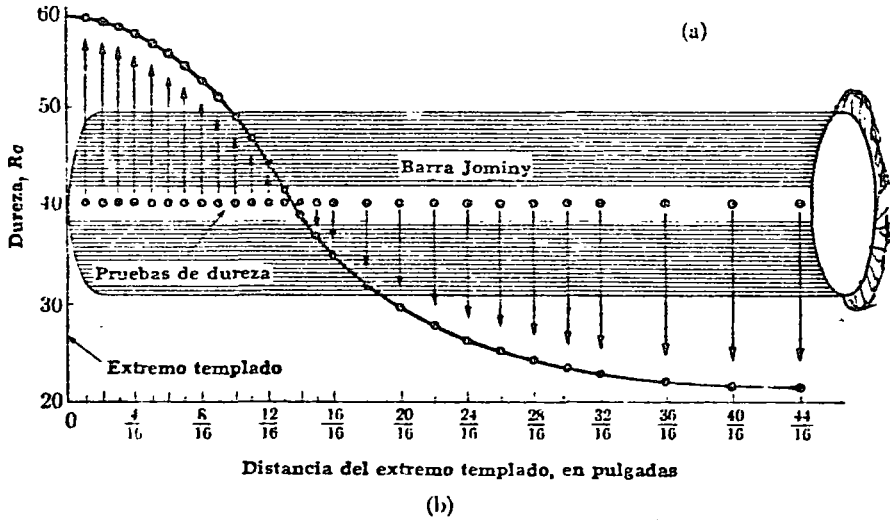
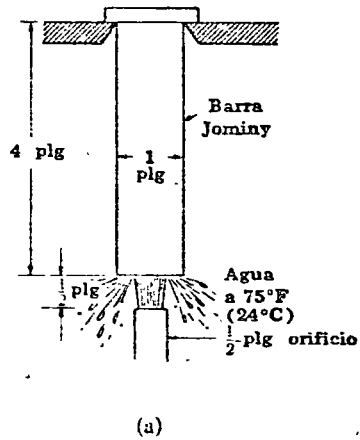
Aplicación.

El martemplado se aplica a partes de tamaño, forma, peso y sección muy diferentes. Una gran parte de las piezas tratadas por martemplado están carburizadas. Sin embargo, se cree que en la práctica industrial corriente el tonelaje de acero martemplado de endurecimiento integral excede marcadamente el tonelaje de aceros carburizados y martemplados.

Ahora bien, el martemplado es especialmente adecuado para las piezas carburizadas (p. ej. flechas, cardas y engranajes), porque esas partes, en general, son más difíciles de afilar y, más costosas en la fabricación y pueden ser manufacturados con dimensiones más cercanas a la final que en el caso de endurecimiento total.

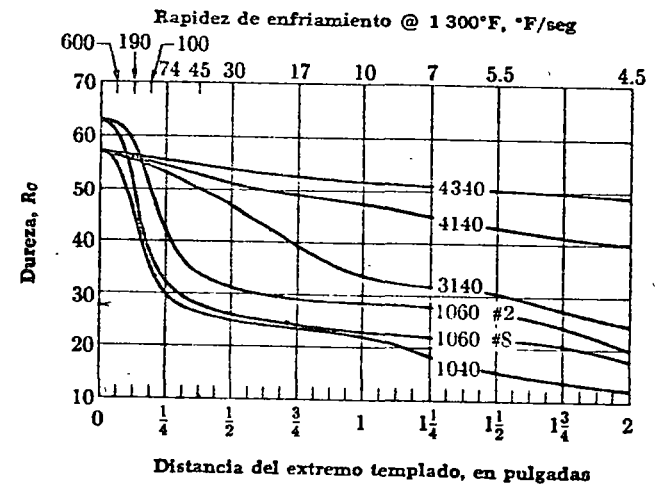
46A

FIG. 11-28. Prueba Jominy de punta templada. (A. G. Guy. Elementos de Metalurgia Física. Reading, Mass.: Addison Wesley, 1959)



46-B

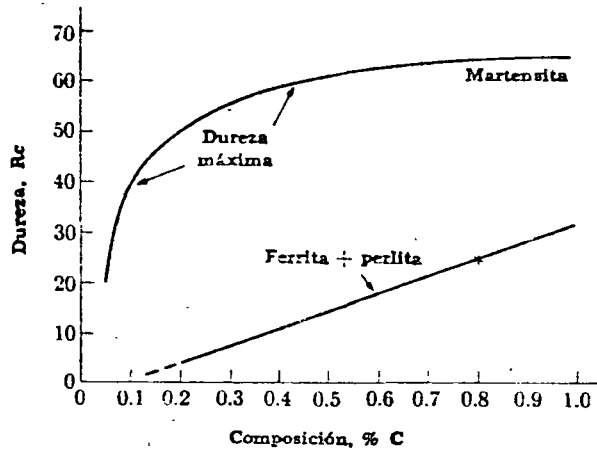
FIG. 11-29. Rapidez de enfriamiento contra posición de temple en el extremo. Estas rapideces de enfriamiento varían insignificanemente entre los varios aceros simples al carbón o de baja aleación



	C	Mn	Ni	Cr	Mo	GS
1040	0.39	0.89	0.01	0.01	—	8
1060	0.62	0.81	0.02	—	—	2 y 8
3140	0.38	0.73	1.35	0.50	—	8
4140	0.38	0.79	0.01	1.01	0.22	8
4340	0.40	0.75	1.71	0.77	0.32	8

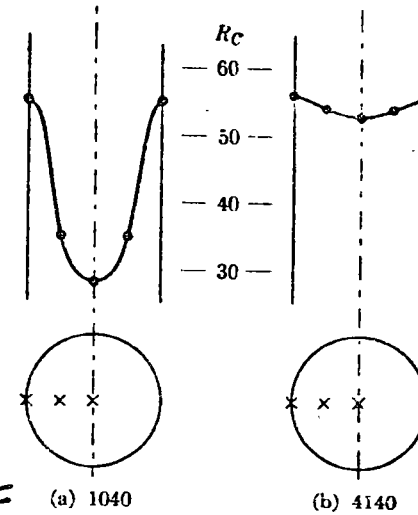
46-C

FIG. 11-30. Curvas de endurecibilidad para seis aceros con las composiciones indicadas y los tamaños de granos de austenita. La latitud de especificaciones químicas normales producen algo de latitud en la endurecibilidad. (Adaptada de U.S. Steel Corp. data)



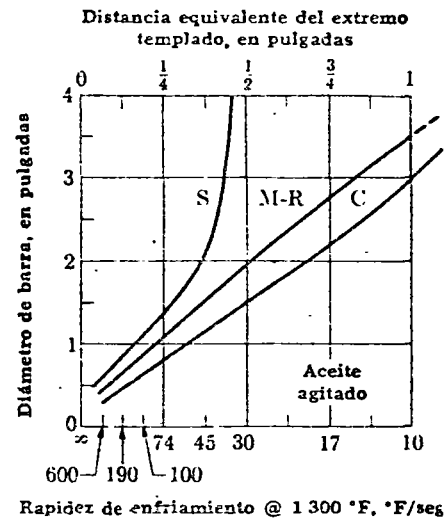
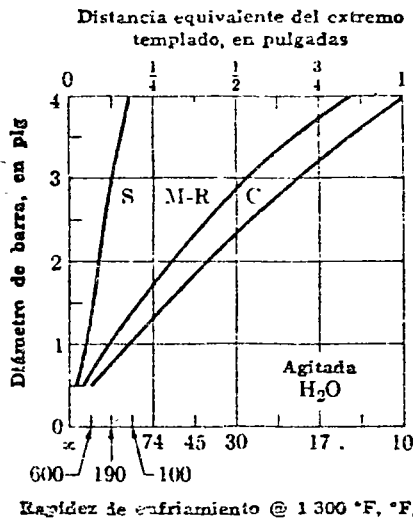
46D

FIG. 11-27. Dureza máxima contra contenido de carbono de aceros simples al carbono, mostrando durezas máximas provenientes de martensita comparadas con durezas desarrolladas por microestructuras perlíticas. Para producir dureza máxima, debe evitarse la reacción $\gamma \rightarrow \alpha + \text{carburo}$ durante el temple



46F

FIG. 11-32. Dureza transversal. Ver Ejemplo

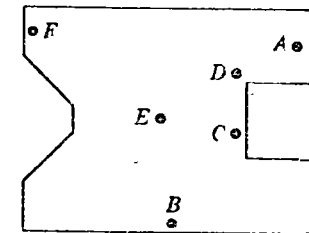


46E

(a)

(b)

FIG. 11-31. Las rapidezces de enfriamiento en barras redondas de acero se templean en (a) agua y (b) aceite. La abscisa inferior, rapidezces de enfriamiento a 1 300°F; la abscisa superior, posiciones equivalentes en una barra de prueba de temple en el extremo. (C, centro; M-R, radio medio; S, superficie)



46G

FIG. 11-33. Dureza contra posición en una barra V para dos aceros

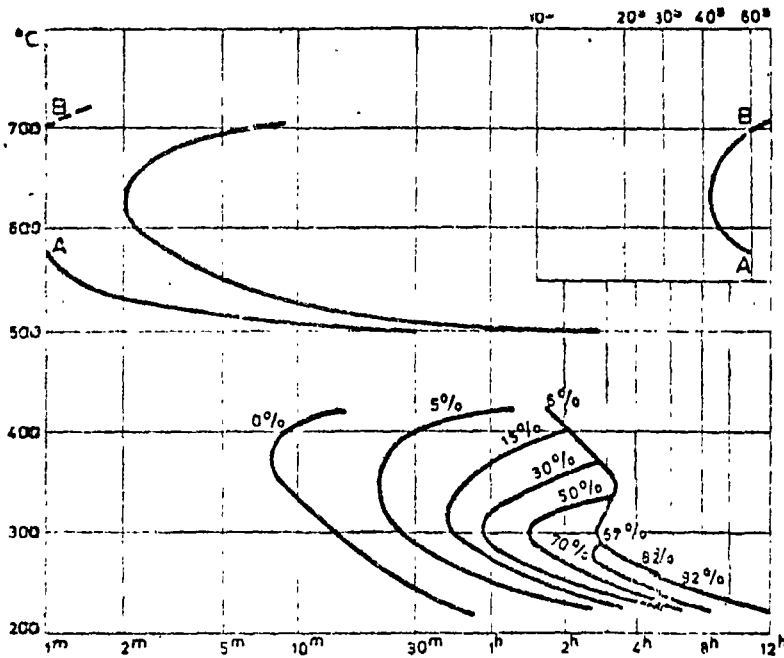
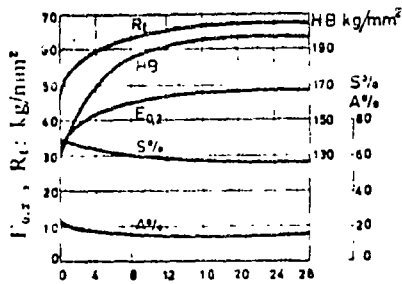


Fig. 34: Diagrama TTT de una fundición aleada (C=3,01; Si=1,86; Mn=0,96; Mo=0,62; Cr=0,27; Cu=2,02)



tiempo en años

Fig. 37: Variación de las propiedades mecánicas de acero ferrítico por envejecimiento a temperatura ambiente después de un enfriamiento rápido (templado) de 680°C

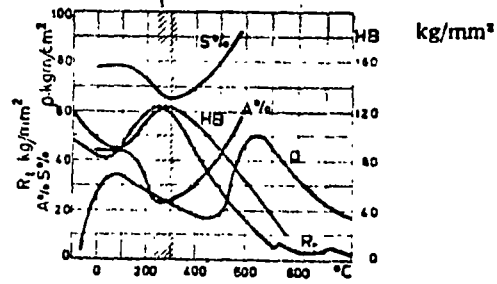


Fig. 38: Envejecimiento después de la deformación en frío

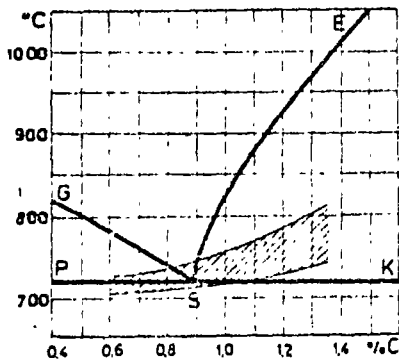
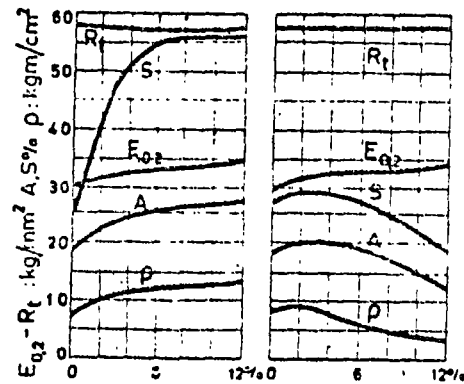


Fig. 40: Zona de temperatura favorable para el recocido de ablandamiento (suavización)



grado de deformación en % longitudinal transversal

Fig. 39: Propiedades mecánicas en relación con el grado de deformación en el laminado de un lingote de acero de 3 ton.; C=0,36%

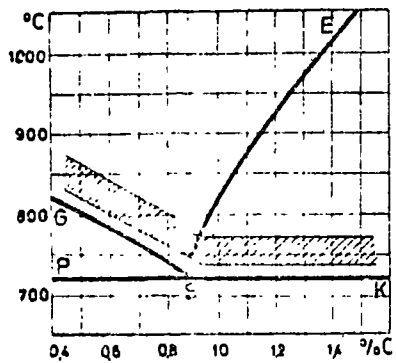


Fig. 41: Representación esquemática de la zona de temperatura para la normalización

