

A los asistentes a los cursos del Centro de Educación

Continua

La Facultad de Ingeniería, por conducto del Centro de Educación Continua, otorga 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 el diploma, deberán entregar copia del mismo o de su cédula profesional a más tardar 15 días antes de la terminación del curso, en las oficinas del Centro, con la Sra. Sánchez.

El control de asistencia se efectuará al terminar la primera hora de cada día de clase, mediante listas especiales en las que los interesados anotarán personalmente su asistencia. Las ausencias serán computadas por las autoridades del Centro.

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.

Al finalizar el curso se hará una evaluación del mismo a través de un cuestionario diseñado para emitir juicios anónimos por parte de los asistentes.

Las personas comisionadas por alguna institución deberán pasar a inscribirse en las oficinas del Centro en la misma forma que los demás asistentes.



centro de educación continua
facultad de ingeniería, unam



METALURGIA FISICA PARA INGENIEROS

DRA. DORA M. K. DE GRINBERG

DR. ADOLFO GRINBERG

CAPITULO I

ESTRUCTURA DE LOS METALES PUROS

El problema de la comprensión de las propiedades mecánicas puede encararse, desde un punto de vista general, según tres niveles. En el primero, que es el más detallado, se intenta calcular las propiedades tales como las constantes elásticas y la conductividad eléctrica de los diferentes metales, a partir directamente de las reglas que gobiernan el comportamiento de los electrones en un agregado de átomos metálicos. Cálculos de este tipo, que implican el uso intensivo de la teoría cuántica, corresponde a los físicos teóricos. Se ha realizado algún progreso siguiendo este enfoque, como lo demuestra el hecho de que los módulos elásticos de una cantidad de metales puros han podido ser calculados de una manera exitosa empleando únicamente las constantes atómicas ordinarias como punto de partida. Este tipo de cálculo es de gran valor en cuanto demuestra que las teorías del estado metálico son, en cierto grado, correctas, pero falta seguramente mucho tiempo antes de que puedan convertirse en una fuente práctica de información respecto de los metales.

El segundo enfoque olvida la naturaleza atómica de los metales y los considera como fases químicas, homogéneas, caracterizadas por ciertos parámetros termodinámicos, tales como los coeficientes de actividad y las energías libres. Este enfoque es efectivo para comprender muchas de las propiedades químicas de los metales y las relaciones de fase en las aleaciones, pero es totalmente inadecuado para discutir las propiedades mecánicas, eléctricas y magnéticas.

El tercer enfoque, que es el que seguiremos en este curso, describe los metales en términos de estructuras atómicas y re-

laciona sus propiedades a las ordenaciones características de los átomos que los componen. En este caso, no es de importancia primaria el origen de las fuerzas de unión entre los átomos metálicos, para la solución de muchos problemas metalúrgicos es suficiente considerar a los átomos como esferas rígidas apiladas de manera compacta en una estructura característica. La ciencia que describe la ordenación de los átomos en los metales y en otros sólidos cristalinos se denomina **Cristalografía** y, debido a que los principios de esta ciencia son fundamentales para comprender las propiedades metálicas, describiremos algunos de ellos en la siguiente sección, aplicándolos al caso específico de los cristales metálicos.

1.1 - ESTRUCTURA CRISTALINA DE LOS METALES.

Debido a que poseen densidades relativamente altas, los metales deben estar constituidos por átomos apilados de manera muy compacta. En primera aproximación, podemos considerar a los átomos de un metal como esferas rígidas que ejercen fuerzas atractivas en todas direcciones. Dado un número de estas esferas rígidas, ¿cómo pueden ser ordenadas para producir un apilamiento compacto, es decir, de manera tal que ocupen un volumen mínimo? Para responder a esta pregunta consideraremos en primer lugar el caso bidimensional. Cuando ordenamos un cierto número de esferas rígidas según un diagrama hexagonal, similar a las celdas de un panal, se cubre un área mínima. Este tipo de diagrama está mostrado en la Fig.1.1. Para que una ordenación de esferas tridimensional ocupe un volumen mínimo, se requiere solamente ordenar de una cierta manera los ordenamientos planos mostrados en la Fig.1.1. Así, será necesario hacer coincidir los centros de los átomos del segundo plano atómico sobre los agujeros existentes entre los átomos del primer plano atómico. En

la Fig.1.2 se muestran, mediante cruces las posiciones de los centros de los átomos del segundo plano; debe señalarse que solamente la mitad de los agujeros de la primera capa atómica están cubiertos por átomos de la segunda capa. El otro conjunto de agujeros, que no están marcados con cruces, también podría haber sido usado para ubicar allí los centros de los átomos de la segunda capa. En ambos casos la estructura atómica de las dos capas sería completamente similar.

El cristal metálico construido mediante este proceso de apilamiento de esferas rígidas tiene un espesor, hasta ahora, de dos capas atómicas. Una tercera capa introduce una ligera complicación porque hay dos maneras diferentes según las cuales puede ser añadida. Una de ellas es colocar los centros de los átomos de la tercera capa sobre los agujeros de la primera capa que no están marcados por cruces. A fin de describir esta estructura llamaremos A a la primera capa, llamaremos B a la segunda capa cuyos centros atómicos están marcados con cruces, mientras que la tercera capa, cuyos centros atómicos están sobre los agujeros no marcados en A, se llamará C. En este caso, la secuencia de apilamiento de las capas compactas será entonces ABC. Todas las posibles posiciones alternativas para las capas compactas han sido usadas en el apilamiento de las tres capas atómicas, pero la cuarta capa puede ser agregada nuevamente en la posición A. Podremos así construir una secuencia de capas ABCABCA..., hasta obtener un cristal de espesor deseado. El resultado será una ordenación compacta de esferas rígidas, ocupando el mejor volumen posible. La Fig.1.3 muestra una vista plana de esta estructura.

Existe una segunda forma según la cual puede apilarse capas compactas para formar un cristal compacto. Las dos prime-

ras capas se apilan como muestra la Fig.1.2, pero la tercer capa se agrega ahora directamente sobre la primera. Obviamente, su estructura es también compacta, al igual que la derivada primero, pero la secuencia de apilamiento será ahora ABABA... La mayoría de los metales cristaliza según uno de estos dos tipos de estructuras compactas. Algunos metales tienen estructuras más complicadas que serán descriptas más adelante.

1.2 - CELULAS UNITARIAS

Es conveniente muchas veces considerar las estructuras compactas como apilamientos de capas compactas, de acuerdo a la descripción que acabamos de presentar. Sin embargo, es a veces conveniente aislar un pequeño grupo de átomos de tal apilamiento y describir la ordenación atómica en este grupo. El grupo de átomos elegidos con este objeto se denomina celda unitaria de la estructura. Se tiene la libertad de elegir la célula unitaria que se considere más conveniente, pero la experiencia demuestra que, para cada estructura, existe una célula más fácilmente visualizable y que demuestra mejor la simetría de la ordenación atómica. Para la estructura compacta del tipo ABCABC..., el grupo de átomos que forma la célula unitaria más conveniente está representado en la Fig.1.4. Nótese que las capas compactas aparecen, en esta representación, inclinadas. La Fig.1.4a muestra una representación esquemática de la ubicación de los átomos en esta estructura. Es evidente en esta representación la simetría cúbica de la ordenación atómica. Debido a la ordenación atómica en la célula unitaria, el tipo ABCABCA... de estructura compacta recibe el nombre de estructura cúbica centrada en las caras, abreviada generalmente como c.c.c.. Metales típicos de esta estructura c.c.c. son el Cu, Al y Ni.

En la Fig.1.5b se representa el grupo de átomos que forma la

célula unitaria para el tipo de estructura ABABA.... En este caso, los planos compactos son horizontales y se los reconoce fácilmente. En la Fig.1.5a puede verse la simetría hexagonal de la ordenación atómica. Esta estructura recibe el nombre de hexagonal compacta, abreviándose la generalmente h.c.. Son ejemplos típicos de esta estructura h.c. el Mg y el Zn.

1.3 - OTRAS ESTRUCTURAS ENCONTRADAS EN LOS METALES

Si la hipótesis de que los átomos metálicos se comportan como esferas rígidas, que ejercen fuerzas atractivas de igual intensidad en todas las direcciones, fuese siempre cierta, sería de esperar que todos los metales cristalizaran en estructuras c.c.c. o en la estructura h.c.. Sin embargo, se sabe que muchos átomos no atraen a otros átomos con igual intensidad en todas las direcciones, sino que tienden a formar, de manera preferencial, uniones en ciertas direcciones. Algunos átomos metálicos se comportan de esta manera y las estructuras cristalinas resultantes no son compactas. En la Fig.1.6 se representa una estructura que se desvía sólo ligeramente de la compactidad, se trata de la estructura cúbica centrada, c.c.. Muchos metales importantes, incluyendo el Fe, Cr y W, tienen esta estructura c.c..

Las estructuras de otros metales se desvían mucho más marcadamente de la compactidad. Así, el Bi, Sb y Ga tienen una ordenación atómica con la simetría de un rombohedro en vez de la de un cubo. Este tipo de estructuras se denomina estructuras abiertas, lo cual tiene en cuenta la cantidad sustancial de espacio vacío que rodea a cada átomo, considerado como una esfera rígida. En este sentido es interesante señalar que el volumen de estos metales disminuye cuando funden, mientras que la mayoría de los metales tienen un volumen específico mayor

en el estado líquido que en el estado sólido.

1.4 - PARAMETROS DE LA RED CRISTALINA

El término red es usado frecuentemente para la descripción de las estructuras cristalinas. Una red es una ordenación de puntos repetidos regularmente en el espacio. Si se coloca un punto en el centro de cada uno de los átomos en la estructura cúbica c.c.c., la ordenación de puntos así generada es la red c.c.c.. En la misma forma pueden generarse redes para las estructuras c.c. y h.c..

Una característica importante de un metal la constituyen sus parámetros de red, las dimensiones de su célula unitaria.

En los metales que tienen simetría cúbica, el tamaño de la red queda fijado cuando se da la longitud de la arista de la célula unitaria cúbica. Así, los metales cúbicos tienen un solo parámetro reticular.

El parámetro reticular de un metal puede determinarse observando la difracción de un haz de rayos X que pase a través del metal. Los resultados de tales mediciones se expresan generalmente ^{en} angstroms, siendo $1 \text{ \AA} = 10^{-8} \text{ cm}$. Los valores típicos de los parámetros reticulares de los metales cúbicos son, para el Al 4.04 Å, y para el Mo 3.14 Å.

Cuando la célula unitaria no presenta estructura cúbica, deben especificarse más de un parámetro reticular.

En los cristales hexagonales éstos son, en primer término, la distancia entre puntos reticulares vecinos sobre los planos compactos (llamados a menudo planos basales), esta distancia se denomina a ; en segundo término es la distancia desde la base hasta la superficie superior de la célula unitaria. Si un metal hexagonal es realmente compacto, es decir, si está formado por esferas rígidas cuyo apilamiento es ABABA..., las distancias

a y c, recién definidas, están en una cierta relación fija. En efecto, la relación c/a para el apilamiento hexagonal compacto perfecto, tiene el valor 1.633. En la mayoría de los metales que cristalizan en estructura hexagonal, las fuerzas interatómicas son tales que se presentan generalmente ligeras desviaciones respecto al apilamiento compacto ideal. En el Zn esta desviación es anormalmente grande, siendo la relación axial c/a igual a 1.85.

1.5 - DENSIDAD

Si se conocen los parámetros reticulares de un metal y la masa de sus átomos individuales (a partir de mediciones con un espectrómetro de masa o mediante cálculos del peso atómico sobre el número de Avogadro), es una tarea sencilla calcular su densidad. El primer paso en tal cálculo es encontrar el número de átomos contenidos en un volumen igual al de la célula unitaria. En las estructuras simples, este número puede ser hallado simplemente mediante inspección: es necesario solamente imaginar que la célula unitaria está ligeramente desplazada de manera tal que contiene puntos reticulares completos, a continuación debemos contar el número de puntos dentro de la célula.

Un método alternativo se ilustra en el siguiente ejemplo: Sea una célula unitaria c.c.. Cada uno de los átomos ubicados en los vértices es compartido por 8 células, de manera tal que el número total de átomos en la célula es:

$$1 \text{ átomo central} + 8 \times 1/8 \text{ átomos en los vértices} = \\ = 2 \text{ átomos por célula unitaria.}$$

De la misma manera se encuentra para una célula unitaria c.c.c.:

$$6 \times 1/2 \text{ átomos en las caras} + 8 \times 1/8 \text{ átomos en los vértices} = 4 \text{ átomos por célula unitaria.}$$

Todo lo que se requiere para hallar la densidad de un cristal es calcular la masa de todos los átomos de la célula unitaria.

ria y dividirla por el volumen de la célula. Por ejemplo, la densidad de Fe, que es c.c., se calcularía de la siguiente manera:

$$\frac{2 \times 55.85}{6.025 \times 10^{23}} \div (2.8610 \times 10^{-8})^3 = \text{densidad de Fe (g/cm}^3\text{)}$$

ya que el peso atómico del Fe es 55.85 y el parámetro de la red es 2.8610 Å. El valor así calculado responde a la densidad de un cristal perfecto de Fe. La presencia de imperfecciones en el cristal, tales como agujeros, harán que la densidad medida sea menor que la calculada. Así, las mediciones de la densidad pueden ser utilizadas como una medida de la perfección cristalina.

1.6 - TAMAÑO ATOMICO

Si se puede considerar que los átomos de un metal son esferas rígidas, podemos asignarles un diámetro definido. El diámetro atómico puede ser calculado cuando se conoce la estructura cristalina y los parámetros reticulares del metal. Los átomos de una estructura cristalina están en contacto mutuo a lo largo de ciertas direcciones en la célula unitaria, conocidas como direcciones compactas. Por ejemplo, se muestra en la Fig.1.4 que las direcciones compactas en una estructura c.c.c. están a lo largo de las diagonales de las caras del cubo. Si a es el parámetro de la red, la longitud de una diagonal de la cara es: $a\sqrt{2}$, y el diámetro atómico debe ser: $1/2 a\sqrt{2}$.

El modelo de esferas rígidas que hemos utilizado para la descripción de un metal es solamente una primera aproximación. En efecto, se encuentra que los átomos de un dado metal pueden no presentar siempre el mismo diámetro. Por ejemplo, los átomos de Fe pueden comportarse como si tuviesen un diámetro atómico en el metal Fe puro, otro diámetro ligeramente diferente en una aleación Ni-Fe y aún otro diámetro en cristales de Cl_3Fe . Sin embargo, el concepto de diámetro atómico es un concepto

útil en metalurgia y juega un importante papel en la comprensión de la formación de aleaciones.

Los átomos adyacentes a un dado átomo, ubicados a lo largo de las direcciones compactas de un cristal, son llamados los vecinos más próximos del dado átomo. En la estructura c.c.c. cada átomo tiene 12 vecinos más próximos, como se ve en la Fig. 1.4. Lo mismo sucede en la estructura hexagonal compacta. Pero en la estructura c.c., cada átomo tiene solamente 8 vecinos más próximos. El número de vecinos más próximos típico de cada estructura cristalina es denominado el número de coordinación de la estructura. Así, el número de coordinación del Fe c.c. es 8, mientras que el número de coordinación del Cu es 12.

1.7 - FORMAS ALOTROPICAS

Algunos metales existen en más de una forma cristalina. El Fe es c.c. a temperaturas hasta 910°C , sufriendo a esa temperatura una transformación alotrópica, pasando a una estructura c.c.c. por encima de dicha temperatura. La fase c.c.c. es estable hasta 1400°C , transformándose entonces nuevamente a una estructura c.c., que es mantenida hasta el punto de fusión. Las diferentes formas cristalinas de un metal reciben el nombre de formas alotrópicas. Muchos metales, tales como el Al y el Cu, tienen sólo una estructura cristalina pero muchos otros, particularmente entre los elementos de la serie de transición de la tabla periódica, se presentan en dos o más formas alotrópicas.

Las transformaciones alotrópicas se producen porque en ciertos rangos de temperatura una estructura es más estable que la otra. Se encuentra que las diferencias de energía entre las diferentes estructuras de un metal que sufre transformaciones alotrópicas, son muy pequeñas. Así, pequeños cambios en las

fuerzas interatómicas pueden cambiar la estructura de un metal desde un tipo de estructura a otra. Se encuentra también en muchos casos que las transformaciones alotrópicas se deben a interacciones magnéticas entre los átomos, pero en la mayoría de los casos no se ha logrado todavía una comprensión total de estas fuerzas.

1.8 - CRISTALES NOMETALICOS

Las estructuras cristalinas de los metales comunes discutidos más arriba son extremadamente simples en comparación con la mayoría de las estructuras encontradas en las especies del reino mineral. Describiremos a continuación las estructuras de algunos cristales no metálicos típicos.

Se han usado una variedad de diferentes esquemas para clasificar las sustancias en función de sus estructuras. Por ejemplo, se usa generalmente en mineralogía una clasificación basada sobre la composición química, ordenándose los cristales según sean elementos, óxidos, sulfuros, silicatos, etc. Usaremos aquí una clasificación basada en el tipo de fuerzas de unión entre los átomos del cristal. Podemos así reconocer cuatro clases principales, que son:

1. - Cristales metálicos, ya descriptos más arriba.
2. - Cristales iónicos, en los cuales las fuerzas interatómicas se deben a los iones eléctricamente cargados, tales como ion Na e ion Cl.
3. - Cristales covalentes, en los cuales los átomos están ligados mediante uniones covalentes.
4. - Cristales moleculares, que incluyen aquellos cristales formados por moléculas químicamente saturadas, mantenidas unidas por fuerzas de van der Waals.

Más abajo presentamos unos pocos ejemplos representativos

de las tres últimas clases. Los diferentes tipos de estructuras son a veces nombrados según una especie particular que cristaliza en esa dada estructura, por ejemplo, la estructura "cloruro de sodio" o "diamante". Se ha elaborado un método más formal para nombrar las estructuras, que se emplea en el "Structure Reports", una serie de volúmenes en la cual se describen todas las estructuras cristalinas conocidas. En la notación de los cristalógrafos se da a cada estructura un símbolo derivado de una clasificación arbitraria de los tipos cristalinos. Por ejemplo, la estructura c.c.c. es conocida como A-1 y la c.c. A-2 y así de seguido. Para nuestros propósitos es suficiente con los nombres simples.

CRISTALES IONICOS. Una de las estructuras más comunes en los cristales iónicos es la estructura "cloruro de sodio" (Fig.1.7). Esta estructura está basada sobre la red c.c.c. pero, en vez de tener un átomo asociado con cada punto reticular como en la mayoría de los metales, hay dos átomos por punto reticular, uno centrado en el punto y otro a una distancia $a/2$ a lo largo de la arista de la célula unitaria c.c.c.. En este caso, los "átomos" son realmente iones y, del par asociado con un punto reticular, uno será un ion Na^+ y el otro Cl^- . Señalemos que cada ion positivo está rodeado por 6 vecinos más próximos cargados negativamente y, correspondientemente, cada ion negativo tiene 6 iones positivos como vecinos más próximos, tal como sería de esperar debido a que las cargas diferentes se atraen.

Otra estructura simple es la del "cloruro de cesio" (Fig. 1.8). Puede deducirse a partir de una red cúbica simple colocando un ion sobre un punto reticular y otro, de signo opuesto, a mitad de camino a lo largo de la diagonal del cuerpo de la célula unitaria. Así, un ión de un signo está rodeado por 8 io-

nes de signo opuesto.

Se observará que en las estructuras "cloruro de sodio" y "cloruro de cesio" no existen moléculas individuales de sal presentes, sino que el cristal completo debe ser considerado como una molécula gigante. En algunos cristales iónicos hay una mayor tendencia a formar moléculas. En la pirita (Fig.1.9) existen efectivamente moléculas de sulfuro de Fe (S_2Fe), en cada uno de los puntos reticulares de una red c.c.c.. Otro ejemplo es el carbonato de calcio, Fig.1.10, en el cual el radical CO_3^{--} puede verse dentro de la célula unitaria rodeado por iones Ca^{++} . También la calcita, CO_3Ca , está basada sobre una célula unitaria que no es simétrica como son las células unitarias cúbicas usadas para las estructuras de cloruro de sodio, cloruro de cesio y sulfuro de hierro.

CRISTALES COVALENTES. La Fig.1.11 muestra la estructura del diamante, que es un cristal covalente típico (electrones compartidos) que, como puede verse en el dibujo, está basado sobre una red c.c.c.. Las líneas trazadas entre los átomos en la figura representan las uniones covalentes, 4 por cada átomo de C, como en la molécula CH_4 . Además del diamante, los elementos Si, Ge, y una forma alotrópica del Sn, cristalizan en la así llamada estructura cúbica del diamante. La red de uniones covalentes que se extiende a través de la estructura es responsable de la gran dureza de estos elementos.

Los silicatos representan una clase muy importante y muy grande de cristales del tipo covalente. La unidad básica a partir de la cual se construyen estas estructuras es una ordenación tetrahédrica de un átomo de Si y 4 átomos de O, mostrados en la Fig.1.12. Como estos tetrahedros de SiO_4^{--} pueden unirse en muy diferentes maneras, ya sea entre sí o con varios iones positivos,

son posibles una gran variedad de diferentes estructuras de silicatos. A menudo son muy complejos, como el mostrado en la Fig.1.13. Los silicatos constituyen una gran parte de la litosfera terrestre, siendo de considerable interés para geólogos y mineralogistas. Son también elementos constituyentes esenciales en muchos de los refractarios empleados en los hornos metalúrgicos.

CRISTALES MOLECULARES. Estos cristales están compuestos por moléculas químicamente saturadas ubicadas en los puntos de la red cristalina. Un caso especial simple de cristal "molecular" lo constituyen los gases raros solidificados, tales como el Ar y el Kr. A temperaturas suficientemente bajas, estos gases cristalizan en la estructura c.c.c.. El I_2 sólido representa un cristal molecular ligeramente más complicado, en el cual las moléculas I_2 están ubicadas sobre los puntos reticulares. Los cristales de las moléculas orgánicas son también de este tipo, como se muestra, por ejemplo, en la Fig.1.14, que representa la estructura de la hexametilentetramina, $C_6H_{12}N_4$.

Los ejemplos anteriores corresponden a cristales cuyas uniones interatómicas pueden ser clasificadas unívocamente como iónicas, covalentes o moleculares. Muchos materiales cristalinos no pueden ser clasificados tan fácilmente, porque sus uniones pueden ser parcialmente de una clase y parcialmente de otra. Por ejemplo, SZn puede ser descrito igualmente en términos de uniones covalentes e iónicas.

1.9 - VIDRIOS Y POLIMEROS

Estas sustancias no son cristalinas; no tienen una ordenación regular periódica de átomos. La mayoría de los vidrios están formados primordialmente por iones de SiO_2 , a los que pueden agregarse un número apreciable de átomos de gran tamaño, ta-

les como el Na. Como estos átomos agregados no encajan muy bien en la estructura del silicato, dificultan la cristalización cuando se enfría el fundido. Así, el vidrio es un líquido sobreenfriado que presenta una viscosidad muy alta.

Los polímeros, como la goma y el Lucite, están formados por moléculas orgánicas muy largas, torsionadas y entretejidas unas con las otras. Sin embargo, ciertos polímeros exhiben un cierto grado de cristalinidad; en algunas regiones del polímero las moléculas largas están todas alineadas paralelas entre sí de modo que, dentro de esta región, existe un diagrama regular de ordenación molecular. Se dice a veces que tales polímeros son cristalinos, aunque no tengan una estructura cristalina regular en el sentido usual del término.

1.10 - PLANOS Y EJES CRISTALOGRAFICOS

Los puntos de una red cristalina definen una ordenación de planos cristalográficos. Algunos de estos planos pueden visualizarse fácilmente. Por ejemplo, los planos que demarcan las células unitarias de las redes c.c.c., y c.c., mostradas en las Fig. 1.4 y 1.6, constituyen un conjunto de planos cristalográficos conocidos como planos cúbicos. Cada uno de estos planos se repite indefinidamente a través de la red, como un conjunto de planos paralelos separados por una distancia igual al parámetro reticular en la red cúbica simple y a la mitad del parámetro reticular en las estructuras c.c.c. y c.c.. En la Fig. 1.15 se muestran algunos otros planos importantes. Nótese que cada conjunto de planos cristalográficos tiene su propia distancia interplanar característica.

Debido a que un dado tipo de plano cristalográfico se repite indefinidamente en la red, no tiene mucho interés en cristalografía la adjudicación de un plano específico. Sin embargo,

es importante conocer la orientación de un plano, o de un conjunto de planos, respecto de las aristas de una célula unitaria. A fin de especificar esta orientación, es conveniente establecer como un conjunto de ejes cristalográficos un conjunto de aristas de la célula unitaria de la estructura. Así, para las estructuras c.c.c. y c.c., los ejes cristalográficos son un conjunto de coordenadas cartesianas ortogonales. Las intersecciones de un plano cristalográfico con estos ejes puede medirse en unidades de cm. o Å, pero resulta mucho más útil en cristalografía usar los parámetros reticulares mismos como unidades de medida sobre los ejes cristalográficos. Los planos que tienen la misma orientación presentarán entonces las mismas intersecciones en diferentes cristales, aún cuando los parámetros reticulares sean diferentes.

Se encuentra que se requieren 6 clases diferentes de ejes cristalográficos para todas las clases posibles de redes cristalinas. Estos 6 conjuntos diferentes de ejes cristalográficos se representan en la Fig. 1.16 y 1.17, y en la tabla 1.1. Los ejes cúbicos se emplean para las estructuras cúbica simple, c.c.c. y c.c., y los ejes hexagonales para la estructura h.c.. Todas las diferentes estructuras cristalinas para las cuales puede usarse un dado conjunto de ejes pertenecen al mismo sistema cristalográfico. Los 6 sistemas cristalográficos diferentes son el cúbico, tetragonal, hexagonal, ortorómbico, monoclinico y triclinico. Como ya hemos dicho, la mayoría de los metales cristaliza en los sistemas cúbico o hexagonal, mientras que las especies del reino mineral pueblan preferentemente los sistemas ortorómbico y monoclinico, siendo relativamente raros los ejemplos de especies que cristalizan en el sistema triclinico.

1.11 - INDICES DE MILLER

La orientación de una familia de planos cristalinos con respecto a los ejes cristalográficos puede especificarse dando las intersecciones de un plano de la familia con los ejes. Una desventaja de este procedimiento es que, si un plano es paralelo a uno o más ejes, las intersecciones correspondientes están en el infinito, cantidad que no puede emplearse en los cálculos numéricos. Se evita esta dificultad mediante el empleo de los índices de Miller. El índice de Miller asociado con un eje se calcula de la siguiente forma: Consideremos un intervalo igual al parámetro de la red a lo largo de un dado eje, comenzando en la intersección del eje con un miembro de la familia de planos. Los miembros sucesivos de la familia de planos subdividirán este intervalo en una cantidad de intervalos más pequeños. El índice de Miller para la familia de planos sobre tal eje es igual entonces al número de estos intervalos más pequeños así generados. Un conjunto de tres índices de Miller, uno para cada eje cristalográfico, especifica entonces la orientación de la familia de planos.

Cuando un plano es paralelo a un eje, su índice es 0. Es evidente a partir del modelo reticular de los cristales, que los índices de los planos deberán ser siempre número enteros. Por lo tanto, los índices de Miller consistirán en un conjunto de tres enteros (4 en el sistema hexagonal, de los cuales solamente tres son independientes), cuyos valores serán desde 0 en adelante. Si estos tres enteros tienen un factor común, es convencional dividirlos por este factor reduciendo los índices a los términos menores posibles. Así, los planos paralelos a la cara frontal de la célula unitaria de la estructura cúbica simple tienen índices (100), mientras que los índices de los pla-

nos correspondientes en las estructuras c.c. o c.c.c. serán calculados como (200) pero presentados como (100). Las orientaciones e índices de algunos de los planos más importantes en el sistema cúbico se muestran en la Fig.1.15.

También se emplean índices para representar la dirección de líneas en los cristales. Toda línea que pueda formarse por intersección de planos cristalográficos puede ser especificada dando las coordenadas de un punto sobre la línea, medidas en unidades de los parámetros de la red, a partir de un punto origen elegido sobre la línea. Para distinguir los índices de direcciones de los índices de Miller, los primeros se encierran entre corchetes; por ejemplo, $[111]$ designa la dirección de la diagonal del cuerpo de una célula unitaria cúbica y $[110]$ la dirección de una diagonal de la cara.

1.12 - SIMETRÍA

Una de las características más importante de los cristales son las relaciones de simetría que se obtienen entre los diversos planos cristalográficos. Las caras planas encontradas a menudo en cristales naturales son paralelas a los planos cristalográficos, haciendo posible, en tales casos, estudiar la simetría cristalina mediante observación visual de especímenes convenientes. Tales estudios realizados por los primeros cristalógrafos llevaron realmente al desarrollo de la teoría reticular de los cristales mucho antes que se hayan inventado técnicas para el estudio experimental de la ordenación atómica en los sólidos.

Existen dos tipos de elementos de simetría en los cristales:

- 1) Planos de simetría: Si existe un plano de simetría en el cristal, para cada punto de un lado del plano habrá un punto correspondiente, a la misma distancia del plano, sobre una línea que pase por el punto dado y sea normal al plano.

2) Ejes de simetría: La rotación de un cristal según un cierto ángulo α ~~entorno~~ a un eje de simetría lleva el cristal a una posición en la cual es indistinguible de su posición inicial. La cantidad $2\pi/\alpha$ es llamada el orden del eje de simetría. Puede demostrarse que en los cristales son posibles únicamente los ejes de simetría de orden 1, 2, 3, 4 y 6.

Un tipo de red cristalina no muestra ningún elemento de simetría, pero las otras redes tendrán varias simetrías, formadas por combinaciones de planos y ejes de simetría. Puede demostrarse que en los cristales son posibles solamente 32 combinaciones diferentes de elementos de simetría; cada una de estas 32 posibilidades recibe el nombre de clase cristalina. La clase más simétrica es aquella a la que pertenecen los metales c.c.c. y c.c.. En las clases cristalinas que tienen simetrías bajas no aparecen cristales metálicos.

1.13 - CRISTALOGRAFIA DE RAYOS X

No es posible observar la estructura atómica de los cristales con el microscopio óptico o, aún, el electrónico. La forma más efectiva de observar la estructura atómica cristalina es mediante el estudio de los efectos de difracción que se producen cuando un haz de rayos X pasa a través de un cristal. El fenómeno de la difracción de rayos X fue observado por primera vez en experiencias realizadas bajo la dirección de Max von Laue en 1912. Supuso Laue que si los rayos X eran realmente radiación electromagnética de longitud de onda corta, y si los cristales estaban formados por una ordenación periódica de átomos, tal como suponían los cristalógrafos, entonces un cristal debería actuar como una red de difracción tridimensional para los rayos X. Para verificar esta hipótesis se empleó un diseño experimental que está representado en la Fig.1.18.

Se dirige el haz de rayos X a través de una placa plana cortada del cristal en estudio. La mayor parte del haz pasa a través del cristal sin ser desviada, produciendo una mancha negra en el centro de la placa fotográfica, pero parte del haz es difractado produciendo una ordenación de manchas alrededor de la mancha negra central. Un diagrama de rayos X obtenido de esta forma se muestra en la Fig.1.19.

La difracción de rayos X está gobernada por una ley conocida como ley de Bragg. De acuerdo con Bragg, los planos de los átomos en un cristal actúan como si fuesen espejos parcialmente reflectores para los rayos X, y parte de un haz de rayos X que incide sobre un dado plano cristalino es reflejado en forma tal que el ángulo de incidencia es igual al ángulo de reflexión. El proceso físico que ocurre realmente es la difracción, pero el resultado de una difracción tridimensional se asemeja a la reflexión. Para que una familia de planos cristalográficos produzca un haz reflejado, debe satisfacerse la siguiente condición:

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

Esta ecuación es la llamada ley de Bragg. En ella n es un entero, λ es la longitud de onda de los rayos X empleados, d es la distancia entre los planos cristalográficos, y θ es el ángulo de incidencia de los rayos X sobre los planos cristalográficos, como se muestra en la Fig.1.20. La ley de Bragg puede deducirse fácilmente con ayuda de la Fig.1.20. Un haz de rayos X de longitud de onda λ incide sobre los planos cristalográficos que, en el dibujo, son horizontales. Los rayos en A y O están en fase uno con el otro. Son reflejados en los puntos O y B en las direcciones AD y BE. A menos que estos rayos reflejados estén en fase en O y B, interferirán uno con otro destructivamente y

no se producirá reflexión. La condición que debe satisfacerse para que exista un haz reflejado será, entonces, que la distancia ABC sea un número entero de longitudes de onda. Se ve en la figura que:

$$AB = d \operatorname{sen} \theta$$

$$ABC = 2d \operatorname{sen} \theta$$

La condición de reflexión es entonces:

$$n \lambda = 2 d \operatorname{sen} \theta \quad \text{que es la ley de Bragg.}$$

Se puede diseñar un experimento con rayos X para que satisfaga la ley de Bragg de dos maneras diferentes: Puede mantenerse fija la longitud de onda mientras se varía el ángulo θ hasta que se satisface la condición de Bragg, o puede mantenerse constante el ángulo θ y variarse la longitud de onda λ hasta que se obtenga una reflexión. Este último método fue el empleado en el experimento de Laue mostrado en la Fig.1.18. La orientación de todos los diferentes planos cristalográficos permanece constante con respecto al haz de rayos X incidente, y se emplea un haz de rayos X policromático, conteniendo un espectro de diferentes longitudes de onda. Para cada conjunto de planos cristalográfico habrá entonces alguna longitud en el haz incidente para la cual se satisfaga la condición de Bragg, y la radiación de esta longitud de onda producirá una mancha sobre el diagrama de Laue.

El otro método para satisfacer la ley de Bragg se emplea en el así llamado método de polvos. Se hace incidir un haz de rayos X monocromático sobre una muestra formada por un polvo fino del cristal en estudio. Las orientaciones de los diferentes granos en el polvo están al azar, y es entonces de esperar de que para cada conjunto de planos cristalográficos diferente habrá algunos granos en dirección correcta para reflejar el haz de rayos X según el ángulo de Bragg característico de es-

tos planos, Fig.1.21. Pueden detectarse los rayos X reflejados ya sea mediante un contador Geiger montado de tal manera que pueda rotar en torno del espécimen o permitiendo que dichos rayos lleguen a una película fotográfica montada sobre un cilindro que rodea a la muestra. Puede medirse así el ángulo 2θ , y como n puede hallarse usualmente a partir del estudio de un diagrama de difracción, puede determinarse la distancia d entre los planos cristalográficos reflectantes.

El método de polvos puede utilizarse para medir el parámetro reticular de los cristales cúbicos. El primer paso es decidir cuáles son los índices del plano responsable para cada reflexión observada. Se mide después la distancia interplanar para cada plano que produce una reflexión observada. Si conocemos d y los índices de Miller h, k , y l , para cada conjunto de planos del cristal, puede calcularse el parámetro reticular mediante la ecuación:

$$d = a / \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}$$

La expresión anterior para d puede deducirse de la siguiente manera: En la Fig.1.22, que representa el caso bidimensional, el eje x está dividido en segmentos de longitud a/h y el eje y en segmentos a/k . A partir de la Fig.:

$$\begin{aligned} \text{sen } \alpha &= d / a/h & \cos \alpha &= \text{sen}(90^\circ - \alpha) = d / a/k \\ \text{ya que} & \text{sen}^2 \alpha + \cos^2 \alpha &= 1 \\ \text{se deduce que} & d^2 (h^2 + k^2) &= a^2 \\ & d &= a / \sqrt{h^2 + k^2} \end{aligned}$$

La prueba para el caso tridimensional se elabora en la misma forma.

Las experiencias de difracción de rayos X pueden suministrar mucha más información que la correspondiente a la simple determinación de los parámetros reticulares de los cristales.

Observando la presencia o ausencia de reflexiones de rayos X de ciertos planos cristalográficos, puede determinarse el tipo de red cristalina. A partir de observaciones de las intensidades de las diversas reflexiones, puede determinarse la estructura completa de un cristal, es decir, la ubicación de todos los átomos en la célula unitaria. Los métodos para llevar a cabo esto forman parte de la ciencia de la cristalografía de rayos X, y para las estructuras cristalográficas más complicadas pueden ser muy complejos.

1.14 - METALOGRAFIA Y EL MICROSCOPIO METALURGICO

A partir de la discusión anterior se ve que los metales son cristalinos, es decir, que sus átomos están ordenados según diagramas cristalográficos definidos. En un monocristal este mismo diagrama se extiende a través de todo el material. Se puede reconocer fácilmente monocristales de minerales porque generalmente están limitados por caras planas que forman un polihedro cerrado. Los cristales metálicos se forman generalmente ~~se forman~~ mucho más rápidamente y en un entorno confinado, es decir, un molde contiene el metal líquido, lo cual impide el desarrollo de caras cristalográficas planas. Así, los monocristales metálicos deben ser identificados generalmente mediante observación de sus diagramas de difracción de rayos X o mediante ataque químico.

Es relativamente rara la presencia de monocristales en la naturaleza; en efecto, la mayoría de los materiales se presentan como policristales. Un material policristalino consiste en un agregado de muchos granos, cada uno de los cuales es un monocristal. Los granos están limitados por límites de grano y, en general, las relaciones de orientación entre los diferentes granos son completamente aleatorias. Podría pensarse que los

materiales policristalinos fuesen muy débiles, presentando tendencia a separarse en los límites de grano. Esto es cierto en algunos materiales nomotéticos pero, particularmente en los metales, los límites de grano son a menudo más resistentes que los granos individuales mismos.

La descripción completa de un trozo de material policristalino requiere el conocimiento de la estructura cristalográfica de los granos y de la distribución de éstos en la muestra. Ocasionalmente, los granos en un metal son suficientemente grandes como para ser vistos con el ojo desnudo, pero en la mayoría de los casos debe emplearse el microscopio óptico y la observación de estructuras con granos extremadamente finos requerirá aún el empleo del microscopio electrónico. El estudio microscópico de la estructura granular de los metales recibe el nombre de metalografía, y se lleva a cabo empleando luz reflejada; el estudio de los granos minerales en las rocas, aunque es completamente análogo, es llamado petrografía, y emplea generalmente secciones delgadas examinadas mediante un microscopio de luz transmitida.

1.15 - PREPARACION DE MUESTRAS METALICAS

Para observar la estructura granular de un metal debe pulirse una superficie plana sobre la muestra, especular. Es de gran importancia la preparación de esta superficie ya que variaciones en la técnica pueden distorsionar o exagerar partes esenciales de la estructura. El pulido para las observaciones estructurales requiere la obtención de una superficie especular mediante la eliminación, por corte, de irregularidades normales, en vez de que se produzca flujo sobre la superficie. El flujo distorsiona la superficie y puede llevar a conclusiones erróneas acerca de las características de la estructura. Las primeras

etapas del corte de la superficie para obtener una superficie plana se realizan generalmente mediante pulidos con abrasivos de granos sucesivamente más finos, cementados sobre papel.

La dirección de corte se cambia cada vez que se pasa a un abrasivo más fino, para facilitar el reconocimiento de la etapa en que las rayas más gruesas o profundas han sido reemplazadas por otras menos marcadas, características del abrasivo más fino.

Las microfotografías de 1.1 a 1.3 muestran las superficies de un latón fundido, a un aumento de 50 diámetros después de pulido con papeles esmeriles n° 0, 00 y 000, respectivamente.

No se pueden obtener abrasivos más finos que el 0000 cementados sobre papel. Frecuentemente se encuentra que aún este grado no es uniforme, con el resultado de que pueden aparecer rayas más gruesas que las dejadas por el papel 000. La aproximación final a una superficie especular debe obtenerse mediante otros medios, usualmente empleando un disco rotativo cubierto con un paño especial que se carga con partículas abrasivas, cuyas dimensiones se seleccionan cuidadosamente por levigación en agua o métodos equivalentes. Pueden utilizarse dos ruedas diferentes: primero, una con un abrasivo relativamente grueso; después otra cargada con un abr^sivo de partículas más finas.

Es imposible aprender a preparar una muestra para un buen trabajo microscópico solamente mediante la lectura de un libro. Los resultados del pulido son afectados obviamente por partículas de polvo gruesas que flotan en el aire, que pueden depositarse sobre papeles finos o sobre los paños de pulido o, equivalentemente, arrastrando partículas más gruesas sobre el espécimen al papel o paño más fino. Algunos abrasivos pueden ser afectados por agentes químicos; por ejemplo, el óxido de magnesio como polvo fino usado como abrasivo para pulido final, puede

combinarse con el dióxido de carbono del aire o el agua, para formar partículas gruesas de carbonato de magnesio, que arruinan la superficie. Es importante el tipo de paño: Cuando un metalógrafo encuentre un tipo particular de paño adecuado a su trabajo, será conveniente que mantenga un stock de este paño. Finalmente, la presión utilizada por el operador para mantener el espécimen sobre los papeles o paños de pulido tiene una considerable influencia sobre los resultados. Una presión demasiado baja retarda la velocidad de pulido y produce picaduras sobre la superficie final. Una presión demasiado intensa provoca el sobrecalentamiento local y severa distorsión sobre una profundidad apreciable. El grado correcto de presión varía con los diferentes metales y esto puede aprenderse solamente puliendo (y, durante un tiempo considerable, repuliendo). Puede obtenerse una eliminación casi completa de distorsiones, eliminando por vía electrolítica la superficie plana obtenida por pulido en un papel esmeril 000 o su equivalente.

El pulido electrolítico de una muestra metálica se lleva a cabo por corrosión anódica controlada, en un electrolito adecuado. Se describen los procedimientos que implican composición y temperatura óptimas del electrolito, densidad ^{de corriente} y voltaje, y tiempo de pulido, en la literatura que distribuyen los fabricantes, en los trabajos de investigación y en los American Society for Testing Materials Standards. El pulido electrolítico puede ahorrar considerable tiempo y trabajo, pero su ventaja principal es la ausencia de distorsión superficial. Esta técnica es particularmente valiosa cuando se pulen metales blandos, tales como el Al o el Zn puros, o metales cuyas estructuras están particularmente sometidas a alteración por distorsión, tales como los aceros inoxidable. Este método está siendo empleado

también comercialmente cuando la forma de una pieza hace que la operación de pulido sea difícil de realizar, por ejemplo, esquinas interiores de secciones rectangulares.

Una innovación reciente en el campo del pulido ha sido el desarrollo de pulidores vibratorios. El empleo de los pulidores vibratorios requiere mucho menor entrenamiento que el pulido metalográfico usual. Requieren menor tiempo del cristalógrafo, ya que una vez que las muestras han sido colocadas en el pulidor vibratorio, el ciclo de pulido se realiza de manera automática. Una tercera ventaja puede ser que las muestras pueden ser examinadas individualmente en cualquier momento durante el ciclo de pulido, sin detener la acción del pulido sobre las otras muestras.

Una vez preparada la superficie pulida, por alguna de las técnicas descritas, ésta debe ser atacada químicamente antes de que los detalles estructurales se hagan evidentes, a menos de que existan secciones moderadamente grandes de la superficie cuya dureza sea muy diferente de las otras. Si parte de la estructura es más dura (inclusiones de óxido en los metales), éstas no se van a desgastar tan rápidamente como la matriz más blanda, y después del pulido quedarán en relieve. Si parte de la estructura es más blanda (grafito en hierro fundido), se desgastará a mayor profundidad que la matriz y, nuevamente, será visible por un efecto de relieve. En los casos generales, la superficie especular no mostrará detalles estructurales antes de que sea atacada por una solución química que reaccione de alguna manera con el metal; otras técnicas de revelación de la estructura son el calentamiento en aire o vacío. El reactivo químico atacará en forma diferente las regiones de diferente composición química, o diferente reactividad, revelando la condición estructural. El agente químico es llamado solución de

ataque o reactivo de ataque.

Durante este curso iremos presentando fotografías de las microestructuras de la mayoría de los metales y aleaciones importantes, indicando en cada caso el reactivo empleado. El tiempo o profundidad del ataque y el tipo de reactivo empleado están determinados por la amplificación con que deba examinarse la estructura y por la naturaleza del metal. Si la observación se hará solamente con el ojo desnudo o amplificaciones menores que 25 diámetros (examen macroscópico), se ataca generalmente de manera intensa para aumentar el contraste producido en las diferentes regiones de la muestra que se atacan con diferentes velocidades. Cuando las amplificaciones son mayores que 25 diámetros se denominan micrográficas. Cuando la amplificación está en el rango de 50 a 100 diámetros se da a la muestra un ataque moderadamente intenso para obtener el contraste adecuado. Las estructuras muy finas, que deberán ser amplificadas 500 a 1000 veces, no deben ser atacadas muy profundamente porque de esta manera se oscurecen detalles estructurales. En tales casos se emplea un ataque relativamente ligero.

El aspecto de las muestras pulidas pero no atacadas (micrográficas 1.1 a 1.4) no se reproducen ya que su superficie uniforme no revela ningún detalle estructural. Atacando bastante profundamente en una mezcla de amoníaco y peróxido de hidrógeno, se ha revelado un grupo coherente de áreas poligonales sombreadas de manera diferente. Cada una de estas áreas representa un grano cristalino, cuyos ejes cristalográficos están a diferentes ángulos con respecto a sus granos vecinos y a la superficie. Esta solución de ataque particular ataca diferentes caras cristalinas con diferente velocidad, tendiendo así a delinear una cara cristalina específica. Un cristal en el cual la cara deli-

nada es paralela a la superficie de pulido, tiene una planitud máxima y, en consecuencia máxima reflectividad para la luz, lo que provoca que tenga un aspecto brillante. Si en un cristal diferente la cara delineada forma un cierto ángulo con la superficie de pulido, este grano tendrá un tipo de superficie áspera, que no reflejará totalmente la luz. Tales cristales presentarán distintos grados de gris, según sea la intensidad del ataque y el ángulo que forme la cara delineada con la superficie de la muestra. No todas las soluciones de ataque tienen este efecto de ennegrecer los cristales de diferentes orientaciones. Incidentalmente, la microfotografía 1.4 muestra muchas estrías, inclinadas ligeramente respecto de la horizontal. Estas son rayas que fueron cubiertas por flujo durante el pulido final y luego fueron reveladas por el ataque, que removió mucho de la capa superficial distorsionada. La identificación de las líneas como rayas se basa primordialmente sobre el hecho de que éstas cruzan los límites de grano sin cambiar su dirección.

Los microscopios metalúrgicos difieren solamente en detalles de los ~~skxxx~~ microscopios usados en otros tipos de trabajos científicos. La luz proveniente de un foco eléctrico o de un arco de carbón es enfocada mediante una lente (objetivo) sobre la muestra, reflejada a través de la misma lente, desviada de su camino original por un prisma o un reflector, para pasar a través de una segunda lente (ocular) al ojo del observador o a una placa fotográfica para su registro permanente. Suponiendo que las lentes son de vidrio óptico bueno, pulidas a la curvatura correcta y corregidas para las distorsiones en distancia y color, el factor principal a tener en cuenta para obtener buenas microfotografías es la iluminación con la cantidad adecuada de luz, centrada correctamente respecto al sistema óptico. En el

libro de Kehl "Principles of Metallographic Laboratory Practice" se pueden encontrar descripciones detalladas del microscopio metalúrgico y de la técnica metalográfica.

En el estudio de la estructura granular de los materiales transparentes, no se emplean los microscopios de luz reflejada (metalográficos). Se preparan secciones delgadas (en la mayoría de los casos el espesor es aproximadamente 0.03 mm.), con caras planas paralelas; para ésto se emplea una sierra de diamante o algún aparato similar, seguido de un pulido. Estas muestras se cementan a un vidrio portaobjetos, se lo coloca en la platina de un microscopio petrográfico, examinándolas con luz transmitida polarizada. Ya que muchos materiales transparentes son birefringentes (es decir, tienen diferente índice de refracción para diferentes direcciones), los granos individuales aparecen coloreados cuando los polarizadores del microscopio se ajustan adecuadamente. Las técnicas de ataque empleadas para distinguir los granos metálicos no son entonces necesarias cuando se estudian materiales transparentes. Las microestructuras de aquellos minerales que ^{no}son transparentes se pueden estudiar con luz polarizada reflejada, empleando el microscopio mineralógico; los granos individuales son revelados por sus diferentes colores.

1.16 - EL MICROSCOPIO ELECTRONICO

Muchas de las estructuras importantes en los metales son muy finas, por ejemplo, precipitados con dimensiones tan pequeñas como 50 Å pueden tener una importante influencia sobre las propiedades de una aleación. Por lo tanto, es imposible estudiar estos precipitados en la microestructura con el microscopio óptico. La longitud de onda de la luz visible está comprendida entre 4000 y 7000 Å, correspondiendo la longitud de onda mayor

al rojo y la menor al azul. Cuando las dimensiones de un objeto son comparables con la longitud de onda de la radiación que se emplea para examinarlo, no es posible obtener una imagen clara del objeto. En efecto, el poder de resolución de un microscopio es inversamente proporcional a la longitud de onda de la radiación usada para iluminar el objeto. Así, es mejor usar luz azul en lugar de luz roja en el microscopio óptico cuando se trata de resolver los detalles finos de una estructura. Sin embargo, la longitud de onda de la luz azul no alcanza para resolver detalles más finos que 0.0004 mm., independientemente de la amplificación empleada en el microscopio óptico.

La longitud de onda λ asociada a un electrón está dada por la relación $\lambda = h/mv$ donde h es la constante de Planck, m es la masa del electrón y v su velocidad. Empleando un cañón electrónico, análogo a los que se usan en los tubos de televisión, los electrones pueden ser acelerados hasta velocidades elevadas mediante el voltaje aplicado. La tabla indica el rango de longitudes de onda que puede ser alcanzado convenientemente en la práctica.

Voltaje	Longitud de onda, A
150	1.0
10,000	0.12
50,000	0.05

En el microscopio electrónico, en vez de utilizarse un haz de luz para formar la imagen del objeto en estudio, se emplea un haz de electrones que se desplazan rápidamente. Debido a que la longitud de onda del haz electrónico puede hacerse muy corta, pueden alcanzarse poderes de resolución muy altos. De esta manera pueden estudiarse con el microscopio electrónico detalles estructurales de dimensiones tan pequeñas como 20 A o menos.

En el microscopio metalúrgico, el contraste en la imagen resulta como consecuencia de las diferentes reflectividades de las diferentes partes de la estructura en examen. El microscopio electrónico emplea siempre un haz de electrones transmitido a través de la muestra, y el contraste surge porque algunas partes de la estructura dispersan más electrones del haz que otras partes. Obviamente, el objeto en estudio debe ser suficientemente delgado para transmitir una fracción apreciable del haz electrónico incidente. En microscopía electrónica de transmisión la muestra debe ser una película muy delgada (espesor aproximado 100 Å), y es examinada directamente. Una técnica alternativa más antigua, es preparar una réplica de la superficie en estudio, mediante una delgada capa de plástico u otra película delgada que se deposita sobre la superficie. Las microfotografías 1.5 y 1.6 son ejemplos de microestructuras típicas reveladas por el microscopio electrónico.

1.17 - LIMITES DE GRANO

Cuando dos granos cristalinos cuya orientación relativa es al azar se encuentran, es evidente que la estructura atómica de los dos granos no coincide perfectamente en la interfase. Habrá entre los dos granos una capa de transición cuya estructura no es la de ninguno de los dos granos. Ya que los átomos en esta capa de transición no ocupan posiciones correspondientes a las de ninguno de los dos granos, es de esperar que el límite de grano presente una energía mayor que el material en los granos vecinos. Así, si se expone el límite de grano a una solución de ataque, se disolverá más rápidamente que el material de los granos vecinos y, en una microestructura atacada, aparecerá como una canaleta en una superficie por lo demás plana. Aunque la solución de ataque empleada no coloree diferentemente a los

granos con orientaciones diferentes, los límites de grano de una microestructura serán revelados como líneas negras.

La evidencia experimental disponible indica que la capa de transición en un límite de grano tiene un espesor de pocos átomos solamente. Podemos entonces pensar que el límite es una interfase plana caracterizada por una cierta energía por unidad de área. Las determinaciones experimentales de las energías de los límites de grano demuestran que, mientras la desorientación angular entre un par de granos sea mayor que aproximadamente 10° , la energía del límite de grano es muy aproximadamente constante, independientemente de la desorientación relativa de los granos y de la dirección del límite. Además, puede demostrarse estadísticamente que la presencia de límites cuya desorientación sea menor que 10° es muy rara en un material policristalino. Así, podemos considerar los límites de grano, en una aproximación muy buena, como presentando una energía constante por unidad de área. Esta será expresada usualmente en unidades de ergios/cm², o las unidades equivalentes de dina/cm. El límite de grano, al igual que una interfase líquido-vapor, puede ser considerada como exhibiendo una tensión superficial. Esta tensión superficial es el factor principal que determina la forma de equilibrio de los granos en materiales policristalinos completamente recocidos.

Cuando se encuentran tres límites de grano, las tensiones superficiales de los tres granos deben formar un sistema de fuerzas en equilibrio. Ya que los tres límites poseen la misma energía por unidad de área, y por lo tanto, la misma tensión superficial, deben encontrarse formando ángulos iguales a 120° entre sí, como se indica en la Fig.1.23. Si se encuentran solamente dos límites, resulta claro que pueden hacer sólo a lo lar-

go de una línea recta. Ya que la intersección de cuatro límites es un acontecimiento relativamente raro, es evidente que la mayor parte de las intersecciones entre los límites en un material policristalino será del tipo representado en la Fig.1.23. ¿Qué tipo de forma de grano resultará entonces? Para resolver este problema, es necesario encontrar la forma del polihedro cuyas caras se encuentran formando ángulos de 120° y cuyas aristas se encuentran formando ángulos de $109^\circ 28'$ (el ángulo entre un par de cuatro líneas que se encuentran simétricamente en un punto), y que puede apilarse con otros poliedros similares de manera tal que llenen completamente el espacio. El tetrakaidecahedro satisface estas condiciones; en la Fig.1.24 se muestra un apilamiento de tetrakaidecahedros, y es de esperar que los granos de un metal policristalino adoptarán una forma similar bajo condiciones ideales. "Condiciones ideales" significa, en este caso, que los límites de grano han tenido la posibilidad de migrar hacia posiciones estables. La estructura granular de los metales puros se aproxima al ideal representado en la Fig.1.24. Una de las mejores maneras para observar esto es mediante el siguiente experimento: Supongamos una gota de Ga líquido sobre la superficie de un trozo de ^{Al de} grano grueso, se hace una raya sobre el Al con un instrumento cortante en la parte que está el Ga. Después de unos minutos el Ga líquido penetrará los límites de grano del Al y los granos individuales pueden ser separados del metal. Se observará que estos granos son polihedros cuyas formas son similares a los representados en la Fig.1.24.

Una microsección de un metal que tenga la forma de grano ideal no revela tanta regularidad como podría esperarse de la discusión anterior; esto se debe a que el plano de la sección

pasa a través del apilamiento de polihedros según una orientación al azar, cortando a través de secciones grandes de algunos granos y secciones pequeñas de otros granos. La microfotografía 1.5 muestra claramente que la mayoría de las intersecciones de todos los límites de grano comprenden justamente tres límites.

Además de la forma del grano, el tamaño de grano de una muestra es a menudo importante. El tamaño de grano puede variar desde dimensiones suficientemente grandes como para ser vistas a ojo desnudo hasta tan pequeñas que pueden ser difícilmente resueltas mediante el microscopio óptico más poderoso. El tamaño de grano puede ser medido a partir de una microfotografía tomada a una magnificación conocida, determinando el número de granos por área. El número N de tamaño de grano de la ASTM se define de tal manera que 2^{N-1} es igual al número de granos por pulgada cuadrada, cuando la amplificación lineal es de 100 veces. La tabla 1.2 compara los números de tamaño de grano ASTM con otras medidas de tamaño de grano que se emplean a veces. La ASTM ha publicado numerosas cartas para comparación de tamaño de grano patrones, que facilitan una rápida estimación de los tamaños de grano mediante la observación directa a través del microscopio.

CAPITULO II

PROPIEDADES DE LOS METALES PUROS

El que un elemento particular sea o no un metal depende de algunas de sus propiedades. Sin embargo, no existe acuerdo universal sobre cuáles propiedades o cuál combinación de propiedades determina el carácter metálico. Para el químico, un elemento es un metal si su óxido disuelto en agua produce una solución alcalina; para el físico, un elemento es un metal si tiene buena conductividad eléctrica, la que decrece al aumentar la temperatura. El metalurgista, quien debe tratar fundamentalmente con las propiedades mecánicas, eléctricas y magnéticas de los materiales, considera generalmente un elemento como metal si éste satisface los requerimientos planteados por el físico y, también, si puede ser deformado plásticamente en cierta extensión. En efecto, el objetivo principal de un metalurgista es hallar cómo modificar y cambiar estas propiedades metálicas mediante el control de la composición y la estructura de los metales. Para hacerlo, requiere obviamente de métodos para ensayar y medir las propiedades físicas de los metales y de otros materiales. Describiremos en este capítulo los métodos más básicos, así como también algunas de las propiedades características de los metales relativamente puros.

A - PROPIEDADES MECANICAS

Las propiedades mecánicas de un metal determinan su respuesta a la aplicación de tensión. Ahora bien, las tensiones aplicadas pueden ser tensiles o tangenciales, y pueden ser aplicadas a un material aisladamente o en forma combinada. La descripción de la respuesta de un material a un sistema de tensiones puede ser un problema extremadamente complejo en la mecánica ingenieril. A fin de estudiar las propiedades de los materiales, el metalur-

El ingeniero recurre a ensayos en los cuales el estado de tensiones aplicado a una muestra se hace deliberadamente simple, tal como en el ensayo de tracción. Desde luego, existe aquí el peligro de que los resultados obtenidos bajo las condiciones idealizadas del laboratorio puedan no ser aplicables a una situación real, donde el estado de tensiones no es simple. La falta de adecuada atención a este problema generó muchas fallas espectaculares en estructuras. A pesar de esto, los ensayos idealizados de laboratorio siguen siendo el punto de partida en todo estudio de las propiedades mecánicas.

2.1 - EL ENSAYO DE TRACCIÓN

Durante más de 74 años la fractura de muestras de ensayos de tracción ha sido la fuente primaria de información sobre las propiedades mecánicas de los metales, y no es probable que este método de ensayo sea suplantado por algún otro en el futuro. Los ensayos de tracción son de valor práctico inmediato, pero la interpretación de los datos que suministra este ensayo no es tan directa como se supone a menudo. Si no se presta la atención debida a ciertos detalles importantes, los resultados obtenidos en los ensayos de tracción no tendrán ninguna utilidad.

Máquinas y probetas de tracción. Los principales problemas que deben resolverse a fin de que un ensayo de tracción sea exitoso son los siguientes:

- 1) - La probeta debe ser firmemente sostenida por las mordazas de la máquina de ensayos, sin que pueda producirse allí deslizamiento cuando se aplique la carga. La mejor forma de lograr esto es preparando probetas cuyos extremos estén roscados de tal manera que puedan ajustarse directamente en las mordazas, mediante dichas roscas. Casi todos los otros tipos de fijación en las mordazas permitirán que ocurra algo de deslizamiento, lo cual

invalida las mediciones de deformación hechas con la máquina. Es también deseable que, durante el ensayo, la deformación esté confinada a una porción conocida de la probeta, en particular, que no se produzca en las mordazas. Esto se logra maquinando sobre la probeta una cierta longitud de ensayo tal que el área de la sección transversal de dicha longitud sea sustancialmente menor que la correspondiente a la porción de la probeta fijada a las mordazas. Se reproduce en la Fig.2.1 las especificaciones para un tipo común de probeta de tracción. Al diseñar y preparar las probetas de ensayo es importante evitar vértices agudos o rayas profundas, sobre todo cerca de la longitud de ensayo, puesto que de lo contrario se tendrá en esos sitios concentraciones de tensión que pueden originar falla prematura de la muestra.

2) - Debe determinarse el estado de tensión en la probeta. Generalmente esto se hace midiendo la carga sobre la probeta y suponiendo que esta carga origina una tensión tensil uniforme en la probeta, siendo la magnitud de dicha tensión la carga dividida por el área de la sección transversal en la longitud de ensayo. Esta suposición es bastante buena si se ha diseñado adecuadamente la probeta, si el material es homogéneo, y si se ha alineado con precisión la probeta con el eje tensil de la máquina. Existen esencialmente dos métodos para generar una tensión en la probeta: En algunas máquinas, las vigas a las cuales las mordazas están fijadas son desplazadas una respecto de la otra a velocidad constante, mediante la rotación uniforme de un par de tornillos laterales. La tracción que la probeta ejerce sobre una de las vigas (cabezal) se mide mediante un dispositivo eléctrico llamado célula de carga. El otro método consiste en aplicar una carga conocida a uno de los cabezales mediante una palanca y pesa o un ariete hidráulico. En ambos casos puede medirse

con bastante precisión la carga aplicada sin mucha dificultad. El que la tensión aplicada sea tan precisa como la carga es otra cuestión que debe ser valorada en cada caso.

3) - La parte más difícil del ensayo de tracción es la determinación de la deformación de la probeta. Si ésta se deforma de manera homogénea en la longitud de ensayo, no desliza en las mordazas y no se deforma fuera de la longitud de ensayo, se puede determinar la deformación midiendo la elongación total (medida por el desplazamiento de los cabezales) dividida por la longitud de ensayo inicial. En la mayoría de las máquinas de tracción las condiciones señaladas no son a menudo logradas, debido tanto a la elasticidad en las mordazas y en el conjunto de cabezales, así como también al paso muerto de los tornillos, por lo que es difícil lograr determinaciones precisas de la deformación por los métodos anteriores, salvo cuando la deformación es muy grande. Pueden determinarse deformaciones con precisión cuando galgas de deformación son cementadas directamente sobre la probeta. La galga de deformación es esencialmente una pieza de alambre cuyo cambio en resistencia eléctrica para una dada elongación se conoce con precisión. Se determina la magnitud de la deformación en la muestra determinando el aumento en resistencia del alambre durante el ensayo de tracción. Algunas máquinas de ensayo están preparadas para registrar automáticamente la elongación, determinada a partir de una galga de deformación, así ^{como} también la carga obtenida a partir de la célula de carga; así, estas máquinas registran automáticamente la curva carga-elongación a medida que se realiza el ensayo.

Resultados del ensayo. En la Fig. 2.2 se muestra una curva carga-elongación típica para un metal puro. La porción rectilínea inicial de la curva, que va del origen al punto A, se debe a la

elongación elástica de la probeta. Si en algún punto de esa región se relaja la carga, la probeta volverá elásticamente a adquirir su longitud inicial. Sin embargo, esto no sucederá una vez sobrepasado el punto A. Aumentando la carga sobre la probeta se produce una ulterior deformación en la longitud de ensayo, que es uniforme, pero cuando se alcanza el punto B se genera una condición de inestabilidad plástica. La probeta comienza a presentar el fenómeno de la constricción, durante el cual el flujo plástico tendrá lugar únicamente en una pequeña región de la longitud de ensayo total (Fig.2.3). A consecuencia de esta inestabilidad plástica disminuye rápidamente el área de la sección transversal cuando aumenta la deformación. Como esta disminución de área es muy rápida cuando comienza la constricción, la carga sobre la probeta disminuye aún cuando la tensión en la región de la constricción continúe aumentando, la curva carga-elongación se flexiona y continúa hacia abajo, hasta que la probeta se rompe.

Definiremos la deformación como el incremento en longitud por longitud unitaria del material, $\Delta l/l$ mientras que la tensión se define como la carga por la unidad de área. Debido a que la longitud l y el área de la sección transversal de la probeta cambian continuamente mientras tiene lugar el ensayo, no siempre es fácil calcular la tensión verdadera y la deformación verdadera en la muestra. Para algunos tipos de trabajo, se supera este problema utilizando la tensión ingenieril, que es la carga dividida por el área original de la sección transversal, y la deformación ingenieril, $\Delta l/l_0$, siendo l_0 la longitud de ensayo original de la probeta. Es obvio que estas cantidades "ingenieriles" tienen muy poca relación con el estado verdadero de tensión y deformación en la probeta en las porciones finales del ensayo. En efecto, cuando comienza la constricción, es casi imposible

calcular las tensiones y deformaciones verdaderas; sin embargo, en tanto que la deformación sea uniforme, la deformación verdadera ϵ está dada por:

$$\epsilon = \int_{l_0}^l \frac{dl}{l} = \ln \frac{l}{l_0}$$

y la tensión verdadera estará dada por la carga dividida por el área de la sección transversal instantánea. En la región elástica, las cantidades ingenieriles y verdaderas pueden ser tomadas como iguales para todos los propósitos prácticos.

A partir de la curva carga-elongación o tensión-deformación de un material pueden calcularse varios parámetros importantes. Algunos de éstos, tales como el módulo elástico, son verdaderas propiedades físicas del material, mientras que otros, como veremos enseguida, son parámetros definidos arbitrariamente, útiles en el trabajo de diseño.

Módulo de Young. Está definido por la relación entre la tensión tensil y la deformación tensil, durante la deformación elástica; es decir, es la pendiente de la parte lineal de la curva tensión-deformación. En la práctica de la ingeniería el módulo de Young de un material es de interés fundamental como medida de la magnitud de la deflexión que puede producirse en una estructura bajo una dada carga; cuanto menor sea el módulo de Young, mayor será la deflexión elástica.

Tensión de fluencia. Bajo ciertas condiciones bien definidas de ensayo, algunos materiales muestran un punto de fluencia nítido en sus curvas tensión-deformación, como se ilustra en la Fig. 2.4; pero en la mayoría de los casos se observa una transición gradual del comportamiento elástico al plástico. Resulta claro que la tensión de fluencia resulta en tales casos un punto definido arbitrariamente. El método más usado para esto es el siguiente: Como se indica en la Fig. 2.5, se traza una línea paralela a la

región elástica de la curva de consolidación, pero desplazada hacia la derecha en una magnitud equivalente a una deformación de 0.2%. La tensión a la cual esta línea interseca a la curva de consolidación es la tensión de fluencia o la tensión de prueba a 0.2%.

Algunas veces se emplean otras dos cantidades como medida del punto de fluencia. El límite de proporcionalidad se define como la tensión a la cual la curva de consolidación muestra una desviación mensurable de la linealidad, mientras que el límite elástico es la tensión máxima a la que puede someterse un metal sin generar deformación plástica permanente. La dificultad que presenta el empleo de estas cantidades es que ellas dependen totalmente de la sensibilidad del equipo de ensayo empleado, por lo cual no debe esperarse que sean reproducibles en observaciones hechas por diferentes investigadores. Además, el límite elástico puede ser determinado solamente mediante cargas y descargas repetidas de la probeta, lo cual resulta un procedimiento tedioso. El punto de fluencia definido anteriormente es una propiedad mucho más útil, por lo cual se recomienda su empleo en lugar de límite elástico y límite de proporcionalidad.

Resistencia a la fractura. Está definido por la carga que actúa sobre la probeta en el momento de la fractura dividida por el área de la sección transversal en ese instante. Se trata, entonces, de la tensión real que el material soporta en el momento de la fractura y es, por lo tanto, una cantidad física representativa del material.

Elongación tensil. Se toma frecuentemente esta elongación como una indicación de la ductilidad del material durante el ensayo de tensión. No se la determina a partir de la curva carga-elongación, sino, más bien, mediante examen de la muestra después de

la fractura. Para determinar su valor, se hacen en la probeta, antes del ensayo, dos marcas de referencia a una cierta longitud determinada; después del ensayo se mide el aumento en esa distancia colocando las dos mitades de la muestra rota juntas. La elongación por ciento es 100 veces el cociente del aumento en longitud por la distancia inicial entre las marcas. La elongación no es necesariamente uniforme dentro del volumen de metal comprendido entre las marcas de referencia, debido a las restricciones a la contracción transversal, que hacen que esta elongación por ciento que hemos definido sea una función de la longitud inicial de la probeta. Además, en la región donde se produce la constricción, la elongación localizada es muy alta, y contribuye fuertemente a la elongación porcentual. Debido a este factor, y también a otros que veremos más adelante, es muy posible fabricar aceros laminados en frío con una elongación tensil de solamente 1%, referida a una probeta de dos pulgadas iniciales, y obtener deformaciones localizadas del 20% sin fractura.

Reducción de área. Se define este parámetro como el cociente de la disminución en el área de la sección transversal sobre el plano de la fractura y el área original de dicho plano, expresado habitualmente como porcentaje. De manera similar a la elongación porcentual, esta magnitud, que está relacionada a la ductilidad, no diferencia entre la reducción de área localizada asociada con la constricción y la reducción general en área a través de la longitud de ensayo, provocada por la elongación uniforme. Sin embargo, no depende de la longitud inicial de la probeta, por lo cual es empleada de preferencia en lugar de la elongación porcentual.

Coefficiente de consolidación. La pendiente de la curva de consolidación más allá de la tensión de fluencia (Ver Fig.2.4 y 2.5)

muestra: la velocidad de incremento de la tensión con el incremento en la deformación plástica. Cuanto mayor sea la pendiente de esta parte de la curva, mayor será el efecto endurecedor de la deformación plástica. Mientras ^{que} esta región de la curva tensión-deformación no es rectilínea, pasa a ser una recta cuando se la representa en un gráfico doble logarítmico, lo cual demuestra que se puede emplear la relación:

$$\sigma = k \epsilon^n$$

donde n , denominado exponente de consolidación, define la pendiente de la primera parte de la curva tensión-deformación correspondiente a la deformación plástica. Este n es una cantidad adimensional de gran utilidad, y puede demostrarse que es numéricamente igual a la deformación correspondiente a la carga máxima, es decir, a la elongación en el punto B de la Fig.2.2. Los metales que presentan un bajo coeficiente de consolidación tienen una elongación uniforme pequeña y comienzan a presentar la constricción rápidamente durante el ensayo de tracción, mientras que los metales con un coeficiente de consolidación muy elevado exhibirán una gran elongación uniforme, sin constricción.

Usos y limitaciones del ensayo de tracción. El ensayo de tracción es la principal fuente de información sobre las propiedades mecánicas de los materiales, que brinda la información más directamente utilizable por el diseñador. Sin embargo, al emplear e interpretar los ensayos de tracción deben tenerse en cuenta ciertas complicaciones y limitaciones. Primero, los resultados del ensayo, para casi todos los materiales, son sensibles a las condiciones del ensayo. Ya hemos discutido la importancia del diseño de la probeta. El que la máquina sea "dura" o "blanda" es decir, que aplique la carga a una velocidad constante, tendrá influencia sobre la forma de la curva carga-elongación. Es también de consi-

derable importancia la velocidad a la cual se deforma la probeta, ya que las propiedades de algunos materiales a altas velocidades de deformación son muy diferentes de aquéllas que se observan a bajas velocidades de deformación. En el caso especial de los materiales de ductilidad limitada, la precisión con la cual la probeta sea alineada con el eje tensil de la máquina de ensayos resulta muy importante, ya que una alineación incorrecta puede provocar una ruptura prematura. Ensayos repetidos bajo tales condiciones originan una dispersión de resultados, a partir de la cual se puede obtener información útil solamente con métodos estadísticos. Desde luego, si se hace solamente un ensayo, no podrá apreciarse lo insuficiente de la información que suministra. El hecho de que el ensayo de tracción sea destructivo, o sea, que deba prepararse una muestra nueva para cada uno de los ensayos, hace que muchos experimentadores dejen de realizar un número suficiente de ensayos repetidos a fin de obtener una idea adecuada de la confiabilidad de sus resultados.

2.2 - ENSAYOS DE IMPACTO, "CREEP" Y FATIGA.

Cuando se ensayan las propiedades mecánicas de un material bajo condiciones de aplicación muy rápida de cargas, tendremos un ensayo de impacto. Similarmente, cuando las velocidades de deformación son muy lentas, uno está tratando con un ensayo de "creep". Los ensayos de fatiga implican la aplicación repetida de una carga, generalmente en la vecindad de la tensión de fluencia, hasta que se produce la fractura de la muestra. Todos estos diferentes tipos de ensayo reproducen condiciones encontradas en la utilización práctica de los materiales en las condiciones de servicio, y su empleo suele tener el sentido empírico de obtener mejores materiales para satisfacer ciertos requerimientos especí-

ficos. En particular, los ensayos de impacto son muy difíciles de interpretar.

Los ensayos de impacto se realizan aplicando una carga brusca, o impulso, a la pieza de ensayo. Este impulso proviene de la caída de un peso o, más comúnmente, de un péndulo. Se mide generalmente la energía absorbida cuando el impulso es suficientemente grande como para producir la rotura de la muestra. Cuanto más tenaz sea el material, mayor será esta absorción de energía. Un material frágil, tal como el vidrio o acero templado, no absorberá virtualmente energía durante su fractura.

Se supone que los ensayos de impacto usualmente empleados, de Izod o de Charpy sobre probetas con muescas, permiten determinar la tenacidad de los metales bajo condiciones de impacto. En realidad, el ensayo indica la capacidad de los metales para absorber energía por deformación local bajo condiciones de tensión biaxial en una muesca; se trata así, en realidad, ^{de un ensayo} sobre un material con muesca y no de un ensayo de impacto. Por ejemplo, la energía requerida para romper una barra sin muescas bajo condiciones de tensión, bajo carga de impacto (en el ensayo de tensión por impacto), permite hacer una buena correlación entre el área bajo la curva tensión verdadera-deformación verdadera en un ensayo de tensión estática. En ambos casos, el material resistente pero frágil y el material débil pero plástico muestran ambos menor energía absorbida en la fractura que un material moderadamente resistente y moderadamente plástico. En ausencia de una muesca, esta absorción de energía está considerada como una buena valoración de la tenacidad.

En el ensayo de "creep", el material fluye durante un período bajo una carga demasiado pequeña como para producir una deformación plástica mesurable en el instante de la aplicación. El

tipo más simple de ensayo se hace colgando un peso sobre la probeta y observando su elongación con el tiempo, empleando un micróscopio de medición u otro detector sensible de deformación. En los aparatos más refinados, pueden emplearse un sistema de palancas y levas para aplicar la carga de tal manera que la tensión sobre la probeta sea constante, ya que la carga disminuye a medida que el área de la sección transversal del espécimen disminuye durante su elongación. La velocidad de deformación en el ensayo de creep es sensible a la temperatura de ensayo respecto a la temperatura de fusión: Por debajo de una temperatura de aproximadamente $0.4 T_m$ ($^{\circ}$ Kelvin), no se aprecia fluencia, pero ésta aumenta rápidamente al aumentar la temperatura. Es necesario, por lo tanto, que el aparato para realizar los ensayos de creep esté provisto de un horno ^{en} el cual pueda medirse y controlarse con precisión la temperatura.

El ensayo de creep es a menudo de gran importancia práctica, particularmente cuando se refiere a materiales que se emplean a temperaturas elevadas, como es el caso de turbinas de gas o de vapor, ya que muchas estructuras hechas con metales no serían utilizables si la deformación es mayor que 0.01 a 0.1%. En otros casos se requiere resistencia mecánica a temperaturas elevadas durante intervalos muy pequeños, del orden de unos pocos segundos o minutos, como es el caso de las unidades de propulsión de los cohetes. La propiedad requerida es entonces no resistencia a la deformación por creep, sino resistencia a la temperatura durante lapsos breves. En ambos casos, los factores metalúrgicos son de importancia fundamental.

El ensayo de fatiga determina la capacidad de un material para soportar aplicaciones repetidas de una tensión, que en sí misma es demasiado pequeña como para producir deformación plástica apre-

ciable. En la práctica es común encontrar situaciones que impliquen fatiga, un ejemplo común es una viga rotatoria cargada transversalmente al eje de rotación, por ejemplo, un eje. El metal en la superficie está sometido alternativamente a tensiones tensiles y compresivas durante cada ciclo de rotación. Si las deformaciones son completamente elásticas, no sucederá nada. Sin embargo, si las tensiones son suficientemente altas para que alguna pequeña región del metal sea deformada, aunque esa deformación sea inicialmente muy pequeña, comenzará allí un daño que puede resultar permanente. Las altas tensiones pueden ser originadas por sobrecarga, por vibración excesiva, o aún por ruidos intensos (fatiga sónica que se presenta en los aviones a retropropulsión), o por concentraciones locales de tensión, tales como muescas, muescas de chabetas, etc., cuando se hubo supuesto que las tensiones estaban dentro de un rango de seguridad. En cada caso, la acumulación de daño permanente en una región localizada resulta eventualmente en una fisura, y una vez que esto sucede, la concentración ^{de} tensiones en su extremo es aumentada enormemente.

Esto origina la propagación de una fisura a través de la barra y, finalmente, la aparición de una falla tipo muesca que no demuestra evidencia de ductilidad. En un entorno corrosivo la susceptibilidad de un metal a fractura por fatiga puede aumentar marcadamente; y este fenómeno es conocido como corrosión bajo fatiga.

En una máquina para ensayos de fatiga del tipo de haz rotatorio, se carga un eje del material a ensayar transversalmente al eje de rotación, en un extremo, y se cuenta el número de revoluciones antes de que se produzca la fractura, Fig.2.6.

En otro tipo de ensayos se aplican tensiones y compresiones alternadas a la probeta, y se mide nuevamente el número de ciclos de tensiones soportadas antes de que se observe la fractura. Los resultados de un ensayo de fatiga se representan gráficamente

en un diagrama S-N, o en un ciclo de tensión, representándose el número de ciclos necesarios para llegar a la fractura en función de la tensión aplicada sobre la probeta, Fig.2.7. Si la curva S-N se hace horizontal, se habrá alcanzado un nivel de tensión alternante que puede ser soportada indefinidamente por el material; este valor de la tensión se denomina límite de resistencia a la fatiga.

2.3 - ENSAYOS DE DUREZA.

Quizás la mejor definición de la dureza de un material puede ser la de aquella propiedad que se mide con un durómetro. En realidad, la dureza no es una propiedad física verdadera puesto que depende de una combinación de diferentes propiedades físicas. Existen varios métodos diferentes para medir la dureza, y cada método mide una combinación diferente de las propiedades reales del material. En consecuencia, la determinación de la dureza por un método no es necesariamente comparable con la determinada por algún otro método. Los tres tipos principales de ensayos de dureza son: el ensayo de rayado, de rebote y el de penetración. En el ensayo de rayado se determina la resistencia de la superficie del material al rayado, por comparación con un conjunto de materiales patrones, que van desde el talco, el más blando, hasta el diamante, que es el más duro; este ensayo se usa fundamentalmente con minerales y refractarios. El ensayo de rebote (escleroscopio), implica la medición de la altura de rebote de una bola de acero endurecida, arrojada desde una cierta altura sobre la pieza de ensayo; cuanto más duro sea el material mayor será la altura a la que llegue la bola. En este caso se está midiendo realmente la cantidad de energía absorbida en el material durante el impacto. Este tipo de ensayo no se emplea mucho en la práctica moderna.

Casi todos los ensayos de dureza de los metales se realizan

hoy día mediante ensayos de penetración. A pesar de que hay una variedad de este tipo de ensayos, todos ellos se caracterizan porque se mide la magnitud de la penetración de un indentador patrón en el metal, bajo una carga conocida. Los ensayos de penetración más utilizados son el de Brinell y el de Rockwell. En el ensayo de Brinell, se presiona, bajo una carga conocida, una bola de acero endurecido sobre la probeta metálica, y se mide el diámetro de la impresión así producida, el cual puede convertirse en un número empírico, llamado el número de dureza Brinell (BHN), mediante el empleo de una fórmula o de tablas. El ensayo de Rockwell es similar, excepto que se emplean bolas de acero de diferentes diámetros o un cono de diamante (Brale). En el ensayo de Rockwell no se mide el diámetro de la impresión hecha por el indentador, sino que la profundidad de la indentación es indicada automáticamente en un dial. En ambos tipos de ensayos de indentación los resultados son afectados ^{no,} solamente por la resistencia original del metal a la deformación, sino también por la velocidad con que esta resistencia cambia en la vecindad del indentador durante el ensayo. Los resultados son también afectados por las propiedades elásticas del metal, ya que el diámetro o la profundidad de la indentación son medidos después de haber sido retirada la carga, lo cual está acompañado por una recuperación elástica o un ligero cambio dimensional en el sentido contrario. También deben tenerse en cuenta los volúmenes relativos de metal desplazados por diferentes profundidades de indentación mediante una esfera o un cono. En general, la dureza Brinell no puede ser convertida a Rockwell, como tampoco se pueden convertir las lecturas en una escala Rockwell a otra escala Rockwell. Sin embargo, para un material en particular pueden establecerse empíricamente tablas de conversión bastante confiables; tales tablas no deben ser usadas

para convertir lecturas de dureza tomadas sobre otros materiales.

Las mediciones de dureza son extremadamente útiles como una indicación aproximada y rápida de las propiedades mecánicas de un metal. Por ejemplo, el número de dureza Brinell puede ser multiplicado por 500 para tener un valor aproximado de la tensión de fluencia, en libras por pulgada cuadrada, de la mayoría de los aceros al carbono. El ensayo de Rockwell tiene la ventaja que las mediciones son fáciles y rápidas, y de que el tamaño de la indentación es pequeño, lo cual no daña apreciablemente la superficie ni afecta la utilidad de la parte después del ensayo. La mayor parte de los datos de dureza en este curso y en la literatura metalúrgica ^{se expresan} en valores Brinell o en números Rockwell (R con otra letra que indica la carga e indentador utilizado, por ejemplo, B = 100 kg de carga y una bola de 1/16 de pulgada; C = 150 Kg de carga y un indentador Brale).

Hay una cantidad de variantes en el ensayo de Rockwell que son de utilidad en aplicaciones especiales. Por ejemplo, el durómetro Rockwell para superficies está diseñado para ensayar láminas o secciones relativamente delgadas, controlando la profundidad de la penetración. Varios ensayos de indentación para determinar microdureza utilizan un indentador de diamante y cargas muy pequeñas; la indentación es tan pequeña en este caso que debe ser medida bajo el microscopio metalúrgico. Mediante este tipo de ensayo se puede determinar la dureza de los granos individuales en un metal o de partículas dentro de los granos. Sin embargo, los resultados de los ensayos de microdureza dependen de las cargas empleadas en cada caso; ensayos realizados con cargas de un gramo o de 50 gramos darán resultados que no concordarán en un sentido cuantitativo.

2.4 - TEORÍA DE LAS PROPIEDADES MECANICAS.

La comprensión de las propiedades mecánicas de los materiales es una de las tareas más difíciles a la que se enfrenta el físico de estado sólido, y el progreso en esta asignación no ha sido tan grande como en el caso de las propiedades eléctricas, térmicas o magnéticas. Es conveniente clasificar las propiedades mecánicas, desde el punto de vista de su discusión, en elásticas o plásticas, y en propiedades sensibles o insensibles a la estructura. Las propiedades elásticas son las constantes elásticas apropiadas, mientras que las propiedades plásticas incluyen las propiedades de fluencia y las características de creep, fatiga y fractura (ya que la fractura, excepto en el caso de materiales idealmente frágiles, implica siempre algo de flujo plástico). Las propiedades sensibles a la estructura son aquéllas que dependen de manera considerable de la extensión y distribución de imperfecciones en escala atómica en el material, por lo cual pueden variar de muestra a muestra, aún tratándose de un mismo material. Por ejemplo, la tensión de fluencia de un metal puro depende de la historia térmica y mecánica de la muestra en particular ensayada, y puede variar en 100% o más de probeta a probeta. Las propiedades insensibles a la estructura, tales como las constantes elásticas y ópticas de un metal, tendrán los mismos valores de una muestra a la otra.

Propiedades elásticas. Las constantes elásticas de un cristal son, esencialmente, una medida de la fuerza requerida para desplazar los átomos de un cristal, unos respecto de los otros, por lo que están directamente relacionadas con las fuerzas de unión interatómicas. La Fig. 2.8 muestra cómo varía la energía por átomo en función de la distancia interatómica. La distancia interatómica de equilibrio es la que corresponde al mínimo de la curva, la que corresponde al punto a. La aplicación de una tensión ten-

sil a un cristal, a lo largo de una dirección x , origina un aumento en la distancia interatómica, por lo cual aumentará la energía del cristal. Se puede demostrar que el módulo elástico para la deformación en la dirección x es directamente proporcional a la curvatura de la curva $E-x$ en su mínimo, es decir, a $\left(\frac{\partial^2 E}{\partial x^2}\right)_{x=a}$.

Debido a que las constantes elásticas están íntimamente relacionadas a las fuerzas interatómicas, muy poco puede hacerse para alterar sus valores en un material dado. Pueden ser ligeramente alteradas mediante la introducción de elementos aleantes, pero son relativamente insensibles a la deformación en frío, a la irradiación con partículas ionizantes u otros tratamientos que pueden aplicarse a un material.

Los materiales amorfos son elásticamente isotrópicos: los valores del módulo de Young y del módulo de corte son constantes, independientemente de la dirección a lo largo de la cual se tensiona el material. Sin embargo, aún los cristales cúbicos son elásticamente anisotrópicos. Por ejemplo, el módulo de Young en el Cu varía desde 19,400 gm/mm². en la dirección [111], hasta 6,800 Km/mm². en la dirección [100]. Mientras que un material isotrópico tiene dos constantes elásticas independientes, un cristal cúbico tiene tres constantes elásticas independientes, y un cálculo del módulo de Young en una dirección cristalográfica arbitraria requiere el empleo de las tres constantes. Un material policristalino, cuando sus granos están orientados al azar, se comporta como si fuese un material isotrópico, con constantes elásticas cuyos valores son los promedios de los valores correspondientes a los granos individuales.

Propiedades plásticas. Las propiedades plásticas de un material son dependientes de la estructura, es decir, de las imperfecciones presentes en una muestra particular del material, como así

también de las características del cristal perfecto. Discutiremos las propiedades plásticas en el capítulo 4°.

B - LOS METALES.

En la tabla 2.1 se presentan datos referentes a las propiedades físicas de algunos de los metales más importantes. Se han considerado principalmente propiedades insensibles a la estructura; evidentemente, es imposible tabular valores de las propiedades sensibles a la estructura ya que éstas varían considerablemente de muestra a muestra. Cuando se clasifican los metales es conveniente emplear como referencia la tabla periódica de los elementos, que es lo que haremos en la discusión siguiente.

2.5 - LOS METALES DEL GRUPO IA O METALES ALCALINOS.

Este grupo incluye Li, Na, K, Rb y Cs. Están caracterizados por una alta reactividad química, bajos puntos de fusión y bajas densidades. Todos ellos cristalizan en la estructura c.c., y son metales "abiertos" en el sentido de que, si se considerasen sus átomos como esferas rígidas, estas esferas no estarían en contacto en la estructura cristalina. Consecuentemente, la compresibilidad de estos metales es elevada. Como son blandos y sus tensiones de fluencia son bajas, no son utilizados con propósitos estructurales. En el estado líquido, los metales alcalinos son medios de transferencia térmica de gran utilidad.

2.6 - LOS METALES DEL GRUPO TB O METALES NOBLES.

El Cu, Ag y Au, al igual que los metales alcalinos, tienen valencia 1 y, del mismo modo que aquéllos, son buenos conductores del calor y la electricidad. Sin embargo, los metales nobles cristalizan en el sistema c.c.c. y sus puntos de fusión son relativamente altos. Exhiben buena resistencia mecánica y ductilidad; esta última es de particular importancia porque grandes cantidades de Cu son utilizadas para formar alambres de empleo en la transmisión de energía eléctrica. El Au tiene una propiedad

única en los metales, su óxido es inestable; su superficie permanece brillante por tiempo indefinido. La Ag, cuya conductividad eléctrica es la más alta de todos los metales comunes, encuentra empleo en contactos eléctricos donde su resistencia a la corrosión juega también un papel importante.

Aunque la mayor parte de los metales encuentra su uso principal bajo forma de aleaciones, esto no es el caso para el Cu. Este metal se usa fundamentalmente como conductor eléctrico y en radiadores; ambas aplicaciones requieren alta conductividad, en el primer caso eléctrica y en el segundo térmica, lo cual requiere a su vez alta pureza. Algunos de los problemas metalúrgicos encontrados en la producción de Cu puro están ilustrados en las microfotografías 2.1 a 2.6. La refinación electrolítica reduce el contenido de impurezas metálicas hasta niveles tolerablemente bajos, dejando el oxígeno, que se introduce de manera inevitable durante la fusión del cátodo de Cu, como principal impureza. Puede producirse Cu libre de oxígeno agregando fósforo al metal líquido pero, de ordinario, el fósforo residual disminuye la conductividad del metal por debajo de los requerimientos de las aplicaciones eléctricas. El Cu libre de oxígeno de alta conductividad (OFHC), es fundido y colado en una atmósfera de monóxido de carbono, y puede así emplearse en aplicaciones eléctricas.

La presencia de oxígeno como impureza en el Cu origina dos dificultades desde el punto de vista de las propiedades mecánicas del metal: Disminuye parcialmente la ductilidad y puede originar fragilidad si el metal se calienta en una atmósfera que contiene hidrógeno. tal como ilustra la microfotografía 2.6.

2.7 - LOS METALES DEL GRUPO 2B.

El Zn y Cd cristalizan en la estructura hexagonal compacta, mientras que el Hg sólido es romboédrico.

En realidad, el Zn y el Cd tienen relaciones axiales que exceden considerablemente la relación ideal de 1.663 (Zn = 1.856, Cd = 1.886) por lo que no son realmente compactos. Su valencia es 2 y no son particularmente buenos conductores de la electricidad. El principal empleo del Zn se debe a que puede ser fácilmente depositado sobre la superficie del Fe, sumergiendo el Fe en Zn fundido o por electrodeposición; en estas condiciones protege al Fe de la oxidación o corrosión en medios medianamente corrosivos. El tipo de corrosión es electroquímica, ya que el Zn es anódico respecto del Fe y se disolverá, mientras el Fe actúa como cátodo y no es afectado en tanto el Zn esté presente y esté conectado eléctricamente al Fe.

El punto de fusión del Zn es relativamente bajo y, en forma aleada, es muy adecuado en la fundición de matrices a presión. (pressure die castings). Sin embargo, los primeros intentos para usar este metal en tales tipos de fundición fueron insatisfactorios, particularmente en climas húmedos y calientes. La dilatación que sufre fue suficiente para perjudicar los mecanismos en los cuales se emplea, y la corrosión intergranular que origina esta dilatación disminuye grandemente las propiedades mecánicas. Se encontró que, manteniendo el contenido total de Pb y Cd por debajo de 0.01%, la fundición a presión podría resistir indefinidamente la corrosión intergranular. Por lo tanto, el Zn destinado a este uso debe tener una pureza de 99.99%, mientras que el usado para alear con Cu (para fabricar latones) o para fabricar Fe galvanizado, tiene límites de contenido de impurezas mayores.

2.8 - LOS METALES LIVIANOS.

Esta categoría incluye a los metales que presentan baja densidad y propiedades mecánicas razonablemente buenas: Al, Mg

y Be.

El Al cristaliza en la estructura c.c.c. y tiene buena ductilidad. El Al de pureza comercial es ligeramente más resistente y menos dúctil, ya que contiene como impurezas Fe, Si y Cu (como el Alcoa 1100), pero en la mayoría de las aplicaciones estas impurezas son relativamente poco importantes. Tienen alguna influencia sobre las propiedades de colada de la aleación y sobre las temperaturas de los tratamientos térmicos, por lo que las cantidades presentes deben ser controladas para obtener propiedades óptimas de manera reproducible.

El Al tiene una conductividad eléctrica aproximadamente igual a $2/3$ la del Cu, por unidad de volumen; desde el punto de vista del peso es mejor conductor ya que pesa solamente $1/3$ del peso del Cu. Ya que las impurezas de Fe y Si forman constituyentes que son insolubles en Al sólido y no reducen materialmente la conductividad, se está empleando cada vez más el Al comercialmente puro para líneas de transmisión de potencia eléctrica de alto voltaje a largas distancias. En este caso, los alambres de Al rodean a un alambre de acero cuyo objeto es aumentar la resistencia mecánica, y el conjunto es suficientemente liviano como para aumentar la distancia entre las torres de sostén; se reduce así sustancialmente los costos de instalación de las líneas.

La estructura cristalográfica del Mg es h.c. y, a temperaturas ordinarias, su ductilidad es limitada. Sin embargo, por encima de aproximadamente 250°C , puede sufrir deformaciones intensas. Al igual que el Al, el Mg se emplea generalmente formando aleaciones, cuando lo importante es sus propiedades mecánicas. El Be también es hexagonal compacto y exhibe generalmente muy baja ductilidad. Si se pudiese resolver el problema de baja duc-

tilidad y limitada disponibilidad, gracias a sus propiedades, tales como módulo elástico elevado, alto punto de fusión y adecuadas propiedades mecánicas expresadas en función del peso específico del material, el Be encontraría empleos importantes en aviones y vehículos aeroespaciales.

2.9 - LOS METALES DE TRANSICION.

Este grupo incluye todos los metales de transición de la tabla periódica, del Sc al Ni, del Y al Pd, y La a Pt. Algunos metales de transición son poco menos que curiosidades de laboratorio, mientras que otros constituyen algunos de los materiales industriales más importantes. Todos ellos están caracterizados por el hecho de que la capa d en sus estructuras electrónicas no está completa. En consecuencia, presentan alta resistencia cohesiva y elevados puntos de fusión; tienen buenas propiedades mecánicas y las retienen aún a temperaturas elevadas. Algunos, como Fe, Co y Ni, son ferromagnéticos, pero todos ellos son malos conductores de la electricidad.

El mayor empleo del Fe es bajo forma de aleaciones, es decir, como aceros. En estado puro, la resistencia a la corrosión es mucho mejor que en la forma relativamente impura como acero, aún de bajo carbono. El Fe encuentra importantes aplicaciones cuando se requiere mejor resistencia a la corrosión que la que presenta el acero, sin requerirse alta resistencia mecánica.