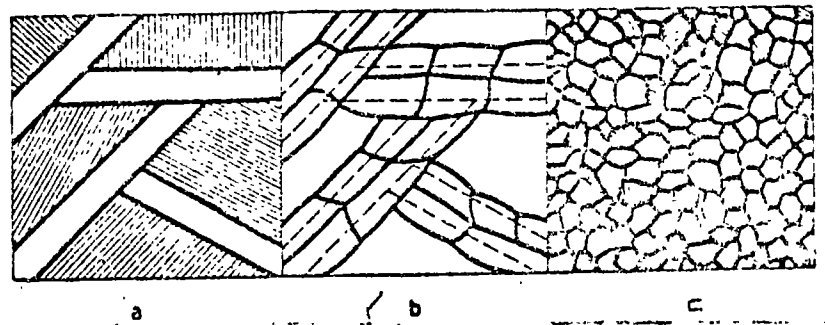


Fig. 42: Representación esquemática del afino de grano por la normalización:

- a : después de la colada
- b : después de la austenitización
- c : después de la perlitización

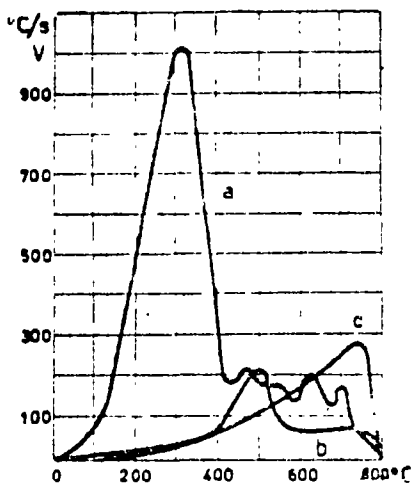


Fig. 43: Representación esquemática de la velocidad de enfriamiento V en relación con la temperatura instantánea, para una esfera de Ag de 20 mm ϕ templada de 800°C en varios medios de templado:

- a : agua de 40 °C
- b : aceite mineral de 40 °C
- c : baño de sal de 200 °C

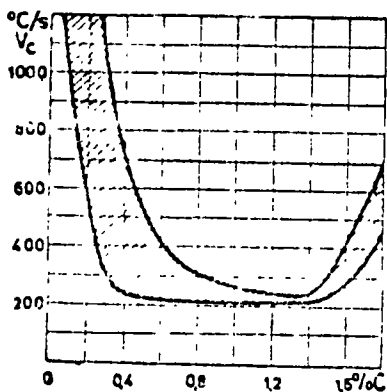


Fig. 45: Velocidad crítica de enfriamiento para un acero al carbono en relación con el contenido en carbono

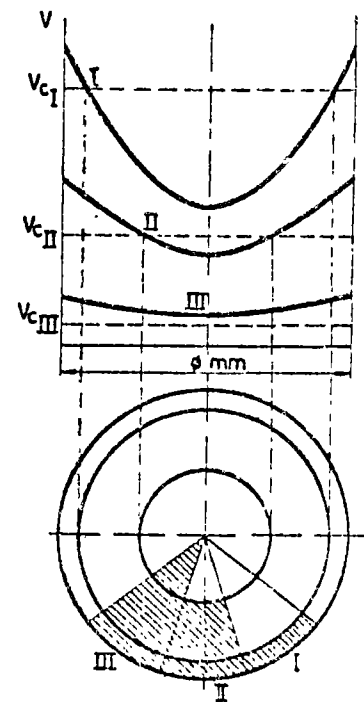


Fig. 44: Endurecibilidad de aceros diferentes (esquemáticamente).
 I: acero al carbono templado en agua
 II: acero a 2% Ni templado en aceite
 III: acero a 1%Cr-4%Ni endurecido en aire

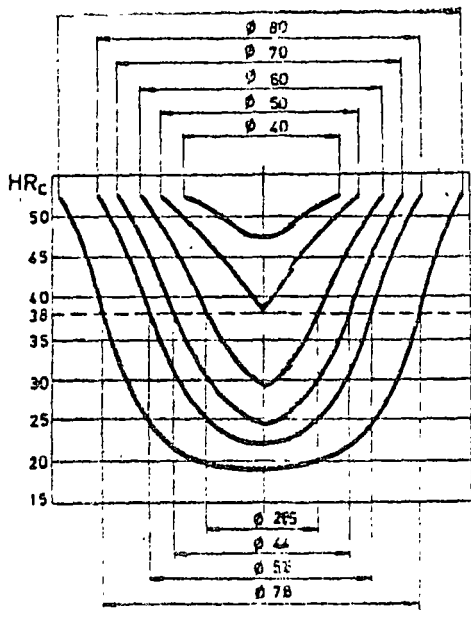


Fig. 45: Transcurso de la dureza en relación con el diámetro en el templeado en agua de un acero con 0,3% C - 3% Ni

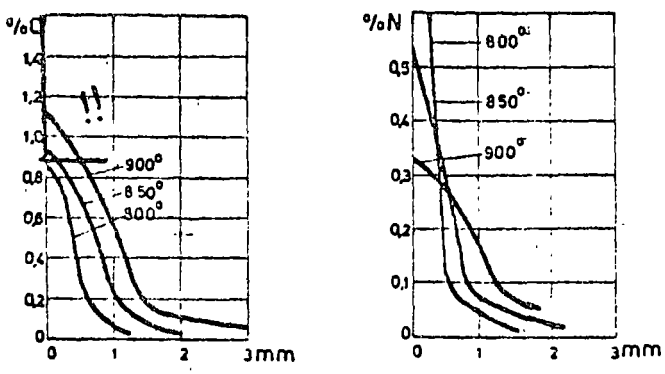


Fig. 48: Distribución de carbono y nitrógeno en el orden para la carbo-nitruración de un acero extra-suave, duración: 10 horas

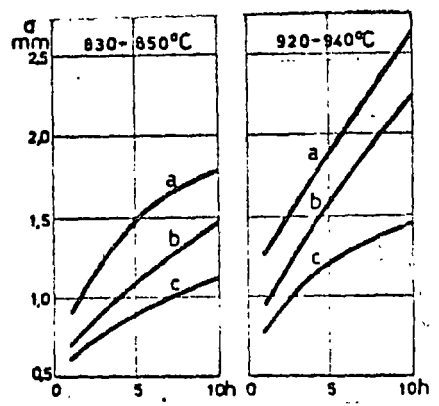
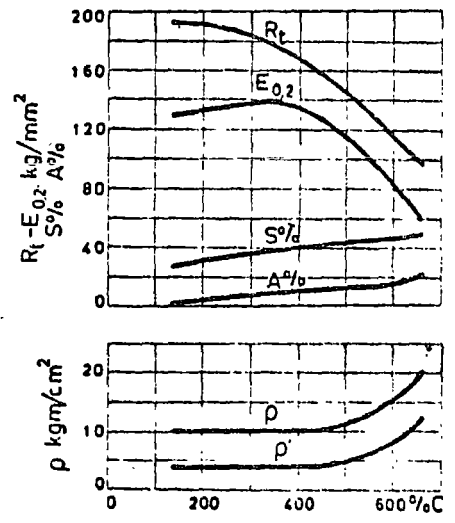


Fig. 47: Profundidad de cementación (d) en relación con el tiempo, para dos temperaturas diferentes (acero al carbono)
 a. profundidad total de la zona
 b. profundidad de endurecimiento
 c. zona eutectoide



ρ : longitudinal
 ρ' : transversal

Diagrama de revenido

Fig. 49: Ennoblecimiento de un acero aleado (endureciendo al aire, acero de construcción Cr-Ni-Mo con 0,32% de carbono). Templeado: enfriamiento al aire desde 840°C y revenido a diferentes temperaturas

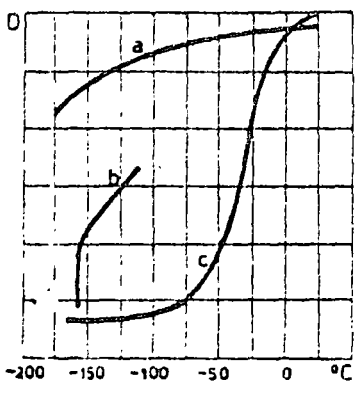


Fig. 50: Ductilidad D del mismo acero en función de la temperatura ;
 a. en pruebas de torsión
 b. en pruebas de tracción
 c. en pruebas de impacto

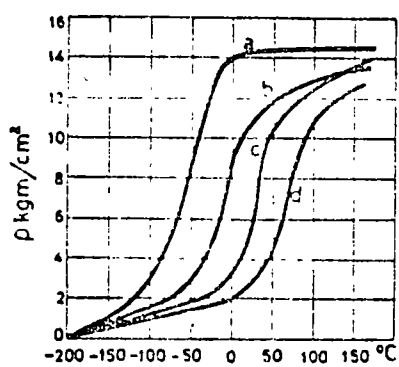


Fig. 51 :Influencia de la velocidad de enfriamiento después de un revenido a 650°C sobre la tenacidad y la temperatura de transición de un acero sensible a la fragilización por revenido

- a. templado en agua
- b. velocidad de enfriamiento : 660°C/hora
- c. velocidad de enfriamiento : 100°C/hora
- d. velocidad de enfriamiento : 9°C/hora

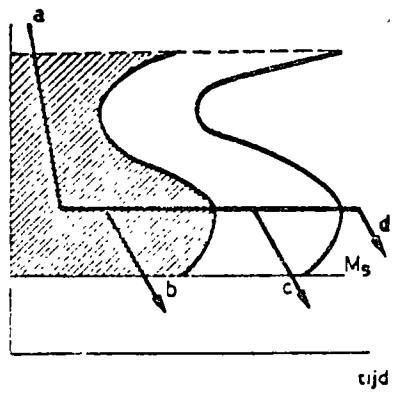
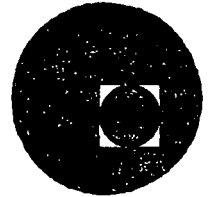


Fig. 52.:Representación esquemática de :
 - endurecimiento isotérmico(ad)
 - endurecimiento gradual a martensita (ab)
 - endurecimiento gradual a estructura mezclada (ac)



centro de educación continua
división de estudios superiores
facultad de ingeniería, unam



TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES

TEMA IV: TRATAMIENTOS TERMICOS DEL ACERO

CAPITULO 2: PARTE: TEMPLABILIDAD DE LOS
ACEROS

ING. JOSE PAPPATERRA CABALLERO

JULIO, 1978.

TEMPLABILIDAD DE LOS ACEROS

Como consecuencia de ello puede variar la estructura y las propiedades de una pieza de acero templado, cuando se consideran distintos puntos de una sección transversal de la misma.

El modo más simple de poner este hecho en evidencia consiste en seccionar las piezas templadas, y medir su dureza desde la superficie hasta el centro. Procediendo de ese modo, con piezas cilíndricas de 100 mm de diámetro, templadas en agua, se obtienen, para los aceros SAE 1035 y SAE 4135, las curvas de dureza indicadas en la figura 3-6. Estos gráficos se conocen con el nombre de curvas U.

Puede observarse que la curva correspondiente al acero SAE 4135 muestra una menor variación de dureza que la del SAE 1035 entre la superficie y el centro de la barra.

Las diferencias entre las dos curvas de la figura 3-6 deben ser atribuidas a una propiedad de los aceros llamada templabilidad, que depende de las características de las curvas TTT de cada acero.

La templabilidad de los aceros puede ser medida por un parámetro llamado diámetro crítico ideal que se analiza en el punto 4. En la práctica, la templabilidad se determina, en forma comparativa por el análisis de las curvas U y, más generalmente, mediante las llamadas curvas Jominy, que se estudian en el punto 2.

Principios de la templabilidad

Los estudios sobre templabilidad de los aceros se basan en la aceptación de los siguientes principios de carácter empírico.

1º -La dureza de temple de un acero, en un punto de una pieza, depende de la velocidad de enfriamiento de temple en ese punto y no de la forma de la pieza ni del medio de enfriamiento.

2º -La velocidad de enfriamiento en los distintos puntos de dos piezas iguales no depende de la composición química del acero con el que están fabricadas dichas piezas. Esto equivale a decir que todos los aceros se comportan del mismo modo en el proceso de transmitir calor a un fluido refrigerante.

3º -La estructura de temple de un acero (medida por el porcentaje de martensita obtenido) resulta, en un punto determinado de una pieza definida por la dureza en ese punto y por el porcentaje de carbono del acero, siendo independiente de los demás componentes químicos.

4º -La influencia de un elemento de aleación de un acero en la templabilidad del mismo (medida por el correspondiente diámetro crítico ideal) es aproximadamente proporcional al contenido de ese elemento.