La impureza más comúnmente indeseable en el Fe y en los aceros es el S que, con el Fe, forma un constituyente de bajo punto de fusión cuya presencia origina el fenómeno denominado "hot shortness". La presencia de Mn en cantidades del orden de 5 veces el contenido de S (en exceso del requerimiento estequiométrico), convierte el S en SMn, que es inócua ya que su punto de fusión es muy elevado. Cuando está presente en cantidades relativamente grandes, el SMn globular permite una mejor maqui-

nabilidad del acero, con menor consumo de potencia y mejor terminación superficial, ya que interrumpe parcialmente la continuidad de la matriz plástica de ferrita.

El Ni comercialmente puro puede contener pequeñas cantidades de S proveniente del combustible empleado en los hornos de fusión, que puede formar un entorno continuo de un sulfuro frágil a los límites de grano, produciendo así fragilidad en toda la estructura. La cantidad de sulfuros puede ser tan pequeña como para no ser detectable por las técnicas metalográficas ordinarias. La adición de 0.05 % de Mg provoca la formación de una dispersión inocua de partículas similares al SMN en el acero, permitiendo que el metal exhiba su plasticidad o maleabilidad inherentes. De manera similar, el Pb puede estar presente como una impureza en el Au en cantidades tan pequeñas como para escapar de la detección por métodos metalográficos, pero aún así puede formar un precipitado delgado y débil a los límites de grano que, por ser continuo o prácticamente continuo, fragiliza la estructura.

El Ni es un metal relativamente caro y su costo relativamente alto ha limitado su uso en cierta extensión. Es a menudo utilizada su muy buena resistencia a la corrosión, mediante la electrodeposición de una capa delgada de Ni sobre el metal base o sobre una capa intermedia de Cu. La capa de Ni es muy frecuentemente cubierta por una capa muy delgada de Cr, también por métodos electrolíticos, ya que el Cr es más duro y brillante que el Ni, obteniéndose así una terminación mejor. Sin embargo, la protección a la corrosión depende de la presencia del Ni, ya que los depósitos de Cr son siempre algo porosos. Cuando comienza a corroerse las partes cromadas de un automóvil, se debe generalmente a que la capa de Ni depositada por debajo del Cr fue

muy delgada.

Las industrias eléctrica y electrónica dependen del Ni para la elaboración de diversos componentes de los tubos de vacío; sus características de termoemisión y de expansión son aquí importantes. El Ni es también de gran importancia en ciertas industrias químicas, donde se lo emplea como catalizador. Sin embargo, el mayor empleo del Ni es como elemento aleante, particularmente en los aceros.

2.10 - METALES DE VALENCIA SUPERIOR.

Se incluyen en este grupo Ga, In, Tl, Pb, Sn, Bi, Sb y As. Con excepción del Pb, que es de estructura c.c.c., estos metales tienen todas estructuras cristalinas relativamente complejas, tienen bajos puntos de fusión y baja resistencia mecánica. Algunos de los metales de valencia superior, como el As, son difícilmente reconocibles como metales; en efecto, pueden ser considerados como materiales cuyo carácter no es claramente metálico ni no metálico. El Sn es muy empleado para recubrir láminas de acero en la fabricación de botes para comestibles, y el Pb es muy usado para preparar baterías eléctricas.

CAPITULO III

SOLIDIFICACION. SOLUCIONES SOLIDAS.

Casti toda pieza metálica ha sido, en algún momento de su preparación, fundida y colada. Si un material puede ser colado con una forma y una estructura adecuadas para su empleo final, puede salvarse el tiempo y el costo del posterior procesado del material (laminación, forja, recocido, etc.). Así, la preparación de piezas fundidas es un proceso de gran importancia. Pueden obtenerse piezas fundidas de calidad razonablemente buena en muchos metales con equipos y procedimientos relativamente simples, pero se requiere un control cuantitativo de la práctica de la fundición para desarrollar las mejores propiedades de los metales colados. Este control se basa en la comprensión científica del proceso de la solidificación. La aplicación de los principios de la solidificación ha hecho también posible mejorar la estructura de los lingotes, lo que ha originado mejoras en las subsecuentes operaciones de laminación y forja. Ha permitido también el desarrollo de los métodos de colada continua, que permite la producción directa de lámina.

3.1 - MECANISMO DE LA SOLIDIFICACION.

El parámetro que determina que una fase sea o no estable respecto de otra fase es la energía libre. Se define la energía libre por mol como:

$$F = E - T S$$

E es la energía interna de la fase, que representa el trabajo necesario para separar completamente sus átomos a distancias infinitas. Cuanto mayor sean las fuerzas cohesivas interatómicas, mayor será este trabajo y más negativa su energía interna.⁽¹⁾

(1) El punto cero a partir del cual se mide la energía interna se toma como aquel estado en el cual los átomos de las fases están todos separados por distancias infinitas unos de los otros.

En el segundo término de la definición anterior, T es la temperatura y S es la entropía, que es una medida de la magnitud del desorden en la ordenación de los átomos de la fase. En un cristal sólido, la mayor contribución a la entropía proviene de las vibraciones térmicas de los átomos; en un líquido, donde no existe ordenación atómica regular, las contribuciones de la entropía provienen de la vibración atómica y del desorden estructural.

La Fig. 3.1 muestra esquemáticamente la variación de las energías libres de las fases sólida y líquida de un metal con la temperatura. A $T = 0^\circ\text{K}$, $F = E$ y el sólido, debido a que su cohesión atómica es mayor, presenta el menor valor de su energía interna y, por lo tanto, la mínima energía libre. Al aumentar la temperatura aumenta la importancia relativa del término TS y, ya que S es mayor que cero, la energía libre comienza a disminuir. Pero la entropía del líquido es mayor que la del sólido y, así, la energía libre de la fase líquida disminuye más rápidamente que la de la fase sólida a medida que aumenta la temperatura. En consecuencia, las dos curvas de energía libre deberán eventualmente cruzarse, teniendo la fase líquida menor energía libre a temperaturas superiores. A temperaturas bajas el sólido es estable, a temperaturas altas el líquido es estable, y el punto en que se cruzan las dos curvas corresponde a la temperatura de fusión.

Debe realizarse trabajo sobre la fase para producir esta separación y la energía interna: es, entonces, siempre una cantidad negativa.

Idealmente, a medida que se enfría el metal líquido debería transformarse en sólido tan pronto como alcanza el punto de solidificación. En realidad, ésto puede suceder solamente si en un lapso muy breve cada átomo del fundido toma la posición que le correspondería en el cristal sólido. Ya que es despreciable la posibilidad de que todos los átomos presentes realicen tales movimientos coordinados, la solidificación deberá comenzar en alguna región localizada del fundido, con la formación de una pequeña partícula de sólido cristalino. Sin embargo, tan pronto como se forma esta partícula, se crea una interfase líquido-sólido, una interfase que tiene una energía definida por unidad de área y que aumenta la energía libre total del sólido. Si, como es el caso en el punto de solidificación, las energías de las fases líquida y sólida son iguales, la energía superficial adicional de la pequeña partícula de sólido hace que su energía libre total sea mayor que la de la masa correspondiente de líquido, por lo cual es inestable. Si tal partícula de sólido se formase en el líquido a la temperatura de solidificación, se redissolvería inmediatamente. Para que comience el proceso de solidificación, la fase líquida debe estar subenfriada, es decir, enfriada a una temperatura inferior a la temperatura de solidificación. Entonces, ya que la masa de sólido tiene una menor energía libre que la masa correspondiente de líquido, la energía superficial de una pequeña partícula de sólido no elevará la energía libre total por encima de la del líquido; en estas condiciones la partícula de sólido no se funde y podrá crecer. La formación de partículas de sólido que pueden crecer en el líquido se denomina nucleación, y las partículas que son capaces de crecer se denominan núcleos.

Existe una importante relación entre el tamaño de los nú-

cleos y la magnitud del subenfriamiento del fundido. Una partícula pequeña tiene una superficie relativamente grande comparada con su volumen. Esto es fácil de ver en el caso de partículas esféricas, donde la relación de superficie a volumen es;

$$\frac{S}{V} = \frac{4 \pi r^2}{\frac{4}{3} \pi r^3} = \frac{3}{r}$$

En una partícula pequeña la energía superficial es una parte importante de la energía total, pero en una partícula grande, el área superficial y, por lo tanto, la energía superficial, es relativamente poco importante. Cuando el subenfriamiento es pequeño, solamente las partículas grandes se transformarán en núcleos mientras que, con subenfriamientos grandes, las partículas pueden ser mucho menores y aún ser estables y crecer. Debido a que las partículas sólidas se forman por fluctuaciones al azar en el líquido, es de esperar que la velocidad de nucleación sea mayor cuanto mayor sea el subenfriamiento. Con subenfriamientos pequeños deberá esperarse algún tiempo para que se forme, por fluctuación, una partícula lo suficientemente grande como para seguir creciendo, mientras que con subenfriamiento mayor la posibilidad de formación de un núcleo es mayor.

La teoría indica que la magnitud del subenfriamiento necesario para comenzar la solidificación de los metales es muy grande. En experimentos de laboratorio, se ha subenfriado metales líquidos en magnitudes tan grandes como 1/3 de sus temperaturas de fusión. En la práctica, sin embargo, se encuentra que es necesario para comenzar la solidificación solamente una pequeña magnitud del subenfriamiento. Esto se debe a la presencia del fenómeno de nucleación heterogénea. La superficie de partículas sólidas extrañas en el fundido y las paredes del recipiente, son sitios donde se pueden formar núcleos de la fase sólida, con un

incremento de energía superficial menor que en el seno del líquido. La barrera de energía para la nucleación es, por lo tanto, menor sobre estas interfases, y la probabilidad de que se forme un núcleo para un cierto grado de subenfriamiento es correspondientemente mayor. La nucleación homogénea, nucleación en el seno del fundido puro, no se observa comúnmente, a menos de que se tomen precauciones especiales para suprimir la nucleación heterogénea.

Una vez que se ha formado un núcleo, éste puede crecer tan rápidamente como lo permita la velocidad con que se va eliminando el calor latente de solidificación. Así, influyen sobre el crecimiento de la fase sólida los siguientes parámetros: Conductividades térmicas, masas relativas, y las formas de fundido, del sólido y del molde. La importancia de las temperaturas relativas del sólido y del líquido está ilustrada por el fenómeno de crecimiento dendrítico. Si existe una interfase plana entre el sólido y el líquido, como se representa en la Fig.3.2 a, tal que el sólido esté a una temperatura inferior que el líquido, la dirección del flujo del calor latente desprendido en la interfase sólido-líquido será hacia la parte sólida. Por otra parte, si un líquido muy subenfriado está más frío que el sólido, como se representa en la Fig.3.2 b, se obtiene una situación de inestabilidad; si una parte de la interfase se adelanta al resto, crece sobre el líquido frío y puede disipar más fácilmente el calor latente de solidificación. Esto le permitirá crecer aún más, con el resultado de que una pequeña irregularidad sobre la superficie sólida puede crecer rápidamente, proyectándose como una punta. Esta punta en crecimiento puede generar ramas laterales, creando una red de fibras sólidas que crecen en el líquido. Esto se denomina crecimiento dendrítico, siendo cada una de las

puntas individuales las llamadas dendritas. Un copo de nieve representa un ejemplo excelente de una estructura formada por crecimiento dendrítico, en este caso de un sólido a partir de un vapor. (Desde luego, en este caso la conducción a lo largo de la dendrita, del calor de formación del cristal, no es un factor importante.) Se observa que, en los metales, el crecimiento dendrítico se produce sobre ciertas direcciones preferenciales, la dirección $[001]$ para las estructuras c.c.c. y c.c., y la dirección $[0001]$ para los metales h.c.; éstas son las direcciones sobre las que yacen las ramas dendríticas.

3.2 - SOLIDIFICACION DE LOS METALES PUROS.

Cuando todo el metal se mantiene a temperatura uniforme y se enfría lentamente un fundido, la solidificación comenzará justamente por debajo del punto de solidificación. Se formarán unos pocos núcleos distribuidos en todo el líquido y cada uno crecerá a lo largo de sus direcciones preferenciales (como dendritas), para formar una estructura granular equiáxica, gruesa. Si todo el líquido se enfría uniforme pero rápidamente, el subenfriamiento será mayor y se originarán muchos más núcleos en el fundido, traduciéndose en una estructura equiaxica pero de grano fino. Si una parte del líquido se enfría rápidamente y otra parte lentamente (como en los procesos industriales de colada, donde un líquido caliente está en contacto con el molde originalmente frío), los núcleos se formarán solamente donde se produzca inicialmente el subenfriamiento, es decir, sobre las paredes del molde, y estos núcleos crecerán en la dirección del gradiente térmico originando los cristales elongados o columnares. Más adelante, la parte central, que es la parte más caliente de la colada, alcanzará la temperatura de solidificación antes de que los cristales columnares hayan crecido hasta llegar

a ella. De esta manera encontraremos allí granos equiáxicos.

Durante la colada es posible tener combinaciones de granos gruesos y finos, columnares y equiáxicos. Controlando la temperatura del líquido y el molde, las conductividades térmicas y las masas relativas, es posible ejercer un control considerable sobre las estructuras de colada. Las temperaturas líquido-metal justamente por encima de la temperatura de solidificación permitirán que la eliminación de una pequeña cantidad de calor sea suficiente para producir la nucleación heterogénea de los cristales sólidos. Los núcleos se formarán y crecerán, en primer término, sobre la pared del molde, pero difícilmente podrán crecer mucho antes de que el flujo térmico haya llevado la siguiente capa de líquido a la temperatura de nucleación del sólido. Así, tenderán a formarse nuevos núcleos antes de que los primeros cristales hayan crecido hasta esta zona. Por lo tanto, todos los granos tenderán a ser equiáxicos, y su tamaño estará determinado por la velocidad de eliminación del calor, es decir, por la temperatura, masa y conductividad térmica del molde.

El sobrecalentamiento considerable del líquido significa, inevitablemente, que habrá gradientes térmicos muy pronunciados. Así, después de que se formen los primeros núcleos sobre la pared del molde, éstos podrán crecer tan rápidamente cuanto lo permita el flujo de calor en la dirección opuesta. El líquido caliente puede no enfriarse hasta la temperatura de solidificación, por delante de los cristales en crecimiento, lo cual significará que no podrán formarse nuevos núcleos. En este caso, se formarán seguramente granos columnares pero, nuevamente, su tamaño estará determinado por la velocidad de eliminación de calor. Debe tenerse presente que el eje longitudinal de los granos columnares será siempre perpendicular a la pared del molde. Además, como

el crecimiento de un cristal no se realiza a la misma velocidad en todas las direcciones cristalográficas, los núcleos orientados favorablemente crecerán más rápido, superando a los cristales orientados menos favorablemente. Tendremos, de esta manera, una tendencia para que los ejes de los granos columnares aparezcan según direcciones cristalográficas específicas de crecimiento preferencial. En el caso de los cristales c.c.c., por ejemplo, las direcciones $[100]$ serán perpendiculares a la pared del molde.

En la Fig.3.4 se presentan algunas macroestructuras de lingote posibles. En realidad, representan una solución sólida de aluminio, pero son típicas de todo metal que solidifica de manera calmada, sin evolución de gas. La Fig.3.4 a muestra una estructura de grano equiaxial muy fino, la Fig.3.4 b una estructura de grano equiaxial un poco más gruesa, y la Fig.3.4 c es completamente columnar.

Cortando un metal fundido y sometiéndolo a pulido y ataque profundo, puede revelarse, no solamente el tamaño y forma de los granos, sino también se podrá poner en evidencia agujeros. Los pequeños lingotes de la Fig.3.4 están libres de estos agujeros o cavidades, lo cual es desafortunado desde el punto de vista ilustrativo, pero afortunado para el uso subsecuente de ellos. Estas cavidades pueden deberse a que el metal líquido contenía gases en solución, los cuales se concentran durante la solidificación y se desprenden solamente cuando esta concentración alcanza un valor crítico. Si el metal contiene poco gas, este punto crítico podrá alcanzarse solamente en las etapas finales de la solidificación y producir unas pocas cavidades en la parte central superior del lingote, o en la última porción en solidificar.

Si el contenido original de gas es alto, las burbujas gaseosas estarán probablemente distribuidas en cavidades a través de todo el lingote.

Otra posible fuente de cavidades presentes en la macro o microestructura es el rechupe de la mayoría de los metales durante la solidificación, debido a la mayor densidad del ordenamiento atómico en el sólido con respecto al del líquido. Si la solidificación comienza en todas las superficies, dejando las dimensiones externas muy próximas a las que tenía el líquido, habrá inevitablemente de 4 a 8% de cavidades en la estructura, estas cifras representan el rango de rechupe en la solidificación encontrado experimentalmente. Las cavidades de rechupe pueden ser eliminadas solamente si se dispone de una reserva exterior de metal líquido para suministrar la deficiencia debido al rechupe. En los lingotes, este líquido de reserva puede ser suministrado mediante "hot tops" aislados o un arco eléctrico que mantiene fundida la parte superior o agregando de manera continua líquido en la parte superior de la lingotera, mientras se enfría el extremo inferior. Cuando se hacen coladas en arena, se va suministrando el líquido a partir de un recipiente llamado "riser," cuya sección es mayor que la del molde y que se conecta, cuando es posible, directamente a la sección más gruesa del molde.

Las cavidades de rechupe y los poros de gas son necesariamente interdendríticos. Sin embargo, las cavidades de origen gaseoso son esféricas y rara vez son continuas. Si las condiciones físicas permiten la nucleación y crecimiento de una burbuja de gas molecular, la concentración de gas en el líquido adyacente disminuye en cantidad suficiente como para que la solidificación normal proceda, al menos durante un intervalo de tiempo específico, antes de que se alcance nuevamente una concentración

crítica de gas disuelto. Por otra parte, las cavidades de rechupe son necesariamente continuas a través de toda el área en la cual se presentan. En el caso de los metales en los cuales el rechupe está presente es más probable que se produzca el paso de agua o líquidos a presión a través del metal supuestamente sólido.

Generalmente, se desea obtener una estructura de grano equiaxial fino pues presenta mayor resistencia mecánica y dureza. Si existen impurezas sobre los límites de grano, estarán más finamente dispersas en una estructura de grano fino siendo, por lo tanto, menos perjudiciales. Esto es particularmente cierto es un lingote que deberá ser posteriormente laminado. Es mucho más probable que una estructura de grano grueso se fracture en las primeras etapas del trabajado, y esta fragilidad está relacionada con la concentración de impurezas a los límites de grano.

3.3 - SOLUCIONES LIQUIDAS Y SOLIDAS.

Las soluciones líquidas binarias, como agua en alcohol o Cu en Ni, son líquidos que contienen dos componentes. Como indica la regla de las fases, se puede variar la temperatura y la composición del sistema sin que se forme una segunda fase. La solidificación de una solución líquida ^{es} diferente de la solidificación de un líquido de un solo componente porque, excepto en ciertos casos especiales, la solidificación se produce sobre un rango de temperaturas, durante el cual las fases líquida y sólida cambian continuamente de composición. El producto de la solidificación de una solución líquida puede ser una solución sólida o la combinación de dos cristales de solución sólida separados pero mezclados. Una solución sólida es una fase homogénea, única, que contiene dos o más elementos, dispersos al nivel atómico, en una estructura cristalina única. En el tipo usual de solución sólida sustitucional un tipo de átomo, el soluto, es sustituido por el otro, el solvente, sobre puntos de su red cristalina. En el tipo intersticial de solución, los átomos del elemento agregado están presen-

tes en los intersticios de la estructura del solvente; aparecen soluciones intersticiales principalmente cuando se disuelven B, C, H₂ u O₂ en los metales de transición de estructura c.c.. La mayor parte de las otras soluciones sólidas metálicas son del tipo sustitucional.

3.4 - DIAGRAMA DE FASES Cu-Ni.

Los gráficos que representan las fases presentes en un sistema de aleación en función de la temperatura y composición se denominan diagramas de fases, de constitución o de equilibrio. Todos los diagramas que presentaremos son diagramas de equilibrio, significando esto que la condición de las fases de la aleación indicadas a una cierta temperatura y composición no exhibirán cambio o tendencia al cambio con el tiempo. La condición de equilibrio estable es dinámica; los átomos no están estacionarios pero la sumatoria total de todos los movimientos atómicos es cero. Las siguientes generalizaciones serán de gran utilidad al estudiar los diagramas de ciertos sistemas específicos de aleaciones, como por ejemplo, el sistema Cu-Ni de la Fig. 3.5.

1) - Las regiones monofásicas (por ejemplo, aquellas marcadas como "líquido" o "alfa"), deben estar separadas por un campo bifásico que contenga algo de cada fase simple, por ejemplo, la región de líquido más α . La línea superior que define la región de líquido + α se llama liquidus y la línea inferior se llama solidus.

2) - Cuando una aleación de composición fija es calentada o enfriada, pasando por la temperatura indicada en el diagrama por una línea, habrá un cambio de fase parcial (para las líneas que no son horizontales), o completo (para algunos puntos sobre las líneas horizontales), y una concomitante cesión de energía en la forma de calor. Así, al enfriar una aleación de 70% Cu-30% Ni (composición a de la Fig.3.5) a través del liquidus, comenzarán a formarse algunos cristales sólidos de α , y la eliminación de su calor de formación origina un cambio en la pendiente de la curva de enfriamiento. Se emplea este efecto para determinar la temperatura a la

cual comienza la solidificación o la temperatura mínima a la cual debe ser calentada una aleación para asegurar la fusión completa.

3) - En una región bifásica, la composición de cada fase a una temperatura dada está especificada por la intersección de una línea horizontal, trazada a dicha temperatura, con las líneas límites de la región en consideración. Así, a la temperatura indicada por la línea horizontal ab , el líquido tiene la composición a (30% Ni) y el sólido la composición b (50% Ni); en la línea cd las composiciones de las fases líquida y sólida son, respectivamente, 22% y 40% Ni; etc.

4) - Las proporciones de cada fase en una mezcla de dos fases, estando dadas la temperatura y la composición de la aleación, están dadas por la regla de la palanca. Esta regla establece que, para una aleación en una región bifásica, la proporción de cada fase estará dada por el cociente de la diferencia entre la composición total de la aleación y la composición de la otra fase, sobre la diferencia en composición de las dos fases. Así, el diagrama de la Fig.3.5 muestra que la aleación de composición 70% Cu-30% Ni, a la temperatura de la horizontal cd , contiene α de composición c y líquido de composición d . Las proporciones de cada una son como sigue:

$$\frac{d - a}{d - c} \cdot 100 = \frac{40 - 30}{40 - 22} \cdot 100 = 55\% \text{ de líquido}$$

$$\frac{a - c}{d - c} \cdot 100 = \frac{30 - 22}{40 - 22} \cdot 100 = 45\% \text{ de fase } \alpha$$

La generalización 3) requiere que la fase sólida cambie durante el intervalo de solidificación a medida que disminuye la temperatura. Bajo condiciones de equilibrio, este ajuste de composición se producirá sobre toda la fase sólida, que estará formando dendritas. Sin embargo, en los procesos de fundición industriales prácticamente nunca se alcanza el equilibrio, y los primeros núcleos dendríticos son más ricos en el elemento de punto de fusión más alto que las capas sucesivas formadas a temperaturas más bajas. La composición promedio de la fase sólida en conjunto,

en este caso, no será la mostrada por el diagrama de fase para una temperatura dada, por ejemplo, el punto d a la temperatura cd; contendrá más del elemento de alto punto de fusión, quizás la composición dada por el punto d. Esta diferencia de composición desde el centro hasta el borde de la dendrita puede perdurar debido a la lentitud de los intercambios atómicos o a la difusión. (Los bronceos chinos de más de 3000 años de antigüedad muestran esta diferencia de composición dendrítica). La aleación 70-30 estaría completamente sólida al alcanzarse la temperatura de la línea límite inferior de la región (en el punto a''). pero, bajo las condiciones de noequilibrio, la composición promedio de la fase sólida estará en algún punto próximo a f, subsistiendo algo de líquido; específicamente,

$$\frac{f - a''}{f - e} = \frac{37 - 30}{37 - 15} 100 = 32\% \text{ de líquido ; } 68\% \text{ de sólido}$$

La presencia de algo de líquido en la solución sólida, enfriada desde el estado líquido hasta la línea de solidus, es debido a que no ha tenido lugar la difusión entre los dos tipos de átomos, como para mantener la composición de las dendritas crecientes de la fase sólida a la concentración de equilibrio. La magnitud del líquido presente aquí depende del tiempo disponible para que se produzca difusión durante la solidificación. Cuanto más rápida sea la solidificación, mayor va a ser la desviación respecto de la situación de equilibrio y mayor será la magnitud del líquido presente. Aún bajo condiciones de enfriamiento relativamente lento, tales como las que se emplean en análisis térmicos para la determinación de este diagrama de fase, la temperatura del solidus nunca aparece bien marcada sobre una curva de enfriamiento. Después que se ha completado la solidificación del líquido remanente, puede aumentarse ligeramente el enfriamiento, pero rara vez se encuentra un cambio bien definido en la pendiente a una temperatura específica.

Las temperaturas del liquidus pueden ser disminuídas por subenfria-

miento, debido a la lentitud en la formación de los primeros núcleos sólidos, pero puede minimizarse este efecto mediante agitación del fundido o, en algunos casos, mediante nucleación artificial. Una aleación que está próxima a solidificarse aparece como pastosa, lo cual dificulta la agitación y, aunque la difusión requerida podría ser acelerada por deformación, es difícil hacerlo con una aleación en un crisol o molde que aún está parcialmente líquida. Por otra parte, es fácil determinar la temperatura de solidus calentando una solución sólida homogénea hasta temperaturas sucesivamente mayores. Si la aleación es sometida simultáneamente a ligera tensión, mientras esté totalmente sólida se deformará plásticamente pero, tan pronto se alcance la temperatura del solidus, sobre los límites de grano se formará líquido (enriquecido en el elemento de menor punto de fusión), y la aleación se romperá por fractura intercrystalina (hot shortness). Si la aleación se temple desde una temperatura justamente superior al solidus puede obtenerse evidencia de la existencia de fase líquida a esa temperatura, la cual puede ser identificada metalográficamente debido a su diferente composición. Esto constituye un segundo método para determinar la línea de solidus.

Una guía muy útil en la construcción de diagramas de fase a partir de datos experimentales es la regla de las fases, que Gibbs dedujo por razonamientos termodinámicos. Considerando constante la presión, esta regla se expresa de la siguiente manera:

$$F = C - P + 1$$

donde F = número de variables independientes, C = número de componentes en el sistema y P = número de fases coexistentes.

Las variables usuales son la temperatura, presión y composición de cada fase, incluyendo las fases gaseosas. Como los metales y aleaciones son casi siempre estudiados en condiciones de presión atmosférica, se desprecia la presencia de fases gaseosas; la regla de las fases,

en general, se escribiría como:

$$F = C - P + 2$$

Podemos aplicar la regla de las fases al sistema Cu-Ni que estamos estudiando. Para cada metal puro en su punto de fusión habrá un componente y dos fases, metal sólido y metal líquido, coexistentes durante la solidificación. Por lo tanto, $F = 1 - 2 + 2 = 1$, el sistema será invariante y el metal debe solidificar a temperatura constante. Si la velocidad de eliminación de calor es constante en las proximidades del punto de solidificación, esto significa que una curva de enfriamiento, de temperatura en función del tiempo, mostrará una porción horizontal durante la solidificación, en base a la suposición de que existe equilibrio.

La solidificación de toda aleación de este sistema Cu-Ni implica también solamente dos fases, la solución sólida α y la solución líquida. Sin embargo, con dos componentes habrá una variable independiente, $F = 2 - 2 + 2 = 2$. Así, la temperatura del sistema podrá ser variada mientras coexistan dos fases, pero la composición de cada fase estará determinada para cada temperatura elegida. Si se especifica la composición de una fase, por ejemplo, el sólido α , estarán fijadas la composición de la otra fase y la temperatura. Otra forma de especificar el significado de $F = 2$ es decir que la aleación solidifica sobre un rango de temperaturas, con composiciones de ambas fases, líquida y sólida, dependientes de la temperatura. El resultado de esta univariancia es que la solidificación de una solución sólida no se manifiesta por un trazo horizontal en la curva de enfriamiento. El calor de cristalización del sólido α , eliminado durante su formación en el líquido, disminuye la velocidad de descenso de la temperatura, produciendo un punto bien definido de inflexión al comienzo de la solidificación.

3.5 - SEGREGACION EN LAS ALEACIONES FUNDIDAS Cu-Ni.

La velocidad de solidificación de las aleaciones de solución sólida es rara vez tan lenta como para que se mantenga el equilibrio a través del

intervalo liquidus-solidus. Por lo tanto, es característica la presencia de gradientes de composición desde el centro de las ramas dendríticas hasta el centro de los espacios interdendríticos. Ya que la velocidad de ataque químico varía con la composición, el ataque apropiado de superficies pulidas revela, generalmente, la estructura dendrítica. El grado de segregación dendrítica (coring) depende de la difusividad de los dos átomos diferentes en la solución sólida y del tiempo disponible para la difusión.

A su vez, esto último depende de la velocidad de difusión, siendo corto para colada congelada (chill casting) y relativamente largo para colada en arena, debido a las menores velocidades de transferencia térmica.

Puede explicarse la segregación dendrítica a escala microscópica usando un diagrama de fases en la forma ya discutida. Puede observarse un efecto similar en escala macroscópica, ya que las primeras porciones que solidifican están enriquecidas en la fase de mayor punto de fusión, mientras que las últimas porciones en solidificar están enriquecidas en los constituyentes de menor punto de fusión. La naturaleza de este efecto es estadística, ya que ambas secciones exhibirán segregación dendrítica. La no uniformidad resultante en la composición química se denomina segregación normal, y difiere de la segregación dendrítica solamente en dimensiones. Un tercer tipo de segregación es la inversa de ésta. Es decir, las porciones macroscópicas de las primeras porciones a solidificar se enriquecen en constituyentes de bajo punto de fusión. Se denomina a este efecto segregación inversa y es debido, primordialmente, a la contracción de las dendritas que se están formando, lo cual tiende a agrandar los canales interdendríticos. Cuando éstos se abren el efecto de succión resultante atrae al líquido metálico residual, enriquecido en los átomos de soluto o en los constituyentes de menor punto de fusión, a través de los canales hasta la superficie. Esta acción puede ser considerablemente ayudada por una presión interna debida a la eliminación de gases disueltos. De esta manera pueden formarse exudaciones ricas en Sn sobre las superficies de fundicio-

nes de bronce, cuando el metal líquido contiene cantidades apreciables de H_2 disuelto, que es eliminado como gas en las últimas etapas de la solidificación, forzando el líquido rico en Sn en el centro del fundido a través de los canales interdendríticos hasta la superficie.

La segregación dendrítica puede ser completamente eliminada por tratamientos de difusión a temperaturas elevadas (homoginización) como muestran las microfotografías 3.1 a 3.3. Las segregaciones normal e inversa son poco afectadas por los tratamientos, debido a las tremendas distancias (sobre escala atómica) involucradas.

3.6 - DIFUSION.

La solidificación de una aleación Cu-Ni bajo condiciones de equilibrio requiere que la fase sólida cambie continuamente de composición durante el transcurso de la solidificación. Aunque podría parecer, a primera vista, que una vez que se forma una solución sólida los átomos deberían permanecer en su lugar, la simple observación hecha anteriormente sobre la homoginización demuestra que eso no puede ser cierto; los átomos pueden migrar a través de un sólido. Como sabemos que los átomos de un cristal vibran con amplitudes mayores cuanto mayor sea la temperatura, es de esperar que esta vibración térmica provoque una aceleración de esta migración atómica. En una estructura compacta, sin embargo, no hay lugar para que los átomos pasen uno a través de los otros a menos que pueda ser superada una barrera de energía considerable. Los cálculos demuestran que la magnitud de difusión resultante de tal intercambio de átomos es despreciable, aún a temperaturas próximas al punto de fusión del metal. Sin embargo, si existen sitios vacíos en el metal, como los ilustrados en la Fig. 3.6 y que reciben el nombre de vacancias, el desplazamiento de los átomos será relativamente fácil, debido a que la barrera de energía para el movimiento de un átomo hacia una vacancia próxima es relativamente pequeña.

La presencia de vacancias en los cristales, predicha teóricamente, ha si-

do confirmada experimentalmente. Esto se ha logrado comparando mediciones de precisión del parámetro reticular y de la longitud de una muestra cristalina, a medida que se aumenta la temperatura. Cuando se forman vacancias a una cierta temperatura, la distancia promedio entre los átomos no cambia pero el cristal aumenta sus dimensiones, ya que deberá haber un átomo extra en la superficie exterior del cristal por cada vacancia que se haya formado en su interior. Mediante experimentos sumamente precisos, se ha demostrado que el volumen de los cristales metálicos aumenta más rápidamente que la expansión reticular cuando aumenta la temperatura, demostrándose así que la concentración de vacancias aumenta con la temperatura. En el caso del Al, tales mediciones realizadas a temperaturas próximas al punto de fusión indican que la fracción de vacancias presentes es de $9.4 \cdot 10^{-4}$. La mecánica estadística de los sólidos cristalinos predice que la concentración de vacancias, C , debe depender de la temperatura a través de una expresión de la forma:

$$C = C_0 e^{-E_f/kT}$$

donde C_0 es una constante, E_f es la energía requerida para formar una vacancia en el cristal, k es la constante de Boltzmann y T es la temperatura absoluta.

La observación experimental de un fenómeno conocido como efecto Kirkendall suministra evidencia concluyente sobre el mecanismo de vacancias en la difusión en las aleaciones compactas: Se observa que las velocidades de difusión de dos especies atómicas en una aleación binaria son generalmente diferentes; por ejemplo, en el latón los átomos de Zn difunden más rápidamente que los átomos de Cu. Si la difusión tiene lugar por intercambio directo de átomos, ambas especies deben tener la misma velocidad de difusión. La diferencia en velocidades de difusión se explica fácilmente mediante el mecanismo de vacancias.

De acuerdo con el modelo anterior de la difusión, aún los átomos de

un metal puro deben intercambiar posiciones uno con otro, de manera continua. Este fenómeno se llama autodifusión. Puede demostrarse experimentalmente su existencia haciendo que algunos de los átomos sobre la superficie de una probeta metálica sean radioactivos. Después de un cierto lapso, se encuentra que estos átomos radioactivos se han alejado de esa superficie.

3.7 - LEYES DE LA DIFUSION.

Consideremos una aleación en la cual existe un gradiente de concentración. Los átomos cambian continuamente de posición y no existe una dirección preferencial para el salto atómico: La posibilidad de salto hacia una vacancia es igual para los átomos colocados sobre cualquier lado de esa vacancia. Debido simplemente a que existen más átomos de una especie en una región dada, habrá un flujo neto de estos átomos hacia afuera de esa región de alta concentración. Si existe un gradiente de concentración en la dirección X, siendo J el flujo de átomos, el número de átomos que cruce un plano de área unitaria, normal a la dirección X, en la unidad de tiempo, será:

$$J = - D \frac{dc}{dx}$$

donde D es una constante a una cierta temperatura, conocida como coeficiente de difusión. Esta ecuación recibe el nombre de ley de Fick. La solución de un problema de difusión implica la integración de esta ecuación para determinar c en función de la posición y del tiempo, bajo ciertas condiciones de contorno. Desde el punto de vista matemático, el problema es similar a la determinación de la distribución de temperaturas en una pieza metálica, después que ha fluído calor bajo un cierto gradiente térmico dado inicialmente. Para estimar la distancia sobre la cual ha podido producirse la difusión en una magnitud apreciable en un dado tiempo, es muy útil la regla aproximada deducida a partir de la ley de Fick:

Sea la condición inicial, como en la Fig.3.7 a, una en la cual una aleación de concentración C_0 está en contacto con un metal puro. La concentración en función de x , la distancia a lo largo de la barra, se muestra en la Fig.3.7 b al tiempo 0. Disminuye bruscamente desde C_0 hasta 0 en la interfase entre la aleación y el metal puro. Después que ha tenido lugar la difusión durante un cierto lapso, la curva de concentración en función de la distancia, o curva de penetración, será como la representada en la Fig.3.7 c. La distancia \bar{x} , definida en la Fig., es la distancia media de penetración, y mide la distancia sobre la cual ha tenido lugar una difusión apreciable. La resolución de la ecuación de la ley de Fick bajo estas condiciones nos da:

$$\bar{x}^2 = D t$$

donde t es la magnitud del intervalo de tiempo considerado.

Como un ejemplo de empleo de esta relación, consideremos el problema de homogeneización de una aleación fundida, mediante un tratamiento térmico a temperaturas próximas a la del solidus. En la mayor parte de las aleaciones sustitucionales, $D = 10^{-8} \text{ cm}^2/\text{seg}$ cerca del solidus. Como un día es aproximadamente 10^5 seg , $\bar{x} = 0.3 \text{ cm}$, y resulta claro así que la homogeneización por difusión será un proceso lento.

3.8 - DEPENENCIA TERMICA DEL COEFICIENTE DE DIFUSION.

La velocidad de difusión en un metal compacto es proporcional a la concentración de vacancias y a la velocidad a la cual tiene lugar el movimiento atómico hacia los sitios vacantes adyacentes. La concentración de vacancias está dada por:

$$C = C_0 e^{-E_f/kT}$$

mientras que la velocidad de salto hacia las vacancias es proporcional a $e^{-E_j/kT}$, donde E_j es la energía requerida para que un átomo se mueva entre sus vecinos hacia una vacancia adyacente. De esta manera, el coeficiente de difusión estará dado por la expresión:

$$D = D_0 e^{-E_f/kT} e^{-E_j/kT} = D_0 e^{-Q/kT}$$

donde D_0 es una constante de proporcionalidad y $Q = E_f + E_j$ es la energía de activación para la difusión. De acuerdo con la ecuación anterior, la representación de $\ln D$ versus $1/T$ debería ser una línea recta. La Fig. 3.8 muestra un gráfico tal para la difusión en una aleación Au-Cu, a partir de la cual puede verse que la magnitud D disminuye muy rápidamente con la temperatura. A partir de este gráfico y de la relación $\bar{x}^2 = Dt$, resulta claro que cuando se desea alcanzar una magnitud máxima de difusión, como sucede en la homogeneización, debe emplearse la temperatura más alta posible. A temperaturas bajas el tiempo requerido para alcanzar el equilibrio es tan largo que, para todos los propósitos prácticos, la aleación se encuentra "congelada" en su estado de no equilibrio.

En el caso de la difusión de solutos intersticiales, tales como el C en Fe, los átomos intersticiales se mueven simplemente de un sitio intersticial hasta otro. Debido a que la solubilidad de las intersticialidades es pequeña, hay siempre muchos sitios intersticiales vecinos vacíos, disponibles para los átomos intersticiales. En este caso, el coeficiente de difusión es simplemente:

$$D = D_0 e^{-E_j/kT}$$

donde E_j es la barrera de energía que debe superarse cuando un átomo de soluto se mueve desde un sitio intersticial a otro. La energía de activación para la difusión es, en este caso, relativamente baja, y las velocidades de difusión de las intersticialidades son mucho mayores que las de los átomos sustitucionales. La Fig. 3.9 muestra datos para la difusión de C en Fe_α .

3.9 - REFINACION ZONAL.

La segregación de constituyentes que se produce durante la solidificación de aleaciones fuera del equilibrio puede utilizarse como una técnica para refinar metales. Se produce la segregación a lo largo de una

barra y después se corta y descarta el extremo que contiene la máxima concentración de soluto. Comenzando con una barra larga del material a refinar, se forma una zona fundida en un extremo (Fig.3.10). Generalmente por calentamiento por inducción. La bobina de calentamiento por inducción es pasada a través de la barra de izquierda a derecha. Ya que las solubilidades de la mayoría de las impurezas es mayor en el líquido que en el sólido, la zona líquida arrastra con ella una concentración relativamente alta de soluto, dejando detrás de ella metal parcialmente purificado. Por el pasaje repetido de zonas fundidas a lo largo de la barra, la concentración de la impureza puede ser acumulada en un extremo, dejando material relativamente puro en el otro. Usando 10 ó más pasadas se puede obtener materiales de muy alta pureza sobre casi toda la longitud de la barra.

3.10 - PROPIEDADES MECANICAS DE LAS SOLUCIONES SOLIDAS.

Las propiedades de las soluciones sólidas muestran un cambio gradual y continuo a medida que la concentración del soluto es aumentada: la tenacidad aumenta, la ductilidad habitualmente disminuye y la resistencia eléctrica es aumentada. Datos típicos para las aleaciones Cu-Ni son mostrados en los gráficos de la Fig.3.11.

Las propiedades de las soluciones sólidas recocidas son afectadas también por el tamaño de grano de las probetas de ensayo y por las impurezas solubles, por lo que es difícil obtener datos comparativos para los especímenes que representan distintas concentraciones a través del diagrama de la aleación. Las temperaturas de recristalización y de crecimiento de grano características son afectadas tanto por la concentración del soluto como por las impurezas. Consecuentemente, los datos dados en la Fig.3.11 no son necesariamente iguales a los que se obtendrían con aleaciones comerciales y éstos deben ser tomados sólo como indicativos cualitativos del efecto de los elementos disueltos. A pesar de los progresos

realizados en la comprensión del mecanismo de endurecimiento por aleantes en monocristales, se pueden hacer pocas generalizaciones sobre la predicción del cambio de las propiedades por efecto del agregado de un soluto particular a un metal policristalino. Un mayor número de datos empíricos deben ser obtenidos todavía en la mayoría de los casos.

Las aleaciones de solución sólida no son comúnmente usadas cuando se requiera fundamentalmente tenacidad y dureza. Sus propiedades básicas son la ductilidad, la que se aproxima a la del metal solvente puro y en ciertos casos la supera, un aumento moderado en la resistencia y otras propiedades especiales derivadas de uno o más de los componentes. Los latones α son más baratos que el Cu (ya que el agente de adición, el Zn, es más barato) y más resistentes, mostrando todavía una excelente ductilidad y una buena resistencia a la corrosión. Las aleaciones de cuproníquel tienen una resistencia a la corrosión mucho más alta que la del Cu o las de los latones, pero son mucho más caras. En todos los otros casos, pueden obtenerse compromisos comparables de propiedades especiales en las aleaciones de solución sólida.

Es interesante presentar una lista de los sistemas de aleaciones que muestran solubilidad sólida completa en todo el rango de temperaturas.

Las más importantes, junto con sus estructuras cristalinas, incluyen:

Ni-Cu, Ni-Co, Ni-Pt, Ni-Pd (c.c.c.)

Ag-Pd, Ag-Au, Au-Pd, Pt-Rh, Pt-Ir (c.c.c.)

W-Mo (c.c.), Bi-Sb (hexagonal rombohédrico).

3.11 - ALEACIONES COMERCIALES DE SOLUCIONES SOLIDAS DE Cu.

Cu-Ni. La aleación de 55% Cu-45% Ni, conocida como constantan, es muy usada en la fabricación de reóstatos y de resistencias de precisión debido a su resistividad relativamente alta, la cual cambia poco su valor al cambiar la temperatura. El metal Monel, que contiene dos partes de Ni por una parte de Cu, presenta la máxima resistencia mecánica en esta se-

rie de aleaciones. El metal Monel industrial, que contiene pequeñas cantidades de otros elementos, es más resistente a la deformación que la aleación binaria pura, presenta una excelente resistencia a la corrosión y un color agradable.

Cu-Zn. Se puede agregar hasta un 35% Zn al Cu sin cambiar la estructura c.c.c.. Las diferentes aleaciones de solución sólida α de este sistema se diferencian por cambios graduales en el color, resistencia mecánica, ductilidad, resistencia a la corrosión y costo.

- 1) - La aleación con 5% Zn, conocida como simil oro, tiene un color dorado y se emplea en joyería barata.
- 2) - La aleación de 10% Zn tiene un color similar al bronce y es más barata que los bronce de Sn.
- 3) - La aleación de 15% Zn tiene una coloración rojiza parecida a la del Cu y es llamada latón rojo. Al igual que el Cu y las aleaciones precedentes, es resistente a la fisuración bajo la acción combinada de tensiones elásticas y agentes corrosivos, tales como vapores y soluciones amoniacales y sales de mercurio.
- 4) - La aleación de 30% Zn tiene mayor resistencia mecánica y ductilidad que cualquiera de las aleaciones anteriores, y esta combinación hace a la aleación 70-30 particularmente bien adaptada para las deformaciones severas en frío. Una de las más severas de estas operaciones es el embutido de copa profunda, tal como el caso de conformar un cartucho a partir de una lámina plana circular. La facilidad de fabricación de tales formas por embutido en frío, sumada a la resistencia a la deformación en frío y su resistencia general a la corrosión, han hecho que esta aleación sea extensamente utilizada en la fabricación de cartuchos. Las objeciones principales a su empleo es su tendencia a la fisuración cuando se la somete a tensión, juntamente con agentes corrosivos como amoníaco y derivados, además de la relativa escasez de Cu y Zn en tiempos de guerra.

Cu-Si. El Cu que contiene hasta aproximadamente 4% Si sigue constituyendo una solución sólida terminal monofásica. El Si aumenta tanto la resistencia mecánica como la ductilidad, y también la resistencia a ciertos tipos de medios corrosivos. Generalmente se agrega de 0.25 a 1% Fe, y frecuentemente otros elementos, además del Si, a fin de aumentar la resistencia mecánica, refinar el tamaño de grano o evitar la violación de patentes. Son características de estas aleaciones su facilidad para ser soldadas, combinada con la resistencia mecánica similar a la de los aceros de bajo carbono y la resistencia a la corrosión del Cu.

Cu-Sn. Cuando se agrega 2% o menos de Sn al Cu se considera que la aleación es una solución sólida. La mayor parte de los bronce de Cu-Sn, contienen más que esta cantidad de Sn y son, por lo tanto, aleaciones bifásicas. Sin embargo, dentro del limitado rango de solubilidad, el Sn es un poderoso endurecedor del Cu. Tanto el Zn como el Si son desoxidantes automáticos del Cu, removiendo el O como ZnO o SiO₂, respectivamente, mientras que el Sn, al igual que el Ni, requieren un desoxidante independiente cuando el Cu está todavía en estado líquido. El P es el agente habitual y el fósforo residual, es decir, el exceso de lo que se elimina con el O como P₂O₅, aumenta más aún la resistencia mecánica de los bronce. Los bronce al Sn desoxidados con P son conocidos comúnmente como bronce fosforosos.

Cu-Al. Al igual que las aleaciones Cu-Sn, las aleaciones monofásicas Cu-Al están restringidas desde el punto de vista de la composición, hasta un máximo de 5% de Al. Este bronce al aluminio α tiene buena resistencia máxima a la tensión, con una ductilidad considerable, aunque se consolida rápidamente. La aleación resiste la oxidación y el ataque de muchos ácidos, como un resultado de la formación de una película superficial de Al₂O₃. Sin embargo, la presencia de Al₂O₃ también produce dificultades durante la colada. Tiene un agradable color dorado, similar al Au de 18 K, y tiene algunas aplicaciones decorativas.

En muchos casos se agregan más de un elemento soluto a una aleación de solución sólida. En la aleación conocida como plata alemana, denominada actualmente plata níquel, no existe Ag; en lugar de ella se combinan las cantidades adecuadas de Ni y Zn para dar un color (o ausencia de color) muy similar a la Ag. Se usa ampliamente como base de la joyería de plata, vajilla, etc. Al igual que los latones, estas soluciones son soluciones sólidas cuando las cantidades combinadas de Ni y Zn son menores que aproximadamente 36%.

La aleación de Cu-10% Zn puede tener una adición de 0.5% Sn, lo cual aumenta ligeramente su resistencia mecánica y la resistencia a la corrosión. El latón 70-30 puede tener un agregado de 1% Sn con el mismo objeto. Esta solución sólida recibe el nombre de metal Admiralty y, cuando se le agrega 0.04% As, el material es ampliamente utilizado en unidades para condensación de vapor. Aparentemente, la presencia de As reduce la tendencia a la desцинificación. La desцинificación es una forma de corrosión selectiva en la cual los átomos de Zn son disueltos preferencialmente en la superficie de las aleaciones Cu-Zn.

El latón al Al es esencialmente latón para cartuchos en el cual el contenido de Zn se disminuye hasta aproximadamente 22%, agregándose 2% Al aproximadamente. El Al en la solución sólida del latón α aumenta la resistencia a la corrosión, particularmente cuando está sometido a la acción de chorros de agua de alta velocidad. También en este caso puede agregarse As para minimizar la desцинificación.

CAPITULO IV - DEFORMACION PLASTICA Y RECOCIDO DE LOS METALES.

La capacidad de sufrir deformación plástica intensa sin llegar a la fractura es una propiedad que otorga a los metales una posición única en la tecnología industrial por dos causas: permite el empleo económico de todo tipo de operaciones de formado y fabricación, y hace que se pueda confiar ^{en} el empleo de los metales para soportar cargas elevadas en las estructuras. En toda estructura real existen siempre lugares donde las tensiones locales son muy altas. Mientras que en un material frágil en estos lugares comenzaría la fractura, en un metal puede producirse deformación plástica localizada hasta disminuir los niveles de tensión elevados. A fin de poder trabajar los metales en formas útiles, el metalurgista debe comprender los mecanismos de la deformación plástica. La fabricación y comportamiento en servicio de los metales implica el control, a través de variables metalúrgicas, de la magnitud de ^{la} tensión necesaria para comenzar la deformación plástica.

4.1 - PLASTICIDAD DE MONOCRISTALES.

A fin de entender el proceso de deformación de los agregados policristalinos, es necesario primero conocer cómo se deforman primero los granos individuales cuando están sometidos a tensión. Así, el punto de partida para estudiar la deformación plástica es la experimentación sobre monocristales. Cuando se estudia el comportamiento de una probeta monocristalina, se observan rápidamente los siguientes hechos:

- 1) - Los monocristales son muy blandos. Un monocristal de alta pureza, por ejemplo Mg, puede ser deformado por aplicación de una carga de pocas libras por pulgada cuadrada.
- 2) - La deformación plástica tiene lugar por cizallamiento sobre ciertos planos cristalográficos y a lo largo de ciertas direcciones cristalográficas solamente. Se encuentra, en general, que los planos sobre los cuales se produce el cizallamiento son los planos compactos (para los cuales la distancia interplanar es máxima) de un cristal;

en el caso de los cristales c.c.c. son los planos $\{111\}$, mientras que en los cristales h.c. son los planos $\{0001\}$. Similarmente, la dirección sobre la cual se produce el deslizamiento en estos planos es aquella a lo largo de la cual los átomos están colocados de manera más compacta, es decir, las direcciones $\langle 110 \rangle$ en los cristales c.c.c. y las direcciones $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ en los cristales h.c.

3) - En cristales de un dado material, de pureza y perfección comparables, el deslizamiento comienza siempre cuando la tensión tangencial sobre los planos de deslizamiento alcanza un cierto valor definido, conocido como tensión tangencial resuelta crítica. La tensión real para comenzar la deformación depende de la orientación de los planos de deslizamiento respecto de la tensión aplicada. Si se ensaya en tensión una probeta monocristalina en forma de cilindro, cuya área de la sección transversal es A , bajo la acción de una fuerza F , la tensión resuelta sobre el plano de deslizamiento será

$$\sigma_r = \frac{F}{A} \cos \phi \cos \lambda$$

La Fig. 4.1 describe esta situación.

Si los planos de deslizamiento son casi perpendiculares al eje cristalino, $\cos \phi$ tiende a 0 y se requiere una fuerza considerable para comenzar el deslizamiento. Esta situación puede presentarse en los cristales h.c., como el Zn y Mg, donde existe un único conjunto de planos de deslizamiento; en el caso de los cristales c.c.c. existen 4 conjuntos de planos $\{111\}$, orientados diferentemente, de modo que, independientemente de la orientación del eje cristalino, habrá siempre al menos un conjunto de planos de deslizamiento orientado más o menos favorablemente para el deslizamiento.

Cuando se produce la deformación sobre un único conjunto de planos de deslizamiento paralelos, podrá continuar hasta que el cristal sea literalmente separado en dos por cizallamiento, requiriéndose muy poco

incremento en la tensión por encima del valor necesario para comenzar la deformación. Si el cristal, como en el caso c.c.c., tiene varios conjuntos de planos que puedan sufrir deslizamiento, aunque la deformación pueda comenzar en un solo conjunto de planos, eventualmente comenzará también sobre los otros. La aparición de deslizamiento sobre dos o más conjuntos de planos (111) significa que los planos de deslizamiento activos interactuarán unos con otros. Esto obstaculizará el deslizamiento sobre ambos conjuntos, con el resultado de que la tensión deberá aumentarse continuamente para que siga teniendo lugar la deformación plástica. Esto está ilustrado en las curvas de la Fig.4.2. En los cristales de los metales h.c. Zn y Cd, la velocidad de endurecimiento, denominada también coeficiente de consolidación, es muy pequeña, mientras que en los metales c.c.c., como el Cu, Ag y Au, es mucho mayor debido a la presencia de sistemas de deslizamiento que se intersectan.

4.2 - TEORIA DE LAS DISLOCACIONES APLICADA A LA DEFORMACION PLASTICA.

La resistencia cohesiva de los cristales es muy grande, en el sentido de que se requieren tensiones del orden de millones de libras por pulgada cuadrada para separar un par de planos atómicos aplicando una fuerza normal a dichos planos. Los cálculos teóricos realizados para cristales perfectos indican que éstos deberían ser comparablemente tan fuertes también en la deformación tangencial, dando valores de la tensión tangencial del orden de 10^6 psi para comenzar el deslizamiento. Las tensiones tangenciales resueltas críticas reales para los monocristales tienen valores aproximadamente 100,000 veces menores que los que indica la teoría, y como no existen razones para pensar que la teoría es incorrecta, se deduce que los cristales metálicos deben contener imperfecciones que faciliten la deformación por deslizamiento.

Un tipo de defecto cristalino que hace posible el deslizamiento cuando se aplican tensiones bajas es la dislocación de borde, mostrada en

la Fig.4.3, para el caso de una estructura cúbica simple. Un defecto cristalino similar, de importancia particular en la deformación de los cristales c.c., es la dislocación tornillo, que se describe en los libros sobre teoría de las dislocaciones. Como vemos en la Fig., la dislocación de borde está constituida por el filo de un semiplano atómico (la línea OC en la representación bidimensional) que termina en la superficie. El borde de este semiplano atómico es una línea que corre normalmente al plano del papel a través de todo el cristal; ella es llamada línea de la dislocación. El plano de deslizamiento es aquel que contiene la línea OA y la línea de la dislocación. Bajo la influencia de la tensión tangencial σ_s , representada por flechas, se produce deslizamiento por el movimiento de la línea de la dislocación sobre el plano de deslizamiento en la dirección OA. El movimiento de la línea de la dislocación hasta la superficie externa del cristal produce deslizamiento sobre la superficie, como se representa en la Fig.4.4. El movimiento similar de muchas dislocaciones a través del cristal puede producir cualquier cantidad deseada de deslizamiento.

La tensión tangencial resuelta crítica en los metales es baja debido a que la tensión tangencial requerida para poner en movimiento una dislocación sobre su plano de deslizamiento es muy pequeña. Esto puede ser visualizado considerando un grupo de átomos entorno de la línea de la dislocación, mostrado en la Fig.4.5. C es el átomo ubicado sobre la línea de la dislocación. El desplazamiento de los átomos sobre los lados derecho e izquierdo de un plano vertical que pase por C es perfectamente simétrico, y las fuerzas horizontales sobre C están justamente en equilibrio. La fuerza horizontal necesaria para comenzar el movimiento de C sobre su plano de deslizamiento es sumamente pequeña. Una vez que C comienza a moverse, se establece una ligera asimetría en las fuerzas horizontales y se necesitará una fuerza aplicada muy pequeña para man-

tener en movimiento a la dislocación, hasta que alcance su siguiente posición de simetría. Los cálculos teóricos demuestran que esta fuerza es mínima cuando la dislocación se mueve sobre un plano compacto del cristal a lo largo de una dirección compacta.

Los cristales de materiales no metálicos, tales como el Ge y el NaCl, contienen dislocaciones pero sin mostrar una plasticidad apreciable. Esto se debe a que la facilidad con que se mueve una dislocación está determinada por su ancho, representada por la distancia AB en la Fig.4.5, sobre el cual los átomos sobre el plano de deslizamiento están fuera de sus lugares correctos. Cuanto más ancha sea la dislocación, tanto más balanceadas estarán las fuerzas horizontales sobre C a medida que se mueve la dislocación sobre el plano de deslizamiento, y menor es la tensión requerida para mantenerla en movimiento. En los metales, debido a que las fuerzas de unión interatómicas no son direccionales, las dislocaciones son muy anchas y, con frecuencia, se mueven con suma facilidad. En los cristales covalentes, tales como el Ge, las uniones interatómicas son direccionales y las dislocaciones son, por lo tanto, angostas y se mueven con dificultad.

Podría suponerse que, a medida que transcurre la deformación, podrían agotarse las dislocaciones presentes en el cristal (por haber llegado hasta la superficie), por lo que tendría que detenerse el deslizamiento. La experiencia demuestra que se generan continuamente, durante la deformación plástica, dislocaciones frescas, por lo que el deslizamiento sobre un dado plano puede continuar de manera indefinida.

4.3 - MACLAJE.

Existe otro mecanismo de deformación plástica, importante en algunos materiales, que no implica deslizamiento. Se trata de la formación de maclas bajo tensiones aplicadas. El ejemplo más sencillo de este modo de deformación se produce en el mineral calcita, CO_3Ca . Insertando una hoja delgada en el borde del bloque de calcita, muestra-

do en la Fig.4.6, se puede hacer desplazar una sección del cristal hasta la orientación de macla, una orientación en la cual la macla y el cristal madre coinciden a lo largo de un plano único, conocido como plano de macla, y que está representado en la Fig.4.7. El maclaje mecánico o la formación de maclas bajo una tensión aplicada, es, a menudo, un modo importante de deformación en los metales h.c., cuando la orientación no es favorable para el deslizamiento, y en los metales c.c. cuando la temperatura es baja. Las maclas se forman muy rápidamente, a menudo con emisión de sonidos audibles, por ejemplo, el bien conocido "grito" del Sn.

4.4 - DEFORMACION DE MATERIALES POLICRISTALINOS.

En los monocristales de los metales h.c. el deslizamiento intenso es generalmente fácil de producir debido a que no existen impedimentos al movimiento de las dislocaciones, tales como otros planos de deslizamiento intersecantes, a lo largo de un conjunto de planos de deslizamiento activo, usualmente los planos $\{0001\}$.

Sin embargo, en un metal h.c. policristalino con granos orientados al azar, el deslizamiento estará frenado en cada límite de grano. Como se muestra en la Fig.4.8, se requieren tensiones mucho mayores para deformar una probeta policristalina, y la magnitud de la deformación que pueden alcanzar antes de la fractura es mucho menor. Se apreciará inmediatamente que la deformación de los policristales es un proceso extremadamente complejo.

En las operaciones industriales de formado, laminación, estirado, etc., se aplica al metal un sistema complejo de tensiones. La deformación comenzará primero en los granos más favorablemente orientados para el deslizamiento y la consolidación se producirá en estos granos antes que en los otros. Las tensiones desarrolladas en los límites de los granos vecinos iniciará el deslizamiento en éstos, hasta que rápidamente

te todos los granos estarán sufriendo deformación plástica. Debido a que los límites de grano se mantienen estacionarios y la deformación se produce en los diferentes granos en diferentes direcciones, todos los sistemas de deslizamiento en los diferentes granos comenzarán a operar y, a medida que tiene lugar la deformación, se desarrollarán rotación, flexión, y otras distorsiones de los planos de deslizamiento. La concentración de dislocaciones en el metal aumentará mucho durante la deformación. En efecto, los metales no deformados tienen habitualmente densidades de dislocaciones del orden de 10^6 cm. de líneas de dislocación por cm^3 de metal, mientras que en un metal fuertemente deformado esa magnitud puede ser tan alta como 10^{12} . Las microfotografías 4.1 a 4.6 muestran el desarrollo del deslizamiento; eventualmente, se verá flexión y distorsión al aumentar el grado de deformación.

En todo examen micrográfico de un metal deformado en frío es importante la orientación del plano de pulido con respecto de la dirección del trabajado en frío. Por ejemplo, en los metales laminados en frío los cristales sobre el plano de laminación aparecen alargados, mientras que el ancho de los granos no se altera. Sobre la sección transversal aparecen aplanados, sin alteraciones en el ancho. Sobre la sección transversal longitudinal aparecen tanto alargados como aplanados. Así, la deformación aparece más obviamente cuando se examina la sección transversal longitudinal.

Un metal de grano fino que contiene granos orientados al azar se comportará en muchos aspectos como una sustancia isotrópica, a pesar del carácter anisotrópico de sus granos componentes individualmente. Después de considerable deformación plástica, sin embargo, el metal deja de ser isotrópico, tanto del punto de vista cristalográfico como mecánico, debido a la presencia de fragmentos en cada grano que han rotado hacia una posición común con la dirección de flujo. El metal ahora mostrará

valores ligeramente diferentes de sus propiedades en función de la dirección de medición, es decir, la posición del eje de la probeta respecto de la dirección de flujo o la dirección de laminación.

4.5 - CAMBIO EN LAS PROPIEDADES DEBIDO AL TRABAJADO EN FRÍO.

La magnitud de los cambios de diversas propiedades es importante cuando se evalúan las posibles aplicaciones de los metales deformados en frío. Aunque la dureza y la resistencia mecánica aumentan, no lo hacen según líneas paralelas cuando se las grafica en función de la reducción por laminación en frío (ver Fig.4.9). La resistencia aumenta, de manera general, más o menos linealmente, mientras que la dureza aumenta muy rápidamente en los primeros 10% de reducción y luego más lentamente para reducciones sucesivamente mayores. En la Fig.4.9, por ejemplo, se muestra el aumento en dureza R_b y la resistencia a la tensión de un latón 70-30 para incrementos de reducción hasta una deformación total de 70% aproximadamente. El marcado incremento inicial en los valores de la dureza, que se hace mucho más lento posteriormente, puede ser parcialmente explicado en función de dos factores: la no linealidad de la escala Rockwell y la profundidad de la indentación. Todas las escalas Rockwell son muy sensibles en los rangos de dureza bajos y relativamente insensibles a medida que se aproximan a 100. Segundo, la laminación en frío de la mayoría de los metales implica una mayor elongación (y extensión lateral) en las capas superficiales que en el centro, como lo evidencia la concavidad comúnmente observada de los extremos y bordes. Ya que la impresión Rockwell se hace sobre la superficie, ésto también aumentará el incremento inicial.

La ductilidad, medida por la elongación en un ensayo tensil, sigue un curso opuesto al de la dureza, mostrando una disminución inicial grande en la primera reducción del 20% y luego acercándose, a una velocidad gradualmente menor, a un valor relativamente bajo. Los datos de la Fig.4.9 muestran el efecto del incremento en el contenido de Zn al

aumentar la resistencia tensil de la solución sólida (valores iniciales de la ordenada), y la consolidación. El efecto relativo del Zn en solución sólida sobre la plasticidad y la ductilidad se muestra en dos formas; por los valores de la elongación y la tensión de fluencia (para una deformación de 0.2%) para el Cu electrolítico, tough-pitch y para el latón 70-30. Los datos de elongación muestran solamente un ligero efecto beneficioso del Zn para reducciones intermedias. La comparación de los datos de tensión de fluencia con los valores correspondientes de la resistencia máxima a la deformación tensil, es de mayor significación cuando se discute la ductilidad. La tensión de fluencia del Cu, aunque es muy baja en estado recocido, se acerca más a la resistencia máxima a la deformación para reducciones de 40% que en el caso del latón 70-30.

La mayor dispersión entre los datos de tensión de fluencia y resistencia máxima a la deformación para el latón que para el Cu significa que el estirado en frío del latón puede hacerse más fácilmente, sin peligro de fisuración. La laminación en frío no es tan afectada debido a la ausencia de tensiones tensiles, pero en el trabajado en frío en el cual las tensiones tensiles están presentes, el latón 70-30 es notablemente superior al Cu y, en efecto, a la mayoría de los otros metales.

Además de las propiedades mecánicas, el trabajado en frío altera también las propiedades físicas. Así, tiene un efecto perjudicial sobre las propiedades magnéticas del Fe y disminuye la conductividad eléctrica de los metales puros en un 2 a 5%, mientras que en algunas aleaciones, tales como el latón α , la disminución es mucho más marcada, llegando hasta casi un 20%.

RECOCIDO.

Durante la deformación plástica de un metal se realiza trabajo so-

bre el material. La mayor parte de este trabajo se disipa como calor (aumento de temperatura de la pieza), pero hasta un 10% de dicho trabajo se retiene en el metal como energía acumulada. Esta energía acumulada está asociada con la gran densidad de dislocaciones y otros defectos que se generan durante la deformación plástica. Los metales deformados en frío son inestables en el sentido que, cuando se los trata convenientemente, pueden disminuir su energía volviendo a la condición no deformada. Existe una barrera de energía en el camino de este regreso a la condición no deformada, que puede ser superada calentando el metal a una temperatura conveniente por un tiempo; este proceso se denomina recocido. Durante la deformación se generan muchas ordenaciones complicadas de diversos tipos de defectos. Durante el recocido esta configuración de defectos se reordena y autoelimina, mediante una variedad de procesos diferentes; algunos tienen lugar a diferentes niveles de temperatura y otros simultáneamente a la misma temperatura. En estos términos, el recocido de un metal deformado es un proceso muy complejo. En términos de cambios en la microestructura y en las propiedades mecánicas, pueden reconocerse tres etapas más o menos bien diferenciadas, a saber, restauración, recristalización y crecimiento de grano.

4.6 - RESTAURACION.

Esta es la primera etapa del recocido y se produce a temperaturas relativamente bajas. El examen mediante técnicas suficientemente sensibles revela que la restauración se produce después de la deformación a temperatura ambiente y, en muchos materiales, a temperaturas inferiores. El principal cambio estructural durante la restauración es la reordenación de dislocaciones en configuraciones más estables, aparentemente sin mayor cambio en el número total de dislocaciones presentes. Desde un punto de vista práctico, el cambio principal en el metal es :

la reducción de macro y microtensiones, resultante de la reordenación de las dislocaciones introducidas durante la deformación. El término macro y micro tienen aquí el mismo significado que cuando se lo aplica a fotografías de estructura. El término macro tensiones se refiere a tensiones elásticas existentes, en estado de equilibrio, sobre áreas grandes del metal. Cuando se perturba este equilibrio eliminando parte del metal mediante un maquinado, por ejemplo, las tensiones no balanceadas se redistribuirán distorsionando el metal. Por otra parte, mientras que también es necesario que las microtensiones estén en equilibrio, se hallan en una escala tan pequeña o tan localizada en extensión que no podrán causar un cambio en dimensiones cuando se maquina el metal, siendo detectables solamente mediante difracción de rayos X o por métodos comparables.

Las tensiones residuales presentes en un metal deformado pueden alcanzar el valor de la resistencia del material y aún excederlo, si se hacen muescas superficiales localizadas mediante ataque por algunos agentes corrosivos específicos, por ejemplo, soluciones amoniacales o mercuriosas en el caso de los latones. Cuando las tensiones tensiles localizadas exceden la resistencia del material comenzarán a formarse fisuras. Habitualmente el ataque corrosivo forma muescas sobre los límites de grano, por lo que las fisuras comienzan y se propagan a lo largo de dichos límites de grano, provocando una fractura intergranular conocida como fisuración por corrosión bajo tensión.

Un tratamiento térmico del metal deformado, a una temperatura comprendida en el rango de restauración, se denomina recocido para eliminación de tensiones. Como no se afecta las distorsiones reticulares que impide el movimiento de las dislocaciones a través de la estructura, no se observan cambios en la dureza y en la resistencia mecánica; en efecto, algunas aleaciones de solución sólida, tales como los latones α , muestran un ligero aumento en la dureza y resistencia a la deformación,

este ligero incremento en deformación y resistencia parece ser debido a la precipitación de una fase, soluble en la estructura estable e insoluble en la estructura distorsionada. Puede haber también algunos cambios estructurales muy pequeños pero, como máximo, éstos resultarán solamente en una menor tendencia a mostrar marcas de deformación en las microestructuras de los metales deformados ^{y sometidos} a un tratamiento de recocido para eliminación de tensiones.

4.7 - RECRISTALIZACION.

A temperaturas justamente por encima del rango de restauración la dureza comienza a disminuir rápidamente, Fig.4.10. Simultáneamente, aparecen en la estructura granos nuevos pequeños, idénticos en composición y estructura cristalina a los granos originales no deformados. Estos granos no están elongados, como lo están los granos deformados, sino que aparecen aproximadamente equiaxiales, es decir, sus diámetros son aproximadamente iguales en todas las direcciones. Estos granos aparecen primero en las regiones más severamente distorsionadas de la estructura trabajada, usualmente en los primitivos límites de grano. El proceso de formación de los granos recristalizados es un proceso de nucleación y, para que se forme un grano recristalizado, es necesario que la disminución de energía asociada con la transformación del material distorsionado a no distorsionado sea suficientemente grande como para superar el incremento de energía asociado con la formación de una interfase entre el grano nuevo y la estructura original. Si un material ha sido tan poco deformado como para que su energía acumulada sea pequeña, puede ser imposible recristalizarlo. A medida que se aumenta la temperatura, aumenta la probabilidad de tener una fluctuación térmica suficientemente grande como para comenzar la recristalización en una región particular de la estructura distorsionada. A mayor temperatura mayor será la velocidad de recristalización. Para una dada temperatura de recocido, el progreso de la recristalización

en el tiempo se hace a lo largo de una curva de la forma mostrada en la Fig.4.11. Ya que es difícil decir a partir de esta curva cuándo se ha completado la recristalización, es conveniente definir el tiempo de recristalización como el tiempo requerido para que un cierto porcentaje del material, digamos 95%, recristalice.

Como se muestra en la Fig.4.13, la recristalización se completará a menor temperatura si se aumenta la duración del tratamiento térmico. Cuando el tiempo de recristalización es de 1 hora, puede definirse una temperatura de recristalización como la temperatura requerida para que la recristalización se complete en un 95%. Como muestra la Tabla 4.1 existe una relación entre las temperaturas mínimas de recristalización para metales de pureza ordinaria y sus temperaturas de fusión.

4.8 - CRECIMIENTO DE GRANO.

Durante la recristalización se nuclean granos no distorsionados, los que luego crecen en el material deformado que los rodea. El crecimiento de un grano a expensas de los granos vecinos se denomina crecimiento de grano. No hay generalmente una distinción nítida entre las etapas de recristalización y de crecimiento de grano en el recocido, ya que puede tenerse crecimiento de grano en aquellas porciones de la estructura que han recristalizado primero, mientras que otras regiones están aún recristalizando. La fuerza motriz para el crecimiento de grano es la energía superficial de los límites de grano de los granos recristalizados. Cuanto mayor sea el tamaño de grano menor será la magnitud de los límites de grano en el material, y menor será su energía.

La forma de los granos individuales que están en contacto íntimo con todos sus granos adyacentes, de manera tal de ocupar completamente el espacio, está también determinada por las energías interfaciales. En un metal policristalino recocido habrá superficies bidimensiona-

les entre dos granos en contacto, líneas unidimensionales en la intersección de tres granos y puntos adimensionales en las uniones de cuatro granos. Las superficies bidimensionales deberán ser planas pues de lo contrario tenderán a migrar en la dirección cóncava para alcanzar una situación de mínima energía. Las superficies planas tridimensionales que se encuentran en una línea deberán formar entre sí ángulos de 120° ~~para~~ para balancear las energías relativas y devenir estables. Finalmente, las cuatro líneas que convergen en un punto de unión de cuatro granos deben formar un ángulo de $109^\circ 28'$ para balancear las energías interfaciales. El tetrakaidecahedro de Kelvin (Capítulo I, Fig. 1.24) cumple con todos estos requerimientos, excepto para el ángulo de $109^\circ 28'$ de unión de cuatro líneas.

Los estudios experimentales muestran que durante el crecimiento de grano ~~estas~~ esas consideraciones teóricas parecen ser operativas, ya que las superficies límites curvadas se mueven a fin de volverse planas (o líneas rectas en las secciones bidimensionales), y las intersecciones de tres límites se mueven en forma tal que los ángulos entre tres límites que se intersecten sean de 120° (sobre secciones planas normales a los límites). En general, a medida que los límites migran en ^{las} direcciones antes definidas, consumen ciertos granos y ésto produce que sobrevivan los granos más grandes como una aproximación mejor a la topología del ordenamiento de granos ideal; la estructura se hace así más y más estable, de manera que el crecimiento posterior de los granos se hace más y más lento.

Las microfotografías 4.7 a 4.12 ilustran los cambios sucesivos en la microestructura durante el recocido. Las maclas que aparecen en muchos metales c.c.c. y sus soluciones sólidas, luego del recocido, son llamadas maclas de recocido. Como puede apreciarse de las microfotografías, un recocido prolongado a altas temperaturas puede producir tamaño de gra-

no muy grande.

4.9 - FACTORES QUE INFLUENCIAN EL RECOCIDO

Los principales factores que influyen en el tiempo y la temperatura requeridas para recocer un metal específico trabajado en frío son los siguientes:

- 1) - La recristalización comienza a una temperatura menor y se completa dentro de un rango de temperatura menor:
 - a) - Cuanto menor sea la deformación previa.
 - b) - Cuanto más fino sea el tamaño de grano previo.
 - c) - Cuanto más puro sea el metal.
 - d) - Cuanto más largo sea el tiempo de recocido.
- 2) - El tamaño de grano recristalizado será menor:
 - a) - Cuanto menor sea la temperatura (por encima del mínimo requerido para la recristalización).
 - b) - Cuanto menor sea el tiempo a dicha temperatura.
 - c) - Cuanto menor sea el tiempo de calentamiento hasta la temperatura (nucleación incrementada).
 - d) - Cuanto más intensa sea la reducción previa.
 - e) - Cuanto mayor sea el número de partículas insolubles presentes o más fina sea su dispersión (Fig.4.12).

Es evidente, a partir de los planteos 1c y 2e, que las impurezas solubles o los constituyentes aleantes, tales como el Zn y Cu, aumentan la temperatura de recristalización, mientras que los constituyentes insolubles, tales como el Cu_2O en el Cu, no afectan marcadamente la temperatura de recristalización pero disminuyen el tamaño de grano recristalizado. Este último efecto es muy usado industrialmente para obtener estructura de grano fino en metales recocidos. La Fig.4.12 ilustra este efecto. Los límites de grano, al igual que las interfaces ^{entre} las partículas de inclusiones y la matriz, tienen una cierta energía por unidad de área; al pasar a través de una partícula de impureza, el límite de grano de la

Fig.4.12b reduce el área interfacial total "límite y partícula", representando así una configuración de menor energía.

El tamaño de grano obtenido, después de mantener durante un tiempo específico a una dada temperatura de recocido, aumentará si el metal es recalentado subsecuentemente a una temperatura superior, pero será estable, no afectado por todas las temperaturas inferiores, a menos que el tiempo aumente muy considerablemente (por ejemplo, multiplicado por aproximadamente 1000 para temperaturas inferiores en 100°C).

Los efectos de algunas de estas variables se muestran también en la Fig.4.13, donde se presentan curvas de recocido para Cu de alta pureza. Cambiando el tiempo de recocido desde 1 a 24 horas se baja el rango de temperatura de ablandamiento o recristalización de un metal laminado en frío a una reducción del 50%, desde 150 a 160°C hasta 110 a 120°C . Cambiando la reducción de 50 a 88% se reduce la temperatura de ablandamiento, para recocidos de 24 horas, desde 110 a 120°C hasta 80 a 95°C .

4.10 - CAMBIO DE PROPIEDADES DURANTE EL RECOCIDO.

En el rango de restauración del recocido, la dureza y la resistencia mecánica son poco afectadas pero se eliminan, al menos parcialmente, las tensiones y, por lo tanto, se elimina o disminuye la susceptibilidad a la fisuración por corrosión bajo tensiones, o al menos se disminuye ésta. El rango de recristalización, en el cual la estructura deformada es reemplazada por granos nuevos, no distorsionados, es un rango de rápida transición en las propiedades, desde aquéllas correspondientes al estado deformado hasta las correspondientes a la estructura libre de deformación. Así, disminuyen la dureza y la resistencia mecánica, y la ductilidad, medida por los valores de elongación en un ensayo tensil, aumenta. Fig.4.14. Las temperaturas de recocido elevadas aumentan el tamaño de grano, disminuyen correspondientemente la magnitud del área de los límites de grano por unidad de volumen. Dado que los límites de grano presenta discontinuidades al deslizamiento y al movimiento de las

dislocaciones, el crecimiento del tamaño de grano es acompañado por una ulterior disminución en la resistencia y la dureza y un aumento en la plasticidad.

4.11 - DEFORMACIÓN EN CALIENTE.

La deformación en caliente se hace a temperaturas y velocidades de deformación tales que tiene lugar, simultáneamente, la recristalización, por lo cual la estructura final está esencialmente libre de endurecimiento por trabajado. Aunque se suele decir que la deformación en caliente es equivalente a la deformación en frío seguida de un recocido, debe tenerse en cuenta que los factores de tiempo y velocidad pueden causar diferencias apreciables sobre las estructuras resultantes.

Por ejemplo, cuando se deforma severamente en frío Cu muy puro puede recristalizar y ablandarse mediante tratamientos térmicos de 24 horas a 100°C, como muestra la Fig.4.13. Sin embargo, el mismo Cu no podría ser considerado como deformado en caliente si se lo lamina a cualquier temperatura próxima a 100°C, debido a limitaciones de tiempo y velocidad. Los ensayos de laboratorio demostraron que el Cu tough-pitch fundido, cuando se lo lamina en caliente a 800°C, tiene la misma dureza y resistencia que Cu similar laminado en frío a la misma reducción y recocido posteriormente durante 1 hora a 350°C. Sin embargo, las inclusiones de Cu_2O en ambas muestras están distribuidas de manera diferente y la ductilidad es menor en la estructura laminada en frío y recocida.

Ya hemos dicho que, después de la laminación en frío, la deformación es mayor en las zonas superficiales en contacto con los rodillos, particularmente en las primeras etapas de la deformación, lo cual provoca que los extremos y bordes sean cóncavos. En la laminación en caliente se observa una situación opuesta. Dado que los rodillos u otras superficies de trabajado están generalmente más frías que el metal, las capas superficiales del metal estarán más frías y más duras. Por lo

tanto, la deformación es mayor en el centro y, en consecuencia, los dos extremos de las secciones tenderán a ser convexas.

En todos los procesos de deformación gran parte de la energía empleada en el cambio de forma se transforma en calor. En la deformación en caliente sin consolidación, prácticamente toda la energía se transforma en calor. Si la relación de superficie a volumen del metal a trabajar es grande, la pérdida de calor al entorno será más rápida que si es generada en el metal y si se enfría después de la deformación. Sin embargo, las secciones grandes, con una relación de superficie a volumen relativamente pequeña, pueden aumentar apreciablemente su temperatura y llegar a fundirse parcialmente si se las deforma muy rápidamente. Este factor fija la temperatura de deformación máxima. El mínimo puede determinarse a partir de la consolidación hasta el grado en que las fuerzas aplicadas puedan ya deformar al metal, o a partir de la formación de fisuras en metales o aleaciones que tengan ductilidad limitada a temperaturas ordinarias.

Algunos metales que muestran solamente ductilidad limitada en el trabajado en frío pueden ser muy deformados trabajándolos en caliente. El Mg, por ejemplo, presenta ductilidad limitada a temperatura ambiente, a la cual solamente el plano basal es operativo en el proceso de deslizamiento. Sin embargo, a temperaturas elevadas, operan otros planos cristalográficos y el metal se hace muy plástico, y la estructura final aparece substancialmente libre de deformación.

4.12 - ORIENTACION PREFERENCIAL Y PROPIEDADES DIRECCIONALES.

El proceso de deformación en frío produce la rotación de los granos respecto a la dirección de flujo. En las aleaciones policristalinas esta rotación se produce no en la forma de rotación uniforme de cristales enteros, sino como secciones fragmentos o bandas dentro de los granos. Sin embargo, los planos de deslizamiento no tienden nece-

sariamente a ser paralelos a la dirección de flujo. En los metales c.c.c., al menos, comienza a funcionar un segundo conjunto de planos de deslizamiento cuando el primer conjunto alcanza un ángulo de aproximadamente 55° respecto a la dirección de flujo, y la posición de estabilidad se alcanza, donde la posición real de los bloques cristalinos es la indicada en la Fig.4.15. No todos los granos están exactamente en esta posición (o en su imagen especular simétrica), pero existe una tendencia a aproximarse a la orientación mostrada. Los metales c.c. y h.c., con diferentes mecanismos de deslizamiento, tienen posiciones finales diferentes para los granos o fragmentos de granos.

El desarrollo de una orientación preferencial, por laminación o estirado, depende fuertemente del estado del metal antes del trabajado en frío, es decir, si la orientación inicial es al azar o preferencial. En todo caso, no aparece una orientación nueva por trabajado en frío, de manera pronunciada, antes de que la reducción en frío excede un 50%. En consecuencia, no existe una relación directa entre endurecimiento por deformación y orientación preferencial.

Ya que la mayoría de los cristales metálicos son individualmente anisotrópicos, si los bloques cristalinos tienden todos a alinearse en la misma posición en la dirección de flujo, no es sorprendente que las propiedades mecánicas y otras varíen en función de la dirección de prueba, con respecto de la dirección de flujo precedente. Los datos de la Tabla 4.2, para una lámina de 90% Cu-10% Zn laminada, muestra las variaciones en resistencia y elongación según diferentes direcciones y diferentes técnicas de laminación. Estos datos no son totalmente representativos de la diferencia real en las propiedades, como se observa cuando uno trata de flexionar láminas laminadas en frío en diferentes direcciones. Si el eje de flexión es paralelo a la dirección de laminación, la tendencia a fisurarse a lo largo de la flexión es

mucho mayor que cuando el eje de flexión forma ángulos de 90° con la dirección de laminación.

Las orientaciones preferenciales encontradas en los metales deformados, después de reducciones relativamente altas, cambian frecuentemente pero nunca son completamente borradas por la recristalización y el crecimiento de grano que acompaña a los recocidos subsecuentes; en efecto, la direccionalidad de las propiedades puede ser mayor. Esta direccionalidad de las propiedades puede ser muy molesta, ya que frecuentemente el material laminado y posteriormente recocido se emplea en el proceso de embutido profundo o en la elaboración de tubos. Si los granos están orientados según direcciones preferenciales, la deformabilidad del metal será mayor en ciertas direcciones; correspondientemente, las copas formadas por embutido no presentarán un borde superior uniforme sino que tendrán secciones altas (orejas) de menor espesor de pared. Las propiedades direccionales de diferentes metales varían; después de formar las copas, algunos metales muestran cuatro orejas a 0 y 90° de la dirección de laminación, otros presentan cuatro orejas en la posición de 45° , mientras que los metales hexagonales, y ocasionalmente los metales cúbicos, pueden mostrar seis orejas. Ya que las propiedades direccionales aumentan, generalmente, no sólo en función del aumento de la reducción previa sino también al aumentar la temperatura de recocido, parecería que los núcleos no tienden a exhibir una orientación preferencial solamente durante la recristalización sino que también, lo cual es más importante, durante el crecimiento de grano. Los cristales orientados próximos a ciertas posiciones están favorecidos y absorben a sus vecinos orientados menos favorablemente.

Se ha realizado una intensa investigación en el campo de la orientación preferencial en los metales recocidos, cuyos resultados indican que, generalmente, la orientación preferencial se desarrolla a partir

del crecimiento preferencial de núcleos que tienen una cierta relación cristalográfica específica con la matriz deformada. En un sentido más práctico, se ha encontrado que las condiciones que tienden a aumentar la direccionalidad son reducciones intensas en la penúltima etapa de deformación, bajas temperaturas de recocido en la penúltima etapa de este proceso, y temperaturas elevadas en el recocido final.

El cambio de propiedades con la dirección de ensayo en los metales deformados se conoce también como textura. La textura fibrosa de estos metales laminados y recocidos, basada en la preferencia de ciertas orientaciones cristalográficas, no debe ser confundida con las fibras que aparecen en el Fe o metales similares, donde el efecto es mecánico debido a la presencia de residuos de escoria distribuidos todos en la dirección de laminación. Aún las inclusiones relativamente pequeñas en aceros ordinarios laminados son suficientes para perjudicar las propiedades transversales de los aceros recocidos y aún más afectar las propiedades perpendicularmente a la superficie de laminación.

Una importante aplicación de la orientación preferencial controlada se encuentra en la manufactura de láminas de Fe-Si para transformadores. El número de transformadores en el sistema de distribución de energía eléctrica de un país es muy grande, suficientemente grande como para que el costo total de la energía eléctrica disipada como calor en los núcleos de los transformadores sea un factor significativo en el costo de la energía que se distribuye. Así, se ha encontrado que el dinero invertido en investigación para el mejoramiento de las propiedades magnéticas del Fe de transformadores puede ser recuperado con creces cuando se disminuye los costos totales de la potencia eléctrica. La aleación más utilizada en estos casos es Fe con alrededor de 3% Si. El Si, además de disminuir el ciclo de histéresis, aumenta también la resistividad eléctrica del Fe, de manera tal que la energía perdida

debida a las corrientes ^(parásitas) disminuye. La magnetización del Fe se hace más fácilmente a lo largo de las direcciones $\langle 100 \rangle$. Una ulterior mejoría en las propiedades de las láminas empleadas para núcleos de transformadores se obtiene laminando y recociendo el metal, de tal manera que se desarrolle una orientación preferencial muy marcada, con los ejes $\langle 100 \rangle$ de los granos todos en la misma dirección y en la dirección en la cual la hoja será magnetizada cuando se la emplee. Este producto es conocido como hoja con granos orientados.

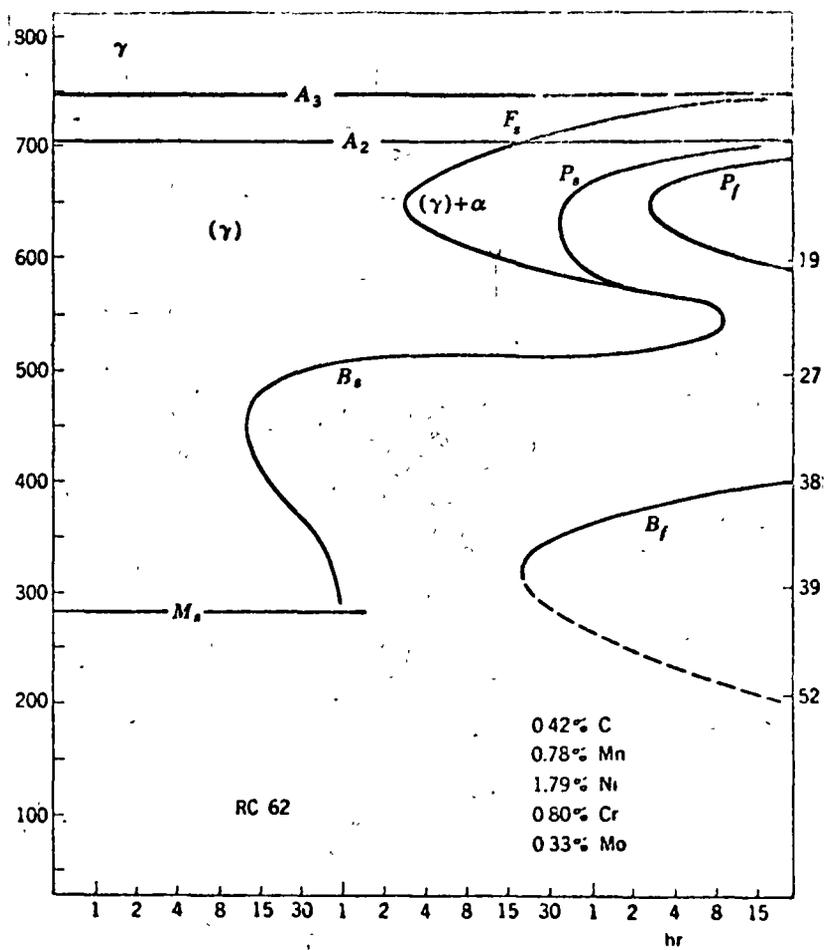
4.13 - CONSIDERACIONES INGENIERILES.

La estructura deformada en frío, de aleaciones de soluciones sólidas, tiene resistencia mucho mayor que las aleaciones recocidas, sin disminución de la resistencia a la corrosión. La disminución en la ductilidad no es perjudicial en muchos casos, siendo de gran beneficio cuando debe tenerse en cuenta la maquinabilidad. La estructura más dura y más frágil presenta una tendencia a fisurarse por cizallamiento por delante de la herramienta de corte, exhibiéndose también una fractura fácil de las virutas que resultan del maquinado. Estos dos factores originan menos desgaste del filo de la herramienta de corte y una mejor terminación superficial en las secciones maquinadas.

Se ha demostrado que el tamaño de grano es un factor importante, aunque no el más importante, en la determinación de la dureza, resistencia mecánica y ductilidad de metales y aleaciones recocidas. Tiene significación industrial especial cuando las láminas son deformadas en frío a una forma específica. Aunque las estructuras de grano grueso son más blandas, y, por lo tanto, son deformadas más fácilmente, es más probable que exhiban una superficie denominada "piel de naranja", en secciones que no están sometidas a presión sobre ambas caras. Esto se debe a la naturaleza cristalográfica del deslizamiento y a la necesidad que tendrán ciertos granos de deformarse en forma diferente de los otros,

según sea la orientación del plano de deslizamiento respecto de la dirección de flujo.

FIG. 10.4.
845°C; grain
structures



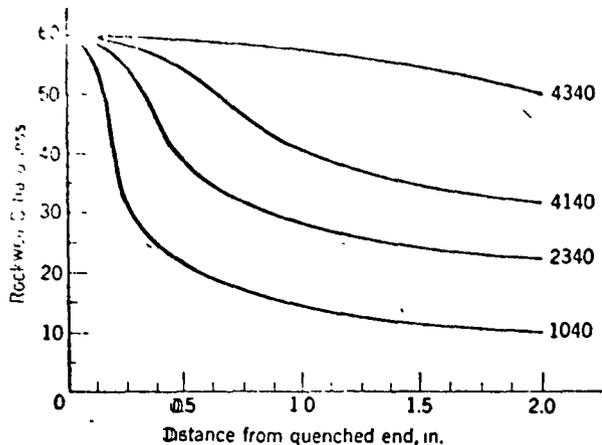


FIG. 10.5. Typical Jominy hardenability curves for four standard medium-carbon steels austenitized at 845°C (1550°F) from an initial normalized condition.

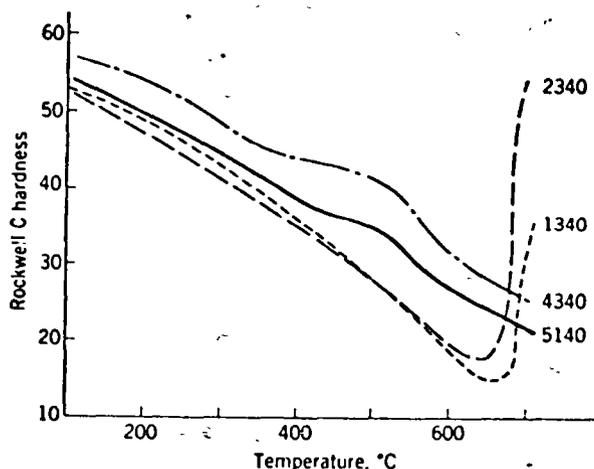


FIG. 10.7. Tempering curves for four medium-carbon alloy steels (1340, 1.7% Mn; 2340, 3.0% Ni; 5140, 1.0% Cr; 4340, 1.7% Ni, 0.8% Cr, 0.3% Mo). Tempering time for all curves was 20 hr.

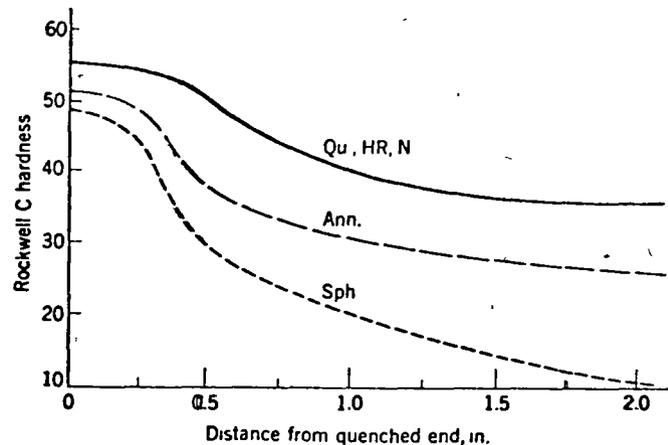


FIG. 10.6. Effect of prior structure on Jominy hardenability of AISI No. 4140 steel (0.40% C, 0.90% Cr, 0.20% Mo). The prior structures were: (Qu) quenched from 945°C; (HR) hot-rolled in austenitic state to 1-in. rod and air-cooled; (N) normalized by air cooling from 845°C; (Ann) annealed by furnace cooling from 845°C; (Sph) spheroidized by normalizing and reheating at 700°C for 24 hr. All bars were then heated 10 min at 845°C and end-quenched. (When bars were heated 4 hr at 845°C and end-quenched, their hardenabilities were the same and corresponded to the top curve.)

Table 10.3 Composition and properties of certain superstrength steels

Steel type	Composition				
	% C	% Ni	% Cr	% Mo	% V
4340	0.40	1.8	0.8	0.25	
4335V	0.35	1.8	0.8	0.25	0.2
H11	0.35	...	5.0	1.5	0.4
18Ni (300)*	0.02	18.0	...	5.0	(9% Co, 0.6% Ti, 0.1% Al)

(* Maraging steel.)

Steel	Treatment	Yield strength, psi	Tensile strength, psi	% Elongation in 2 in.
4340 Air*	1525°F, oil-quench, 350°F temper	208,000	264,000	7.0
4340 Air*	1525°F, oil-quench, 700°F temper	182,000	204,000	6.0
4335V Air*	1575°F, oil-quench, 400°F temper	219,000	266,000	7.5
4335V Air	1575°F, oil-quench, 725°F temper	207,000	225,000	6.5
4335V Vac†	1575°F, oil-quench, 400°F temper	206,000	252,000	7.0
4335V Vac†	1575°F, oil-quench, 725°F temper	194,000	218,000	6.0
H11 Air*	1900°F, air-cool, 1000°F temper	231,000	287,000	5.0
H11 Vac†	1900°F, air-cool, 1000°F temper	228,000	228,000	5.5
18Ni (300)	Ann. 1500°F, cold-roll 50%, age 900°F	300,000	300,000	3.5

Above, sheet specimens 0.090 in. thick, tested in rolling direction.

* Air-melted.

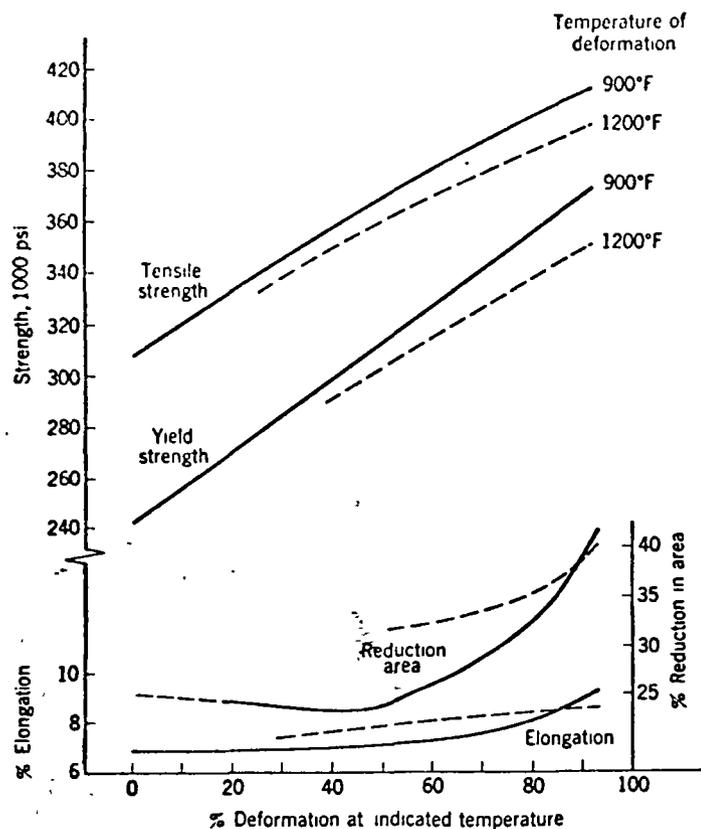


FIG. 10.8. Effect on yield strength and tensile strength of deforming austenite of H11 CrMo die steel, austenitized at 1900°F, cooled to the indicated temperature, deformed 50, 75, or 90%, cooled to room temperature, and tempered twice (double-tempered) at 950°F. (Data by Vanadium-Alloys Steel Co.)

4

Table 11.1 Classification of principal types of tool steel

AISI- SAE design- nation	Composition							Typical uses
	% C	% Mn	% Cr	% V	% W	% Mo	% Co	
Water-hardening grades								
W1	0.6-1.4	Cold-heading dies, woodworking tools, etc.
W2	0.6-1.4	0.25	
Shock-resisting tool steels								
S1	0.5	...	1.5	2.5	Chisels, hammers, rivet sets, etc.
S5	0.5	0.8	0.4(2.0 Si)	...	
Oil-hardening cold-work tool steels								
O1	0.9	1.0	0.5	0.5	Short-run cold-forming dies, cutting tools
O2	0.9	1.6	
Air-hardening medium-alloy cold-work tool steels								
A2	1.0	...	5.0	1.0	...	Thread rolling and slitting dies, intricate die shapes
A5	1.0	3.0	1.0	1.0	...	
High-carbon high-chromium cold-work steels								
D2	1.5	...	12.0	1.0	...	Uses under 900°F, gages, long-run forming and blanking dies
D3	2.25	...	12.0	
D4	2.25	...	12.0	1.0	...	
Chromium hot-work steels								
H12	0.35	...	5.0	0.4	1.5	1.5	...	Al or Mg extrusion dies, die-casting dies, mandrels, hot shears, forging dies
H13	0.35	...	5.0	1.0	1.5	...	
H16	0.55	...	7.0	7.0	
Tungsten hot-work steels								
H21	0.35	...	3.5	9.5	Hot extrusion dies for brass, nickel, and steel, hot forging die
H23	0.30	...	12.0	12.0	
Tungsten high-speed steels								
T1	0.70	...	4.0	1.0	18.0	Original high-speed cutting steel Most wear-resistant grade
T15	1.50	..	4.0	5.0	12.0	...	5.0	
Molybdenum high-speed steels								
M1	0.80	..	4.0	1.0	1.5	8.5	...	85% of all cutting tools in United States made from this group
M2	0.85	..	4.0	2.0	6.25	5.0	...	
M3	1.0	..	4.0	2.4	6.0	5.0	...	
M10	0.85	..	4.0	2.0	..	8.0	...	
M15	1.50	..	4.0	5.0	6.5	3.5	5.0	Most wear-resistant grade

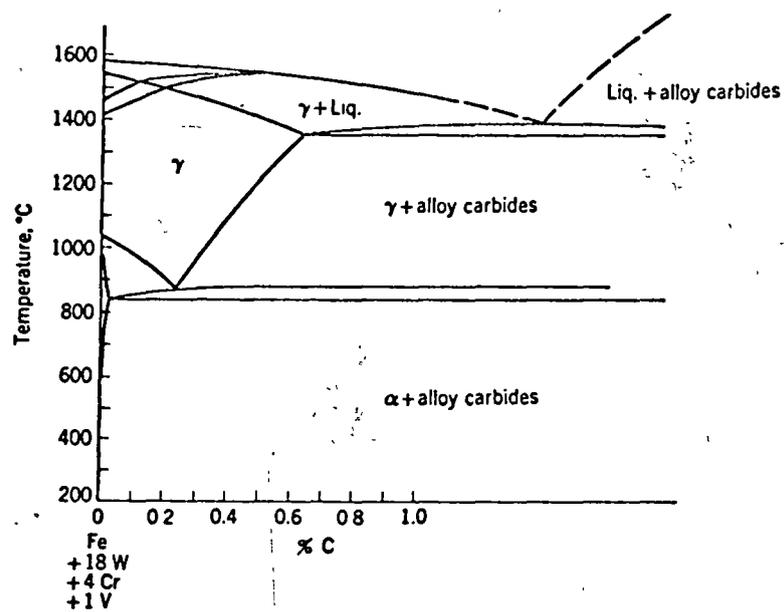


FIG. 11.1. Pseudo-binary phase diagram for alloys of iron plus 18% W, 4% Cr, and 1% V, with varying carbon contents. Eutectic and eutectoid transformations occur over a range of temperatures in these complex alloys, and the compositions of ferrite, austenite, and carbide are not necessarily fixed. The diagram shows only the approximate saturation carbon contents of austenite at various temperatures between the eutectic and eutectoid.

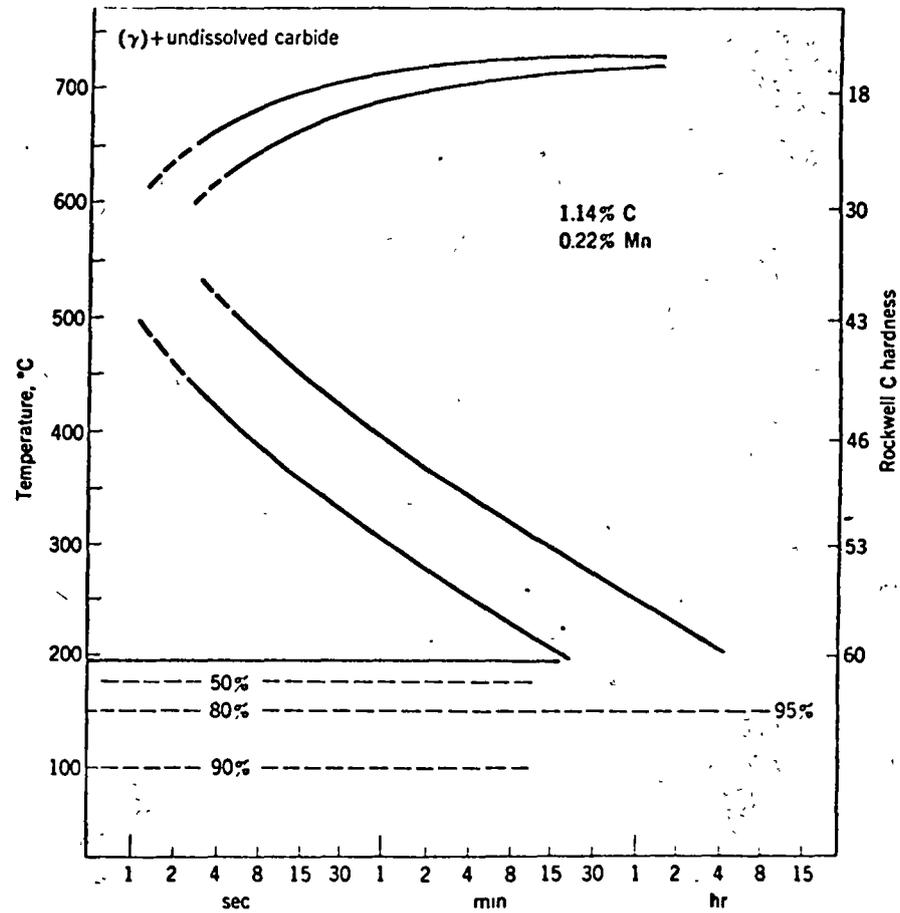


FIG. 11.2. Isothermal transformation diagram for a water-hardening plain-carbon steel.

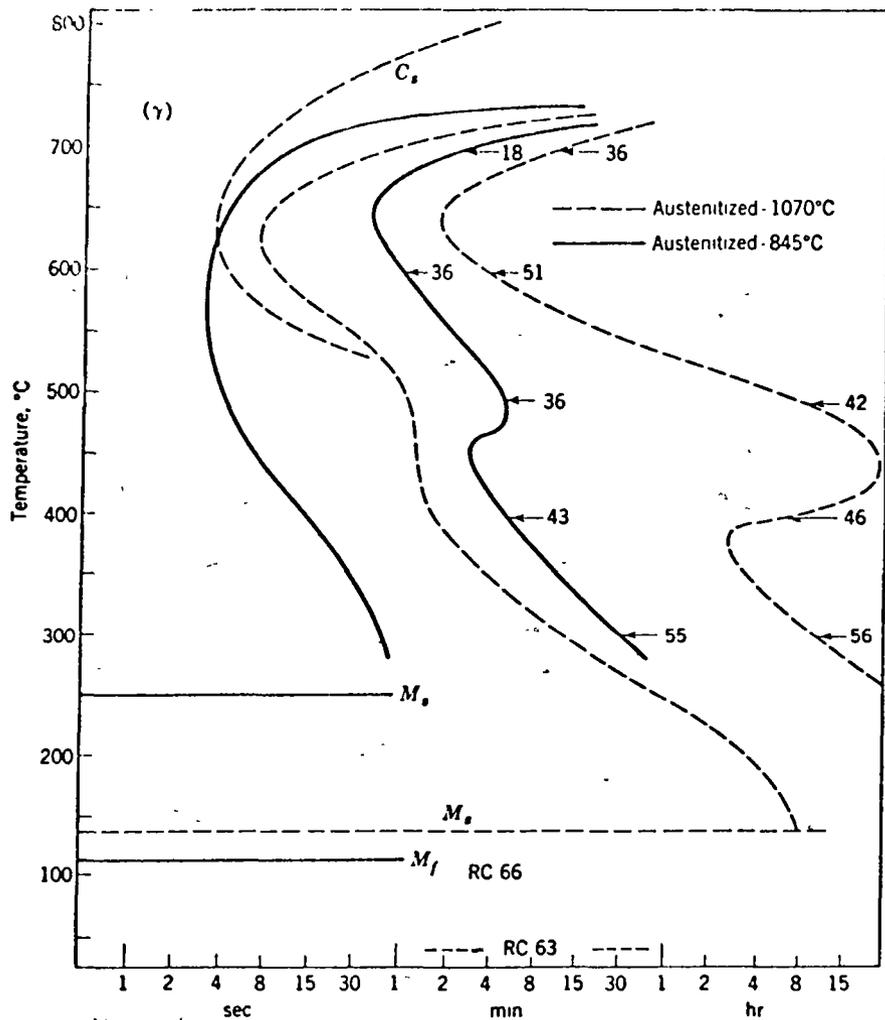


FIG. 11.3. Isothermal transformation diagram for steel AISI 52100 (1.02% C, 1.41% Cr) austenitized at the normal hardening temperatures, 845°C (solid line), and at a temperature of 1070°C, sufficiently high to dissolve all carbides. The 845°C gave a very fine No. 9 grain size, while the 1070°C treatment resulted in a No. 3 grain size. Rockwell hardness data are shown; the quenched RC63 for the 1070°C treatment represents martensite plus soft retained austenite. (*Atlas of Isothermal Diagrams*, U.S. Steel Corp.)

Table 11.3 Effect of austenitization treatment on martensite reaction in oil-hardening nondeforming steel

	Austenitization treatment			
	790°C, 1 hr	870°C, ¾ hr	980°C, ¾ hr	1095°C, ½ hr
γ grain size, ASTM	No. 9	No. 6	No. 5	No. 2
Undissolved carbides	Very many	Few	None	None
% Martensite at 150°C	80	10	10	10
% Martensite at 100°C	95	40	40	40
% Martensite at 30°C	99	90	80	80

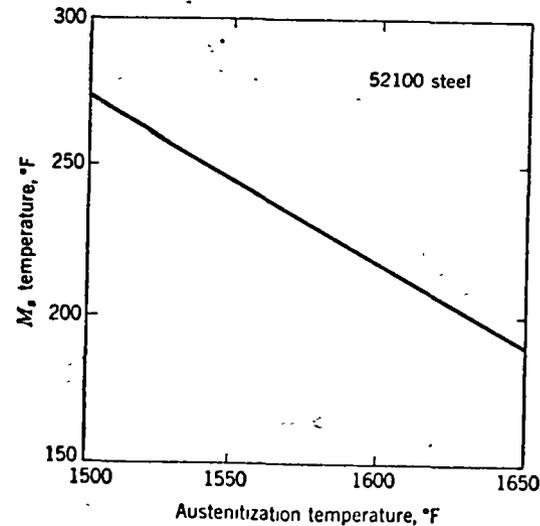


FIG. 11.4. The M_s temperature for 52100 steel (1% C, 1¼% Cr) as a function of the austenitization temperature; increased carbon solution lowers the M_s temperature.

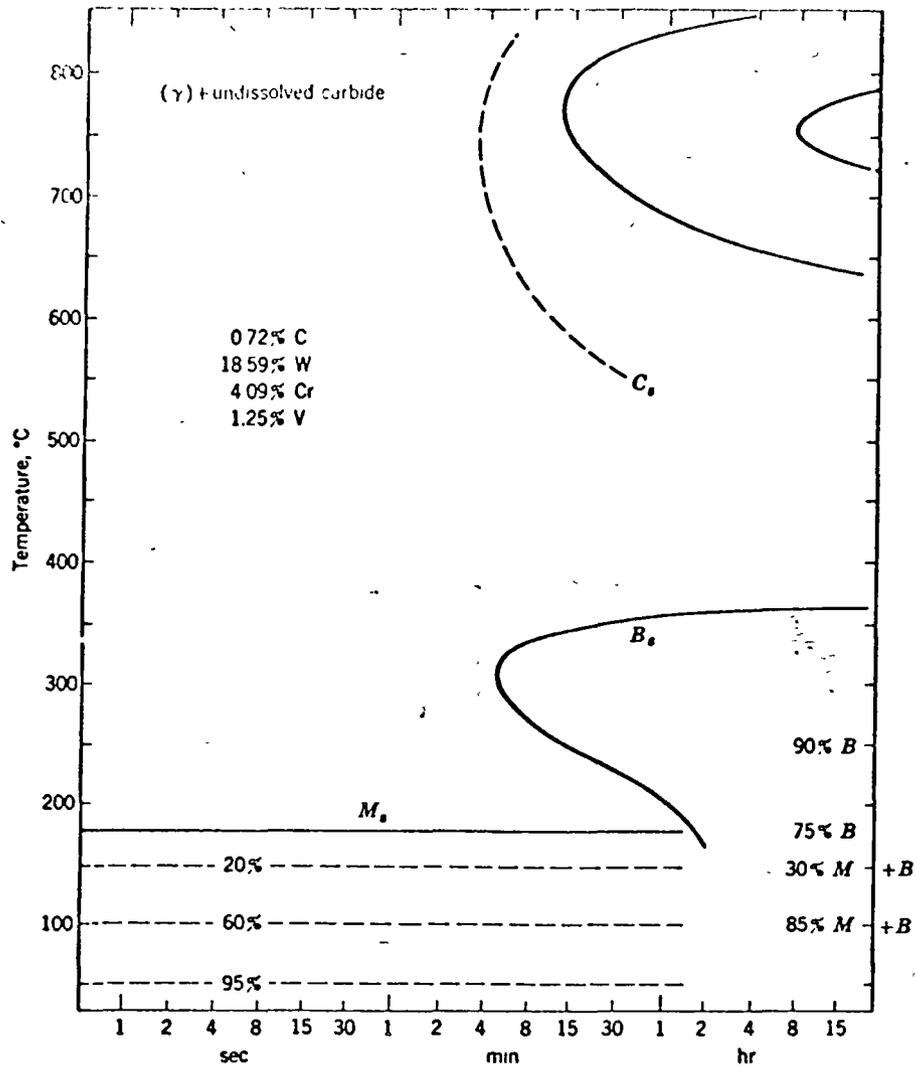


FIG. 11.5. Isothermal transformation diagram for IS-4-1 high-speed steel as austenitized at the usual hardening temperature of 1290°C from an annealed structure. In the martensitic formation range, long-time holding permits bainite to form as indicated by the increased percentage transformation at long times (15 hr). The dashed C_c line indicates approximate start for carbide precipitation from supersaturated austenite prior to the eutectoid reaction.

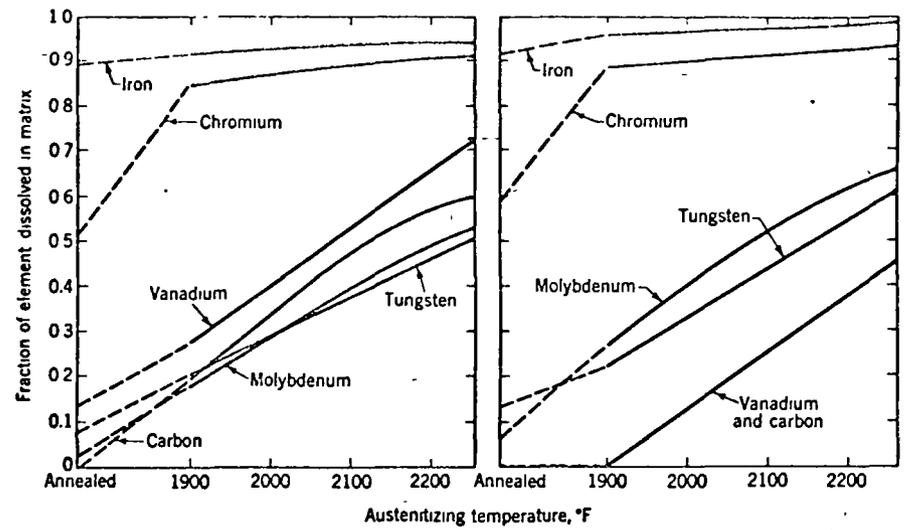


FIG. 11.6. Partition of elements between matrix and carbides in high-speed steels, M1 (left) and M4. Most of the chromium carbides are dissolved at 1900°F; vanadium, molybdenum, and tungsten carbides dissolve much more slowly.

Table 11.4 Effect of austenitization treatment on martensite reaction in air-hardening high-carbon high-chromium steel

	Austenitization treatment			
	1010°C, 1 hr	1070°C, 1½ hr	1110°C, ¼ hr	1150°C, 5 min
γ grain size, ASTM	No. 11	No. 10	No. 9½	No. 9
% Martensite at 95°C	95	20	Trace	0
% Martensite at 30°C	100	85	30	Trace
Rockwell hardness as quenched	C65	C59	C47	C36

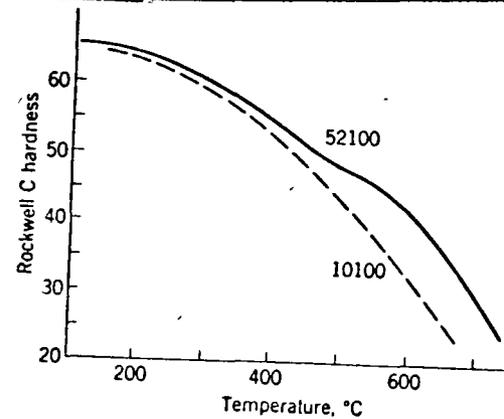


FIG. 11.7. Tempering data for a plain high-carbon steel, water-quenched from 90°C, and for 52100 (1% C and 1.2% Cr) after being quenched in oil from 845°C. Tempering time for both curves was 1 hr.

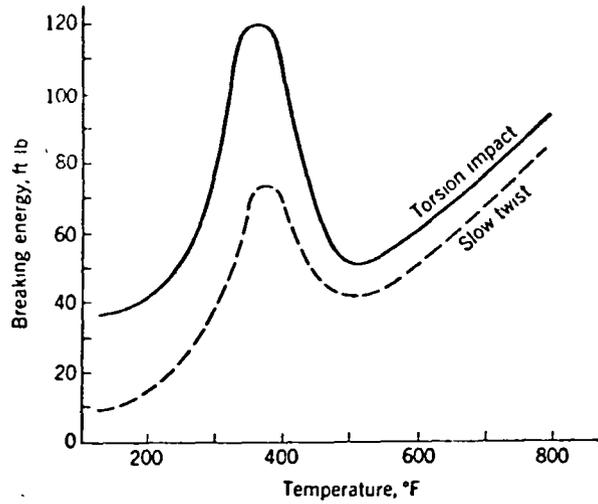


FIG. 11.8. Energy required to break tempered martensitic structures as a function of the tempering temperature. The 1.1% C tool steel was quenched in brine from 1450°F and tempered for 1 hr at the indicated temperatures. The breaking energy for the specimens given a slow twist was obtained by integrating the area under the torsional-stress vs. torsional-strain curve for each test specimen. The peak at about 375°F presumably corresponds to stress relief of martensite, with no change of retained austenite; the low values at about 500°F result from the stresses generated by retained austenite transforming to martensite upon cooling from the tempering operation.

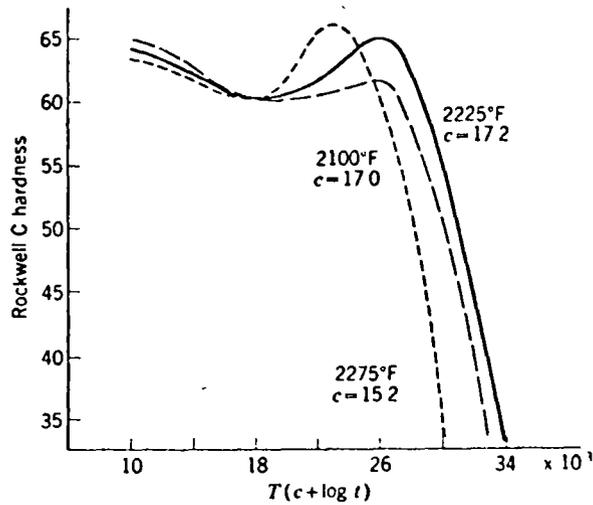


FIG. 11.9. Tempering curves for 6-5-4-2 high-speed steel austenitized at three different temperatures. Tempered hardness is plotted against the parameter $T(c + \log t)$, where T is the tempering temperature, t the tempering time, and c a constant for a specific steel and austenitization treatment. (Roberts, Grobe, and Moersh.)

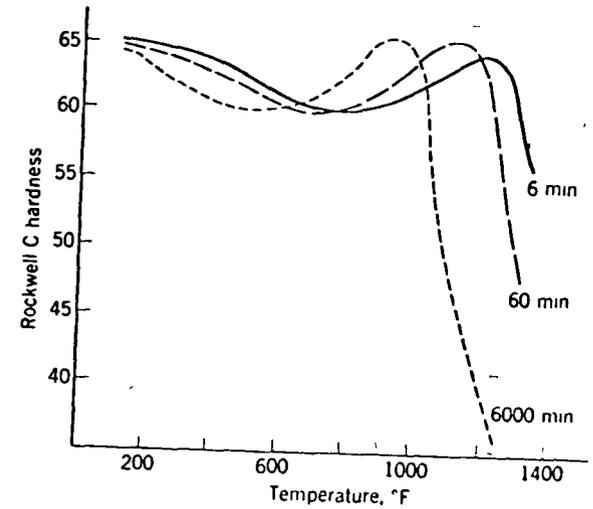
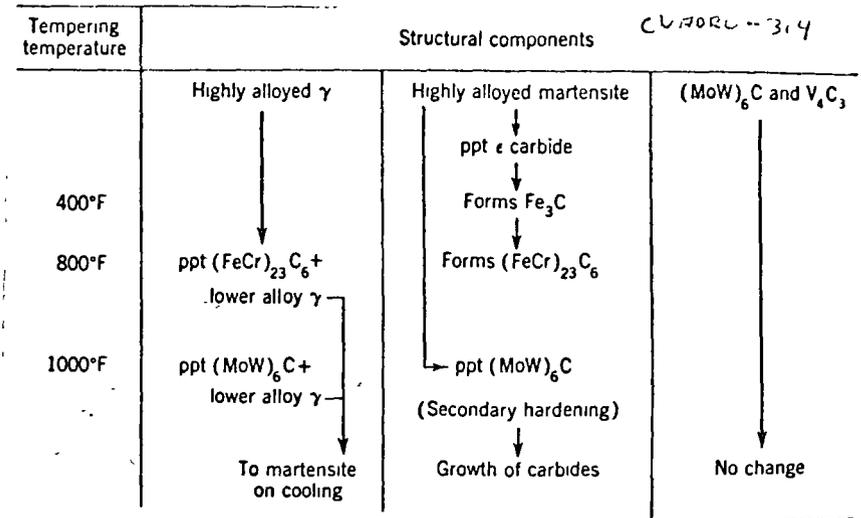


FIG. 11.10. Tempering curves for 18-4-1 high-speed steel, quenched in oil from the usual hardening temperature of 2350°F; curves for hardness after tempering 6, 60, and 6000 min are reproduced. Almost identical tempering curves are obtained for the 6-5-4-2 high-speed steel when oil-quenched from its usual hardening temperature of 2225°F. (Roberts, Grobe, and Moersh.)

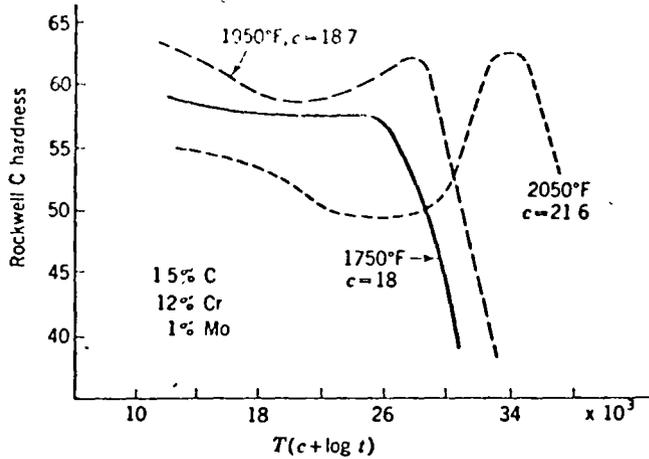


FIG. 11.11. Tempering curves for an air-hardening die steel austenitized at three different temperatures, as indicated on each curve. Tempered hardness is plotted against the parameter $T(c + \log t)$, where T is the tempering temperature, t is the tempering time, and c is a constant for each curve whose value depends on the austenitization temperature. Hardening from the lowest temperature results in no secondary hardening; hardening from the highest temperature results in low initial hardness because of retained austenite and then a related pronounced secondary hardening. (Roberts, Grobe, and Moersch.)

Table 11.5 Specific volume of phases present in carbon tool steels*

Phase or phase mixture	Range of carbon, %	Calculated specific volume at 68°F, cm ³ /g
Austenite.....	0-2	0.1212 + 0.0033 (% C)
Martensite.....	0-2	0.1271 + 0.0025 (% C)
Ferrite.....	0-0.02	0.1271
Cementite.....	6.7 ± 0.2	0.130 ± 0.001
Epsilon carbide.....	8.5 ± 0.7	0.140 ± 0.002
Graphite.....	100	0.451
Ferrite plus cementite.....	0-2	0.1271 + 0.0005 (% C)
Low-carbon martensite plus epsilon carbide.....	0-2	0.1277 + 0.0015 (% C - 0.25)
Ferrite plus epsilon carbide.....	0-2	0.1271 + 0.0015 (% C)

* B. S. Lement, "Distortion in Tool Steels," American Society for Metals, 1959.

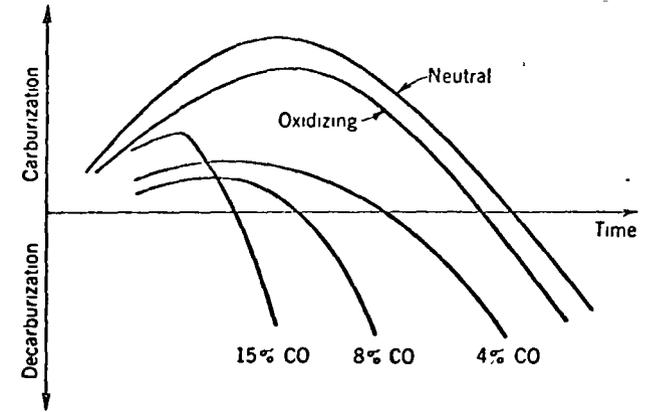


FIG. 11.12. Surface carbon effects on high-speed steel of different atmospheres with increasing time at the austenitizing temperature. The "neutral" atmosphere would be completely burnt gas with no excess oxygen. The oxidizing atmosphere would be gas burnt with an excess of air. The varying percentages of carbon monoxide would be atmospheres of gas burnt with insufficient air. Therefore, all atmospheres for this schematic graph contain CO₂ and H₂O as well as CO or O. (Schlegel.)

Table 11.6 Size changes on hardening carbon tool steels*

Reaction	Volume change, %	Dimensional change, in./in.
Spherulite → austenite .	-4.64 + 2.21 (% C)	-0.0155 + 0.0074 (% C)
Austenite → martensite . . .	4.64 - 0.53 (% C)	0.0155 - 0.0018 (% C)
Spherulite → martensite	1.68 (% C)	0.0056 (% C)
Austenite → lower bainite †.	4.64 - 1.43 (% C)	0.0155 - 0.0048 (% C)
Spherulite → lower bainite †	0.78 (% C)	0.0026 (% C)
Austenite → aggregate of ferrite and cementite †. . .	4.64 - 2.21 (% C)	0.0155 - 0.0074 (% C)
Spherulite → aggregate of ferrite and cementite †. . .	0	0

* B. S. Lement, "Distortion in Tool Steels," American Society for Metals, 1959.

† Lower bainite is assumed to be a mixture of ferrite and epsilon carbide.

‡ Upper bainite and pearlite are assumed to be mixtures of ferrite and cementite.

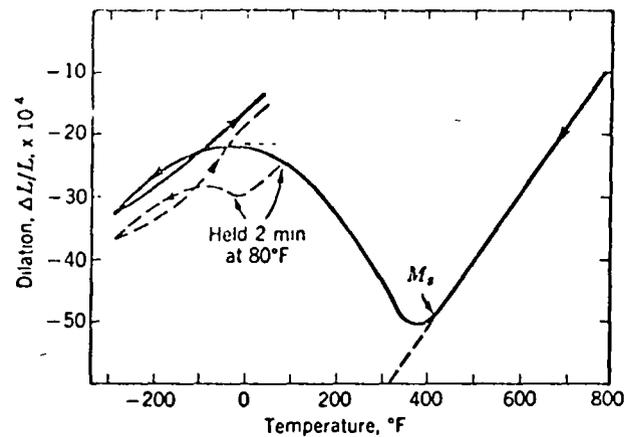


FIG. 11.13. Volume changes as indicated by length changes upon cooling of an 18-4-1 high-speed steel from 2350°F. The solid line shows the length changes upon continuous cooling from 2350 to -310°F. Expansion begins at 405°F, the M_s point, and continues until, at about -100°F, all austenite has transformed to martensite. The dotted line represents a case where cooling was interrupted by holding the specimen at room temperature for 2 min. This noticeably stabilized the austenite still present so that the austenite-martensite transformation did not again start until the specimen cooled to a temperature of about -100°F. In this latter case, the dimensions upon reheating to room temperature show that not all austenite is transformed to martensite even upon cooling to -310°F. (Cohen.)

Table 11.9 Relative costs of various grades of tool steels

Type	Approximate composition	Cost per lb, Mar., 1960
W1	Water-hardening; 1% C	\$0.33
S1	Shock-resisting type; 0.5% C, 2.5% W	0.64
O1	Oil-hardening; 0.9% C, 1% Mn, 0.5% Cr, 0.5% W	0.51
A2	Air-hardening; 1.0% C, 5% Cr, 1% Mo	0.54
D3	Hi C, Hi Cr; 2.25% C, 12% Cr, 1% Mo	0.95
M1	Molybdenum high speed; 4% Cr, 1% V, 1.5% W, 8.5% Mo	1.20
M2	4% Cr, 2% V, 6.2% W, 5.0% Mo	1.34
M6	4% Cr, 1.5% V, 4.0% W, 5.0% Mo, 12% Co	2.58
M15	4% Cr, 5.0% V, 6.5% W, 3.5% Mo, 5% Co	2.66
T1	Tungsten type; 4% Cr, 1% V, 18% W	1.85
T6	4% Cr, 1.5% V, 20% W, 12% Cr	4.33
T15	4% Cr, 5% V, 12% W, 5% Co	2.77

Table 11.7 Calculated maximum temperature difference between center and surface of steel cylinders quenched from 930°C into medium at 30°C

Cylinder diam., in.	Temperature difference, °C		
	Water	Oil	Air
4	846	567	55
2	801	414	30
1	734	277	16
0.5	617	171	9

Table 11.8 Increase in volume of alloy tool steels on hardening

Type	Composition						Heat treatment, °F	% Increase in volume
	% C	% Mn	% Cr	% Mo	% W	% V		
O1	0.9	1.1	0.5	...	0.5	...	1440 to water	0.69
	1.0	0.2	1.3	1470 to water	0.52
A2	1.0	0.6	5.2	1.0	.	0.2	1730 to gas*	0.30
D2†	1.5	0.2	11.5	0.8	...	0.2	1850 to gas	0.11

* Quenched in dissociated ammonia to preserve a bright, scale-free surface.

† D2 showed directionality of dimensional change; on tempering, it contracted in the rolling direction and showed little change in the transverse direction.

Table 11.10 Relative uses of tool steels

Type	Percentage of total
Tungsten high-speed steels.....	2
Molybdenum high-speed steels.....	16
Hot-work steels.....	13
Chromium die steels.....	13
Oil-hardening tool steels.....	18
Shock-resisting and chisel steels.....	8
Carbon tool steels.....	11
Special-purpose tool steels.....	19

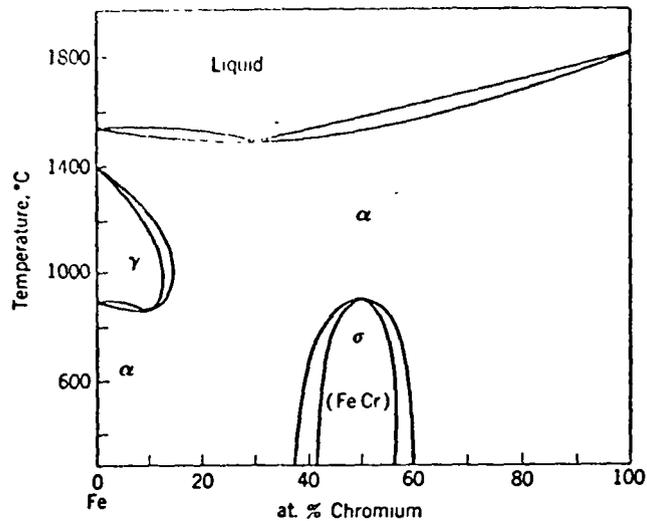


FIG. 12.1. Binary Fe-Cr phase diagram showing the closed γ loop as body-centered chromium and body-centered iron form ferrite solid solutions.

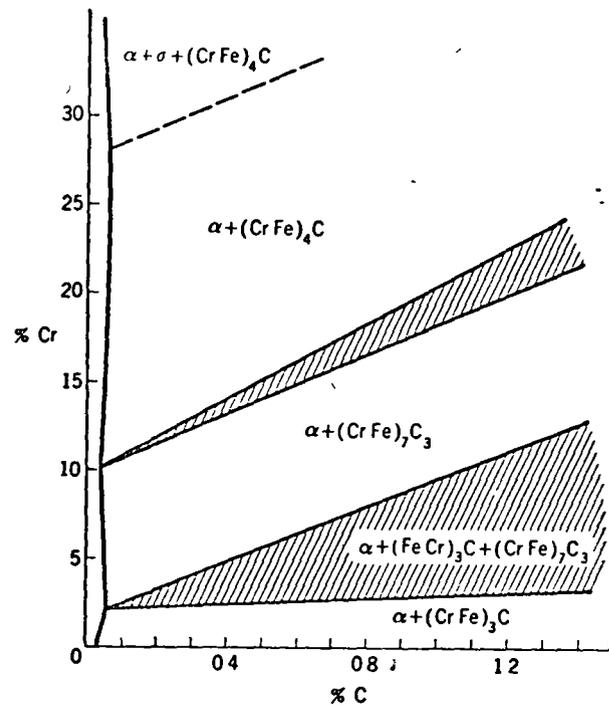


FIG. 12.3. Diagram showing the phases present in slowly cooled Fe-Cr-C alloys as a function of chromium and carbon content. Chromium can enter Fe_3C in amounts up to 15% Cr without changing its structure, and this carbide is designated as $(\text{FeCr})_3\text{C}$. The next carbide is $(\text{CrFe})_7\text{C}_3$, which contains a minimum of 36% Cr. The $(\text{CrFe})_4\text{C}$ is the carbide usually found in stainless steels and contains over 70% Cr.

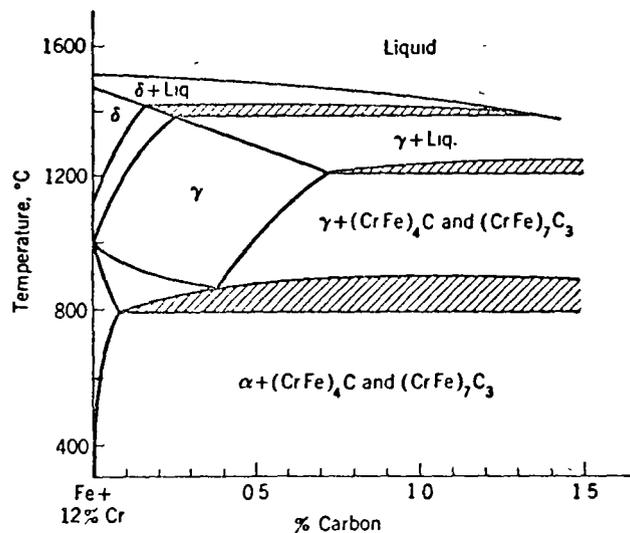


FIG. 12.2. Pseudo-binary phase diagram of iron plus 12% Cr, with varying percentages of carbon. The lines in two-phase fields do not show compositions of the two phases or relative proportions. The crosshatched areas are three-phase fields. A second carbide may exist at the higher carbon contents (see Fig. 12.3).

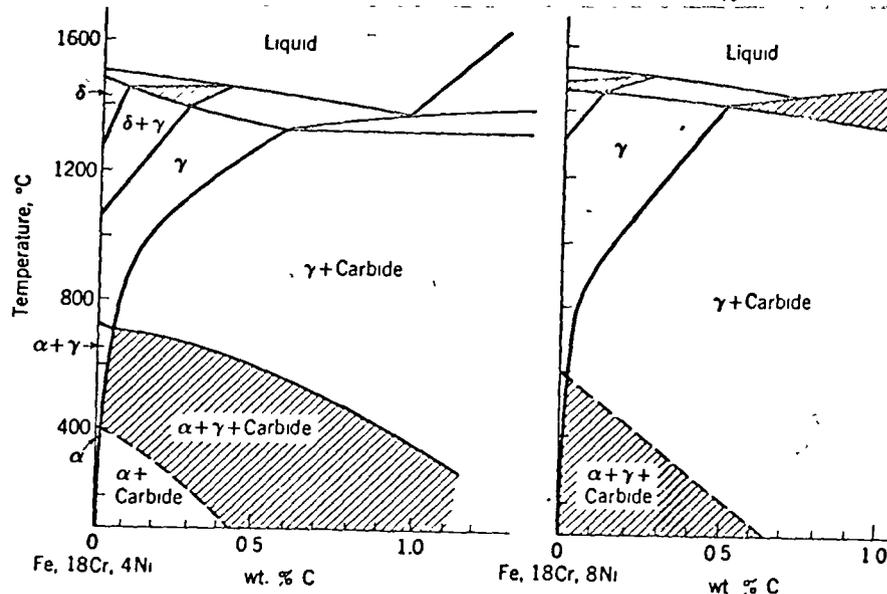


FIG. 12.4

FIG. 12.5

FIGS. 12.4 and 12.5. Pseudo-binary phase diagrams of Fe + 18% Cr + 4% Ni versus

Table 12.1 Wrought stainless steels

AISI type	Nominal composition, %					1957 production, 1000 ingot tons
	C	Mn	Cr	Ni	Others	
Austenitic grades						
201	0.15 max	7.5	16-18	3.5-5.5	0.25% N max	9.7
202	0.15 max	10.0	17-19	1.0-6.0	0.25% N max	15.6
301	0.15 max	2.0	16-18	6.0-8.0	53.5
302	0.15 max	2.0	17-19	8.0-10	161.7
304	0.08 max	2.0	18-20	8.0-12	137.6
304L	0.03 max	2.0	18-20	8.0-12	21.3
309	0.20 max	2.0	22-24	12-15	6.9
310	0.25 max	2.0	24-26	19-22	8.2
316	0.08 max	2.0	16-18	10-14	2-3% Mo	46.1
316L	0.03 max	2.0	16-18	10-14	2-3% Mo	14.0
321	0.08 max	2.0	17-19	9-12	(5 × % C)Ti min	33.5
347	0.08 max	2.0	17-19	9-13	(10 × % C)Cb-Ta min	11.6
Martensitic grades						
403	0.15 max	1.0	11.5-13	19.0
410	0.15 max	1.0	11.5-13	44.0
416	0.15 max	1.2	12-14	0.15% S min	23.4
420	0.15 min	1.0	12-14	4.1
431	0.20 max	1.0	15-17	1.2-2.5	4.9
440A	0.60-0.75	1.0	16-18	0.75% Mo max	1.4
440B	0.75-0.95	1.0	16-18	0.75% Mo max	1.4
440C	0.95-1.20	1.0	16-18	0.75% Mo max	2.2
Ferritic grades						
430	0.15 max	1.0	14-18	246.0
446	0.20 max	1.5	23-27	1.9
Stainless W	0.07	0.5	16.75	6.75	0.8% Ti, 0.2% Al	
17-4PH	0.04	0.4	16.50	4.25	0.25% Cb, 3.6% Cu	
17-7PH	0.07	0.7	17.0	7.0	1.15% Al	

Table 12.2 Typical mechanical properties of wrought stainless steels

Grade	Condition	Tensile strength, psi	Yield strength, psi	% Elongation in 2 in.	Rockwell hardness
Austenitic grades					
301	Annealed	117,000	33,000	68	B85
	25% cold-rolled	165,000	127,000 (min)	24 (min)	C38
	45% cold-rolled	225,000	200,000 (min)	7 (min)	C46
302	Annealed	94,000	36,000	61	B80
	20% cold-rolled	139,000	121,000	22	C29
	50% cold-rolled	177,000	151,000	6	C38
304L	Annealed	80,000	30,000	55	B76
316	Annealed	85,000	35,000	55	B80
321	Annealed	87,000	35,000	55	B80
347	Annealed	92,000	35,000	50	B84
Ferritic or martensitic grades					
410	Annealed	75,000	40,000	30	B82
	1800°F Qu, 600°F	180,000	140,000	15	C39
420	Annealed	95,000	50,000	25	B92
	1900°F Qu, 600°F	230,000	195,000	8	C54
440B	Annealed	107,000	62,000	18	B96
	1900°F Qu, 600°F	280,000	270,000	3	C55
Nonstandard grades					
Stainless W 17-7PH	Soln. annealed	120,000	75,000	7	C30
	Hardened 950°F	195,000	180,000	7	C46
	Soln. annealed	130,000	40,000	35	B85
	Reheated 1050°F	200,000	185,000	9	C43
	Reheated 950°F	235,000	220,000	6	C48

Table 12.3 Typical properties of 17-7PH stainless steel after various stages of thermal treatment

Condition	Treatment	Yield strength, 1000 psi	Tensile strength, 1000 psi	% Elongation in 2 in.
A	Mill anneal, 1950°F	40	130	35
TH(1)	Conditioned, 1400°F, 90 min			
	Cooled to 60°F	100	145	9
(2)	Aged 1050°F, 90 min	195	207	9
RH(1)	Conditioned, 1750°F, 10 min, RT	42	133	19
(2)	Cooled in 1 hr to -100°F, 8 yr	115	175	9
(3)	Aged 950°F, 1 hr	209	225	6
LH(1)	Conditioned, 1180°F, 2 hr			
	Cooled to -100°F, 8 hr			
	Aged 950°F, 1 hr	209	225	6
CH	Cold-rolled 60% and aged 1 hr at 950°F	260	265	2

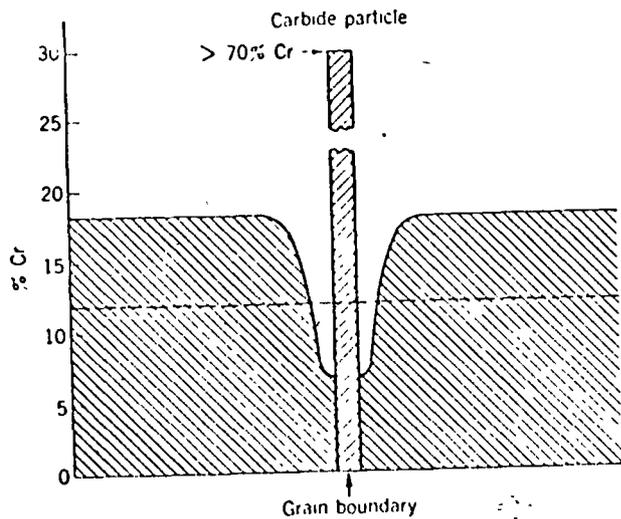


FIG. 12.6 Schematic section through boundary of two austenitic grains of 18-8 stainless steel, with a carbide particle $(CrFe)_6C$ precipitated at the boundary. This plot of chromium content through the section shows chromium depletion of austenite adjacent to the carbide particle. The amount of chromium left in solution at the boundary is below the 12% Cr (dashed horizontal) required for corrosion resistance.

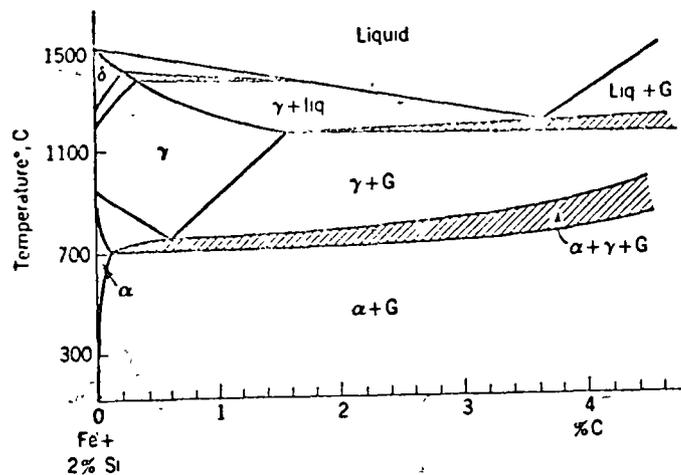


FIG. 13.1. A vertical section of the Fe-C-Si system at a constant 2% Si concentration. Crosshatched fields are three-phase areas. (Greiner, Marsh, and Stoughton.)

13

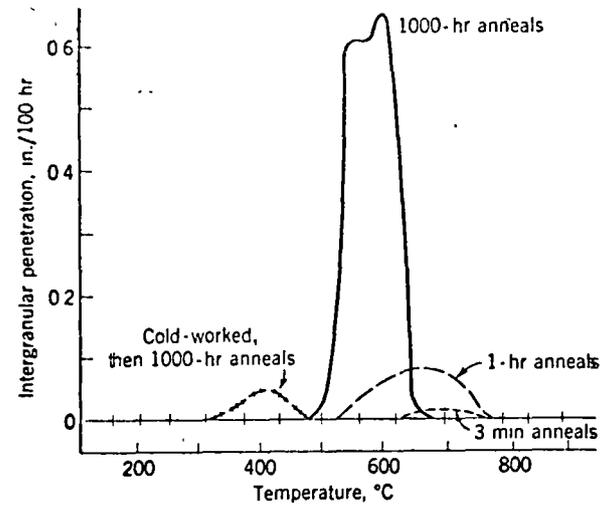


FIG. 12.7. Effect of variation in annealing or reheating time of stainless steel at temperatures in the carbide precipitation range, as shown by intergranular-attack in modified Strauss solution (47 cc H_2SO_4 and 13 g $CuSO_4 \cdot 5H_2O$ diluted with water to 1000 cc). Intergranular attack is greatest and occurs at lower temperatures for long heating times. Cold-working prior to heating induces precipitation at a lower temperature and more uniformly through the structure, reducing relative intergranular penetration. (Bain.)

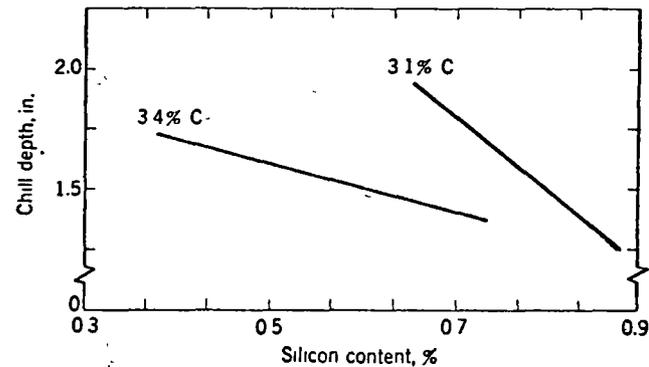


FIG. 13.2. Chill depth (depth of white cast iron from a chilled surface) upon solidification of a cast iron as diminished by increasing silicon content for two constant carbon contents. (Schuz and Pohl.)

Trade name	% C	% Si	% S	% P	% Mn
No. 1—soft	3.00	3.00	0.05	0.3-1.5	0.1-1.0
No. 1—foundry	3.25	2.50	0.05	0.3-1.5	0.1-1.0
No. 2—foundry	3.50	2.00	0.06	0.3-1.5	0.1-1.0
No. 3—foundry	3.75	1.50	0.065	0.3-1.5	0-1.0

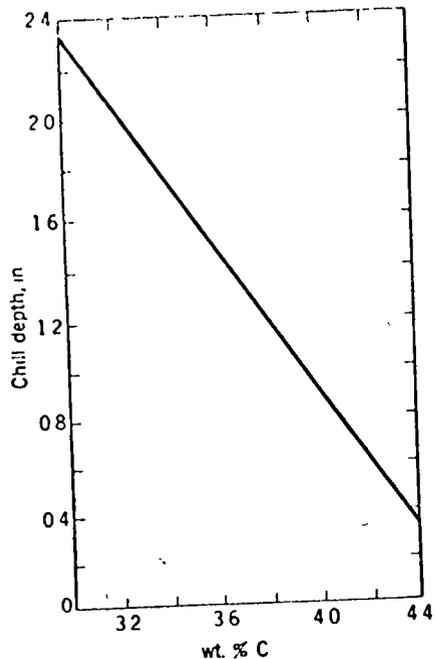


FIG. 13.3. Chill depth upon solidification of a cast iron as diminished by increasing carbon content for an approximately constant silicon content of 0.81 to 0.89%. (Schuz and Pohl.)

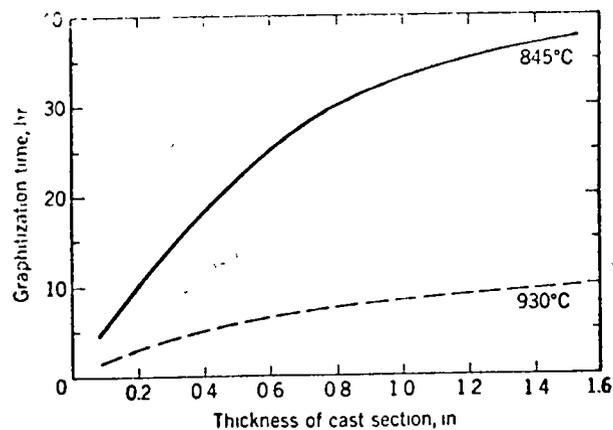


FIG. 13.6. Effect of annealing temperature and prior solidification rate, i.e., thickness of cast section, on the time for complete graphitization of a white cast iron at two annealing temperatures. (Schneidewind, Reese, and Tang.)

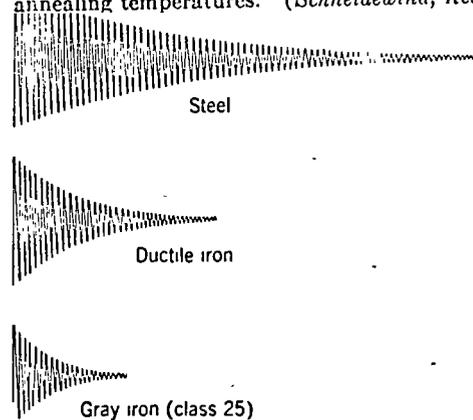


FIG. 13.7. Relative damping capacities of steel, ductile, and class 25 gray iron. The ordinate is amplitude of vibration which decreases with time along the abscissa to the right. (Metals Eng. Quart., February, 1961.)

Table 13.1 Typical compositions of gray cast iron based on strength and section thickness

Type	% C	% Si	% P	% S	% Mn	Carbon equivalent*	Metal section, in.	Brinell hardness	Tensile modulus, psi†	Tensile strength, psi
Class 20 (L)	3.65	2.50	0.5	0.10	0.6	4.56	0.25	180	12×10^6	24,000
Class 20 (M)	3.50	2.40	0.4	0.10	0.6	4.34	1.00	170	12×10^6	21,000
Class 30 (L)	3.30	2.20	0.22	0.10	0.65	4.03	0.50	200	15×10^6	32,000
Class 30 (H)	3.05	1.90	0.20	0.10	0.60	3.68	1.00	217	15×10^6	32,000
Class 40 (L)	3.10	2.05	0.17	0.10	0.55	3.77	0.25	230	17×10^6	44,000
Class 40 (M)	3.05	1.85	0.15	0.08	0.60	3.65	1.00	225	17×10^6	43,500
Class 60 (L)	2.85	2.05	0.15	0.09	0.60	3.51		250	19×10^6	62,500
Class 60 (M)	2.65	2.00	0.10	0.07	0.85	3.37		270	19×10^6	62,500

(L), light section, (M), medium section; (H) heavy section.

* $\% C + 0.3 (\% Si + \% P)$.

† These cast irons do not obey Hooke's law, so the modulus is arbitrarily expressed as the slope of the stress-strain curve at a stress equal to one-fourth the tensile strength.

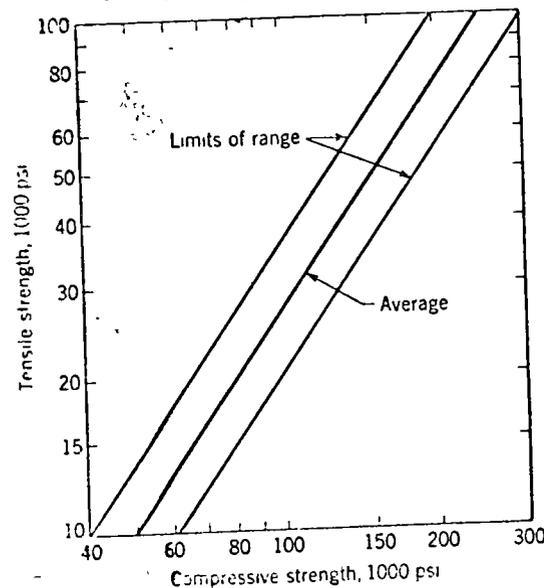


FIG. 13.8. Relation between tensile and compressive strength of gray iron. (Metals Eng. Quart., February, 1961.)

Table 13 2 Typical compositions and properties of malleable and of ductile cast iron

	Malleable cast irons		Nodular cast irons	
	Ferritic grade 35018	Pearlitic malleable	Ferritic type 60-15-10*	Pearlitic type 80-60-3†
Total carbon, %	2.25	2.25	3.50	3.40
silicon, %	1.15	1.30	2.40	2.15
manganese, %	0.40	0.75	0.50	0.50
sulfur, %	0.10	0.10	0.01	0.01
nickel, %	1.00	1.00
magnesium, %	0.06	0.06
Tensile modulus, psi	25×10^6	28×10^6	23×10^6	23×10^6
Tensile strength, psi	56,000	80,000	65,000	95,000
Yield strength, psi	37,000	50,000	48,000	65,000
% Elongation in 2 in.	20	6	12	5

* Annealed at 1650°F and furnace-cooled.

† As cast.

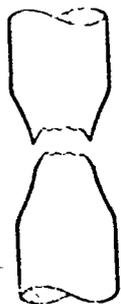


FIG. 15.1. Cup and cone ductile fracture of a tensile specimen.

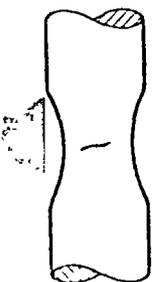


FIG. 15.2. Longitudinal sections of a tensile specimen of mild steel just prior to fracture, showing the development of an internal ductile fracture crack starting at the center of the necked-down portion of the tensile specimen.

IS

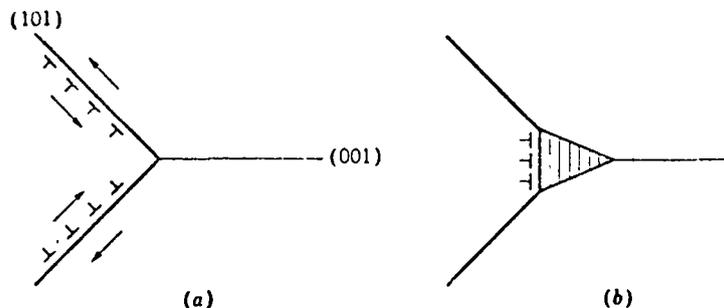


FIG. 15.4. Motion of dislocations on intersecting {110} planes in the bcc structure, resulting in the nucleation of a void which forms a crack on a {100} plane.

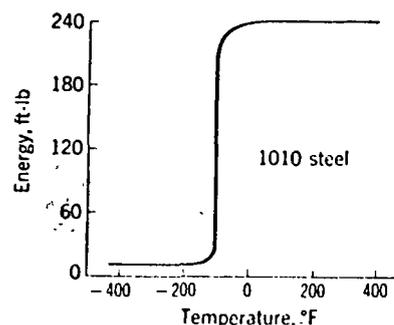


FIG. 15.5. Ductile-brittle transition-temperature curve for low-carbon steel as revealed by V-notch impact tests over a range of temperatures.

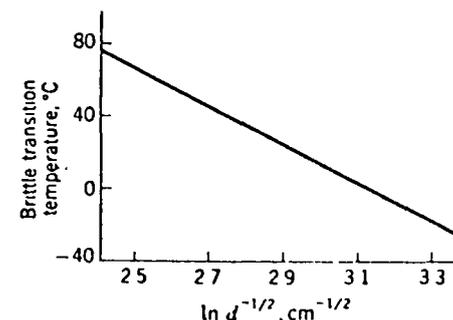


FIG. 15.6. Dependence of brittle transition temperature on square root of ferrite grain size in a 1010 steel (d represents average grain diameter).

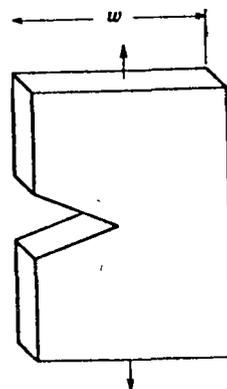


FIG. 15.7. Notched plate loaded in tension.

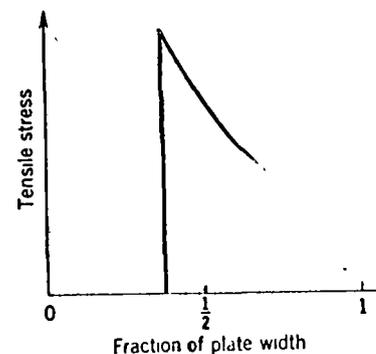


FIG. 15.8. Tensile stress across the plane of the notch in the specimen of Fig. 15.7

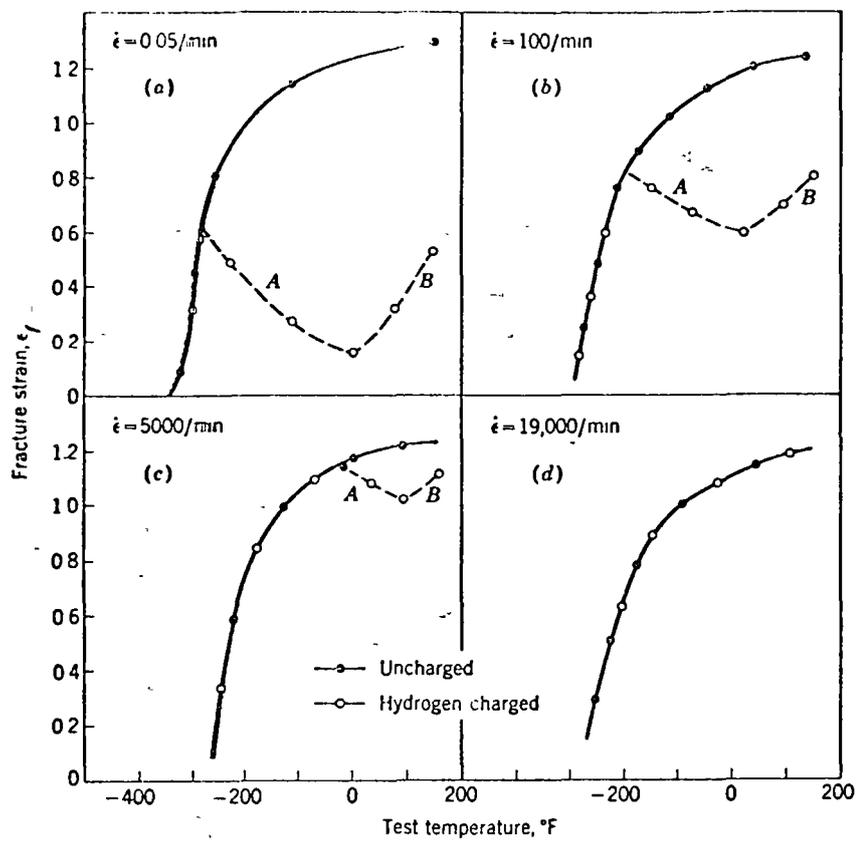


FIG. 15.9. Fracture strain of spheroidized 1020 steel, uncharged vs. hydrogen-charged to saturation loss of ductility, as a function of test temperature and strain rate. In three dimensions, the embrittlement lines *A* and *B* would form two surfaces intersecting in a valley, which ascends and ultimately disappears with increasing strain rate. [Baldwin, *Trans. AIME*, 200: 298 (1954).]

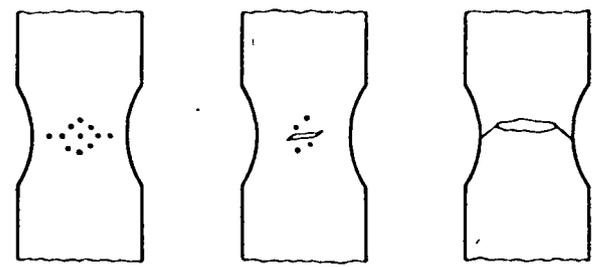


FIG. 15.10. During deformation of a tensile specimen of a ductile material, small cracks are nucleated at impurity particles, grow, and coalesce until failure occurs.

FIG. 15.11. Climb of dislocation over a barrier during creep of a metal.

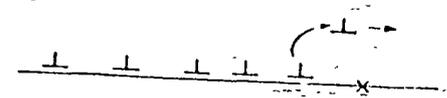


Table 15.1 Atomic mobility in metals

$T/T_m \dots$	0.1	0.2	0.3	0.4	0.5	0.6	0.7	0.8	0.9
$\tau, \text{sec.} \dots$	10^{27}	10^{25}	10^{11}	10^4	10	10^{-2}	10^{-4}	10^{-6}	10^{-7}

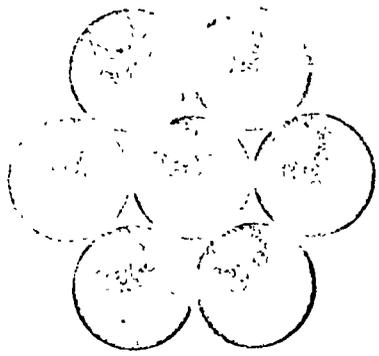


FIG. 1.1. Packing of equal-sized spheres on a single plane so as to occupy a minimum area.

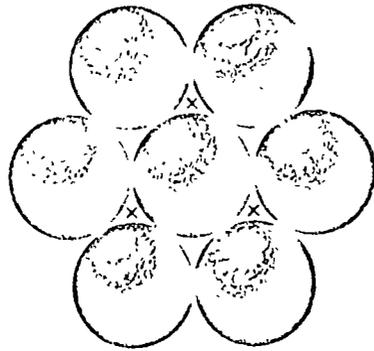


FIG. 1.2. Location of the centers of the atoms in positions marked X of a second layer like that in Fig. 1.1.

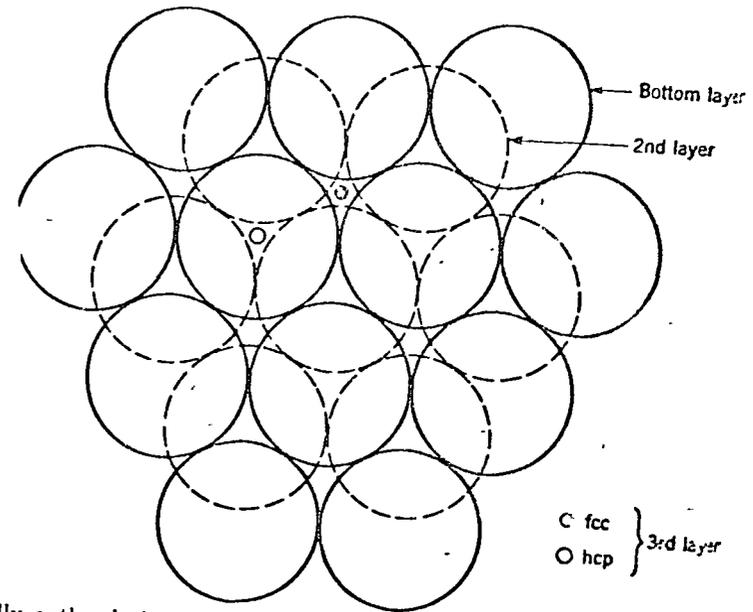


FIG. 1.3. Solidly outlined circles represent a bottom plane of atoms, and dashed

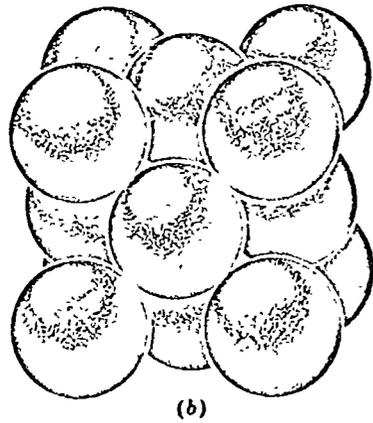
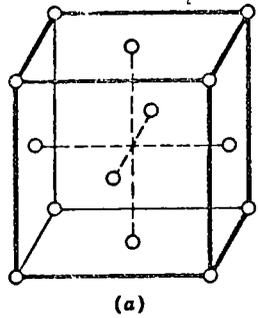
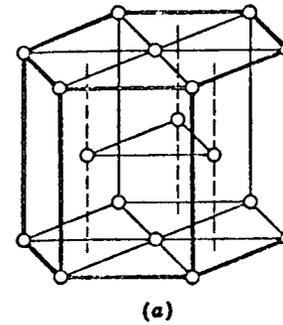


FIG. 1.4. (a) The positions of the centers of the atoms in one unit cell of the fcc



Structure of pure metals 5

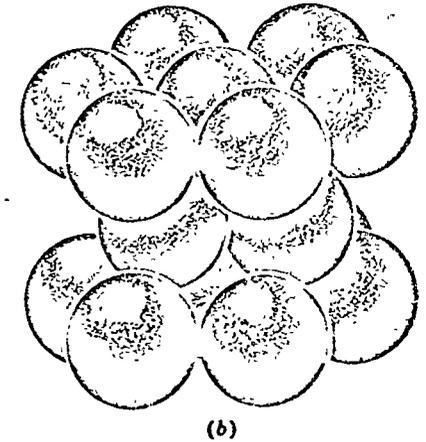


FIG. 1.5. (a) The positions of the centers of the atoms in one unit of the hcp struc-

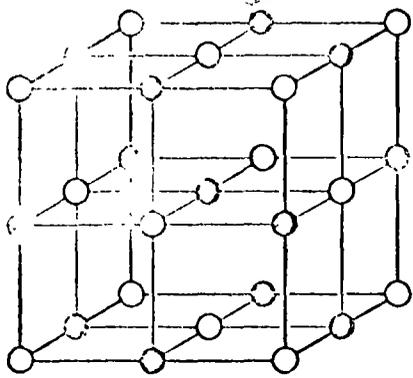


FIG. 1.7. The crystal structure of rock

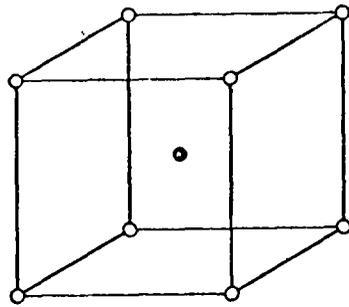


FIG. 1.8. The crystal structure of cesium chloride, CsCl

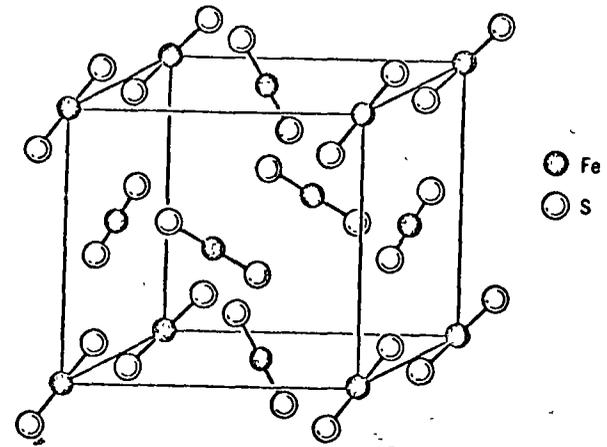


FIG. 1.9. The structure of the mineral pyrite, FeS_2 .

FIG. 1.10. The structure of the mineral calcite, CaCO_3

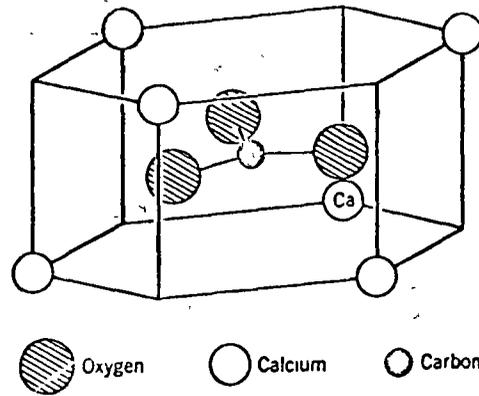


FIG. 1.11. The crystal structure of diamonds, one of the allotropic forms of pure carbon.

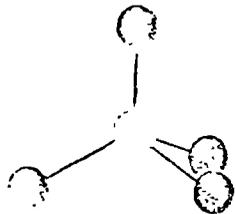
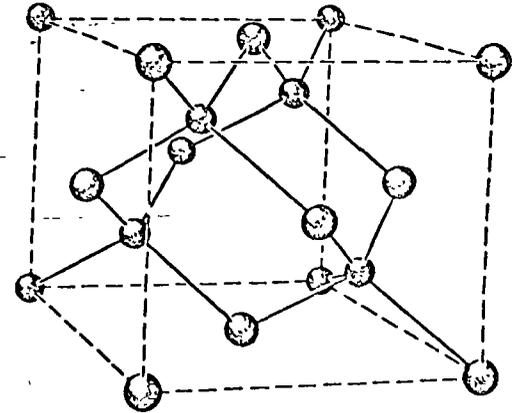


FIG. 1.12. A tetrahedral array of four oxygen atoms and one silicon atom, forming the group SiO_4^{4-} .

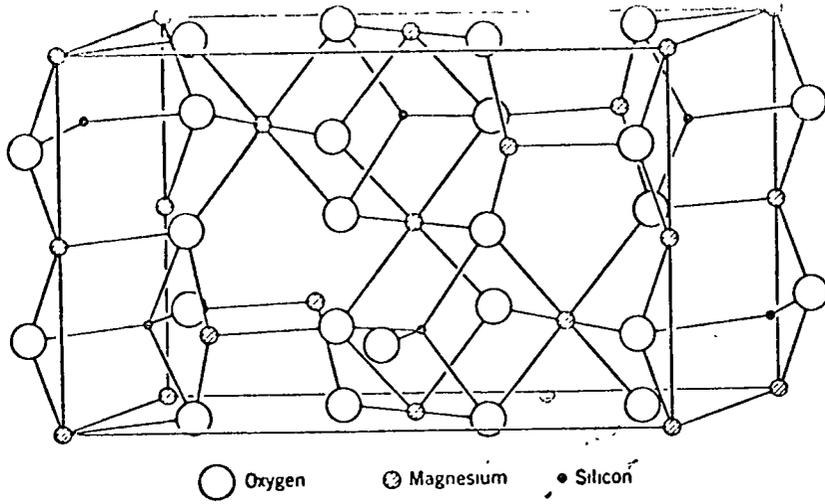


FIG. 1.13. Crystal structure of olivine, Mg_2SiO_4 .

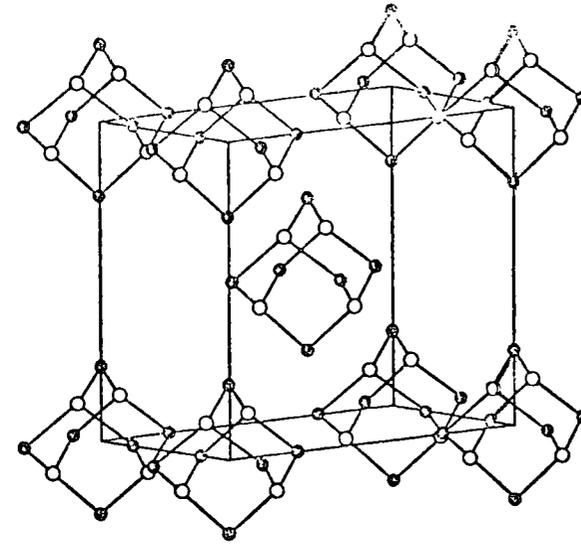


FIG. 1.14. Crystal structure of hexamethyltetramine, $C_6H_{12}N_2$.

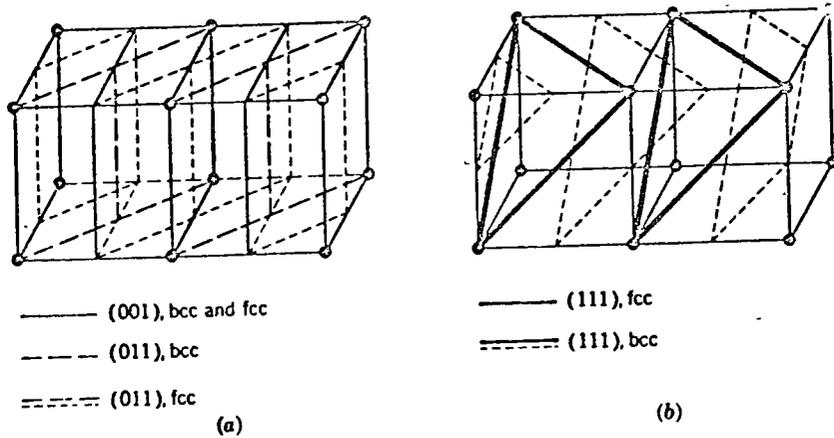


FIG. 1.15. Two cells of a cubic lattice, showing only the corner atoms (a) The

FIG. 1.16. Illustrating the method of designating the crystallographic axes and the angles between them. The most general case (triclinic) is shown.

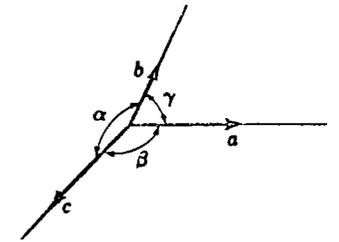


Table 1.1 The six crystal systems

Name	Axes	
	Length of unit vectors	Axial angles
Cubic	$a = b = c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$
Tetragonal	$a = b \neq c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$
Hexagonal	$a = b \neq c$	$\alpha = \beta = 90^\circ, \gamma = 120^\circ$
Orthorhombic	$a \neq b \neq c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$
Monoclinic	$a \neq b \neq c$	$\alpha = \gamma = 90^\circ \neq \beta$
Triclinic	$a \neq b \neq c$	$\alpha \neq \beta \neq \gamma$

FIG. 1.17. The special set of axes used for the hexagonal crystal system. The a_1 , a_2 , and a_3 axes are all symmetrically equivalent. In the hcp structure these axes lie in the close-packed plane (Fig. 1.1), while the C axis is in the direction in which these planes are stacked upon one another.

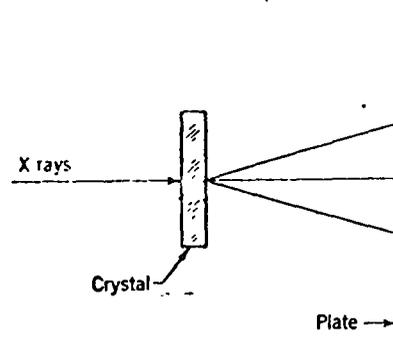
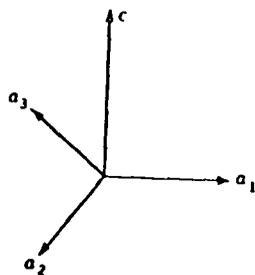


FIG. 1.18. Setup for Laue's first experiment on the diffraction of X rays by crystals.

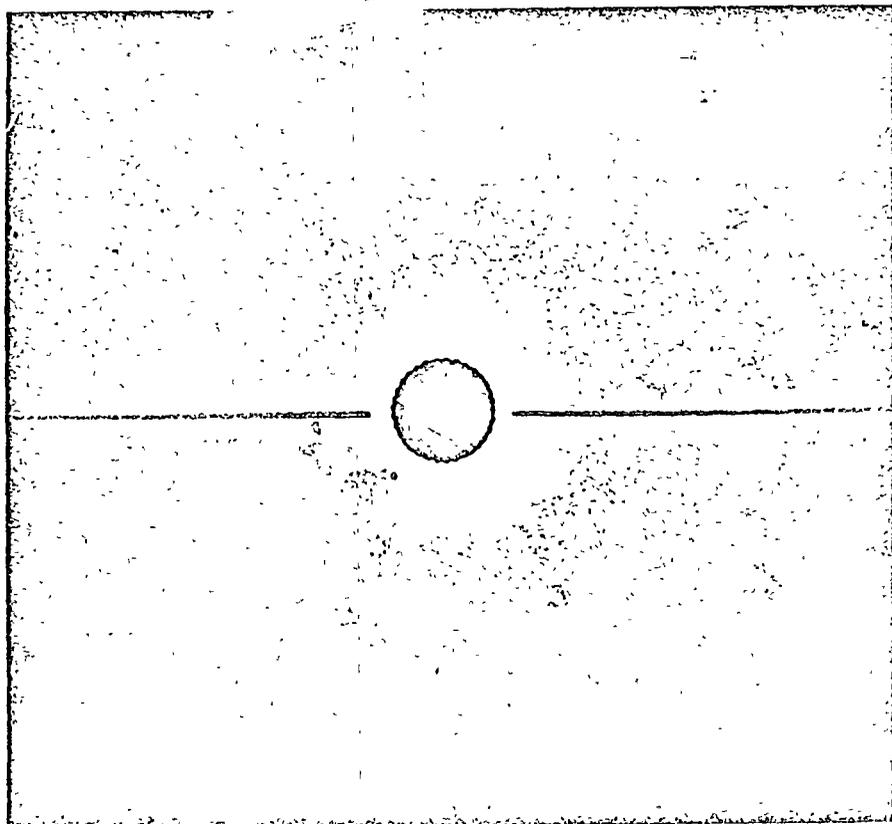


FIG. 1.19. Laue pattern of a magnesium single crystal with the C axis parallel to the

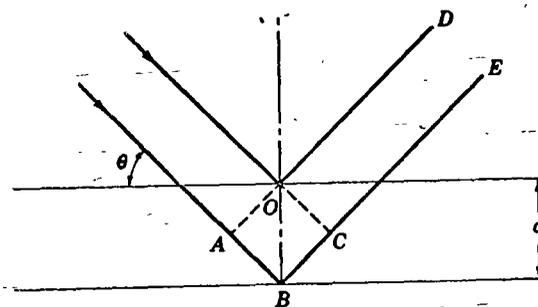


FIG. 1.20. The "reflection" of X rays from parallel planes of atoms spaced a dis-

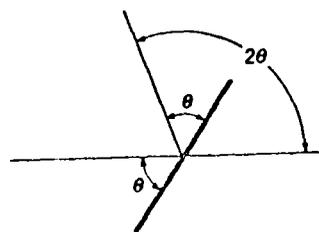


FIG. 1.21. Experimental setup for making a powder pattern. Only one crystal plane is

Fig. 1.22 Method of calculating the ... of planes in a

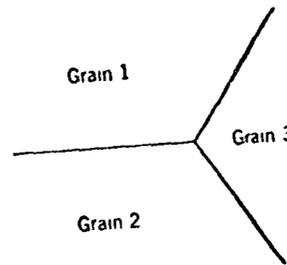
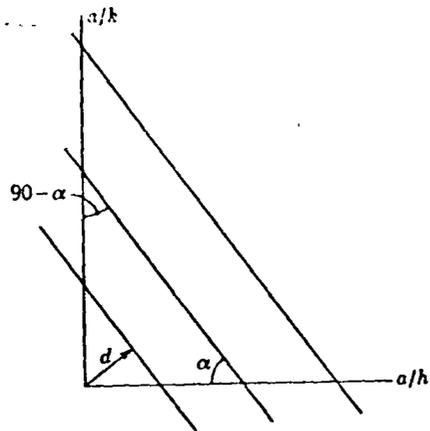


Fig. 1.23 Intersection of three grain boundaries at angles of 120° to each other.

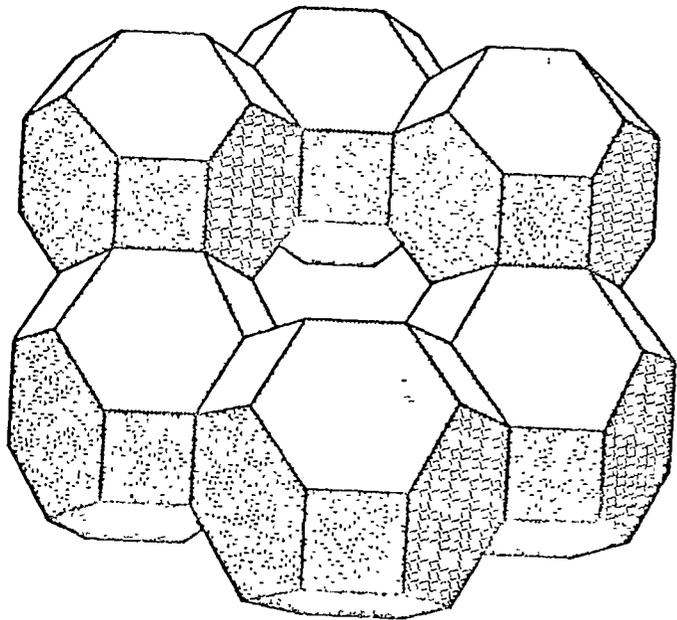


Fig. 1.24. A stack of tetrakaidecahedra, showing how metal grains having these polyhedral shapes can completely fill space. It minimizes the high energy line

Table 1.2 Comparative systems of reporting grain size

ASTM no.	Grains per in. ² at X100*	Grains per mm ²	Average grain diameter, mm
-3	0.06	1	1.00
-2	0.12	2	0.75
-1	0.25	4	0.50
0	0.5	8	0.35
1	1	16	0.25
2	2	32	0.18
3	4	64	0.125
4	8	128	0.091
5	16	256	0.062
6	32	512	0.044
7	64	1,024	0.032
8	128	2,048	0.022
9	256	4,096	0.016
10	512	8,200	0.011
11	1024	16,400	0.008
12	2048	32,800	0.006

* For X50, report two ASTM numbers lower; for X200, report two ASTM numbers higher.

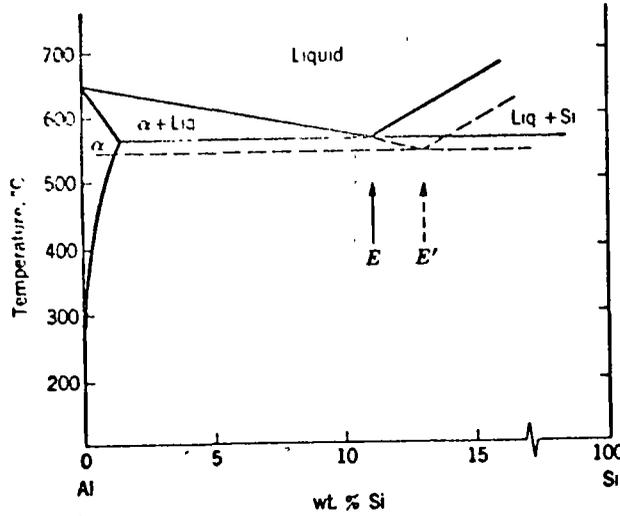


FIG. 6.1. Aluminum-silicon phase diagram under equilibrium conditions (solid lines)

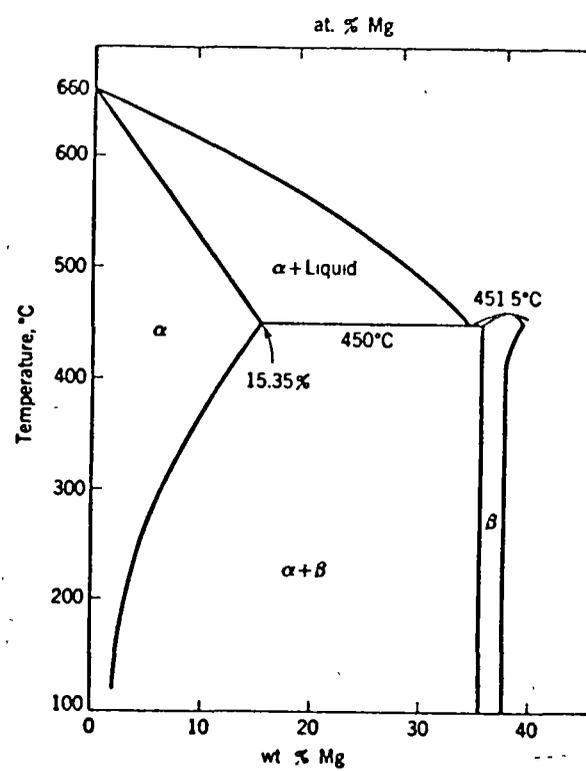


FIG. 6.2. Phase diagram of the Al-Mg alloy system, from 0 to 40 wt. % Mg.

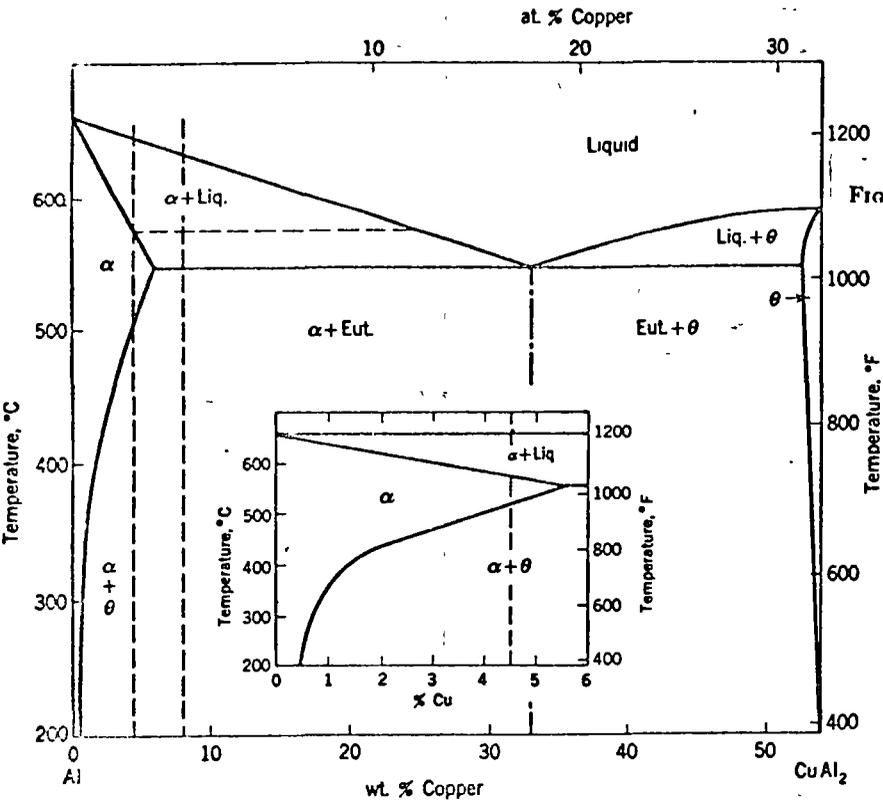
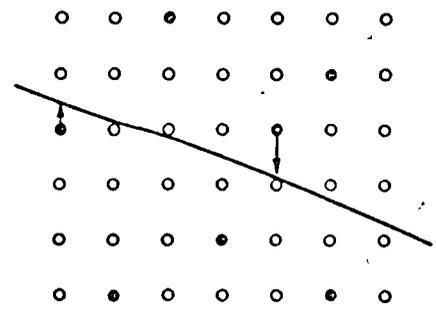


FIG. 6.3. Phase diagram of the Al-Cu alloy system, from 0 to 54 wt. % Cu.

FIG. 6.4. A dislocation line moving through a structure containing very small, randomly dispersed obstacles, e.g., atoms of different size in solid solution. The forces exerted on the dislocation by the obstacles balance out for the most part.



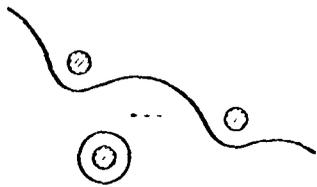


FIG. 6.5. A dislocation passing large obstacles spaced far apart. After bending around each obstacle, it leaves a dislocation loop behind.

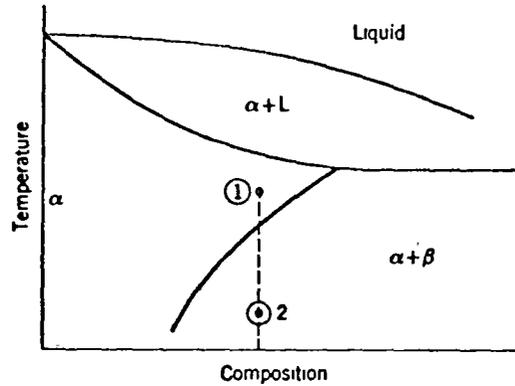


FIG. 6.7. The partial phase diagram of an alloy system in which precipitation from solid solution may occur.

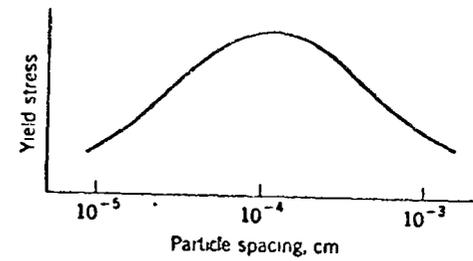


FIG. 6.6. The dependence of the hardening effect of particles on the interparticle spacing.

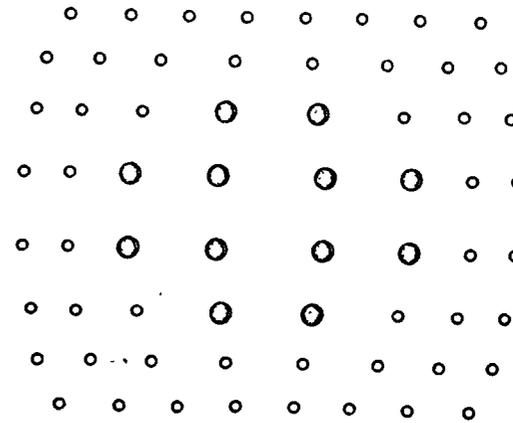


FIG. 6.8. A two-dimensional view of a coherent precipitate particle formed, in this case, of atoms larger than the atoms of the matrix. There is no true interface separating the particle from the matrix.