5º -La templabilidad de los aceros (medida por el diámetro crítico ideal) crece con el aumento del tamaño del grano. La ley de crecimiento depende del contenido de carbono del acero pero no de los restantes componentes químicos

6º -La dureza máxima de temple de un acero, en condiciones determinadas de forma de la pieza y medio de enfriamiento, depende del contenido de carbono pero no de los elementos de aleación, si la estructura puede

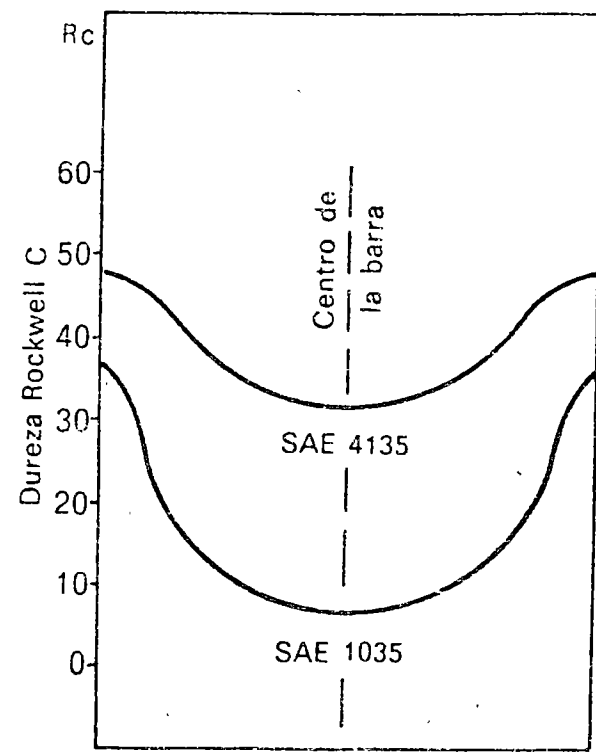


Fig. 3-6 - Curvas U para barras de 100 mm. de diámetro templadas en agua correspondientes a dos aceros del mismo contenido de carbono.

considerarse totalmente martensítica en las zonas de dureza máxima. Este principio está vinculado con el número

7º - Los aceros de igual templabilidad tienen aproximadamente las mismas

propiedades mecánicas, cualesquiera que sean los elementos de aleación que contengan. Esto indica que es posible reemplazar el acero de una pieza por otro más económico, sobre la base de los precios relativos de los elementos de aleación.

Todos estos principios son aproximados y no absolutos. Deben por ello utilizarse con cierta precaución. En especial debe prestarse atención a las aplicaciones del último de los principios arriba indicados, pues los elementos de aleación influyen de un modo distinto, a igual templabilidad del acero, en la fragilidad de las estructuras templadas y revenidas.

2. Ensayo Jominy

El método Jominy para medir la templabilidad de los aceros, se basa en la provocación de distintas velocidades de enfriamiento a lo largo de la superficie de una barra cilíndrica. Esto permite determinar las características de templabilidad mediante la medición de durezas superficiales, sin que sea necesario seccionar la barra, como lo exigen las curvas U.

Para lograr distintas velocidades de enfriamiento superficiales, el método Jominy utiliza una probeta cilíndrica de dimensiones normalizadas que es enfriada, en condiciones también normalizadas, en una de sus bases, mediante un chorro de agua. La velocidad de enfriamiento, y por consiguiente la dureza, varía rápidamente entre la base de la probeta que recibe el chorro y la base opuesta.

La dureza se mide sobre una generatriz del cilindro así enfriado, después de mecanizar, a lo largo de dicha generatriz, un pequeño plano.

Si se representan los valores de dureza en función de la distancia a la base templada (llamada distancia Jominy), se obtienen curvas como las indicadas en la figura 3-7, para dos aceros diferentes. El acero A tendrá mayor templabilidad que el B porque la dureza disminuye menos rápidamente a medida que aumenta la distancia Jominy.

Curvas como las de la figura 3-7 se utilizan para la recepción de aceros mediante el empleo de gráficos, como el indicado en la figura 3-8 para el

Curvas como las de la figura 3-6 se utilizan para la recepción de aceros mediante el empleo de gráficos, como el indicado en la figura 3-7 para el acero SAE 4135. Estos gráficos constan de dos curvas, que determinan una banda de templabilidad dentro de la cual debe estar contenida la curva que se obtenga con el acero que se analiza. Cuando los aceros SAE deben satisfacer este requisito de templabilidad, se agrega la letra *H* al número característico del acero

En los gráficos de templabilidad Jominy suele agregarse una tabla auxiliar, que aparece en la parte superior de los mismos, como se muestra en la figura 3-8. Dicha tabla permite, de acuerdo con el ejemplo que se da a continuación, prever la dureza a obtener con un acero determinado, a distintas profundidades de la sección transversal de barras cilíndricas (a los que se denomina redondos) templadas en agua o en aceite¹.

¹ Las tablas corresponden a temple en agua o aceite medianamente agitados, tal como se practica comúnmente en la práctica de los tratamientos térmicos.

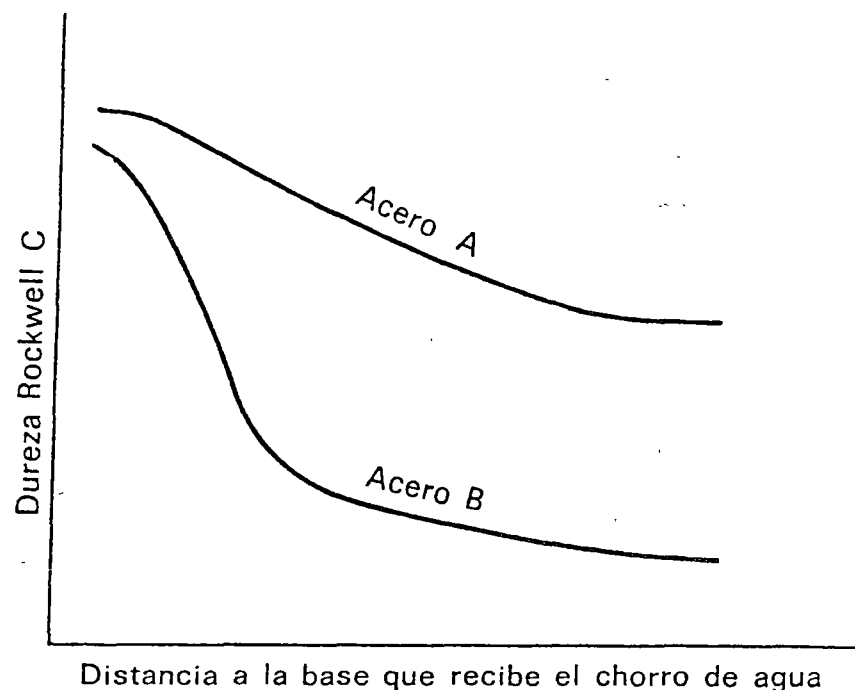


Fig. 3-7.— Representación esquemática de las curvas Jominy de dos aceros de distinta templabilidad.

Consideremos un acero SAE 4135 H cuya curva de templabilidad coincida con la curva inferior de la figura 3-8, y para el cual deseamos conocer la dureza a obtener en el centro de un redondo de 35,6 mm de diámetro cuando él sea templado en aceite.

Busquemos en la tabla auxiliar del gráfico de templabilidad Jominy el valor 35,6 en correspondencia con temple al aceite y centro del redondo (si el valor exacto no existiera, debería procederse por interpolación). Hallado ese valor, sigamos la línea vertical que le corresponde hasta cortar la curva Jominy inferior. De allí sigamos horizontalmente hasta cortar el eje de ordenadas en el que encontraremos la dureza buscada: Rc 40.

La dureza obtenida en el ejemplo anterior (Rc 40) corresponde, en una probeta Jominy del mismo acero, a una distancia de 12,7 mm. Este valor se obtiene del gráfico de la figura 3-8, si se continúa la línea vertical antes mencionada, hasta el eje de abscisas.

Lo anterior indica que la dureza en el centro de la barra del acero analizado, al temple en aceite, es igual a la dureza en un punto situado a 12,7 mm de la base templada, de una probeta Jominy del mismo acero. Este tipo de correspondencia (y por lo tanto la de otros tipos de las curvas

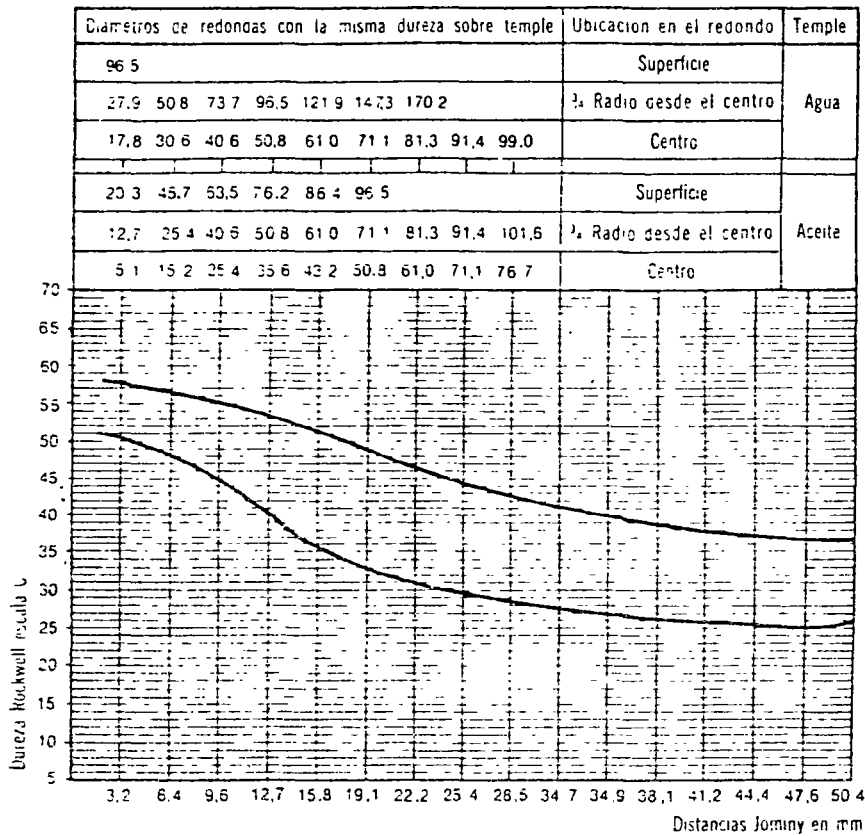


Fig. 3-8.- Bandas de templabilidad del acero SAE 4135 H.

auxiliares de los gráficos Jominy), está basado en la aceptación del primero de los principios indicados en el punto anterior.

La aceptación del segundo de dichos principios hace que las tablas auxiliares de los gráficos Jominy resulten iguales para todos los aceros.

3. Estructuras de temple

Cuando la velocidad de enfriamiento de temple de un acero es menor que la denominada velocidad crítica de temple, se obtienen estructuras no totalmente martensíticas. El porcentaje en que aparece la fase martensita es tanto menor cuanto más se aleja la velocidad de enfriamiento de esa velocidad crítica.

Como los aceros tienen diferentes curvas TTT, las velocidades críticas de temple varían de un acero a otro. Los porcentajes de martensita obtenidos en piezas iguales hechas de distintos aceros, templados en el mismo

medio de enfriamiento, pueden ser muy diferentes. Este hecho se vincula lógicamente con la templabilidad de los aceros

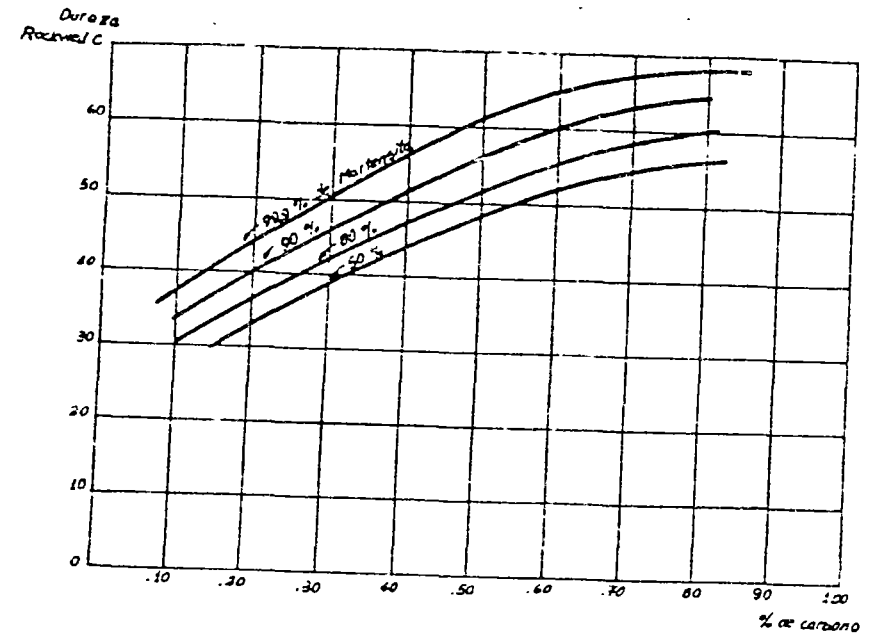


Fig. 3-9.- Relación entre porcentajes de carbono, dureza y contenido de martensita

De acuerdo con el principio de la templabilidad N° 3, el porcentaje de martensita de un acero depende sólo de la dureza de temple y del contenido de carbono. La relación correspondiente está dada por el gráfico de la figura 3-9, obtenido experimentalmente.

Ese gráfico, combinado con la curva Jominy de un acero determinado, permite prever la estructura de temple a obtener (porcentaje de martensita) en un punto determinado de un redondo templado en agua o aceite. Explicaremos esto también sobre la base de un ejemplo.

Considerando el mismo acero SAE 4135 H del ejemplo anterior, cuya curva Jominy coincide con la inferior del gráfico de la figura 3-8, supongamos que se nos pida determinar la estructura de temple, en las mismas condiciones para las que se determinó la dureza, y en el mismo punto del redondo de 35,6 mm de diámetro.

Determinemos, en la forma antes indicada, la dureza en ese punto, que resultó Rc 40. Con ese valor y el contenido de carbono del acero (que se tomará igual a 0,35%), el gráfico de la figura 3-9 nos indica que la estructura de temple era formada principalmente por 50 por ciento de martensita.