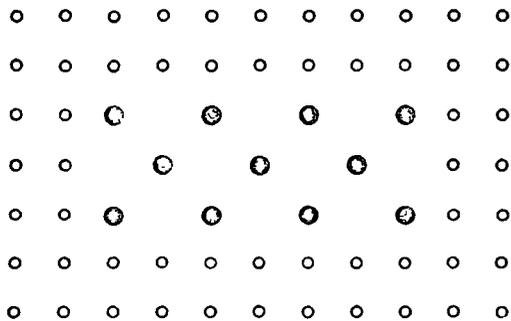


FIG. 6.9. A two-dimensional view of an incoherent precipitate particle. It has a distinct crystal structure and is separated from the matrix by a true interface.

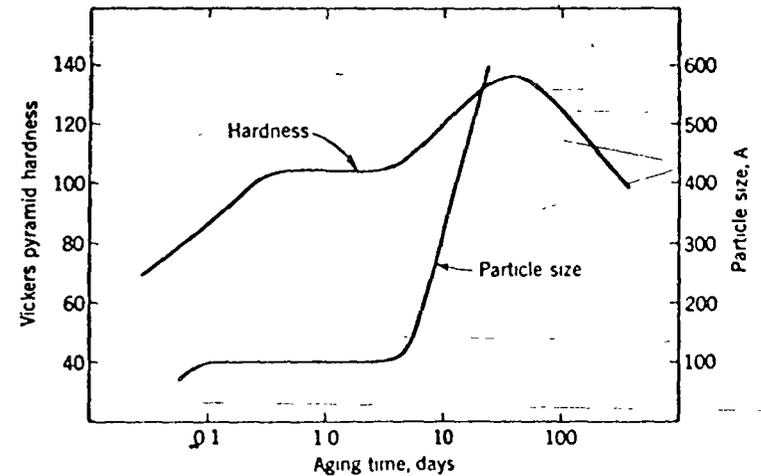
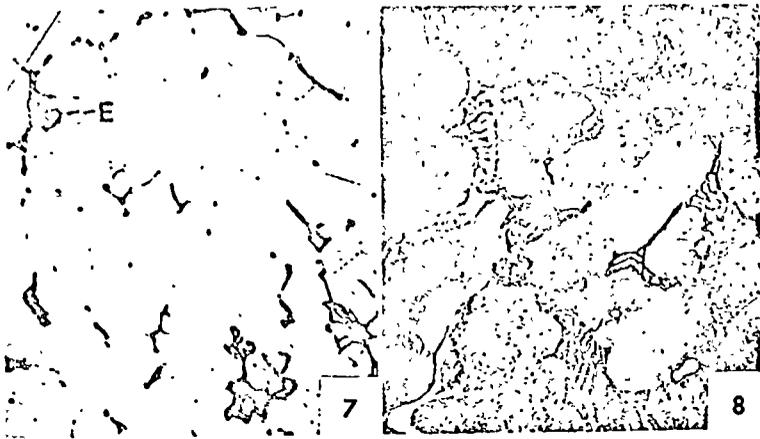
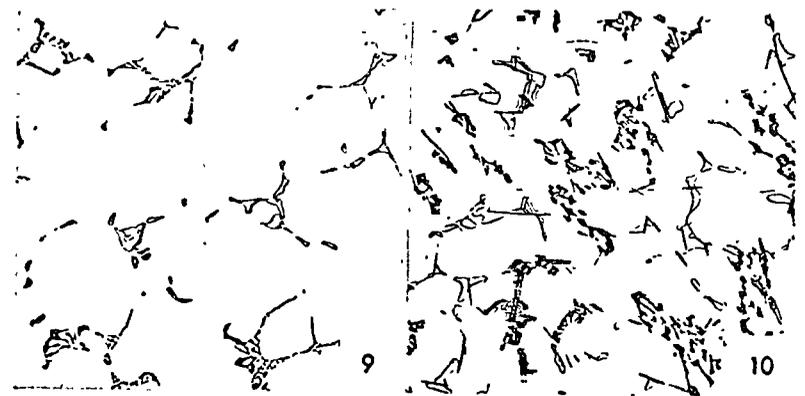


FIG. 6.10. The hardness of an Al-4.5% Cu alloy aged at 130°C. Shown also is the diameter of the precipitating particles as determined by X-ray diffraction experiments. (After Hardy and Heal)

8



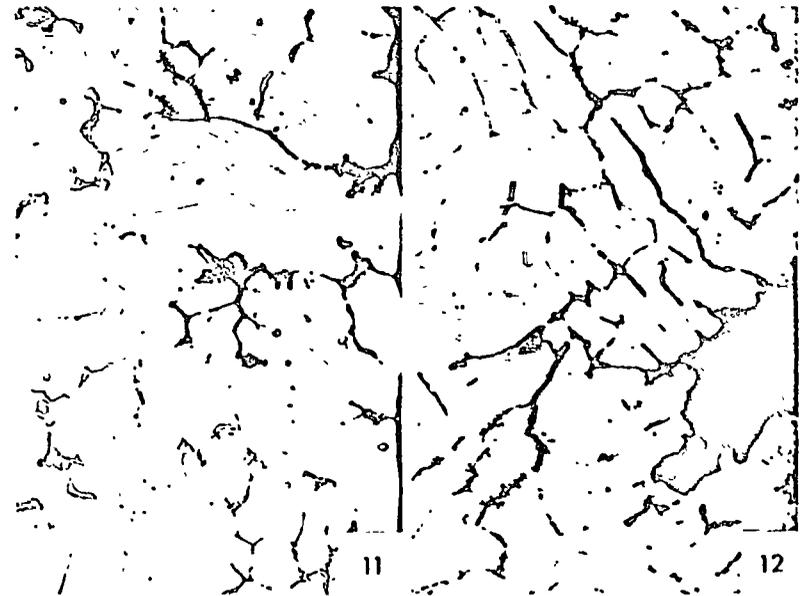
Micro. 6.7. Same alloy (4½% Cu) X75; 0.5% HF etch, then hot 20% H₂SO₄



Micro. 6.9. Same 195 alloy (4.5% Cu; Fe and Si impurities) heated only 6 hr



Micro. 6.19. Al + 13% Si + about 0.8% Cu and Fe as impurities X75; 0.5%



Micro 6.11. Alloy 195-T4 (4.5% Cu; Fe and Si impurities) solution heat-

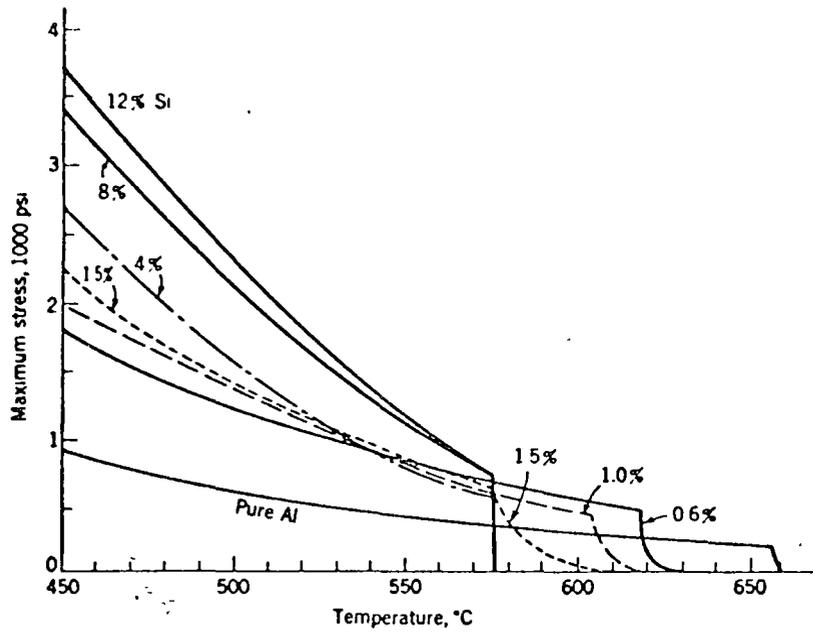


FIG. 6.11. High-temperature tensile tests of Al-Si alloys of the indicated silicon contents. The 4, 8, and 12% Si alloys lose all strength sharply at the eutectic temperature, 577°C. The 0.6, 1.0, and 1.5% Si alloys have a range of partially melted structures that show a definite, although small, strength in the α + liquid temperature range. (Singer and Cottrell.)

Table 6.1 Mechanical properties of Al and Al-Si alloys upon short-time tensile tests in the vicinity of the solidus temperature

Pure Al (99.9%)			Al-1.0% Si		
Temp, °C	Max stress, psi	% Elongation in 2 m	Temp, °C	Max stress, psi	% Elongation in 2 in.
430	1070	133	520	1010	55
498	660	161	549	775	53
571	340	160	587	530	69
610	270	142	597	425	22
652	185	138	601	425	0
656	155	0	605	395	0
657	81	0	607	295	0
658	0	0	612	63	0
659	0	0	617	32	0

Table 6.2 Critical properties of Al-Si alloys upon short-time tensile tests at temperatures in the vicinity of the hypoeutectic solidus*

Alloy	Strength at critical point (i.e., solidus), psi	Temp of sudden decrease in strength, °C	Temp of loss of all strength, °C	Temp range for hot shortness, °C
Superpure Al.	180	655	659	4
Al-0.25% Si	410	641	653	12
Al-0.6% Si	420	622	652	30
Al-1.0% Si	400	607	649	42
Al-1.5% Si	590	578	637	59
Al-2.0% Si	590	577	635	58
Al-4.0% Si	600	575	606	31
Al-8.0% Si	630	574	578	4
Al-12.0% Si	660	576	578	2

* A. R. E. Singer and F. A. Cottrell, *J. Inst. Metals*, 73: 33 (1947).

Table 6.3 Aging of Al-5% Cu alloy as quenched from 540°C

Time	Temperature, °C	Rockwell hardness, F scale	Time	Temperature, °C	Rockwell hardness, F scale
0	25	61	1 hr	150	80
2 hr	25	72	1 hr	200	90
1 day	25	85	1 hr	250	84
1 week	25	87	1 hr	300	73
1 month	25	88	1 hr	350	56
1 year	25	88	1 hr	400	44
¼ hr	200	78	¼ hr	300	83
1 hr	200	90	1 hr	300	73
5 hr	200	87	5 hr	300	65
24 hr	200	83	24 hr	300	43

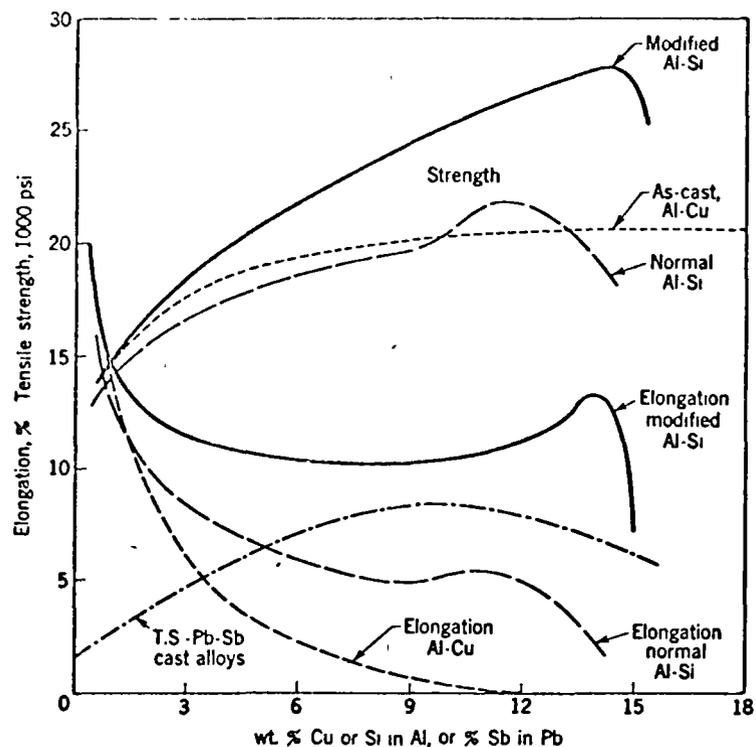


FIG. 6.12. Strength properties across the hypocutectic sections of the Al-Cu, Al-Si, and Pb-Sb systems. The diagram also shows the effect of modification on the strength and elongation of the Al-Si alloys.

shown by the data of Table 6.4. The diminution in both strength and ductility is caused by an increasing amount of coarse Al-Fe-Si crystallites in place of fine eutectiferous silicon. The data of Table 6.5 indicate that iron impurity combines with copper and aluminum, forming an insoluble

Table 6.4 Effect of iron impurity on the properties of modified chill-cast Al-10% Si alloy

% Si	% Fe	Tensile strength, psi	% Elongation in 2 in.	% Reduction in area	BHN
10.8	0.29	31,100	14.0	15.3	62
10.8	0.79	30,900	9.8	11.6	65
10.3	0.90	30,000	6.0	6.2	65
10.1	1.13	24,500	2.5	2.2	66
10.4	1.60	18,000	1.5	1.0	68
10.2	2.08	11,200	1.0	0.2	70

10

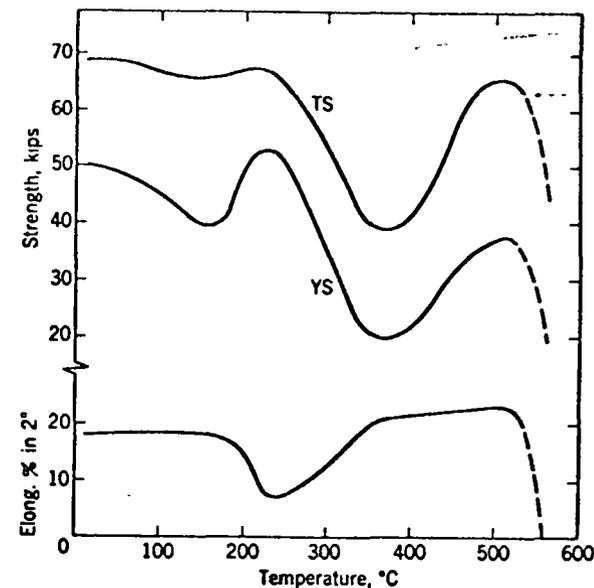


FIG. 6.13. Tensile strength, yield strength, and tensile-test elongation values for aluminum alloy 2024 (quenched and aged at room temperature) sheet specimens. They were reheated to varying temperatures for 1 hr, quenched, and aged at room temperature. The difference between initial values at the left and the equivalent condition of 500°C reheat is presumably due to a slower original mill quench (e.g., in hot water) and the slight working resulting from a pass through straightening rolls; both factors would increase yield-strength values particularly. (Sachs and Van Horn.)

Table 6.5 Effect of iron impurity in Al-Cu alloys, quenched from the solid-solution field

% Cu	% Fe	Al lattice parameter	% Cu in solution	% Cu in compound	Max BHN
4.48	0.01	4.0310	4.48	...	114
4.44	0.18	4.0321	4.08	0.36	109
4.35	0.32	4.0330	3.67	0.68	104
4.47	0.47	4.0335	3.45	1.02	101
4.46	0.61	4.0343	3.08	1.38	92
4.40	0.74	4.0351	2.73	1.67	75
4.43	0.90	4.0358	2.41	2.02	65
4.43	1.05	4.0364	2.16	2.27	60

Table 6.12 Typical mechanical properties of heat-treatable aluminum-alloy sheet (0.065 in.)*

Alloy designation	Tensile strength, psi	Yield strength, psi	% Elongation in 2 in	BHN	Endurance limit, psi
6061-O	18,000	8,000	22	30	9,000
6061-T4	35,000	21,000	22	65	13,500
6061-T6	45,000	40,000	12	95	13,500
2024-O	27,000	11,000	19	47	13,000
2024-T3	70,000	50,000	16	120	18,000
2024-T36	73,000	57,000	13	130	18,000
Alclad 2024-O	26,000	11,000	19		
Alclad 2024-T3	64,000	44,000	15		
Alclad 2024-T36	67,000	53,000	11		
Alclad 2024-T81	65,000	60,000	6		
Alclad 2024-T86	70,000	66,000	6		
7075-O	33,000	15,000	17	60	
7075-T6	82,000	72,000	11	150	21,000
Alclad 7075-O	32,000	14,000	17		
Alclad 7075-T6	76,000	67,000	11		

* Data from "Alcoa Aluminum Handbook," 1956 ed

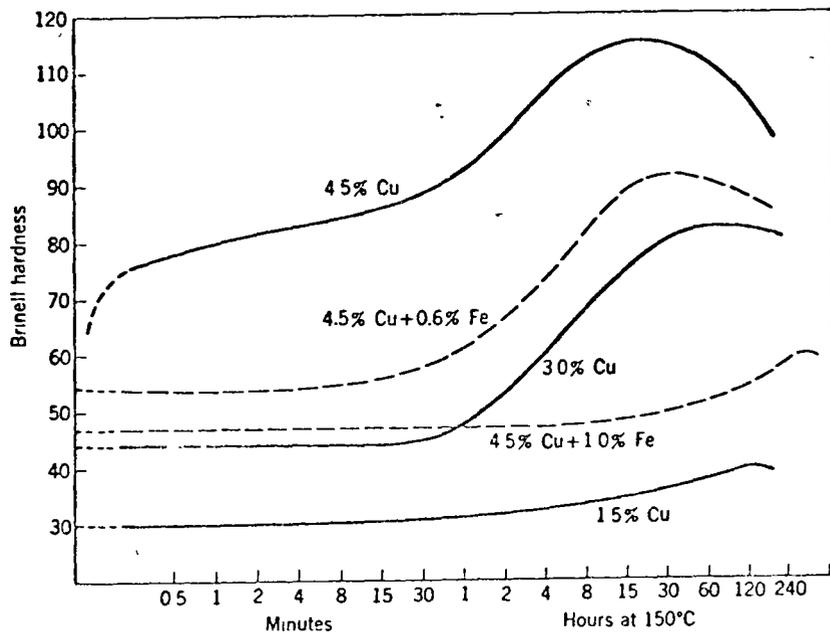


Fig. 6.14. Effect of iron impurity in alloy of aluminum + 4.5% Cu on the response

Table 6.13 Recommended heat treatments for wrought-aluminum alloys*

Alloy	Annealing temperature			Solution treatment			Precipitation treatment		
	Temp, °F	Time, hr	Tem-per	Temp, °F	Time, hr	Tem-per	Temp, °F	Time, hr	Tem-per
2S	650	†	-0						
3S	775	†	-0						
4S	755	†	-0						
52S	650	†	-0						
14S	775	3†	-0	940	§	-T4	340	10	-T6
17S	775	3†	-0	940	§				
24S	775	3†	-0	920	§	-T4	{375 375	9 12	-T84 -T81
75S	775	3†	-0	870	§		250	24	-T6
25S	775	3§	-0	960	§	-T4	340	10	-T6
32S	775	3§	-0	950	§	-T4	340	10	-T6
A51S	775	3†	-0	960	§	-T4	340	10	-T6
61S	775	3†	-0	970	§	-T4	{320 or 350	18 8	-T6 -T6

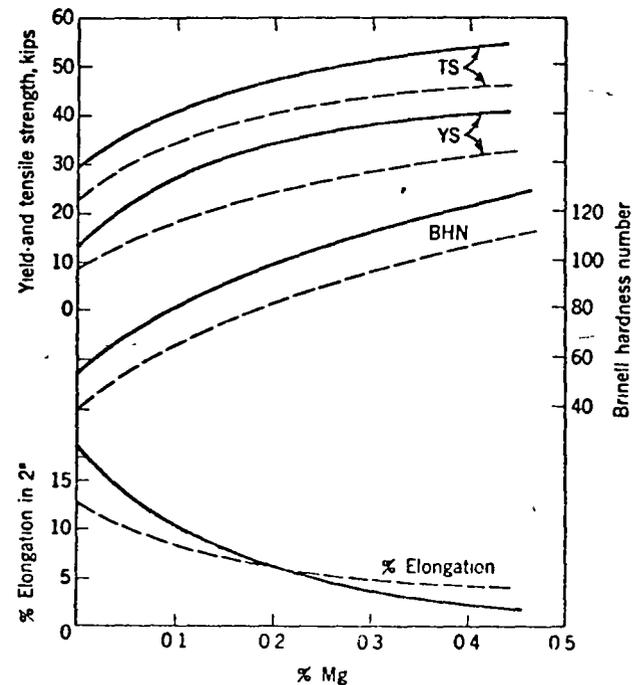


Fig. 6.15. Effect of variation of magnesium content upon the mechanical properties

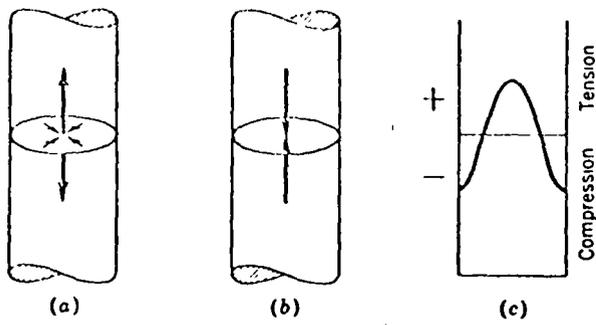


FIG. 6.17. Origin of residual stresses upon quenching. (a) Cylinder immediately

27

Center.

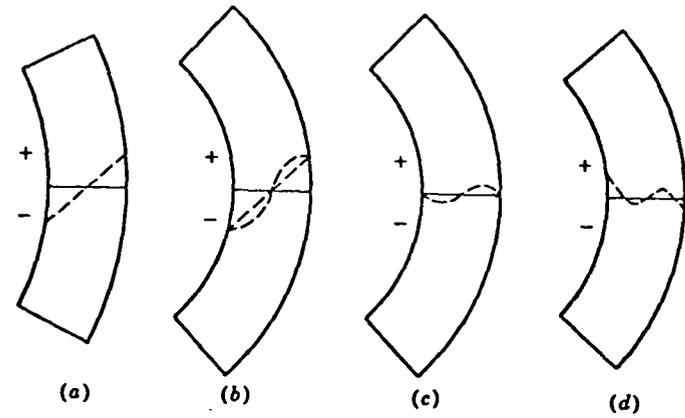


FIG. 6 18.



FIG. 6.19. Shot peening of the immediate top surface of the block (left side) tends to

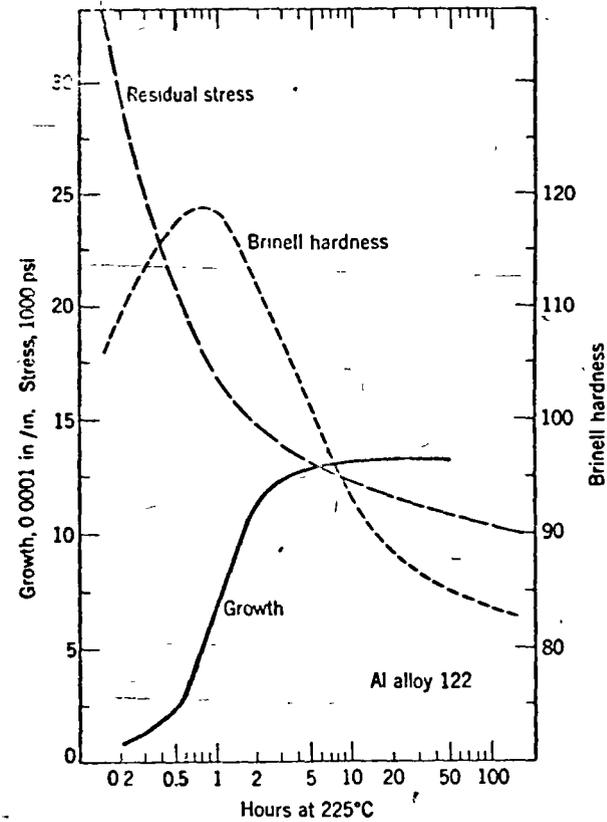


FIG. 6.20. Rate of stress relief at 225°C of aluminum alloy 122 as quenched from a

Table 6.5 Composition of some common aluminum casting alloys*

Alloy designation	Composition†				Heat-treatable	Characteristics
	% Cu	% Si	% Mg	% Other elements		
112	7.0			1.7 Zn	†	General-purpose castings
212	8.0	1.2		1.0 Fe	†	Better castability than 112
195	4.5	0.8			Yes	High strength
43		5.0			No	Excellent castability
108	4.0	3.0			†	Strength and castability
319	3.5	6.3			Yes	Strength and castability
356		7.0	0.3		Yes	Strength and castability
220			10.0		Yes	Highest strength
142	4.0		1.5	2.0 Ni	Yes	Good hot strength
A132	0.8	12.0	1.2	0.8 Fe-2.5 Ni	Yes	Hot strength, low thermal expansion

* From "Alcoa Aluminum Handbook," 1956 ed.

† Small quantities of Fe and Si plus traces of other impurities are present in alloys.

‡ Alloy not usually heat-treated, although some improvement in properties is possible.

Table 6.7 Typical properties of some common aluminum casting alloys in sand-cast form*

Alloy designation	Condition	Tensile strength, psi	Yield strength, psi	% Elongation in 2 in.	BHN	Endurance limit, psi	Thermal expansion, 30-100° C
112-F	As cast	24,000	15,000	1.5	70	9,000	12.2
212-F	As cast	23,000	14,000	2.0	65	8,000	12.2
195-T4	12 hr, 515°C, qu.	32,000	16,000	8.5	60	6,000	12.2
195-T6	12 hr, 515°C; 4 hr, 155°C	36,000	24,000	5.0	75	6,500	12.2
195-T62	12 hr, 515°C; 14 hr, 155°C	40,000	30,000	2.0	95	7,000	
43-F	As cast	19,000	9,000	6.0	40	6,500	12.2
108-F	As cast	21,000	14,000	2.5	55	8,000	12.2
319-F	As cast	27,000	18,000	2.0	70	10,000	
319-T6	12 hr, 515°C; 4 hr, 155°C	36,000	24,000	2.0	80	10,000	
319-T6†	12 hr, 515°C; 4 hr, 155°C	40,000	27,000	3.0	95		
356-T51	8 hr, 228°C	25,000	20,000	2.0	60	7,500	11.9
356-T6	12 hr, 540°C; 4 hr, 155°C	33,000	24,000	4.0	70	8,000	11.9
356-T7	12 hr, 540°C; 8 hr, 228°C	34,000	30,000	2.0	75		
356-T71	12 hr, 540°C; 3 hr, 245°C	28,000	21,000	4.5	60		
356-T7†	12 hr, 540°C; 4 hr, 155°C	40,000	27,000	5.0	90		
220-T4	Sol'n and qu.	46,000	25,000	14.0	75	7,000	13.6
142-T21	3 hr, 345°C	27,000	18,000	1.0	70	6,500	12.5
142-T77	6 hr, 520°C; 2 hr, 345°C	32,000	28,000	0.5	85	8,000	
132-T551†	16 hr, 170°C	38,000	28,000	0.5	105		10.5
132-T65†	8 hr, 515°C; 14 hr, 170°C	47,000	43,000	0.5	125		

* From "Alcoa Aluminum Handbook," 1956 ed. The mechanical properties here are of separately cast bars, tested without machining the gage section. Since the skin of the casting is strongest, these properties would not necessarily represent accurately those of machined test bars or sections much thicker or thinner than 1/2-in. test bars.

† Alloy cast in permanent mold.

Table 6.8 Effect of heat treatment on the properties of sand-cast Al-4.5% Cu alloy made of high-purity (99.93%) Al

Condition of alloy	Tensile strength, psi	Yield strength, psi	% Elongation in 2 in.	BHN
As-cast, aged r.t.*	20,100	8,800	7.5	45
1 hr at 540°C, quenched, aged r.t. 2 days...	32,200	22,600	5.5	76
8 hr at 540°C, quenched, aged r.t. 2 days...	40,200	22,400	14.6	74
40 hr at 540°C, quenched, aged r.t. 2 days...	42,300	24,000	19.0	83
40 hr at 540°C, quenched, tested immediately	35,800	17,400	20.7	62

* Room temperature.

Table 6.9 Compositions of some common wrought-aluminum alloys

Alloy designation	Composition					Chief characteristic
	% Cu	% Si	% Mg	% Mn	% Others*	
1100 3003	1.2	...	Commercially pure Al Slightly stronger but like 1100
2011	5.5	0.5 Pb, 0.5 Bi	Free machining and strong
2014	4.4	0.8	0.4	0.8	...	Strongest forging alloy
2017	4.0	...	0.5	0.5	...	Oldest strong alloy, forgings
2024	4.5	...	1.5	0.6	...	High strength
4032	0.9	12.5	1.0	...	0.9 Ni	Strength at high temperatures
5052	2.5	...	0.25 Cr	Intermediate between 1100 and 2024
5086	4.0	0.4	0.25 Cr	Strong work-hardening alloy
6061	0.25	0.6	1.0	...	0.25 Cr	Corrosion resistance, formability, weldability
7075	1.6	...	2.5	0.2	5.6 Zn, 0.3 Cr	Strongest alloy

* All alloys contain about 0.3% Fe and Si, each.

Table 6.10 Typical properties of non-heat-treatable wrought-aluminum alloys*

Alloy designation	Tensile strength, psi	Yield strength, psi	% Elongation in 2 in.		BHN	Endurance limit, psi
			Sheet	Rod		
1100-O	13,000	5,000	35	45	23	5,000
1100-H14	17,000	16,000	9	20	32	7,000
1100-H18	24,000	22,000	5	15	44	8,500
3003-O	16,000	6,000	30	40	28	7,000
3003-H14	21,500	19,000	8	16	40	9,000
3003-H18	29,000	26,000	4	10	55	10,000
3004-O	26,000	10,000	20	25	45	14,000
3004-H34	34,000	27,000	9	12	63	15,000
3004-H38	40,000	34,000	5	6	77	16,000
5052-O	27,000	12,000	25	30	45	17,000
5052-H34	37,000	31,000	10	14	67	18,000
5052-H38	41,000	36,000	7	8	85	19,000

* Data from "Alcoa Aluminum Handbook," 1956.

Table 6.11 Typical mechanical properties of aluminum forging alloys*

Alloy designation	Tensile strength, psi	Yield strength, psi	% Elongation in 2 in.	BHN	Endurance limit, psi
4032-T6	55,000	46,000	9	120	16,000
2014-O	27,000	14,000	18	45	13,000
2014-T4	62,000	44,000	20	105	18,000
2014-T6	70,000	60,000	13	135	18,000

* Forgings up to 4 in. in thickness, tested parallel to direction of grain flow. Data from "Alcoa Aluminum Handbook," 1956 ed.

increasing fatigue strength accompany increasing strength, whether brought about by alloying or by cold-work.

Among the forging alloys, 6061 is so soft at high temperatures that very intricate forgings can be produced; although moderate strength values are obtained by heat treatment, they are low in comparison with the other alloys. Alloy 2014 represents the other extreme; it develops

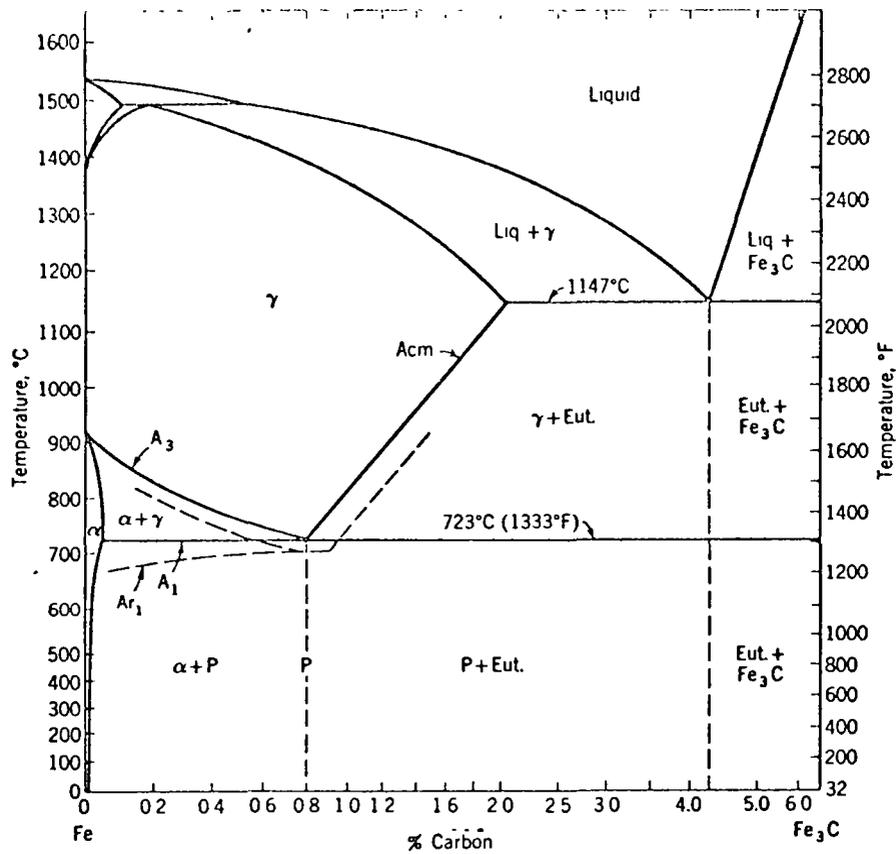


FIG. 8.1. Phase diagram of the Fe-Fe₃C (metastable) alloy system.

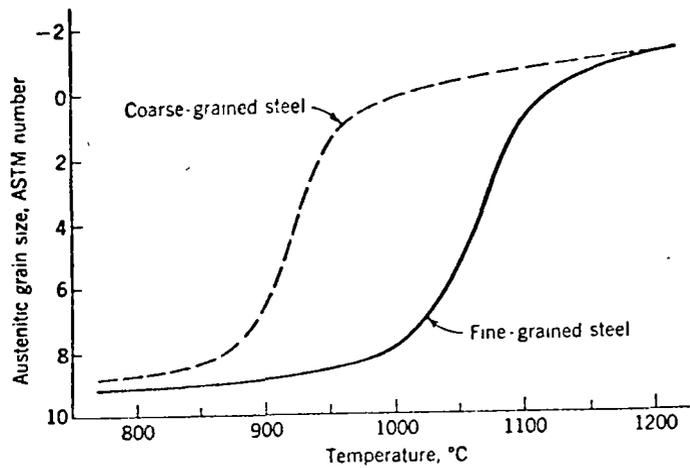


FIG. 8.3. Typical austenitic grain-growth curves of a "coarse-grained" steel (not

25

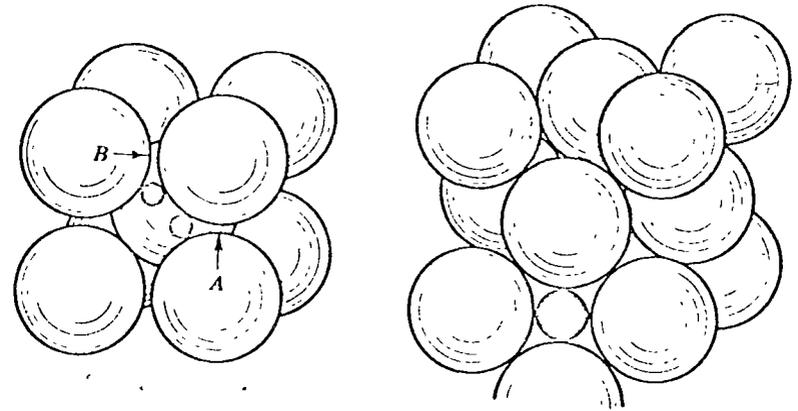


FIG. 8.2. Interstices of the bcc (left) and fcc lattices. The maximum-diameter

Table 8.1 Data for diffusion in α iron

Solute	D_0	Q , kcal/mole	D at 600°C	\bar{x} (1 day at 600°C), cm
Fe	5.8	59.7	6×10^{-16}	7×10^{-8}
C	2×10^{-2}	19.8	2×10^{-7}	0.1

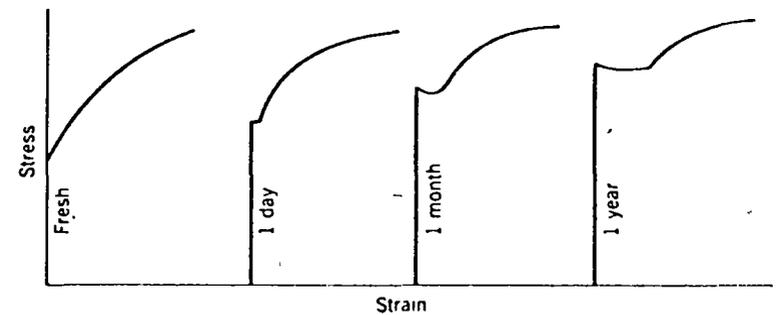
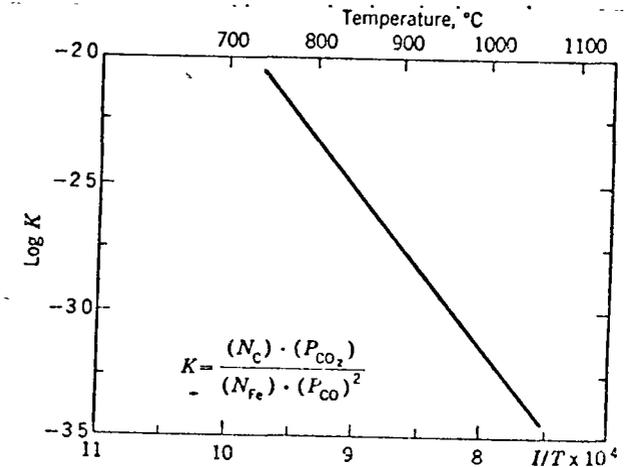


FIG. 8.4. Stress-strain curves for a low-carbon steel at various times after cold-



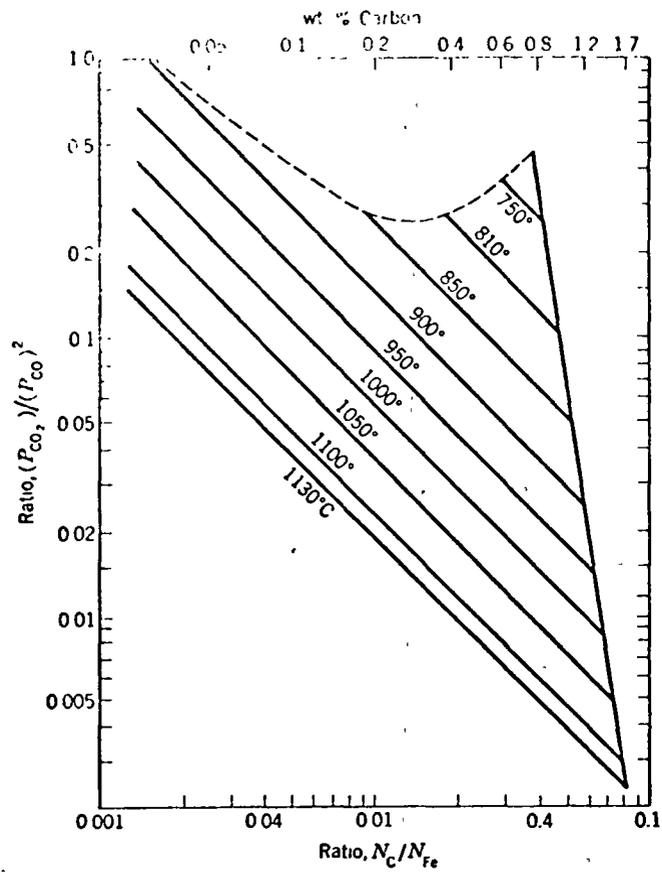


FIG. 8.6.

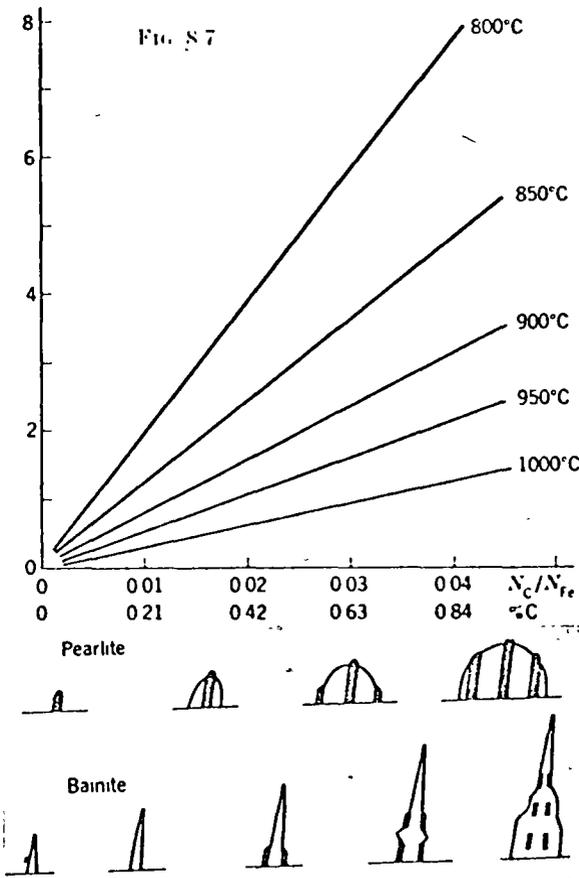


FIG. 9.3.

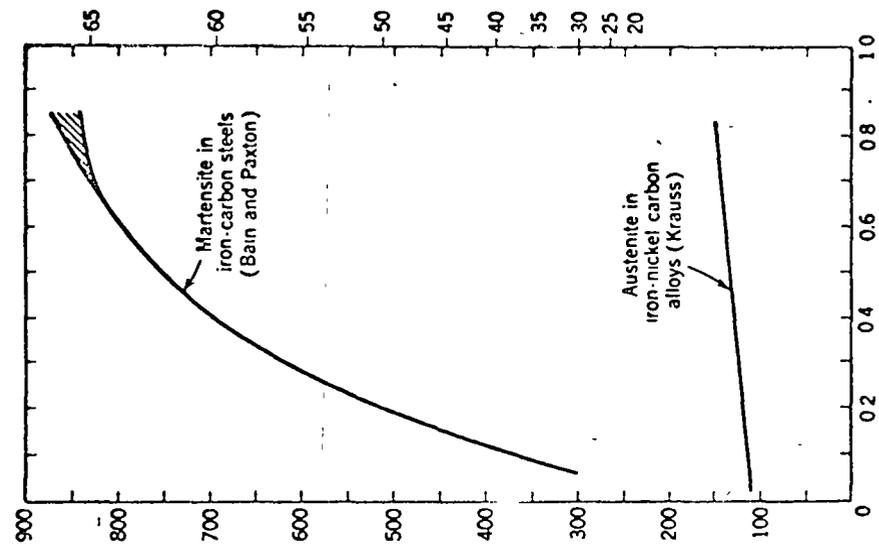


FIG. 9.4.

FIG. 8.7

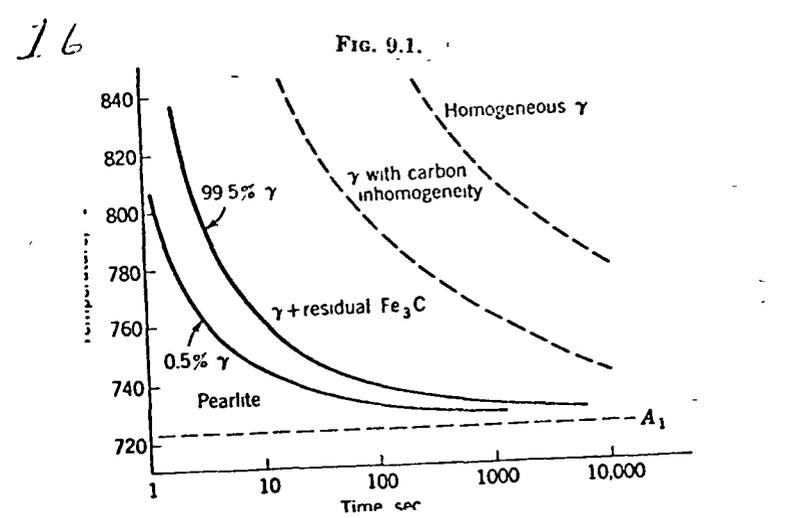


FIG. 9.1.

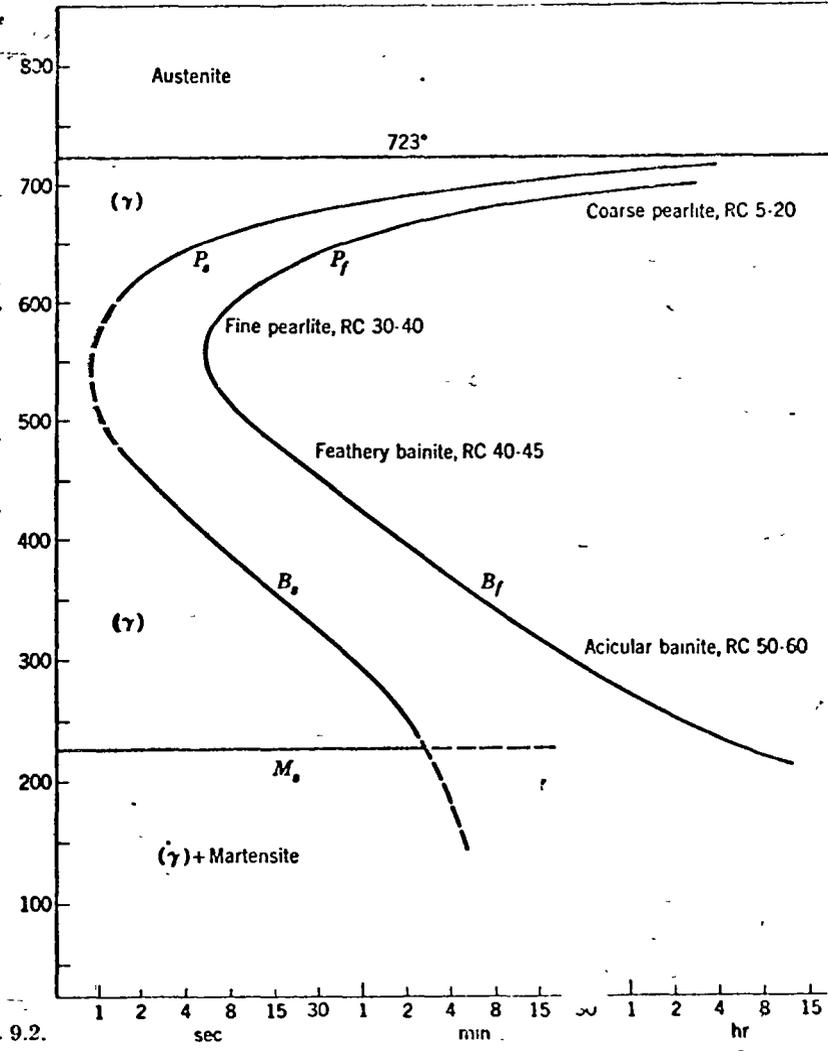


FIG. 9.2.

Fig. 95
top view

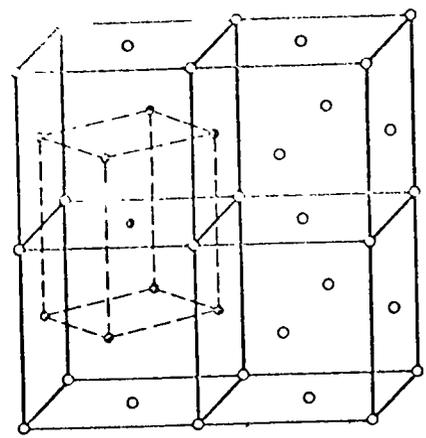


Fig. 96
at -

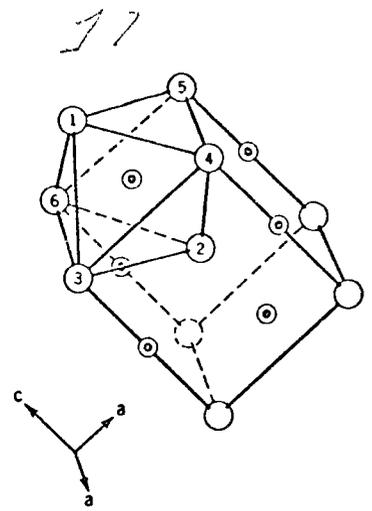
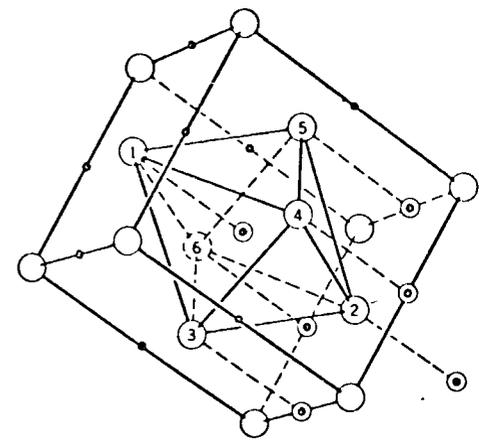


Fig. 97. Schematic representation of iron-atom displacements due to the presence of

- Fe atoms
- C atoms
- Range of Fe-atom displacements

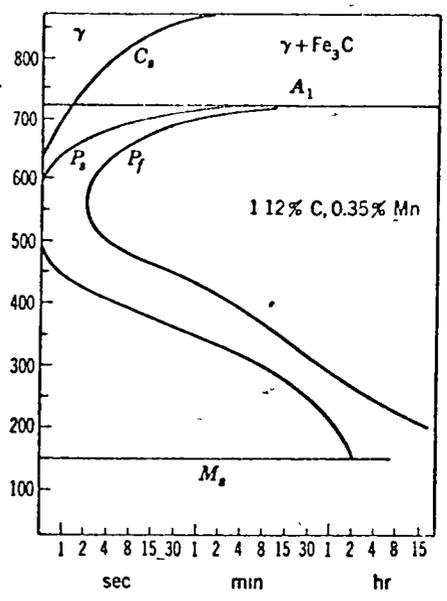
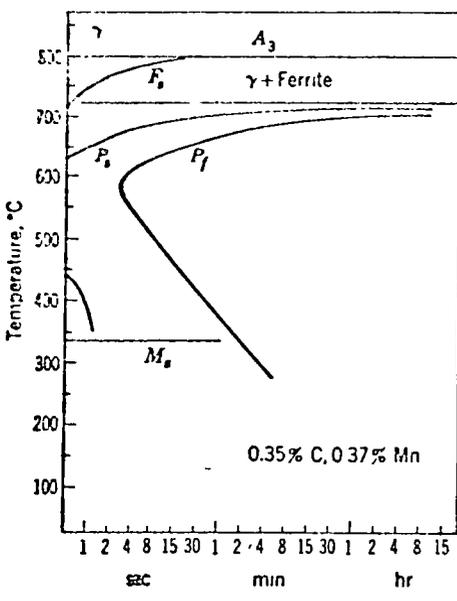
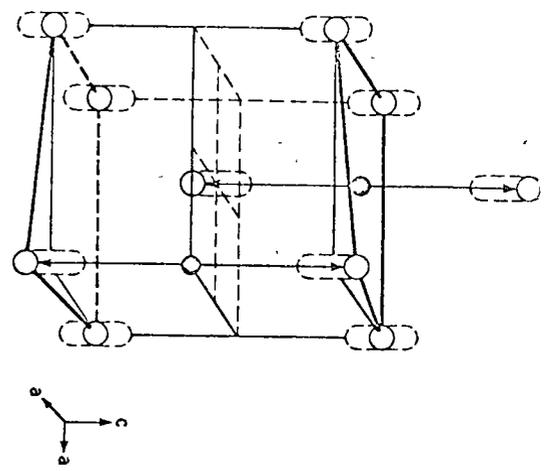


Fig. 9.8. Isothermal transformation diagrams for (a) a hypoeutectoid steel, (b) a hypereutectoid steel

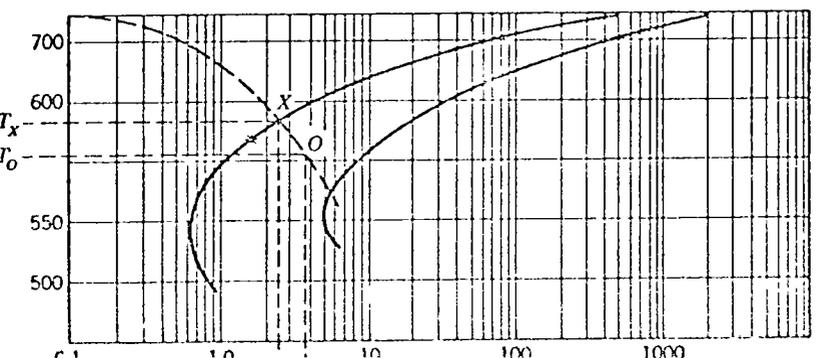


Fig. 9.9. 1

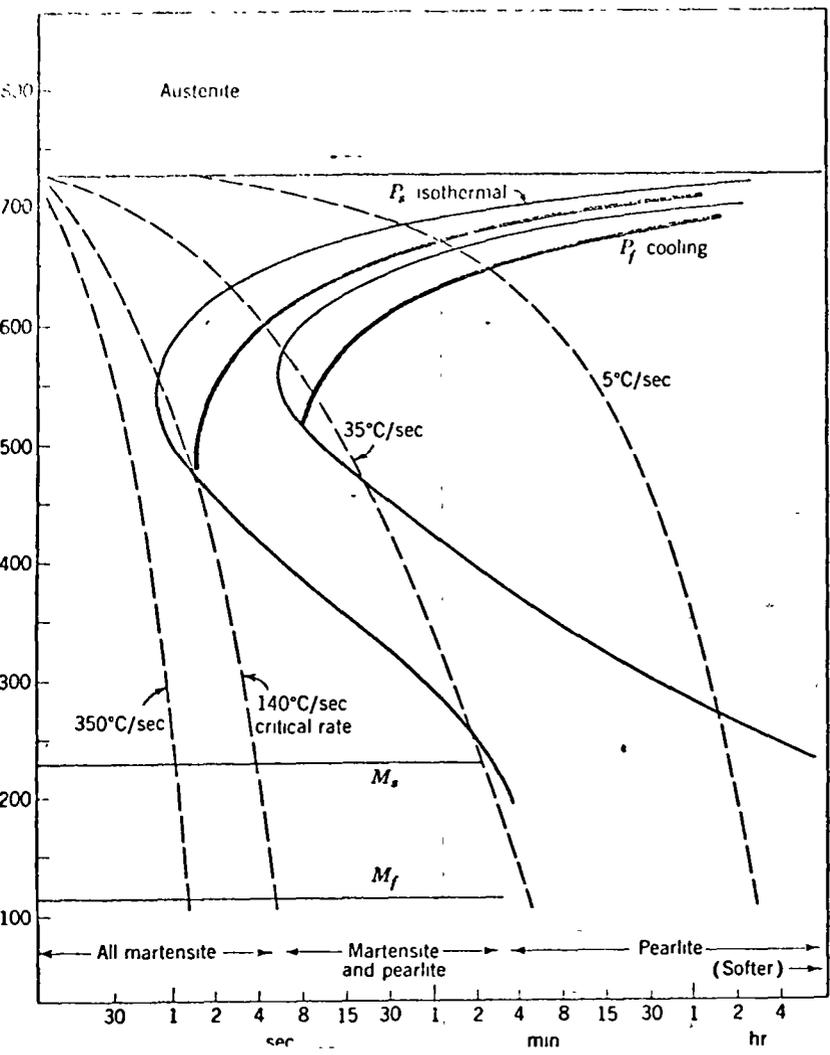


FIG. 9.10.
a eutectoid

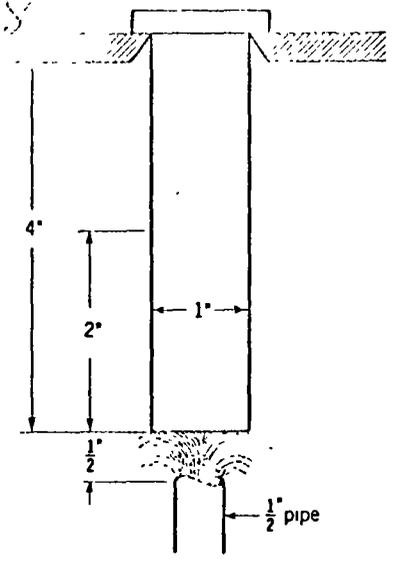


FIG. 9.11.
4 in long

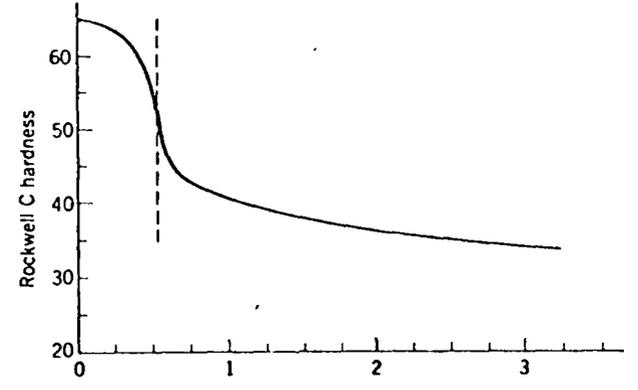


FIG. 9.12.

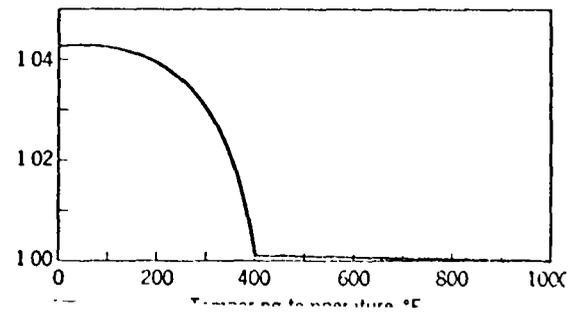
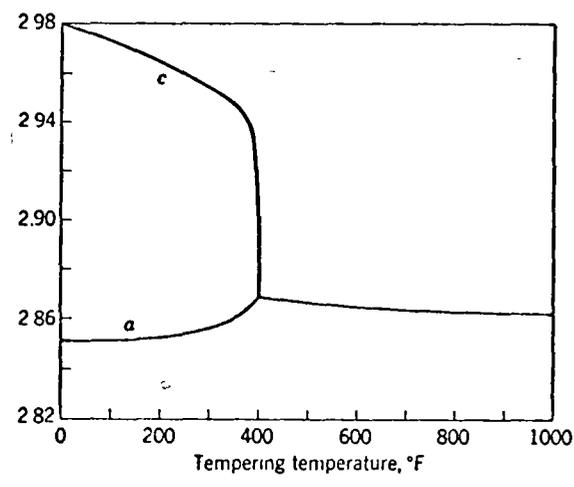


FIG. 9.13.
function of

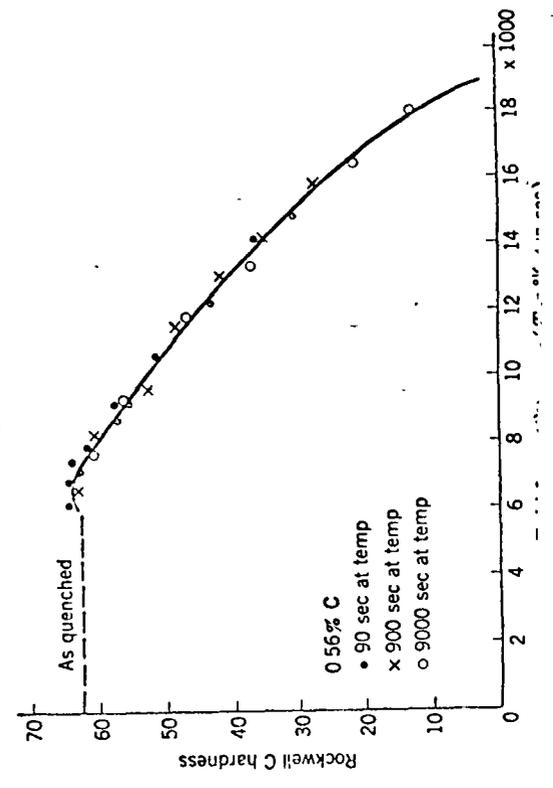


FIG. 9.14.
pered over a

Reaction temperature, °C	Rock C hardness	Yield strength (0.2% offset) 10 ⁶ psi	Tensile strength, 1000 psi	% Elongation in 2 in	% Reduction area	Pearlite spacing, A
700	19	50	120	13	20	6300
650	30	95	155	16	35	2500
600	40	135	190	14	40	1000
550	38	132	185	12	30	
500	36	130	180	16	46	
450	40	150	190	18	54	
400	44	170	210	16	52	
350	48	190	230	13	44	

* Data obtained on a eutectoid plain-carbon steel (0.80% C, 0.74% Mn, 0.24% Si).

Table 9.1

Grade	Yield strength, psi	Tensile strength, psi	% Elongation in 2 in.
Rimmed steel, annealed and temper-rolled	35,000	44,000	35
Killed steel, annealed and temper-rolled	25,000	41,000	41
MR $\frac{1}{2}$ tin plate, box-annealed and temper-rolled	47,000	53,000	28
MR tin plate, continuous annealed and temper-rolled	58,000	63,000	20
MR tin plate, box-annealed and rolled 40%	80,000	81,000	1.0
MR tin-plate, same -- transverse	88,000	89,000	0.8
MR tin plate, continuous annealed and rolled 35%	100,000	101,000	1.0
MR tin plate, same -- transverse	112,000	113,000	0.8

* Typically from 0.05 to 0.15% C

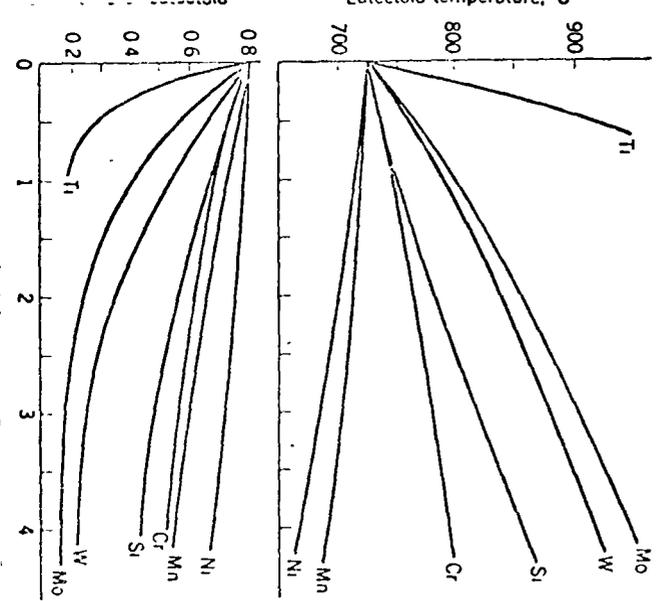


Fig. 10.1. Effect of alloying elements on the eutectoid temperature, °C

19

Temp, °C	Tensile strength, psi	Yield strength, psi	% Elongation in 2 in.	BHN
Oil-quenched, 815°C				
427	100,000	67,000	21	179
538	90,000	59,000	26	170
649	75,000	53,000	33	156
704	71,000	51,000	34	137
Water-quenched, 815°C				
427	110,000	81,000	19	223
538	95,000	68,000	23	187
649	82,000	57,000	30	156
704	73,000	51,000	34	143

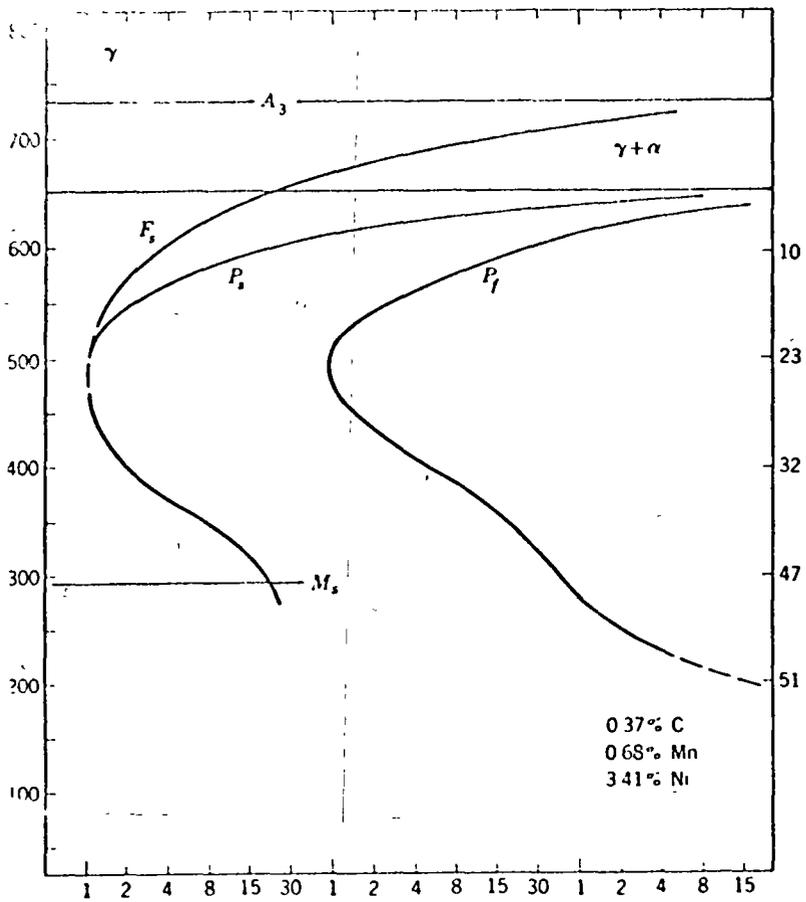
* Data from "Making, Shaping and Treating of Steel" U.S. Steel

AISI No.*	% C	% Mn	% Ni	% Cr	% Mo	SAE No.	Type	
A1320	0.18-0.23	1.60-1.90	1320	Mn steels	
A1330	0.28-0.33	1.60-1.90	1330		
A1340	0.38-0.43	1.60-1.90	1340		
A2317	0.15-0.20	0.40-0.60	3.25-3.75	2315	3% Ni steels	
A2330	0.28-0.33	0.60-0.80	3.25-3.75	2330		
A2340	0.38-0.43	0.70-0.90	3.25-3.75	2340		
E2512	0.09-0.14	0.45-0.60	4.75-5.25	2515	5% Ni steels	
A2515	0.12-0.17	0.40-0.60	4.75-5.25	2515		
A3115	0.13-0.18	0.40-0.60	1.10-1.40	0.55-0.75	..	3115	NiCr steels	
A3130	0.28-0.33	0.60-0.80	1.10-1.40	0.55-0.75	..	3130		
A3140	0.38-0.43	0.70-0.90	1.10-1.40	0.55-0.75	..	3140		
A3141	0.38-0.43	0.70-0.90	1.10-1.40	0.70-0.90	..	X3140		
A3150	0.48-0.53	0.70-0.90	1.10-1.40	0.70-0.90	..	3150		
E3310	0.08-0.13	0.45-0.60	3.65-3.75	1.40-1.75	..	3310		
A4023	0.20-0.25	0.70-0.90	0.20-0.30	4023		Mo steels
A4032	0.30-0.35	0.70-0.90	0.20-0.30	4032		
A4130	0.28-0.33	0.40-0.60	..	0.80-1.10	0.15-0.25	X4130	Cr-Mo steels	
E4132	0.30-0.35	0.40-0.60	..	0.80-1.10	0.18-0.25	4130		
A4140	0.38-0.43	0.75-1.00	..	0.80-1.10	0.15-0.25	4140		
A4150	0.48-0.53	0.75-1.00	..	0.80-1.10	0.15-0.25	4150		
A4320	0.17-0.22	0.45-0.65	1.65-2.00	0.40-0.60	0.20-0.30	4320	Ni-Cr-Mo steels	
A4340	0.38-0.43	0.60-0.80	1.65-2.00	0.70-0.90	0.20-0.30	X4340		
E4340	0.38-0.43	0.60-0.80	1.65-2.00	0.70-0.90	0.20-0.30	4340		
A4620	0.17-0.22	0.45-0.65	1.65-2.00	..	0.20-0.30	4620	Ni-Mo steels	
P4620	0.17-0.22	0.45-0.65	1.65-2.00	..	0.20-0.27	4620		
A4640	0.38-0.43	0.60-0.80	1.65-2.00	..	0.20-0.30	4640		
A4820	0.18-0.23	0.50-0.70	3.25-3.75	..	0.20-0.30	4820		
A5120	0.17-0.22	0.70-0.90	..	0.70-0.90	..	5120	Cr steels	
A5140	0.38-0.43	0.70-0.90	..	0.70-0.90	..	5140		
A5150	0.48-0.53	0.70-0.90	..	0.70-0.90	..	5150		
E52100	0.95-1.10	0.25-0.45	..	1.20-1.50	..	52100		
E52101	0.95-1.10	0.25-0.45	..	1.30-1.60	..	52101		
A6120	0.17-0.22	0.70-0.90	..	0.70-0.90	0.10 min. V	6150	Cr-V steels	
A6150	0.48-0.53	0.70-0.90	..	0.80-1.10	0.15 min. V	6150		
A8620	0.17-0.24	0.60-0.95	0.35-0.75	0.35-0.65	0.15-0.25	8620	Low Ni-Cr-Mo steels	
A8630	0.27-0.34	0.60-0.95	0.35-0.75	0.35-0.65	0.15-0.25	8630		
A8640	0.37-0.45	0.70-1.05	0.35-0.75	0.35-0.65	0.15-0.25	8640		
A8650	0.46-0.54	0.70-1.05	0.35-0.75	0.35-0.65	0.15-0.25	8650		
A8720	0.17-0.24	0.60-0.95	0.35-0.75	0.35-0.65	0.20-0.30	8720		
A8730	0.27-0.34	0.60-0.95	0.35-0.75	0.35-0.65	0.20-0.30	8730		
A8740	0.37-0.45	0.70-1.05	0.35-0.75	0.35-0.65	0.20-0.30	8740		
A8750	0.46-0.59	0.70-1.05	0.35-0.75	0.35-0.65	0.20-0.30	8750		
E9315	0.13-0.18	0.40-0.65	3.00-3.50	1.00-1.40	0.08-0.15	9315	Cr-V steels	
A9420	0.17-0.24	0.80-1.15	0.25-0.65	0.25-0.55	0.08-0.15	9420		
A9430	0.27-0.34	0.85-1.25	0.25-0.65	0.25-0.55	0.08-0.15	9430		
A9440	0.37-0.45	0.85-1.25	0.25-0.65	0.25-0.55	0.08-0.15	9440		

Table 10.2

Table 9.2

FIG. 10.2
790°C; grain
structures



20

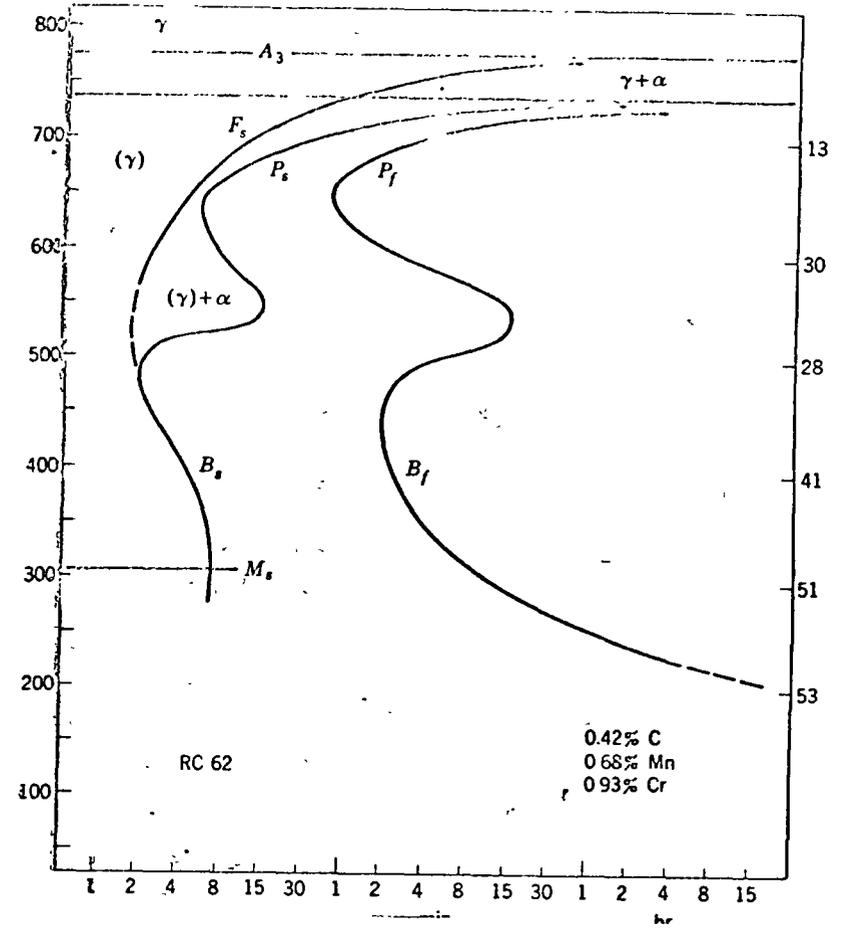


FIG. 10.3. Is
845°C; grain
structures

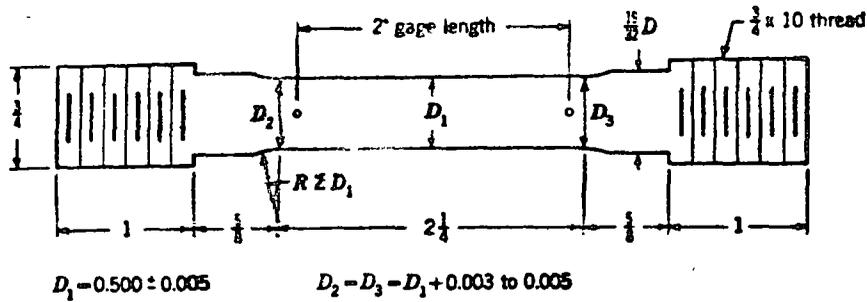


FIG. 2.1. Standard $\frac{1}{2}$ -in. threaded tensile-test specimen.

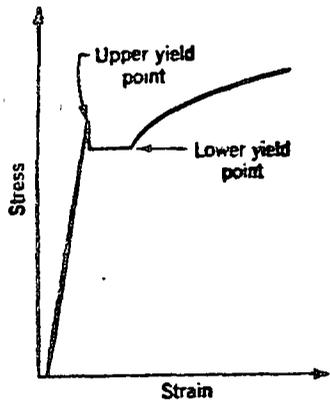


FIG. 2.4. Tensile stress-strain curve showing a sharp yield point.

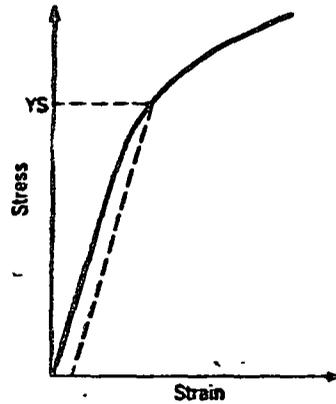


FIG. 2.5. Offset method of determining the yield stress. The dashed line is drawn parallel to the elastic part of the stress-strain curve but is offset by an amount corresponding to a strain of 0.20%.

1

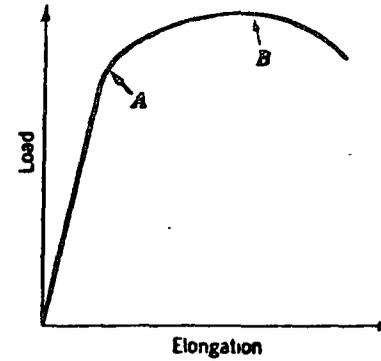


FIG. 2.2. Load-elongation curve obtained in a tensile test. Plastic deformation begins at point A, necking at point B.

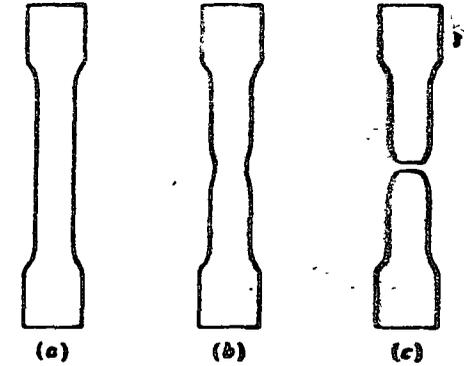


FIG. 2.3. (a) Tensile specimen before deformation, (b) after onset of necking, and (c) after fracture.

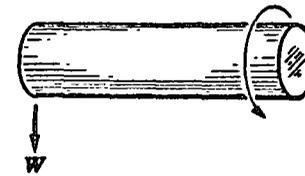


FIG. 2.6. Method of loading specimen in rotating-beam fatigue-testing machine.

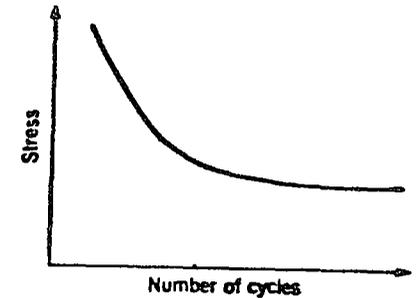


FIG. 2.7. An S-N curve obtained from fatigue tests. The number of cycles to failure is plotted against the applied stress.

FIG. 2.8. An energy vs. displacement curve for expansion or contraction of a crystal along a direction x . Point a corresponds to the equilibrium interatomic distance along the X axis.

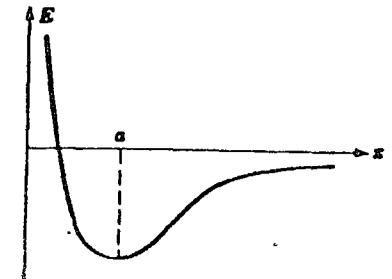
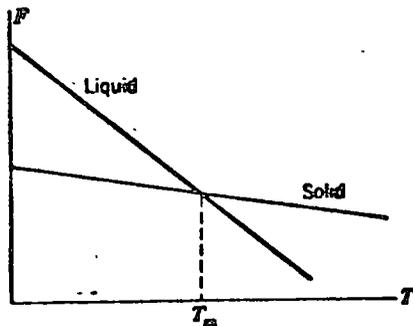


Table 2.3 Physical properties of the metals

Lattice parameter (height of unit cell), $c \times 10^{-8}$ cm or axial angle	Distance of closest approach $\times 10^{-8}$ cm	Specific heat (at room temperature) cal/g°C	Heat of formation of lowest (metal-ous) oxide, kcal/g mole	Heat of fusion ΔH_{fus} , cal/mole $\times 10^3$	Melting point, °C	Ultimate tensile strength of annealed metal $\times 10^3$ psi	% Tensile-elongation of annealed metal	Brinell hardness of annealed metal	Young's modulus of elasticity $\times 10^4$ psi	Symbol
	2 562	0.217	389.5	2.57	659.7	6.8	49	16	8	Al
57°6 5'	2.903	0.651	165.4	4.74	630.5	1.56	...	30	11.3	Sb
3 584	2.225	0.425	146	2.36	1350	27	...	97	36.8	Be
57°14 2'	3 111	0.030	135.5	...	271.3	Bi
5 617	2.979	0.659	65.2	1.45	320.9	10.3	50	21	10	Cd
...	3.94	0.145	181.7	...	810	8.5	53	17	3	Ce
6.53	3.95
...	1.544	0.185	26.4	...	3550	0.7	C
6 7014	1.42
...	2.498	0.110	257.4	4.20	1615	70	...	110	36	Cr
4 069	2.506	0.394	57.5	3.64	1495	37	...	48	...	Co
...	2.511	2500	80	30	Cb
...	2.556	0.035	34.9	3.12	1084	32	42	...	15	Cu
...	2.584	0.031	-12	2.95	1063	19	45	25	11.6	Au
5 067	3.15	1700	Hf
...	2.451	0.107	64.04	3.7	1535	41.96	...	77	30	Fe
...	2.585
...	2.54
...	3.499	0.039	52.47	1.225	327.4	1.78	30	4.3	3.3	Pb
5 2103	3.196	0.245	145.76	2.16	651	28.1	...	29.4	6	Mg
...	2.24	0.1231	90.8	3.5	1260	Brittle	23	Mn
...	2.373	Brittle
3 533	2.587	72	40	...	23	...
70°31.7'	3 006	0.033	21.7	...	-38.87	Hg
...	2.725	0.065	131.4	6.71	2620	99	...	144	42	Mo
...	2.491	0.105	57.83	4.21	1455	59	40	100	105	Ni
...	2.750	0.058	21.5	3.84	1553	21	24	49	17	Pd
...	2.775	0.032	17.0	5.27	1773.5	17	30	...	24	Pt
...	4.627	0.192	56.26	0.57	62.3	K
4 4553	2.740	0.035	3000	Re
...	2.659	0.058	1985	73	...	139	42.6	Rb
4 9594	2.32	0.077	56.42	1.3	220	Sr
...	2.351	0.161	198.3	9.48	1420	13.5	16.4	Si
...	2.858	0.0558	6.95	2.555	980.8	23	48	28	11	Ag
...	3.715	0.295	99.16	0.63	97.5	0.07	...	Na
...	2.560	0.036	500.12	...	3027	50	40	46	37	Ta
5 926R	2.87	0.048	78.3	9.28	452	Te
...	2.81	0.054	69.8	1.72	231.9	2	96	5	6	Sa
3.1817	3.022
4 6833	2.59	0.1125	217.4	...	1600	78	27	...	16.8	Ti
...	2.89
...	2.739	0.034	126.2	8.07	3370	148	310	...	81	W
4 955	2.77	0.028	256.6	...	Cs. 1133	U
...	3.02
...	2.632	0.1183	209	...	1710	V
4 945	2.044	0.0925	54.4	1.765	419.47	16	10	Zn
5 133	3.17	0.068	178	...	1900	36	11	Zr
...	3.18

Element	Symbol	Density 20°C, g/cm ³	Coefficient of thermal expansion, 0 to 100°C $\times 10^{-5}/°C$	Electrical resistivity at 18°C, microhms/cm ²	% Electrical conductivity (compared with copper)	Lattice type at 20°C (or indicated temperature)	Lattice parameter (length of base of unit cell) $\times 10^{-8}$ cm	
Aluminum	Al	2.70	24.0	3.72	61.8	fcc	4.0490	
Antimony	Sb	6.62	9.8	39.8	4.23	rh	4.5684	
Beryllium	Be	1.82	12.4	6.3	26.7	cph	2.2856	
Bismuth	Bi	9.80	11.8	118.0	1.41	rh	4.7356	
Cadmium	Cd	8.65	29.8	7.25	33.3	cph	2.9757	
Calcium	Ca	1.55	...	4.5	37.3	fcc	5.57	
Carbon	C	2.22	1.3	3500	...	α β 300 < T < 450°C γ T > 450°C	cph dia cubic	3.59 3.568 3.4514
Chromium	Cr	7.19	6.1	15.0	...	Graphite	hex	2.8845
Cobalt	Co	8.92	12.8	6.8	24.0	fcc	3.552	
Columbium	Cb	8.57	7.2	13.1	8.4	fcc	3.3007	
Copper	Cu	8.96	16.7	1.68	100	fcc	3.6153	
Gold	Au	19.3	14.3	2.21	76.1	fcc	4.0783	
Hafnium	Hf	18.3	...	32.0	5.28	cph	3.203	
Iron	Fe	7.87	12.3	8.7	19.3	bcc α γ 908 < T < 1405°C δ T > 1405°C	fcc	2.8566 3.656 2.96
Lead	Pb	11.34	28.3	20.7	8.13	fcc	4.9495	
Magnesium	Mg	1.74	26.0	4.3	39.1	cph	3.2022	
Manganese	Mn	7.44	19.7	185.0	0.91	cubic	3.813	
Mercury	Hg	13.55	42.2(86°K)	95.4	1.76	fcc	6.312	
Molybdenum	Mo	10.2	4.9	4.72	35.6	fcc	3.783	
Nickel	Ni	8.9	13.3	7.35	22.9	fcc	2.008	
Palladium	Pd	12.0	11.7	10.75	15.6	fcc	3.1456	
Platinum	Pt	21.45	8.9	10.5	16.0	fcc	3.5236	
Potassium	K	0.86	83.0	6.9	24.3	bcc	3.8902	
Rhenium	Re	20.53	cph	3.9257	
Rhodium	Rh	12.44	9.6	5.0	39.6	fcc	5.346	
Selenium	Se	4.81	37	hex	2.7009	
Silicon	Si	2.33	3.1	dia cubic	3.8034	
Silver	Ag	10.5	18.8	1.58	106.3	fcc	4.3640	
Sodium	Na	0.97	62.2	fcc	5.4282	
Tantalum	Ta	16.6	6.7	14.7	11.4	bcc	4.0856	
Tellurium	Te	6.25	16.75	hex	4.2906	
Tin	Sn	7.28	26.92	11.3	14.9	fcc α , gray T < 13.2°C β , white	dia cubic tetrag	3.3206 4.4559 6.47
Titanium	Ti	4.5	8.5	89	1.89	fcc α β T > 900°C	fcc	5.6311 2.9504 3.33
Tungsten	W	19.3	4.3	5.32	31.6	bcc	3.1648	
Uranium	U	18.7	Orthorh	2.858	
Vanadium	V	5.96	7.7	25.9	6.5	fcc α T < 605°C β 605 < T < 775°C γ 775 < T < 1130°C	Low symmetry	3.49 3.039
Zinc	Zn	7.14	26.28	5.93	28.3	fcc	2.664	
Zirconium	Zr	6.4	5.2	45	3.74	cph	3.230	
						fcc β T > 887°C	3.62	

FIG. 3.1. Schematic curves showing the variation of the free energy of the liquid and solid phases with temperature. Because of the greater entropy of the liquid, its curve has the greater slope.



3

FIG. 3.2. Temperature distribution at a liquid-solid interface for two possible cases which might be encountered in solidification of a casting.

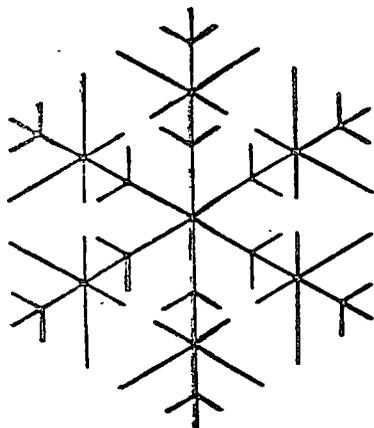
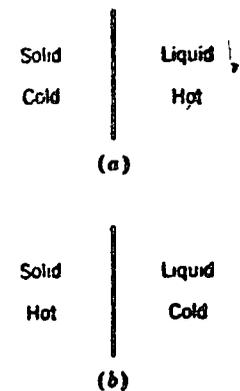
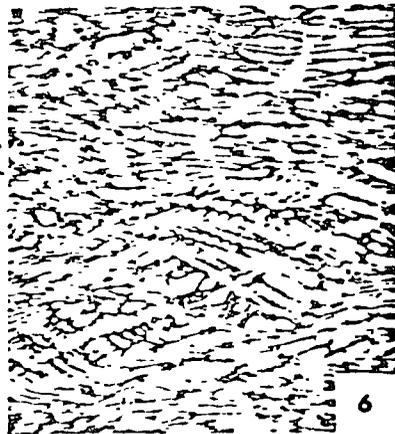


FIG. 3.3. The dendritic-like structure of a snowflake.



5

6

MICRO. 3.5. 85% Cu-15% Ni, as cast in a hot mold, slowly solidified, and then re-

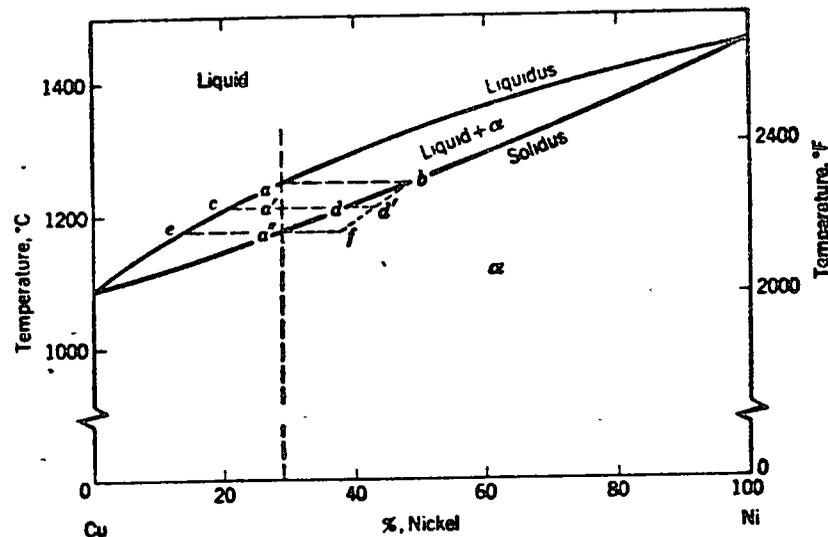


FIG. 3.5. Phase diagram of the Cu-Ni alloy system.

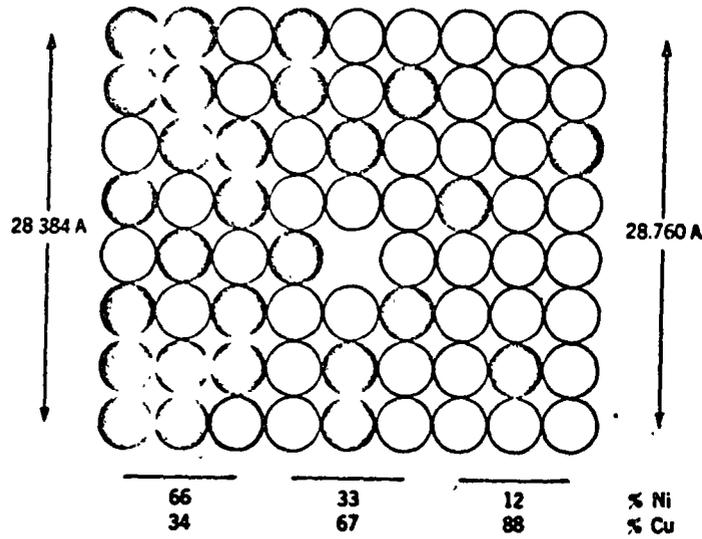


FIG. 3.6. Atomistic picture of an exaggerated, sharp compositional gradient in

$$J = -D \frac{dc}{dx}$$

where D is a constant at a given temperature and is known as the *diffusion*

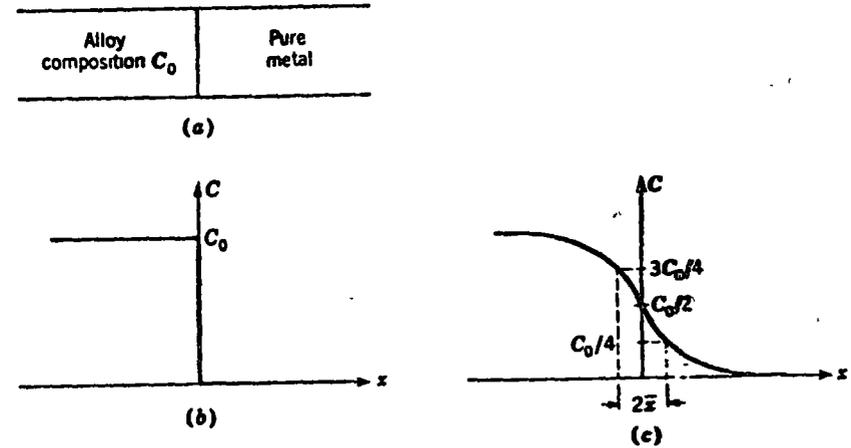


FIG. 3.7. A simple diffusion experiment. (a) A long bar of alloy having concen-

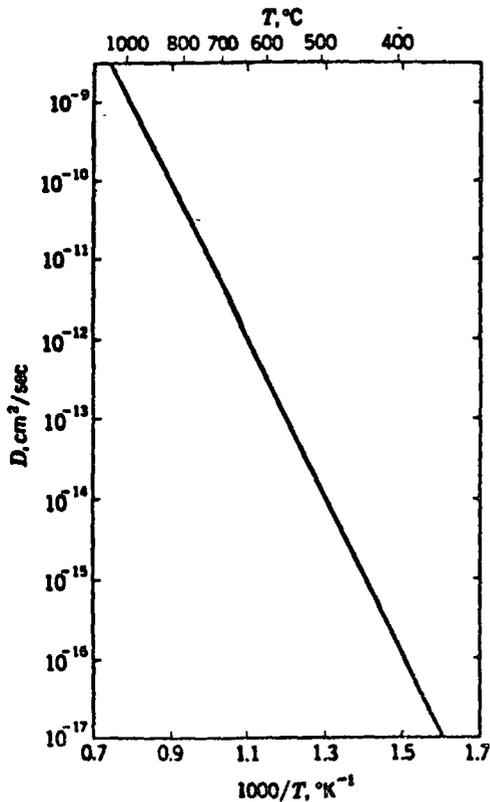


FIG. 3.8. Diffusion coefficient for diffusion of gold into copper as a function of temperature.

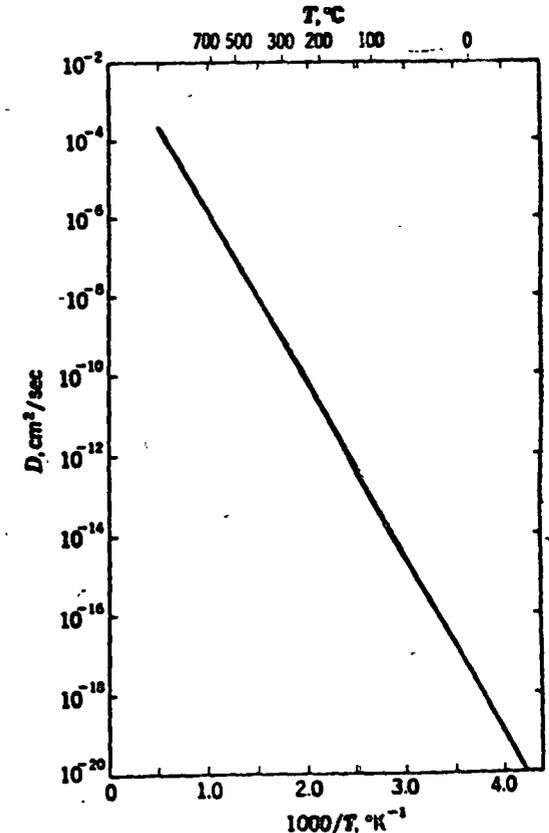
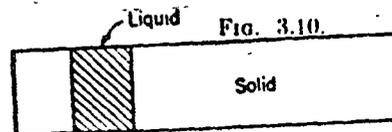


FIG. 3.9. Temperature dependence of the diffusion coefficient for carbon diffusing in α iron.