El porcentaje de martensita no define en forma absoluta la estructura del acero, pero se acepta que, si ese porcentaje es superior al 50 por ciento, las propiedades no cambian prácticamente cualesquiera que sean los restantes componentes.

Procediendo del modo indicado más arriba, se pueden elegir los aceros con los cuales será posible obtener, por temple en agua o en aceite, un porcentaje determinado de martensita en el núcleo y en otros puntos de barras cilíndricas. Cuando se trata de piezas, la estructura a obtener puede ser prevista en base a la estimación del diámetro del redondo equivalente, entendiéndose por tal un redondo para el cual las velocidades de enfriamiento de su sección transversal resulten equivalentes a las de la sección crítica de la pieza.

4. Diámetros críticos

Se denomina diámetro crítico de un acero, en relación con un medio de enfriamiento determinado, al mayor diámetro de redondo de dicho acero, que permita conseguir un porcentaje no menor del 50 por ciento de martensita en el centro de su sección transversal cuando se lo temple en el medio considerado.

De acuerdo con el ejemplo del punto anterior, el diámetro crítico del acero SAE 4135 H, templado en aceite, es igual a 35,6 mm, pues con un redondo de diámetro mayor, no se obtendría un mínimo de 50 por ciento de martensita en el centro, cuando la templabilidad del acero coincidiera con la curva inferior de la banda correspondiente.

Con el fin de independizar el diámetro crítico de los aceros de la forma de templarlos, se ha adoptado un medio de enfriamiento hipotético, al cual le corresponde la máxima severidad de temple obtenible teóricamente. A ese medio se lo define por la propiedad de que, manteniendo invariable su temperatura, el medio permite evacuar en forma instantánea, toda cantidad de calor que pueda transmitirle el acero durante su enfriamiento.

El diámetro crítico de un acero, referido a dicho medio de enfriamiento, se denomina diámetro crítico ideal.

Las velocidades de enfriamiento que provoca el medio hipotético indicado, en el centro de barras cilíndricas de acero de distintos diámetros, pueden ser teóricamente calculadas.

Si comparamos esas velocidades de enfriamiento con las correspondientes a distintos puntos de una probeta Jominy (velocidades que pueden ser obtenidas experimentalmente), es posible vincular entre sí diámetros de barra (templadas hipotéticamente en el medio ideal) con distancias Jominy, sobre la base de la igualdad de velocidades de enfriamiento. Esto se ha hecho en la figura 3-10. Como, de acuerdo con el primer principio de la templabilidad, a igualdad de velocidad de enfriamiento corresponde igual dureza, el conocimiento de la dureza del punto Jominy al cual le corresponde un 50 por ciento de

martensita, en el acero considerado, permitirá mediante la aplicación de la curva de la figura 3-10 conocer el diámetro crítico ideal de dicho acero.

Dicha figura, sobre la base del segundo principio de templabilidad, es aplicable a todos los aceros.

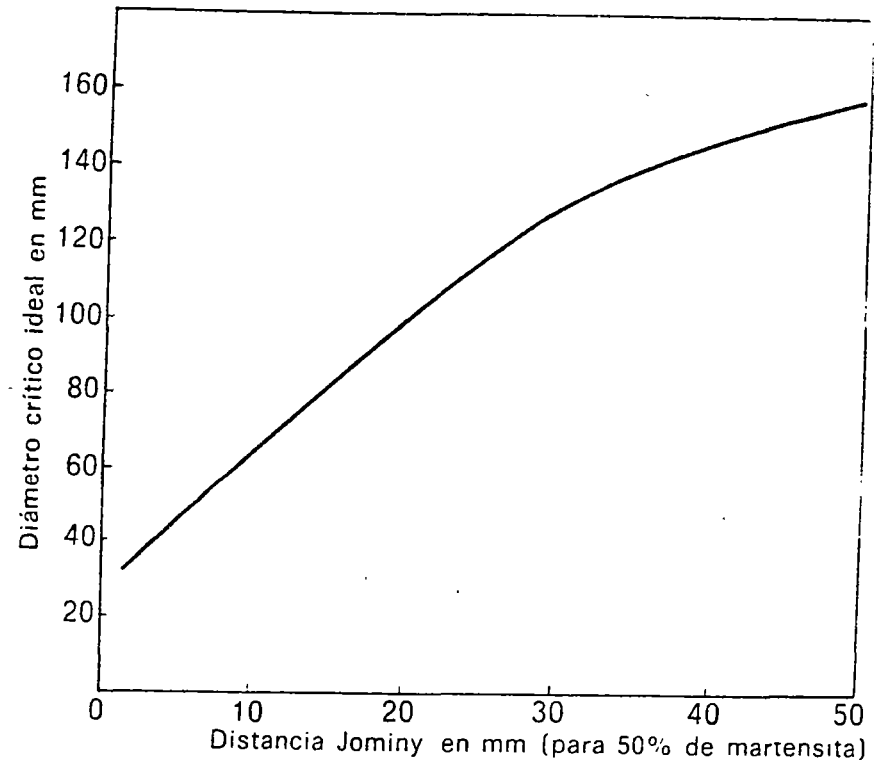


Fig. 3-10.— Relación entre distancias Jominy y diámetros críticos ideales.

La distancia Jominy a la cual corresponde, para un acero determinado, el 50 por ciento de martensita, se determina sobre la base de la curva inferior de la figura 3-9 (entrando en ella con el porcentaje de carbono de acero) y la curva Jominy correspondiente (entrando en ella con la dureza obtenida en la operación anterior).

El diámetro crítico real de un acero, en un cierto medio de enfriamiento, puede hallarse experimentalmente. Para ello se deben templear, en ese medio, redondos del acero analizado, con distintos diámetros, hasta encontrar el diámetro al cual corresponderá una estructura de 50 por ciento de martensita, en el centro de la sección transversal.

Por la relación ya mencionada que existe entre dureza y estructura, el procedimiento puede ser aplicado midiendo durezas, en vez de verificar metalográficamente las estructuras obtenidas.

Si se determinan, para un acero dado, los diámetros críticos reales en medios de enfriamiento de severidad de temple cada vez mayor, el valor obtenido irá creciendo y tenderá a un valor máximo correspondiente al diámetro crítico ideal.

El concepto de severidad de temple, de un medio de enfriamiento determinado, puede representarse numéricamente del modo que se indica a continuación, si se asigna el valor 1 para el agua quieta y el valor infinito para el medio ideal.

Supongamos que se ha determinado el diámetro crítico de un mismo acero en distintos medios de enfriamiento, incluyendo el agua quieta. Representemos el valor de esos diámetros en ordenadas y, en abscisas, en una escala arbitraria, ubiquemos la posición de cada uno de los medios de enfriamiento utilizados, de modo tal que la ubicación relativa de los puntos, correspondientes a cada una de las determinaciones, resulten alineados según una curva continua y de ordenada creciente.

Si, en esas condiciones, se asigna el valor uno a la abscisa correspondiente al agua quieta, se podrá asignar un valor numérico de severidad de temple, a cada uno de los otros medios utilizados.

En la curva obtenida del modo arriba indicado, el diámetro crítico ideal corresponderá a un valor infinito en las abscisas. Este hecho provee un procedimiento para determinar los diámetros críticos ideales en forma aproximada. Para ello se deberá extrapolar la curva anterior (que vincula los diámetros críticos con la severidad de temple de los medios de enfriamiento utilizados), y determinar el valor máximo al que tiende el diámetro crítico, para una severidad de temple infinito.

El diámetro crítico de un acero, en un medio de enfriamiento determinado, corresponde a una velocidad bien definida de enfriamiento en el centro del redondo correspondiente a ese diámetro, si la severidad de temple del medio se mantiene constante. Resulta por ello evidente, que debe existir una relación directa entre los valores de los distintos diámetros críticos de un acero, determinados en medios de enfriamiento de distintas severidades. Esa relación está reflejada en la figura 3-11.

Sobre la base del segundo principio de templeabilidad, las relaciones de la figura 3-11 son válidas para todo tipo de acero. Dicha figura permite obtener el diámetro crítico ideal de un acero cuando se conoce el valor del diámetro crítico real del mismo en un medio determinado. Puede verse que el acero SAE 4135 H, cuyo diámetro crítico, en aceite medianamente agitado, fue encontrado igual a 35,6 mm, tendrá, de acuerdo con los datos de la figura 3-11, un diámetro crítico ideal de alrededor de 75 mm. Prácticamente

el mismo valor se obtendría entrando, en la curva de la figura 3-10, con la distancia Jominy (12,7 mm) correspondiente, para el acero 4135 H, a un 50 por ciento de martensita.

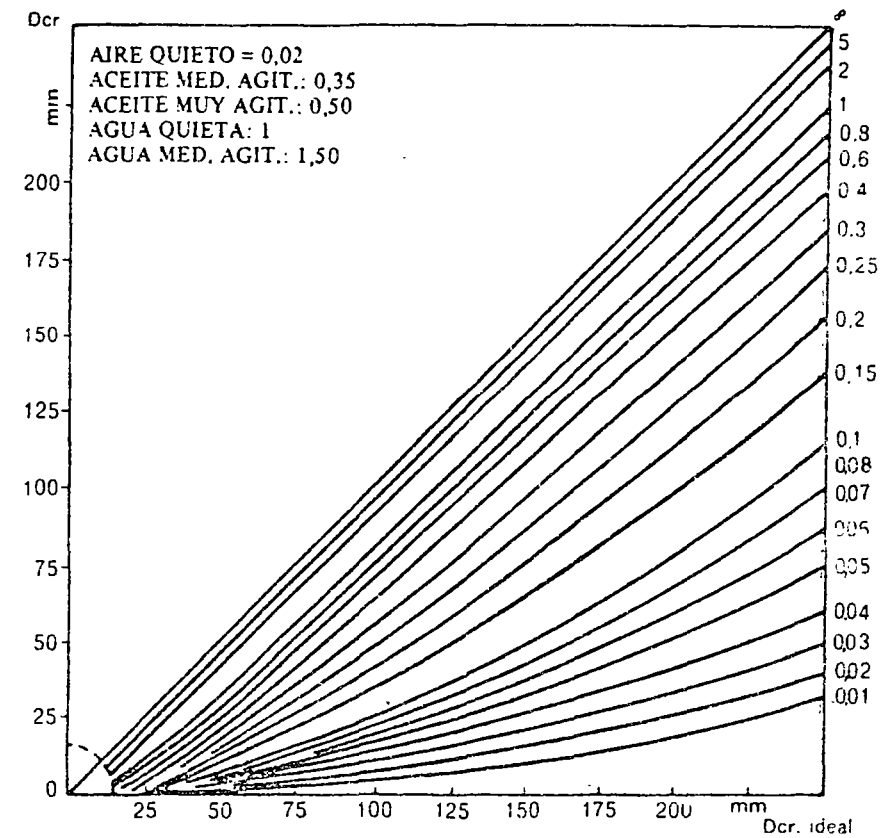


Fig. 3-11.- Gráfico de severidad de temple.

El diámetro crítico ideal de un acero puede también determinarse, en forma aproximada, a partir de un factor empírico que depende del porcentaje de carbono y del tamaño de grano. Ese factor, que define el diámetro crítico ideal de una aleación binaria de hierro y carbono, debe multiplicarse por otros factores que determinan, sobre la base de los porcentajes de los distintos

elementos de aleación del acero, la influencia de éstos en la templabilidad. Este método, desarrollado por Grossman, y que lleva su nombre, se basa en la aceptación de los principios de templabilidad N° 4 y N° 5. Aceptando además el principio de templabilidad N° 6, es posible trazar la curva Jominy teórica de un acero, sobre la base de su composición química. El procedimiento correspondiente no será analizado por su escasa aplicación práctica, vinculada a su poca exactitud.

C. DISTORSION Y ROTURA EN LOS TRATAMIENTOS TERMICOS

Durante las operaciones de calentamiento y enfriamiento correspondientes a los tratamientos térmicos, se producen cambios de volumen en las piezas. Como esos cambios no son uniformes dentro de una misma pieza, aparecerán en ella tensiones internas que pueden provocar deformaciones permanentes o rotura. El que se origine uno u otro efecto, dependerá de la intensidad de las tensiones producidas, y de la capacidad de deformación plástica del material, en el momento en que actúan dichas tensiones.

1. Mecanismos de los cambios dimensionales

Las variaciones volumétricas que sufren los aceros, durante el calentamiento y el enfriamiento, son de dos tipos diferentes: las de origen puramente térmico (vinculadas a procesos de contracción y dilatación por efecto de la temperatura) y las estructurales (vinculadas a los cambios de fase con variación de volumen).

Mientras las variaciones térmicas provocan aumentos y disminuciones de volumen en razón directa respectivamente con el aumento o disminución de temperatura, las transformaciones estructurales lo hacen en sentido inverso. En efecto, la transformación de la austenita, durante el enfriamiento, provoca aumento de volumen, mientras que las transformaciones opuestas que se producen, en el calentamiento, al atravesarse la zona crítica, provocan contracción volumétrica.

El valor de las tensiones internas que aparecen durante los tratamientos térmicos se vincula con la interacción de los dos mecanismos antes mencionados de cambio de volumen, y también con la forma y volumen de la pieza. Estos dos últimos factores tienen mucha importancia, ya que las tensiones internas aparecen cuando distintas partes de una misma pieza se encuentran simultáneamente, a distinta temperatura y, por consiguiente, cambian sus dimensiones de distinto modo. El interior de las piezas cambia más lentamente de temperatura que la superficie. También cambia más lentamente la temperatura promedio de una sección transversal de gran espesor, en relación con una más delgada de la misma pieza.

2. Criterios prácticos para evitar la distorsión y la rotura

Sobre la base de los conceptos anteriores, se han establecido criterios generales, que sirven de guía en los tratamientos térmicos. Entre estos criterios podemos mencionar los siguientes, en relación con los procesos de calentamiento.

- a) Piezas de un espesor superior a 50 mm suelen presentar problemas si son introducidas para su calentamiento en hornos que estén inicialmente a más de 300° C, debiendo preferirse el calentamiento simultáneo de las piezas y del horno. El riesgo es mayor cuando el acero tiene mayor tendencia a la fragilización, como consecuencia de contenidos elevados de carbono y elementos aleados (sobre todo si la estructura inicial es martensítica), por lo que esa precaución es muy importante en el revenido de aceros aleados y de alto carbono.
- b) Conviene que el calentamiento de las piezas que deben alcanzar la temperatura de austenización, se haga a una velocidad tal que asegure un tiempo mínimo de una hora para alcanzar la temperatura final por cada 25 mm de espesor de las piezas.
- c) Para reducir el tiempo requerido para alcanzar la temperatura de austenización sin peligros de rotura, conviene, sobre todo si las piezas deben ser calentadas a más de 1000°C, proceder a un precalentamiento progresivo hasta unos 700°C, seguido de la introducción de las piezas precalentadas, a un horno que se encuentre ya a la temperatura final deseada. La plasticidad del acero por encima de los 700°C, evita la posibilidad de agrietamiento durante la última etapa del calentamiento y, por otra parte, al reducirse el tiempo de calentamiento por arriba de los 700°C, se reduce el peligro de crecimiento del grano austenítico.

En relación con los procesos de enfriamiento, el peligro de distorsión y roturas se manifiesta principalmente en las operaciones de temple, siendo en ellas por lo general más importantes los fenómenos asociados al cambio estructural de volumen que los de carácter exclusivamente térmico, sobre todo en aceros cuyo punto M_s se encuentra a temperaturas bajas, en las que el acero se comporta en forma más frágil.

En relación con las operaciones de enfriamiento para el temple se aconseja lo siguiente:

- a) Templar en el medio menos severo que permita obtener la estructura deseada, pues de ese modo las tensiones internas serán de menor intensidad, al reducirse las diferencias de temperatura en distintas zonas de una misma pieza.
- b) Cuando los problemas de distorsión y rotura sean muy importantes, recurrir a los temples isotérmicos (o sus variantes), que se estudian en el punto siguiente.
- c) No dejar transcurrir mucho tiempo entre la operación de temple y el revenido posterior, en aceros de tendencia fragilizante, pues pueden incrementarse, en función del tiempo, las tensiones internas de temple y provocar la rotura de las piezas. La razón de ese incremento de las tensiones no es bien conocido.
- d) En ciertos aceros, en los que el peligro anterior es muy grave, conviene aplicar la operación de revenido antes de que termine el enfriamiento de temple. Es, sin embargo, necesario alcanzar una

temperatura de enfriamiento en el temple que asegure una transformación casi total de la austenita, pues de lo contrario la transformación de ésta, durante el calentamiento del revenido, puede provocar roturas.

Si bien el enfriamiento desde las temperaturas de revenido no introduce tensiones internas importantes, ciertos aceros pueden sufrir un fenómeno especial de fragilización durante dicho enfriamiento. En oposición a lo que se requiere para reducir las tensiones internas, se evita el fenómeno señalado acelerando la velocidad de enfriamiento, para impedir una precipitación submicroscópica (a la que se atribuye la fragilidad) que se produce en ciertos aceros con mantenimiento a temperatura (o enfriamiento lento), en el rango de 450 a 590°C. Las piezas en este caso deben enfriarse en agua o aceite desde la temperatura de revenido (que debe ser superior a 590°C).

El fenómeno arriba indicado suele ser llamado enfermedad de Krupp, y es de naturaleza diferente a otro fenómeno de fragilización que se presenta en el revenido de casi todos los aceros, a temperaturas comprendidas entre 250 y 350°C, cualquiera que sea la velocidad de enfriamiento. Para evitar este problema no deben realizarse revenidos entre dichas temperaturas.

D. TRATAMIENTOS TERMICOS DE ENFRIAMIENTO CONTROLADO

En los tratamientos térmicos convencionales, los ciclos de enfriamiento provocan las transformaciones estructurales con una disminución progresiva de la temperatura, cuya ley está dada por las características del medio en el que se realiza el enfriamiento.

En muchos casos conviene realizar un ciclo discontinuo de enfriamiento. Cuando ello sucede, se dice que los tratamientos se realizan con enfriamiento controlado.

1. Tratamientos isotérmicos

Reciben este nombre los tratamientos térmicos en los cuales las transformaciones estructurales correspondientes al enfriamiento se realizan a temperatura constante.

Se puede lograr con estos tratamientos que la austenita se transforme sin cambio de temperatura, permitiendo ello la obtención de estructuras de tipo perlítico o bainítico, según la temperatura del medio en el que se produce la transformación.

En la curva TTT de la figura 3-1 se han marcado (curvas *a-d-e* y *a-f-g*) los ciclos de enfriamiento correspondientes a estos dos tipos de tratamientos. Al que da estructura perlítica se lo denomina recocido isotérmico y al que da estructura bainítica temple isotérmico bainítico ("austempering").

Los recocidos isotérmicos suelen hacerse a la temperatura correspondiente a la nariz perlítica de los aceros, porque a esa temperatura es generalmente mínimo el tiempo total de transformación. Ello permite que estos recocidos resulten, muchas veces, de menor duración que los recocidos de velocidad de enfriamiento constante, como surge de comparar, en la figura 3-1, los ciclos *a-c* y *a-d-e*

El temple isotérmico bainítico se realiza fundamentalmente para reducir las tensiones internas que se producen durante el enfriamiento de la operaciones de temple. Ello se logra sobre todo porque la temperatura de la pieza se uniformiza, antes de comenzar la transformación de la austenita. El hecho de que este tratamiento conduzca a la obtención de una estructura bainítica, en vez de martensítica, hace que no se lo utilice mucho, por estimarse que, a igualdad de dureza, son más resistentes a la fatiga y a las cargas bruscas las estructuras martensíticas.

2. Tratamientos escalonados

Las ventajas del temple bainítico pueden ser aprovechadas en una variante del mismo, que permite la obtención de estructuras martensíticas. Se trata en este caso de un temple escalonado que utiliza dos etapas de enfriamiento: la primera, isotérmica, es similar a la del temple bainítico isotérmico y se interrumpe, una vez que se ha uniformado la temperatura de la pieza, pero no ha comenzado aún la transformación de la austenita. El enfriamiento se continúa después al aire, retirando las piezas del baño. La curva *a-f-h-i* de la figura 3-1 esquematiza el ciclo de enfriamiento requerido para este proceso. Los resultados obtenidos con este tratamiento (llamado "martempering") son similares, en cuanto a distorsión, a los obtenidos con el "austempering", pero la estructura resultante es martensita en vez de bainita. La determinación del tiempo adecuado para extraer la pieza del baño puede presentar dificultades con ciertos aceros cuya transformación bainítica comienza muy pronto, a la temperatura isotérmica del proceso.

La temperatura del baño de enfriamiento, tanto para el "austempering" como para el "martempering" debe ser superior a la del punto M_s del acero correspondiente. Esto requiere generalmente el uso de baños constituidos por sales fundidas.

Si se desea utilizar aceite caliente, en vez de sales fundidas, no es posible, en general, por las características de los aceites, trabajar por encima de las temperaturas M_s . Como el hecho de que se separe una pequeña parte de martensita antes del enfriamiento isotérmico, no modifica en forma sensible las ventajas asociadas con la igualación de temperaturas previa a la transformación de la austenita, el tratamiento anterior puede ser hecho en aceite caliente, adoptando como temperatura isotérmica un valor compatible con las características de los aceites. En general la temperatura usada es de 180°C, que es unos 50°C inferior a la temperatura M_s de la mayor parte de los aceros cementados, en relación con los cuales este proceso de temple es principalmente usado. El ciclo *a-j-k*, de la figura 3-1, corresponde a este tipo de tratamiento.

Otro recurso más económico, pero menos efectivo que los anteriores para reducir la influencia de las tensiones internas, consiste en utilizar como medio de temple los aceites corrientes (por lo general mantenidos a unos 40°C de temperatura), y retirar las piezas del baño cuando conservan aún unos 130°C de temperatura (que deben ser apreciados sobre la base de experiencia), dejándolas luego al aire para que se complete su enfriamiento.

Los tratamientos escalonados pueden usarse también en los procesos de

recocido. Se usan para ello hornos continuos de características especiales. Estos hornos, que se usan también para los recocidos isotérmicos, constan de una cámara de austenización, una zona de enfriamiento rápido (hasta unos 600° C), y una cámara de enfriamiento controlado.

Para realizar un recocido isotérmico en este tipo de hornos, el enfriamiento rápido debe permitir alcanzar la temperatura de transformación isotérmica, sin que se corte la nariz perlítica de la curva TTT, y, en la cámara de enfriamiento, debe mantenerse constante la temperatura. Muchas veces, por razones económicas, se imponen ciclos de enfriamiento diferente, tanto en la zona de enfriamiento rápido, como en la cámara de enfriamiento controlado. El tratamiento no puede ser en ese caso denominado isotérmico, debiéndose preferir la designación de recocido escalonado.

Los tratamientos de enfriamiento isotérmico pueden ser considerados como casos particulares de los tratamientos de enfriamiento escalonado, si damos a éstos el carácter de tratamientos en los cuales los procesos de enfriamiento, previos a la transformación de la austenita, involucran por lo menos dos etapas bien diferenciadas.

E. TRATAMIENTOS TÉRMICOS EN AMBIENTES SÓLIDOS Y GASEOSOS

Las operaciones de tratamiento térmico se llevan a cabo rodeando las piezas con medios adecuados, que pueden ser de carácter sólido, líquido o gaseoso.

Cuando las piezas están rodeadas por un medio sólido, éste no es compacto, y por ello puede decirse que el medio que está en contacto con las piezas es en realidad sólido y gaseoso. La acción de ese ambiente mixto sobre las piezas, se ejerce a través de la parte gaseosa. La parte sólida actúa indirectamente sobre el acero, al provocar una modificación de la parte gaseosa del medio. Esto justifica tratar en forma conjunta los fenómenos vinculados con los medios sólidos y los exclusivamente gaseosos.

La acción de los gases durante las operaciones de tratamiento térmico, puede traducirse en reacciones químicas superficiales o fenómenos de difusión, a menos que dichos gases sean completamente neutros, en relación con las características superficiales de las piezas tratadas.

1. Oxidación y descarburación

Cuando las piezas se encuentran a temperaturas elevadas, en contacto con una atmósfera que contiene oxígeno, éste se combina con el hierro o con el carbono del acero, dando lugar a que, en la superficie de las piezas, se produzca una oxidación, en el primer caso, o una descarburación, en el segundo.

Ambos defectos pueden ser evitados realizando las operaciones en atmósferas controladas, cuyas características se analizan más adelante.

Dado el elevado costo de las atmósferas controladas, muchos tratamientos deben ser realizados sin su presencia. Para reducir los peligros de oxidación y descarburación en esos casos, deben tomarse precauciones como las que se indican a continuación.

Acorotando lo más posible los ciclos de calentamiento y de mantenimiento a temperaturas elevadas, se reducen los peligros de oxidación y de carburación, pero esto va en contra de otros factores técnicos ya analizados. De todos modos, los ciclos deben ser tan cortos como tales factores técnicos lo permitan.

Otra forma de reducir los efectos de la presencia de oxígeno en atmósfera, es aprovechar el contacto de las piezas con los gases resultante del proceso de combustión requerido para proveer al horno de la temperatura necesaria.

Ello suele hacerse en hornos llamados de semimufla en los cuales, la diferencia de lo que sucede en los hornos llamados de llama directa, la combustión se lleva a cabo en una cámara separada de la cámara que contiene las piezas.²

Regulando, en los hornos de semimufla, las características de los procesos de combustión, se puede lograr una atmósfera prácticamente neutra.

Ello resulta sin embargo difícil pues, generalmente, al pretender reducir la oxidación, se aumenta el peligro de descarburación.³

Rodeando las piezas con materiales sólidos es posible reducir los peligros de oxidación y descarburación, en cualquier tipo de horno. Para ello deben emplearse materiales que, al calentarse, produzcan gases que provean un medio aproximadamente neutro. Un método muy usado consiste en colocar las piezas en cajas, recubriéndolas totalmente con viruta de fundición de hierro seca. También se acostumbra envolver las piezas en papel luego con chapas de hierro, asegurando una cierta hermeticidad.

Los problemas asociados a los fenómenos de oxidación se vinculan principalmente, con la pérdida de material por desprendimiento de escoria de óxido de hierro; esto modifica las dimensiones de las piezas, encarece el costo de los procesos. En la descarburación, se reducen las propiedades mecánicas del material, en correspondencia con la disminución del contenido de carbono en la superficie.

La descarburación superficial es particularmente peligrosa en piezas que soportan tensiones elevadas de fatiga, como los resortes, pues la resistencia a la fatiga disminuye mucho en relación con capas descarburadas, aun de pequeño espesor.

2. Empleo de cementantes sólidos

El empleo más generalizado de los medios sólidos, es el de proveer condiciones adecuadas para el tratamiento termoquímico de cementación. Para ello, las piezas a tratar se colocan, juntamente con materiales llamados cementantes sólidos, en cajas de metal que son luego introducidas en horno:

² Cuando la cámara que contiene las piezas está separada no solamente de la cámara de combustión, sino también de los productos de ésta, los hornos se llaman de mufla.