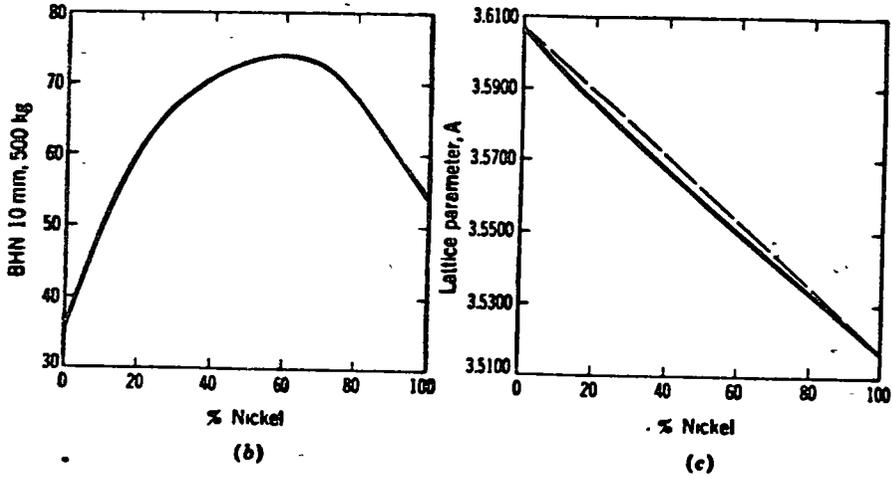
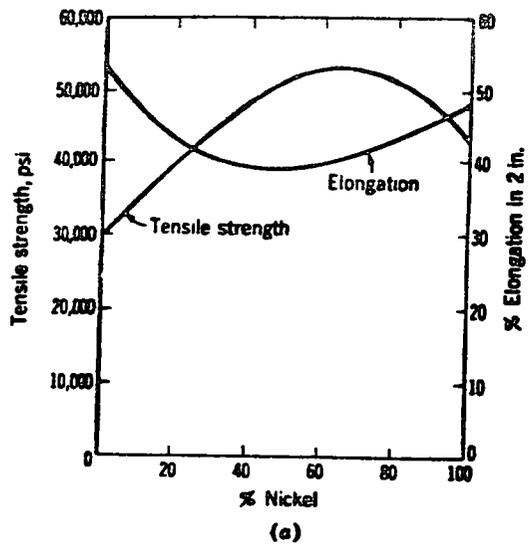


FIG. 3.11. Properties of annealed Cu-Ni solid-solution alloys: (a) strength and ductility, (b) hardness, (c) lattice parameter.

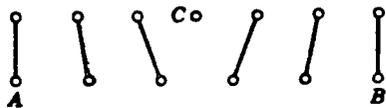


FIG. 4.5.

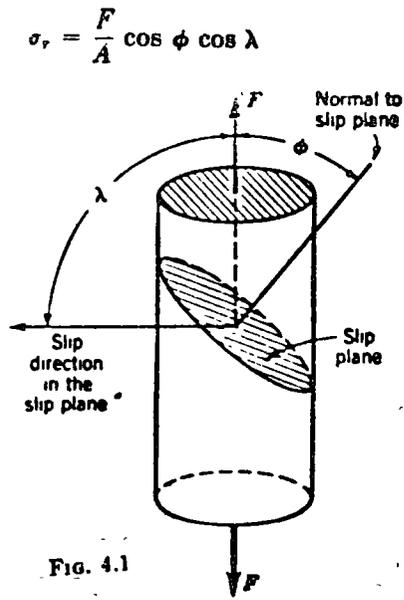


FIG. 4.1

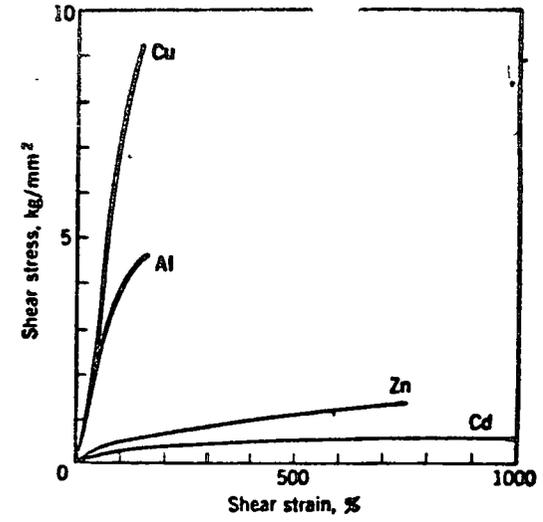


FIG. 4.2.

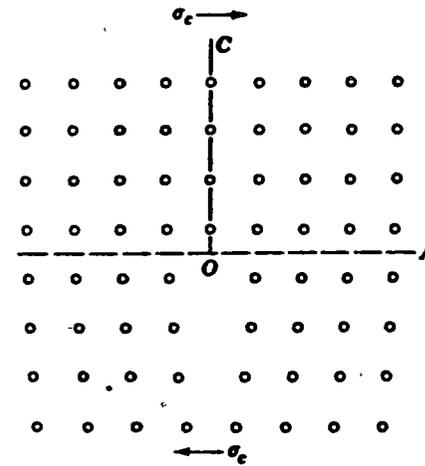


FIG. 4.3. Two-dimensional view of a dis-

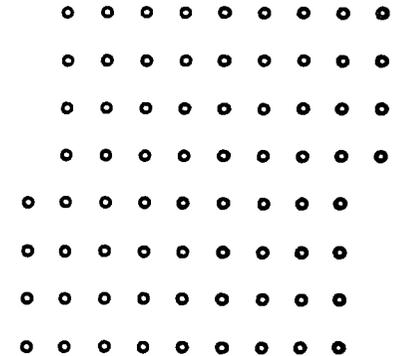


FIG. 4.4 Two-dimensional view

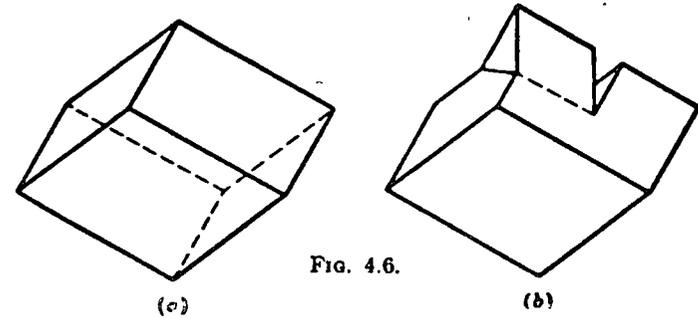


FIG. 4.6.

(a)

(b)

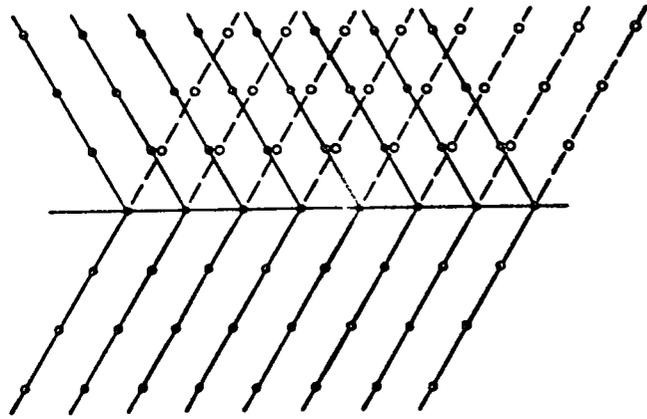


FIG. 4.7. Schematic representation of the shift in atom positions which occurs upon

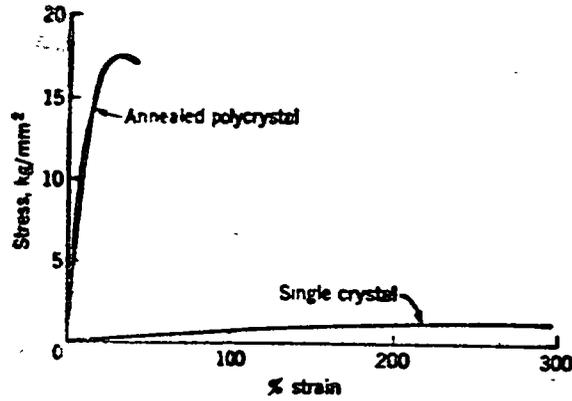


FIG. 4.8. crystal



6

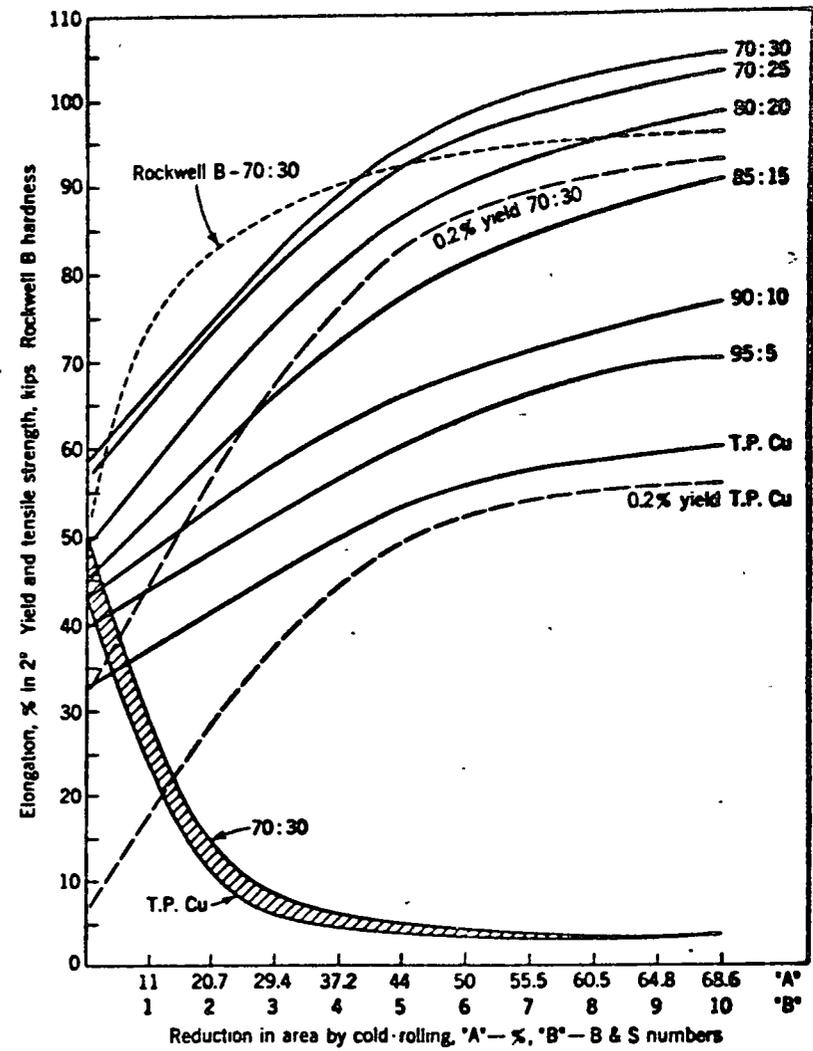


FIG. 4.9: Effect of cold-rolling on the tensile properties of Cu and various Cu-Zn

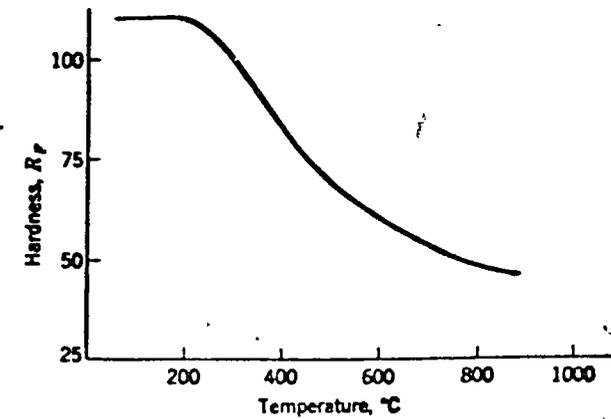
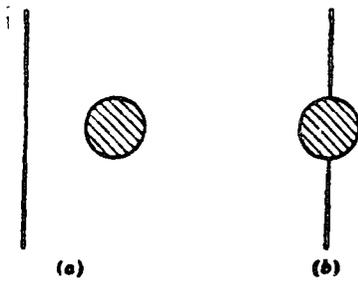
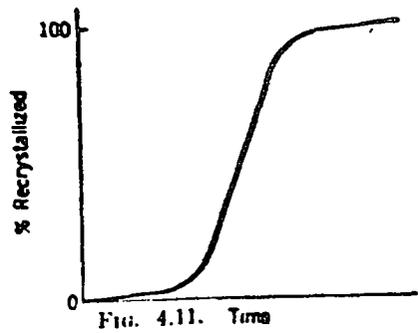


FIG. 4.10. Hardness of samples of cartridge brass (30% Zn) cold-rolled to an 80%



7
Fig. 4.12.

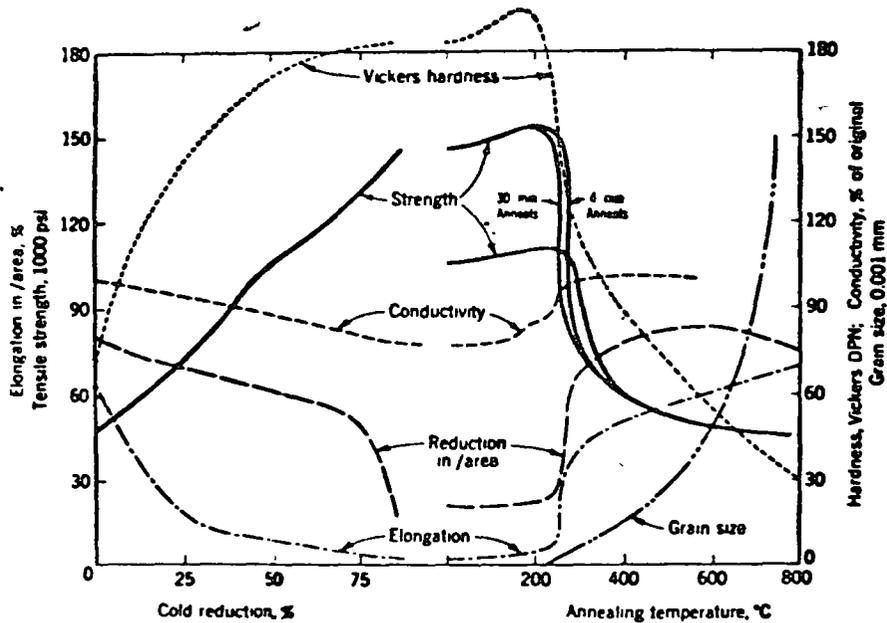
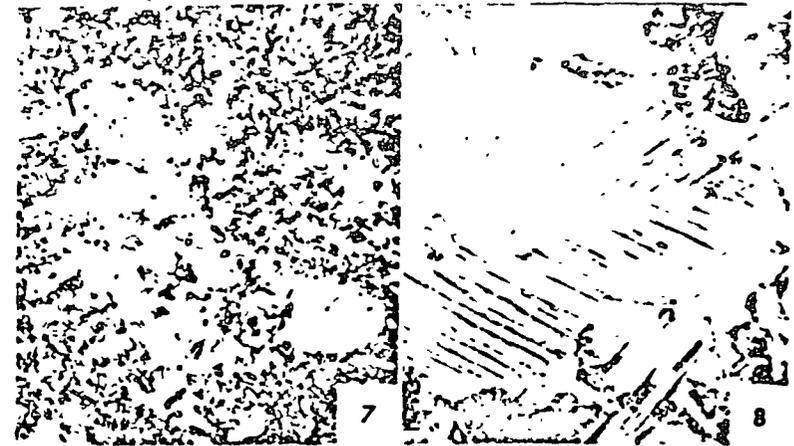


Table 4.1 Relation between recrystallization and melting temperatures

Metal	Recrystallization temp, °C	Melting temp, °C	Recrystallization temp, °abs
			Melting temp, °abs
Tin.....	Below room temp	232	Less than 0.60
Cadmium.....	About room temp	321	About 0.51
Lead.....	Below room temp	327	Less than 0.50
Zinc.....	Room temp	420	0.43
Aluminum.....	150	660	0.45
Magnesium.....	200	659	0.51
Silver.....	200	960	0.38
Gold.....	200	1063	0.41
Copper.....	200	1083	0.35
Iron.....	450	1530	0.40
Platinum.....	450	1760	0.35
Nickel.....	600	1452	0.51
Molybdenum.....	900	3560	0.31
Tantalum.....	1000	3000	0.39
Tungsten.....	1200	3370	0.40

Table 4.2 Directional properties of cold-rolled 90% Cu-10% Zn alloy

Deformation schedule	Tensile strength, psi			% Elongation in 2 in.		
	Angle, specimen axis to rolling direction, deg					
	0	45	90	0	45	90
Light reductions and anneals +37% final reduction.....	59,000	60,000	63,000	5.0	4.0	3.0
Moderate reductions and anneals +56% final reduction.....	74,000	74,000	77,000	4.0	3.0	3.0
One heavy reduction, 95%.....	82,000	87,000	95,000	2.7	2.7	3.2

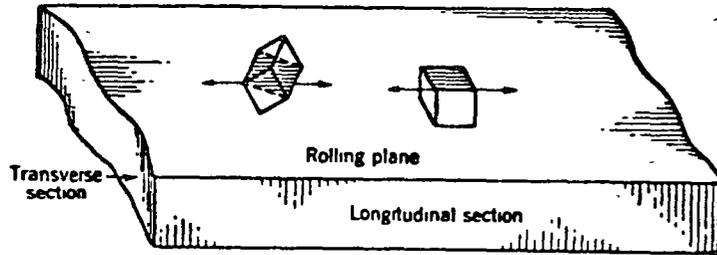
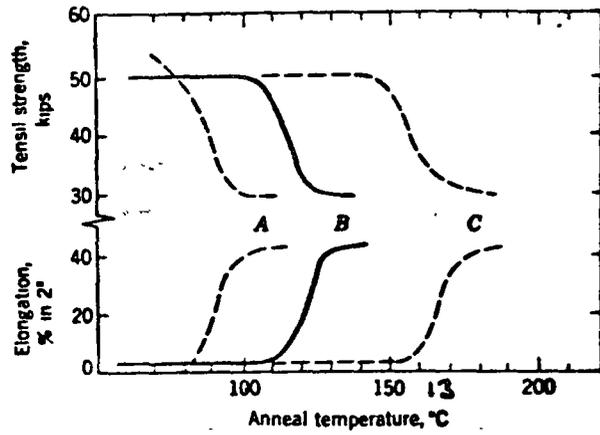
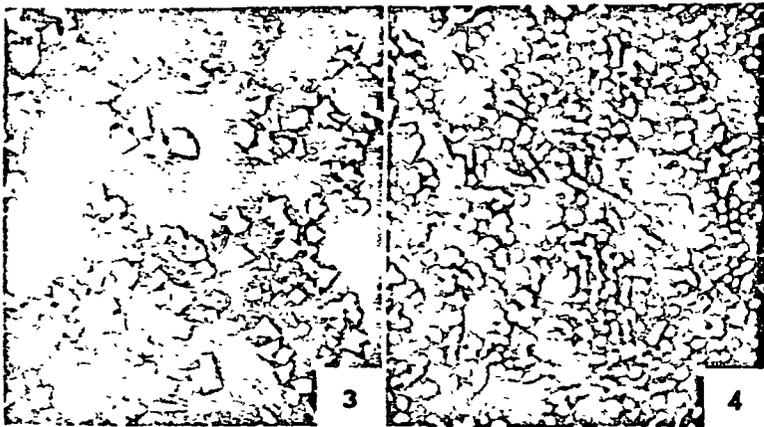


FIG. 4.15. The usual preferred orientation in cold-rolled copper is shown by the



FIG. 21.9 Structure of deposited metal zone in welded steel (250x).



9

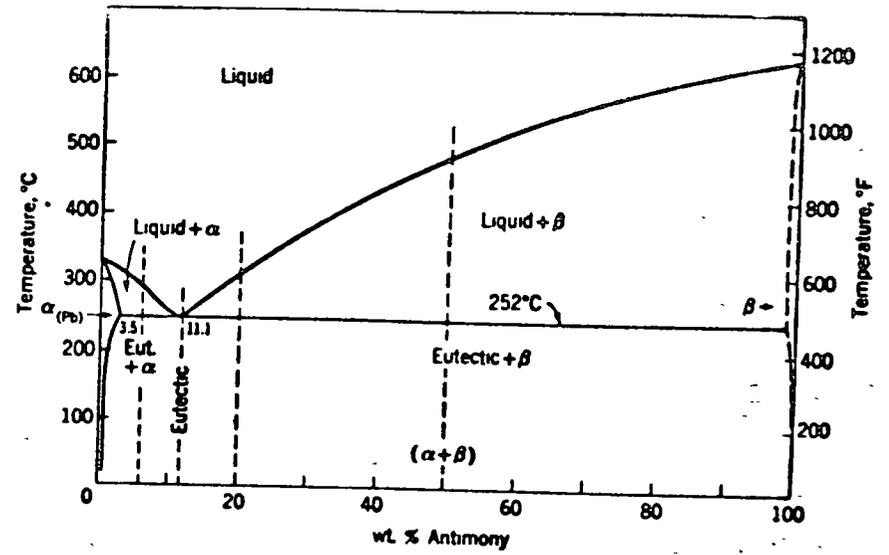
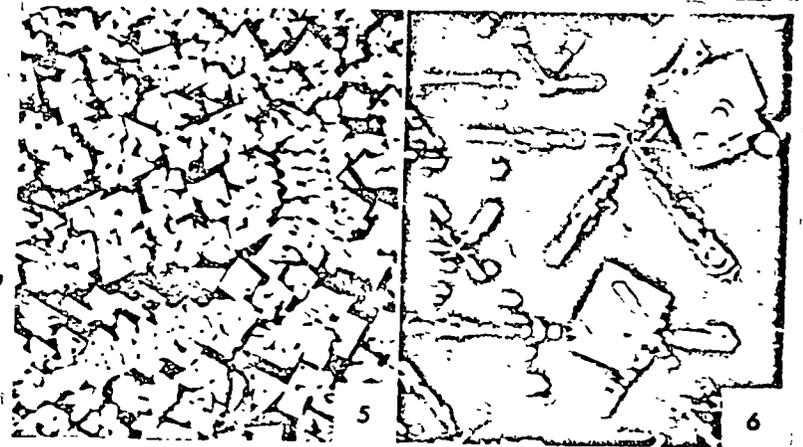


FIG. 5.1. Phase diagram of the Pb-Sb alloy system.



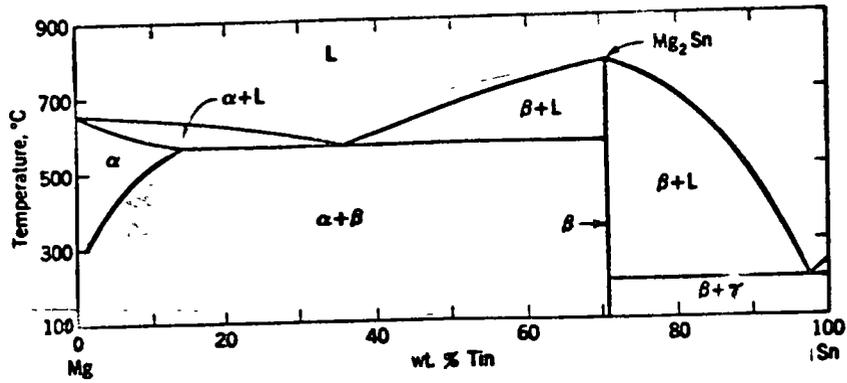


FIG. 5.3. The Mg-Sn phase diagram.

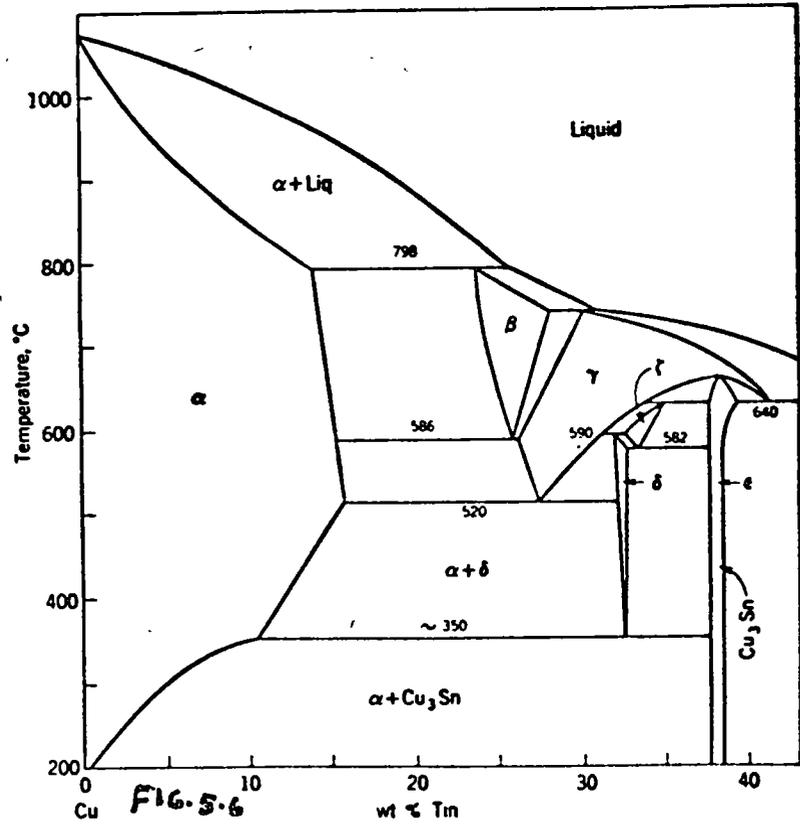


FIG. 5.6

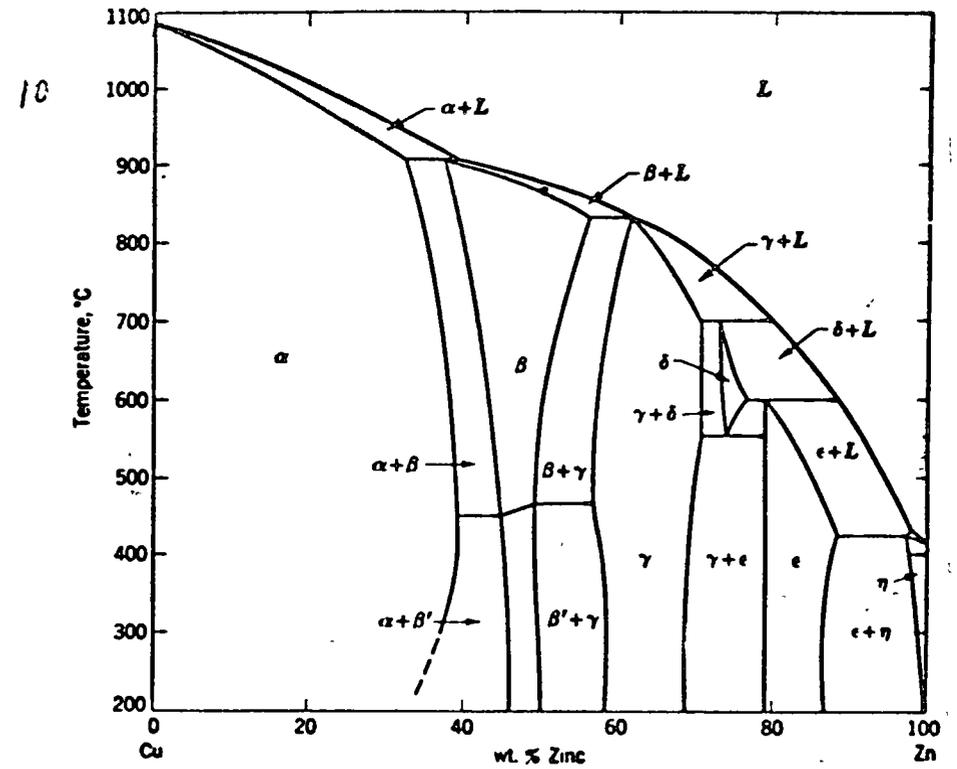


FIG. 5.4. The Cu-Zn phase diagram.

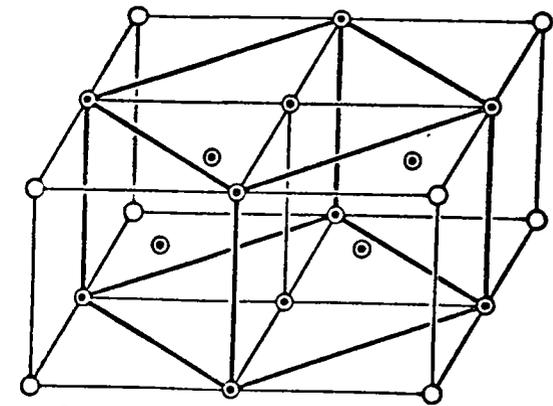
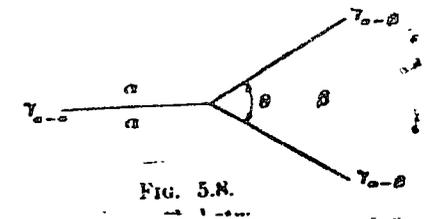
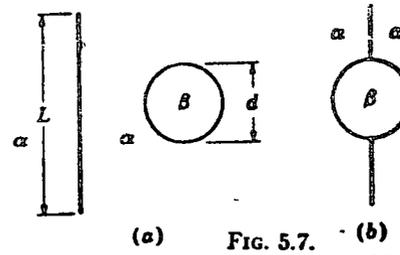


FIG. 5.5.



11



(a) FIG. 5.7. (b)

FIG. 5.8.

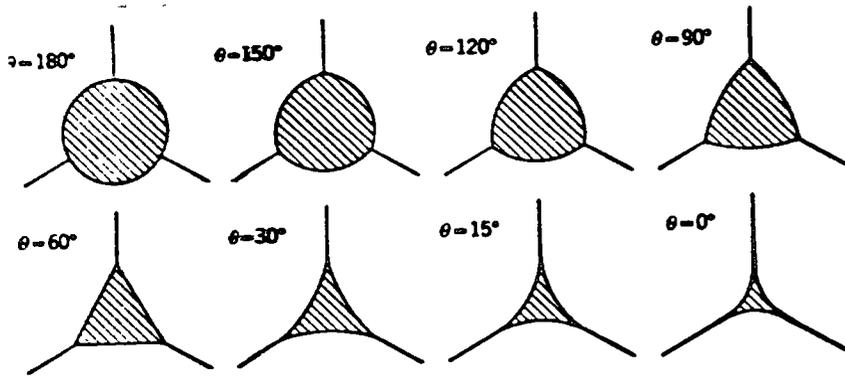


FIG 5.9. As the dihedral angle changes, the shape assumed by a second ph located at the line of intersection of three matrix grains varies in the manner sho (After C. S. Smith.)

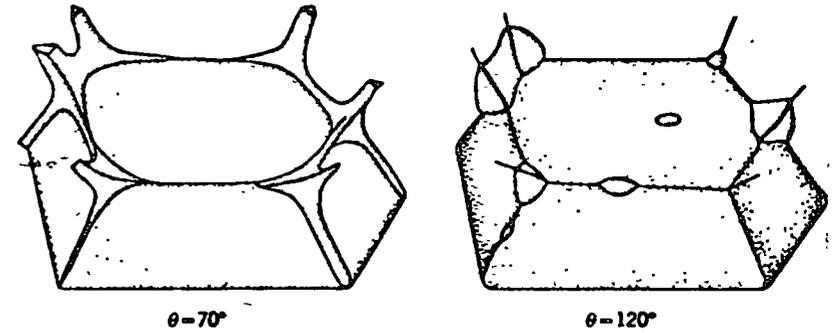


FIG. 5.10.



Micro. 5.11 Worked and annealed 65% Cu-35% Zn alloy (common high brass)

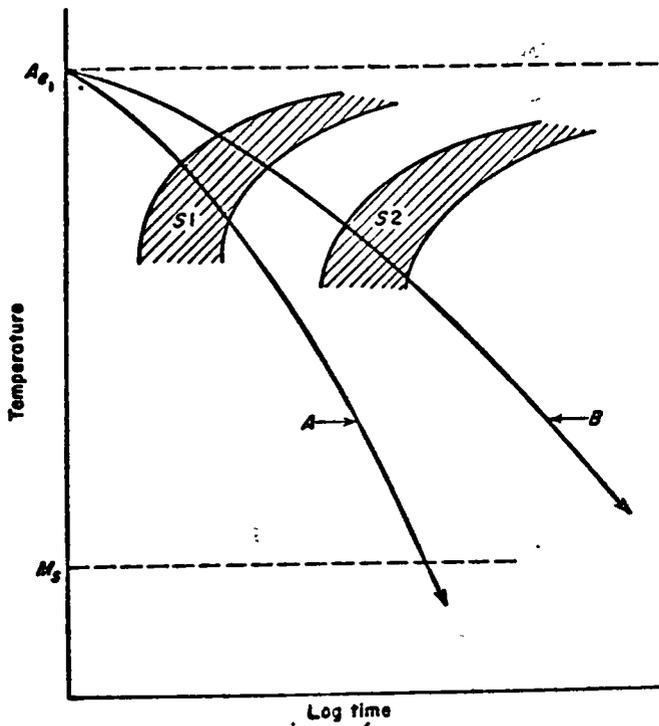


FIG. 21.10 Continuous cooling transformation diagrams for two steels (sche-

CAPITULO V

ALEACIONES BIFASICAS

Si dos metales tienen la misma estructura cristalina y características químicas similares, pueden ser totalmente solubles uno en el otro en el estado sólido. En realidad, el número de sistemas de aleaciones con solubilidad sólida total es muy limitado. La gran mayoría de las aleaciones son mezclas de dos o más fases sólidas. Las propiedades de las aleaciones que presentan muchas fases dependen de la forma, tamaño y distribución de las diversas fases presentes, y estos factores, a su vez, están determinados principalmente por las diversas reacciones que tienen lugar durante la solidificación y la subsecuente fabricación o tratamiento térmico. La guía principal para estudiar estas reacciones es el diagrama de fases y el estudio del diagrama de fases es el primer paso en la comprensión de las propiedades de estas aleaciones.

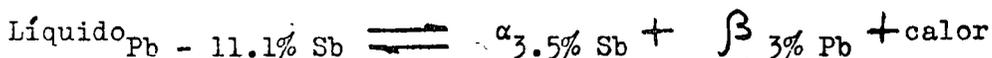
5.1 - DIAGRAMA EUTECTICO.

Entre las aleaciones binarias donde no se produce solubilidad sólida completa aparece frecuentemente un diagrama de fases tipo eutéctico; es también uno de los más simples para comprender. El diagrama del sistema Pb-Sb (Fig.5.1) es un diagrama eutéctico típico. La fase α , en el extremo izquierdo de la línea horizontal de la figura, representa Pb sólido conteniendo hasta aproximadamente 3.5% Sb en solución sólida. Esta solubilidad disminuye con la temperatura, como muestra la línea de la izquierda (línea de solubilidad sólida o solvus), que cambia su dirección hacia la izquierda al disminuir la temperatura, indicando un límite de solubilidad a temperatura ambiente de 0.3% Sb. Bajo condiciones de equilibrio, una aleación de Pb con 2% Sb solidificará como solución sólida, estable, hasta que la temperatura sea inferior a aproximadamente 220°C. Si se enfría más allá, la aleación cruza la línea de solvus y entra en una región bifásica, con la resultante formación de

cristales β dispersados sobre toda la fase sólida α . El cambio de un sólido monofásico a una estructura bifásica durante el enfriamiento, relacionada a este tipo de línea de solvus, es esencial en el proceso de endurecimiento por envejecimiento, que discutiremos en el próximo capítulo. Bajo condiciones de equilibrio, esta aleación con 2% Sb mostrará una estructura bifásica a temperatura ambiente, pero no eutéctica.

La fase β , en el extremo derecho de la línea horizontal, representa Sb sólido con algo de Pb en solución. El grado real de esta solubilidad no se conoce de manera definitiva y no presenta importancia industrial, ya que el Sb, y también la fase β , son relativamente débiles y frágiles.

A lo largo de la línea horizontal a 252°C, pueden coexistir tres fases en equilibrio. De acuerdo con la regla de las fases de Gibbs para presión fija, pueden existir tres fases en un sistema binario bajo condiciones de equilibrio solamente a temperatura constante y con una composición fija de cada fase. La situación se representa adecuadamente mediante la reacción reversible



Por enfriamiento la reacción se realiza hacia la derecha, liberando el calor de cristalización de las fases α y β y, bajo condiciones de equilibrio, la solidificación tendrá lugar a una temperatura constante, 252°C. Durante muchos años se pensó que los eutécticos eran compuestos químicos definidos, ya que solidifican a una temperatura constante exhibiendo concentraciones fijas, en este caso 88.9% Pb - 11.1% Sb. Durante el calentamiento la reacción tiene lugar hacia la izquierda, absorbiendo el calor de cristalización de las fases α y β y formando una fase líquida que contiene 11.1% de Sb. Ya que la aleación eutéctica (11.1% Sb) se funde completamente a una temperatura constante, se ha utilizado para describir este tipo de reacción o cambio de fase la pa-

labra eutéctico, proveniente del griego, que significa "fusión fácil".

El prefijo hipo, del griego y que significa "menos que", se aplica a aleaciones que tienen menos del elemento aleante que la concentración eutéctica, pero más que el límite de solución sólida (aquí de 3.5 a 11.1% Sb), el prefijo hiper, que significa "más que", se aplica a aleaciones a la derecha del eutéctico (aquí de 11.1 a 97% Sb).

Bajo condiciones de equilibrio las aleaciones hipoeutécticas solidifican a partir del estado líquido en la siguiente secuencia: 1) - Al alcanzar el líquidus se forman núcleos de cristales primarios α , de composición dada por la intersección de una línea horizontal con la curva de solidus. 2) - El enfriamiento a través de la región $\alpha +$ líquido origina el crecimiento de las dendritas primarias de α mientras que su composición cambia con la temperatura, como lo muestra la línea de solidus; al mismo tiempo, la formación de la fase rica en Pb provoca que el líquido residual se enriquezca en Sb de tal manera que su composición cambia a lo largo de la línea de líquidus. 3) - a 252°C, los cristales α primarios y líquido coexisten en la relación dada por la regla de la palanca; el líquido eutéctico se solidifica formando las fases α y β en una dispersión mecánica fina. Esa dispersión es llamada mecánica ya que no existen, en general, relaciones cristalográficas definidas entre las dos fases.

Bajo condiciones de no equilibrio, la solidificación no comienza sobre la línea de líquidus sino a una temperatura a unos pocos grados por debajo de ella (sub enfriamiento). La composición promedio de los cristales primarios estará no sobre el solidus de equilibrio, sino sobre un solidus "metaestable" y, consecuentemente, el porcentaje de líquidus a 252°C será algo mayor que el mostrado por el diagrama. La baja concentración de elemento aleante en las dendritas primarias requiere una prolongación metaestable hacia la izquierda de la línea horizontal del eu-

téctico, hasta intersectar el solidus metaestable. En consecuencia, una aleación que contenga solamente 1.5% Sb, que no debería exhibir estructura eutéctica, generalmente la presenta cuando se la solidifica a las velocidades usadas habitualmente en las fundiciones normales. La solidificación del eutéctico puede ser demorada por subenfriamiento, al igual que la cristalización de los cristales primarios; si una fase del eutéctico se subenfriá más que la otra habrá un desplazamiento de la concentración eutéctica, al igual que ^{de} la temperatura.

El subenfriamiento de un líquido eutéctico tiene un efecto doble. Desde el punto de vista térmico, hace que la reacción eutéctica se produzca a una temperatura inferior en varios grados (quizás de 5 a 30°C) que la mostrada por el diagrama de equilibrio. Desde el punto de vista estructural, produce una refinación del tamaño de las partículas de las fases que participan en la reacción, en la misma forma que las dendritas de solución sólida son refinadas por colada congelada. Cuando se forma α conteniendo 3.5% Sb y β Sb conteniendo 97% Sb a partir de un líquido homogéneo, habrá una difusión contra corriente de los dos tipos de átomos en el líquido hacia los núcleos de las dos fases. La velocidad de solidificación, cuando el líquido se enfría bruscamente, no permite mucho tiempo para que se produzca la difusión en el líquido, aún para difusiones relativamente rápidas, y habrá simultáneamente un gran aumento en los puntos de nucleación para la reacción. Ambos factores operan para cambiar el tamaño de los cristalitos en el eutéctico.

Las microfotografías 5.1 a 5.5 muestran estructuras típicas que resultan en la solidificación de las aleaciones Pb-Sb.

5.2.- PROPIEDADES CARACTERISTICAS DE LAS ALEACIONES EUTECTICAS.

Las propiedades de una serie de aleaciones a través de una horizontal eutéctica serán, naturalmente, función de las dos fases sólidas presentes. En el sistema Pb-Sb y en la mayoría de las aleaciones eutécticas

importantes desde el punto de vista industrial, una fase es relativamente débil y plástica, siendo la otra relativamente dura y frágil. A medida que el contenido de antimonio aumenta desde 3 a aproximadamente 97%, la proporción de β aumenta linealmente, pero la resistencia mecánica no aumenta en la misma forma debido a la diferencia en dispersión o tamaño de los cristales de solución sólida β , dependiendo de si éstos son primarios o eutectíferos. Aparece un incremento rápido en la resistencia desde 3 hasta 11% Sb, y una velocidad menor desde 11 a 97% Sb. Como se muestra en la Fig.5.2, la dureza se comporta aproximadamente en la misma forma. En el rango hipoeutético los cristallitos eutectíferos finos de β aumentan en cantidad; en la última etapa, el número de partículas pequeñas (o la cantidad de eutéctico) disminuye, con un incremento correspondiente en el número y tamaño de los cristallitos primarios grandes de Sb. El resultado es una inflexión, a la composición eutéctica, en la representación de toda propiedad mecánica en función de la concentración de la aleación a través de una serie eutéctica; en efecto, puede presentarse no solamente una inflexión sino un máximo, particularmente en la resistencia.

El examen de las microestructuras demuestra que todas las aleaciones hipo e hipereutécticas muestran una estructura eutéctica continua, como sería de esperar, ya que, durante la solidificación, el líquido eutéctico rodea a las dendritas primarias. Si en la estructura eutéctica la fase plástica es continua, como en la aleación Pb-11.1% Sb, toda la serie completa de aleaciones presentará cierta plasticidad. Por otra parte, si la fase frágil es continua como sucede en la aleación Al-Cu, toda la serie será frágil. Parece ser generalmente cierto que, si una fase está presente en una proporción considerablemente mayor en el eutéctico, será continua en la estructura duplex. Así, si la concentración del eutéctico es más próxima a la de la fase plástica, el eutéctico será generalmente plástico, y viceversa.

Además, un incremento en las velocidades de enfriamiento durante la solidificación resulta generalmente en dendritas primarias más pequeñas, en tamaño de partículas más pequeñas en el eutéctico (y quizás una forma diferente de las partículas), y también una cantidad mayor de eutéctico. Estos factores pueden influir sobre las propiedades mecánicas de las aleaciones eutécticas en grado considerable.

5.3.- COMPUESTOS INTERMETÁLICOS.

En el diagrama de fases eutéctico hay dos soluciones sólidas terminales separadas por una región bifásica. Sin embargo, a menudo aparecen fases intermedias en el diagrama de fases. Estas fases intermedias tienen estructuras cristalográficas diferentes y cuyas composiciones pueden variar sobre ciertos límites. A veces existen fases intermedias sobre rangos de composición muy pequeños. En este caso reciben el nombre de compuestos intermetálicos, llamándose compuestos porque presentan un punto de fusión definido (o punto de descomposición, como en el caso de los peritéticos), y otras características de las especies químicas definidas, y también debido a que, a menudo, tienen composiciones que son relaciones simples cuando se las expresa como fracciones atómicas, por ejemplo, Cu_3Al , Mg_2Zn . El sistema Mg-Sn es un ejemplo típico de aquellos que presentan una fase intermedia. Como se ve en la Fig.5.3, parece estar formado por dos diagramas de fase eutécticos. Las estructuras que resultan de la solidificación de este sistema pueden deducirse en la misma forma que las correspondientes a un sistema eutéctico simple. Así, una aleación de 50% en peso de Sn estaría formada por una mezcla de partículas primarias Mg_2Sn y una estructura eutéctica formada, por debajo de $100^{\circ}C$, de Mg esencialmente puro y Mg_2Sn .

Cuando la interacción química entre los elementos que forman un compuesto intermetálico es intensa, como en el caso del Mg_2Sn , el compuesto tendrá un punto de fusión mayor que cualquiera de los dos elementos com-

ponentes y será duro y frágil, sin exhibir ninguna propiedad metálica, en efecto, el Mg_2Sn es un semiconductor. Las propiedades mecánicas cambiarán probablemente muy rápidamente cuando se agregen pequeñas cantidades del segundo elemento en tales sistemas.

5.4 - DIAGRAMA DE FASES PERITECTICO Y MAS COMPLICADOS.

El diagrama de fases Cu-Zn (latón), mostrado en la Fig.5.4, es de interés porque exhibe varias reacciones peritéticas y varias fases intermedias. La fase α es una solución sólida c.c.c. de Zn en Cu; la fase β tiene una estructura c.c. y se transforma a aproximadamente $460^\circ C$ a la fase β' , que es una solución sólida ordenada. Las fases γ y δ tienen estructuras cristalinas complejas y son tan frágiles que las aleaciones que las contienen no presentan importancia industrial.

En las aleaciones líquidas que contienen 32.5% a 38.5% Zn, la fase β se origina a $905^\circ C$ con una composición de 37% Zn, como resultado de una reacción entre α (32.5% Zn) y líquido (38.5% Zn), escrita en la forma $\alpha + \text{líquido} \longleftrightarrow \beta$. Esta reacción recibe el nombre de peritética, término proveniente del griego que significa "alrededor", ya que durante la reacción los cristallitos de α estarán rodeados por el producto de la reacción β , que a su vez está rodeado por líquido. Es muy poco usual que una estructura peritética sea visible como tal en una microestructura. Debido a consideraciones estructurales, la reacción peritética no tiene tanta importancia industrial como la eutéctica.

Una aleación de 65% Cu-35% Zn, bajo condiciones de equilibrio, consiste en granos homogéneos de α hasta una temperatura de $789^\circ C$ aproximadamente. Calentando por encima de esta temperatura, la aleación entra en la región bifásica, $\alpha + \beta$, lo cual significa que los cristales β de mayor contenido de Zn (aproximadamente 39% Zn) se forman en estas condiciones, con una correspondiente disminución en el contenido del Zn de la fase α remanente. Para temperaturas cada vez mayores la cantidad de α dis-

minuye y aumenta la de β , como puede estimarse cuantitativamente mediante el empleo de la regla de la palanca. Al mismo tiempo, la concentración de Zn en ambas fases cambia con la pendiente de los límites de las fases. A 905°C, tendremos un poco de α remanente,

$$\% \alpha = \frac{37 - 35}{37 - 32.5} 100 = 44\% \quad + \quad 56\% \beta$$

y, suministrando calor adicional, la descomposición peritética de β forma α y algo de líquido.

$$\% \alpha = \frac{37 - 35}{38.5 - 32.5} 100 = 58\% \quad + \quad 42\% \text{ de líquido}$$

Todos estos cambios son reversibles bajo condiciones de equilibrio, cuando el enfriamiento es muy lento.

La aleación 60% Cu-40% Zn contiene algo de β (o β') a todas las temperaturas; a temperatura ambiente, contiene aproximadamente $(40-38) / (45.5-38) 100 = 26\%$, pero calentando por encima de 453°C aumenta la proporción de β , mientras que la de α disminuye, y la concentración de Zn en ambas fases disminuye. Aproximadamente a 780°C la aleación entra en el rango monofásico β , y seguirá siendo estructura β completa hasta la temperatura de la línea de solidus, donde comienza la fusión. Nuevamente, estos cambios son reversibles bajo condiciones de equilibrio o en la aproximación más cercana a este estado. La condición de enfriamiento en equilibrio es inalcanzable durante el ciclo de enfriamiento debido a que el diagrama requiere que, bajo condiciones de equilibrio, cambien las magnitudes relativas de α y β y, simultáneamente, deben cambiar su composición (o contenido en Zn). Este requerimiento significa que los átomos de Zn y Cu deben viajar continuamente a través de la red (en direcciones opuestas), no simplemente en los límites de las dos fases sino a través de cada cristalito grande, a fin de mantener homogeneidad en las fases. La posición metaestable de la línea de solidus, encontrada en el diagrama simple de solución sólida, ya ha sido descrita como debida a la difusión incompleta, o al intercambio atómico incompleto, entre dos elementos en

una única fase. De manera similar, los límites de la región $\alpha + \beta$ están sometidos a desplazamientos hacia la izquierda bajo condiciones de enfriamiento ordinario. Así, la aleación 60-40, cuando se la enfría al aire hasta la temperatura ambiente, puede contener mucho más del 26% calculado de fase β . Además, una aleación de 67.5% Cu-32.5% Zn que, de acuerdo con el diagrama, no debería mostrar β , posiblemente contenga algo de esa fase cuando se enfría en aire secciones relativamente pequeñas.

Dado que aún las velocidades de enfriamiento normales tienden a producir posiciones metaestables de los límites del diagrama de fases, las velocidades de enfriamiento muy rápidas, al impedir la difusión, pueden alterar la pendiente de los límites de estas regiones de manera tan marcada que pueden hacerlas aparecer verticales; es decir, la condición de equilibrio estructural para una temperatura elevada puede ser, al menos parcialmente, retenida por templado, lo cual permite su observación a temperatura ambiente.

Una aleación de 62.5% Cu-37.5% Zn es de particular interés ya que, bajo condiciones de equilibrio, tiene una estructura completamente β a 900° y una estructura totalmente α a una temperatura por debajo de aproximadamente 500°C. Si se enfría de manera muy lenta a partir de 900°C se transformará gradualmente a α pasando a través de la región $\alpha + \beta$, y esta transformación será de tipo difusivo, es decir, acompañada por cambios continuos en la concentración de Zn de las fases α y β . Un enfriamiento más rápido hasta temperatura ambiente retendrá algo de fase β (o β') residual en condición metaestable, y la magnitud de β aumentará aumentado la velocidad de enfriamiento. Sin embargo, un templado extremadamente drástico a partir de 900°C en solución de salmuera, produce una estructura completamente diferente. No habrá en estas condiciones oportunidad para la formación de α , proceso de tipo difusivo, en el rango de temperaturas entre 900 y 500°C, pero la inestabilidad de β a temperaturas

bajas provoca su transformación, a aproximadamente -14°C , a una estructura de caras centradas similar a α , pero que difiere de ella en que una arista del cubo es mayor que las otras dos. Recibe el nombre de estructura tetragonal centrada en las caras (t.c.c.). La fase β de alta temperatura y la fase α de temperatura ambiente tienen la misma composición, y el cambio de β c.c. a α c.c. requiere solamente una pequeña contracción de la red en dos direcciones y una expansión en la tercera. Si el reajuste dimensional es incompleto, debido a la rigidez de la red a temperaturas bajas, se encuentra la fase intermedia tetragonal inestable.

Los reajustes atómicos requeridos pueden ser visualizados haciendo referencia a la Fig.5.5, que muestra cuatro células unitarias c.c., es decir, cuatro células de la estructura β dibujadas en líneas delgadas. Las diagonales de las caras de cada cubo en la parte superior e inferior de la estructura, conectadas con líneas verticales, formarán una estructura tetragonal donde la longitud de la cara de la base (diagonal de la cara del cubo) es igual a $\sqrt{2}$ por la altura del tetragono. Además, los átomos centrados de cada cubo β pueden también ser considerados como centrados en las cuatro caras laterales del tetrahedro, mientras que los átomos en los vértices superior e inferior de los cubos pueden ser considerados como centrados en las caras superior e inferior del tetrahedro. Los átomos que forman la estructura tetragonal se representan con centros negros. Así, una estructura c.c. puede ser considerada como una estructura t.c.c. Se la representa habitualmente como c.c. por ser una forma más simétrica.

La transformación sin difusión del latón 62.5-37.5 no tiene importancia industrial ya que el requerimiento de calentar dentro de unos pocos grados del punto de fusión origina granos muy gruesos, el templado drástico requerido puede ser sólo obtenido para secciones metálicas relativamente delgadas y probablemente las propiedades son indeseables. Sin embargo, la estructura y su origen es muy similar a la estructura martensítica de los aceros, que es de importancia industrial fundamental.

5.5 - SISTEMA Cu - Sn.

El bronce al Sn es una de las aleaciones más antiguas empleadas por el ser humano. Muchos bronce comerciales son esencialmente aleaciones monofásicas y tienen aproximadamente 5% Sn en solución sólida. Un estudio del diagrama de fases de la Fig.5.6 indica que aún estos bronce deberían mostrar dos fases a temperatura ordinaria, α + precipitados ϵ , que es Cu_3Sn . Posiblemente, la temperatura a la cual α se hace inestable y tiende a precipitar Cu_3Sn , que es de 300°C para la aleación de 5%, es tan baja que el precipitado no se forma, al menos en tamaño visible. La deformación plástica posiblemente aceleraría la precipitación en la matriz α sobresaturada metaestable.

La mayoría de los bronce al Sn binarios de colada, contienen aproximadamente 10% Sn. De acuerdo con el diagrama de fases, una aleación 90% Cu-10% Sn debería solidificar como una aleación monofásica y permanecer inalterada hasta justamente por debajo de 300°C donde, nuevamente, se desarrollaría una condición de sobresaturación, limitada o suprimida. La precipitación del Cu_3Sn por la baja velocidad de difusión a esa temperatura. Esta estructura, teóricamente para todo α en la aleación de 10% Sn, prácticamente nunca se observa debido a que la aleación casi nunca solidifica bajo condiciones de equilibrio. La segregación interdendrítica durante la solidificación dendrítica de α origina un solidus metaestable ubicado a la izquierda y por debajo del solidus de equilibrio. Por lo tanto, a 798°C se retiene algo de líquido interdendrítico que reacciona peritéticamente con α para formar β interdendrítico, es decir, $\alpha + \text{líquido} \rightarrow \beta$.

El diagrama de fases para aleaciones de mayor contenido en Sn, de 15 a 37% Sn, es muy complicado, pero para comprender lo que sucede con la fase β cuando se enfría por debajo de 798°C , se requiere una breve discusión de esta parte del diagrama. Durante el enfriamiento de 798 a 520°C los cambios son muy similares a los observados para los latones de alto contenido en Zn.

β disminuye en proporción ya que parte de ella se transforma en α ; simultáneamente, β se hace más rico en Sn. Estos cambios son predichos por las pendientes de las curvas que separarán las regiones de α , $\alpha + \beta$, y

β . Hasta ahora los cambios son exactamente análogos a los descritos anteriormente para el sistema Cu-Zn.

A 586°C, la fase β desaparece completamente sufriendo la transformación $\beta \rightarrow \alpha + \gamma$. Las dos líneas que vienen desde arriba convergen para encontrar la línea horizontal a una composición de 26.8% Sn. Esta construcción es idéntica a la del eutéctico, a diferencia que tiene lugar en una fase sólida por encima de la línea horizontal, en vez de ser una fase líquida. Las transformaciones de este tipo, llamadas eutectoides, serán descritas en detalle en capítulos posteriores. La discusión estará ahora limitada a señalar que el enfriamiento a través de 520° produce la desaparición de γ con un incremento en la cantidad de α ya presente en la aleación de 10% Sn, y que la aparición de una fase nueva con mayor contenido en Sn, llamada δ , es un compuesto frágil. Este compuesto está mecánicamente distribuido en la estructura, en los espacios interdendríticos donde originalmente se formó β de manera peritética.

A medida que la aleación se enfría de 520 a 300°C, α debe cambiar en composición disminuyendo su contenido en Sn, mientras que la fase δ se hace más rica en Sn. Estos cambios predichos por las pendientes de los límites de la región $\alpha + \delta$, no se produce ordinariamente debido a la lentitud de la difusión, a estas temperaturas, que no permiten realizar los reajustes de composición.

Los límites de la región de la fase δ convergen en una línea horizontal a 360°C. La construcción del diagrama y la reacción a esta temperatura son prácticamente idénticas a las que acabamos de discutir; la reacción eutectoide que se produce aquí al enfriar es $\delta \rightarrow \alpha + \epsilon_{\text{Cu}_2\text{Sn}}$

Mientras que es difícil de suprimir la reacción eutectoide γ , la reac-

ción eutectoide δ es difícil ^{de} alcanzar completamente debido a la baja movilidad atómica a esta temperatura relativamente baja, y también a los cambios de composición grandes que ella implica. La nueva fase ϵ es hexagonal compacta, frágil y de una composición equivalente al compuesto Cu_3Sn .

5.6 - TEORÍA DE LA MICROESTRUCTURA.

Hay dos factores primarias que determinan fundamentalmente la forma de los granos en una microestructura. El factor cristalográfico es el dominante en el caso de fases formadas por precipitación o por transformación alotrópica, cuando la nueva fase o fases se forman a lo largo de ciertos planos cristalográficos. Estas estructuras de "Widmanstätten" (microfotografías de 5.7 a 5.10), que no están frecuentemente en equilibrio verdadero, serán discutidas en el capítulo siguiente. Cuando se logran condiciones de equilibrio, como en materiales tratados térmicamente a temperaturas elevadas y enfriados lentamente, las energías superficiales interfaciales de las diversas fases presentes determinan la estructura. Por ejemplo, consideremos una partícula de fase β , dentro de un grano de fase α . Existe una cierta energía por unidad de área, $\gamma_{\alpha\beta}$, asociada con la interface $\alpha\text{-}\beta$ y la energía interfacial total será mínima cuando la partícula β tenga una forma esférica, ya que la esfera tiene el menor área superficial por unidad de volumen entre todas las figuras sólidas.

En una matriz de fase α policristalina, en la cual se ha formado algo de β , es más probable que la fase β aparezca en los límites de grano de la fase α o en los puntos en que se intersectan tres límites de grano α . La causa de esto radica en que, en todo caso, la fase β estará rodeada por una interfase ^{pero,} ocupando un límite de grano α , parte de la interfase correspondiente al límite de grano α es eliminada y disminuye así la energía total del sistema (Fig.5.7). Para determinar la forma de las partículas de fase β consideremos la siguiente situación: dos granos de α se encuentran con uno de β , como en la Fig.5.8. Recordando que la energía

superficial por unidad de área es equivalente a una fuerza por unidad de longitud, se puede establecer un triángulo de fuerzas en el punto de encuentro de las tres fases y estas fuerzas estarán en equilibrio si:

$$\gamma_{\alpha\alpha} = 2 \gamma_{\alpha\beta} \cos \frac{\theta}{2}$$

El ángulo θ es llamado ángulo dihédrico para un límite de grano α y β .

Si $\gamma_{\alpha\beta} > \frac{1}{2} \gamma_{\alpha\alpha}$, θ será un ángulo finito, si $\gamma_{\alpha\beta} = \frac{1}{2} \gamma_{\alpha\alpha}$, $\theta = 120^\circ$; si $\gamma_{\alpha\beta} < \frac{1}{2} \gamma_{\alpha\alpha}$, $\theta > 120^\circ$. Sin embargo, si $\gamma_{\alpha\beta} > \frac{1}{2} \gamma_{\alpha\alpha}$, no se podrá satisfacer la ecuación anterior y no existirá equilibrio. En cambio, la fase β penetrará o se desparramará a lo largo del límite de grano α como una película delgada. En este caso, si la fase β es frágil o de bajo punto de fusión, es decir, por debajo de la temperatura de servicio, las propiedades mecánicas de la aleación serán seriamente perjudicadas aún cuando la matriz de α sea dúctil y resistente.

La medición experimental de un ángulo dihédrico, mostrado en la Fig. 5.8, en una estructura, es complicada por el hecho de que el plano de la superficie de la probeta en el cual se mide el ángulo no será, en general, perpendicular a los planos de los límites de grano. Según como la superficie de la probeta corte al ángulo dihédrico, puede observarse cualquier valor de θ comprendido entre 0 y 180° . Sin embargo, puede mostrarse que en una superficie que corta a través de muchos ángulos dihédricos el ángulo aparente más probable es el verdadero. Por lo tanto, el ángulo dihédrico más frecuentemente observado en una estructura puede ser tomado como valor aproximado del ángulo θ .

Cuando una segunda fase, β , se ubica sobre la línea de intersección de tres límites de grano α , la forma de la partícula β está nuevamente determinada por las energías interfaciales, como indica el ángulo dihédrico θ , pero ^{en} una forma más complicada, ilustrada en la Fig. 5.9. Dos tipos diferentes de distribución de fase β para dos ángulos dihédricos diferentes son ilustrados en la Fig. 5.10. En una aleación, las formas reales de

partículas de ^esegunda fase son, desde luego, cuestión de gran variedad y complejidad, como lo ilustra el diagrama de la derecha en la Fig.5.10; el ángulo dihédrico, sin embargo, sigue teniendo el mismo valor en este dibujo.

Pueden prepararse muestras que ilustren los efectos recién descritos calentado aleaciones hasta la región bifásica, donde son parcialmente líquidas, y luego templándolas. Por ejemplo, la microfotografía 5.5 muestra la estructura de una aleación parcialmente fundida Ag-Cu templada desde 850°. La fase β , en este caso líquida, tiene un ángulo dihédrico $\theta = 0^\circ$ y así ha penetrado a través de los límites de grano separando los granos individuales. A temperatura elevada la aleación en esta condición no tendrá ninguna resistencia mecánica y está claro que no puede ser deformada en caliente a ninguna temperatura por encima del sólido, sin que se produzca una falla catastrófica. Un ángulo dihédrico de 0° entre el líquido y el sólido puede llevar también a una rápida falla del metal sólido empleado para contener un metal líquido. Si el metal del recipiente es ligeramente soluble en el líquido, la ^{dis}solución del sólido comenzará en los límites de grano, dado que estas regiones presentan energías relativamente altas. Si $\theta > 0^\circ$, la disolución de los límites se detendrá tan pronto como el ángulo dihédrico de equilibrio sea alcanzado, por lo que habrá solamente un pequeño arrastre de la superficie metálica. Sin embargo, si $\theta < 0^\circ$, el líquido continuará ^apenetrando a través de los límites de grano hasta que se desintegra el metal. El ataque del latón por el mercurio es un ejemplo familiar de este fenómeno. La presencia de tensión tensil en el metal sólido acelera el efecto, llevando a fallas catastróficas.

En caso en que θ es suficientemente grande, la presencia de una fase líquida puede no ser particularmente dañina para el sólido; la presencia de Pb en Cu y latón es particularmente interesante en este sentido. El Pb es insoluble en el Cu y en el latón. En el Cu, el Pb forma un ángulo dihédrico de $\theta = 70^\circ$ (microfotografía 5.16), y hay una cierta tendencia a

que el Pb cause fisuras en el Cu durante la laminación en caliente, localizadas a los límites de grano. Reemplazando el Pb por Bi (que también es insoluble en el Cu), se reduce el valor de θ a 0°; el Cu conteniendo Bi no presenta resistencia mecánica por encima de la temperatura de fusión de este último. Aumentando el contenido de Zn se hace que θ aumente hasta que, cuando se alcanza la región $\alpha + \beta$, θ para el Pb fundido es 110° (microfotografía 5.17), y no habrá ninguna tendencia a que se produzca fractura a los límites de grano a temperaturas altas. Pequeñas cantidades de Pb, como en la microfotografía 5.17, se agregan a menudo al latón β para aumentar su maquinabilidad. Las partículas de Pb ayudan a separar las virutas formadas por las herramientas de corte, originando una superficie de terminado muy superior.

5.7 - QUIMICA DE LAS ALEACIONES.

Una comprensión total de las fuerzas de unión entre los átomos en una aleación podría permitir el cálculo de muchos detalles de los diagramas de fases, que actualmente deben determinarse mediante experimentación tediosa. A veces puede lograrse parcialmente este objetivo pero, en la mayor parte de los casos, los factores implicados en la formación de una aleación son tan complejos que es todavía incompleta su comprensión científica. Hume-Rothery fué el primero en formular algunos de los principios básicos que controlan los diagramas de fases binarios. Identificó tres factores que influyen sobre la extensión de la solubilidad sólida de un elemento en otro.

Factor tamaño.

Una condición necesaria para la formación de una solución sólida cuando se forma una aleación de dos metales, es que sus tamaños atómicos o radios efectivos no difieran en más de un 15%. Hay otros factores que pueden impedir la formación de una solución cuando el factor tamaño es favorable, pero si la diferencia de tamaño es mayor que el 15%, la solubilidad será muy limitada. Una diferencia de tamaño muy grande entre soluto y solvente significa que habrá una deformación elástica considerable entorno a cada

átomo de soluto en la solución sólida. Al aumentar el contenido de soluto, aumentará la energía de deformación del sólido, haciendo inestable la solución.

Factor valencia.

A medida que las valencias del soluto y solvente se hacen más diferentes, la solubilidad sólida se hace más restringida. La diferencia de valencia entre soluto y solvente determinan la relación electrón a átomo, e/a , de la aleación, es decir, el número de electrones de valencia por átomo. Por ejemplo, $e/a = 1.5$ para una aleación 50% Cu (valencia 1) con 50% atómico de Zn (valencia 2). Las estructuras de las aleaciones pueden tolerar generalmente sólo un cambio pequeño, en aumento o disminución, de su valor e/a antes de hacerse inestables o de que su energía aumente demasiado, transformándose en otra estructura de menor energía. Esto es ilustrado por el caso de las aleaciones de Cu con metales de valencia superior: a medida que aumenta la valencia del soluto su solubilidad sólida máxima disminuye. Los datos de la tabla 5.1 muestran que la solubilidad máxima de Zn, Ga y Ge, que están en la misma fila de la tabla periódica que el Cu, se producen para un valor aproximadamente constante de e/a .

Electronegatividad.

Los elementos tales como F y Cl son fuertemente electronegativos, lo que significa que tienen una fuerte afinidad por los electrones cuando forman uniones químicas. En metales tales como Na y Mg, la electronegatividad es muy baja, mientras que los elementos como el Pb y Sn, ubicados cerca del centro de la tabla periódica, presentan electronegatividades intermedias. Cuando la diferencia en electronegatividad entre dos elementos es grande, estos elementos tenderán a formar compuestos de composición definida en vez de soluciones. Así, una diferencia grande en electronegatividad entre dos elementos significa que la solubilidad de uno en el otro será limitada. Por ejemplo, el Mg y el Sn difieren considerablemente en electronegatividad y forman el compuesto Mg_2Sn . La solubilidad de Sn en

Mg es sólo 3.4% atómico, aún cuando el factor tamaño es favorable.

La descripción de los sistemas de aleaciones en términos de estos tres factores es, desde luego, una sobresimplificación de un problema más complejo, pero son frecuentemente empleados y permiten, a menudo, una estimación de las relaciones de fases en sistemas de aleaciones nuevas para los cuales no se han elaborado todavía los diagramas de fases.

5.8 - ALEACIONES DE MULTICOMPONENTES.

Las relaciones fases-temperatura para un sistema de tres componentes no puede ser representado en un diagrama bidimensional, ya que existen tres variables independientes (dos composiciones y la temperatura), lo cual requiere una construcción tridimensional. Los diagramas de fases ternarios se construyen habitualmente representando la cantidad de cada elemento presente a lo largo de las aristas de un triángulo equilátero, de modo que cada punto en el triángulo corresponde a una composición particular, representando la temperatura a lo largo de un eje vertical. La Fig.5.11 representa un sistema ternario de los elementos A, B y C, donde los sistemas binarios A-B, A-C y B-C son todos del tipo eutéctico simple. Las líneas de liquidus binarias en tres dimensiones forman tres superficies de liquidus, que se intersectan en tres valles que se encuentran en un punto bajo, en alguna parte dentro del área del triángulo. Así, el agregado de un tercer elemento hace disminuir el punto de fusión de cada eutéctico binario y puede también alterar las proporciones relativas de los metales constituyentes. El eutéctico ternario aparece a la temperatura mínima a la cual puede existir una fase líquida que contenga los tres elementos.

Las relaciones de fases para aleaciones que contengan de cuatro a más componentes no pueden ser representadas en un diagrama único ya que se requiere un espacio de más de tres dimensiones. Pueden construirse secciones de estos diagramas de muchos componentes, pero se ha demostrado que su uso es engorroso. Desde el punto de vista práctico, se usan a menudo diagramas de fases cuasi-binarios para describir los sistemas complejos. Un dia-

grama tal muestra las fases a medida que la concentración de una especie va cambiando, mientras se mantiene constante la concentración de las otras especies.

Mientras que se han elaborado diagramas de fases completos para muchos sistemas ternarios simples, se han determinado muy pocos diagramas completos para sistemas de cuatro o más componentes.

1. 2. 3. 4. 5. 6. 7. 8. 9. 10. 11. 12. 13. 14. 15. 16. 17. 18. 19. 20. 21. 22. 23. 24. 25. 26. 27. 28. 29. 30. 31. 32. 33. 34. 35. 36. 37. 38. 39. 40. 41. 42. 43. 44. 45. 46. 47. 48. 49. 50. 51. 52. 53. 54. 55. 56. 57. 58. 59. 60. 61. 62. 63. 64. 65. 66. 67. 68. 69. 70. 71. 72. 73. 74. 75. 76. 77. 78. 79. 80. 81. 82. 83. 84. 85. 86. 87. 88. 89. 90. 91. 92. 93. 94. 95. 96. 97. 98. 99. 100.

CAPITULO VI

ALEACIONES DE ALUMINIO Y ENVEJECIMIENTO.

6.1 - DIAGRAMAS DE FASES DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO.

Los más importantes elementos aleantes usados con Al son Si, Mg y Cu. El diagrama de fases Al-Si, mostrado en la Fig.6.1, representa un sistema eutéctico simple entre Al conteniendo 1.65% Si en solución sólida y Si prácticamente puro. Mediante el subenfriamiento, logrado parcialmente en la colada congelada o más completamente por pequeños agregados de Na metálico, el cual impide la nucleación de los cristales de Si, se logra una disminución de la temperatura eutéctica de 577°C hasta 550-560°C, aumentándose la concentración de Si en el eutéctico de 11.6% a 13-14%.

El estudio de este diagrama de fases permite obtener ciertas conclusiones cualitativas útiles. Ya que la solución sólida de Al constituye del 85 al 90% del eutéctico, esta fase es continua en la microestructura, por lo cual la estructura eutéctica muestra cierta ductilidad. Sin embargo, ya que el Si es duro y frágil, las aleaciones hipereutécticas que contengan cristales primarios relativamente grandes de Si no serán tan útiles como las aleaciones eutécticas o hipoeutécticas.

El extremo Al del sistema Al-Mg (Fig.6.2) muestra un eutéctico a 450°C, entre Al conteniendo 15.35% Mg en solución sólida y una fase β que se aproxima en composición a la relación estequiométrica Al_3Mg_2 . Esta fase intermetálica es muy dura y frágil. Empleando la regla de la palanca, puede verse que el eutéctico contiene tanta fase β que es de esperar que la estructura eutéctica sea frágil, tal como sucede realmente. Por lo tanto, las aleaciones útiles desde el punto de vista industrial deben contener menos Mg que el máximo soluble en la solución sólida, es decir, menos de 15.35% Mg.

El extremo Al del diagrama Al-Cu (Fig.6.3) es algo análogo al anterior, mostrando un eutéctico entre una solución sólida conteniendo 5.6% Cu y un

compuesto intermetálico, denominado aquí θ , cuya composición se aproxima a la relación estequiométrica CuAl_2 . Nuevamente, la regla de la palanca indica que la fase θ , que es dura y frágil, es dominante en la estructura eutéctica, la cual será frágil. Frecuentemente, la mayoría de las aleaciones contienen menos Cu que el 5.6% máximo soluble en Al sólido.

La aleación de Al conteniendo 4.5% Cu más 0.5% Mg fué descubierta por Wilm en Alemania en 1912, y se encontró que es endurecible templando la aleación sólida desde una temperatura próxima a la del eutéctico, es decir, desde un punto en la región de solución sólida monofásica, seguido de un envejecimiento a temperatura ambiente o ligeramente superior. Este fenómeno tan útil, conocido como endurecimiento por envejecimiento o por precipitación, existe potencialmente en un gran número de sistemas de aleaciones.

El primer requerimiento para que una aleación pueda ser endurecible por envejecimiento es que el sistema tenga en su diagrama de fase la condición mostrada por la Fig. 6.2 y 6.3, una solución sólida terminal donde la solubilidad del segundo componente sea apreciablemente mayor a una temperatura elevada que la correspondiente a la temperatura ambiente. Por ejemplo, en el caso de la aleación con 4% Cu, la estructura puede pasar de monofásica a bifásica, o viceversa, simplemente cambiando la temperatura. Cuando se forma una fase nueva dentro de una estructura previamente monofásica, diversas variables, tales como la nucleación y crecimiento en función de la temperatura (velocidades de difusión, etc.), hace posible el control técnico de las propiedades sobre un rango amplio, desde blandas y plásticas hasta duras y frágiles, junto con todos los estados intermedios.

TEORIA DEL ENDURECIMIENTO POR ENVEJECIMIENTO.

6.2 - MECANISMO GENERAL DEL ENDURECIMIENTO.

El endurecimiento de un metal o aleación ^{se produce} cuando se establecen obstáculos al movimiento libre de las dislocaciones. Un obstáculo, en lo que se refiere a una dislocación, es toda parte inmóvil de la estructura que ejer-

ce una fuerza sobre la dislocación. Pueden surgir fuerzas sobre las dislocaciones a partir de tensiones aplicadas externamente, y también a partir de la interacción del campo de tensión que rodea cada dislocación con toda inhomogeneidad que produzca una distorsión de la estructura cristalina. Por ejemplo, un átomo de soluto, cuyo tamaño atómico sea diferente al de los átomos del solvente, origina una distorsión local de la estructura cristalina, la cual ejerce una fuerza sobre una dislocación que se aproxime a ese punto; también las dislocaciones interactúan entre sí debido a que cada dislocación está rodeada por una región donde la estructura cristalina está distorsionada.

Durante la consolidación los obstáculos al movimiento de la dislocación son generados durante el proceso mismo de la deformación. Estos obstáculos pueden ser ordenamientos de otras dislocaciones cuyo movimiento ha sido bloqueado, por ejemplo, por los límites de grano, o que intersectan el plano sobre el cual se está produciendo el deslizamiento. Otros mecanismos de endurecimiento implican la formación de obstáculos en la forma de átomos de soluto o defectos puntuales individuales o formando racimos. Los átomos de soluto son introducidos por aleación seguida posiblemente por tratamiento térmico; los defectos puntuales pueden ser introducidos irradiando el metal a bajas temperaturas con partículas tales como neutrones de energía suficientemente alta como para producir daño en la ordenación de los átomos en la estructura cristalina. El resto de esta discusión será confinada a los efectos de endurecimiento mediante ciertos tipos de aleación.

La efectividad de las barreras introducidas mediante aleación dependerá de dos factores:

- 1) - La intensidad del obstáculo formado, es decir, la capacidad de resistir el pasaje de la dislocación a través de sí mismo.
- 2) - El espaciado entre obstáculos.

La importancia del primer factor es clara, ya que si las dislocaciones pueden originar el deslizamiento dentro de un obstáculo, pueden forzar su camino a través de las barreras durante su movimiento. La importancia del espaciado entre los obstáculos puede verse así: Supongamos que los obstáculos son pequeños y dispersados al azar, por ejemplo, que sean átomos de soluto en una solución sólida. Entonces, para cada obstáculo ubicada a una cierta distancia por delante de una línea de dislocación habrá, aproximadamente, otro obstáculo ubicado a la misma distancia pero por detrás de la línea de la dislocación. Las fuerzas que estos dos obstáculos ejercen sobre la línea estarán prácticamente balanceadas, y la tensión requerida para que una dislocación se mueva a través de una ordenación tal de obstáculos no es mucho mayor que la correspondiente al caso en que no existieran los obstáculos. La Fig.6.4 ilustra esta situación; en la Fig.6.5 se representa el caso en que la misma cantidad de soluto está presente, pero distribuida en obstáculos de mayor tamaño (partículas de una segunda fase). En este caso sucede que la dislocación puede superar los obstáculos deslizándose entre ellos, pero dejando sobre cada uno de los obstáculos un bucle. Nuevamente, la fuerza que actúa contra el movimiento de la dislocación es pequeña. Para cierto espaciado intermedio entre los obstáculos el efecto endurecedor será máximo. Esto está ilustrado en la Fig.6.6 que muestra el efecto del tamaño de las partículas sobre la tensión de fluencia de un metal.

Para una dada concentración de soluto disuelta en un metal, el espaciado de las partículas depende del tamaño de las partículas: el soluto estará concentrado en unas pocas partículas grandes o en muchas partículas pequeñas. En una solución sólida los átomos de soluto están dispersados individualmente en el cristal solvente, produciendo muy poco endurecimiento. Para alcanzar el ^{en} endurecimiento máximo a partir de una cierta cantidad de elemento aleante, se requiere cierto método para controlar su dis-

tribución en la aleación. En muchos sistemas ésto puede lograrse mediante un tratamiento térmico que provoque una reacción controlada de precipitación.

6.3 - PRECIPITACION A PARTIR DE UNA SOLUCION SOLIDA.

Supongamos que una aleación en equilibrio en una región monofásica (punto 1, Fig.6.7), es enfriada hasta una temperatura correspondiente a una región bifásica del diagrama (punto 2). La aleación estará ahora sobresaturada y el soluto tenderá a separarse como precipitado. En general, la fase que se va separando tiene estructura cristalina y volumen específico ^{diferentes} de los de la matriz. La formación de partículas de precipitado dentro de una solución sólida homogénea tendrá como consecuencia severas distorsiones locales en la matriz, creando concentraciones de energía de deformación elástica en la proximidad de las partículas de la segunda fase. Esta energía elástica juega un papel importante en la determinación de la forma de las partículas de precipitado.

El cambio en energía libre, resultante de la precipitación de una segunda fase a partir de una solución sólida sobresaturada, es la suma de tres cambios separados:

- 1) - Una disminución en la energía libre por unidad de volumen.
- 2) - Un incremento en la energía libre debido a la energía superficial de la interfase precipitado-matriz.
- 3) - Un incremento en la energía libre debido a la distorsión elástica local en la proximidad de los precipitados.

Los primeros dos factores son similares a los que determinan el cambio de energía libre durante la nucleación de un sólido en un líquido; en efecto, la precipitación en estado sólido, al igual que la solidificación, es un proceso de nucleación y crecimiento. Sin embargo, tenemos una contribución adicional de la energía de deformación elástica. Es ese factor el que determina principalmente la forma de las partículas que precipitan:

dichas partículas pueden ser coherentes o incoherentes con la matriz que las rodea.

Un precipitado coherente es una región de la estructura del solvente en la cual se han concentrado átomos de soluto hasta el grado de dar, en esta región, la composición de la segunda fase. No existe una verdadera interfase de la "partícula" y la matriz; en vez, hay una diferencia más o menos nítida en la concentración y, usualmente, un cambio en la estructura cristalina. Debido a que, generalmente, los átomos de soluto y solvente tienen diferente tamaño, la distorsión elástica entorno de los precipitados será grande, Fig.6.8. En un precipitado coherente el término de energía de deformación elástica en la energía libre total será grande, mientras que el término de energía superficial será cero, ya que no existe una verdadera interfase entre el precipitado y matriz.

Un precipitado incoherente es realmente una partícula distinta, formada por la segunda fase: tiene su propia estructura cristalina y está separada de la matriz que la rodea por una interfase, Fig.6.9. La energía de deformación elástica entorno de la partícula es relativamente baja, en comparación con el caso coherente.

En general, se favorecerá la coherencia en las primeras etapas del crecimiento de un precipitado y la incoherencia en las etapas posteriores. Esto se debe a que la relación superficie a volumen, para una partícula pequeña, es grande: el término de energía superficial será relativamente importante y el sistema adoptará la forma que minimice la energía superficial, es decir, se formará una partícula coherente. A medida que la partícula crece, la energía de deformación aumenta rápidamente y alcanza, eventualmente, un punto en el cual se quiebra la coherencia, disminuye la energía de deformación y se crea una interfase; el incremento en energía libre debido a la formación de la interfase es menor que la disminución en la energía de deformación. El que los precipitados sean coherentes o incoherentes determina, en grado considerable, el efecto de la presencia de

precipitados sobre las propiedades mecánicas del material.

6.4 - ENDURECIMIENTO POR ENVEJECIMIENTO.

Las partículas de precipitados coherentes son obstáculos particularmente importantes al movimiento de las dislocaciones, debido a que la distorsión elástica intensa de la matriz que rodea las partículas interactúa fuertemente con el campo de tensión de las dislocaciones. Se denomina endurecimiento por envejecimiento al tratamiento térmico elegido para producir un precipitado coherente. Pueden ilustrarse las operaciones involucradas en tal proceso considerando la aleación Al-4.5% Cu, que es una de las más usuales de las de este tipo. En la Fig.6.3 se muestra la porción del diagrama de fases importante. Las etapas a seguir son las siguientes:

- 1) - Se trata la aleación a una temperatura de aproximadamente 550°C, durante un lapso suficiente para que se forme una solución sólida homogénea.
- 2) - Se temple la aleación en agua hasta la temperatura ambiente.
- 3) - Se la somete a un proceso de envejecimiento, es decir, se la mantiene a una temperatura suficientemente elevada como para que pueda producirse difusión a una velocidad apreciable.

Durante el envejecimiento aumentan la dureza y la resistencia a la deformación, las que alcanzan un máximo cuando las partículas coherentes de precipitado alcanzan su tamaño óptimo, observándose después una disminución. Comúnmente se detiene el proceso de envejecimiento cuando se han alcanzado los valores óptimos de las propiedades, la aleación estará entonces totalmente endurecida. La Fig.6.10 muestra la variación en dureza con el tiempo de envejecimiento para una aleación Al-4.5% Cu ^{mantenida} ~~conservada~~ a una temperatura de envejecimiento de 130°C. Se representa también el diámetro promedio las partículas de precipitado. La curva de dureza presenta un máximo preliminar después de un tratamiento de 1 día. Este comportamiento demuestra la complejidad del proceso de precipitación en las aleaciones endurecibles por envejecimiento: la forma final del precipitado es el compuesto intermetálico

Cu_2Al , denominado θ en el diagrama de fases, pero se desarrollan varias formas intermedias del precipitado coherente durante las primeras etapas del proceso de envejecimiento, originandose así varios máximos en las curvas.

La primera de estas formas intermedias es conocida como G.P.(1). G.P. es una abreviatura de zona de Guinier-Preston, ya que éstos son los nombres de los investigadores que establecieron en detalle, mediante difracción de rayos X, la naturaleza de los precipitados que se forman en el sistema Al-Cu. G.P.(1) consiste en regiones de concentración incrementada de Cu sobre algunos de los planos $\{100\}$ de la matriz de solución sólida, siendo las distancias entre estas regiones del orden de 50 distancias atómicas. En la Fig.6.10 el primer máximo de dureza está asociado a la formación de las zonas G.P.(1). Con el ulterior envejecimiento, las regiones de alta concentración en Cu adoptan una estructura ordenada y se designan como G.P.(2). El segundo máximo de dureza de la Fig.6.10 corresponde a la aparición de la forma coherente del precipitado de CuAl_2 . Recibe el nombre de θ' . Finalmente, cuando se sobreeneveja la aleación, los precipitados incoherentes θ forman partículas visibles microscópicamente de CuAl_2 en la matriz de solución sólida de Al.

Otro factor que puede tener influencia importante sobre la forma de las curvas de envejecimiento es el hecho de que la precipitación no se produce a velocidad uniforme en toda la solución sólida. Comienza primero y se completa primero sobre los límites de grano y sobre las líneas de deslizamiento introducidas por las deformaciones del temple o por la deformación plástica previa al envejecimiento. A un cierto tiempo, entonces, diferentes partes de la probeta pueden encontrarse en diferentes etapas del envejecimiento y esto puede, a su vez, ocasionar la aparición de máximos adicionales en la curva de envejecimiento.

Se notará que deben satisfacerse dos condiciones para que la aleación sea endurecible por envejecimiento. En primer término, deberá existir alguna temperatura y composición a la cual pueda formarse una solución sólida

homogénea, y por debajo de esa temperatura deberá producirse precipitación de una segunda fase. En segundo término, deberá ser posible que la segunda fase forme un precipitado coherente. Por ejemplo, el sistema Mg-Pb satisface la primera condición pero no la segunda, y no puede producirse endurecimiento por envejecimiento en las aleaciones Mg-Pb. En este caso, el precipitado es tan diferente de la matriz desde el punto de vista cristalográfico que no se producen precipitados coherentes.

6.5 - MICROESTRUCTURAS.

Es muy difícil preparar probetas metalográficas de Al puro debido a su blandura y tenacidad. Las partículas de abrasivo tienden a embeberse en el metal, del que no pueden después ser desprendidas. Cuanto más dura sea la aleación, particularmente la fase matriz, tanto más fácil será pulirla. Así, las aleaciones Al-Si son algo más fáciles de pulir que el Al puro, pero lo blando de la matriz produce todavía dificultades. Un defecto típico es que las partículas de abrasivo pueden quedar embebidas en áreas adyacentes a las partículas de Si, produciendo un relieve. Estas dificultades pueden minimizarse empleando un lubricante, tal como el querosene conteniendo algo de parafina, sobre los papeles, y jabón sobre el primer paño de pulido.

El ataque de las aleaciones de Al puede hacerse en varias formas. Los reactivos de ataque más comunes se presentan aquí, pero puede consultarse otras referencias si es necesario identificar microconstituyentes en aleaciones complejas.

- 1) - 0.5% HF en H₂O. Elimina la deformación superficial y demarca la estructura.
- 2) - 20% H₂SO₄ a 70°C. Ennegrece el compuesto de impureza Al-Fe-Si_α.
- 3) - 1% HF, 1.5% HCl, 2.5% HNO₃ en agua. Revela el tamaño de grano de la matriz.

Las estructuras reproducidas aquí tienen por objeto mostrar lo siguiente:

- 1) - Microfotografías 6.1 a 6.12. Aleaciones Al-Cu fundidas; los efectos de los tratamientos térmicos, solubilización incompleta y quemado; corrosión intercrystalina e interdendrítica.
- 2) - Microfotografías 6.13 a 6.20. Aleaciones Al-Si de colada; efecto del contenido de Si, esferoidización por tratamiento térmico, efectos de modificación.
- 3) - Microfotografías 6.21 a 6.27. Aleaciones 2024-T6 y Alclad 2024. Fisuras de cizallamiento en el recubrimiento Alclad.
- 4) - Microfotografías 6.24 a 6.27. Precipitación en una aleación Al puro-5% Cu, deformada por trabajado.
- 5) - Microfotografías 6.28 a 6.30. Efecto de la velocidad de enfriamiento, a partir de un tratamiento de solubilización, sobre la estructura de una aleación Al-10% Mg pura deformada por trabajado.

6.6 - "HOT SHORTNESS" Y QUEMADO.

Toda tensión tensil aplicada a una aleación mientras que ésta se encuentre en la condición bifásica sólido - líquido, provocará naturalmente separación de los cristales metálicos donde no haya contacto de sólido a sólido. La tensión puede deberse a la laminación, forjado o alguna otra forma de deformación en caliente, o puede originarse en la contracción o rechupe entorno de un núcleo duro. La cantidad de líquido es crítica, y Sachs y Van Horn demostraron que si la cantidad de líquido presente es mayor de 15%, la estructura es suficientemente abierta como para que más líquido fluya o sea succionado a partir de las porciones más calientes, llenando así todas las aberturas. La susceptibilidad que pueda presentar una aleación al daño mientras se encuentra en la región α - líquido es conocida como "hot shortness".

Como ejemplo se dan, en la Fig. 6.11, los datos correspondientes a la resistencia de aleaciones Al-Si cuando se las deforma a altas velocidades y a temperaturas elevadas. Los datos de la tabla 6.1 muestran que la duc-

tilidad cae a cero mientras que subsiste una apreciable resistencia. Esta resistencia deriva del bloqueo mecánico mutuo de las ramas dendríticas, pero el líquido interior destruye completamente la plasticidad bajo tensiones tensiles. Puede emplearse este efecto como un método para determinar experimentalmente las temperaturas de solidus, y en la tabla 6.2 se presentan valores para una serie de aleaciones Al-Si. Es claro que el rango de temperaturas más grande en el cual la aleación no tiene ductilidad pero sí alguna resistencia a la tracción, aparece en aleaciones con 1.5-2.0% Si. Para estas aleaciones el "hot shortness" sería máximo, mientras que para la aleación eutéctica sería mínima.

La estructura mostrada en la microfotografía 6.8 es llamada comúnmente una estructura quemada; como se la emplea en este contexto, esta palabra no significa una reacción de oxidación sino el calentamiento a una región bifásica de sólido + líquido, durante el tratamiento de solubilización o durante las operaciones de formado en caliente. La deformación dentro de este rango de temperaturas, desde luego, provocará la fisuración de la aleación y su daño total. Si la aleación contiene un eutéctico plástico, como sucede en las aleaciones Al-Si, el daño al metal templado (en ausencia de deformación), es despreciable. Si el eutéctico que rodea a los granos es frágil, como en el caso de las aleaciones Al-Cu, la resistencia y la ductilidad serán ambas seriamente afectadas. Aunque pueden eliminarse muchos los efectos ~~perjudiciales~~ ^{perjudiciales} mediante un recocido de solubilización, el tiempo requerido para redissolver el eutéctico es tan largo que este método no presenta interés industrial.

6.7 - PROPIEDADES GENERALES DE LAS ALEACIONES.

Las propiedades de las aleaciones eutectíferas pueden ser evaluadas cualitativamente sobre la base de los porcentos relativos de los cristales primarios y de estructura eutéctica, y de las características físicas del eutéctico.

Todas las aleaciones Al-Si muestran cierta ductilidad, ya que α_{Al} es la fase continua en el eutéctico. La ductilidad superior de las aleaciones modificadas está relacionada a la forma, así también como al tamaño, de los cristalitos de Si eutéctíferos. En las aleaciones normales tienden a formar placas angulosas cuyos bordes actúan como muescas internas en la estructura, mientras que este efecto está claramente ausente con las partículas redondeadas de la aleación modificada (Microfotografía. 6.20).

El sistema Al-Cu tiene una composición eutéctica más próxima a la fase frágil θ ($CuAl_2$) que a la fase plástica α_{Al} , y así la estructura eutéctica $\alpha_{Al} + \theta$ es inherentemente frágil. El efecto de enfriar relativamente rápidamente al hacer la colada y la posición relativa del solidus metaestable ^{causan} que algo de eutéctico esté presente en aleaciones fundidas con tan poco como 2% Cu ^{presente.} La Fig.6.12 muestra que hay un moderado aumento en la resistencia y una fuerte reducción en la ductilidad (medida por los valores de la elongación), a medida que aumenta la concentración de Cu en el Al. Cuando la estructura eutéctica se hace continua (microfotografía 6.3, 8% Cu), la resistencia es casi máxima y la ductilidad es prácticamente cero. Un ulterior incremento en el porcentaje de eutéctico tiene poco efecto sobre las propiedades mecánicas dentro del rango de las aleaciones comerciales Al-Cu, aunque la aleación de 12% Cu tiene mayor dureza y resistencia al desgaste debido a un aumento en la proporción de θ presente en la estructura.

La resistencia, ductilidad y dureza de las aleaciones bifásicas están relacionadas al tamaño, número, distribución y propiedades de los cristales de ambas fases. El efecto de un elemento agregado en solución sólida ha sido discutido en el Capítulo III, el efecto del tamaño de grano de la matriz en el Capítulo IV, y el de una dispersión relativamente gruesa de una segunda fase en el Capítulo V. No pueden obtenerse dispersiones muy finas a partir del estado líquido pero pueden formarse en el sólido debido, en este último caso, al mayor orden de magnitud de la nucleación y la menor

velocidad de crecimiento, controlada por difusión. Este proceso ha sido discutido desde el punto de vista de los diagramas de fase en relación con la teoría del endurecimiento por envejecimiento. También hemos mostrado estructuras de los precipitados, que deben ser examinadas en función de los datos de la tabla 6.3.

Es evidente que, aún cuando el precipitado sea tan fino como el que se muestra en la microfotografía 6.25, la aleación ha pasado el punto de máxima dureza y está en la condición sobre-envejecida, mientras que el precipitado grueso de la microfotografía 6.26 representaría una estructura de mínima dureza, designada como la condición recocida para una aleación deformada, estado denominado 0. El precipitado presente en la condición de resistencia y dureza óptima no es detectable fácilmente por las técnicas ordinarias de metalografía para muchas aleaciones, aunque teniendo cuidado especial durante el pulido y empleando reactivos ^o de ataque especiales, pueden revelarse generalmente algunas alteraciones estructurales, cuando se las compara con la condición inicial de sobresaturación.

Las propiedades mecánicas muestran generalmente la misma tendencia de evolución que la dureza, pero la ductilidad puede no mostrar la tendencia inversa usual. La disminución en la elongación, medida por los ensayos de tracción, durante las primeras etapas del envejecimiento, puede ser pequeña. En las proximidades del punto de máxima dureza o para un sobre-envejecimiento ligero, se observa frecuentemente una caída brusca en los valores de la ductilidad. Esta etapa parece corresponder a una precipitación muy fuerte y continua sobre los límites de grano de la fase frágil θ . Cuando el precipitado se ha engrosado considerablemente disminuye la fragilidad y, en el punto de resistencia y dureza mínima, la aleación muestra nuevamente buena ductilidad; el precipitado en los límites está formado ahora por unas pocas partículas discretas, grandes, de θ . A medida que se sigue aumentando la temperatura de tratamiento térmico hasta la vecindad de la línea de sol-

vus, la redisolución de la fase θ provoca un ligero incremento adicional en la ductilidad y un incremento simultáneo en la resistencia. Estos cambios están ilustrados por las curvas de la Fig. 6.3 para las propiedades de la aleación 2024.