³ Se prefiere generalmente que la atmósfera, en ese tipo de hornos, resulte ligeramente oxidante pues, de ese modo, se forma sobre las piezas un óxido continuo y de poco espesor que evita que el fenómeno de oxidación continúe y que las piezas se descarburan.

de mufla o de semimufla. El proceso correspondiente se denomina cementación en cajas, o cementación sólida.

Pese a que la cementación sólida está siendo, cada vez más, reemplazada por la líquida y, sobre todo, por la gaseosa, su empleo es aún importante, incluso en países muy industrializados.

Con precauciones especiales, y usando un buen cementante, la calidad de las piezas es comparable y a veces superior a la obtenida por otros métodos. Para conseguir buenos resultados se deben extraer periódicamente probetas, que se cementan juntamente con las piezas. De ese modo es posible determinar el tiempo requerido para alcanzar la profundidad de capa deseada.

La dificultad para realizar el temple directo, es un inconveniente de este tratamiento. El tener que volver a calentar las piezas para el temple encarece el proceso y lo hace poco apropiado cuando las piezas no pueden ser posteriormente rectificadas para eliminar las distorsiones provocadas por el temple. Otro inconveniente es la dificultad de automatizar los procesos.

La ventaja principal de la cementación sólida radica en el reducido costo de instalación de los equipos necesarios. Las cajas, en las que se colocan las piezas junto con el cementante, se construyen generalmente con acero inoxidable. El consumo de estas cajas es un factor importante en el costo del proceso.

3. Atmósferas controladas

Las atmósferas controladas reciben ese nombre porque, sólo mediante un control riguroso de la naturaleza y porcentaje de los gases que las componen, es posible lograr los objetivos buscados con ellas.

Con el uso de atmósferas controladas no sólo es posible evitar los efectos del oxígeno del aire sobre las piezas, sino que, además, ellas permiten la realización de tratamientos termoquímicos (en fase gaseosa) de cementación, nitruración y carbonitruración, mediante la transferencia al acero de carbono, nitrógeno, o de ambos elementos a la vez.

La posibilidad de incorporar carbono permite también otras aplicaciones de las atmósferas controladas, tales como contrarrestar la presencia de descarbonación superficial, y aun cambiar totalmente el contenido de carbono de piezas de poco espesor (por ejemplo, es posible transformar una chapa de acero SAE 1010 en otra de SAE 1060 después de haber efectuado un proceso de deformación plástica, difícil de realizar con este último acero).

En los procesos de cementación gaseosa se usan principalmente atmósferas que, por el carácter del proceso usado en su preparación, son llamadas endotérmicas. Otras atmósferas usadas en estos procesos se basan en la asfocación de un fluido que se introduce gota a gota en la cámara del horno, o en una combustión controlada de sustancias combustibles (estas últimas se denominan atmósferas exotérmicas).

La preparación de las atmósferas endotérmicas se basa en el pasaje de una mezcla de gas dopante y aire, a través de una columna de material

refractario granulado, a elevada temperatura. Durante ese pasaje se producen reacciones químicas que conducen a la obtención de un gas con escaso contenido de CO_2 y de vapor de agua. El carácter de dichas reacciones es tal que, a pesar de que el fenómeno general tiene las características de una combustión, el balance final es de tipo endotérmico, como lo indica el hecho de que, para que las reacciones puedan tener lugar, debe suministrarse calor al sistema.

El material granulado de la columna de transformación está formado fundamentalmente por sales de níquel, y su función es catalítica, es decir que activa las reacciones sin intervenir en ellas.

Una vez formada la atmósfera con las características deseadas, ella es enfriada para fijar las transformaciones producidas. Se la introduce luego en las cámaras de los hornos, donde toma la temperatura de las mismas.

Las características de las atmósferas endotérmicas pueden ser modificadas sobre la base de la cantidad relativa de gas y de aire con que se las prepara. Posteriormente pueden hacerse ajustes en las cámaras de los hornos, mediante nuevos agregados de aire o de gas.

En los procesos de carbonitruración gaseosa se usan también atmósferas endotérmicas agregando, junto con los ajustes de gas y aire, amoníaco gaseoso, que provee las cantidades requeridas de nitrógeno atómico.

En los procesos de nitruración gaseosa el gas empleado se obtiene directamente por disociación de amoníaco, disociación que se provoca generalmente en la misma cámara del horno.

4. Métodos de control de atmósferas

Las características de las atmósferas endotérmicas pueden ser modificadas sobre la base de la actividad química del carbono en la atmósfera. En estado de equilibrio, esa actividad, tiene el mismo valor en el gas que en el acero, si se adopta el mismo estado de referencia. Generalmente se toma como referencia el estado gráfico del carbono.

La actividad del carbono está vinculada con el potencial químico del mismo. Este parámetro también resulta el mismo tanto para la atmósfera como para el acero, y por ello muchas veces se habla de potencial de carbono, en vez de actividad del carbono, cuando se quiere significar la capacidad de una atmósfera de incorporar carbono al acero.

Lo que interesa conocer en los procesos de cementación es el porcentaje de carbono que tiene el acero cuando se encuentra en equilibrio con condiciones dadas de la atmósfera. Dicho porcentaje está vinculado con la actividad del carbono, mediante la relación $C_c = \gamma a_c$, donde C_c es la concentración en peso del carbono en el acero; a_c la actividad del carbono y γ un factor de proporcionalidad, llamado coeficiente de actividad, que no es constante, pero que puede ser determinado experimentalmente.

El cálculo de a_c puede hacerse sobre la base de las cantidades porcentuales de los gases de la atmósfera que reaccionan químicamente entre sí para dar origen a la formación de carbono atómico. Una de estas reacciones es la siguiente:



Entre las cantidades porcentuales en volumen de CO, CO₂ y la actividad a_c existe una relación constante, para condiciones dadas de temperatura y presión. Dicha relación define lo que se denomina constante de equilibrio de la reacción. valor que puede ser determinado experimentalmente y que se designa con la letra K . El valor de K para la reacción (1) viene dado por la expresión:

$$K = \frac{(\text{CO})^2}{(\text{CO}_2) a_c} \quad (2)$$

Donde (CO) y (CO₂) determinan las cantidades porcentuales de CO y de CO₂ respectivamente. K es un valor constante de la reacción, que depende sólo de la presión y la temperatura. La expresión 2 permite pues determinar a_c cuando se conocen los porcentajes de CO y CO₂ de la atmósfera.

Para conocer la concentración C_c del carbono en el acero, debe calcularse previamente a_c con la expresión (2) y, mediante el gráfico de la figura 3-12, determinar luego el valor de C_c .

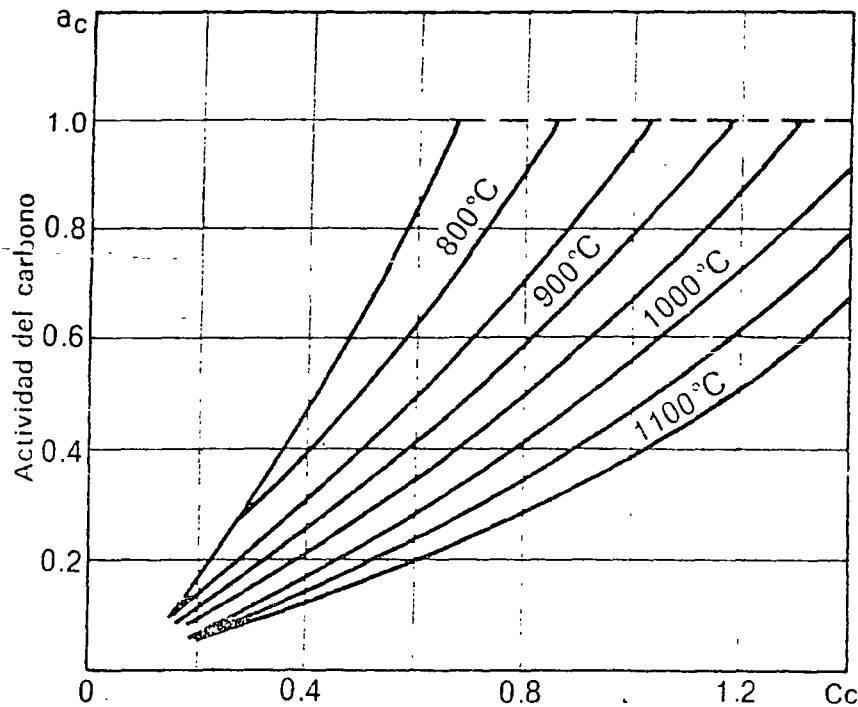


Fig. 3-12.— Relación entre actividad y concentración de carbono en la austenita de los aceros.

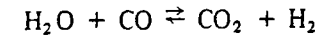
Como en las atmósferas endotérmicas el contenido de CO es aproximadamente cien veces mayor que el de CO₂, puede variarse en forma importante el contenido de este último sin que se afecte sensiblemente el contenido de CO de la atmósfera. Suele ser por ello posible considerar que actividad del carbono depende exclusivamente del contenido de CO₂, despreciar, al aplicar la fórmula 2, las variaciones en el contenido de CO.

Tomando esto en consideración, es posible establecer una relación directa entre actividad del carbono y porcentaje de CO₂, relación que, a presión atmosférica, dependerá solamente de la temperatura. Como el coeficiente dentro de las condiciones que se presentan en la práctica, puede tomarse como independiente de la concentración (a temperatura constante), los aparatos que miden el contenido de CO₂ de las atmósferas endotérmicas pueden ser calibrados para dar la lectura directa del porcentaje de carbono de las piezas. Esta lectura puede no sólo ser registrada en forma permanente durante el proceso, sino que es posible comandar automáticamente, por métodos electrónicos, los ajustes de gas y aire necesarios para que el porcentaje de carbono se mantenga en un valor preestablecido.

Los equipos automáticos que operan de este modo, miden generalmente el porcentaje de CO₂ mediante un proceso de absorción de rayos infrarrojos.

También existen equipos similares que determinan el porcentaje de carbono sobre la base de la medición del contenido de vapor de agua de la atmósfera.

La vinculación entre el contenido de vapor de agua de la atmósfera y de CO₂ se basa en la reacción siguiente:



Esta expresión permite determinar la constante de equilibrio:

$$K_w = \frac{(\text{CO}_2) (\text{H}_2)}{(\text{H}_2\text{O}) (\text{CO})} \quad (3)$$

Esta constante, como K , varía sólo con la presión y la temperatura.

Por otra parte, no sólo el contenido de CO sino también el de H₂ puede tomarse como constante en las atmósferas endotérmicas. Ello indica que, de acuerdo con la expresión (3), existirá una relación directa entre el contenido de vapor de agua de la atmósfera y el de CO₂. Como a cada valor de (CO₂) corresponde un valor de C_c , la concentración de carbono del acero pasa a depender del contenido de vapor de agua de la atmósfera. Este a su vez determina el parámetro llamado punto de rocío, que mide la temperatura a la cual el vapor de agua se condensa, en la atmósfera que se analiza.

El conocimiento del punto de rocío permite pues determinar el contenido de carbono del acero. Los aparatos de control del punto de rocío pueden adecuarse, como los de absorción de rayos infrarrojos, para el control y regulación automáticos de las atmósferas de los hornos.

Otros métodos de control de atmósferas cementantes se basan en princí-

pios diferentes. Existen aparatos de lectura directa y aun de comando automático, basados en la cromatografía de gases o en la variación que, como consecuencia de la incorporación de carbono, se produce en la conductibilidad eléctrica de un alambre muy fino de hierro puro.

Para la verificación de los equipos de control de atmósfera se suele usar el análisis en laboratorio de los gases, aplicando el método Orsat. Este método no es muy preciso para determinar las cantidades de CO_2 de las atmósferas endotérmicas, por ser éstas demasiado pequeñas para la sensibilidad del método.

El modo más correcto de verificación, calibración y corrección de los aparatos de medida, consiste en analizar periódicamente el contenido de carbono de muestras colocadas en el horno. Estas muestras son chapas muy finas de acero de muy poco carbono, que adquieren totalmente el contenido de carbono correspondiente a las condiciones de la atmósfera, y que pueden luego ser analizadas químicamente para hallar dicho valor. Por este método se eliminan los errores vinculados a las simplificaciones aceptadas para la determinación del CO_2 , y se tienen en cuenta también otros errores asociados al grado de equilibrio termodinámico alcanzado, el cual no es nunca perfecto, ya que depende del tipo de horno utilizado, de la duración del proceso, y de la naturaleza de las cargas.

Las atmósferas usadas en los procesos de carbonitruración son controladas, del mismo modo que las de cementación, en lo referente al contenido de carbono. El contenido de nitrógeno del acero, por otra parte, no puede ser controlado sino por el flujo de amoníaco introducido en el horno; dicho flujo debe ser determinado experimentalmente en cada caso, sobre la base de los resultados obtenidos.

La presencia de nitrógeno en las atmósferas de carbonitruración presenta el inconveniente de alterar las características de los aparatos automáticos de control de atmósfera basados en el punto de rocío, pero no en los basados en la absorción de rayos infrarrojos. Puesto que los procesos de carbonitruración se realizan muchas veces en los mismos hornos usados para cementación, tiende a discontinuarse el uso de equipos automáticos de control, basados en el punto de rocío.

En las atmósferas de nitruración el porcentaje de amoníaco disociado, se controla midiendo el flujo de amoníaco introducido en el horno. El valor requerido depende de las características de las cargas. Para lograr porcentajes elevados de nitrógeno atómico, suele ser necesario recurrir al uso de equipos que producen una disociación del amoníaco, previa a su introducción en la cámara del horno, disociación que continúa en dicha cámara.

5. Tratamientos de cementación en atmósferas controladas

En los procesos de cementación gaseosa, el número de piezas a tratar, y las características de éstas, determinan la elección del método más conveniente a utilizar.

Si se debe tratar un número no muy grande de piezas por día y ellas presentan características muy diferentes entre sí, sobre todo en cuanto a espesor de capa, suele resultar más conveniente el método de atmósferas

formadas por goteo de un líquido, o el uso de atmósferas exotérmicas (para producciones menores y más variadas pueden resultar más ventajosos, económicamente, los procesos de cementación sólida o en sales).

Como los mejores resultados se obtienen con el uso de atmósferas endotérmicas, la utilización de los métodos antes indicados no resulta aceptable, cualquiera que sea la cantidad de piezas, cuando las exigencias de calidad son muy rigurosas (sobre todo en cuanto a control de tolerancias dimensionales). El elevado costo de los procesos basados en el uso de atmósferas endotérmicas hace, sin embargo, que ellos se utilicen casi exclusivamente en la producción de series grandes de piezas.

Existen dos métodos de cementación en atmósferas endotérmicas que se adaptan a una producción en serie automatizada: el método continuo y el intermitente a doble cámara.

En el método continuo los hornos tienen una cámara larga que es recorrida progresivamente por las piezas mientras va aumentando en las mismas el contenido de carbono. Al final de la cámara las piezas son templadas, generalmente sin retirarlas del horno (para que queden protegidas de la acción del oxígeno del aire), y pasan luego a operaciones de limpieza y de revenido. El transporte de las piezas dentro del horno puede hacerse por cadenas transportadoras, o simplemente haciendo que las piezas que se van introduciendo (en dispositivos especiales) vayan empujando a las que ya están en el horno.

En el método intermitente a doble cámara, las piezas se cementan en una cámara que puede ser independizada (mediante una puerta). La otra cámara es la que se encuentra la cuba de temple. Esta disposición permite que el temple pueda ser hecho sin que las piezas estén en contacto con el aire y, además, se reduce la pérdida de tiempo entre carga y descarga, ya que es posible introducir un nuevo lote de piezas mientras el anterior está en la cuba de temple. Este último puede ser luego retirado sin interrumpir el proceso de cementación del nuevo lote. El ciclo puede ser automatizado mediante una sincronización de la apertura y cierre de la puerta intermedia, en relación con las operaciones de carga y descarga.

La comparación de los dos métodos antes indicados permite concluir en una ventaja económica del método continuo, para grandes series, pero existe el inconveniente, con este método, de que es difícil procesar en un solo horno cargas en las que el espesor de capa varía en forma importante de un lote a otro de piezas.

Con los hornos intermitentes las piezas que requieren distintos espesores pueden ser tratadas en lotes de iguales requerimientos, procesados en forma sucesiva.

El método intermitente, a doble cámara, tiene también la ventaja de permitir la obtención de un mayor grado de equilibrio entre los componentes de la atmósfera. Ello hace posible un mayor acuerdo entre los resultados prácticos y los previstos por la teoría.

6. Carbonitruración y nitruración gaseosas

En los procesos de carbonitruración gaseosa la presencia de nitrógeno en

la atmósfera reduce la temperatura de austenización de los aceros, y por ello pueden usarse temperaturas de procesos inferiores a las de cementación. Esto permite utilizar aceros con mayor contenido de carbono sin peligros de distorsión o rotura, a lo cual contribuye también el bajo espesor de las capas carbonitruradas. La mayor dureza de núcleo, lograda como consecuencia del mayor contenido de carbono, contrarresta la influencia de la pequeña profundidad de capa en relación con las cargas específicas que deben soportar las piezas en servicio.

Las operaciones de nitruración gaseosa se realizan según dos tipos de procesos denominados de simple o de doble etapa, que se diferencian por las características de la capa obtenida.

En ambos procesos se forma, sobre la verdadera capa de nitruración, una zona frágil, llamada capa blanca, que por lo general debe ser eliminada por rectificación posterior. En los tratamientos de doble etapa dicha zona tiene menor espesor, y requiere menos rectificación para ser eliminada.

El método de doble etapa consiste en utilizar dos ciclos diferenciados por el flujo de amoníaco introducido; el primer ciclo es similar al correspondiente al proceso de simple etapa. El segundo requiere la introducción en el horno de amoníaco previamente disociado.

A igualdad de otros factores, el método de doble etapa permite un menor consumo de nitrógeno, pero se usa menos por su mayor complejidad y poca ventaja técnica en la mayoría de las aplicaciones.

Los hornos de nitruración constan en general de una cámara cilíndrica vertical y trabajan en forma discontinua.

F. TRATAMIENTOS TERMICOS EN AMBIENTES LIQUIDOS

Tanto para el calentamiento como para el enfriamiento de los procesos de tratamientos térmicos pueden usarse sustancias líquidas.

Se ha analizado ya la influencia de distintos tipos de líquidos en los procesos de enfriamiento de un temple convencional. El factor más importante es, en ese caso, la severidad de temple.

Los medios líquidos pueden ser usados también para el calentamiento de las piezas y para los ciclos de enfriamiento vinculados con los tratamientos isotérmicos y escalonados.

En esos casos los líquidos empleados son comúnmente sales fundidas.

1 Consideraciones generales sobre tratamientos térmicos en baños de sal

Si, durante un proceso de tratamiento térmico, una pieza fría de acero es introducida en un baño salino caliente, se forma en la superficie de la pieza una corteza sólida de sal que actúa como un retardador de la transmisión de calor, reduciéndose así los peligros de agrietamientos vinculados con una excesiva velocidad inicial de calentamiento.

Cuando la mencionada corteza se ha fundido, el acero tiene por lo general una temperatura suficiente para que no haya peligro de la

zona de fragilización, la rápida velocidad de calentamiento posterior ofrezca muchos riesgos de rotura.

La mayor rapidez de calentamiento de los baños de sal con respecto a los hornos de radiación o de convección gaseosa se debe a que, en primeros, el calentamiento se hace por conducción y está limitado sólo por la conductividad calórica del acero.

Los problemas de oxidación y descarburación se evitan con los calentamientos en baños de sales, pero es necesario tener en cuenta la posibilidad de que se produzcan reacciones corrosivas en la superficie de las piezas, por la acción química de ciertas sales sobre el acero.

En los procesos de enfriamiento, que siguen a los de calentamiento en baños salinos, las piezas continúan protegidas por una capa de sal que evita la acción del oxígeno del aire y reduce la velocidad inicial de enfriamiento. La protección antioxidante es importante, pero no lo es tanto la reducción de la velocidad inicial de enfriamiento.

Cuando la pieza deba ser enfriada en otro baño salino, se deberá cuidar que exista compatibilidad entre las sales del baño de calentamiento y las del baño de enfriamiento, pues la mezcla de ciertos tipos de sales puede provocar peligrosas explosiones.

Los baños salinos pueden ser utilizados como medio de calentamiento y/o enfriamiento en todo tipo de tratamientos, incluyendo los isotérmicos y los termoquímicos. Se adaptan muy bien para los calentamientos localizados porque la rápida velocidad de calentamiento permite lograr la temperatura deseada sin que el calor se extienda mucho a las zonas vecinas de la que desea calentarse. Los calentamientos por inducción resultan sin embargo más prácticos, en la mayor parte de los casos, para tratamientos localizados.

2. Tratamientos termoquímicos en baños de sal

En los tratamientos termoquímicos, los baños salinos permiten la incorporación en el acero tanto de carbono como de nitrógeno siendo por general difícil evitar, debido al tipo de sales empleadas, que ambos elementos se introduzcan simultáneamente, ya que los constituyentes principales de dichas sales son siempre, en estos procesos, cianuros de metales alcalinos que al descomponerse en contacto con el hierro, en presencia de oxígeno liberan tanto carbono como nitrógeno atómicos.

Los activantes agregados a los baños de cianuros para que el proceso pueda ser considerado una cementación, son principalmente cloruros y, especialmente el de bario.

Los procesos de cementación en sales resultan convenientes para el tratamiento de lotes pequeños de piezas y una producción variada, sobre todo porque sus ciclos son más cortos que los de otros métodos de cementación. La dificultad de controlar la calidad, y la de mantener adecuadas condiciones ambientales, conspiran sin embargo contra el uso de estos métodos.

La carbonitruración en sales (cianuración) se utiliza en piezas de pocos requerimientos, sobre todo por el poco espesor de capa que se consigue por la dificultad de tratar (por peligro de roturas) aceros con porcentaje de carbono superior a 0,25 por ciento (que compensarían el bajo espesor de capa

como sucede en la carbonitruración gaseosa). Por otra parte, la cianuración es un proceso muy económico, que requiere pocos gastos de instalación, por lo que su uso está muy extendido.

Los procesos de nitruración en sales, que se realizan a menores temperaturas que los anteriores (alrededor de 570°C), han experimentado un gran desarrollo en los últimos años, sobre todo por ser de corta duración y no producir distorsiones importantes, permitiendo su aplicación en piezas terminadas.

En estos procesos las sales de cianuros son activadas por la incorporación de oxígeno, por el uso de ciertas sales características, como el sulfito de sodio, por la incorporación de amoníaco, o por efectos de ionización electrolítica.

Los procesos de mayor uso son los que se basan en la incorporación de aire a presión (proceso "Tenifer" o "Tufftride") y los que se basan en el agregado de sulfito de sodio (sulfinizado). Estos procesos, sobre todo el primero, con el que se consiguen resultados más consistentes, están reemplazando a la nitruración gaseosa tanto por el menor costo de la operación como por las ventajas que presentan para ciertas aplicaciones.

G. APLICACIONES ESPECIFICAS DE LOS TRATAMIENTOS TERMICOS

Las características de los equipos usados en los tratamientos térmicos están muchas veces determinadas por el tipo de piezas a tratar. Por ello conviene analizar separadamente los requerimientos vinculados con el tratamiento térmico de grupos de piezas que pueden interesar en forma exclusiva a un determinado sector industrial.

Sobre la base de ese análisis se podrá determinar, en cada caso, si conviene instalar hornos de aplicaciones generales o si, por el contrario, de acuerdo con los requerimientos específicos, es más conveniente instalar equipos especialmente diseñados para esos requerimientos.

1. Tratamientos térmicos de productos semielaborados

Durante la fabricación de los productos semielaborados, puede ser requerida la aplicación de tratamientos térmicos con el fin de facilitar la prosecución de los procesos. Ello sucede sobre todo con la elaboración en frío de barras, chapas y alambres, que pueden adquirir, durante el proceso, un elevado grado de endurecimiento mecánico que haga imposible que continúe la operación sin que se produzcan roturas. El tratamiento que se aplica en esos casos es un recocido subcrítico de recristalización, que ablanda el material.

Este tipo de recocido puede también ser aplicado como operación final de los productos deformados en frío, cuando éstos son requeridos en estado blando para facilitar la elaboración posterior de piezas. Más comúnmente, estos materiales se entregan con distintos grados de dureza, obtenidos mediante procesos de deformación en frío de intensidad controlada. Para ciertas aplicaciones que así lo requieren, se aplican operaciones de temple y revenido.

Los tratamientos de recocido de recristalización de los aceros suelen llevarse a cabo a temperaturas de alrededor de los 700°C.

Muchas veces se utilizan hornos de atmósfera controlada para evitar que se dañe la terminación superficial que se obtiene en los materiales terminados en frío.

Los productos elaborados exclusivamente por procesos de deformación en caliente no requieren tratamientos térmicos durante su elaboración y, en la mayoría de los casos, tampoco tratamientos térmicos de terminación. Cuando éstos son requeridos, suelen consistir en tratamientos convencionales de normalizado, o de temple y revenido. En los aceros de alto carbono, el tratamiento térmico final consiste generalmente en un recocido de esferoidización para facilitar el mecanizado. Este tipo de tratamiento se usa también, en aceros hipoeutectoides, para facilitar los procesos de forja en frío.

2. Tratamientos térmicos de piezas mecánicas

Se conocen con el nombre de piezas mecánicas aquellas que se emplean en la fabricación de vehículos, equipos, instrumentos y otras construcciones de la industria mecánica.

Se caracterizan estas piezas por aplicarse en ellas un elevado número de operaciones de mecanizado, requeridas por la precisión dimensional que se exige a este tipo de piezas.

Las operaciones de mecanizado se realizan sobre piezas en bruto (forjadas o fundidas), o sobre productos semielaborados (sobre todo barras cilíndricas).

Los tratamientos térmicos de las piezas mecánicas pueden ser realizados antes o después de las operaciones de mecanizado.

Los procesos de recocido y de normalizado se efectúan casi siempre antes del mecanizado.

Las operaciones de temple y revenido conviene realizarlas también antes del mecanizado, pues de ese modo se eliminan muchos defectos asociados con los tratamientos térmicos, principalmente los de distorsión.

Si la dureza requerida después del tratamiento de temple y revenido es muy elevada, pueden presentarse dificultades para las operaciones de mecanizado.

En ese caso puede realizarse parte de esas operaciones antes del tratamiento térmico, completando después la fabricación de la pieza.

Muchas veces, por razones de dureza elevada o de exigencias de terminación superficial, las operaciones que se realizan después del temple y revenido emplean herramientas abrasivas.

El proceso de rectificado es el más empleado para ese fin.

Las piezas que deben ser templadas y revenidas son generalmente sometidas, antes del mecanizado, a operaciones de normalizado y/o recocido. El objeto es uniformar la estructura del material para obtener mejores características con el temple posterior. Con aceros al carbono, esta operación suele ser omitida por razones de economía.