6.8 - ALEACIONES DE ALUMINIO DE COLADA, PROBLEMAS Y PROPIEDADES.

Las aleaciones de Al pueden ser coladas en moldes de arena, en moldes de Fe llenados por gravedad (moldes permanentes), o en matrices de acero bajo presión. La solidificación es mucho más rápida cuando la aleación se cuele en moldes metálicos; por lo tanto, una dada aleación tendrá grano más fino y será más resistente cuando se la cuele en un molde permanente.

Usualmente, las aleaciones se obtienen en forma de lingote, con su composición adecuada, aunque el Al virgen puede alearse con aleaciones madres (por ejemplo, Al-33% Cu), para obtener una composición especificada. Además, usualmente se emplea de 25 a 75% de metal secundario o retazos.

Habitualmente se funde el material en crisoles de Fe, protegidos por un material cerámico adecuado para impedir el ataque del Fe por el metal líquido. En la table 6.4 se muestran datos que ilustran el efecto del Fe sobre las propiedades de una aleación Al-10% Si. La reducción en la resistencia y en la ductilidad es debida a una cantidad creciente de cristales gruesos grandes de Al-Fe-Si, en lugar del Si eutéctífero fino. Los datos de la tabla 6.5 indican que el Fe como impureza se combina con el Cu y el Al, formando un compuesto insoluble Al-Cu-Fe. Esto reduce la cantidad de Cu que pueda disolverse en el Al y tiene, por lo tanto, un efecto adverso sobre las propiedades de las aleaciones de Al-4.5% Cu termotradas. Las curvas de la Fig. 6.14 muestran cómo 1% Fe en una aleación con 4.5% Cu reduce la respuesta a la consolidación por envejecimiento a los valores correspondientes de una aleación de 1.5% Cu que no contenga Fe.

Cuando se funden aleaciones de Al es necesario evitar el sobrecalentamiento por dos causas: (1) Cuando se cuele en un molde un metal sobrecalen-

tado, la solidificación tiene lugar a menor velocidad debido al calor adicional que debe eliminarse y, por lo tanto, se obtendrá grano más grueso y estructura más débil. (2) A temperaturas altas, el Al reacciona fácilmente con el vapor de agua formando óxido de Al e hidrógeno. Este gas es ávidamente disuelto en el metal líquido. A medida que disminuye la temperatura el H_2 se hace menos soluble y, durante la solidificación, la solubilidad cae muy bruscamente. Al mismo tiempo, hay factores físicos como las dendritas, que favorecen la formación de burbujas de H_2 y, lamentablemente, impiden el escape de estas burbujas. Por lo tanto, las aleaciones de Al fundidas en días húmedos o en hornos alimentados con gas domiciliario, que contienen como subproductos de combustión considerable cantidad de agua, son siempre más porosas que las fundiciones hechas en días secos o fundidas en hornos eléctricos.

Sería muy caro fundir con electricidad en ambientes de aire acondicionado y, por lo tanto, se trata de minimizar el contenido de H_2 evitando el sobrecalentamiento y eliminando ^{dicho gas,} cuando sea necesario, por burbujeo de un gas neutro. Haciendo burbujear N_2 seco en el fundido antes de la colada, puede eliminarse el H_2 por medios físicos. El gas cloro es más caro pero, cuando se lo hace burbujear en el seno del líquido, no solamente elimina el H_2 sino que purifica químicamente el baño eliminando capas de óxido o de escoria, que son retenidas durante la fundición.

El colado de estas aleaciones sigue las prácticas usuales. Aunque no es deseable el sobrecalentamiento, el líquido debe estar suficientemente caliente para llenar el molde antes de que comience la solidificación. De otra manera, se formarán discontinuidades debido a que ~~existen~~ ^{existen} corrientes de metal líquido de diversas direcciones dentro del molde, y que harán contacto físico sin unirse completamente debido a la presencia de capas gruesas de óxido y a la falta de fluidez.

Por agregado de aleantes ^{de colada} las características del Al puro mejoran aún más que las propiedades mecánicas. Las aleaciones de mayor conte-

nido en Si presentadas en la tabla 6.6 exhiben todas muy buena fluidez en estado líquido, no presentan "hot shortness" ni susceptibilidad a fisuras en caliente, siendo también menos susceptibles a la formación de cavidades de rechupe. Ya que estas cavidades tienden a ser interdendríticas y conectadas estructuralmente, ésto significa que las aleaciones Al-Si, como las número 43, 108, 319 y 316, son todas ellas convenientes para partes que son empleadas en presencia de gases a presión; la elección entre ellas puede depender primordialmente de las propiedades mecánicas requeridas y del costo, ~~de~~ en general ~~son~~ directamente proporcionales entre sí. Las propiedades relativas están dadas en la tabla 6.7.

Las aleaciones de alta contenido en Cu, por ejemplo, número 112 y 212 de la tabla 6.6, están caracterizadas por buenas propiedades de colada y también mejor maquinabilidad que las aleaciones con Si. Sin embargo, no son adecuadas para fundiciones que deban contener gases a presión o cuando en la misma pieza se deba tener secciones gruesas y delgadas próximas. Estas aleaciones no son tratadas térmicamente aunque responderían favorablemente al tratamiento, como puede anticiparse del diagrama de fases. La discusión de la microfotografía 6.14 permitiría ~~adivinar~~ adivinar que, aunque la red de eutéctico interdendrítica de $\text{CuAl}_2 \alpha$, frágil, no podría ser completamente eliminada, la continuidad de la fase CuAl_2 podría ser interrumpida mediante efectos esferoidizantes, lográndose una mejoría en la ductilidad.

La aleación con 4.5% Cu, número 195, es más difícil de fundir pero, cuando se la trata térmicamente, tiene las mejores propiedades mecánicas de todas las aleaciones fundidas en arena. Como muestra la tabla 6.7, sus propiedades mecánicas son peores que las de la aleación con 10% Mg, número 220, y además esta última aleación es más liviana, más resistente a la corrosión y de mejor maquinabilidad. Lamentablemente, la aleación 220, al igual que otras aleaciones de base Mg, requiere la presencia de inhibidores especiales en la arena para prevenir la aparición de defectos superficiales

profundos, y, en general, muestra una colabilidad pobre. Estas dificultades, sumadas al alto costo, han impedido que la aleación con 10% Mg sea usada intensivamente.

Volviendo a los efectos de las impurezas, los datos de la tabla 6.8 en comparación con los de la tabla 6.7, muestran cuán superior pueden ser las propiedades de la aleación con 4.5% Cu cuando se la elabora con Al de alta pureza. Sin embargo, ya que los metales de base de alta pureza cuestan mucho más caro que el Al primario ordinario, existe poco interés industrial en las aleaciones de alta pureza.

Los efectos de las variaciones de Mg para tres contenidos de Si diferentes, sobre aleaciones del tipo 356, son dados por los gráficos de la Fig. 6.15. Es evidente que el Mg es más poderoso como endurecedor que el Si. En estas aleaciones la respuesta al tratamiento térmico está asociada con la solución del compuesto Mg_2Si y su precipitación durante el tratamiento térmico de envejecimiento.

6.9 - PROPIEDADES DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO DEFORMADAS.

Las aleaciones de Al deformadas en caliente o en frío, se identifican por una designación numérica y letras, más un número que especifica la dureza. Estas designaciones siguen el esquema siguiente:

Designación de la dureza -T seguida de dos o más números indican una aleación tratada térmicamente. El primer número que sigue a la letra T indica el tipo de tratamiento térmico dado a la aleación. Los tiempos y temperaturas de tratamiento pueden ser diferentes para diferentes aleaciones. Pueden también variar para una aleación única para producir ciertos resultados deseados. Usualmente la variación está indicada por un segundo dígito. Las aleaciones termotratadas se designan como sigue:

-T3. Tratamiento térmico de solubilización seguido por endurecimiento por deformación. Las diferentes magnitudes del endurecimiento por deformación de la aleación tratada térmicamente se indican por un segundo dígito.

-T4. Tratamiento térmico de solubilización seguido de un envejecimiento natural, a temperatura ambiente, hasta una condición esencialmente estable.

-T5. Envejecimiento artificial después de un proceso de fabricación a temperatura elevada y enfriamiento rápido, como la colada o la extrusión.

-T6. Tratamiento térmico de solubilización seguido de envejecimiento artificial.

-T7. Tratamiento térmico de solubilización y después estabilización para controlar el crecimiento y la dispersión.

-T8. Tratamiento térmico de solubilización, endurecimiento por deformación y luego envejecimiento artificial.

-T9. Tratamiento térmico de solubilización, envejecimiento artificial y después endurecimiento por deformación.

Designación de dureza -H seguida por un número indica una dureza obtenida por trabajado en frío de una aleación deformada. Las designaciones de dureza en la serie H no son aplicables a las fundiciones. Las aleaciones trabajadas en frío se designan como sigue:

-H1. Endurecimiento por deformación producida por trabajado en frío hasta obtener las dimensiones deseadas. Un segundo dígito indica los valores de dureza. La dureza completa comercial se designa como -H18, y el estado extra duro se designa -H19. La designación -H14 indica que el material ha sido trabajado en frío hasta una resistencia a la tensión de aproximadamente la mitad entre -0 (estado totalmente recocido), y -H18 (totalmente endurecido).

-H2. Endurecimiento por deformación producido por trabajado en frío seguido de un recocido parcial. Los números de 2 a 8 se usan como segundo dígito en la misma forma que la serie -H1.

-H3. Endurecido por deformación y estabilizado.

Una dureza designada por la letra -H seguida por tres dígitos indica que para la dureza designada por los dos primeros dígitos del numeral

Las prácticas de fabricación normales han sido variadas para realzar ciertas propiedades destinadas a una aplicación especial.

Las composiciones de las aleaciones trabajadas comunes se presentan en la tabla 6.9, y las propiedades mecánicas típicas de las aleaciones que no son termotratables en la tabla 6.10. Las propiedades típicas de algunas aleaciones trabajadas se dan en la tabla 6.11 y para los otros tipos termotratables en la tabla 6.12. Los valores de resistencia y ductilidad, al igual que para todos los metales y aleaciones, dependen, en cierta extensión, del tamaño de la sección del metal que se ensaya; estos valores podrían ser apreciablemente altos para alambres o láminas delgadas y menores para placas muy gruesas o barras.

Todas las aleaciones de Al endurecibles solamente por trabajado están caracterizadas por una muy buena resistencia a la corrosión y buena formabilidad. Esta última disminuye, a la vez que aumenta el costo de la aleación, cuando se va desde el 1100, a través de la serie de resistencias crecientes, hasta 3003 y 5086. El aumento en la resistencia está acompañado por una disminución en la ductilidad y un aumento en la resistencia a la fatiga, ya sea por efecto de aleantes o por trabajado en frío.

Entre estas aleaciones, la 6061 es tan blanda a temperaturas elevadas que se puede conformar en diseños muy complicados. Aunque por tratamientos térmicos se obtienen valores de dureza moderados, son bajos en relación con las otras aleaciones. La aleación 2014 representa el otro extremo, desarrolla muy buenas propiedades mecánicas pero no es conveniente para obtener formas intrincadas debido a su rigidez relativa, aún a las temperaturas de forja. Las otras aleaciones son intermedias en este sentido. La macrografía de la Fig. 6.16 reproduce la punta de una hélice hecha con aleación 2014 tratada térmicamente, en la que se ve cómo se revela el flujo de grano o la forma de los granos, aún después del tratamiento térmico. Los granos equiaxiales no pueden crecer en estas aleaciones que contienen constituyentes insolubles debido a la aleación de Mn, así como también a la

presencia inevitable de impurezas de Fe y Si.

Los datos de la tabla 6.12 presentan varios puntos de interés. La aleación 6061 es relativamente barata, fácilmente formable y presenta una alta resistencia a la corrosión. La aleación 2024 presenta una resistencia tensil de 5 ó 6 veces la del Al comercial puro, recocido, con ductilidad bastante buena en el ensayo de tracción ordinario. Presenta una plasticidad local pobre y es sensible a la presencia de muescas. Esta aleación, excepto cuando se la temple en agua fría o se la deforma en frío y luego se la envejece, es también sensible a la corrosión intercrystalina, debido a la precipitación de una segunda fase a los límites de grano. La matriz en las áreas de los límites de grano, después de la precipitación, se encuentra sin átomos de soluto y, cuando se lo somete a una solución corrosiva, actúa como ánodo. El resto del grano actúa como cátodo y, a medida que pasa la corriente, las áreas correspondientes a los límites de grano son disueltas selectivamente. En estas circunstancias, una pequeña cantidad de corrosión (pequeña en términos de la magnitud total del material corroído), puede estar acompañada por una gran disminución en la resistencia y la ductilidad, siendo la ductilidad particularmente reducida por el efecto de muescas producidas por el ataque a los límites de grano.

Cuando se debe emplear en medios corrosivos, la aleación 2024 es protegida por una capa superficial de Al puro, fijada integralmente por laminación en caliente y un efecto de soldadura a presión, relacionado. La deformación rompe la capa de óxido de aluminio siempre presente, en algún grado, en las aleaciones de Al, y permite la continuidad estructural atómica a través de la interfase. Aunque reduce ligeramente la resistencia y la resistencia a la fatiga, particularmente en fatiga por flexión, el Al puro es anódico respecto de la aleación e impide la corrosión intercrystalina. Además, la capa superficial de Al, altamente plástica, elimina la sensibilidad a las muescas, de modo que las rayas y fisuras pequeñas:

ya no son fuentes posibles de fractura frágil.

La continuidad atómica a través de la interfase Al-aleación permite que tenga lugar la difusión y si el Cu difunde hacia la superficie, la mayor parte de las ventajas de la forma Alclad se pierden. Puede minimizarse la difusión restringiendo el tratamiento térmico al tiempo efectivo mínimo, ver tabla 6.13. Si la velocidad de difusión del Cu en el Al a las temperaturas del tratamiento térmico es conocida, y si se hacen ciertas suposiciones sobre el estado inicial de la aleación, es posible calcular el tiempo máximo que podría mantenerse la aleación Alclad a la temperatura del tratamiento de solubilización. Prácticamente, es costumbre tomar probetas de muestras de láminas de Alclad recocidas y someterlas a tratamientos térmicos en sales fundidas durante lapsos crecientes, por ejemplo, 2, 5, 10, 20 min., y determinar el tiempo mínimo requerido para desarrollar propiedades mecánicas con valores aceptables. Existen métodos químicos y metalográficos para determinar si este tiempo permite o no la difusión del Cu hasta la superficie, en una magnitud desfavorable.

En la tabla 6.12 se ve que la aleación 7075 muestra resistencia apreciablemente mayor que la 2024; su punto de fluencia es frecuentemente más alto que la resistencia máxima a la deformación de la aleación 2024. La aleación 7075 no puede formarse tan fácilmente como la 2024 y muestra mayor sensibilidad a las fisuras bajo la acción combinada de una tensión tensil y un entorno corrosivo. Esta última tendencia puede ser minimizada o eliminada por deformación superficial, generalmente con balines de acero. Este tratamiento induce una tensión compresiva residual, como muestra la Fig.6.19, reduciendo así la tensión tensil superficial que puede originarse por acción de una fuerza de flexión dada.

6.10 - TENSIONES RESIDUALES Y RELAJACIÓN.

El Al, al igual que todos los metales y aleaciones, está sometido a distorsión y tensiones residuales cuando se lo temple en agua fría, debido a los gradientes de temperatura desarrollados durante el enfriamiento.

La contracción de la superficie, que se enfría más rápidamente, comprime el interior, que se deforma plásticamente. Cuando el centro llega a tener la misma temperatura que la superficie tratará de contraerse, pero el metal de la superficie ya estará frío y no será plástico. En consecuencia, el interior estará sometido a una tensión compresiva elástica, y ya que la rigidez de la superficie impide que el interior alcance sus dimensiones estables, aparecerá una tensión tensil en la región central. El desarrollo de macrotensiones o tensiones residuales, como un resultado de la deformación plástica diferencial debida a la existencia de gradientes térmicos por el temple, se ilustra en la Fig.6.17 para barras cilindricas. La intensidad de las tensiones que pueden desarrollarse en algunas aleaciones comunes está dada en la tabla 6.14. Estos datos fueron obtenidos maquinando parte de los cilindros templados, midiendo la deformación que se produce cuando el sistema de tensiones queda así desequilibrado, y calculando la tensión asociada con la deformación mediante la ecuación de Sachs.

Pueden producirse tensiones residuales comparables a causa de las operaciones de formado que implican deformación plástica diferencial, por ejemplo, la flexión. El esquema de la Fig.6.18 muestra que la superficie que fue deformada en compresión durante la flexión presenta después una tensión tensil residual, y viceversa.

Una tercera fuente de tensiones residuales es la deformación plástica diferencial impuesta deliberadamente por laminación superficial, que deforma de manera tensil la superficie, como se representa en la Fig.6.19, y dejándola subsecuentemente en un estado de compresión elástica. Ya hemos hecho referencia a esto en la sección anterior, como medio para impedir la fisuración por corrosión bajo tensión en algunas aleaciones susceptibles tales como la 7075. La introducción de tensiones compresivas favorables por este medio es también práctica común en aceros y otras aleaciones altamente tensionadas.

Cualquiera que sea la fuente de las tensiones residuales, éstas pueden ser reducidas o virtualmente eliminadas mediante un ligero recalentamiento, el cual, como se describió en el Capítulo IV, disminuye el límite elástico y permite que se reduzca la tensión elástica mediante un flujo plástico diferencial. Los datos de la Fig.6.20 muestran una curva típica de relajación de tensiones, exhibiendo los efectos del tiempo a temperatura constante, sobre la tensión residual, ~~la dureza~~ la dureza Brinell y el crecimiento, para una aleación de Al número 122. Entendemos aquí por crecimiento el aumento en dimensiones ^{o en volumen} debido a la formación de la fase estable θ como un precipitado, a partir de la solución sobresaturada α , y los cambios relacionados con las dimensiones de la red de α .

Para minimizar la distorsión y las tensiones residuales resultantes de temples drásticos, se templen muchas aleaciones primero en agua caliente, enfriándose así el metal de manera más gradual y, por lo tanto, se minimizan los gradientes térmicos que originan las tensiones residuales. La menor velocidad de enfriamiento es aún lo suficientemente rápida como para retener el soluto en una solución sobresaturada, excepto en los límites de grano.

La precipitación a los límites de grano durante el enfriamiento (o durante el envejecimiento), puede no ser perjudicial para las propiedades mecánicas alcanzadas por la aleación, pero puede tener serias consecuencias respecto de su resistencia a la corrosión. Una composición química uniforme en toda la estructura asegura, generalmente, una velocidad uniforme de corrosión, la cual en las aleaciones de Al es muy baja. Las aleaciones de Al con 4 a 5% de Cu, cuando se las templen en agua fría, están esencialmente en esta condición, pero si se produce precipitación ^p tendrá lugar, en toda su estructura, sobre los planos de deslizamiento puestos en operación durante el templeado (microfotografía 6.25), resultando ésto en una uniformidad en la corrosión. Cuando se templen esas aleaciones en agua caliente, para evitar la distorsión y las tensiones residuales,

la precipitación subsiguiente está concentrada a los límites de grano, y tendremos un gradiente de concentración de Cu desde las regiones de los límites hasta el centro de los granos. El área del límite, de Al más puro (ya que la precipitación del Cu es más completa), actúa como un ánodo en un electrolito, siendo el área grande del grano el correspondiente cátodo. cuando esta aleación está sometida a corrosión. Como un resultado, el ataque se produce fundamentalmente a los límites de grano, y si la aleación es una lámina relativamente delgada, como sucede en las estructuras que se emplean en la fabricación de aviones, puede ser peligrosamente fragilizada. Esta dificultad puede superarse recubriendo la aleación con Al puro que, por el efecto electrolítico ⁿ mencionado más arriba, tiende a proteger la aleación aún en los bordes de la lámina o en las regiones de fisuras u otros daños superficiales.



CAPITULO VIII

ALEACIONES HIERRO-CARBONO: ACEROS.

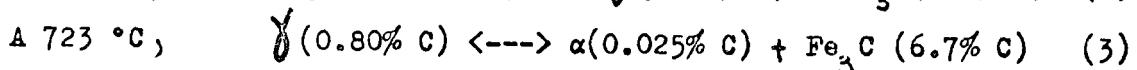
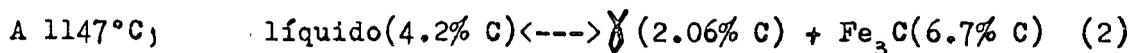
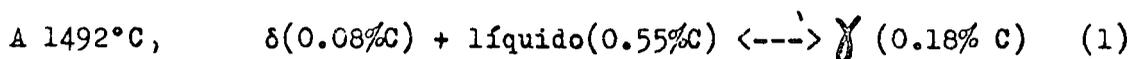
Los aceros comerciales no son nunca aleaciones binarias de Fe-C ya que siempre se encuentran presentes Mn, Si, S, y P en los aceros producidos por cualquiera de los procesos de fabricación industrial. Los aceros al C, producidos en los altos hornos usando de 25 a 50% de metal residual, o el producido en los convertidores básicos de O_2 , usando hasta 25% de residuos, pueden contener también elementos residuales tales como Cu, Ni, Cr y Sn, para nombrar solamente unas pocas impurezas, en cantidades de hasta 0.1%. Todos estos elementos afectan alguna de las propiedades del acero pero, en general, los efectos son pequeños. El diagrama Fe-Fe₃C no es alterado notablemente por ninguna de estas impurezas residuales o agentes de adición, tales como el Mn y el Si, en las cantidades encontradas habitualmente en los aceros al C. Las modificaciones en el diagrama de fase, en las propiedades de los aceros o en su respuesta a los tratamientos térmicos, debido a agregados considerables de otros elementos, serán discutidos más adelante.

8.1 - EL DIAGRAMA DE FASES Fe-Fe₃C.

El diagrama de fases (Fig.8.1) ha sido reproducida aquí en una escala de concentración de C hecha en forma tal que se expande la región que incluye los aceros comerciales, 0 a 1.4% C, y comprende el área de los hierros fundidos, 2 a 4% C, en la cual el contenido exacto de C es de menor importancia. La base para la diferenciación entre aceros y hierros fundidos se encuentra en el diagrama de fases y puede expresarse de dos maneras. Desde un punto de vista práctico, los aceros tienen un punto de fusión tan alto (por encima de 1440°C), que se requiere equipo especial y caro para fundirlos, mientras que el punto de fusión de los hierros fundidos, de 1350°C o menos, es una temperatura más fácilmente alcanzable con equipo barato. Sin embargo, ya que la disminución en el punto de fusión (o temperatura de liquidus), es continua desde 1525 a 1147°C al

aumentar el contenido de C, este razonamiento, aunque de importancia práctica, no lleva a ningún límite de demarcación específico. Un segundo medio para distinguir entre las dos clases de materiales se basa en las propiedades y estructuras; el Fe que contiene hasta 2.06% C puede ser calentado hasta una temperatura a la cual mostrará solamente una fase, γ c.c.c. mientras que las aleaciones que contienen más de 2.06% C contendrán siempre una estructura eutéctica, $\gamma + Fe_3C$. El eutéctico tiene aproximadamente 50% en peso (más en volumen), de la fase frágil Fe_3C que tiende a ser continua, por lo que las aleaciones por encima de 2.0% C, que contienen eutéctico a todas las temperaturas, son algo frágiles. En las aleaciones de menos de 2.06% C el eutéctico que se forma por el subenfriamiento puede ser disuelto en γ que, por ser de estructura c.c.c., es plástica. Esta distinción de que los aceros puedan ser laminados en caliente mientras los hierros no, no es absolutamente definitiva a pesar de lo bien que concuerda con el diagrama de fases. Por ejemplo, hierros fundidos (blancos) de aproximadamente 2.25% C, que contienen solamente 20% del eutéctico y 80% de la fase γ a 1100°C aproximadamente, pueden ser laminados en caliente si al calentarlos a temperaturas elevadas antes de la laminación se logra romper la continuidad del carburo en el eutéctico (por aglomeración), y si los primeros pasos por la laminadora son de reducción moderada. Las aleaciones en el rango entre 1.5 y 2.5% C, son intermedias entre los aceros y los hierros fundidos. Esto no debe llevar a llamarlos semi-aceros, ya que este nombre ha sido usado para una tal variedad de aleaciones Fe-C que prácticamente no tiene ningún sentido.

El diagrama de fases muestra tres líneas horizontales, cada una representando una reacción que involucra tres fases y que se produce a temperatura constante. Las reacciones pueden ser representadas como:



El proceso de solidificación a través del rango peritético (0.1 a 0.5% C), a través del rango de solución sólida (0.5 a 2.06% C), o el rango hipoeutético (2.06 a 4.2% C), tiene lugar como en todo sistema de aleaciones que muestre características comparables. Por ejemplo, una aleación de Fe-1.2% C se comportará durante el enfriamiento desde el estado líquido hasta 723°C ~~como una aleación de Al-4% Cu~~ como una aleación de Al-4% Cu; la aleación se solidifica formando una solución sólida γ y, a medida que ésta pasa por la línea A_{cm} , la disminución de la solubilidad del Fe_3C hace que la fase carburo precipite de la solución sólida γ , la que se vuelve menos concentrada en C. La precipitación de carburos se hace fundamentalmente en los límites de grano aunque, si debe separarse una gran cantidad de Fe_3C , se forman placas de Widmanstätten dentro de los granos. Cuando la fase γ alcanza un contenido de C de 0.80% a 723°C (bajo condiciones de equilibrio), se produce la reacción (3). Esta reacción no se presenta en el diagrama Al-Cu aunque, nuevamente, la construcción del diagrama de fases es idéntica si se toma el campo de γ como representando las aleaciones líquidas. Debido a la esencial similitud de la reacción (3) a la eutética (2), la (3) se conoce como eutectoide. Mientras que un eutético representa la formación de una dispersión mecánica de dos fases sólidas nuevas, aquí $\gamma + Fe_3C$, a partir de un líquido, un eutectoide representa la formación de dos nuevas fases sólidas $\alpha + Fe_3C$, a partir de γ sólida. En ambos casos, la estructura de las dos fases dispersas tiene un aspecto distinto comparado con el de cada fase.

El término hipoeutectoide tiene la misma significación que el término hipoeutético. Enfriando un acero con 0.4% C a través de la línea análoga a la de liquidus en el eutético, llamada aquí A_3 , comienzan a formarse cristales de α en los límites de grano γ , y continúa formándose hasta que, a 723°C, representan el 52% de la estructura,

$$\frac{0.80 - 0.40}{0.775} = 52\%$$

(bajo condiciones de equilibrio), después de lo cual la fase γ residual,

ahora conteniendo 0.80% C, sufre la reacción eutectoide. Las aleaciones hipereutectoides se comportan de una manera similar, excepto que la fase que se separa de γ sobre sus límites de grano es ahora Fe_3C .

8.2 - SOLUCIONES SOLIDAS Fe-C.

Las fases α y γ del sistema Fe-C son ambas soluciones sólidas intersticiales, siendo α c.c. y γ c.c.c. En el Fe γ c.c.c., las posiciones intersticiales se encuentran en los puntos medios de las aristas del cubo (incluyendo la posición equivalente en el centro del cubo); en el Fe α c.c. dichos intersticios se encuentran en los puntos medios de las aristas del cubo y en los centros de las caras. En ambos casos, el tamaño de los intersticios abiertos entre los átomos del Fe, son esencialmente menores que los átomos de C disueltos, y habrá una distorsión local apreciable en la estructura en la vecindad de cada átomo de C. En el Fe γ los intersticios son, sin embargo, mayores que los del Fe α , lo cual puede explicar porque la solubilidad del C en la estructura del Fe c.c.c. es mucho mayor que en el caso de la estructura c.c.

Una importante característica de los solutos intersticiales es la velocidad relativamente elevada a la cual pueden moverse a través de la estructura de la matriz. Esto se ilustra comparando D_0 y la energía de activación Q en la expresión

$$D = D_0 \exp. (-Q/RT)$$

para la difusión del Fe y el C en Fe α (tabla 8.1). Se muestran también en esta tabla los valores de D , calculados para una temperatura de 600°C a partir de D_0 y de Q , y la distancia media de penetración \bar{x} resultante de la difusión que se produce a 600°C durante 24 horas. Es evidente que los átomos de C tienen una movilidad muy alta respecto de la autodifusión del Fe. Otros solutos intersticiales en Fe α , B, N₂ y O₂ exhiben también movilidades altas.

La distorsión de la estructura entorno a un átomo de C disuelto en Fe α hace posible un método experimental muy sensible para observar la movilidad

de los átomos de soluto intersticiales. La Fig.8.2 muestra dos de los sitios intersticiales de la estructura c.c., uno marcado A, que tiene sus vecinos más próximos en su posición vertical, y uno marcado B, con sus vecinos más próximos horizontales. Ya que el átomo de C es demasiado grande como para ubicarse confortablemente en el agujero intersticial, sus átomos vecinos serán desplazados hacia afuera, verticalmente en el sitio A y horizontalmente en el sitio B. Supongamos que se aplica ahora una tensión tensil en la dirección vertical. Esta tensión ayudará a los átomos vecinos al sitio A a moverse hacia afuera cuando este sitio esté ocupado por un átomo de C, pero dificultará el movimiento hacia afuera de los átomos cerca del sitio B. Los átomos de C preferirán, por lo tanto, ocupar los sitios A. Cuando se aplica la tensión tensil, habrá una migración parcial de los átomos de C de B a A; esto origina una deformación adicional, además de la deformación elástica, y que se produce en la dirección vertical. Recibe el nombre de deformación anelástica. La velocidad a la cual se establece la deformación anelástica es una medida de la movilidad de los átomos de C, mientras que la magnitud de la deformación anelástica es una medida de la concentración de los átomos de C en solución. El estudio experimental de este efecto anelástico puede proveer así de información cuantitativa acerca del comportamiento de los átomos de C disueltos en Fe_{α} .

8.3 - TERMINOLOGÍA.

El sistema Fe-Fe₃C fue uno de los primeros sistemas metálicos estudiados. Este hecho, junto con la predominante producción industrial y empleo de los aceros por encima de todas las otras aleaciones, ha llevado a la aplicación de nombres especiales para las fases y estructuras, además de la designación básica empleando letras griegas. Los nombres más comunes son los siguientes:

Austenita = γ , la estructura c.c.c. que puede disolver hasta 2.06% C a 1147°C.

Ferrita = α , Fe c.c. que disuelve un máximo de 0.025% C a 723°C.

Cementita = Fe_3C = carburo de hierro, o simplemente carburo.

Eutético = la reacción a 1147°C , líquido $\longleftrightarrow \delta + \text{Fe}_3\text{C}$; o la composición del líquido que participa en la reacción, es decir, 4.3% C. La aleación eutética o la estructura eutética que resulta de la reacción al enfriar, conocida como ledeburita.

Eutectoide = reacción $\gamma \longleftrightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$, o la aleación cuya composición es la de la austenita en la reacción, es decir, 0.8% C; el acero eutectoide o la estructura laminar resultante de la reacción por enfriamiento, perlita.

Perlita = estructura laminar bifásica que resulta de la reacción eutectoide después de un enfriamiento relativamente lento.

A_{cm} = línea que muestra el arresto térmico resultante de la precipitación de carburos a partir de la austenita (en el enfriamiento).

A_3 = línea que muestra el arresto térmico resultante de la formación de la ferrita en la austenita.

A_2 = línea a aproximadamente 768°C , que muestra un cambio magnético en la ferrita; no es un cambio de fase y no está representado en el diagrama de la Fig.8.1.

A_1 = línea horizontal que representa la reacción eutectoide.

Normalización = tratamiento en el rango austenítico seguido por un enfriamiento al aire.

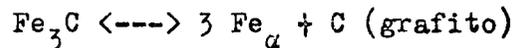
Recocido (completo) = calentamiento por encima de A_{c3} para los aceros hipoeutectoides, por encima de A_{c1} para los aceros hipereutectoides, seguido de enfriamiento en el horno.

Recocido (en proceso) = calentamiento a una temperatura inferior pero próxima a A_1 . Esta temperatura no origina ningún cambio de fase pero ablanda la ferrita endurecida por trabajado y esferoidiza el carburo laminar.

8.3 - EQUILIBRIO Y NOEQUILIBRIO.

El diagrama de fases mostrado para las aleaciones Fe- Fe_3C no puede ser llamado diagrama de equilibrio porque esto implicaría que no habría cambios de fases en función del tiempo. Sin embargo, aún las aleaciones Fe- Fe_3C cam-

biarán, por ejemplo, un acero de bajo C, 0.08% C con bajo contenido de Si, mantenido varios años a 650 a 700°C (en un sistema de destilación de aceite), se encontró que estaba formado por ferrita y grafito y no por ferrita y carburo, como sería de esperar a partir del diagrama y como era cuando se lo instaló originalmente. Ya que se sabe que un tiempo prolongado a temperatura elevada conduce al establecimiento del equilibrio, se deduce que el carburo de hierro es siempre una fase metaestable de transición. Sin embargo, se requieren condiciones extraordinarias de temperatura y tiempo (ó un contenido de Si relativamente alto), para descomponer el carburo en grafito y ferrita,



Por encima de la temperatura A_1 el carburo se descompone en grafito y austenita cuando la aleación está a la derecha de la línea A_{cm} . La composición eutéctode del sistema Fe-grafito es 0.69% C y la temperatura eutéctode es de 738°C.

Aunque se sabe que el diagrama Fe-Fe₃C representa condiciones de equilibrio metaestables, los límites de temperatura-composición de los cambios de fase representados por las diversas líneas pueden ser considerados como posiciones de equilibrio, bajo las condiciones normales de calentamiento y enfriamiento. Las líneas de liquidus y solidus se comportarán, por efecto de un subenfriamiento, de la misma manera que las correspondientes a los diagramas de equilibrio verdaderos. Las líneas del diagrama que marcan la transformación eutéctode están sometidas particularmente a desplazamientos debido a sobrecalentamiento o subenfriamiento, ya que las transformaciones que requieren difusión en el estado sólido son necesariamente más lentas que las que involucran una fase líquida. Por ejemplo, el solidus "metaestable" en soluciones sólidas no está acompañado habitualmente por un liquidus metaestable detectable, ya que la difusión atómica es mucho más rápida en el líquido que en el estado sólido.

El desplazamiento de las líneas A_3 y A_1 del diagrama de fases ha llevado a emplear la designación A_c (c = chauffage = calentamiento) para sus posiciones en los ciclos de calentamiento ordinario, y A_r (r = refroidissement = enfriamiento) en los ciclos de enfriamiento ordinarios, como se indica en la sección anterior destinada a terminología. En el capítulo siguiente se dará una discusión más completa de estos efectos, pero es deseable señalar acá que, como resultado de la reluctancia de la ferrita o cementita para transformarse en austenita, las líneas A_3 y A_{cm} están sometidas a mayores desplazamientos que la línea A_1 , en la cual se forma perlita a partir de la austenita. Las posiciones de estas tres importantes líneas por enfriamiento al aire de secciones moderadas, se muestran en la Fig.8.1. El efecto del subenfriamiento es inmediatamente evidente en la composición del eutéctico; ya no está más fijo a 0.80% C sino que incluye un rango de concentraciones de 0.7 a 0.9% C. En el pasado se indicaba a menudo el contenido de C del eutéctico diferente del 0.8% dado aquí y la razón de tal confusión está relacionada con el subenfriamiento. El valor de 0.80% fue obtenido por ensayos de calentamiento y enfriamiento de aleaciones de 0.7 a 0.9% C, en los cuales el cambio de temperatura era de $1/8$ °C/min. El efecto del subenfriamiento sobre la concentración de C y la temperatura de este eutéctico debe ser comparado con el efecto del contenido de Si y temperatura del eutéctico Al-Si, aunque en este último caso se suprime solamente la formación de Si por el subenfriamiento, la concentración del eutéctico es desplazada en una dirección solamente.

La construcción de la sección del diagrama Fe-Fe₃C (Fig.8.1) representada por la línea punteada A_{r1} está en patente violación de la regla de las fases de Gibbs. En efecto, cuando coexisten tres fases, en este caso γ , α y Fe₃C, la temperatura del sistema y las composiciones de las fases deberían estar fijas; sin embargo, la austenita muestra un rango de composiciones. La respuesta a esta discrepancia aparente es que la regla de las fases se aplica solamente a condiciones de equilibrio, mientras que las líneas A_1 ,

A_{r3} y A_{rcm} representan condiciones de no equilibrio.

El contenido de C del eutectoide es importante en la aplicación de la regla de la palanca en aleaciones hipo e hipereutectoide, es decir, en la predicción de que si una aleación específica deberá mostrar exceso de ferrita o de carburo y en cuánto, o, análogamente, en la predicción del contenido de C sobre la base de la presencia y magnitud de un exceso de una de estas fases. La regla de la palanca puede ser útil en ambas formas, pero es aplicable cuantitativamente sólo cuando las estructuras se obtienen en condiciones próximas al equilibrio, es decir, enfriamiento muy lento en el horno, o cuando las condiciones de no equilibrio son conocidas y especificadas muy precisamente.

8.5 - MICROESTRUCTURAS:

Mientras que la región bifásica completa comprendida entre 0.007 y 6.7% C, a temperatura ambiente, consiste de las fases ferrita y carburo, el aspecto estructural de las diferentes aleaciones varía con el estado de agregación de la ferrita y el carburo en función de sus orígenes. Pueden ser diferenciados los siguientes rangos en las aleaciones enfriadas lentamente, sobre todo sobre la base de 5 tipos de distribución de carburos:

- 1) - De 0.007 a 0.025% C; ferrita y carburos precipitados en forma muy fina, generalmente invisibles a magnificaciones ópticas ordinarias.
- 2) - De 0.025 a 0.8% C; ferrita más perlita.
- 3) - De 0.8 a 2.06% C; perlita y carburos precipitados a partir de la austenita.
- 4) - De 2.06 a 4.2% C; perlita en una estructura dendrítica (a partir de una austenita primaria hipoeutéctica) + carburos precipitados a partir de la austenita (realmente ligado e indistinguible del carburo eutéctico) + ledeburita.
- 5) - De 4.2 a 6.7% C; cristales de carburo primario + ledeburita.

De estas 5 estructuras la (1) no se reproduce aquí; la (2) y (3) se muestran en este capítulo, la (4) se trata en el capítulo de hierros fun-

dados, y la (5) no está reproducida aquí ya que ninguna aleación industrial está dentro de este rango.

El pulido de los aceros es muy simple, aunque debe hacerse una aclaración importante. La deformación superficial distorsiona considerablemente, en general, la estructura laminar de la perlita, y si ésta es relativamente fina, como en los aceros normalizados, tal deformación puede enmascarar completamente las características laminares. La deformación superficial es reducida, pero no eliminada, empleando sólo una ligera presión durante el pulido. Sin embargo, una presión demasiado pequeña aumenta tanto el tiempo requerido para el pulido que aumenta notablemente el picado superficial de la probeta. El problema se resuelve fácilmente atacando después del primer pulido, repuliendo en el último paño, y reatacando. Esto elimina la capa superficial distorsionada. Pueden requerirse dos repulidos para revelar claramente la estructura.

Los reactivos comunes de ataque son picral, una solución al 4% de ácido pícrico en alcohol, y nital, 2 a 10% de ácido nítrico concentrado en alcohol. El picral es algo superior al nital en la revelación de carburos y es empleado para revelar detalles de la estructuras de los carburos. El nital revela también estructuras perlíticas, aunque no tan claramente, y ya que el picral mancha los dedos se usa más generalmente nital. El nital más concentrado se emplea para aceros de bajo contenido de carbono o para estructuras templadas. Las microestructuras de este capítulo incluyen las microfotografías de 8.1 a 8.4, 0.2% C normalizado y recocido a alta y baja magnificación. Las microfotografías de 8.5 a 8.8 muestran estructuras de aceros de 0.4 a 0.8% C en estado normalizado y recocido. Las microfotografías 8.9 y 8.10 muestran estructuras de aceros hipereutectoides enfriados al aire y en el horno, desde una temperatura por encima de A_{cm} . Las microfotografías de 8.11 a 8.16 muestran estructuras de aceros de bajo carbono, laminadas en frío y recocidas en proceso.

8.6 - PROPIEDADES.

Las propiedades mecánicas de los aceros normalizados, al igual que los de toda aleación, están determinadas por las fases presentes y su distribución. La ferrita relativamente pura, Fe c.c., tiene plasticidad y resistencia relativamente buenas, mientras que el carburo es muy duro y frágil. En el agregado o constituyente denominado perlita, la ferrita es casi continua. En consecuencia, la estructura eutectoide tiene algo de plasticidad combinada con resistencia y dureza moderadamente elevadas. Las aleaciones hipoeutectoides muestran una estructura de grano ferrítico continuo, conteniendo islas de perlita. Por lo tanto, la plasticidad y resistencia de estos aceros son buenas, la plasticidad disminuye y la resistencia aumenta a medida que la proporción de ferrita disminuye y la proporción de perlita aumenta con el contenido de carbono.

Cuando se enfrían lentamente a través de la línea A_{cm} las aleaciones hipereutectoides, se forma una estructura continua de carburos sobre los anteriores límites de grano austeníticos y, con esta fase frágil continua, las estructuras tales como la mostrada en la microfotografía 8.9 y 8.10 son inherentemente frágiles. Es por esta razón que, en la práctica industrial, los aceros hipereutectoides deben ser recocidos por debajo de la línea A_{cm} . Las dos estructuras mostradas serían muy indeseables para una aleación industrial. Ya que el enfriamiento al aire, más rápido, de un tratamiento de normalización, impide la formación de dicha fase continua de carburo hipereutectoide, el normalizado puede y es realizado por encima de A_{cm} . En la tabla 8.2 se presentan datos cuantitativos sobre estos efectos. Para los aceros hipoeutectoides, los cambios en las propiedades son tan aproximadamente lineales que pueden ser expresados, con precisión razonable, mediante la ecuación simple que relaciona la propiedad específica al contenido de C por medio de las propiedades de la perlita y la ferrita, y la proporción de cada una de ellas presente en la estructura. Así, la resistencia

máxima a la tracción en los aceros hipoeutectoides recocidos (usando los datos de la tabla 8.2 y la regla de la palanca), están relacionados al contenido de carbono por la expresión,

$$\begin{aligned} \text{Resistencia a la tracción} &= \frac{41,000 (\% \text{ ferrita}) + 115,000 (\% \text{ perlita})}{100} \\ &= 41,000 \left(\frac{1-\%C}{0.8} \right) + 115,000 \left(\frac{\%C}{0.8} \right) \end{aligned}$$

Se ha desarrollado una ecuación empírica más precisa para los aceros al carbono laminados en caliente,

$$\begin{aligned} \text{Resistencia a la tracción} &= 38,000(1+0.024x\%C).(1+0.0009x\%Mn+0.00001x\%Mn^2). \\ &\quad (1+0.015x\%P).(1+0.004x\%Si).(1,07+0.22G+0.10G^2) \end{aligned}$$

donde C, Mn, P, y Si significan el porcentaje en peso del elemento y G es la longitud de prueba expresada en pulgadas.

Los otros factores básicos que influyen en las propiedades de estas aleaciones serán discutidas más adelante, el tamaño de grano ferrítico en la sección siguiente y el tamaño de las láminas de perlita en el capítulo siguiente.

8.7 - TAMAÑO DE GRANO DE LOS ACEROS.

En el sistema Fe-Fe₃C es posible tener granos ferríticos o granos austeníticos. No es posible tener granos de carburo ya que los cristalitos de carburo no son continuos, excepto en un grado muy pequeño, con los otros granos de carburo. Tampoco es posible tener granos de perlita, ya que los cristales de ferrita están en contacto con los de carburo, y viceversa.

De la observación de las microfotografías 8.1 a 8.6 se ve claramente que, en los aceros normalizados o recocidos, el tamaño de grano ferrítico es solamente significativo en los aceros con menos de aproximadamente 0.4% C. Por encima de este valor la cantidad de ferrita libre es tan pequeña que, como máximo, habrá cristalitos de ferrita en exceso o proeutectoide en contacto con áreas perlíticas.

El tamaño de grano austenítico no se observa nunca directamente en los aceros al carbono considerados aquí, ya que la austenita es una fase que

grueso que una austenita de grano fino. Son importantes también factores tales como fases insolubles finamente dispersas. Dispersiones tales darán una austenita de tamaño de grano fino y, necesariamente, una ferrita de grano fino.

Las reglas habituales del tamaño de grano se aplican ~~al~~ a la ferrita y a la austenita. Aunque no es posible deformar en frío una austenita correspondiente a un acero de bajo carbono, el trabajado en caliente implica la recristalización y el crecimiento de grano en un grado dependiente de la temperatura de trabajado en caliente. Si no se forman granos austeníticos en esta forma, se formarán en la perlita por calentamiento en un acero que contenga dicha estructura. Como se forman eutectoidicamente, tanto la ferrita como el carburo deberán estar presentes en el sitio de nucleación pero, obviamente, esto no es una limitación en un área perlítica, donde están siempre en contacto α y carburo. Siendo éste el caso, la velocidad de calentamiento a través de la temperatura A_{c1} afecta sólo ligeramente el tamaño de grano austenítico inicial resultante. El grosor de las láminas perlíticas tendrá también solamente un efecto pequeño.

Los granos de austenita que se forman, justamente por debajo de A_{c1} , tienen un tamaño mínimo, que aumenta ligeramente con el tiempo y de manera muy marcada con la temperatura. Las curvas de crecimiento de grano austenítico están muy influenciadas por la presencia de una dispersión. Carburos relativamente insolubles o lentamente solubles, presentes en exceso, y óxidos finamente dispersos, tales como Al_2O_3 , retardarán el crecimiento de grano en el rango de temperaturas usual en los tratamientos térmicos, por encima de A_{c1} o A_{c3} . En la Fig. 8.3 se muestran curvas de crecimiento típicas. Es evidente que las diferencias en tamaño de grano son grandes justamente por encima del rango A_{c1} o a temperaturas muy altas.

8.8 - ACEROS AL CARBONO DEFORMADOS EN FRÍO Y EN CALIENTE.

Una gran proporción de los aceros estructurales y de las láminas y placas se producen a partir de aceros de bajo carbono semicalmados. Estos se

desaparece a la temperatura A_{r1} . Las microfotografías 8.3 y 8.6 muestran el tamaño de grano de la austenita que existía en el campo γ , gracias a las pequeñas cantidades de ferrita o carburos libres que se separaron sobre los límites de grano austeníticos durante el enfriamiento relativamente lento. Existen otros métodos para determinar, a temperatura ambiente, el tamaño de grano de austenita previamente existente a temperatura elevada.

El tamaño de grano ferrítico puede variarse, de manera controlada, en la misma forma que el tamaño de grano del latón α . El tamaño de grano obtenido calentando a 600°C puede aumentarse calentando a una temperatura superior. Sin embargo, existe aquí un límite bien por debajo del punto de fusión. Calentando por encima de 723°C toda área perlítica presente se transformará a granos austeníticos, los cuales, por el calentamiento continuado, crecerán a expensas de los granos ferríticos, aún cuando estos últimos estén creciendo unos a expensas de los otros. Desde luego, el proceso será completo a la temperatura A_{c3} , donde desaparece toda la ferrita.

En conexión con el tamaño de grano ferrítico, existe otra variable a considerar, además de las ya discutidas en relación con el latón: el grado de deformación en frío, la temperatura de recocido (subcrítica), y tiempo de recocido, pureza de la ferrita, etc. La nueva variable es que un dado conjunto de cristales de ferrita pueden formarse en el estado sólido por un proceso diferente al de recristalización. Los cristales de ferrita se forman por la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ en los aceros de bajo carbono o en Fe puro, por enfriamiento desde el estado austenítico. No es posible establecer esta relación matemáticamente pero, ya que los granos de ferrita crecen por un proceso de nucleación y crecimiento, su tamaño dependerá del tiempo y la temperatura o, específicamente, de la velocidad de enfriamiento. El enfriamiento lento de una austenita de bajo carbono dará un tamaño de grano ferrítico mucho más grueso que un enfriamiento rápido. El tamaño de grano austenítico mismo es una variable ya que, para una dada velocidad de enfriamiento, la austenita de tamaño de grano grueso dará una ferrita de tamaño de grano más

emplean después de haber sido trabajados en caliente. Aparte de algunos defectos gruesos y fácilmente visibles que aparecen ocasionalmente, las propiedades de estos aceros están determinadas por la magnitud de la deformación en caliente, la temperatura a la cual se completa dicha deformación y la velocidad de enfriamiento subsecuente. La magnitud del trabajado en caliente controla la eliminación de la estructura gruesa y las características de segregación del lingote fundido. Las temperaturas finales bajas, de hasta un mínimo de aproximadamente 750°C , originan una temperatura de recristalización relativamente baja y, por lo tanto, un tamaño de grano menor. Una velocidad de enfriamiento mayor produce más colonias de perlita de estructura laminar más fina y, por lo tanto, un acero más duro y más resistente. Ya que el enfriamiento se hace al aire, la velocidad de enfriamiento está muy afectada por el espesor de la sección. Esto puede ser modificado por ejemplo, enrollando láminas de $1/8$ de pulgada de espesor mientras su temperatura es de aproximadamente 750°C , y de esa manera se puede reducir mucho su velocidad de enfriamiento.

La introducción de las laminadoras de alta velocidad en frío, continuas, que reducen los costos de laminado en frío y permiten un mejor control de dimensiones, produciendo también superficies más perfectas, originó un tremendo crecimiento en el empleo de aceros laminados en frío en dimensiones de 0.030 a 0.006 pulgadas. De ordinario, los aceros son "rimmed" o "capped" de menos de 0.25% C. Tales aceros se usan muy poco en el estado laminado en frío sino que son recocidos en proceso, es decir, por debajo de la temperatura crítica A_1 , en una atmósfera reductora, ya sea en forma de bobinas o de manera ~~continua~~ continua como lámina.

El recocido en proceso origina una recristalización normal de la ferrita deformada en frío y la esferoidización del carburo de hierro el cual, si está en forma laminar antes del trabajado en frío, es roto físicamente por las intensas deformaciones usadas en la laminación en frío. Un elemento

crítico en el recocido en proceso de lamina continua es la velocidad de enfriamiento desde 675°C a 710°C . El enfriamiento demasiado rápido retiene demasiado C y N_2 en solución en la ferrita recristalizada, y hace que el acero recocido sea susceptible al envejecimiento durante el temple, es decir, la precipitación de carburos y nitruros por calentamientos ligeramente superiores a temperatura ambiente, es decir, de 100 a 230°C .

El acero recocido en proceso, por ser recocido, es generalmente demasiado blando y presenta un punto de fluencia demasiado pronunciado: es decir, los átomos de C y N sobre las dislocaciones aumentan en mucho la tensión requerida para comenzar la fluencia pero, una vez que comienza el flujo plástico localizado, la tensión necesaria para hacer que dicho flujo continúe decae abruptamente, haciendo así que el flujo plástico continúe en un cierto sitio. Este efecto no es sólo interesante desde el punto de vista científico sino que, además, es muy perjudicial desde el punto de vista industrial ya que puede producir rugosidades superficiales localizadas, llamadas "worms" o "stretcher strain". Debido a estas dos consideraciones de ductilidad y de elongación al punto de fluencia, la mayor parte del acero laminado en frío y recocido en proceso sufre una pequeña reducción de $1/2$ a $1\ 1/2\%$ por laminado en frío, llamado paso de endurecimiento o paso de superficie. Este paso no solamente endurece ligeramente el acero sino que también elimina el punto de fluencia, produciendo una transición suave desde el rango elástico al rango plástico, en vez de la caída brusca en tensión cuando comienza la deformación plástica.

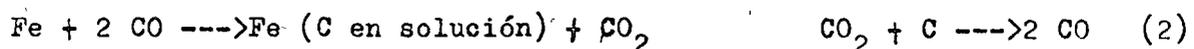
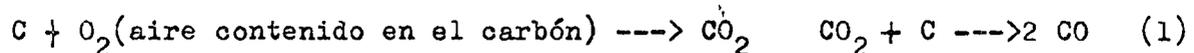
El punto de fluencia de estos aceros endurecidos por rolado retornará por envejecimiento a temperatura ambiente (Fig.8.4), a una cierta velocidad dependiente de la velocidad de enfriamiento a partir del recocido previo. El efecto puede ser eliminado nuevamente si la lámina es ahora laminada, empleando rodillos de diámetro pequeño, justamente antes de su empleo. Si el acero de bajo carbono es del tipo desoxidado con Al, sin embargo, el N está ligado estructuralmente como nitruro de aluminio y, por lo tanto, no podrá

anclar las dislocaciones, con el resultado de que el efecto del punto de fluencia marcada será eliminado.

Estos aceros, esencialmente de bajo carbono, en el estado laminado en frío, recocido y endurecido por laminación, constituyen el material básico para productos tales como carrocería de automóviles, lámina galvanizada, placa estañada y un gran número de partes pequeñas hechas mediante el prensado de láminas, formadas o estiradas, soldadas, etc. Aunque hay muchos problemas metalúrgicos, en este caso el hecho de que este material sea barato resulta frecuentemente en que se le dé muy poca consideración metalúrgica detallada a este material.

8.10 - CARBURIZACION Y DECARBURIZACION.

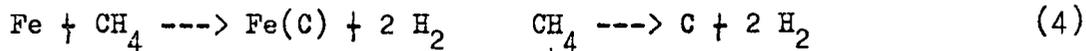
Si se desea que el acero tenga una superficie dura debe usarse un acero de alto carbono o un acero de bajo carbono, mucho más barato, tratado en una atmósfera carbonácea para incrementar el contenido de C de las capas superficiales. Este último proceso, llamado carburización, puede realizarse calentado el acero mientras está empacado en una mezcla de carbón de leña y un activador ("energizer") tal como $BaCO_3$. A temperaturas elevadas, como por ejemplo $900^\circ C$, ocurren las siguientes reacciones,



Es evidente que se requieren algunos átomos de O para transportar los átomos de C desde los trozos de carbón hasta el hierro, mediante el CO gaseoso.

El $BaCO_3$ tiene aquí como función aumentar la velocidad de suministro de átomos de C y el porcentaje del agente activo CO.

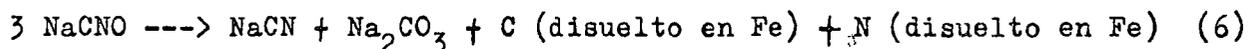
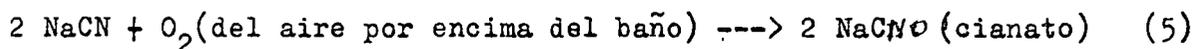
Puede realizarse de manera más barata el proceso de carburización de un gran número de piezas, por calentamiento en horno cerrado que contenga una atmósfera de hidrocarburos, tales como gas natural o metano. En este caso, las reacciones son las siguientes,



El gas debe fluir dentro del horno para eliminar el H₂ a fin de que la reacción no alcance una situación de equilibrio y se detenga. Un flujo demasiado rápido podría resultar en la descomposición del gas sobre la superficie del Fe a una velocidad mayor que la velocidad de disolución del C, en cuyo caso se depositaría carbono libre como hollín. Puede eliminarse este efecto variando el exceso de H₂ usado como un diluyente del hidrocarburo. En las Fig. 8.5 a 8.7 se muestran los equilibrios de las reacciones (2) y (4) a diferentes temperaturas.

La comparación de estos gráficos revela un hecho muy significativo referente al efecto relativo de la temperatura sobre estas reacciones. A medida que se aumenta la temperatura, la constante de equilibrio para la reacción (2) disminuye, es decir, la concentración de C en el Fe disminuiría para una relación CO₂/CO específica. En otras palabras, para mantener la misma concentración de C en Fe, debe aumentar la proporción de CO en el gas. El efecto de la temperatura sobre la carburización por metano es la inversa. La Fig. 8.7, muestra que, para una relación CH₄/H₂ específica, el poder carburizante o la concentración de C en Fe aumenta con la temperatura.

También puede llevarse a cabo la carburización en un baño de sales, tal como una mezcla de cloruros fundidos. Usualmente se disuelve cianuro de sodio en el fundido y con el Fe en el baño reacciona como;



Así, mediante este proceso se logra que el Fe, además de carburizarse, vaya absorbiendo N, y la capa superficial resultante es más frágil que una capa superficial simplemente carburizada. A veces se agrega cianuro de bario, (CN)₂Ba, con el cianuro de sodio para producir baños activados. Este aumenta el efecto carburizante del tratamiento por la reacción,



Si el acero es casi completamente ferrítico, ta, es decir, hierro puro o un acero de bajo carbono por debajo de la temperatura A_{c1} , la ferrita puede absorber un máximo de 0.025% C y el C externo suministrado a la superficie puede formar solamente una capa superficial muy delgada de Fe_3C . Si el acero se encuentra por encima de la temperatura A_{c1} , pero por debajo de la temperatura A_{c2} , el carburo superficial puede reaccionar de manera eutectoide con la ferrita adyacente presente para formar austenita, pero esta reacción intermedia hace más lenta la absorción del C, y la carburización en este rango de temperaturas produce capas superficiales muy delgadas con un contenido de carbono muy alto (hasta 3.0% en una capa superficial de 0.004 pulgadas). Sin embargo, si el acero se encuentra inicialmente en la condición austenítica, el C es soluble superficialmente hasta exceder una concentración de 0.80% y es libre de difundir en el acero. Cuanto mayor sea la temperatura alcanzada, más profunda será la penetración del C y, consecuentemente, la concentración superficial de C es menor ya que la velocidad de difusión del C dentro del acero aumenta, generalmente, más rápidamente que el incremento en la velocidad de suministro de C a la superficie. En la mayoría de los procesos industriales de carburización, la superficie puede contener de 0.80 a 1.0% C, con un gradiente de concentración hacia el interior de una profundidad (0.010 a 0.040 pulgadas), determinada por el tiempo, temperatura y otras variables del proceso de carburización, donde el contenido de C es el correspondiente al acero original.

El "Metals Handbook" contiene artículos dedicados a la carburización y a otros procesos de tratamiento superficial. Sin embargo, debemos señalar aquí que las limitaciones de estos tratamientos superficiales son, en grado considerable, explicables en base a los diagramas de fases pertinentes, particularmente, las regiones de solución sólida, ya que la difusión es imposible en ausencia de solubilidad sólida. Así, los límites de concentración lejos de la superficie inmediata del acero en tratamiento son establecidos por los límites de solubilidad de las fases.

Las estructuras y propiedades alcanzadas después de tratar térmicamente los aceros carburizados siguen las generalidades explicadas en el capítulo siguiente para los rangos apropiados de contenido de C.

Un aspecto importante de la carburización es el crecimiento de la capa superficial que resulta por la adición de átomos de carbono. Aún cuando el C se disuelve intersticialmente, es ligeramente más grande que los intersticios de la matriz y produce una expansión de la estructura del Fe. Los ajustes dimensionales necesarios respecto del centro se hacen fácilmente gracias a la austenita que, a la temperatura de austenitización, es plástica. Sin embargo, durante el enfriamiento relativamente lento, las capas superficiales de mayor contenido de C se expanden más al transformarse en perlita que lo que se expande el centro, que se transforma principalmente en ferrita y en perlita. Como un resultado, se origina en la capa superficial tensiones compresivas residuales, que constituyen una característica deseable de las capas carburizadas. En realidad, las partes carburizadas son siempre prácticamente templadas. (debemos todavía discutir el efecto del temple), y se obtienen así los mismos tipos de tensiones compresivas.

La superficie del acero puede ceder C a la atmósfera, así como puede ganarlo. La reacción previa (2), $2CO + Fe \rightleftharpoons Fe(C) + CO_2$, es reversible y puede tener lugar hacia la izquierda eliminando carbono de la capa superficial si se calienta el acero en CO_2 . Que se produzca o no la reacción de carburización o de decarburización dependerá de la relación CO_2/CO o de sus presiones parciales, como sigue:

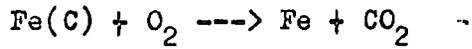
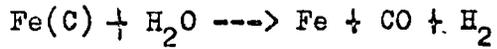
Para la reacción química $2CO + Fe \rightleftharpoons Fe(C) + CO_2$, la ley de acción de masas dice que, a una temperatura T, se alcanza el estado de equilibrio expresado por la constante de equilibrio:

$$K_T = \frac{(C \text{ en Fe}) \times (CO_2)}{(Fe) \times (CO)^2}$$

Suponiendo que las concentraciones en el estado sólido son constantes y que las concentraciones activas de los gases CO y CO_2 son proporcionales a

sus presiones parciales, la relación crítica será P_{CO_2} / P_{EO}^2

Otras posibles reacciones de decarburización son las siguientes,



La decarburización es realmente un problema con aceros de contenido de C elevado, que se tratan térmicamente después de haber sido trabajados hasta su forma final. Por ahora es suficiente decir que si la superficie tiene un contenido de carbono bajo, tendrá las propiedades correspondientes a un acero de bajo carbono.

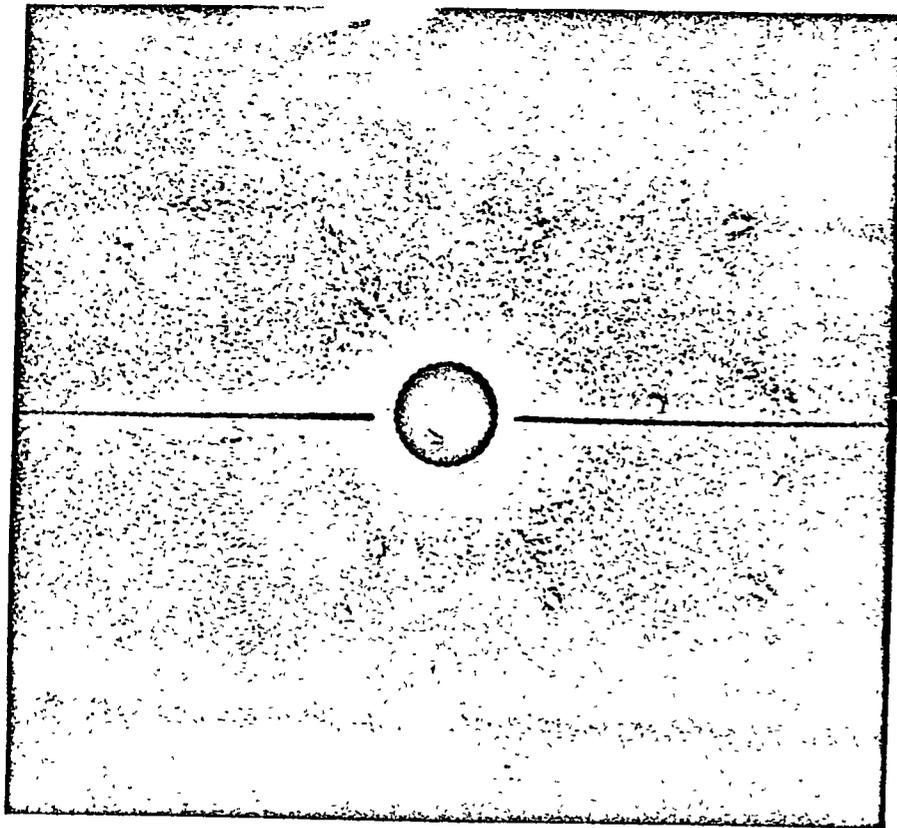
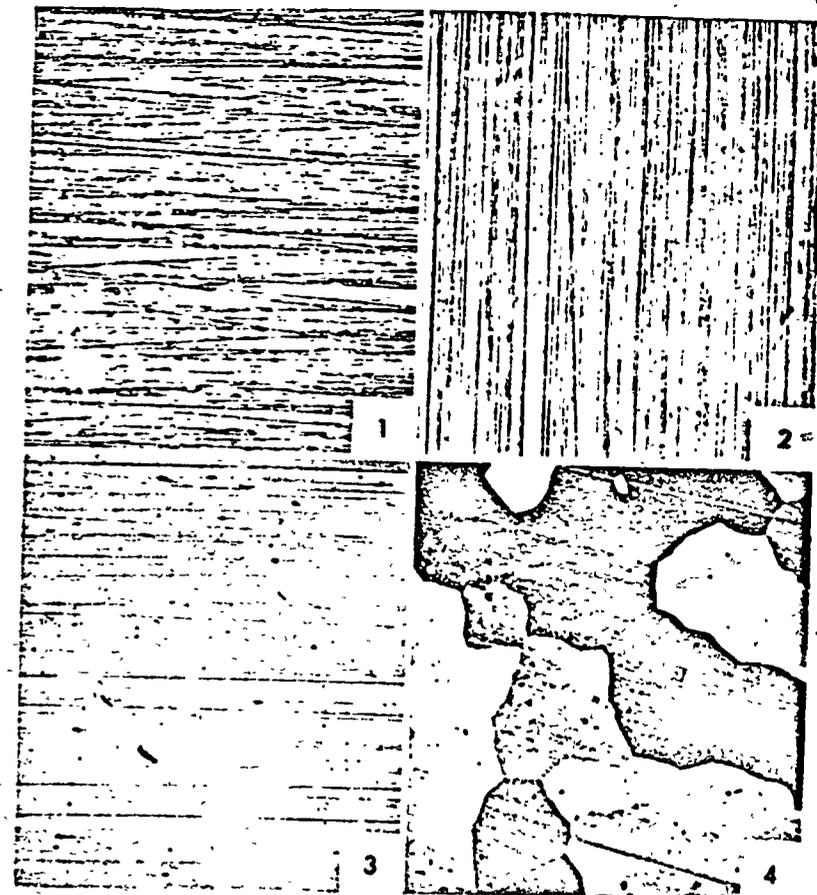


Fig. 1.19. Laue pattern of a magnesium single crystal with the *C* axis parallel to the



5

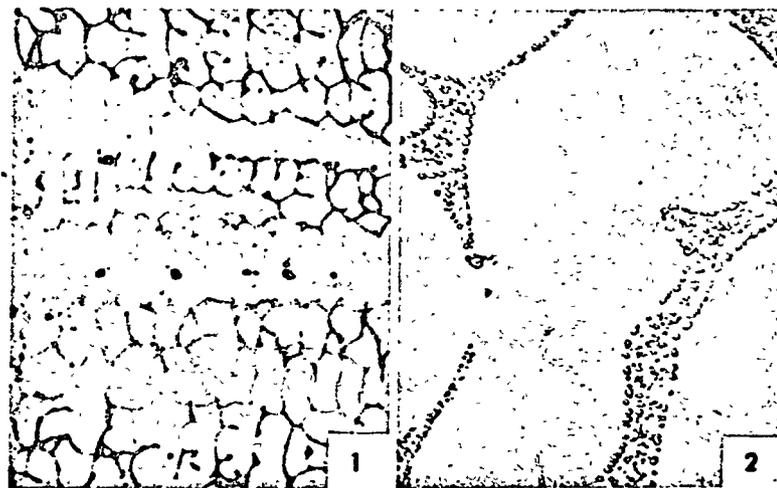


Micros. 1.1 to 1.4. Photographs of cast brass at X50 magnification and at different stages of polishing. (1) X 10; (2) X 20; (3) X 30; (4) X 40.

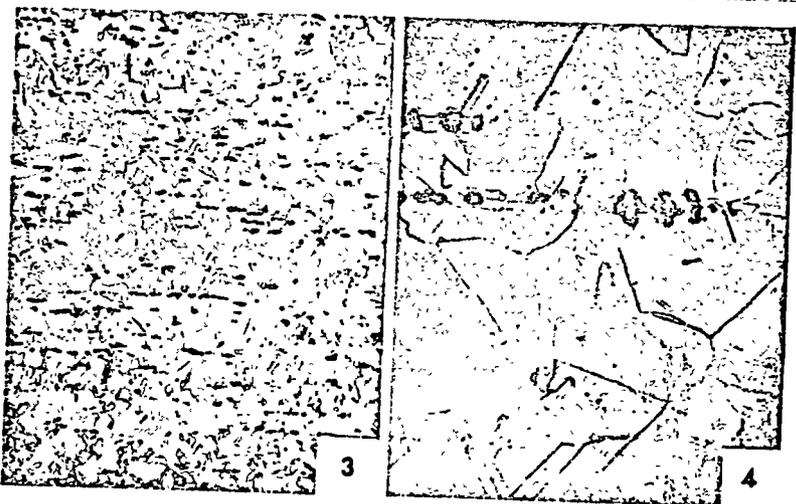


Micro. 1.6. Electron micrograph at $\times 6700$ magnification of replica from the specimen fatigued by reversed stress above its

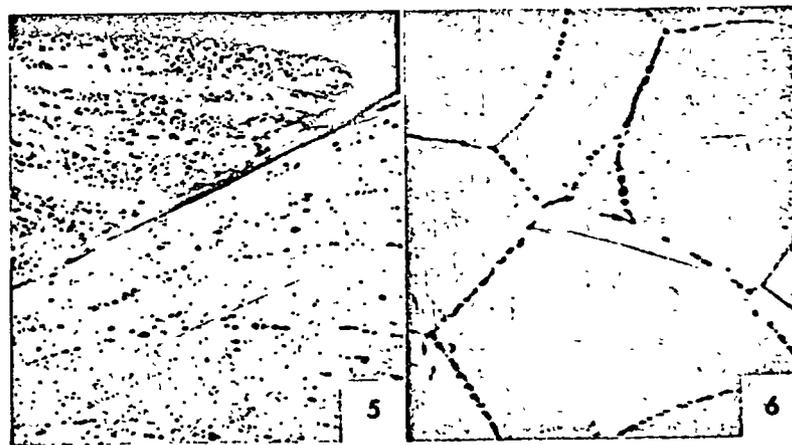
2



Micro. 2.1. Cast tough-pitch electrolytic copper (99.95% Cu, 0.03% O₂);



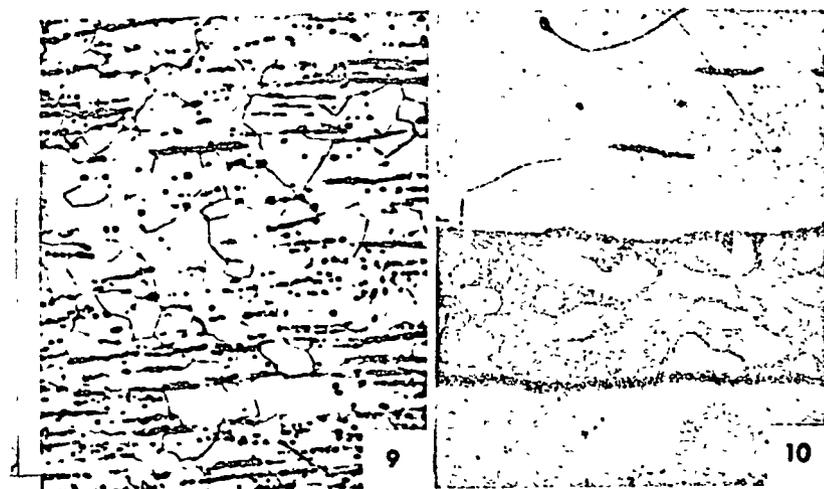
Micro. 2.3. Same as Micro. 2.1 after hot-rolling; $\times 50$; NH₄OH-H₂O₂ etch.



Micro. 2.5. Tough-pitch copper; $\times 150$; no etch. This structure represents a tear across a tear found in cold rolled copper sheet. Note that the tear represents a



Micro. 2.7. Cast zinc (99.99% Zn); $\times 50$; etched with CrO_3 , Na_2SO_4 solution.



Micro. 2.9. Wrought iron; $\times 50$; Nital etch. The matrix, or background struc-

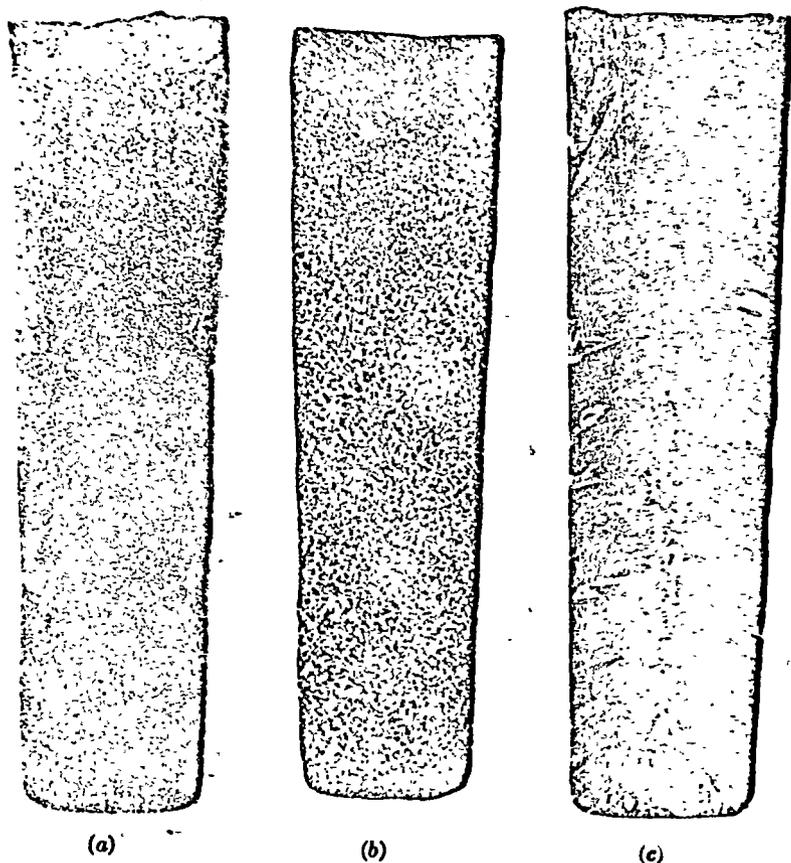
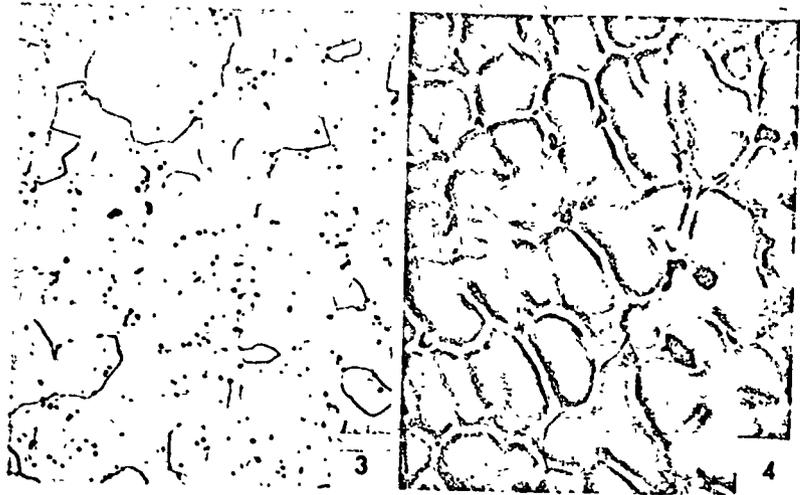


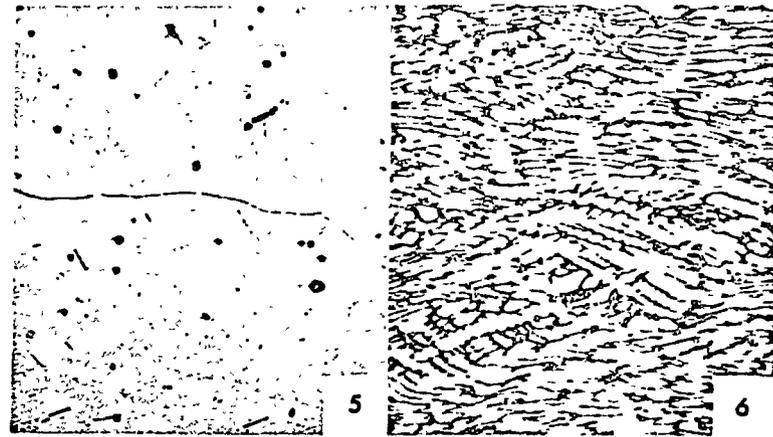
Fig. 3.4. Macrographs of aluminum-base solid solution. (a) Fine-grained ingot



Micro. 3.1. 85% Cu-15% Ni, as chill-cast; $\times 50$. This structure is composed



Micro. 3.3. 85% Cu-15% Ni, as chill-cast and heated 9 hr at 950°C: X50.



Micro. 3.5. 85% Cu-15% Ni, as cast in a hot mold, slowly solidified, and then re-

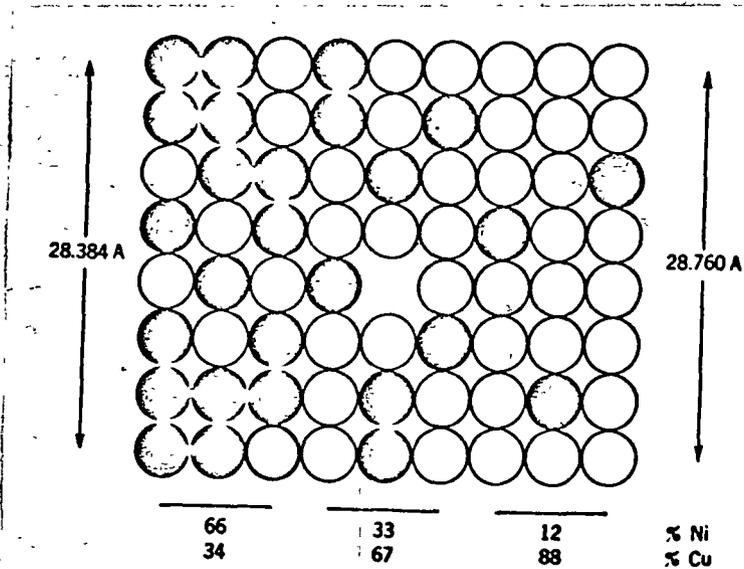
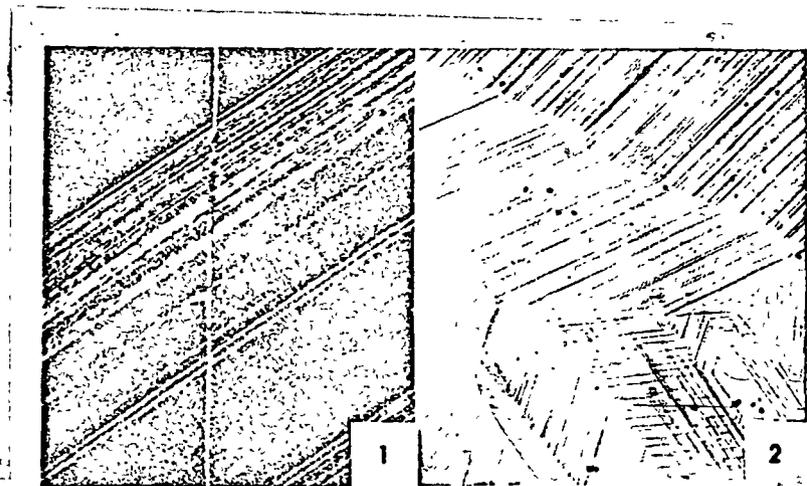
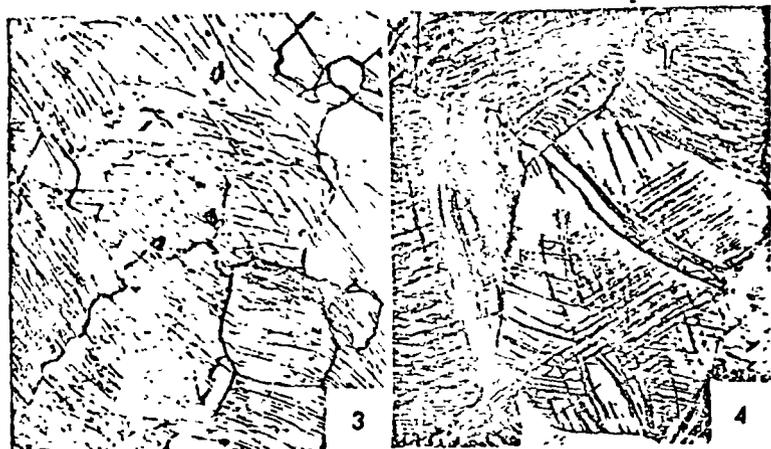


Fig. 3.6. Atomistic picture of an exaggerated, sharp compositional gradient in



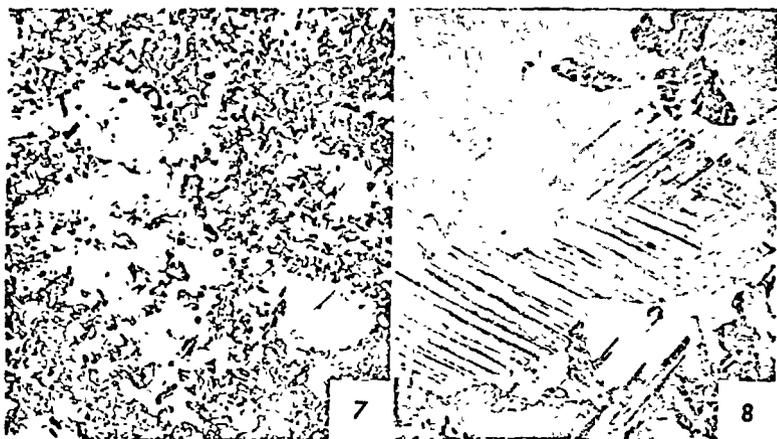
Micro. 4.1. Single crystal of α brass strained 0.2% in tension; X200. This



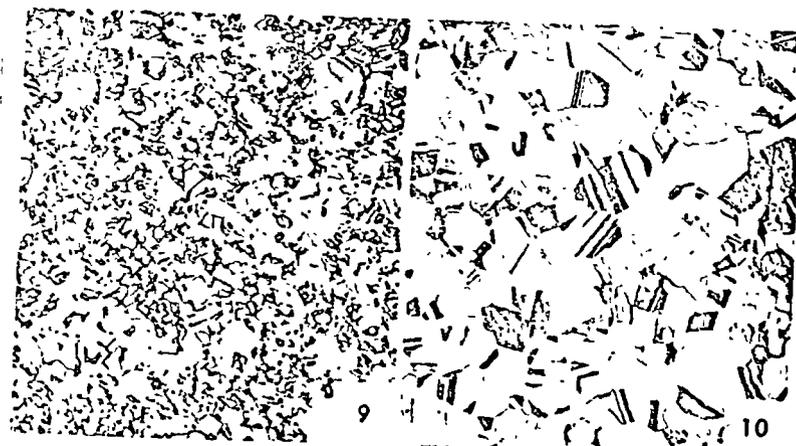
Micro. 4.3. Armco iron polished, etched with Nital, and then squeezed in a



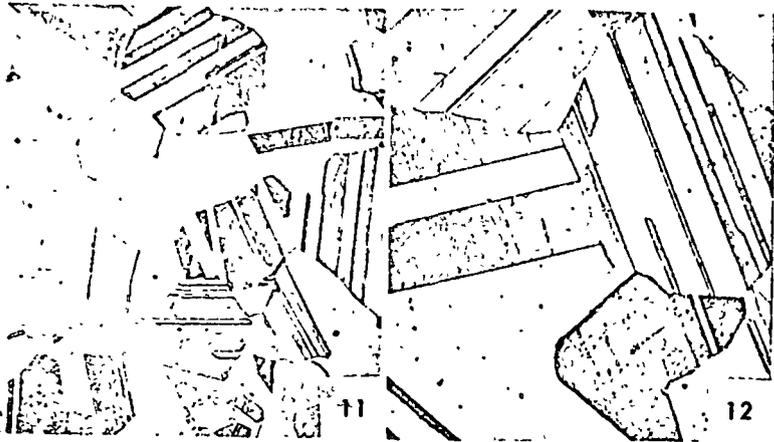
Micro. 4.5. Alpha brass cold-rolled to a 60% reduction; $\text{NH}_4\text{OH}-\text{H}_2\text{O}_2$ etch; 4.6. Same plane (rolling direction)



Micro 4.7. Alpha brass, cold-rolled 60% and heated to a temperature in the recrystallization range (20 min at 200°C); $\times 75$. This structure shows masses of fine



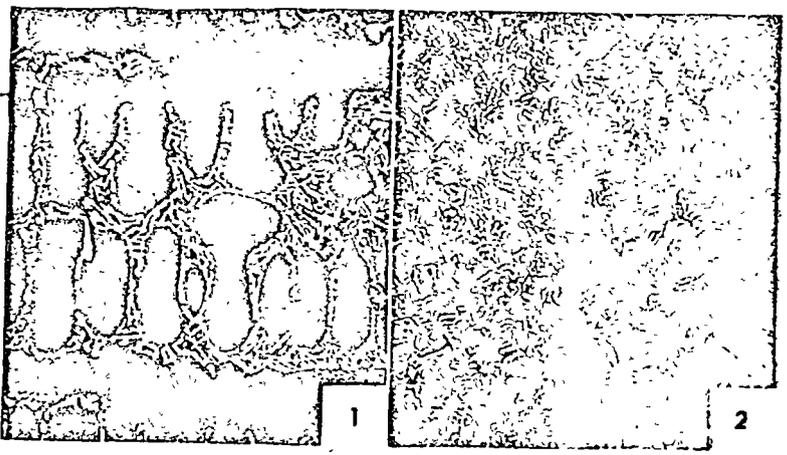
Micro. 4.9. Same specimen as Micro. 4.8 reheated 30 min at 400°C ; $\times 75$.



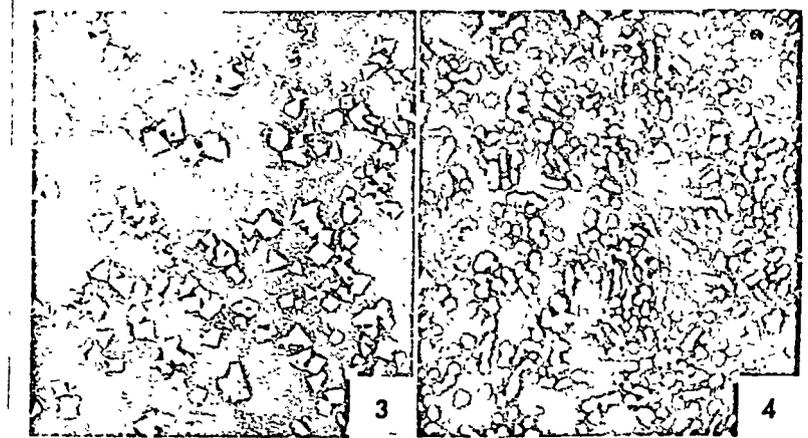
MICRO. 4.11. Same specimen, reheated 30 min at 650°C; X75. The average



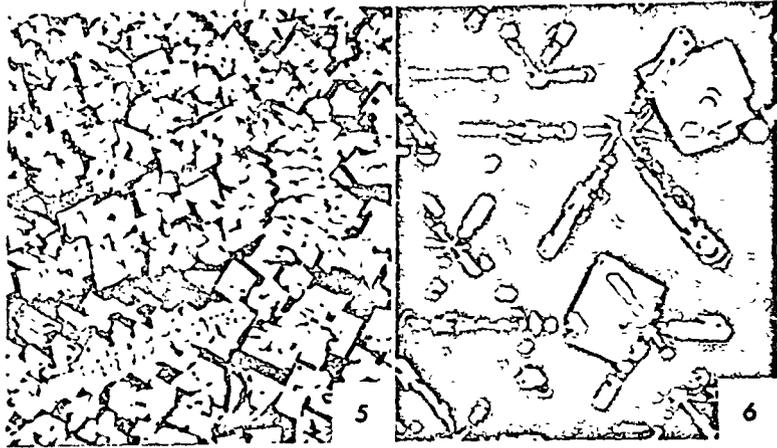
MICRO. 4.13. Annealed 70-30 brass subjected to a tensile stress of 10,000 psi in



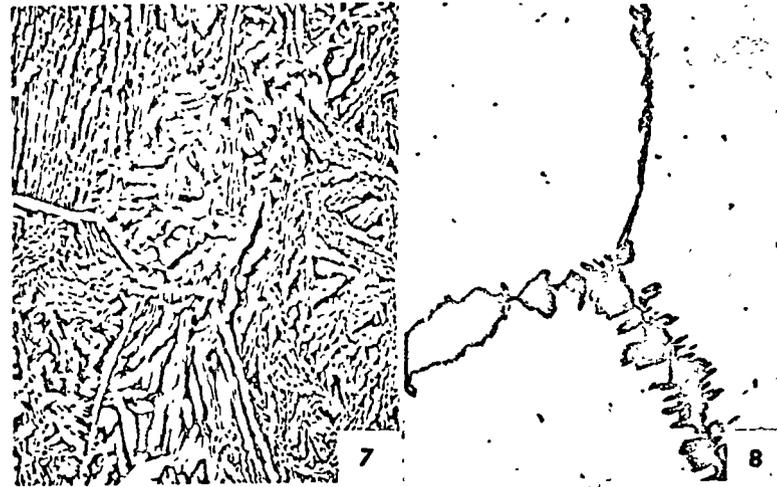
MICRO. 5.1. Pb + 6% Sb; X50. This is a typical hypoeutectic structure con-



MICRO. 5.3. Pb + 20% Sb; X50. The hypereutectic structure shows primary



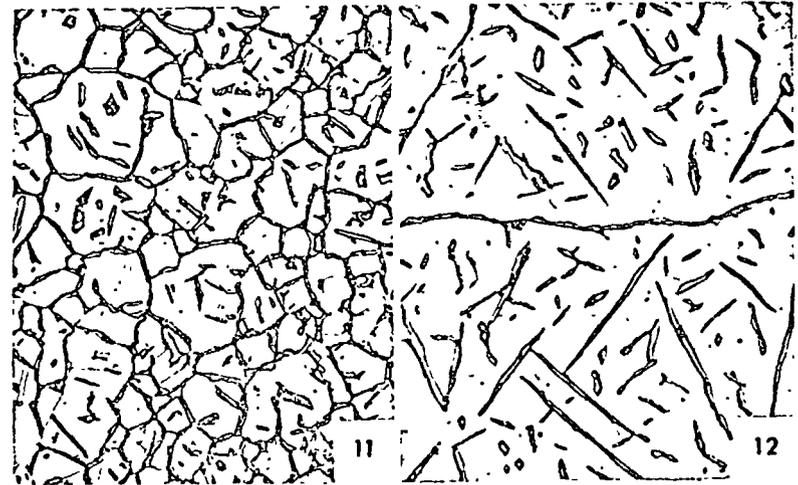
Micro. 5.5. Pb + 50% Sb; $\times 50$. This hypereutectic alloy contains more



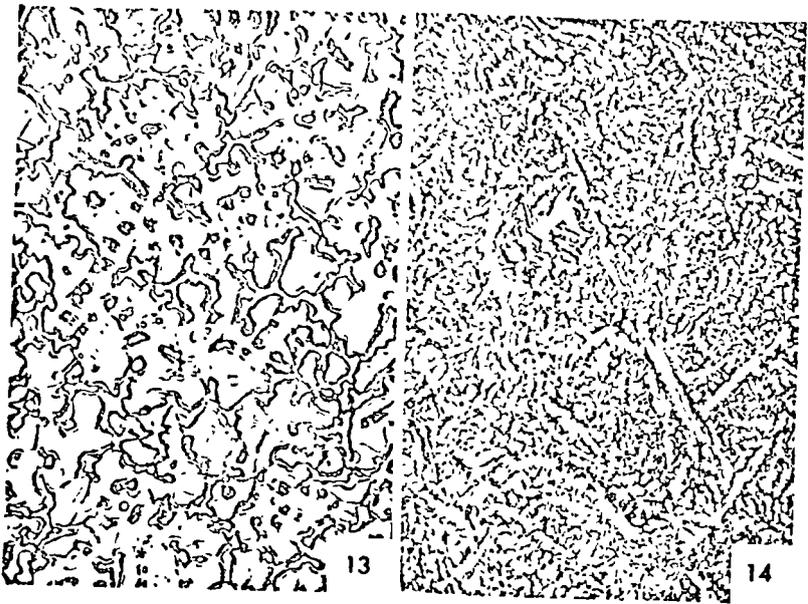
Micro. 5.7. Extruded and air-cooled section of 60% Cu, 40% Zn alloy (Muntz)



Micro. 5.9. Same as Micro. 5.8 (quenched from 825°C) after reheating 1 hr at



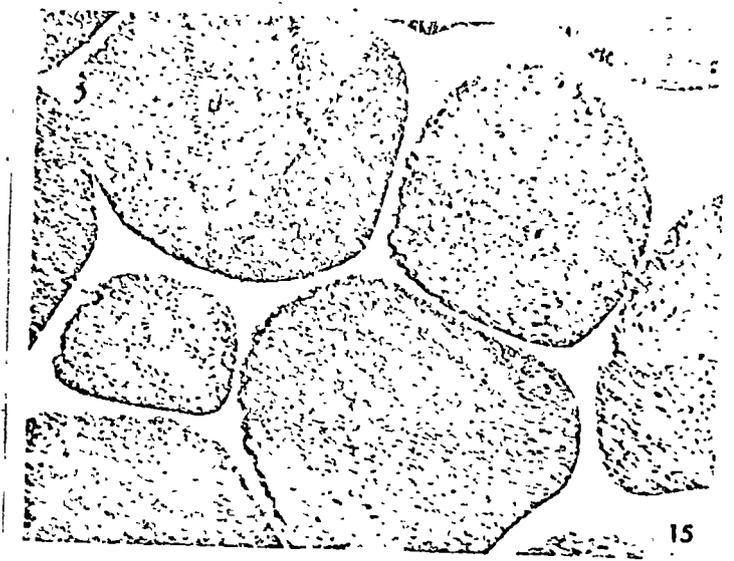
Micro. 5.11. Worked and annealed 65% Cu-35% Zn alloy (common high brass)



13

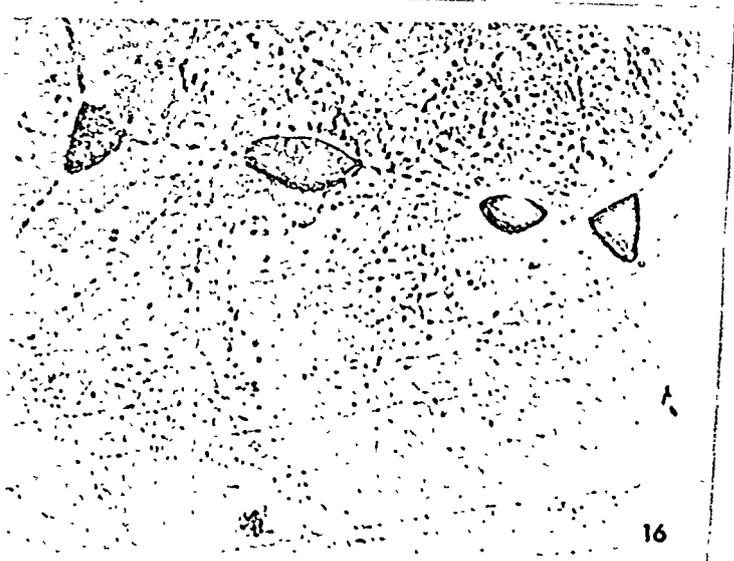
14

Micro. 5.13. Phosphor bronze with 6% Sn; $\times 75$; dichromate etch. (Courtesy C.E. H. Wilson, American Brass Co.)