Cuando se deben aplicar tratamientos termoquímicos, los mismos deben realizarse con las piezas terminadas, o cuando faltan sólo operaciones de

rectificado. Estas últimas permiten ajustar las dimensiones finales corrigiendo las distorsiones provocadas por el proceso. Por razones económicas, muchas piezas cementadas o carbonitruradas, en especial engranajes, suelen usarse sin operaciones de mecanización posteriores al tratamiento. En esos casos se deben tomar precauciones especiales para evitar distorsiones. Los mejores resultados se obtienen usando hornos con atmósferas endotérmicas y realizando el temple directo en aceite o sales, a temperaturas del orden de los 180°C.

Mejores resultados, en cuanto a distorsión, se logran templando las piezas en prensas. Esta operación consiste en colocar las piezas calientes en dispositivos especiales que impiden su deformación durante el enfriamiento. Este se realiza con aceite a presión, que pasa a través de orificios del dispositivo.

Los tratamientos de endurecimiento superficial se aplican generalmente utilizando el principio de temple por inducción. El aumento localizado de resistencia mecánica se logra por elevación de dureza y por crearse en la superficie templada tensiones residuales de compresión. Estas mejoran el comportamiento de la pieza ya que la misma trabaja a la flexión y, en ese caso, son las tensiones de tracción las que provocan la rotura.

Los tratamientos de inducción se aplican también para ablandar localmente piezas totalmente endurecidas. Para ello se aplica calor pero se suprime la ducha, realizándose el enfriamiento al aire. De este modo se puede reducir la fragilidad de zonas entalladas (sobre todo partes roscadas) ya que los materiales duros poseen coeficientes de concentración muy elevados en correspondencia con entalladuras. Al ablandarse localmente las zonas entalladas, la resistencia mecánica en definitiva aumenta, por disminuirse en esas zonas el factor de concentración de tensiones.

Los equipos para calentamiento por inducción pueden ser de media y de alta frecuencia. Los primeros se usan cuando se necesita que el calor penetre a bastante profundidad desde la superficie de calentamiento. Los equipos de media frecuencia son más costosos que los de alta frecuencia pues estos pueden funcionar con circuitos de válvulas, mientras que los de media frecuencia requieren generadores especiales de corriente.

Los tratamientos superficiales basados en el calentamiento con sopletes son menos utilizados que los de inducción en el tratamiento de piezas mecánicas.

3. Tratamientos térmicos de herramientas, moldes y matrices

El tratamiento térmico de herramientas, moldes y matrices tiene exigencias especiales que justifican su estudio por separado.

En muchos casos los procesos de normalizado no pueden aplicarse, por ser templables al aire los aceros empleados. Cuando el normalizado puede realizarse, se aplica como una operación previa al recocido, con el fin de mejorar la homogeneización de las estructuras de forja o laminación.

Los trozos de acero para la fabricación de herramientas, moldes y

matrices se adquieren por lo común en estado recocido, porque la dureza sobre temple requerida por las piezas es generalmente muy elevada. Sin embargo, existe la tendencia a fabricar cierto tipo de moldes y matrices partiendo de bloques en estado de temple y revenido, por las ventajas enunciadas de no tener que tratar las piezas terminadas. Con durezas, hasta $40 R_c$, ciertos aceros pueden ser mecanizados con herramientas comunes: usando procesos de mecanizado sin arranque de virutas, la dureza no es un problema para la mecanización de bloques tratados.

Por utilizarse comúnmente, en la fabricación de herramientas, moldes y matrices, aceros con elevado contenido de carburos, el tipo más usado y recocido es el de austenización parcial, con enfriamiento dentro del horno, a razón de unos 10 a 20°C por hora. Las piezas pueden ser retiradas del horno, para su enfriamiento al aire, cuando alcanzan unos 540°C de temperatura.

Cuando las piezas deben ser vueltas a templar, se las deberá recocer previamente, para evitar agrietamientos atribuidos a la formación de granos austeníticos de diferentes tamaños.

En ciertos casos las piezas deben ser sometidas a tratamientos de recocido subcrítico durante los procesos de mecanizado, para evitar que las tensiones residuales provocadas por dichos procesos originen deformaciones inaceptables, al ser eliminadas durante la operación de calentamiento para el temple final.

Tanto en las operaciones de recocido, como en las de temple, debe tomarse precauciones para evitar la descarburación y oxidación superficial si los tratamientos se hacen con piezas terminadas; también deben tomarse precauciones para asegurar una adecuada disolución de carburos, sin un crecimiento elevado del tamaño de grano austenítico. Es en general preferible, para ello, aumentar los tiempos de permanencia más que la temperatura de austenización: dichos tiempos están, por otra parte, vinculados al tamaño de las piezas.

Los procesos de calentamiento, tanto para el temple como para el recocido y el normalizado, deben ser hechos en forma lenta, por su influencia en los fenómenos de distorsión y rotura. Cuando las temperaturas de temple son muy elevadas, conviene proceder al precalentamiento, que es mandatorio en varios aceros.

Salvo el caso de aceros al carbono, que pueden templarse en agua, el enfriamiento desde la temperatura de temple debe ser hecho al aire o en aceite. Se debe preferir el enfriamiento más lento que permita obtener la estructura deseada. En los aceros templados al aire, puede acelerarse el enfriamiento en las zonas gruesas mediante chorros de aire, para uniformar el enfriamiento. A veces los hornos de temple suelen llevar una cámara de enfriamiento regulable, en la que pueden aplicarse diferentes ciclos de acuerdo con las exigencias de cada pieza. Cuando las piezas son templadas en aceite, es muy común utilizar los temples escalonados martensíticos.

En los aceros de herramientas, moldes y matrices, es por lo general imprescindible recurrir al revenido inmediatamente después del temple, siendo conveniente no dejar enfriar del todo las piezas antes de ser introducidas

en el horno de revenido. Este debe estar a temperatura inferior a los 300° C y la temperatura debe elevarse en forma simultánea con la de las piezas.

Es corriente aplicar, en estos aceros, más de una operación de revenido. Ello permite no sólo un mejor control de la dureza final, sino la eliminación de los resgos asociados a la presencia de austenita residual. Esta se transforma en martensita con el primer revenido, lo cual daría demasiada fragilidad al material. Con un nuevo revenido la martensita pierde su fragilidad, aunque la temperatura del nuevo revenido sea igual a la del primero.

La eliminación de la austenita residual después del temple puede lograrse en algunos casos por aplicación de los tratamientos llamados subcerco, que consisten en enfriar las piezas inmediatamente después del temple, hasta temperaturas inferiores a 0° C. En general este recurso no arroja resultados confiables, en estos tipos de aceros, como para suprimir las operaciones de revenidos repetidos.

El tiempo a la temperatura de revenido debe ser por lo menos de una hora, después de haber sido alcanzada la temperatura correspondiente en toda la pieza.

Como estos aceros no tienen tendencia a la aparición del fenómeno denominado enfermedad de Krupp, y los revenidos son en general de temperatura elevada, debe evitarse el enfriamiento brusco desde la temperatura de revenido, por peligro de aparición de tensiones residuales. El enfriamiento al aire es en general suficiente.

Los aceros aleados para herramientas, moldes y matrices suelen presentar el fenómeno denominado de endurecimiento secundario, durante las operaciones de revenido. Este fenómeno consiste en una elevación de dureza con la temperatura hasta un valor característico de ésta. El fenómeno se asocia con un endurecimiento por precipitación, provocado por los carburos aleados. Estos, al precipitar después de haberlo hecho el carburo de hierro, serían responsables del endurecimiento. Es peligroso revenir los aceros a temperaturas inferiores a las que dan origen al máximo de dureza asociado al mencionado fenómeno. Con temperaturas de revenido superiores a la de máxima dureza, el peligro de fragilización desaparece.

Los procesos de calentamiento para los tratamientos térmicos requeridos en la fabricación de herramientas, moldes y matrices, se realizan tanto en baños de sales, como en hornos de mufla o de semumufla, usándose también hornos de calentamiento eléctrico. La ventaja de utilizar sales, se vincula al hecho de reducir los tiempos de los procesos y de los peligros de oxidación y decarburación.

La disminución de los tiempos de los procesos, con el empleo de sales, se basa en la mayor velocidad de calentamiento que puede conseguirse con ello. Eso representa un peligro puesto que, como se dijo, un calentamiento muy brusco puede provocar distorsiones o roturas. Es por ello más seguro realizar las operaciones en hornos convencionales (a combustible o eléctricos) protegiendo adecuadamente las piezas, del modo explicado en el punto E-1.

Los mejores resultados se obtienen empleando hornos de atmósfera controlada.

Puesto que los aceros para herramientas, moldes y matrices contienen

porcentajes relativamente elevados de carbono, los tratamientos de cementación y de carbonitruración no son prácticamente utilizados en la fabricación de dichos elementos. La nitruración, en cambio, se utiliza en muchos casos para mejorar la resistencia al desgaste, tanto de herramientas como de moldes y matrices, aunque desmejora la resistencia en caliente, por facilitar el agrietamiento vinculado al fenómeno de fatiga térmica.

Los métodos de nitruración en sales, si bien son menos efectivos en cuanto a aumentar la resistencia al desgaste que los de nitruración gaseosa presentan por lo general menores problemas en relación con la fatiga térmica. Por ese motivo, así como por su menor costo, su uso se extiende cada vez más en varias aplicaciones.

H. CONTROL DE LAS PIEZAS TRATADAS TÉRMICAMENTE

Para saber si un tratamiento térmico ha sido realizado correctamente las piezas deben ser sometidas a controles que pueden ser destructivos o no destructivos.

1. Consideraciones generales

Los métodos no destructivos de análisis consisten en mediciones de dureza, controles dimensionales (para verificar si se han producido distorsiones inaceptables) y verificaciones de la presencia de grietas (métodos magnéticos y de absorción capilar).

Los ensayos destructivos consisten en observaciones macro y microscópicas de las zonas de las piezas que presentan mayor interés, para determinar si se ha conseguido la estructura deseada. Los defectos estructurales que pueden observarse incluyen: tamaño de grano inadecuado, estructuras en bandas; estructuras duplex (con tamaños grandes y pequeños de granos); presencia de cementita en redes; segregación de carburos aleados; presencia de austenita residual; presencia de ferrita proeutectoide en el temple, etc.

Las operaciones de limpieza que se realizan con las piezas tratadas térmicamente ayudan a detectar la presencia de defectos superficiales que puedan haberse producido durante el tratamiento.

La limpieza se realiza generalmente por granallado. Después de las operaciones de limpieza puede detectarse si se han producido oxidaciones de las piezas capaces de deteriorar la superficie de las mismas.

En algunos casos, por la picadura que provoca el granallado, es posible detectar si las piezas poseen la dureza correcta o no.

2. Medición de la profundidad de capas transformadas

Se analizan en este punto los métodos más usados para determinar la profundidad de capas obtenidas por procesos termoquímicos, o por temple superficial.

Algunos de los métodos descritos pueden ser aplicados a la medición de profundidad de capas decarburadas.

Los métodos de medición de profundidad de capa pueden clasificarse en directos e indirectos.

Los métodos directos permiten determinar la profundidad de capa por medición (o estimación visual) de la misma y se basan en la existencia de una línea que separa la capa del núcleo, como consecuencia de sus diferencias estructurales.

La determinación de la posición de dicha línea puede ser a veces difícil, sobre todo cuando la estructura cambia en forma gradual desde la superficie hasta el núcleo.

Con el fin de establecer un criterio concreto respecto a la profundidad de capa, suele emplearse el concepto de capa efectiva, que se establece generalmente como la profundidad hasta la cual se logra una dureza de $50 R_c$ (en capas endurecidas).

Según los casos, esta profundidad de capa puede llegar a ser bastante inferior a la capa total observable por diferencia de estructura con el núcleo.

Los métodos directos de medición de capa pueden clasificarse en: métodos de fractura, métodos macrográficos con probetas pulidas y métodos micrográficos con probetas pulidas.

Los primeros se usan solamente con probetas endurecidas y dan mediciones aproximadas, debiéndose usar, para mayor exactitud, probetas de referencia, controladas sobre la base de mediciones hechas con otros procedimientos.

Los otros dos métodos de medición directa se diferencian entre sí sólo por el aumento con que la capa debe ser observada, y por el grado de pulimento que debe ser aplicado a la superficie. Cuando la observación se hace a simple vista, o con lupas de poco aumento, el método debe considerarse macroscópico y el pulido de la probeta no requiere mucha precisión. Lo contrario sucede cuando deben emplearse aumentos más elevados (generalmente $500\times$), que corresponden a la micrografía. En ambos casos las probetas deben ser atacadas con reactivos apropiados. La medición se hace empleando escalas graduadas incorporadas a las lentes de las lupas o microscopios.

Los métodos indirectos de medición de capa se clasifican en métodos basados en el análisis químico, y métodos basados en mediciones de dureza.

Los primeros consisten en determinar la composición química de la capa a distintas profundidades, utilizando virutas extraídas por procesos de mecanizado a distancias preestablecidas desde la superficie. El límite de la profundidad total de la capa estará determinado por la distancia a la cual el análisis indique una composición química igual a la del núcleo. Estos métodos no se aplican a la medición de capas endurecidas por temple superficial.

Los métodos basados en la medición de dureza determinan la profundidad de capa sobre la base de la variación de la dureza en función de la estructura. Lo más común es medir la dureza en una sección normal de la pieza, desde la superficie hasta el centro. Este método permite medir la capa efectiva si se utilizan probetas endurecidas, con las que este método se usa casi exclusivamente.

Para la medición de dureza se usan los métodos Rockwell cono, o microdurómetros (que se basan en el mismo principio pero utilizan casi mucho más pequeñas).