15

Micro. 5.15. 85% Cu + 15% Ag; $\times 500$; held at 900°C for 1 hr and then quenched



16

Micro. 5.16. 97% Cu + 3% Pb; $\times 1000$; air-cooled from mol

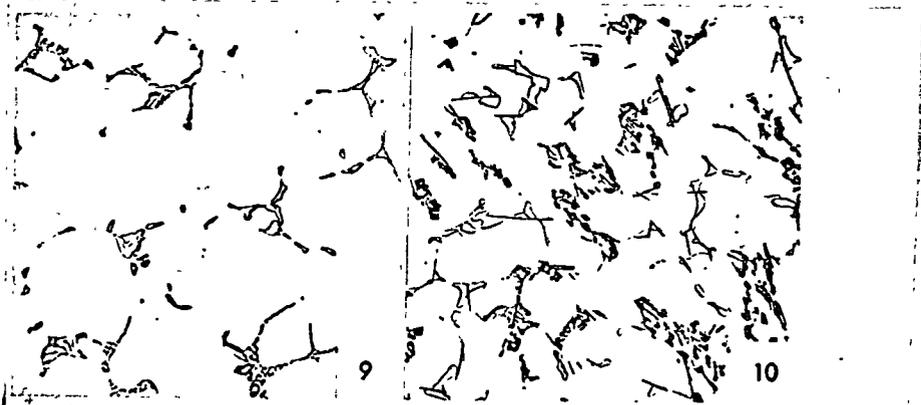


17

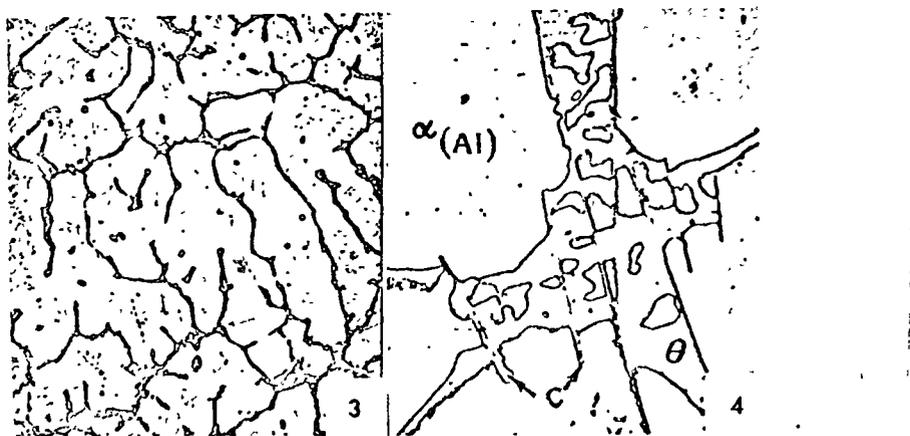
Micro. 5.17. 51% Cu + 46% Zn + 3% Pb; $\times 1000$; annealed at 700°C for

| Alloy | Strength at critical point (i.e., solidus), psi | Temp of sudden decrease in strength, °C | Temp of loss of all strength, °C | Temp range for hot shortness, °C |
|-------------------|---|---|----------------------------------|----------------------------------|
| Superpure Al..... | 180 | 655 | 659 | 4 |
| Al-0.25% Si..... | 410 | 641 | 653 | 12 |
| Al-0.6% Si..... | 420 | 622 | 652 | 30 |
| Al-1.0% Si..... | 400 | 607 | 649 | 42 |
| Al-1.5% Si..... | 590 | 578 | 637 | 59 |
| Al-2.0% Si..... | 590 | 577 | 635 | 58 |
| Al-4.0% Si..... | 600 | 575 | 606 | 31 |
| Al-8.0% Si..... | 630 | 574 | 578 | 4 |
| Al-12.0% Si..... | 660 | 576 | 578 | 2 |

* A. R. E. Singer and F. A. Cottrell, *J. Inst. Metals*, 73: 33 (1947).

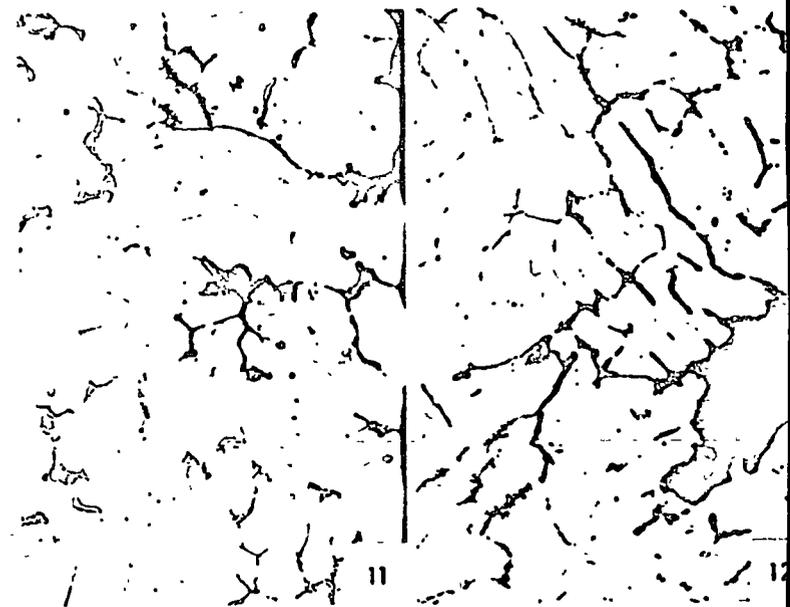


MICRO. 6.9. Same 195 alloy (4.5% Cu; Fe and Si impurities) heated only 6 hr at

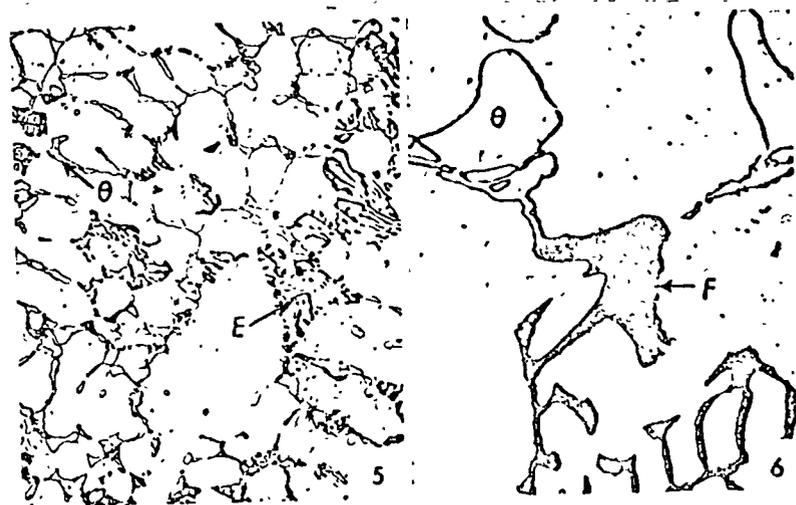


MICRO. 6.2. Al + 1.8% Cu + about 1 to 11% Fe and Si as impurities; X50;

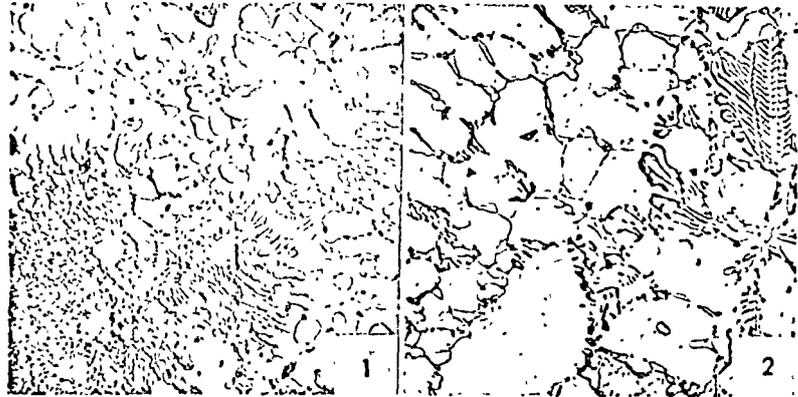
9



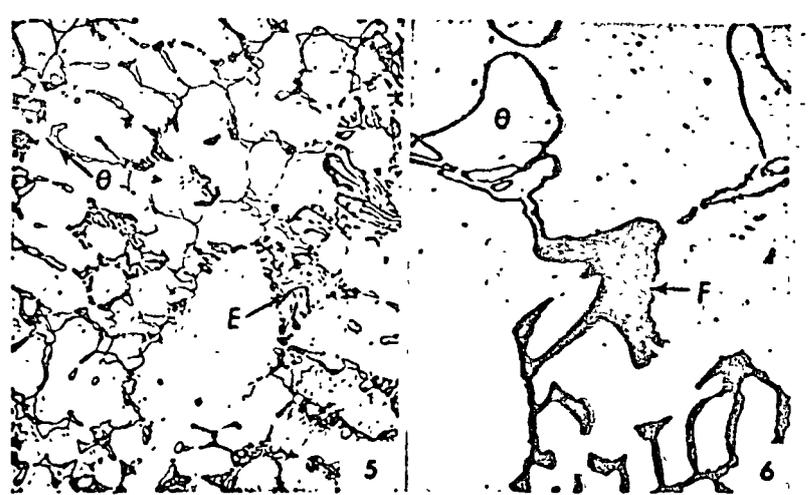
MICRO. 6.11. Alloy 195-T4 (1.5% Cu; Fe and Si impurities) solution heat



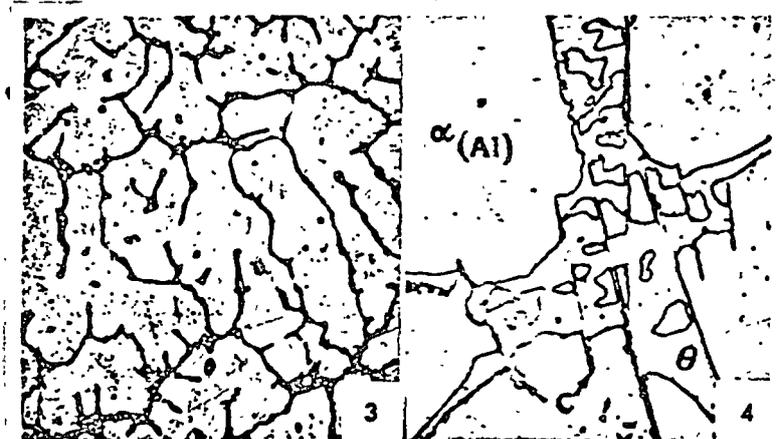
MICRO. 6.5. Al + 4 1/2% Cu with controlled impurities of Fe and Si (alloy 195);



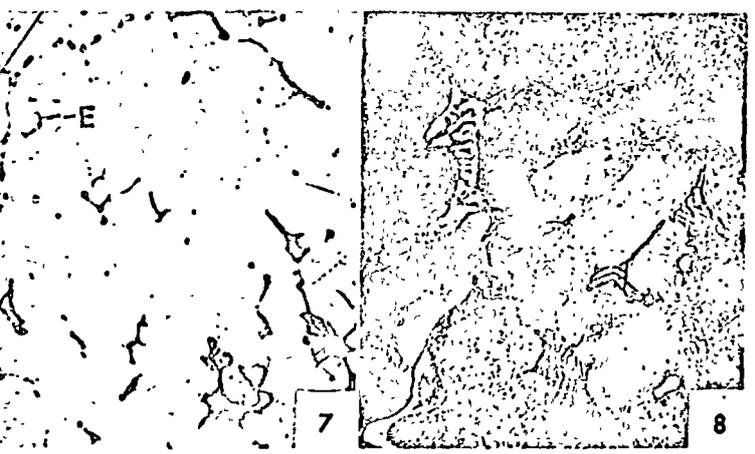
Micro. 6.1. Al + 30% Cu; $\times 100$; 0.5% HF etch. This slightly hypocutectic



Micro. 6.5. Al + 4 1/2% Cu with controlled impurities of Fe and Si (alloy 195);



Micro. 6.3. Al + 8% Cu + about 1 to 1.5% Fe and Si as impurities; $\times 50$



Micro. 6.7. Same alloy (4 1/2% Cu) $\times 75$; 0.5% HF etch, then hot 20% H₂SO₄

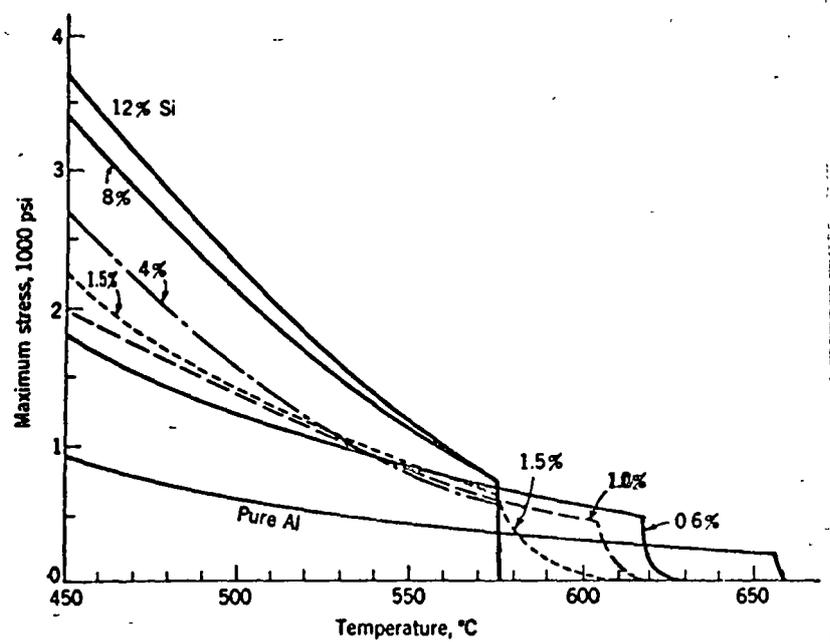


FIG. 6.11. High-temperature tensile tests of Al-Si alloys of the indicated silicon



Micro. 6.28. Wrought Al-10% Mg alloy, solution-treated at 430°C and furnace-

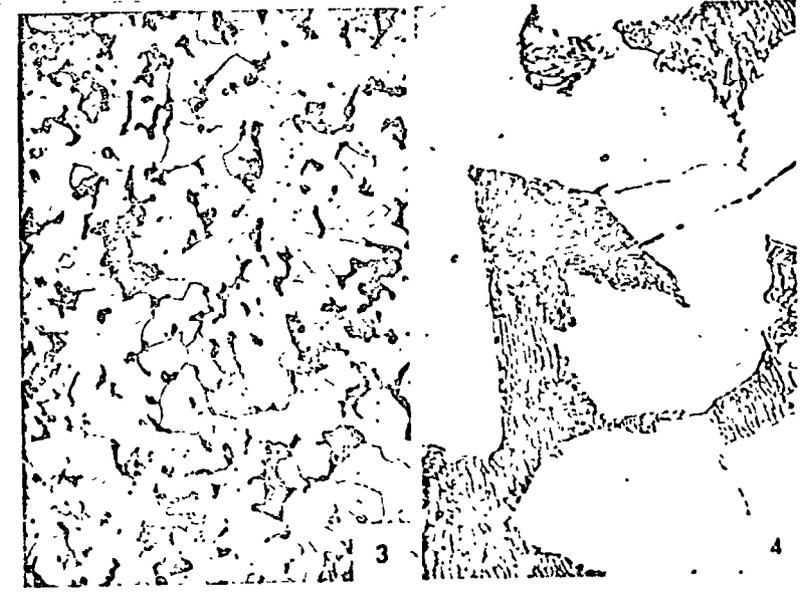
12



Micro. 8.1. 0.15% C normalized steel; X100; nital etch. The structure is



Micro. 6.30. Wrought Al-10% Mg alloy; solution-treated at 430°C, aged at



Micro. 8.3. 0.20% C + 0.42% Mn steel, annealed by furnace cooling from

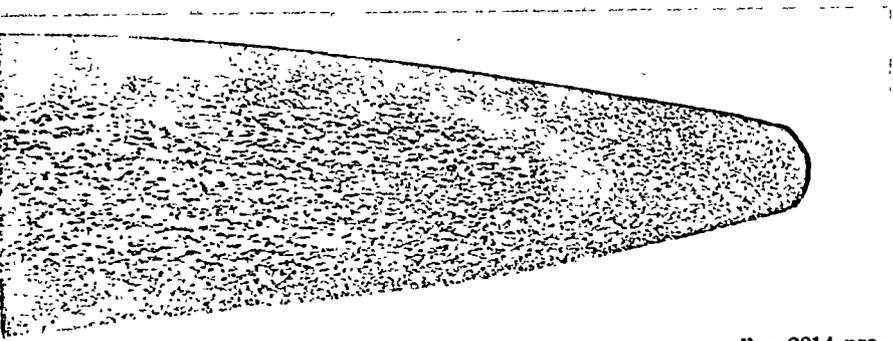
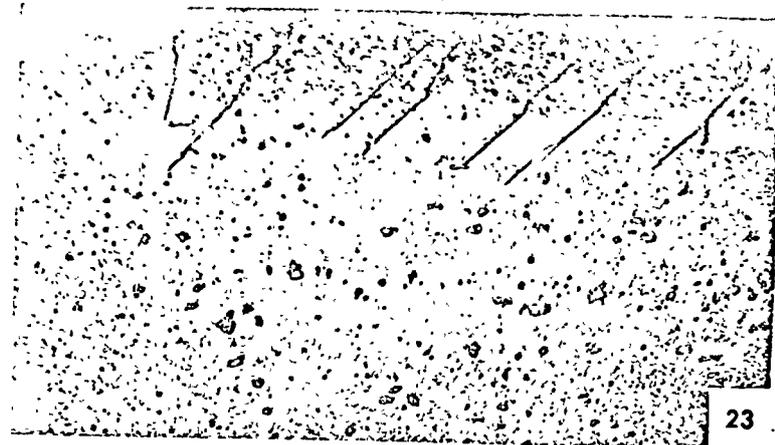


FIG. 6.16. Macrostructure of a longitudinal section of an aluminum alloy 2014 pro-



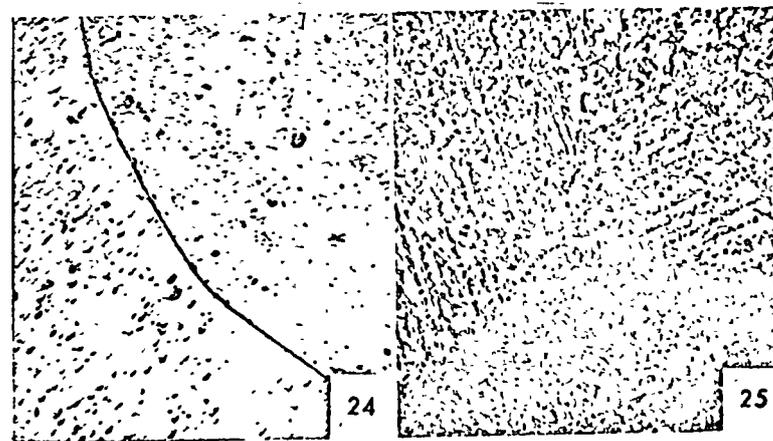
Micro. 6.17. Al + 11% Si + 0.3% Mg, chill-cast $\times 100$; 0.5% HF etch. There



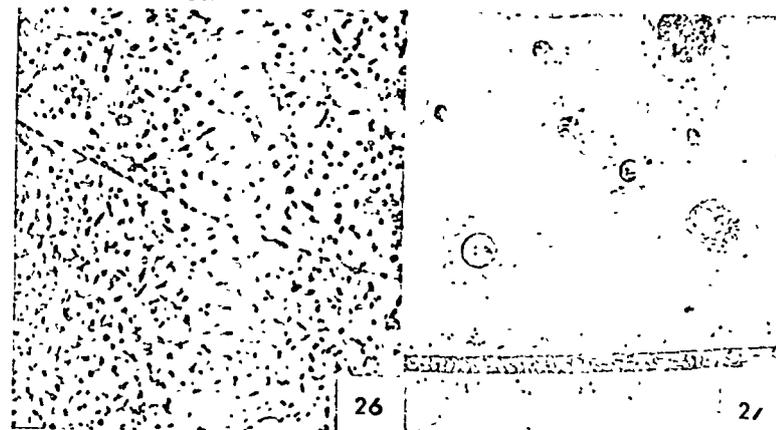
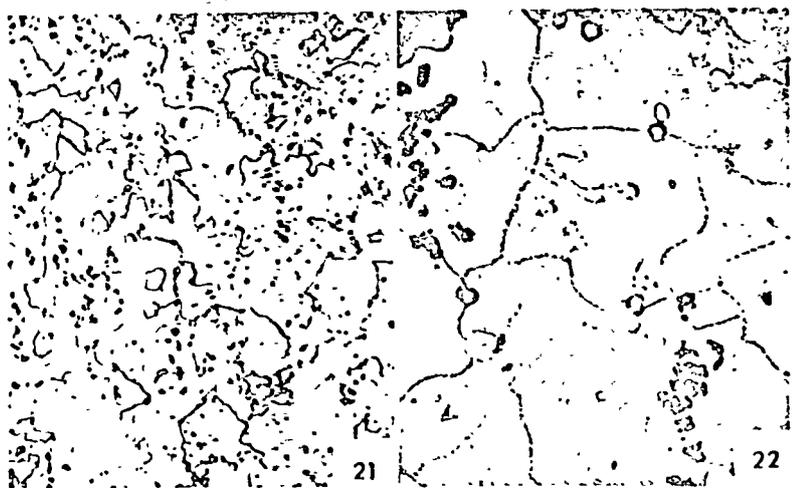
Micro. 6.23. Same alloy (2024-T4) in the Alclad form; the sheet was carried



Micro. 6.19. Al + 13% Si + about 0.8% Cu and Fe as impurities $\times 75$; 0.5%



Micro. 6.24. Al + 5% Cu; alloy of pure materials (less than 0.05% Fe + Si);

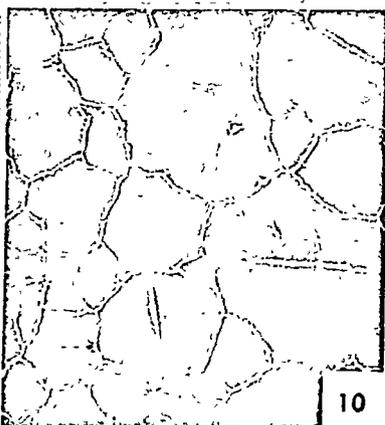
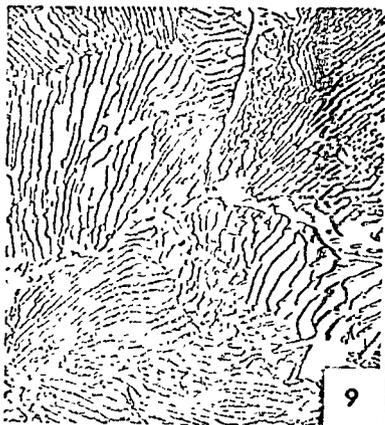




Micro. 8.5. 0.40% C normalized steel; $\times 100$; nital etch. This structure is

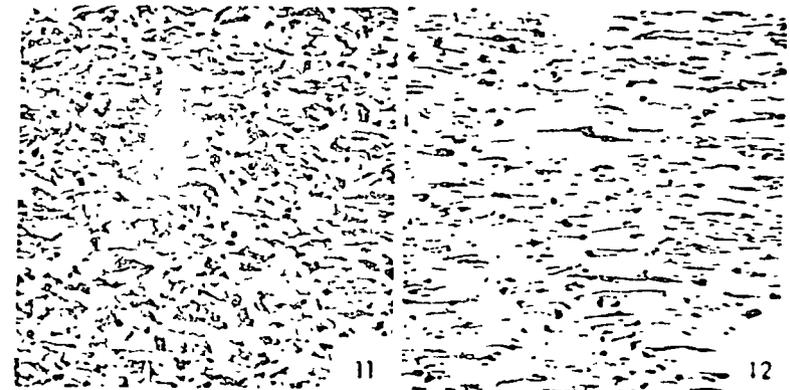


Micro. 8.7. 0.8% C + 0.65% Mn steel, annealed by furnace cooling from 810°C;

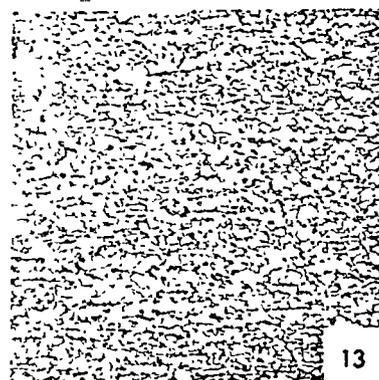


Micro. 8.9. 1.0% C annealed steel; $\times 1500$; picral etch. For the reasons

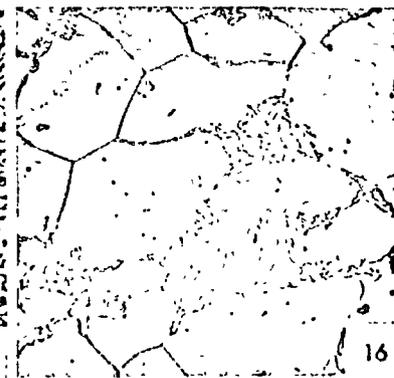
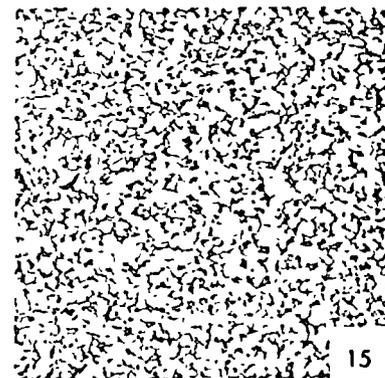
13



Micro. 8.11. 0.20% C steel, annealed and cold-rolled 10%. $\times 100$; nital etch.



Micro. 8.13. 0.20% C steel, annealed and cold-rolled 80% and annealed 30 min



Micro. 8.15. Low-carbon steel, cold-rolled 80%, annealed 1 hr at 800°C, and

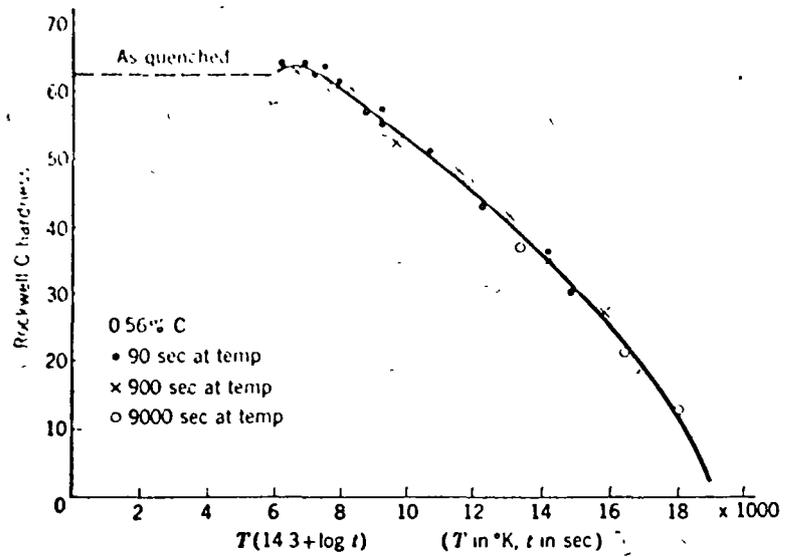
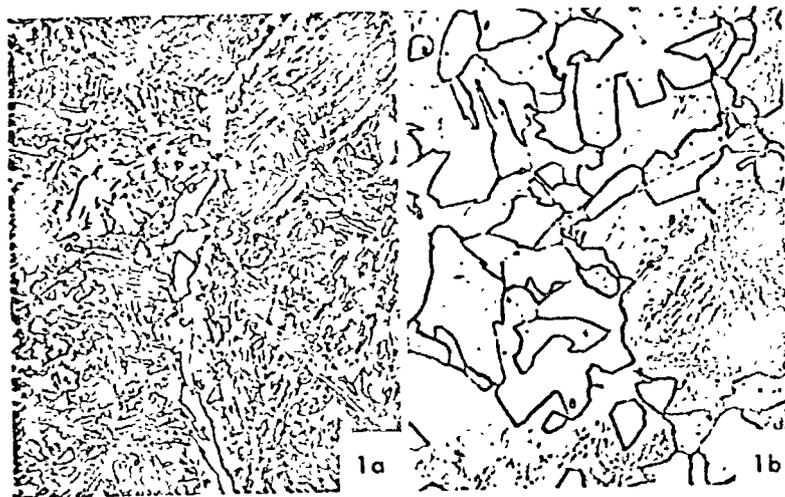


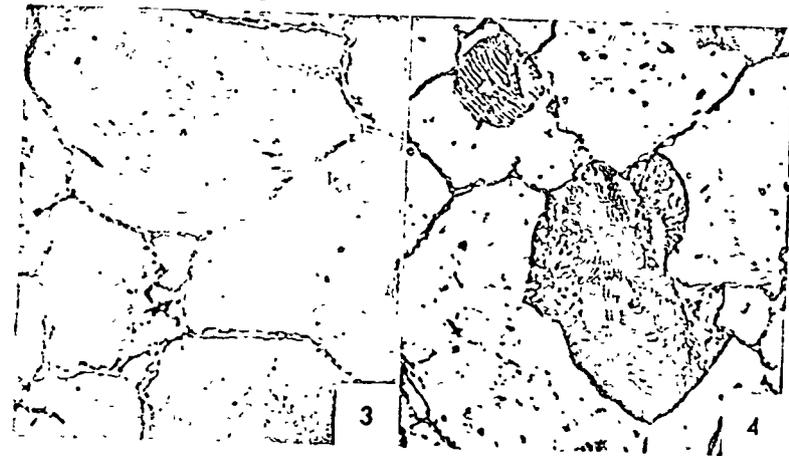
Fig. 9.14. Tempering data for a 0.56% carbon steel, quenched to martensite and tem-



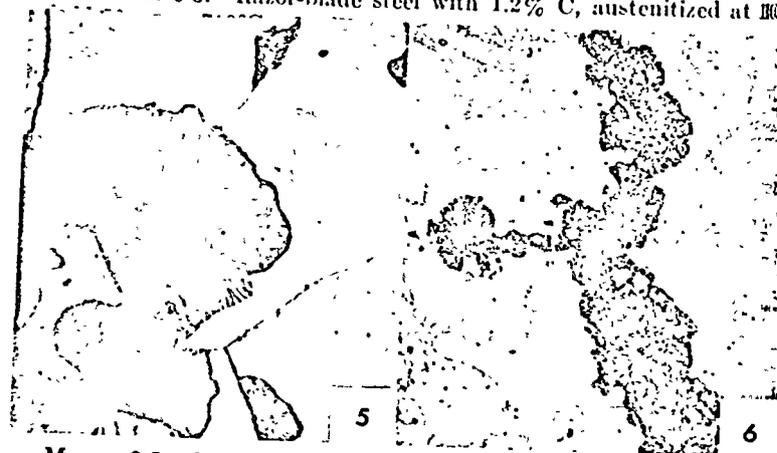
Micro. 9.1a. 0.40% C, 0.71% Mn steel, austenitized at 1000°C, quenched to



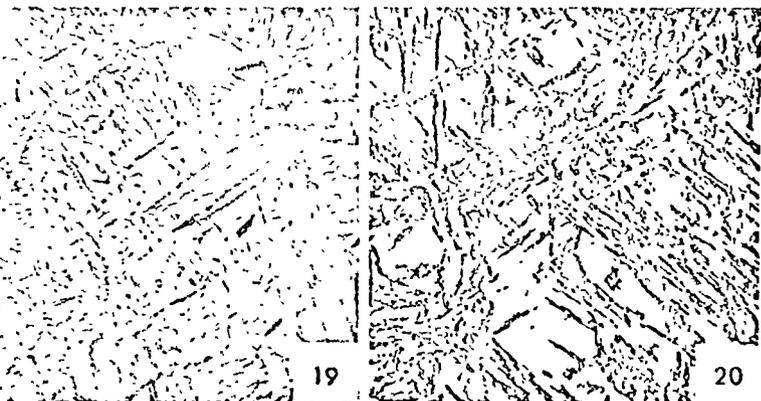
Micro. 9.2a. As in Micro. 9.1a, but held 100 sec at 684°C; Rockwell C34. The



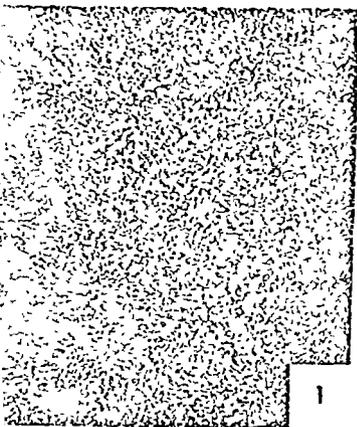
Micro. 9.3. Razor-blade steel with 1.2% C, austenitized at 1000°C (1830°F).



Micro. 9.5. Same 1.2% C steel, austenitized

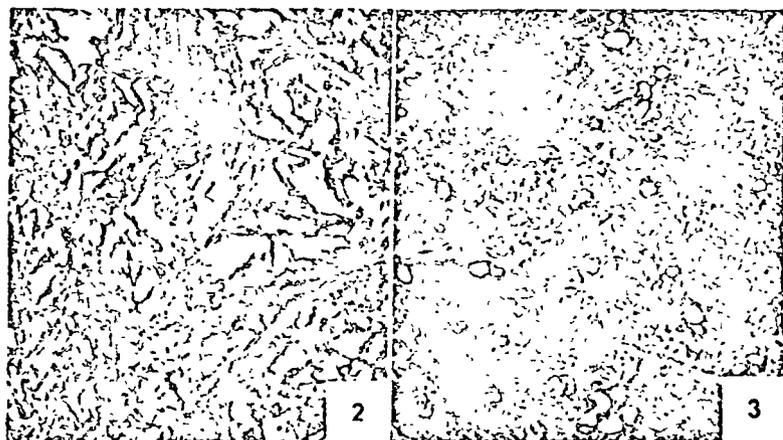


Micro. 9.19. Thin section of 0.6% C steel, austenitized at 1000°C, quenched

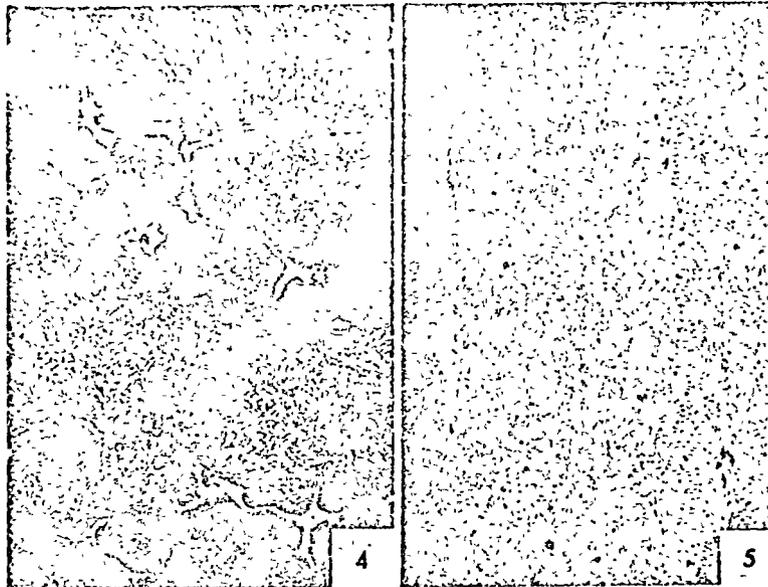


Micro. 11.1. Carbon tool steel (1.20% C); $\times 500$; nital etch. This structure of the raw stock, before hardening, shows finely spheroidized carbides in a ferritic matrix although details are not too evident at this relatively low magnification. However, traces of the former austenitic grain boundaries are visible by reason of a greater carbide concentration in these areas. This structure must have originated as follows: The steel was normalized (from above the A_{cm} line) and then reheated below the critical temperature for spheroidization of the fine, lamellar carbides. Probably cooling from the austenitic field through the critical temperature was too slow to prevent the separation of excess carbide in the form of envelopes around the austenitic

vent the separation of excess carbide in the form of envelopes around the austenitic



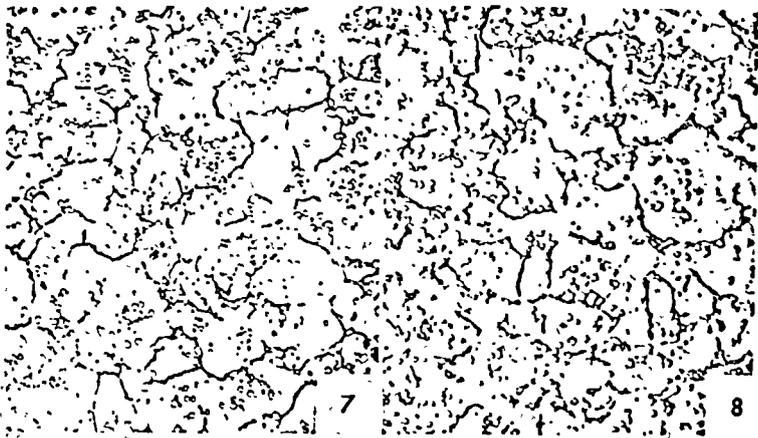
Micro. 11.2. Overhardened SAE 52100 steel (1.25% Cr, 1.90% C); $\times 1000$;



Micro. 11.4. 0.5% C, 7% W, 7% Cr steel; section 1 in. thick, as cast and then



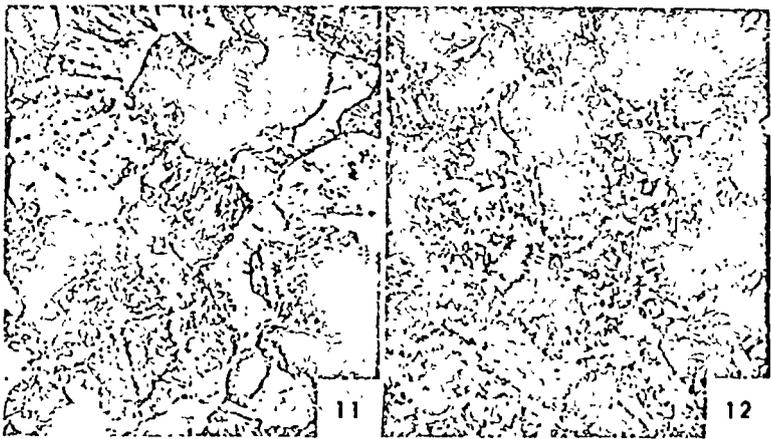
Micro. 11.6. The cast W-Cr steel of Micro. 11.4 after hardening and double



Micro. 97. Same 1.2% C steel, austenitized at 850°C (1540°F), held 5 sec at

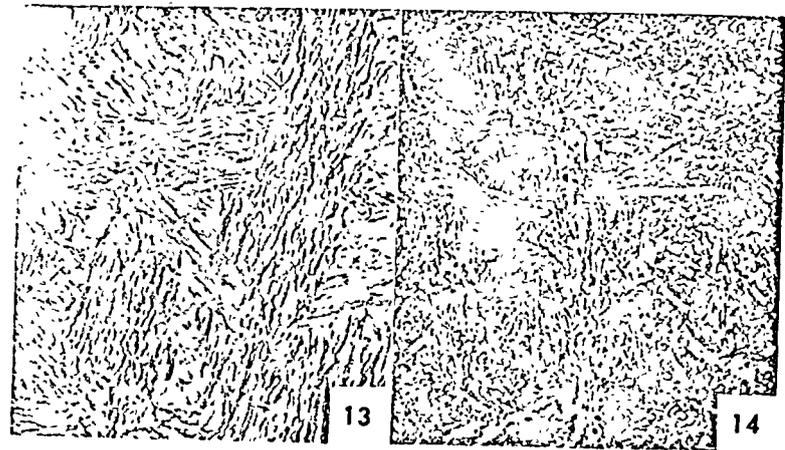


Micro. 99. Same 1.2% C steel, austenitized at 850°C, held 30 sec at 710°C,

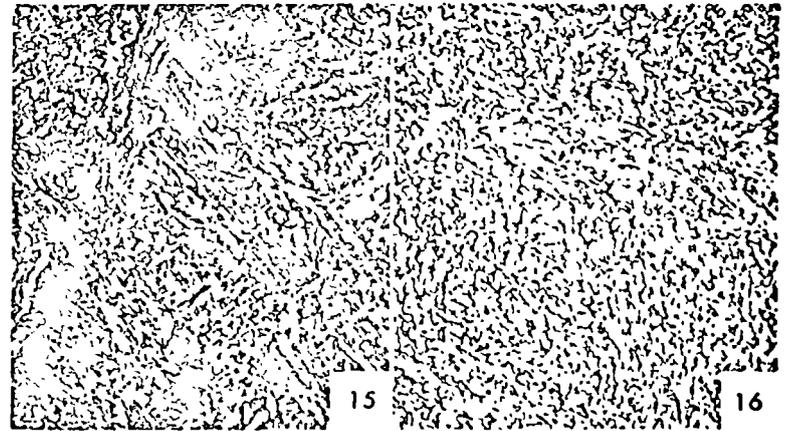


Micro. 11. Same 1.2% C steel, austenitized at 850°C, held 10 sec at 710°C,

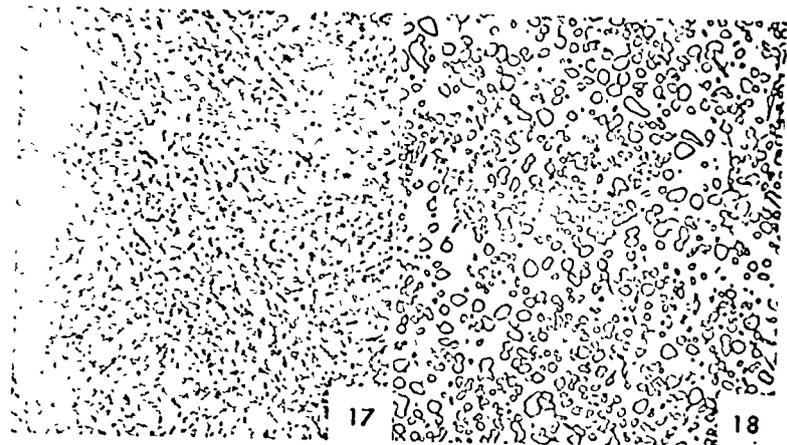
15



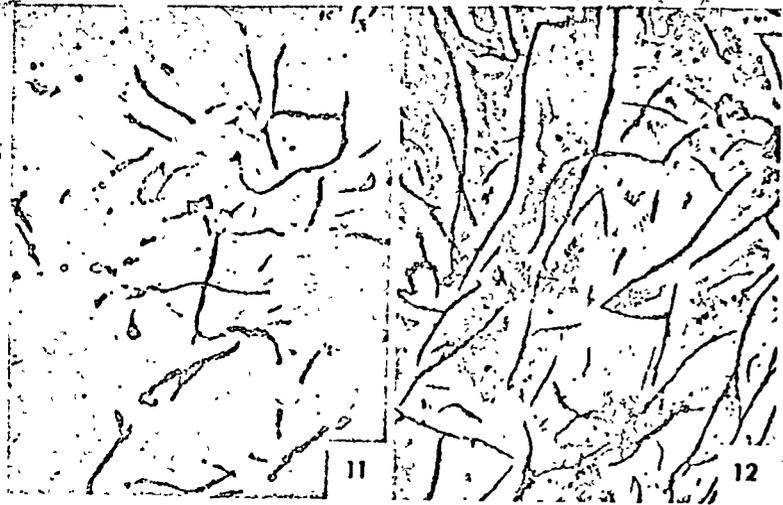
Micro. 9.13. Forged steel of 0.70% C (SAE 1070), quenched from 925°C (1700°F)



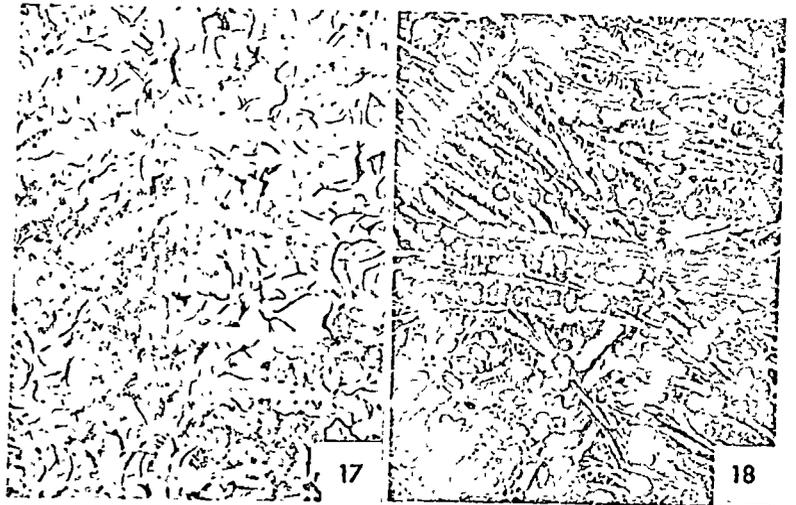
Micro. 9.15. Same as Micro. 9.13, reheated 1 hr at 350°C (630°F); X1000;



Micro. 9.17. Same as Micro. 9.13, reheated 4 hr at 350°C (630°F); X1000;



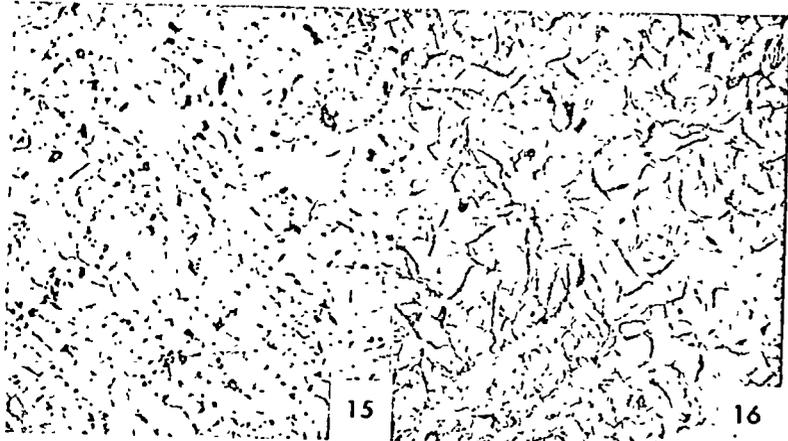
Micro. 13.11. Gray cast iron; $\times 50$; as polished with no etch. The graphite-



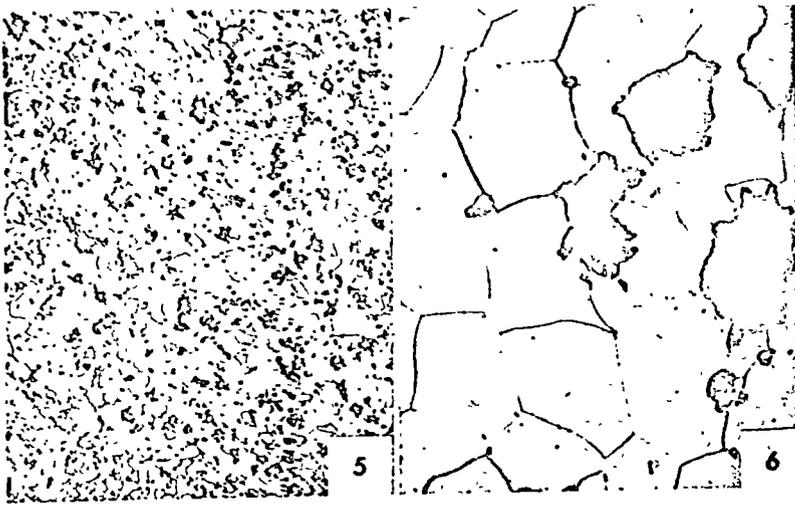
Micro. 13.17. Heat- and corrosion-resistant alloy cast iron; $\times 50$; nital etch.



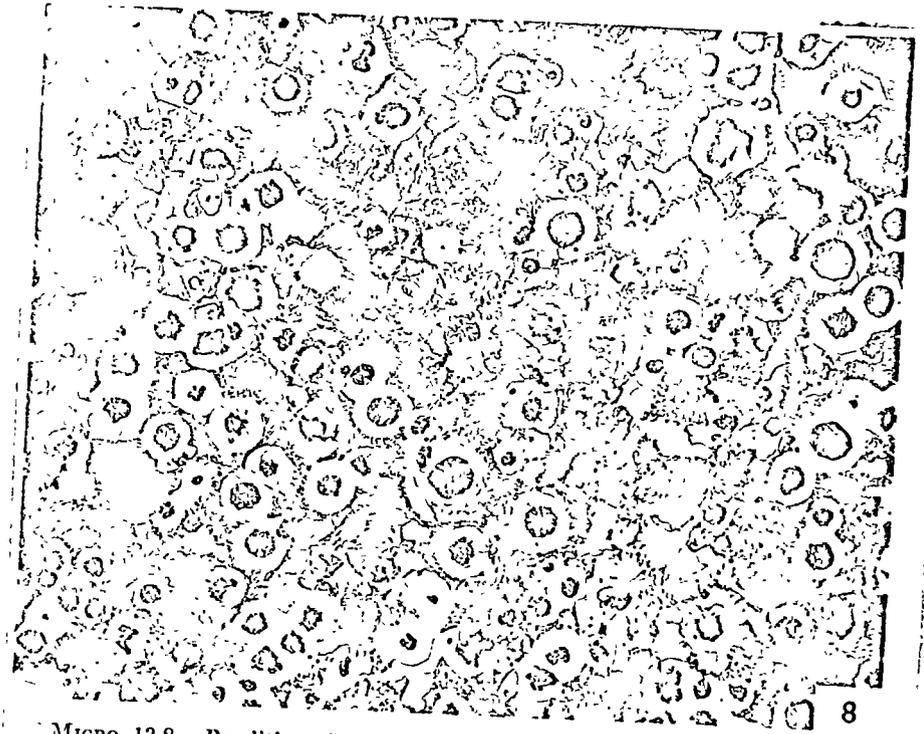
Micro. 13.13. High-strength gray cast iron. $\times 100$; unetched. This iron with



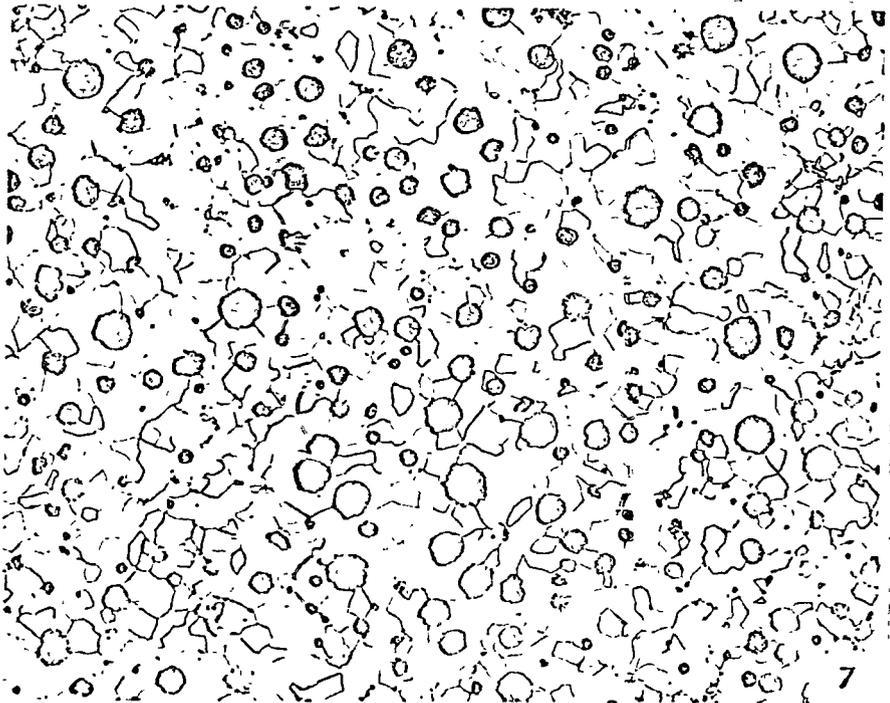
g. 15.3. Microstructure of iron slightly deformed in tension at -110°C . Cool-



Micro. 13.5. Standard malleable cast iron; $\times 50$, nital etch. If the white cast



Micro. 13.8. Pearlitic nodular or ductile cast iron; $\times 100$; nital etch. This is an



Micro 7. Ferritic nodular, spherulitic graphite or ductile cast iron; $\times 100$;



Micro. 13.9. Chill-cast gray iron from an automotive hydraulic brake cylinder;

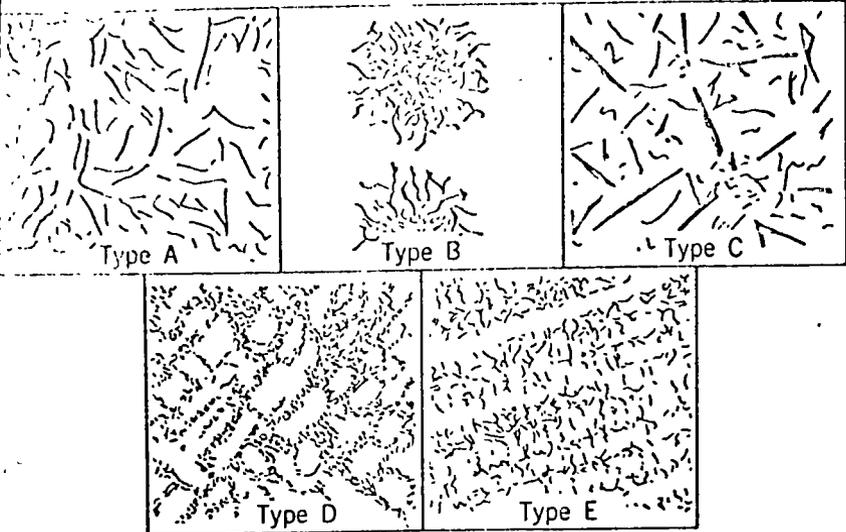
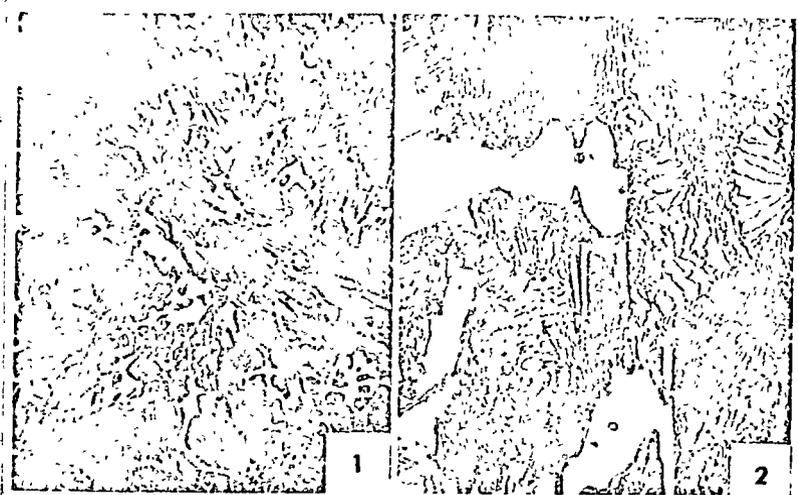


Fig. 13.4. Graphite flake types in gray cast iron according to joint recommendations

19



Micro. 13.1. Commercial white cast iron (about 2.50% C); X50; picral etch.

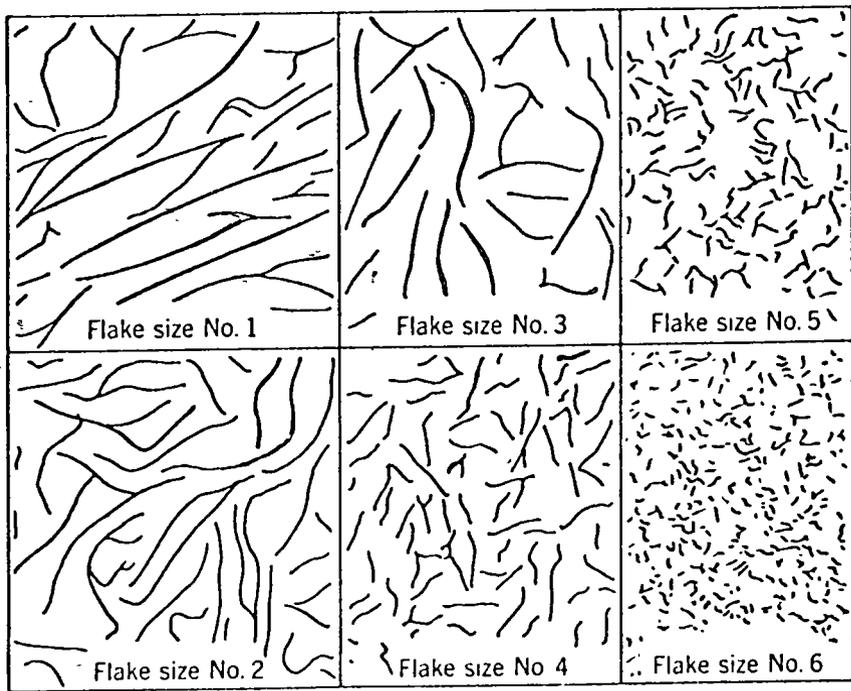
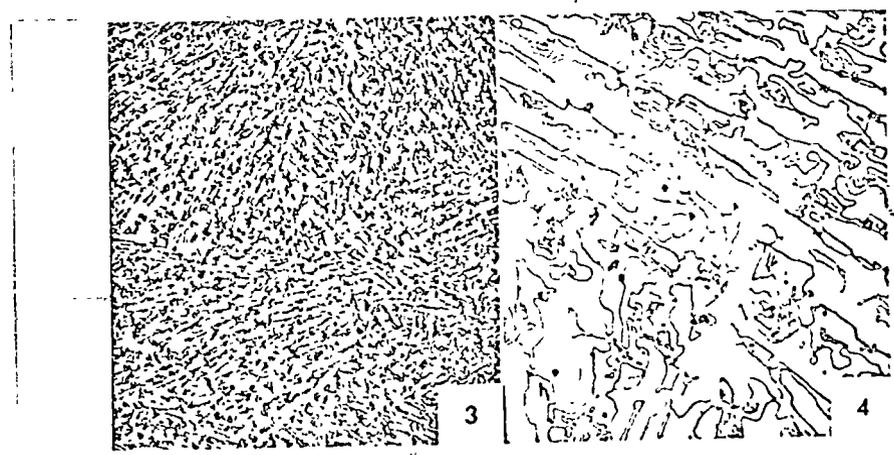
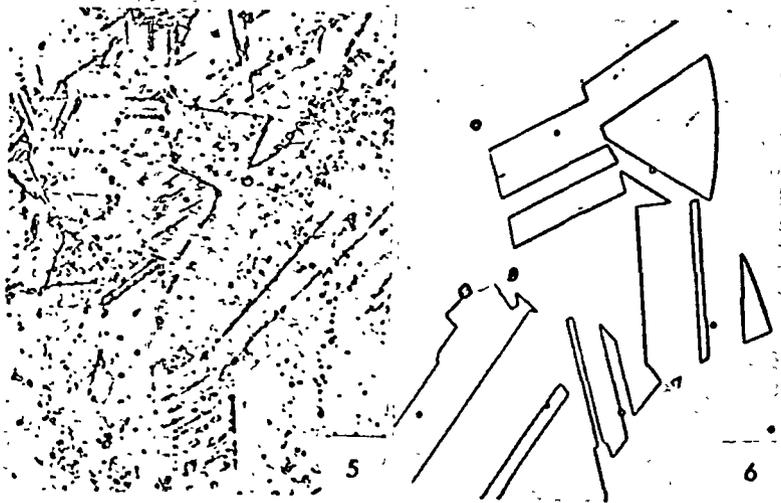


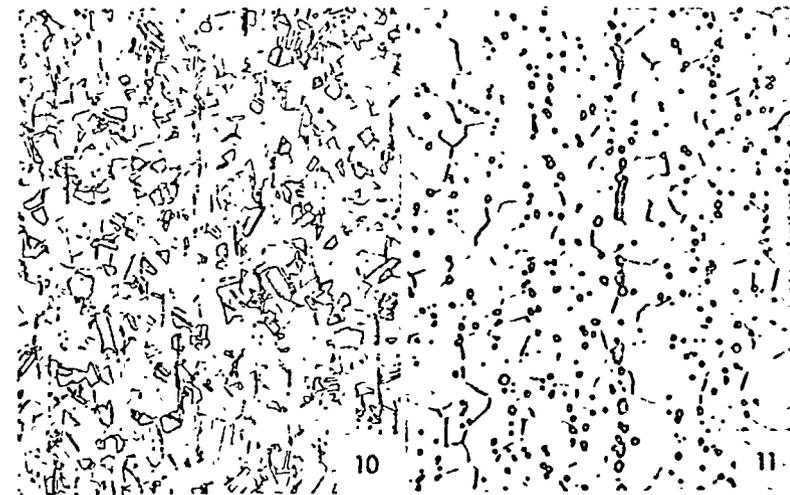
Fig. 13.5. Graphite flake size in gray cast iron according to joint recommendations of



Micro. 13.3. High-carbon white cast iron (about 1.0% C); X50; picral etch.



MICRO. 12.5. Stainless 302 (18% Cr, 8% Ni, and 0.11% C); annealed at 985°C



MICRO. 12.10. Stainless 310 (25% Cr, 20% Ni, 0.15% C max); hot-rolled and

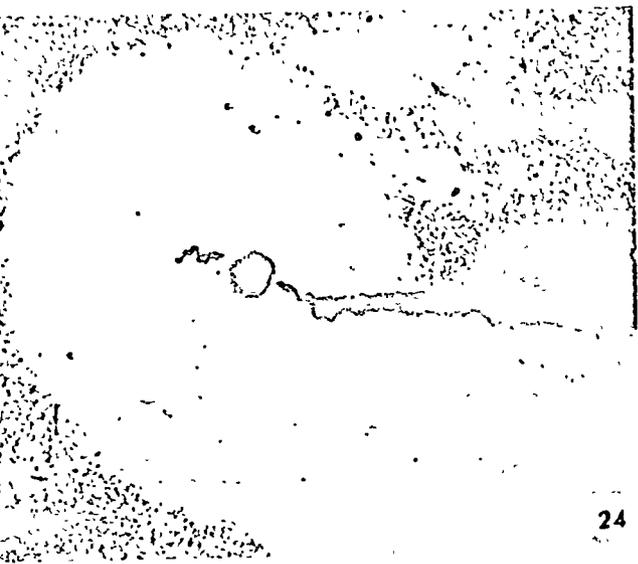


MICRO. 12.7. Stainless 302, annealed 1150°C (2000°F), quenched and reheated



MICRO. 12.12. Oxidation-resistant stainless steel (20% Cr, 12% Ni) at a welded

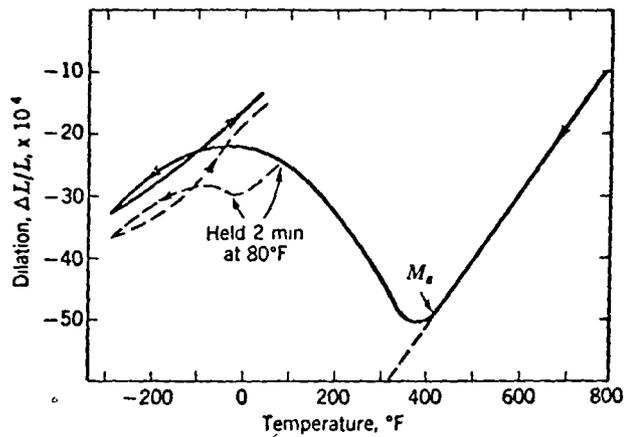




24

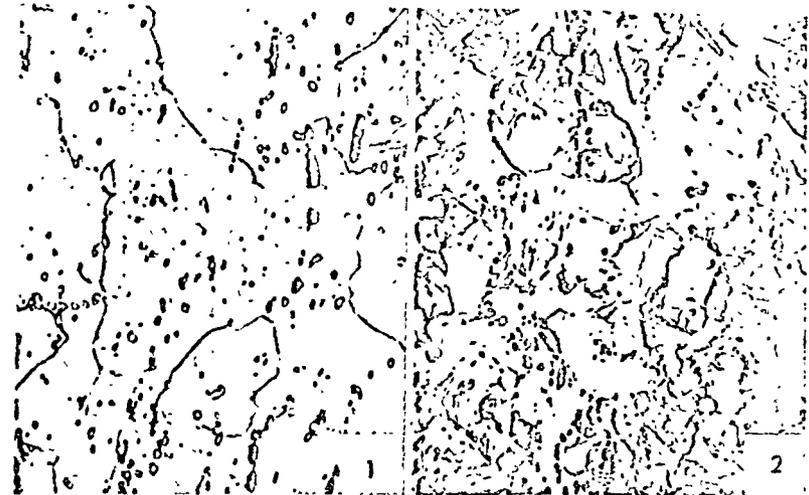
Micro. 11.24. Bearing ring made of W-Cr steel, hardened and tempered, then

Carbon and alloy tool steels 333

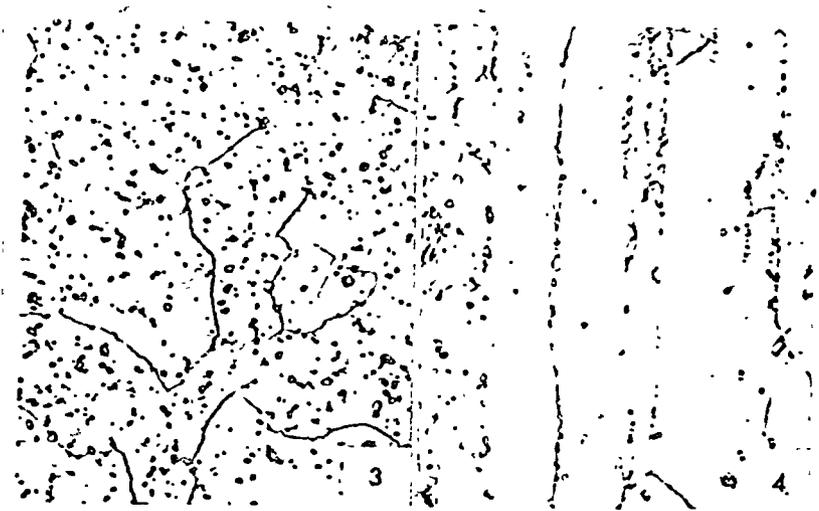


11.13. Volume changes as indicated by length changes upon cooling of an 18-4-1

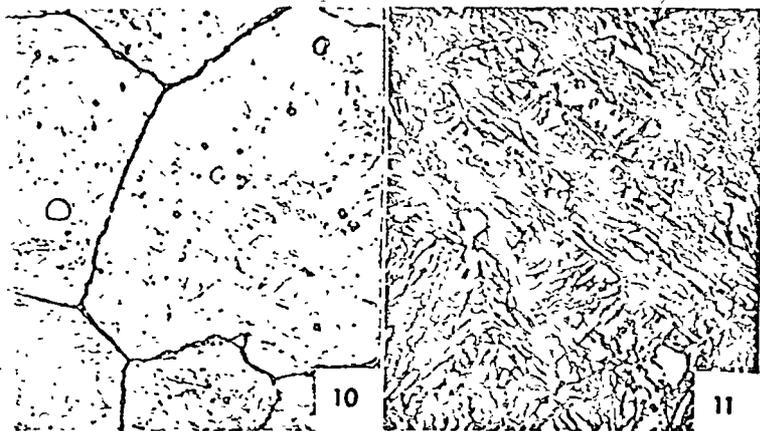
21



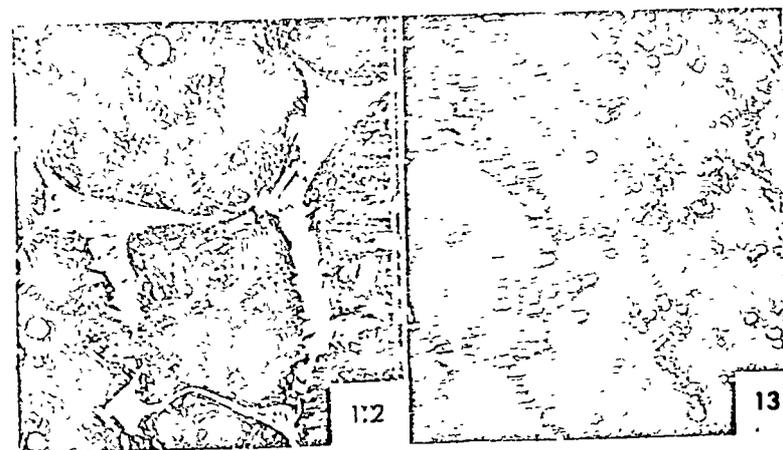
Micro. 12.1. Stainless 410 (14% Cr, 0.09% C); annealed by air cooling from



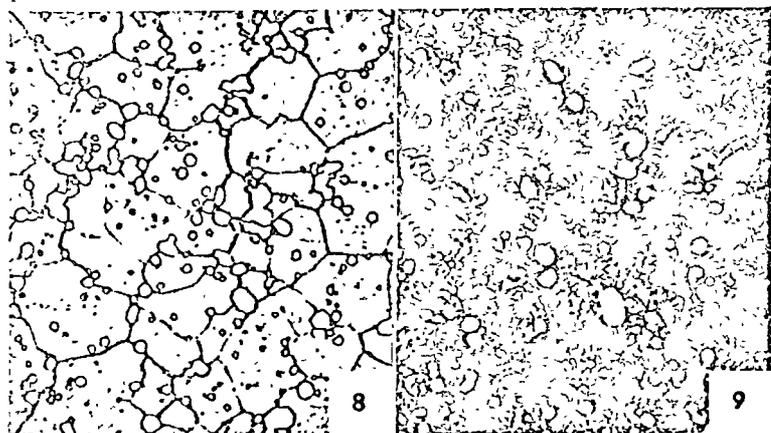
Micro. 12.3. Stainless 430 (18% Cr, 0.09% C); hot-rolled and annealed by air



Micro. 11.10. Coarse-grained high-speed steel (type 6-5-4-1), as quenched



Micro. 11.12. Overheated or burned high-speed steel (type Mo-Max) quenched



Micro. 11.8. Fine-grained high-speed steel (type 6-5-4-1), quenched from

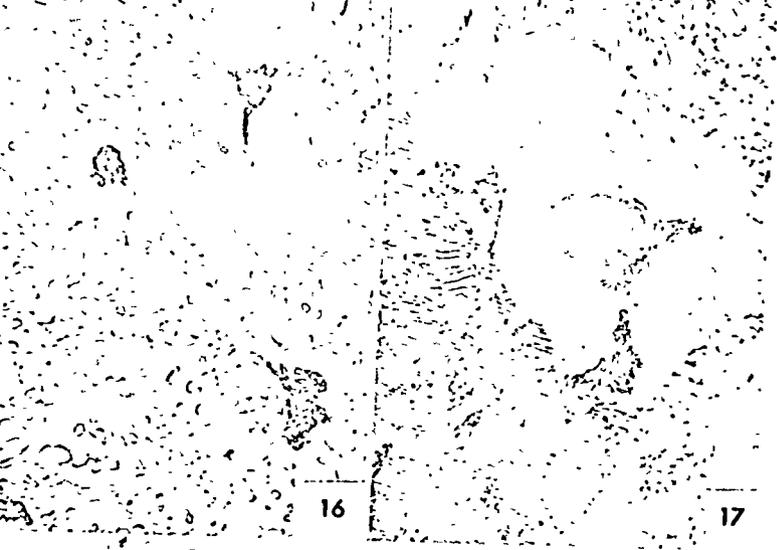


Micro. 11.14. Case of nitrided steel (0.24% C, 0.55% Mn, 1.20% Al, 1.10% Cr, 0.25% Mo, 3.50% Ni) after normal ammonia treatment of 48 hr at 975°F; X200; nitral etch. This represents a good nitrided case with an extremely high degree of hardness. The immediate surface shows a characteristic white layer of somewhat lower hardness than the nitrided zone immediately below it. It is believed that the atomic nitrogen that diffuses into the metal during the ammonia treatment forms an aluminum nitride with a high degree of dispersion (aluminum is frequently present in amounts of about 1% in steel that is to be nitrided). This particular grade of steel for nitriding has age-hardening characteristics that seem to be associated with the combination of nickel and aluminum. Not only does the long nitriding treatment at 975°F increase the hardness of the surface to an extent comparable with other grades but, simultaneously, precipitation of a phase Ni₃Al occurs in the body of the metal so reached by nitrogen. This results in an increase of mechanical strength and hardness of the core that accompanies the surface hardening (e.g., tensile strength of 150,000 psi increased to 190,000 psi, Brinell hardness from 275 to 415).



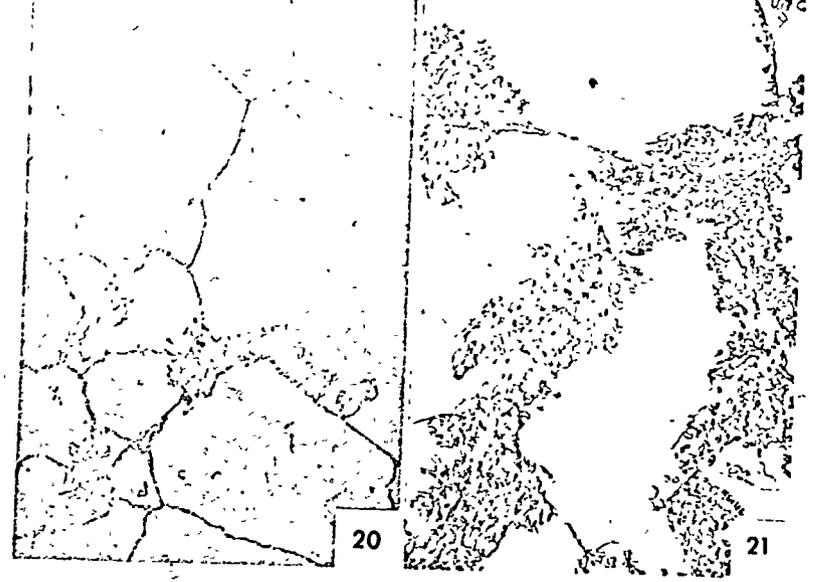
14

15

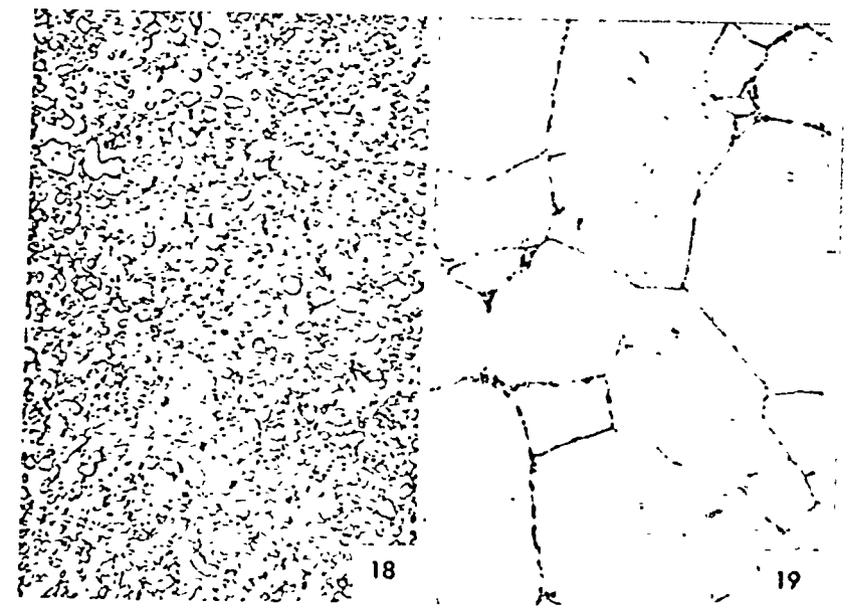


MICRO. 11.16. Graph-Mo tool steel, annealed state; X800; nital etch. The

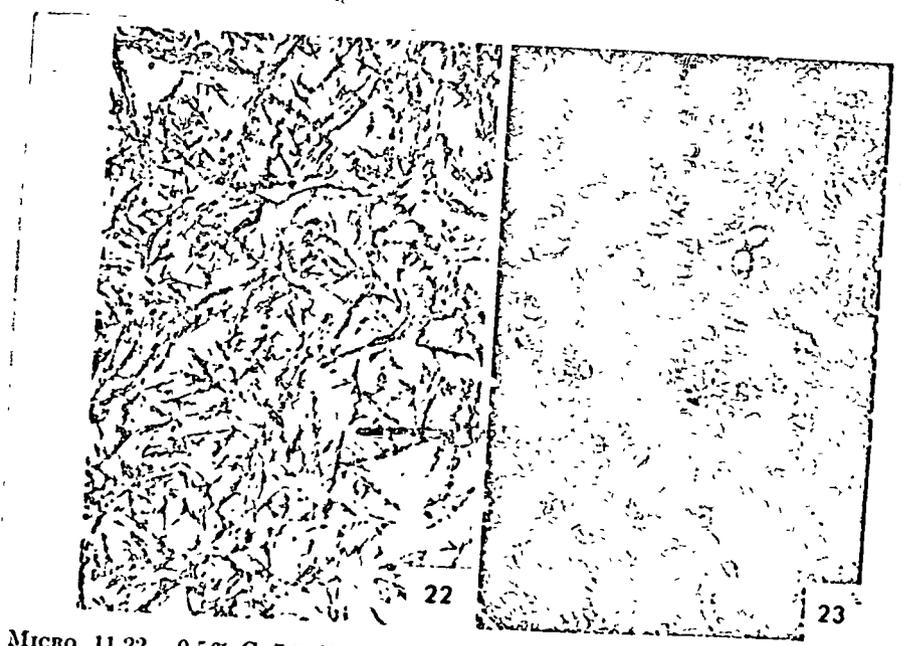
27



MICRO. 11.20. W-Cr steel austenitized 10 min at 1150°C, quenched to 790°C,



MICRO. 11.18. 0.5% C, 7% W, 7% Cr (H16) steel; forged and annealed structure;



MICRO. 11.22. 0.5% C, 7% W, 7% Cr steel, austenitized 4 min at 1150°C, oil-



CAPITULO IX

TEORIA DE LOS TRATAMIENTOS TERMICOS DE LOS ACEROS.

La abundancia de los minerales de hierro y la facilidad con la cual pueden ser reducidos a la forma metálica harían de por sí que el Fe sea un metal importante desde el punto de vista industrial. El hecho de que las propiedades de las aleaciones de Fe-C puedan ser variadas en límites muy amplios, mediante tratamientos térmicos, hace que el Fe sea único en cuanto a su utilidad. El Fe ordinario puede tener una resistencia máxima a la tensión de aproximadamente 40,000 psi, pero la adición de elementos aleantes en concentraciones relativamente bajas seguida de tratamientos térmicos adecuados puede producir un incremento hasta en 10 veces en su resistencia. Los diferentes tratamientos térmicos pueden producir diferentes combinaciones de resistencia y ductilidad, dentro de estos límites.

El acero puede ser tratado térmicamente con objetivos diferentes para la modificación de su resistencia y ductilidad. Los tratamientos térmicos pueden ser utilizados para: 1) eliminar el H_2 , causa de fragilidad, absorbido durante el proceso de decapado o electrodeposición; 2) eliminar microtensiones que pueden producir fragilidad; 3) eliminar macrotensiones que pueden provocar distorsión durante el maquinado o fallas en servicio (recocido para eliminación de tensiones); 4) eliminar los efectos del trabajado en frío (recocido subcrítico o en proceso); y 5) cambiar la estructura para llevarla a una condición más uniforme (normalización). Debido a que los principios implicados en los tratamientos térmicos han sido discutidos en los capítulos previos, trataremos acá primordialmente con los tratamientos térmicos cuyo objetivo es una alteración pronunciada de las propiedades mecánicas del acero. Tales tratamientos térmicos implican generalmente operaciones distintas, a saber, calentamiento del acero a una temperatura relativamente alta para convertirlo en austenita, temple (enfriamiento rápido) del acero caliente para formar una estructura frágil y dura llamada martensita y, finalmente, revenido del acero martensítico por calentamiento a una tem-

peratura relativamente baja, a fin de obtener el grado deseado de dureza y de ductilidad.

Debe comprenderse claramente que, mientras que el tratamiento térmico de un acero puede producir incrementos muy marcados en su resistencia mecánica, este incremento está acompañado por un deterioro de la ductilidad; al igual que con la mayoría de los otros mecanismos de endurecimiento, uno no puede "conservar el pastel y comérselo al mismo tiempo", en este caso tener alta resistencia y alta ductilidad simultáneamente en el acero tratado térmicamente. Sin embargo, este planteo debe ser aclarado; un acero de bajo carbono (0.10 - 0.15% C) martensítico templado, será mucho más resistente y más dúctil que el mismo acero en estado de trabajado en frío, deformado hasta un 30-50%.

9.1 - FORMACION DE LA AUSTENITA.

La gran mayoría de los aceros se preparan para el maquinado o fabricación por normalizado o recocido. Sus estructuras consisten, entonces, de perlita mezclada ya sea con ferrita o con cementita. El primer paso en el tratamiento térmico es la austenitización del acero, es decir, calentar el acero hasta una temperatura tal que se convierta, total o parcialmente, en austenita. La temperatura necesaria puede determinarse por el diagrama de fases; ^{los} aceros hipoeutectoides se calientan generalmente a una temperatura por encima de A_3 ; los aceros hipereutectoides a una temperatura entre A_1 y A_{cm} . La austenita se forma por un proceso de nucleación y crecimiento, y, consecuentemente, no se forma una estructura austenítica homogénea tan pronto como el acero alcanza la temperatura de austenitización. Aún cuando la estructura se haya transformado completamente a austenita, puede no ser homogénea; las áreas que eran antes ferrita pueden ser un poco bajas en C, y aquellas que eran carburos pueden ser altas en su contenido de C. Los gradientes de concentración asociados con estas inhomogeneidades pueden ser eliminados solamente mediante una difusión total y, si se desea obtener una

austenita homogénea, debe darse tiempo suficiente para que tal difusión tenga lugar. El tiempo requerido depende de la temperatura máxima alcanzada y de las características estructurales de la matriz original ferrita-carburos, como se muestra en los datos de la Fig.9.1. Una estructura de carburos finamente esferoidizados se austenitiza más rápidamente que una estructura perlítica fina, y luego, más lentamente, una estructura de perlita gruesa o una estructura esferoidizada.

Otro factor que influye en el tiempo requerido para la austenitización es la composición del acero. En el acero que tiene cantidades apreciables de aleantes que presenten afinidad con el C, la fase carburo no es simplemente Fe_3C , sino un carburo complejo que puede contener Cr, Mo, V o W. Comparados con el Fe_3C , los carburos complejos son relativamente más lentos en disolverse, tanto que en los aceros muy aleados no es práctico tratar de llevar dichos carburos a solución.

Al elegir la temperatura de austenitización deben tenerse presentes varios factores. Si la temperatura es muy baja puede haber una solubilización incompleta de los carburos. Si éste es el caso, después de templar el acero no se obtendrá su máxima dureza. Si la temperatura es muy alta pueden surgir varias complicaciones. A temperaturas altas el tamaño de grano austenítico se hace muy grande y esta condición en el acero tratado térmicamente es considerada usualmente como una causa de fragilidad. Una temperatura de austenitización elevada significa también deformaciones originadas en el temple, que pueden ser relativamente grandes, lo cual puede ser una causa de formación de fisuras durante el tratamiento térmico. Finalmente, ^{existe} el peligro de la fusión parcial de los aceros altamente aleados cuando se emplea una temperatura de austenitización demasiado elevada. Ya que el proceso de austenitización debe realizarse en un tiempo relativamente largo la elección de la mejor temperatura es siempre un compromiso que, fundamentalmente, está basado en la experiencia. Los fabricantes de aceros publican generalmente recomendaciones

acerca de las mejores condiciones de tratamiento térmico para sus productos.

9.2 - TRANSFORMACION ISOTERMICA DE LA AUSTENITA A PERLITA.

Tan pronto como se enfría un acero austenitizado por debajo de la línea A_1 su estructura debería consistir de perlita y ferrita proeutectoide o cementita. Es importante en el tratamiento térmico del acero conocer cuanto tiempo se requiere para la formación de la estructura de equilibrio; para determinar este tiempo se hacen experiencias de transformaciones isotérmicas. El principio de tales transformaciones puede explicarse más fácilmente en un acero de composición eutectoide. La transformación de aceros de otras composiciones será discutida en una sección posterior. Para realizar un experimento de transformación isotérmica, las muestras del acero eutectoide deben ser, primero, sometidas a un tratamiento de austenitización y luego templadas en un baño de temperatura constante, usualmente un baño de sales o de Pb fundido, mantenido a una temperatura inferior a 723°C . A intervalos de tiempo sucesivos se van quitando las muestras, las que son templadas y examinadas bajo el microscopio para observar cuanto ha progresado la transformación. Se encuentra que, para toda temperatura de transformación dada, debe transcurrir un cierto tiempo t_s antes de que se forme perlita, y que solamente luego de un tiempo t_f la transformación se completa, es decir, toda la austenita de la muestra se ha convertido en perlita.

Si se realizan estos experimentos a una serie de temperaturas a partir de 723°C , t_s y t_f se determinan en función de la temperatura, obteniéndose así los datos necesarios para elaborar el diagrama tiempo-temperatura-transformación (TTT) o curva C para el acero eutectoide. En la Fig.9.2 se muestra una curva de transformación obtenida de esta manera. Los diversos puntos t_s generan la curva marcada P_s en el diagrama, curva para el comienzo de la transformación perlítica, mientras que los puntos

t_f forman la curva de terminación de la transformación de la perlita.

A partir del diagrama puede leerse, para cada temperatura, el tiempo requerido para que la reacción perlítica comience y se complete. Una muestra representada por un punto a la izquierda de la curva P_s será toda austenita, entre las dos curvas será una mezcla de austenita y perlita, mientras que a la derecha de P_f será totalmente perlítica.

Las razones por las cuales el diagrama de transformación tiene esta forma pueden comprenderse en términos de los procesos de nucleación y crecimiento mediante los cuales la perlita se forma a partir de la austenita (Ver capítulo III sobre solidificación). La diferencia entre la temperatura de transformación y 723°C es la magnitud del subenfriamiento, mientras que t_s es el tiempo requerido para que se nucleee perlita en la austenita subenfriada. El intervalo $(t_f - t_s)$ es el tiempo requerido para el crecimiento del núcleo de perlita hasta la transformación completa de la estructura. La velocidad de la transformación está controlada por dos factores: cuanto mayor sea el subenfriamiento mayor será la fuerza motriz (o sea, la diferencia de energía libre entre la austenita inestable y sus productos de transformación), para la formación de perlita. Pero, a medida que aumenta el subenfriamiento disminuye la temperatura de transformación, y la velocidad a la cual los átomos de C difunden hacia las placas de cementita de la perlita disminuye también, tendiendo así a hacer más lenta la transformación. A 1 ó 2° por debajo de 723°C , el subenfriamiento es tan pequeño, la fuerza motriz es tan débil, que t_s y t_f son muy grandes. Cuando se disminuye la temperatura de transformación el efecto dominante es el incremento en la fuerza motriz y t_s y t_f son menores. Cuando se alcanza una temperatura de transformación de aproximadamente 550°C , la disminución en la velocidad de difusión del C comienza a ser más importante que el aumento en la fuerza motriz y comienzan a aumentar t_s y t_f . De esta manera se genera la forma característica en C de la curva de transformación.

No se comprende todavía muy bien el mecanismo mediante el cual tiene

lugar la transformación austenita-perlita. La mayor parte de la evidencia experimental proviene del examen de la microestructura de probetas que han sido templadas a temperatura ambiente, mientras la transformación estaba aún realizándose. No se puede estar seguro, con esta técnica, que la estructura existente a la temperatura de transformación sea totalmente retenida. En primer lugar, que la perlita comienza siempre a formarse sobre los límites de grano de la austenita o, en un acero no totalmente austenitizado, comience también sobre las partículas de carburo. Por otra parte, la ferrita proeutectoide no parece tener influencia sobre la iniciación de la reacción perlítica. Estas observaciones sugieren que el primer paso en la descomposición de la austenita es la formación de una plaqueta de carburo. Se encuentra evidencia en tal sentido en la observación de las relaciones cristalográficas entre la ferrita proeutectoide y la austenita, que son muy diferentes de las correspondientes a la ferrita perlítica y la austenita. Una vez que se forma una placa de carburo sobre un límite de grano en la austenita inestable, crece lateralmente sobre el grano austenítico y, al mismo tiempo, el C difunde hacia su cara plana disminuyendo el contenido de C del entorno. Presumiblemente, se nuclea láminas de ferrita en estas regiones de baja concentración de C, rechazando el C hacia afuera. Este C puede entonces ayudar a la nucleación de láminas paralelas de carburo. La repetición de este proceso origina la creación de una colonia de láminas paralelas de carburos y de ferrita. El crecimiento de la colonia se detendrá solamente cuando alcance a otras colonias; no es detenido por los límites de grano austeníticos (Fig.9.3).

Se observa que cuanto menor sea la temperatura a la cual se forma la perlita, tanto más fino será el espaciado entre las láminas. Presumiblemente, a temperaturas más bajas la nucleación tiene lugar más frecuentemente, mientras que es más difícil que la difusión se produzca sobre distancias grandes, lo cual resulta en una tendencia a una estructura fina.

Al examinar fotomicrografías de perlita es importante recordar que el espaciado verdadero de una colonia no será habitualmente revelado, debido a que las placas no serán, en general, normales a la superficie de la muestra. El espaciado verdadero puede ser obtenido por medio de un análisis estadístico del espaciado observado, en muchas colonias.

Recientemente se ha empleado el microscopio de emisión termoiónica para estudiar de manera directa la descomposición de la austenita. En este microscopio la probeta es el cátodo en un tubo de vacío, y su imagen se forma por los electrones emitidos que son focalizados sobre una pantalla fluorescente. Las áreas de la estructura que emiten mayor densidad de electrones aparecen brillantes en la pantalla. Como la eficiencia en la emisión a partir de un cátodo de acero preparado convenientemente es sensible a la composición y estructura del metal, puede emplearse este instrumento para revelar la microestructura existente a temperatura elevada. Algunas experiencias con este instrumento indican que la transformación de la austenita comprende dos pasos, a saber, primero se forma una estructura metaestable que luego se descompone, por difusión, en ferrita y carburo. Evidentemente, la estructura metaestable no puede ser retenida por temple, por lo cual no es observada mediante técnicas metalográficas ordinarias.

9.3 - FORMACION ISOTERMICA DE LA BAINITA.

Si la transformación isotérmica de un acero eutectoide tiene lugar a una temperatura suficientemente baja, la transformación perlítica es suplantada por una transformación que, aparentemente, se produce por un mecanismo enteramente diferente, que produce un tipo diferente de estructura ferrita y cementita conocida como bainita. En la bainita, en contraste con la perlita, existe una relación de orientación definida entre la ferrita y la austenita de la cual proviene. Aparentemente, en la reacción bainítica se nuclea primero ferrita seguida por el carburo (Fig.9.3). Debi-

do a que la reacción se produce a temperaturas tan bajas, la fuerza motriz para ella debe ser muy grande; la frecuencia de nucleación es alta pero el crecimiento de las partículas nucleadas es lento, debido a la movilidad relativamente baja de los átomos de C. Como resultado, aparece una estructura con un tamaño de partículas muy fina, que no puede ordinariamente ser resuelto por el microscopio óptico. La estructura puede tener una apariencia ya sea similar a plumas o acicular, similar a agujas, según que se haya formado a temperaturas relativamente altas o relativamente bajas.

9.4 - FORMACION DE LA MARTENSITA.

Si se enfría una muestra de acero eutectoide a una velocidad tal que su estructura sea total o parcialmente austenítica cuando alcance los 230°C, se produce un tipo nuevo y totalmente diferente de transformación; la austenita se transforma a martensita. La martensita es una estructura metaestable que tiene la misma composición que la austenita de la cual se forma. Ella es una solución de C en Fe con estructura tetragonal centrada (t.c.). Debido a que la martensita se forma sin cambio de composición, no se requiere difusión para que tenga lugar la transformación. Por esta razón la martensita puede formarse a temperaturas tan bajas. La propiedad más remarcable de la martensita es su posibilidad de adquirir durezas muy grandes. La dureza depende del contenido de C (Fig. 9.4) y a la composición eutectoide la martensita tiene una dureza R_c de aproximadamente 65, que puede ser descripta como "dureza del vidrio". En parte, esta dureza es una propiedad intrínseca de la martensita, pero en parte se debe a las distorsiones muy severas que acompañan su formación. ~~Estas distorsiones~~ Estas distorsiones se originan porque la martensita tiene un volumen específico mayor que la austenita a partir de la cual se forma. Este cambio de volumen hace que la dilatometría sea muy conveniente para estudiar la formación de la martensita.

La formación de la martensita presenta marcado contraste con respecto de las reacciones perlítica y bainítica. En primer lugar, la transforma-

ción martensítica es sin difusión y no involucra cambios de composición. No se produce por nucleación y crecimiento. No puede ser suprimida por temple. Es atérmica. Esto significa que la austenita de una cierta composición comienza a transformarse en martensita a una temperatura dada M_s y que, a medida que la temperatura disminuye por debajo de M_s , la proporción relativa de martensita en la estructura aumenta hasta que, a la temperatura M_f , la transformación se ha completado. Para toda temperatura comprendida entre M_s y M_f , se forma instantáneamente la cantidad de martensita característica de dicha temperatura y, manteniendo la muestra a esa temperatura, no tendrá lugar ulterior transformación. En algunos aceros aleados puede producirse formación isotérmica de martensita en cierta proporción. En el diagrama de transformación isotérmica se representan las temperaturas M_s y M_f como líneas horizontales. Bajo el microscopio la martensita parece formada por agujas más o menos lenticulares. Cada aguja es un cristal de martensita que se forma mediante un complejo mecanismo de cizallamiento en dos etapas. El cizallamiento parece producirse a una velocidad próxima a la velocidad del sonido, ya que un micrófono colocado cerca de la muestra de acero percibe una serie de "clicks" durante la transformación martensítica.

Las transformaciones martensíticas (es decir, transformaciones de cizallamiento sin difusión), se producen en varias aleaciones no ferrosas, por ejemplo, el latón con 37.5% Zn; en varios de estos casos ha podido determinarse totalmente el mecanismo de la transformación. Sin embargo, la presencia de átomos de C en algunos de los agujeros intersticiales de la austenita hace que la transformación martensítica en los aceros sea, no solamente más compleja, sino también única y de importancia fundamental.

Uno de los primeros mecanismos propuestos ha sido el de Bain; no es correcto en sus detalles pero es relativamente simple y sugestivo en cuanto a cómo puede tener lugar una transformación sin difusión. La Fig.9.5 muestra este mecanismo. En esta figura se muestran 4 células unitarias

c.c.c. de austenita. Se indican solamente los sitios ocupados por los átomos de Fe; los átomos de C ocupan los sitios intersticiales. Las líneas punteadas muestran cómo puede construirse una célula unitaria tetragonal dentro de la estructura austenítica. En el dibujo, la relación c/a de la célula tetragonal es $\sqrt{2}/1$. Durante la transformación a martensita debe cambiar a un valor comprendido entre 1.00 y 1.08, en función del contenido de C.

En la Fig.9.6, el dibujo de la izquierda presenta la estructura austenítica c.c.c. y si uno considera los átomos de Fe como esferas rígidas en contacto, aparecen intersticios en las posiciones $00\frac{1}{2}$, $0\frac{1}{2}0$, $\frac{1}{2}00$ y $\frac{1}{2}\frac{1}{2}\frac{1}{2}$, algunas de las cuales están ocupadas por átomos de C. Los átomos de Fe marcados 1,2,3,4,5 y 6 muestran la ordenación octahédrica en la red c.c.c. Cuando ésta se transforma a martensita, la cual con C presente es t.c., los átomos de C son atrapados en estos intersticios y provocan una distorsión desde la estructura c.c., normal de la ferrita, a la estructura tetragonal de la martensita.

Los diámetros atómicos relativos en esas estructuras son:

| | |
|-------------|---------------------|
| Fe γ | 2.508 |
| Fe α | 2.478 |
| C | 1.410 (en solución) |

En ausencia de átomos de C, el cambio de la fase γ a la α originaría que los átomos de Fe sean separados simétricamente en un 10% (la red c.c.c. es más compacta que la red c.c.). Sin embargo, con la presencia de átomos de C, los átomos de Fe 3 y 4 de la Fig.9.6 se acercan en un 4% y, debido a que el átomo de C es demasiado grande para poder ubicarse entre ellos, los átomos de Fe en las posiciones 1 y 2 serán separados en un 36%. Estos desplazamientos asimétricos originan la estructura tetragonal distorsionada mostrada más clara en la Fig.9.7. Estas distorsiones son denominadas dipolares.

El eje c de la estructura tetragonal no puede estar orientado ~~en~~

al azar de célula unitaria a célula unitaria, puesto que en tal caso la difracción de rayos X mostraría claramente la estructura tetragonal. Por lo tanto, dentro de un dado cristal de martensita constituido por millones de átomos, todos los átomos de C están atrapados en la misma dirección cristalográfica.

Por enfriamiento hasta la temperatura M_s , la martensita se nuclea por la formación de cizallamiento de una única interfase que se propaga, convirtiendo la austenita en martensita. Se ha probado que el mecanismo de cizallamiento produce no solamente translaciones que podríamos denominar de deslizamiento, sino también en un maclaje (112) a escala fina.

La temperatura M_s disminuye al aumentar la temperatura de austenitización. Esto se debe a que M_s es sensible al contenido de C de la austenita, y una temperatura de austenitizado elevada implica generalmente una solubilización mucho más completa de los carburos. La formación de la martensita es también sensible a la deformación. Si se mantiene la austenita a temperaturas ligeramente superiores a M_s , la deformación plástica iniciará, a menudo, la formación de martensita. Esta observación demuestra que M_s es la temperatura a la cual la martensita comienza a hacerse más estable que la austenita; dicha temperatura, llamada M_d , es siempre mayor que M_s . La diferencia entre M_d y M_s indica que existe un cierto tipo de barrera para la formación de la martensita. Aparentemente, los núcleos a partir de los cuales se forman las agujas de martensita están ya presentes en la austenita y, cuando la temperatura se hace lo suficientemente baja, la fuerza motriz suficientemente alta, comienzan a formarse las agujas individuales de martensita. La transformación no se completa al alcanzar M_s porque cada aguja crece solamente hasta un tamaño limitado y, a una temperatura dada, solamente unos pocos núcleos pueden superar la barrera de energía de la transformación.

La temperatura a la cual se completa la transformación martensítica es conocida como M_f . Desde el punto de vista práctico es difícil

determinar M_f , la mayoría de los aceros contendrá, en efecto, cierta proporción de austenita retenida, después de enfriarlos hasta temperaturas muy bajas, por ejemplo, 80°K en el caso del acero eutectoide. Como veremos más adelante, la austenita retenida puede tener una influencia importante sobre las propiedades del acero tratado térmicamente.

El endurecimiento del acero por formación de martensita es un fenómeno esencial para el género humano. Hace cerca de 250 años, el físico y matemático francés Réaumur lo consideró entre los fenómenos "más maravillosos de la naturaleza". Sin embargo, sólo recientemente se ha podido determinar con certeza la razón básica de la dureza de la martensita. La Fig.9.4 muestra que el C no es un endurecedor efectivo de la austenita pero que es esencial para que la martensita exhiba su dureza. En realidad, la resistencia o dureza de la martensita es atribuible al endurecimiento, por solución sólida del C en sitios intersticiales, de lo que normalmente sería una red c.c. Los desplazamientos locales, no simétricos de los átomos de Fe vecinos, producen las distorsiones dipolares representadas en la Fig.9.7, que reaccionan fuertemente con las dislocaciones, anclándolas.

9.5 - TRANSFORMACION ISOTERMICA DE ACEROS NO-EUTECTOIDES.

En la Fig.9.8 se muestran diagramas de transformación isotérmica para un acero hipoeutectoide y para un acero hipereutectoide. Estos diagramas difieren cualitativamente del correspondiente al acero eutectoide solamente por la presencia de varias líneas adicionales. Así, las temperaturas críticas A_3 y A_{cm} son mostradas como líneas horizontales por encima de A_1 . Las líneas marcadas como F_s y C_s representan el comienzo de la formación de ferrita proeutectoide y cementita, respectivamente. Las correspondientes líneas de terminación han sido omitidas solamente por comodidad.

La comparación de los dos diagramas muestran que el contenido de C tiene un efecto menor sobre el tiempo requerido para la transformación

perlítica. Sin embargo, el C disuelto tiende a estabilizar la austenita a temperaturas bajas. Retarda grandemente la iniciación y la terminación de la reacción bainítica, desplazando esta parte de la curva C fuertemente hacia la derecha. Desde luego, también disminuye la temperatura M_s . Así, un acero de medio carbono (0.35% C) se transforma casi completamente a martensita por temple a 200°C, mientras que un acero de alto carbono tiene una proporción considerable de austenita aún a temperatura ambiente.

9.6 - TRANSFORMACIÓN DE AUSTENITA DURANTE EL ENFRIAMIENTO CONTINUO.

Ya que los diagramas de transformación isotérmica (Figs. 9.2 y 9.8) son fundamentalmente diagramas tiempo-temperatura, debe ser posible superponer curvas de enfriamiento a fin de determinar si una dada velocidad de enfriamiento ^{productiva} produce perlita, martensita o una mezcla de las dos. Es evidente que la bainita no puede formarse por enfriamiento continuo de un acero de bajo carbono ya que, comenzando en la línea A_1 , ninguna curva de enfriamiento continuo cruzaría la línea P_s desde la región de austenita metaestable. Sin embargo, en ningún caso es posible superponer una curva de enfriamiento directamente sobre un diagrama isotérmico. Si el tiempo isotérmico P_s a 650°C es 5 seg. para un acero eutectoide, el enfriamiento desde A_1 hasta 650°C en 5 seg. no provocará el comienzo de la transformación inmediata a perlita. El diagrama isotérmico postula un tiempo de incubación, en este caso de 5 seg. a 650°C. Haciendo ciertas suposiciones es posible construir un diagrama de transformación a enfriamiento continuo a partir de uno isotérmico. Supongamos que, con referencia a la Fig.9.9,

- 1) La extensión de la transformación en un punto tiempo-temperatura X no es mayor que si se hubiese templado hasta X; en otras palabras, se requerirá más tiempo para la transformación mensurable.
- 2) Enfriando a través de un rango limitado de temperaturas, T_x a T_0 , la magnitud de la transformación es igual sobre el diagrama isotérmico a

la temperatura media $1/2(T_x - T_o)$ para el intervalo de enfriamiento $t_o - t_x$.

Usando estas suposiciones, se muestra en la Fig.9.9 que, enfriando continuamente hasta el punto O, las condiciones son equivalentes a haber alcanzado isotérmicamente el punto * que está sobre la línea P_s ; por lo tanto, la perlita comenzará a formarse en ese momento. Este punto O, es elegido por prueba y error para obtener el punto * que yace sobre la línea P_s . Tiempos arbitrarios posteriores pueden elegirse para encontrar el punto P_f para esta velocidad de enfriamiento. Otras velocidades de enfriamiento pueden elegirse para ubicar las curvas de enfriamiento continuo P_s y P_f . Así, puede trazarse un diagrama de enfriamiento derivado, tal como el de la Fig.9.10, aplicable aquí a un acero eutectoide.

Los empleos de la Fig.9.10 son auto-evidentes. Por ejemplo, si se desea normalizar una lámina de acero muy delgada, por enfriamiento en aire, a velocidades mayores que $35^\circ\text{C}/\text{seg.}$, podría obtenerse algo de martensita, y se requeriría entonces un enfriamiento más lento. Por otra parte, la normalización de un lingote laminado de 3 pies de espesor y que pese varias toneladas, podría requerir un templeado en aceite para obtener una velocidad de enfriamiento entre 5 y $20^\circ\text{C}/\text{seg.}$

La velocidad de enfriamiento crítica mostrada en este diagrama es de $140^\circ\text{C}/\text{seg.}$ Si se desea obtener una estructura totalmente martensítica, esta velocidad de enfriamiento debe ser alcanzada o excedida para evitar algo de perlita en la estructura. Una velocidad de enfriamiento intermedia, por ejemplo $100^\circ\text{C}/\text{seg.}$, originaría una mezcla de martensita y perlita. A partir de la discusión anterior, podemos recordar que la perlita estará en forma de nódulos centrados a lo largo de los primitivos límites de grano de la austenita.

Si se encuentra presente solamente una pequeña cantidad de perlita, por ejemplo, de 15 a 25%, los nódulos de perlita ennegrecidos por el ata-

que químico en la martensita blanca revelan muy bien el primitivo tamaño de grano austenítico. Este es un método para la determinación del tamaño de grano austenítico, y es particularmente apropiado para aceros eutectoides, donde no puede formarse perlita libre o carburo libre, para mostrar el tamaño de grano correspondiente a temperatura elevada. Experimentalmente, la cantidad efectiva de perlita se alcanza en un temple bajo gradiente. Se austenitiza la barra de acero y se la temple a partir de un extremo. En alguna porción entre el extremo templado y el enfriado al aire tendremos una velocidad de enfriamiento que origine justamente la proporción correcta de nódulos de perlita y martensita.

9.7 - TEMPLABILIDAD.

Cuando se endurece un acero por tratamiento térmico se desea usualmente, aunque no siempre, transformar toda la pieza en martensita. Para lograr esto es necesario que durante el temple cada elemento de volumen de la pieza sea enfriado a una velocidad suficientemente elevada, como para no tocar la nariz de la curva de transformación por enfriamiento (Fig.9.10). Durante el temple, se elimina calor hacia el medio de temple solamente en la superficie del acero. La superficie se enfriará rápidamente mientras que la velocidad de enfriamiento a diversas profundidades por debajo de la superficie será cada vez más lenta. En una pieza de tamaño apreciable las capas superficiales podrán transformarse a martensita, mientras que las partes interiores, donde la velocidad de enfriamiento es menor, pueden transformarse a perlita. Para decirlo en otras palabras, habrá un cierto diámetro máximo, cuyo entorno se endurecerá totalmente para un medio de temple dado, para una dada composición del acero y para un conjunto de condiciones de austenitizado. La templabilidad de un acero se define por la profundidad de la dureza útil que puede producirse bajo ciertas condiciones de temple. No se refiere al grado de dureza producido. Si la templabilidad es grande, se dice que el acero es de temple profundo y un diámetro relativamente grande ~~debe~~

En la pieza será completamente martensítico. Un acero que sólo toma temple superficialmente tiene baja templabilidad. En términos de un gráfico transformación-enfriamiento, una templabilidad elevada implica que las curvas de transformación están muy hacia la derecha, una templabilidad baja, que la nariz de la curva C está próxima al lado izquierdo del diagrama.

La templabilidad y el grado de dureza alcanzados son los criterios principales en la selección de aceros en muchas aplicaciones industriales. Es decir, si después de un tratamiento térmico una pieza de acero de un tamaño dado adquiere la dureza deseada en todo su volumen, su composición exacta puede no ser de mucha importancia. Por lo tanto, existe la necesidad de disponer de algún método para medir cuantitativamente la templabilidad. Se emplea ordinariamente con este objeto el ensayo de Jominy, que se basa en un temple diferencial. La muestra empleada es cilíndrica, de 1 pulgada de diámetro y 4 pulgadas de longitud; esta muestra se somete a un tratamiento de austenitización y se transfiere luego rápidamente al dispositivo de temple (Fig.9.11). Se realiza el temple mediante un chorro de agua de temperatura especificada, el que se hace incidir sobre un extremo de la pieza cilíndrica de ensayo a una velocidad de flujo también especificada. Así, el extremo inferior de la barra es templado efectivamente por el agua, mientras que el extremo superior se enfría al aire. Después que toda la pieza esté fría se cepilla una superficie lateral del cilindro y se mide la dureza a lo largo de la longitud de la probeta. En la Fig.9.12 se muestran resultados típicos. La templabilidad Jominy es la distancia desde el extremo templado de la probeta a la zona de dureza media, 1/2 pulgada en el caso del acero ilustrado en la Fig.9.12.

La templabilidad de un acero está determinada por tres factores, el tamaño de grano, la homogeneidad y la composición de la austenita.

1) Tamaño de grano austenítico. Ya que la perlita se nuclea sobre los

límites de grano austeníticos, una austenita de grano fino tiende a transformarse a perlita más rápidamente que una de grano grueso. Los aceros con austenita de grano fino tendrán menor templabilidad, entonces, que los aceros de grano grueso.

2) Homogeneidad de la austenita. Ya que la reacción perlítica es nucleada por la formación de carburos, los carburos residuales o las áreas localizadas de austenita ricas en C hacen que la reacción perlítica comience más temprano y contribuyan así a una templabilidad superficial. Una temperatura de austenitización elevada, que origina una austenita homogénea y de grano grueso, hará que el acero tenga una mayor templabilidad que la correspondiente a una temperatura de austenitización baja.

3) Composición de la austenita. Los elementos aleantes que, además del C, deben difundir durante la reacción perlítica, en la mayoría de los casos hacen más lenta la formación de la perlita y, por lo tanto, aumentan la templabilidad. En el acero de bajo carbono ilustrado en la Fig. 9.10, la nariz de la curva C está relativamente desplazada hacia la izquierda y solamente un temple en agua de piezas relativamente pequeñas evitaría la formación de la perlita. Por esta razón es que este acero es templable en agua. La adición de unos pocos porcientos de Mn, Cr o Ni hacen más lenta la reacción perlítica y desplazan P_s suficientemente lejos hacia la derecha como para que un temple en aceite pueda dar una velocidad de enfriamiento suficientemente elevada como para formar una estructura totalmente martensítica. El resultado será un acero templable en aceite. La adición de más de estos elementos aleantes, con quizás V o Mo, pueden hacer tan lenta la reacción perlítica que el acero sea templable al aire, es decir, aún el enfriamiento al aire producirá la formación de una proporción considerable de martensita en la estructura. Como discutiremos en el capítulo siguiente, una de las razones del empleo de los aceros aleados es obtener la templabilidad deseada.

9.8 - EFECTOS TERMICOS, CAMBIOS DE VOLUMEN Y GENERACION DE TENSIONES DURANTE LAS TRANSFORMACIONES.

La transformación de austenita a perlita o martensita está acompañada por una expansión del acero y por una cesión de energía térmica. Las temperaturas críticas pueden ser determinadas midiendo los cambios dimensionales en función de la temperatura (mediante el empleo de un dilatómetro), o por curvas de enfriamiento o calentamiento (análisis térmico). Una demostración simple de los cambios dimensionales y térmicos puede hacerse tendiendo una curda de piano, que se fabrica con un acero aproximadamente eutectoide, entre dos soportes con contactos eléctricos. (Un alambre de 0.034 pulgadas de diámetro y 12 pies de longitud puede emplearse directamente con una fuente de poder de 110 voltios). Se hace pasar la corriente a través del alambre hasta que la temperatura sea superior a A_1 , cortando luego la corriente para que el alambre se enfríe al aire. Durante el calentamiento el alambre se combará, pero ya que la velocidad de calentamiento no será uniforme a lo largo de toda su longitud, la transformación a austenita a la temperatura A_1 no será fácilmente detectable. Sin embargo, a medida que se enfría, el alambre combarado se estirará a medida que la austenita se contrae al disminuir la temperatura. Debido a su delgada sección, el enfriamiento será rápido y el acero no se transforma antes de alcanzar un color rojo oscuro, correspondiente a una temperatura entre 550 y 600°C. Se transformará entonces en perlita fina y será visible el recalentamiento del alambre. La expansión resultante de la transformación y de este aumento de la temperatura provoca que el alambre se combee abruptamente. A medida que la estructura transformada continúa transformándose, el alambre suspendido reasume su contracción lenta y vuelve a estirarse hasta su posición original.

Durante el enfriamiento lento, como el que se produce dentro de

un horno, no existe un gradiente de temperatura marcado entre el exterior y el centro, ^{aun} en secciones  relativamente gruesas; toda la transformación se produce a una temperatura elevada (A_{r1}), y la expansión que acompaña la transformación se acomoda por deformación del metal plástico. Bajo estas circunstancias no se originan tensiones residuales apreciables. Cuando se enfría al aire o en un medio líquido una sección gruesa el exterior puede alcanzar la temperatura de transformación y expandirse, mientras que el centro está aún mucho más caliente y aún en estado totalmente austenítico. Para acomodar la expansión superficial, el metal en la región central es tensionado hacia la superficie y los extremos pueden ser forzados hasta adquirir forma ligeramente cóncava. Mucho después que la sección superficial se haya transformado y readaptado su contracción normal, la sección central alcanza su temperatura de transformación y comienza a expandirse. A fin de conformarse a una expansión del interior, las capas superficiales deben expandirse. Ya que en ese instante dichas capas superficiales están sufriendo una contracción, la expansión forzada tiene lugar por fluencia plástica, pero a una temperatura mucho menor y en un metal que tiene menor plasticidad que el correspondiente al caso de enfriamiento en el horno. Cuando se trata de un acero fundido y laminado hasta un espesor de 1 pie, si esta placa ha sido templada la etapa del ciclo de enfriamiento que estamos describiendo puede encontrar a la superficie en una condición martensítica frágil, incapaz de deformarse plásticamente, y las secciones superficiales podrán romperse, a veces con violencia explosiva. Suponiendo que la superficie pueda conformarse plásticamente a la expansión del centro, las etapas finales del enfriamiento encontrarán un centro que se ha transformado a temperatura mayor y, en consecuencia, está más caliente, contrayéndose más que la superficie y tendiendo ahora a ejercer sobre ella tensiones hacia el interior. Esta tensión tensil del centro está balanceada por la tensión elástica

compresiva de la superficie de modo que, cuando todo el metal se encuentra a temperatura ambiente, habrá una tensión tensil residual en el centro y una tensión compresiva residual sobre la superficie. Sin embargo, este estado se invierte si la superficie no se deforma plásticamente, como en el caso de los aceros aleados de alta templabilidad, templados.

Las tensiones residuales no están confinadas a secciones de un espesor de 1 pie; pueden ser encontradas en muchos metales y en tamaños menores que espesores de 1 pulgada, si el enfriamiento desde una temperatura alta es suficientemente rápida como para producir una diferencia de temperatura marcada entre secciones superficiales y del interior de la pieza. Una elevada temperatura de temple origina, habitualmente, mayores gradientes térmicos, y así introduce mayores tensiones, con un incremento correspondiente en el peligro de formación de fisuras o de distorsión. Las tensiones descritas más arriba actúan, en probetas cilíndricas, en una dirección circunferencial, pero éstas están también acompañadas por tensiones longitudinales (a lo largo de la longitud sobre la superficie) y radiales (desde la superficie hacia el centro). Las tensiones originan un desplazamiento del espaciado atómico normal. Si la red cristalina no está muy distorsionada, las tensiones pueden ser detectadas por determinaciones con rayos X. También pueden ser detectadas mecánicamente eliminando por maquinado las capas superficiales ya que, cuando una parte del metal en un sistema de tensiones elásticas balanceadas es eliminada, las tensiones remanentes estarán fuera de equilibrio, causando cierta deformación o distorsión. Este es un problema frecuente de magnitud considerable en el taller mecánico.

Las tensiones residuales pueden ser eliminadas térmicamente por un calentamiento a una temperatura suficientemente alta como para permitir la deformación plástica. El límite elástico de la mayoría de los metales disminuye rápidamente a temperaturas altas y, ya que las tensiones están balanceadas elásticamente, disminuirán por fluencia interna.

También son reducidas por una deformación externa; el estirado de una varilla provoca mayor fluencia en secciones previamente sometidas a tensiones tensiles y puede eventualmente invertir la tensión en secciones bajo fuerzas originalmente compresivas, resultando en un efecto igualador cuando se elimina la fuerza externa.

Cuando la martensita se forma en una austenita relativamente fría puede estar sometida a tensiones de una magnitud mucho mayor (ya que el límite elástico es más alto), pero sobre una escala mucho menor. Las primeras láminas de martensita que se forman en austenita plástica pueden expandirse sin dificultad. Cuando la austenita adyacente se transforma posteriormente a martensita, la expansión resultante es dificultada por el contacto con la martensita formada previamente. Así, las primeras agujas de martensita están sometidas a una tensión tensil elástica localizada y de alta magnitud, con sus vecinas más recientes balanceadas en compresión.

9.9 - REVENIDO DE LA MARTENSITA.

Un acero cuya estructura es martensita recién formada es muy duro pero también muy frágil. La fragilidad es debida, en parte, a las propiedades intrínsecas de la martensita y, en parte, a las tensiones internas que acompañan a la formación de la martensita. El revenido del acero templado, es decir, el recalentamiento del acero a alguna temperatura por debajo de 723°C , puede aumentar su ductilidad, lo cual, usualmente, está acompañado por cierta disminución en la dureza. Mientras que la martensita es estable con respecto a la austenita a temperaturas inferiores a M_D , es inestable respecto de la ferrita y la cementita. Hay cierta tendencia a que la martensita se descomponga en estos constituyentes, aún a temperatura ambiente. El calentamiento, como se realiza en el revenido, acelera la descomposición.

El revenido puede ser estudiado muy efectivamente por metalografía,

análisis de rayos X y dilatometría. Estas técnicas muestran que el proceso de revenido, para tiempos ordinarios de recalentamiento, tiene lugar en una serie de etapas bien definidas en intervalos de diferentes temperaturas.

1) 100 a 200°C. La martensita fresca se ataca coloreándose de blanco cuando se la prepara para el examen metalográfico pero, después de haber sido calentada dentro de este rango de temperaturas, se colorea de negro.

No pueden resolverse en la estructura partículas individuales, y esta estructura recibe el nombre de martensita revenida. Los diagramas de difracción de rayos X de la martensita revenida en este rango muestran que se han producido cambios marcados en la estructura, en una escala demasiado fina para ser resuelta por el microscopio óptico. Esto está ilustrado en los datos mostrados en la Fig. 9.13. La relación c/a de la martensita es una medida de la cantidad de C en solución, y es evidente de los datos de la Fig. que, cuando se ha alcanzado la temperatura de 200°C, la martensita se ha descompuesto. No aparecen líneas características de la cementita en el diagrama de difracción, pero los datos de rayos X indican, en este rango de temperatura, que el 75% del C precipita de la solución sólida bajo alguna forma de carburo de transición. La formación del carburo de transición, llamado carburo ϵ , está acompañada por un ligero aumento en la dureza.

2) 200 a 260°C. En este intervalo de temperaturas el acero comienza a ablandarse pero no se producen cambios marcados en la estructura. Si el acero contiene austenita retenida, esta fase puede comenzar a descomponerse.

3) 260 a 360°C. Los diagramas de rayos X tomados sobre un acero revenido en esta región comienzan a mostrar líneas de difracción características de la cementita. Así, el carburo de transición toma carbono adicional y se transforma en partículas muy finas de cementita. Estas no pueden

ser resueltas bajo el microscopio, y la estructura es todavía llamada martensita revenida. Sin embargo, se produce una marcada disminución en la dureza durante el revenido en este rango.

4) 360 a 723°C. Cuanto mayor sea la temperatura en este rango de revenido, más gruesas serán las partículas de cementita. Después de un revenido a 650°C o temperaturas mayores, las partículas son fácilmente resueltas bajo el microscopio óptico, y en esta condición la estructura se denomina esferoidita, debido a la forma esférica que toman las partículas de carburo. Cerca del límite superior de temperaturas de este rango el acero se ablanda totalmente.

El revenido de la martensita implica la difusión del carbono a medida que las partículas de cementita crecen a partir de una solución sólida homogénea. Así, la magnitud del revenido depende de la temperatura y de la duración del tratamiento térmico. La energía de activación asociada con el mecanismo de revenido es suficientemente elevada como para que la temperatura sea un factor más importante que el tiempo; es decir, un pequeño incremento en la temperatura es equivalente a un gran incremento en el tiempo. Por esta causa, las instrucciones referentes al revenido se dan usualmente en términos de temperatura, siendo sobrentendido que el tiempo a dicha temperatura será de ^eunas pocas horas, no siendo muy importantes los valores exactos de la duración del tratamiento. Cuando se desea mostrar cómo varía una propiedad, tal como la dureza, en función de la temperatura y del tiempo, pueden graficarse los datos en función de la cantidad

$$T (c + \log t)$$

donde T es la temperatura absoluta, t el tiempo y c una constante que depende de la naturaleza del acero. Este parámetro, introducido por Hollomon y Jaffe, permite graficar los datos de revenido tomados a distintos tiempos y temperaturas sobre una única curva, como es ilustrado en la

Fig.9.14. Nótese que, aunque el revenido tiene lugar en una serie de etapas distintas, la curva de revenido muestra una disminución continua en la dureza.

9.10 - RESUMEN DE LA TEORIA DEL TRATAMIENTO TERMICO DEL ACERO.

Cuando se enfría un acero austenitizado a una velocidad baja, se forma una perlita gruesa mediante un mecanismo de nucleación y crecimiento que requiere la difusión del carbono hacia las láminas de cementita. Un enfriamiento más rápido origina una estructura perlítica más fina. También puede formarse perlita por transformación isotérmica a temperaturas que pueden llegar a 200°C por debajo de A_1 ; el tiempo requerido para que la reacción comience y se complete es mostrado en el diagrama TTT. A una temperatura de transformación isotérmica menor puede formarse bainita en vez de perlita. La martensita se forma directamente de la austenita a temperaturas por debajo de M_s . La transformación martensítica es atérmica y sin difusión, teniendo lugar mediante un mecanismo de cizallamiento. La martensita, una solución metaestable de C en Fe que tiene una estructura cristalina tetragonal, está caracterizada por tener elevada dureza y fragilidad para contenidos de carbono mayores de 0.30%. El recalentamiento de la martensita origina su descomposición en las fases ferrita y cementita, con el consecuente ablandamiento y aumento en ductilidad.

9.11 - MICROESTRUCTURAS.

Mediante el empleo de equipo adecuado puede determinarse fácilmente los diagramas de transformación isotérmica, usando solamente un baño de sales líquidas para el austenitizado a temperaturas elevadas, un baño de sales para la transformación a temperatura media a baja, y un tanque de agua fría. Puede emplearse un durómetro y un microscopio para determinar el tiempo de inicio y totalización de la transformación de la austenita.

La austenita nunca aparece como tal, en proporción apreciable, en la

microestructura de un acero de bajo carbono. Toda austenita presente se transformará esencialmente en martensita durante el temple desde el baño de transformación hasta temperatura ambiente. Las características de ataque químico de la martensita varían en función del contenido de carbono de la austenita a partir de la cual se forma (microfotografías de 9.1a a 9.2b).

La perlita aparece micrograficamente tal como se describió en el capítulo anterior; la perlita fina que se forma cerca de la nariz del diagrama de transformación es difícil de resolver, excepto cuando las láminas son casi paralelas a la superficie de pulido. La ferrita proeutectoide o el carburo prácticamente no presentan dificultades respecto del pulido o de su identificación (microfotografías 9.1a a 9.2b, 9.3 a 9.12)

La bainita formada a aproximadamente 400°C tiene una apariencia de plumas. Las "varillas" que salen del tronco de estas plumas son similares a las de la perlita, pero son más rectas y finas que en el caso de la perlita ordinaria. A 250-300°C la bainita tiene una estructura acicular muy análoga a la martensita revenida. Sin embargo, en probetas transformadas parcialmente a bainita la estructura templada muestra que las agujas de martensita son blancas, mientras que las de bainita son negras (microfotografías 9.19 a 9.20).

La razón por la cual la martensita se ataca de color blanco, mientras que la bainita de baja temperatura se ataca de color negro, está relacionada a la distribución de carbono. La martensita, que se forma por una transformación sin difusión, tiene la misma composición de la austenita de la que proviene y es una solución sólida, mientras que la bainita contiene partículas de carburo en forma altamente dispersa. Estas partículas de carburo en bainita y también en la martensita revenida, son responsables del ennegrecimiento de estos constituyentes durante el ataque químico.

Los procedimientos generales para el pulido y ataque de las estructu-

ras perlíticas fueron discutidos en el capítulo VIII. Las estructuras bainíticas y martensíticas son muy fáciles de pulir, en comparación con las perlitas. Su mayor dureza elimina prácticamente las dificultades relacionadas con la deformación superficial. Sin embargo, mientras que se prefiere el picral como reactivo para la perlita, el nital es preferido para atacar martensita y bainita. Esto es razonable en tanto que el nital fué especificado como más deseable para delinear la ferrita.

Las microfotografías de esta sección no tratan de mostrar el desarrollo total de todas las partes del gráfico de transformación. Las microfotografías 9.1a y 9.1b, 9.2a y 9.2b muestran etapas en la separación de ferrita a partir de la austenita en un acero hipoeutectoide. Esta serie, además de mostrar la separación de la ferrita en una austenita hipoeutectoide como masas en los límites de grano justamente por debajo de A_1 , muestra muy bien el efecto del contenido de carbono sobre las características de ataque de la martensita. A medida que se separa la ferrita la austenita remanente se hace más rica en carbono, y la martensita formada durante el temple se ataca más lentamente.

En las microfotografías de 9.3 a 9.6 se muestran estructuras de transformación parcial similares, para un acero hipereutectoide austenitizado, mientras que en las microfotografías 9.7 a 9.12 se muestra las estructuras para el mismo acero austenitizado entre A_{cm} y A_1 .

Una serie de estructuras martensíticas revenidas para un acero con 0.70% C son reproducidas en las microfotografías de 9.13 a 9.18. Finalmente, en las microfotografías 9.19 a 9.20 se muestran algunas estructuras bainíticas representativas.

Las estructuras martensíticas revenidas (microfotografías 9.13 a 9.18), varían, en sus características de ataque, con el tamaño de las partículas de carburo o el camino libre medio de la ferrita entre ellas. En una serie revenida, es deseable atacar todas las muestras al mismo tiempo para obtener una evaluación comparativa específica de la "densidad de en-

negrecimiento" de la martensita revenida.

9.12 - PROPIEDADES DE LOS AGREGADOS FERRITA-CARBUROS.

La presencia de carburos en los aceros hipereutectoides ha sido mencionada anteriormente como una fuente de fragilidad. En las estructuras perlíticas la ferrita es continua y ocupa alrededor del 90% de la estructura; el 10% de carburo, distribuido en finas láminas, interrumpe la continuidad de la ferrita mucho más que la misma proporción de carburos distribuidos en una dispersión esférica o globular, característica de la martensita revenida. En consecuencia, aunque la perlita fina y la martensita revenida puedan tener la misma dureza y presentarse como estructuras negras similares, que no pueden resolverse en el microscopio a ^{4x}aplicaciones moderadas, la estructura laminar desarrollada directamente a partir de la austenita siempre presenta menos resistencia al impacto, particularmente en el ensayo de muestras con muescas, que requiere una plasticidad local buena, que la estructura globular de las mismas fases desarrolladas por temple y revenido.

En la tabla 9.1 se presentan algunos datos típicos de ensayos de tensión sobre especímenes de 0.25 pulgadas de diámetro y 1 pulgada de longitud útil (comparable a las probetas usuales de 0.505-por 2 pulgadas). Estos datos muestran un aumento lineal en las propiedades mecánicas al disminuir la temperatura de la reacción. Hay una discontinuidad en los cambios de las propiedades en la vecindad de la nariz de la curva C a aproximadamente 550°C, pero en la región bainítica hay nuevamente un aumento lineal en la resistencia con la disminución en la temperatura. Parecería haber dos máximos, como se muestran por los valores de la elongación o de la reducción en área, uno en la mitad del rango perlítico y otro en la mitad del rango bainítico. No se incluyen datos sobre las probetas martensíticas ya que es casi imposible obtener carga uniforme y datos representativos de ensayos de tensión para esta estructura frágil.

Las propiedades de las estructuras martensíticas revenidas, en aceros

al carbono, están representados por los datos dados en la table 9.2. En este caso, el acero es de contenido medio de carbono. Los datos muestran una disminución gradual en la resistencia y un aumento en la ductilidad, que acompañan a las temperaturas de revenido mayores y la formación de partículas de carburos más gruesas.

9.13 - AUSTEMPERING.

Este es el nombre de un proceso especial de tratamiento térmico que consiste en transformar isotérmicamente la martensita a una temperatura dentro del rango de formación de perlita fina y de formación de la martensita. Las estructuras desarrolladas en este rango son llamadas bainitas, las cuales, en aceros al carbono, no pueden desarrollarse en ninguna probeta enfriada continuamente desde la línea A_1 hasta temperatura ambiente, independientemente de la velocidad de enfriamiento. El gráfico de transformación (Fig.9.2), muestra el rango de dureza de las estructuras bainíticas. Al menos en la parte inferior del rango de temperaturas, la bainita tiene una dureza comparable directamente con la dureza de la martensita revenida. Ya que esta estructura se forma directamente a partir de la austenita, a temperatura apreciablemente mayor que la martensita, las microtensiones desarrolladas en la bainita son de mucha menor intensidad.

Las estructuras bainíticas con durezas de R_c 50 han exhibido una plasticidad muy alta para un acero ~~templado~~; Secciones de 0.19 pulgadas han mostrado una reducción en área en ensayos de tensión de 35%, o una energía absorbida de 35 pie-libra durante los ensayos de impacto, mientras que la martensita revenida, con dureza equivalente, muestra menos de 1% de reducción en área y solamente una resistencia al impacto de 3 pie-libra. Sin embargo, solamente en este rango de dureza las estructuras bainíticas son superiores y, en tal caso, solamente en los aceros al carbono. En el rango R_c 40-45 la estructura martensítica revenida es superior por las mismas razones que es superior a la perlita fina.

Las estructuras bainíticas no pueden obtenerse en el rango de dureza requerido para herramientas de corte, R_c 60-65. Otras limitaciones del proceso se refieren a los requerimientos de tamaño; las secciones deben ser suficientemente delgadas para que el paso por la nariz de la curva C durante el enfriamiento sea suficientemente rápido para evitar la formación de perlita fina; se requiere equipo más caro para templar en baño a 250-400°C, manteniendo esta temperatura durante un tiempo fijo y, finalmente, las variaciones normales entre diferentes partidas de acero originan requerimientos de tiempo variable para la transformación en el rango de temperaturas requerido.

9.14 - MARQUENCHING (MARTEMPERING).

En la sección 9.12 se señaló que las estructuras martensíticas revenidas son superiores en ductilidad y tenacidad a las estructuras de transformación directa, en el rango de durezas frecuentemente importante de R_c 25-45. Esto ha aumentado la importancia de la templabilidad, haciendo deseable poder templar a martensita a través de una sección gruesa. Al mismo tiempo, este efecto hace más frecuente las dificultades inherentes al templado de la martensita, es decir, distorsiones, tensiones residuales y formación de fisuras. Esto se debe, en grado considerable, a los gradientes térmicos que acompañan necesariamente a un enfriamiento rápido.

Un estudio de la Fig.9.2 revela un método de eliminación de los gradientes térmicos y la mayor parte de las dificultades que hemos mencionado. Justamente por encima de la línea M_s , la austenita es metaestable y su transformación a bainita es lenta. Por lo tanto, en vez de templar a temperatura ambiente, es posible templar en un líquido a una temperatura justamente por encima de M_s del acero, manteniéndolo allí hasta que la temperatura sea uniforme en toda la pieza. Después se quita la pieza del líquido caliente y se la enfría de manera relativamente

lenta por debajo de la temperatura M_s . De esta manera no se originan macro tensiones térmicas sobreimpuestas a las micro tensiones que resultan de la transformación de austenita a martensita. Así se eliminan casi totalmente la distorsión, macro tensiones residuales y la formación de fisuras.

El tiempo que debe mantenerse el acero justamente por encima de M_s no es demasiado crítico, pues si se forma una pequeña cantidad de bainita ésta no va a reducir en forma notable la dureza o la resistencia alcanzada por el acero. La parte más crítica del proceso es el enfriamiento pasando por la nariz del gráfico de transformación, para evitar la formación de perlita fina. Esto es difícil ya que un baño caliente origina una velocidad de enfriamiento menor que un baño frío. Este problema es el mismo que se encuentra en el austempering, pero no deben confundirse los dos procesos: uno tiene por objeto desarrollar una estructura bainítica mientras que el otro tiende a obtener una estructura martensítica.

El término martempering fué elegido por el creador del proceso presumiblemente sobre la base de que este proceso originaba martensita con tensiones considerablemente menores que las que aparecen en un acero totalmente endurecido, y la menor tensión era análoga a una reducción de tensión lograda en una martensita revenida. Sin embargo, el término es confuso ya que la martensita obtenida en el proceso de martempering no es martensita revenida, en el sentido del término revenido. Está libre de ^{las} tensiones macroscópicas que resultan de los gradientes térmicos, pero el nivel de micro tensiones resultante de los cambios de volumen que acompañan a la transformación es elevado. Además, el martempering origina martensita blanca, tetragonal, si el contenido de carbono es alto y sin precipitación de carburos. Ella requiere el usual tratamiento de revenido subsecuente (a menos que sea una martensita blanda, de bajo contenido de carbono).

CAPITULO X

ACEROS PARA APLICACIONES ESTRUCTURALES.

¿Cómo debe ser el acero para un dado servicio? ¿De bajo carbono o aleado? ¿Carburizado, endurecido superficialmente o tratado térmicamente? ¿El tratamiento térmico debe ser un temple y revenido, un marquenching, o normalización y revenido? Aún para un servicio específicamente definido nunca existe una única respuesta a estas preguntas. Rara vez es posible definir claramente las condiciones de servicio posibles. La cantidad de datos disponibles en la literatura técnica puede ser de gran ayuda para aquéllos que tienen algún conocimiento de la teoría de los metales, pero también pueden ser confusos para aquéllos que tienen un conocimiento demasiado superficial. En este capítulo no será posible considerar todas las variables importantes en el empleo del diagrama Fe-C, de los diagramas de transformación y de otros conceptos, pero se espera poder suministrar algunos ejemplos de valor ilustrativo.

10.1 - ACEROS NO TRATADOS TERMICAMENTE AL ESTADO MARTENSITICO.

La mayor parte del tonelaje de los aceros producidos y consumidos en nuestra civilización industrial es de contenido de carbono relativamente bajo, sin ser tratado para alcanzar una estructura martensítica. Desde luego, esto no significa que no se emplea un estrecho control metalúrgico, sino solamente que los costos del tratamiento térmico para alcanzar un incremento en las propiedades es demasiado elevado, o que los tamaños de las piezas son demasiado grandes. Estos aceros de bajo carbono pueden ser controlados, en cuanto a su tamaño de grano, mediante la composición o el empleo de prácticas para mantener el tamaño de grano pequeño durante la obtención del acero, (fine-grain practice), siendo éste un término que significa, básicamente, el empleo juicioso del Al como para obtener en el acero una dispersión de partículas de Al_2O_3 que inhiben el crecimiento de grano durante el calentamiento previo a

la deformación en caliente. Para el caso de los aceros deformados en caliente, el tamaño de grano es también controlado mediante las temperaturas empleadas en la deformación y, particularmente, la temperatura de ^{terminación.} ~~deformación~~. Por último, se controla la velocidad de enfriamiento, por ejemplo, en el caso de lámina plana laminada en caliente, controlando la temperatura del acero cuando es bobinado. Una lámina de 0.100 pulgadas de espesor se enfría muy rápidamente cuando está abierta pero lentamente cuando está bobinada. Sobre la base de los argumentos presentados en los dos capítulos precedentes, pueden deducirse los efectos cualitativos de estas variables.

El desarrollo tecnológico de las modernas laminadoras, que pueden laminar en frío aceros en forma de láminas de espesor de 0.100 pulgadas, obtenido por laminación en caliente, hasta espesor tan bajos como 0.008 pulgadas en anchos que pueden llegar hasta 60 pulgadas y a velocidades de hasta 6000 pies por minuto, produjo un tremendo incremento en el uso de aceros laminados en frío. Daremos a continuación algunos ejemplos específicos y discutiremos algunos de los problemas técnicos asociados.

1 - Artículos de porcelana esmaltada.

Para producir las formas o paneles de acero recubierto de porcelana de empleo diario habitual, se da a las láminas de acero la forma deseada, se las recubre con una frita silícea, y se las calienta hasta la temperatura necesaria para fundir la frita hasta un estado vídrioso, generalmente a una temperatura próxima a 820°C. Dos recubrimiento, uno de base y otro de terminación, pueden ser usados, teniendo el último un agregado de pigmento inorgánico para obtener el color deseado. Contenidos bajos de C e H₂ son deseables en el acero para evitar la formación de gases tales como CO e H₂ en la interfase entre el recubrimiento cerámico fundido y la superficie del metal cuando se lo lleva a 820°C. Una técnica nueva para eliminar el carbono del acero porcelanizado es el denominado proceso de recocido en bobina abierta, basado en una técnica empleada anteriormente sólo en el laborato-

rio. Se enrolla una bobina de acero al carbono laminado en frío de manera tal que entre las vueltas sucesivas se mantenga un cierto espaciado. Se calienta el material a la temperatura deseada entre 680 y 700°C, manteniendo vertical el eje de esta bobina "abierta"; mientras un ventilador hace pasar amoníaco disociado ($N_2 + H_2$) y vapor de agua a través de la bobina. La reacción resultante $C + H_2O \rightarrow H_2 + CO$, removerá carbono y nitrógeno sin oxidar el Fe, si p_{H_2} / p_{H_2O} está comprendida entre 2 y 10 a 710°C. En láminas relativamente delgadas, el H_2 será eliminado por difusión durante el enfriamiento lento subsecuente, particularmente en el rango de 200 a 80°C.

2 - Carrocerías para automóviles.

Las consideraciones críticas, en este caso, son la capacidad de trabajar en frío hasta la forma deseada en un número mínimo de operaciones, y la condición de la superficie después del formado. El formado en frío del acero es todavía, en gran parte, un arte, pero pueden hacerse algunos planteos cualitativos acerca de las propiedades necesarias en el acero (ignorando por el momento el diseño de las matrices de formado, lubricantes, etc.):

- 1) - Es deseable una combinación de bajo punto de fluencia y alta resistencia máxima a la tensión.
- 2) - Es concomitante con el requerimiento 1) la necesidad de un grado considerable de elongación uniforme (correspondiente a la deformación plástica entre el límite elástico y la carga máxima en un ensayo de tracción).
- 3) - Un valor elevado obtenido en el ensayo de copa Olsen o la posibilidad de hacer una indentación hemisférica profunda (3/4 pulgadas de diámetro), antes de la fractura, indica ductilidad biaxial.
- 4) - Tamaño de grano moderadamente fino; si el tamaño de grano es más fino que el N°9 el formado se deteriora, si es más grueso que el N°7 puede producirse "piel de naranja" o rugosidad superficial durante el formado.
- 5) - Es deseable una baja elongación al punto de fluencia, lo cual puede ser obtenido por endurecimiento superficial por laminación a una reducción de 1%

o mediante "roller flexing" o rompiendo el grano, es decir, estirando cada superficie localmente más allá del punto de fluencia. Una elevada elongación en el punto de fluencia no reduce la formabilidad pero sí conduce a rugosidad superficial, debido a la presencia de bandas de Lüders de elongación localizada.

3 - Hojalata.

Este material representa el segundo término en cuanto a la producción de acero. Es un acero de bajo carbono, usualmente laminado primero en caliente, luego en frío hasta las dimensiones requeridas, recocido en proceso y endurecido superficialmente por laminación y recubierto electrolíticamente con Sn, hasta alcanzar un espesor de capa de estañado de 15/1,000,000 pulgada, la cual es subsecuentemente fundida para obtener un recubrimiento superficial brillante. Al igual que en los dos casos precedentes, en los cuales ignoramos los detalles metalúrgicos más específicos, llamaremos ahora la atención sobre una revolución tecnológica producida en este campo durante 1962-1963. Antes de esta fecha, se consideraba necesario que el acero tuviese, al menos, ductilidad tensil de 10% para poder doblar los extremos de los cuerpos de los botes y poder unirlos para darles su forma cilíndrica. Cuando los recipientes de Al y de plástico comenzaron a reemplazar a la hojalata en ciertas áreas, fue necesario producir espesores de hojalata ^{ta/} más delgados, y, por lo tanto, de menor costo por área unitaria. Pudo lograrse esto mediante un recocido a un espesor entre 50 y 75% mayor que el requerido en el producto final y laminado después en frío hasta dicho espesor final. De esta manera pudo laminarse el material hasta espesores tan delgados como 0.005 pulgadas, manteniendo este estado de laminado en frío ^{una} resistencia suficiente como para que se lo pudiese pasar por la línea de electrodeposición de Sn a velocidades normalmente altas. El aspecto económico es algo oscuro pero se basa esencialmente en que se produce un 50% más de hojalata por tonelada de acero, y los recipientes se hacen en términos de unidades de área y no de peso de hojalata.

En la tabla 10.1 se presentan las propiedades relativas de las hojalatas comerciales. Desde el punto de vista tecnológico lo más notable es el hecho que las nuevas hojalatas con doble reducción en frío pueden ser flexionadas sin formación de fisuras, lo que representa un alargamiento tensil de 8%, aún cuando el ensayo ordinario de elongación tensil nos da un valor de 1%. Desde luego, la elongación registrada con 1% corresponde a una probeta con longitud útil de 2 pulgadas, y si uno mide la deformación justo antes de la fractura sobre una longitud útil de 0.01 pulgada en la vecindad de la región deformada localmente, se encontrará que la elongación está comprendida entre 40 a 50%. (Debe recordarse siempre que las elongaciones correspondientes a un ensayo de tracción tienen dos componentes, una elongación uniforme sobre toda la probeta y una elongación local durante la constricción que precede a la fractura; es este último aspecto el que hace frecuentemente que la longitud útil de la probeta sea un elemento crítico en la obtención de los datos de la elongación porcentual.). Un segundo aspecto en la discrepancia encontrada entre la capacidad de deformación para formar el borde y la elongación medida en un ensayo de tracción es que la flexión debe hacerse en la dirección de laminación, es decir, los botes de hojalata deben fabricarse de tal manera que la dirección de laminación del acero corresponda a la dirección circunferencial del bote. En general, la elongación determinada en el ensayo de tracción, empleando probetas cortadas en sentido transversal o longitudinal de la lámina, tendrán valores similares; sin embargo, se producirán fisuras cuando se quieran formar los bordes del recipiente en la dirección transversal.

4 - Placas gruesas de acero para barcos y cisternas.

Las numerosas fallas de estructuras grandes de acero soldado durante los inviernos fríos llamaron la atención sobre el comportamiento frágil de los aceros de bajo carbono y, más generalmente, el de casi todos los metales que no cristalicen según la estructura cúbica de caras centradas. Discuti-

Tratemos más adelante el problema de la fractura frágil. Será suficiente aquí decir que los factores metalúrgicos discutidos anteriormente pueden minimizar el problema ingenieril mediante la disminución de la temperatura de transición, por encima de la cual no se observará fractura frágil, hasta valores inferiores a las temperaturas de servicio normales durante el invierno. El parámetro básico a controlar es el tamaño de grano ferrítico, que puede mantenerse pequeño recurriendo a medidas tales como:

- 1) - Empleando acero calmado al Al.
- 2) - Sometiendo el material a un intenso trabajado en caliente y controlando la temperatura de terminación (justamente por encima de A_1).
- 3) - Por normalización (cuando se emplean temperaturas de terminación elevadas).

5 - Soldadura de acero dulce.

Desde el punto de vista metalúrgico, la soldadura por fusión es simplemente una operación de fusión y colada en la cual el metal soldado "colado" se hace parte integral con el metal sólido del "molde", que se está soldando. Habrá necesariamente, entonces, un gradiente de temperatura desde el metal a soldar, que se encuentra generalmente a temperatura ambiente, hasta el metal líquido sobrecalentado. Algunas de las consideraciones metalúrgicas respecto de la soldadura del acero dulce, implícitas en este planteo, son las siguientes:

- 1) - El metal de aporte debe tener un contenido bajo de H_2 y de óxidos o C, para evitar la liberación de cantidades excesivas de gases a partir del metal líquido.
- 2) - El metal de aporte se solidificará muy rápidamente y tendrá, por lo tanto, una estructura muy fina.
- 3) - El metal adyacente será calentado hasta el estado austenítico, y, usualmente, será muy rápidamente enfriado por el metal adyacente frío.
- 4) - Este efecto de temple sobre el metal austenitizado originará martensi-

martensita no es muy frágil), o la templabilidad sea baja (contenidos bajos de elementos aleantes tales como Cr y Mo).

5) - Existirá una zona adyacente al metal austenitizado que habrá sido calentada hasta por debajo de la temperatura A_1 ; para un acero inicialmente laminado en frío, ésto representará un proceso de recocido y, por lo tanto, habrá una zona ablandada localmente que estará sometida a un proceso de envejecimiento por deformación ("strain aging").

10.2 - ACEROS AL CARBONO TEMPLABLES.

Los aceros de bajo carbono, es decir, con un contenido aproximado de 0.15% C, no son generalmente considerados endurecibles por temple a partir del estado austenítico. Sin embargo, una lámina de acero con 0.15% C, templada en agua desde 900°C, presentará una resistencia máxima a la tracción de 150,000 psi y una elongación tensil de 5%, mientras que en el estado recocido y laminado en frío en un 50%, presentará una resistencia máxima a la tracción de solamente 100,000 psi con menos de 1% de elongación. Así, controlando la estructura con tratamientos térmicos adecuados, puede hacerse que el metal sea más resistente y más dúctil simultáneamente.

Los aceros al carbono que contengan más de 0.25% C son casi totalmente endurecibles por temple, es decir, se los puede llevar a un estado martensítico duro y resistente. Los aceros con contenido de carbono entre 0.25 y 0.55% C se emplean generalmente en el estado templado y revenido. Puede alcanzarse un amplio rango de propiedades, entre R_c 48 o resistencia máxima a la tracción de alrededor de 230,000 psi y R_c 20 o resistencia máxima a la tracción de alrededor de 110,000 psi. Dentro de este rango, se elige para el tratamiento térmico un acero al carbono tratado térmicamente si:

- 1) - Las temperaturas de servicio son próximas a la temperatura ambiente, es decir, no superiores a 260°C.
- 2) - La sección es suficientemente delgada como para que toda la pieza tenga estructura martensítica después del temple, es decir, que el espesor sea menor de 1/2 pulgada.

3) - Que sea posible el temple en agua, es decir, que no sean importantes la distorsión producida por el temple o los cambios bruscos en el espesor de la sección.

El punto 2) se refiere implícitamente a la templabilidad, la cual es muy sensible al tamaño de grano y a la composición química, específicamente a la presencia de Mn, Si, y elementos residuales, tales como el Cr o Mo, cuando estos elementos están en solución en la austenita. Cuando la concentración de estos elementos está sobre el lado alto del rango usual, las secciones delgadas de aceros al carbono pueden ser templadas satisfactoriamente en aceite, o en agua si las secciones son más gruesas.

Puede desearse a veces una superficie con estructura martensítica, para tener resistencia al desgaste adecuada, con una estructura ferrítica-perlítica fina en el centro, para tener valores adecuados de tenacidad. Desde luego, esto puede obtenerse templado al agua una sección gruesa, por ejemplo, una barra de 1 pulgada de diámetro, después de calentar toda la pieza a la temperatura apropiada por encima de la línea A_{c3} . Alternativamente, puede obtenerse ~~para~~ el mismo tipo de distribución de estructura calentando las capas superficiales de una sección gruesa hasta dicha temperatura, empleando calentamiento por inducción a frecuencia alta o llamas intensas.

También es posible calentar solamente una parte de un conjunto, en vez de solamente la superficie para lograr un temple local. Alternativamente, es posible templar al agua solamente una parte de la sección, por ejemplo, llaves inglesas, alicates, etc., durante un cierto tiempo y luego templar en aceite toda la pieza, obteniendo así nuevamente una parte martensítica y una parte perlítica fina.

En todos los casos, la máxima dureza martensítica está determinada por el contenido de carbono del acero, suponiendo que el tratamiento de austenitización lleva todo el carburo de hierro a solución en la austenita. A fin de asegurar esto, muchas estructuras son normalizadas previamente al trata-

miento térmico de temple.

Después de templar un acero al carbono, la estructura debe ser revenida, suponiendo que el contenido de carbono sea mayor que 0.20%. (Las martensitas de bajo carbono son relativamente dúctiles y, por lo tanto, no requieren revenido).

La reducción de dureza y resistencia a la tracción es una función casi lineal de la temperatura hasta 650°C. Hay un incremento correspondiente en la ductilidad, prácticamente lineal, como lo indica la elongación tensil y la reducción de área a la fractura. La dispersión en los valores de las propiedades, observada cuando se realizan miles de ensayos, será, generalmente, una indicación de la variabilidad de la estructura asociada con templabilidad marginal. La presencia de pequeñas cantidades ^(de perlita) será siempre perjudicial.

Aún cuando el acero templado y revenido pueda tener la misma resistencia mecánica y dureza que un acero normalizado de grano fino, la estructura templada y revenida será muy superior para ciertos usos que requieren tenacidad, es decir, capacidad de absorber grandes cantidades de energía sin presentar fractura frágil. Las partículas finas de carburo esferoidal, desarrolladas durante el revenido de la martensita, no inician fisuras internas, mientras que las láminas cristalinas de Fe_3C en la perlita del mismo contenido de carbono presentarán una mayor área superficial y, siendo frágiles, iniciarán fisuras. Por lo tanto, para ciertos servicios, se justifica ampliamente el costo de los procesos de temple y revenido.

10.3 - ACEROS ALEADOS TEMPLABLES.

Las propiedades mecánicas de los aceros aleados de medio carbono (0.25 a 0.55% C) a temperatura ambiente no son distinguibles de las correspondientes a aceros al carbono que tengan la misma estructura ferrítica y la misma distribución, cantidad y tamaño de las partículas de carburo. La razón principal para el uso de los aceros aleados es que la microestructura

tura más deseable y de mejores propiedades mecánicas, la martensita revenida, puede obtenerse en los aceros al carbono solamente cuando las secciones son delgadas. Para obtener tales estructuras en secciones más gruesas debe aumentarse la templabilidad del acero, y el único método práctico para hacer ésto en un grado considerable es introducir elementos aleantes.

Aunque los aceros al carbono han sido considerados como aleaciones binarias Fe-C, son en realidad mucho más complejos porque pueden estar presentes hasta 1.00% Mn y 0.30% Si. En consecuencia, la reacción eutéctode puede cambiar, pasando de ser invariante a ser bivariante, es decir, podrá cambiar la composición de las fases reaccionantes o la temperatura, con respecto a lo que se observa en el diagrama de fases Fe-C. Aunque ésto es cierto, los cambios para los aceros al carbono son pequeños. Sin embargo, para los aceros aleados los cambios son, frecuentemente, muy grandes, como se ve en los gráficos de la Fig.10.1 para Mn, Si, Ni, Cr, Mo y W. Se observa que todos estos elementos reducen el contenido de carbono de la austenita eutéctode. Ni y Mn disminuyen la temperatura eutéctode mientras que los otros elementos la aumentan. Desde luego, todos ellos cambian la temperatura eutéctode desde un valor único (en el equilibrio), hasta un rango de temperaturas.

Todos estos elementos estarán presentes al menos en dos de las tres fases mostradas en el diagrama Fe-C, es decir, la austenita, la ferrita y el carburo. Por debajo de la temperatura A_1 , el Ni y el Si se encontrarán solamente en la ferrita y provocarán, entre otros efectos, cierto endurecimiento por solución sólida en la ferrita. El Mn, Cr y Mo forman carburos y, bajo condiciones de equilibrio, estarán distribuidos entre las fases ferrita y carburo. Dentro de los límites de concentración de estos elementos empleados en los aceros aleados standards de la tabla 10.2, sin embargo, los elementos aleantes no alteran la estructura cristalina o la fórmula básica del carburo, Fe_3C . Los átomos del elemento aleante simplemente reemplazan una pequeña

fracción de los átomos de Fe en el carburo.

Debido a que los átomos de los elementos aleantes están distribuidos al azar, en solución sólida, en la austenita homogénea, y debe permitirse cierto tiempo para que redistribuyan por difusión, permitiendo la formación de ferrita y perlita, todos estos elementos originan cambios sustanciales en los diagramas de transformación pertinentes del acero aleado, y como consecuencia, originan también incrementos sustanciales en la templeabilidad. Se presentan los efectos típicos para el acero 2340 con 3.5% Ni en la Fig.10.2, para el acero 5140, o acero al Cr, en la Fig.10.3, y para el acero 4340, o al Ni-Cr-Mo, en la Fig.10.4.

Puede observarse que el Ni no cambia el aspecto del diagrama de transformación sino que, simplemente, disminuye las temperaturas A_3 y A_1 , retarda ligeramente la iniciación de la reacción perlítica y también disminuye su velocidad, es decir, se requiere más tiempo para ir desde "comienzo" hasta "fin" a toda temperatura.

Para el acero al Cr 5140, cambia el aspecto general del diagrama de transformación. En vez de una única curva C, aparecen dos curvas C, una a temperaturas altas para la reacción perlítica y una segunda curva C, de 600 a 300°C, para la reacción bainítica. En los aceros que presentan este tipo de diagrama de transformación, es posible formar algo de bainita por enfriamiento directo de la austenita sin un tratamiento isotérmico. Sin embargo, debido a la pendiente de las líneas B_s y B_f correspondientes al comienzo y la terminación de la transformación a bainita, cuando se desee tener una estructura completamente bainítica será necesario hacer un tratamiento isotérmico (Fig.10.3).

El diagrama de transformación para el acero al Cr-Ni-Mo 4340, (Fig. 10.4), muestra características similares a la Fig.10.3, pero la reacción perlítica es demorada mucho más y, por lo tanto, se aumenta la probabilidad de obtener algo de bainita por un enfriamiento continuo, moderadamen-

te lento.

En la Fig.10.5 se presentan curvas típicas de templabilidad Jominy para estos aceros, en comparación con un acero al carbono 1040. Nótese que la dureza del extremo templado martensítico es la misma para todos los aceros. Sin embargo, difieren apreciablemente lejos del extremo templado, y la estructura a 2 pulgadas de este extremo sería ferrita y perlita en el 1040 y 2340, sería ferrita, perlita y bainita en el acero 4140 y martensita y bainita para el acero 4340.

Los aceros al Cr-Mo y al Cr-Ni-Mo son más susceptibles a una austenitización incompleta que los otros aceros, como se muestra en la Fig.10.6. Si la duración del tratamiento térmico es muy corta o si se lo hace a una temperatura de austenitización demasiado baja, los carburos que contienen Cr y Mo pueden no disolverse totalmente si se encuentran inicialmente en forma gruesa en el acero esferoidizado, o, en menor grado, en acero perlítico recocido. Si no se disuelven completamente los carburos no se alcanza la dureza martensítica total ni se encuentra la templabilidad normal, debido al menor contenido de carbono y aleantes en la austenita.

Al igual que en el caso de la martensita de los aceros al carbono, la martensita de los aceros aleados deben ser revenidas para reducir las microtensiones y aumentar la ductilidad hasta un nivel compatible con las condiciones de servicio. En la Fig.10.7 se muestran curvas de revenido típicas para varios aceros aleados al nivel de 0.45% C. Los elementos disueltos en la ferrita tienen poco efecto sobre la curva de ablandamiento de la martensita, y todo pequeño efecto observado está asociado con el endurecimiento por solución sólida de la fase ferrita debido al Ni, Si y Mn disueltos.

Por otra parte, los átomos de Cr, Mo y V tienden a difundir hacia la fase carburo cuando la temperatura alcanza un punto tal que los átomos sustitucionales pueden difundir a una velocidad apreciable, es decir, en

la vecindad de 310 ó 370°C. A temperaturas menores las velocidades de ablandamiento no son demasiado diferentes de las correspondientes a los aceros al carbono, ya que la difusión del carbono permite que algunas partículas de Fe_3C crezcan mientras que otras necesariamente se disuelven y desaparecen. Sin embargo, cuando el carburo es $(Fe, Cr, Mo)_3C$, también deben difundir los átomos de Cr y de Mo para que el carburo crezca. La menor velocidad de difusión de los átomos sustitucionales origina un retardo en la velocidad de ablandamiento. Por lo tanto, para durezas de revenido específicas por debajo de R_c 40, los aceros aleados requieren temperaturas de revenido ligeramente superior o tiempos de revenido mucho más largos. Esto significa que los aceros aleados mostrarán un relevamiento de microtensiones más completo y una mayor tenacidad que un acero al carbono templado y revenido a la misma dureza.

Para resumir, los aceros aleados de medio carbono son industrialmente importantes no porque en el estado templado y revenido sean más fuertes que los aceros al carbono, sino porque:

- 1) - Pueden ser enfriados más lentamente durante el temple, es decir, en aceite en vez de agua, lo cual minimiza las tendencias a la distorsión y ~~formación de~~ fisuras asociadas con gradientes de temperaturas grandes, y las contracciones de volumen durante el enfriamiento vs. las expansiones de volumen relacionadas que se producen durante la transformación austenita--->martensita.
- 2) - Pueden ser transformados totalmente a martensita (o tener un alto contenido de martensita, por ejemplo, 90%) en el centro de secciones relativamente gruesas; así, en tales secciones se obtiene la ventaja de la tenacidad correspondiente a una estructura martensítica revenida.
- 3) - Aquellos grados que contienen Cr, Mo y/o V son más resistentes al revenido, lo cual significa que no sufrirán ulterior ablandamiento a la temperatura de servicio, la cual podría ablandar a los aceros al carbono.

Significa también que, para la misma dureza de revenido en el rango de R_c 30-45, el acero aleado estará más libre de tensiones y, por lo tanto, tendrá mayor tenacidad.

4) -- En lo anterior está implícito que un acero aleado de contenido de carbono ligeramente inferior que el de un acero al carbono comparable, puede usarse para obtener la misma dureza después del temple y revenido, permitiendo aún un revenido adecuado debido al retardo del ablandamiento durante el revenido.

10.4 -- ACEROS ULTRARESISTENTES PARA USOS AEROESPACIALES.

En esta sección dirigiremos nuestra atención a los medios metalúrgicos para obtener resistencias máximas útiles de los aceros a emplear en un rango de temperaturas moderadas, por ejemplo --110 a $+180^{\circ}\text{C}$, es decir, excluyendo los requerimientos de alta temperatura de los aviones que vuelan de 2000 a 3000 millas por hora o de vehículos espaciales sometidos al problema del reingreso a la atmósfera. Existen requerimientos estructurales dentro del rango de temperatura anterior que son ahora satisfechos por aceros aleados tratados para tener resistencias entre 250,000 y 350,000 psi, con suficiente ductilidad como para ser usados dentro del rango de seguridad.

Los datos de la tabla 10.3 muestran las condiciones de aleación empleadas y el grado de resistencia alcanzado hasta 1963. El acero AISI 4340 ha sido conocido y empleado durante años debido a las propiedades de alta resistencia resultantes de un temple en aceite y un tratamiento de revenido. El acero AISI 4335V (AMS 6434) es esencialmente el mismo acero, modificado con V, lo cual aumenta la temperatura de crecimiento de grano tal que el acero tratado térmicamente tiende a presentar un tamaño de grano menor.

El acero AISI H11 es un acero de herramientas para trabajado en caliente con un contenido de carbono lo suficientemente bajo como para exhibir ductilidad aceptable; es utilizado ahora para muchos usos estructu-

rales. Este acero contiene suficiente Cr y Mo como para ser templable al aire y mostrar endurecimiento secundario durante el revenido. (Cap.11). La soldadura de recipientes fabricados con este acero requiere operaciones de precalentamiento y de postcalentamiento a fin de minimizar la formación de fisuras asociadas con las tensiones de formación de martensita y las tensiones de origen térmico.

El acero 18 Ni (300) es uno de los aceros maraging recientemente desarrollados, que son básicamente martensitas de bajo carbono y alto contenido de Ni y Fe, que pueden sufrir un endurecimiento ulterior por trabajado en frío y precipitación durante el envejecimiento. Conteniendo 18% de Ni, el acero no necesita ser templado desde el estado austenítico a 815°C, sino que puede ser enfriado lentamente originándose, a temperatura ambiente, una estructura mixta martensita-austenita. Por ser una martensita de muy bajo contenido de carbono, esta estructura puede ser laminada en frío hasta reducciones de 80 a 90% sin formación de fisuras. Un envejecimiento posterior a 450-480°C produce la precipitación de una fase basada en los componentes Co-Ti de la estructura. Dado que la estructura final se obtiene por un tratamiento a temperaturas relativamente bajas, es inmune a la decarburización, es fácilmente soldable, insensible a la presencia de muescas, y presenta una alta resistencia a la fractura. Por estas razones parece ser particularmente adecuado para su empleo en recipientes de presión monolíticos muy grandes, por ejemplo, en carcasas de cohetes.

Mediante la deformación de la austenita inestable en aceros moderadamente aleados, a una temperatura inferior a A_1 pero superior a la temperatura de la reacción bainítica inferior, se ha desarrollado un nuevo tipo de aceros de resistencia extremadamente elevada. La técnica es aplicable a muchos aceros, pero los más adecuados para este tipo de tratamiento son los aceros al Cr-Mo tales como el H11 (Ver tabla 10.3). Zackay demostró

que el ausforming, la deformación plástica de la austenita a una temperatura dentro de la "bahía" que existe entre las reacciones bainítica y perlítica (por ejemplo, Fig.10.4), seguida por un enfriamiento a temperatura ambiente, origina resistencias mucho más elevadas que las que pueden obtenerse en estos aceros mediante otros tratamientos.

La Fig.10.8 muestra que las propiedades tensiles del acero H 11, en forma de láminas, puede incrementarse desde el nivel de 300,000 psi. hasta la proximidad de los 400,000 psi., manteniendo un nivel útil de ductilidad mediante una deformación de 94% a temperaturas próximas a 475°C. Otros datos experimentales apoyan la indicación dada en esta figura, en el sentido de que la temperatura exacta de deformación no es crítica; el análisis del acero es tal que el gráfico TTT presenta un área de austenita metaestable con un intervalo de tiempo apreciable antes del comienzo de las reacciones perlítica o bainítica. Del mismo modo, se ha encontrado que la temperatura de austenitización y el tamaño de grano austenítico no son variables importantes en este proceso de ausforming. Por otra parte, el contenido de carbono en el rango de 0.20 a 0.60% juega el mismo papel vital aquí, al igual que en los aceros procesados por métodos convencionales; el aumento en la concentración de carbono aumenta linealmente la resistencia máxima a la tracción y disminuye la ductilidad determinada luego del revenido. El revenido de los aceros tratados por ausforming no es diferente al de los aceros de igual composición endurecidos por métodos convencionales, a excepción de cierta evidencia sobre los efectos de una disminución en la cantidad de austenita retenida antes del revenido.

10.5 - ACEROS PROCESADOS AL VACIO.

Los aceros deformados a temperaturas ordinarias contienen, además de los aleantes normales metálicos o impurezas, O_2 en la forma de óxidos fácilmente observables al microscopio, N_2 presente en solución intersticial y como nitruros muy finos, e H_2 presente en solución intersticial. Los óxidos,

relativamente gruesos y elongados con la forma de trabajado en caliente, son inherentemente débiles y frágiles y, por lo tanto, constituyen inhomogeneidades internas que debilitan el acero, particularmente en una dirección normal a su eje mayor. Durante la deformación cíclica, como en el caso de vibración, las discontinuidades pueden iniciar fisuras, las cuales pueden propagarse llegando a provocar fractura por fatiga. Por lo tanto, mientras que los óxidos perjudican la resistencia tensil longitudinal y la ductilidad normales, ellos afectan adversamente la resistencia a la fatiga y la ductilidad transversal.

La presencia de N_2 en los aceros es a veces deseable, como agente endurecedor. Rara vez presenta efectos adversos, a no ser por el envejecimiento por deformación del acero dulce y efectos menores de fragilización cuando se encuentra en cantidades excesivas. El H_2 tiene un fuerte efecto de fragilización, que discutiremos con cierto detalle en el capítulo 15.

Los óxidos relativamente gruesos no pueden ser eliminados, mediante ningún proceso práctico, del acero en estado sólido. El H_2 se eliminará del metal por difusión, si éste está sobresaturado a la temperatura en consideración. Para evitar el efecto de fragilización del H_2 a temperatura ambiente, se lo debe eliminar a aproximadamente 150 a 260°C, cuando la solubilidad es muy baja. Lamentablemente, la velocidad de difusión es también baja, por lo cual el H_2 se eliminará en un período práctico, es decir, aproximadamente en un día a estas temperaturas, solamente cuando las secciones sean delgadas. Las secciones grandes, tales como las empleadas en forja, mostrarán todavía una fragilización considerable.

La mejor manera de eliminar estos elementos gaseosos es mediante un procesado en vacío del acero en estado líquido. En vacío, el O_2 contenido en el acero líquido reaccionará con el carbono para formar CO gaseoso. Mientras este producto gaseoso de la reacción sea eliminado mediante evacuación continua, la reacción tenderá a completarse, se eliminará casi todo el O_2

y el acero, después de la solidificación, está libre de inclusiones de óxido. Obviamente, este grado de eliminación de O_2 no podrá alcanzarse a menos que se emplee vacíos elevados y tiempos largos, lo cual es poco práctico, especialmente cuando se encuentran presentes elementos metálicos con alta afinidad con el O_2 , tales como el Al. Sin embargo, el gran desarrollo en la tecnología de vacío a partir de 1940 ha hecho práctica la producción de aceros procesados al vacío mediante varios enfoques diferentes.

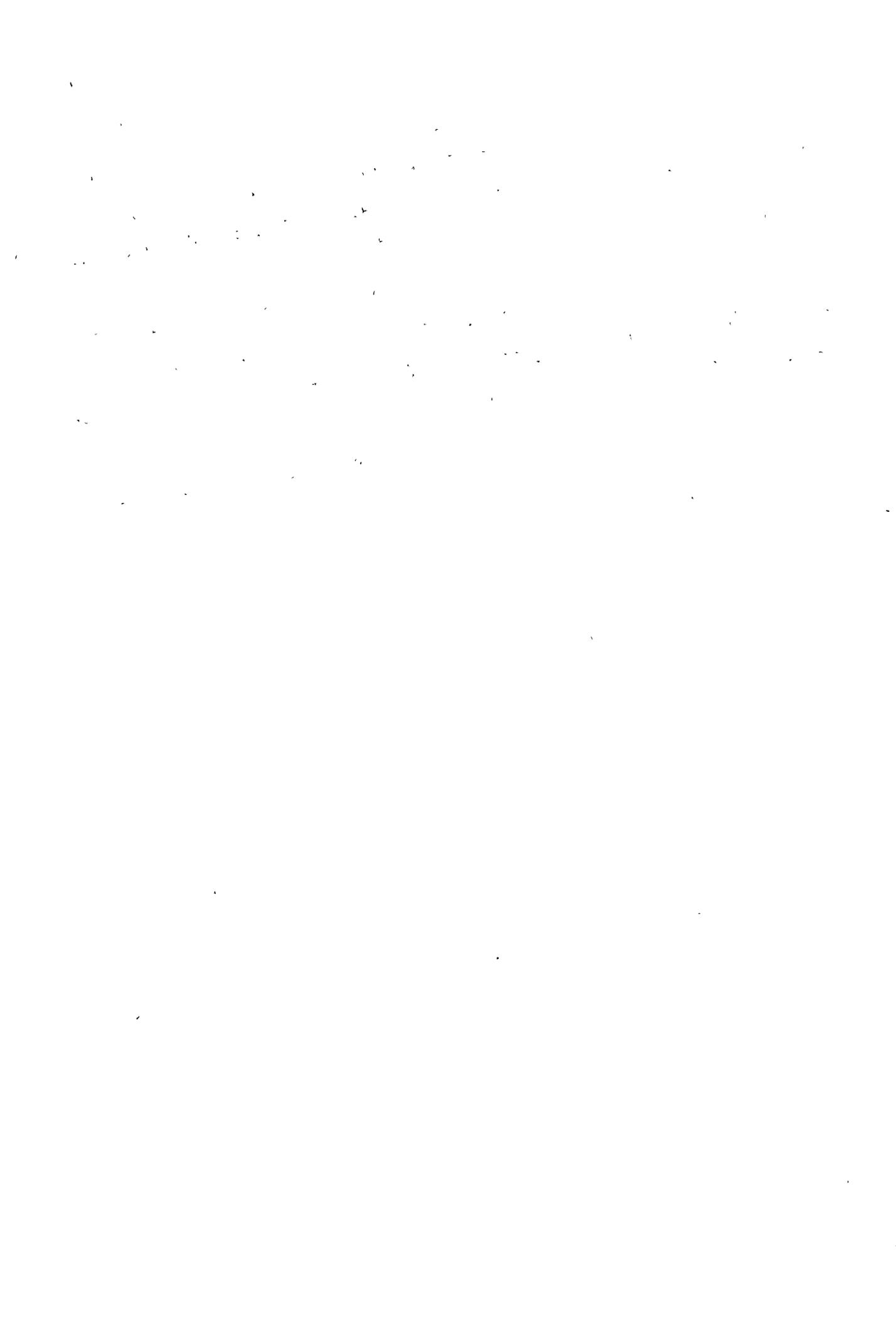
Los aceros fundidos al aire pueden ser colados en un cucharón evacuado, de manera tal que el metal se "vaporice". Los glóbulos pequeños, ^{que} tienen una relación superficie-volumen elevada, serán desgasados muy efectivamente, si no lo son de manera total, cuando el vacío está por debajo de 1 mm. de Hg. Este proceso puede ser utilizado para cargas relativamente elevadas, por ejemplo, de 100 a 200 toneladas de acero líquido.

Otra técnica consiste en hacer subir hidráulicamente el acero líquido desde un cucharón hasta una cámara de refractarios evacuada, mediante la presión de un gas inerte, haciendo después que el acero regrese a su posición inicial; este ciclo se repite numerosas veces. Este proceso, denominado D-H (Dortmund-^Horder), expone continuamente superficies nuevas durante el ciclado y permite también un desgasado relativamente eficiente de grandes volúmenes de acero fundido al aire.

Algunos otros procesos producen un desgasado más completo pero son más costosos y están limitados a volúmenes más pequeños. Incluyen la fusión al vacío mediante inducción, que es operable usualmente sólo hasta un máximo de 4 toneladas de acero. Recientemente se ha hecho comercial el proceso de fundición por arco al vacío de lingotes prefundidos o prensados en caliente. El transporte de gotas líquidas a través de un arco eléctrico en un vacío bueno (o vapor metálico que soporta el arco), produce un desgasado excelente. Sin embargo, el ne plus ultra de la fusión al vacío, es la fusión por bombardeo electrónico, que puede ahora emplearse para fundir lingotes hasta de 7 toneladas. Sin embargo, los elementos metálicos que tienen pre-

sión de vapor relativamente altas, tales como el Cr y Mo, serán, en grado considerable, eliminados por evaporación en estas condiciones de vacío elevadas.

En general, el costo del procesado en vacío puede justificarse solamente cuando las condiciones de servicio requieren relaciones de alta resistencia-peso máximas, relacionadas con bajos factores de seguridad (o de ignorancia). Frecuentemente, ésto significa que estos procesos se emplean solamente para aceros destinados a la fabricación de componentes estructurales aeroespaciales.



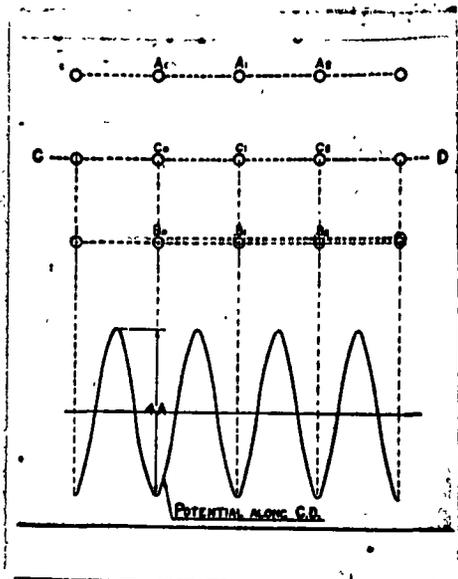


Fig. 1.

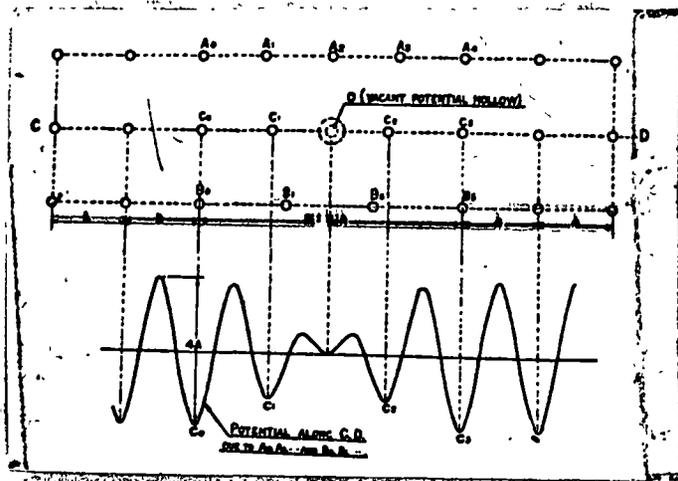


Fig. 2

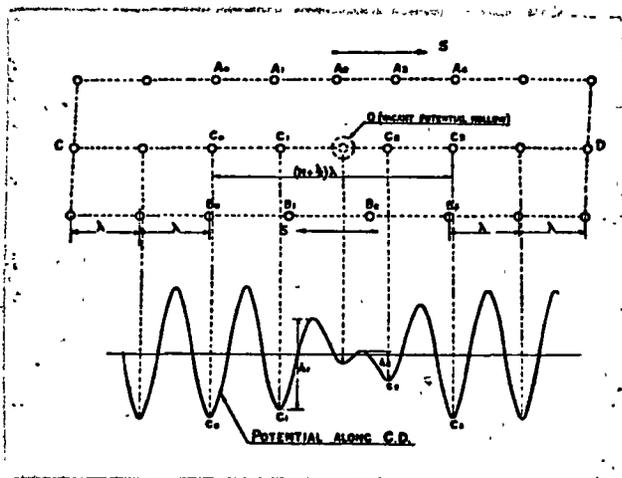


Fig. 3

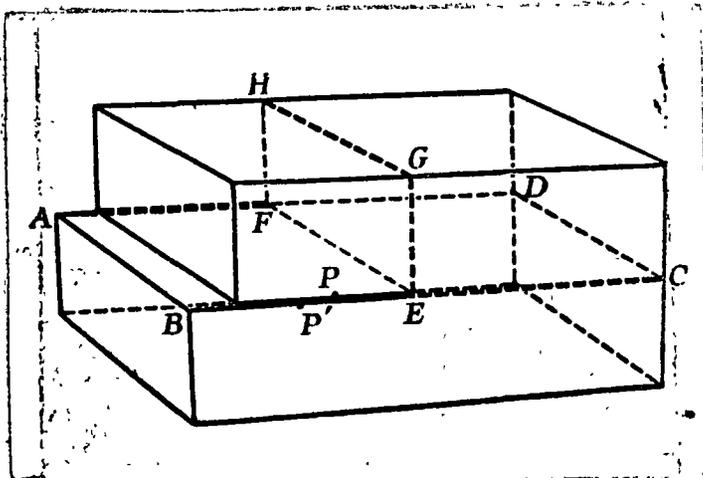


Fig. 4

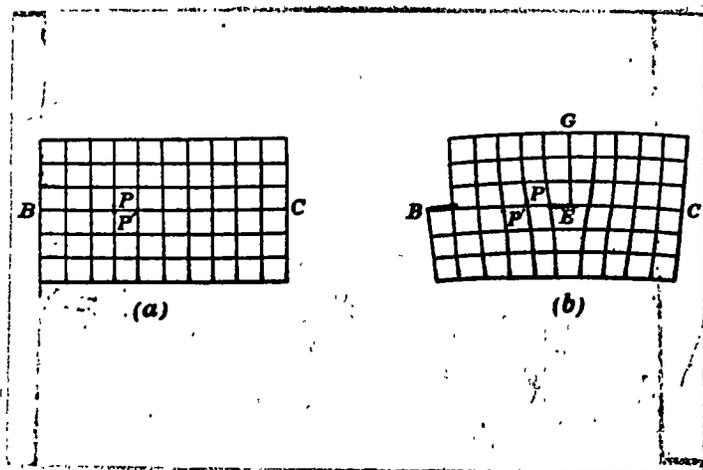


Fig. 5

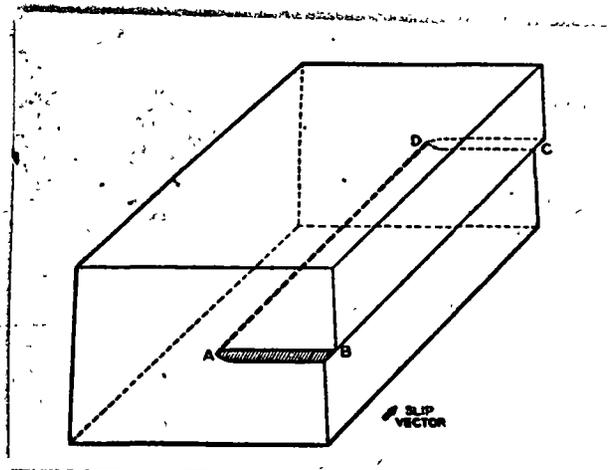


Fig. 6

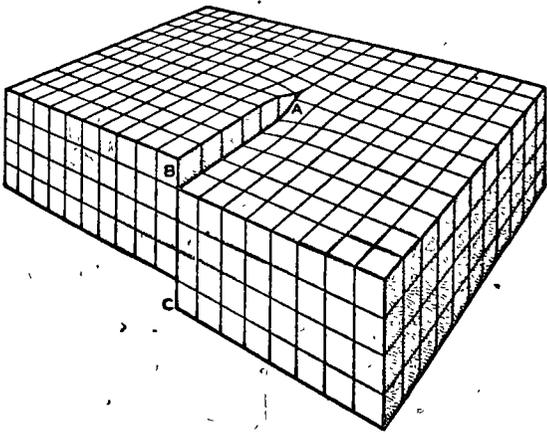


Fig. 7

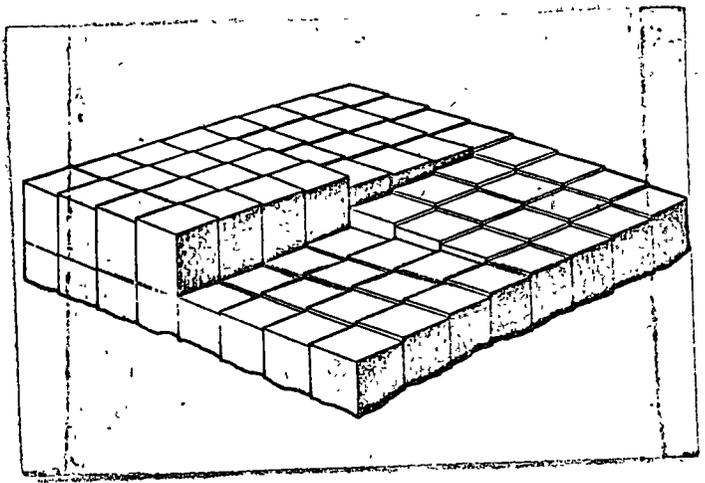


Fig. 8

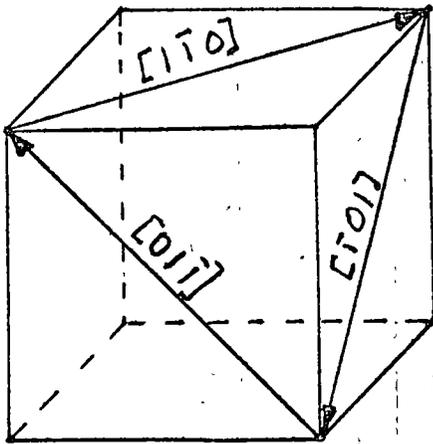


Figura 9

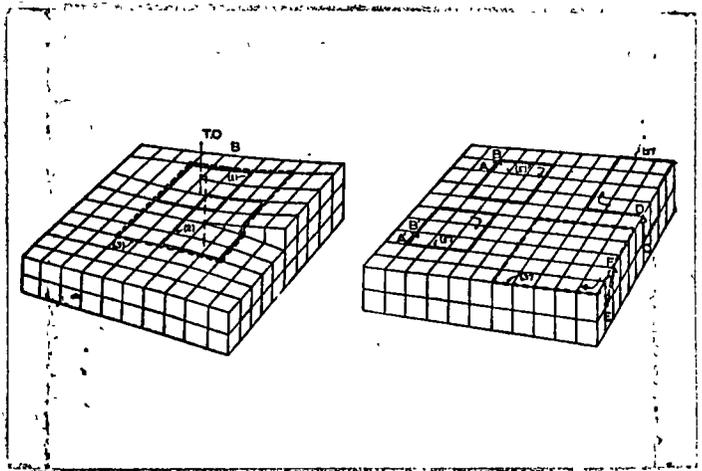


Fig. 10

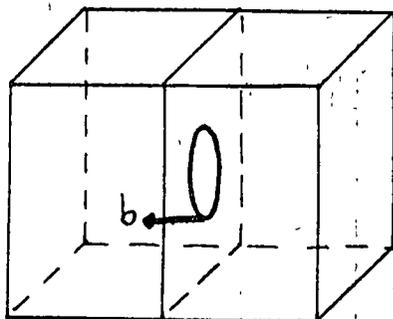


Figura 12

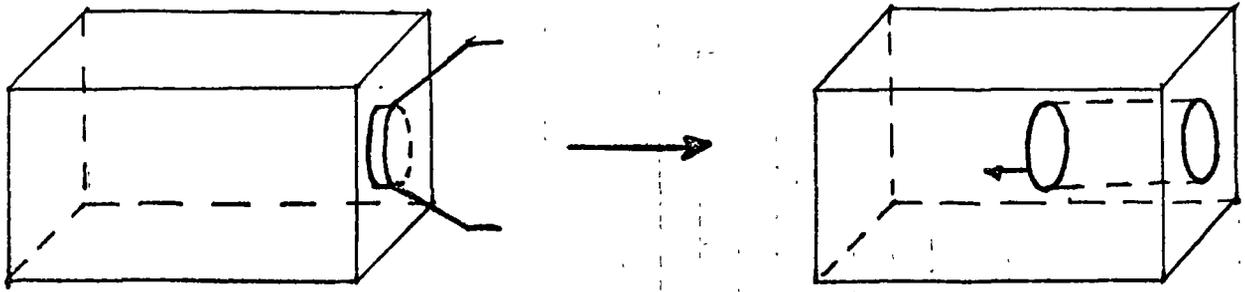


Figura 13

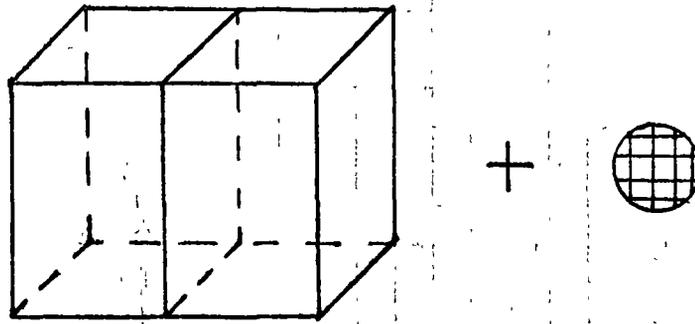


Figura 14

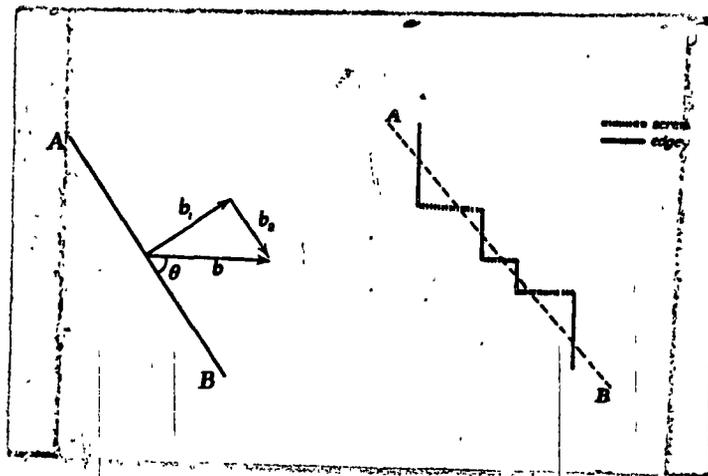


Fig. 15

Fig. 16

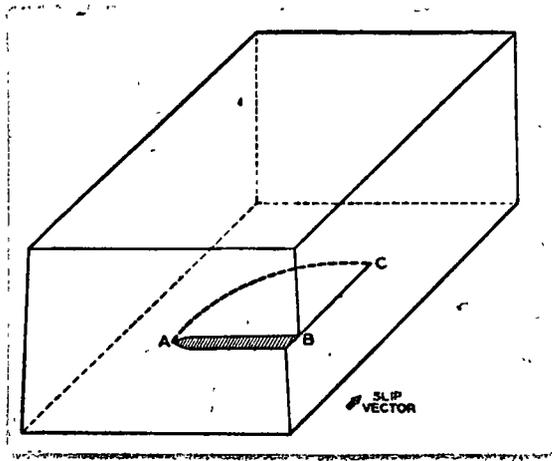
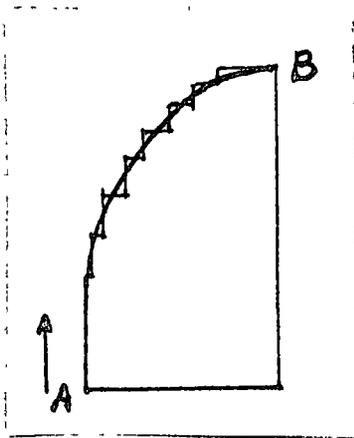
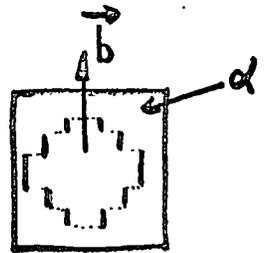
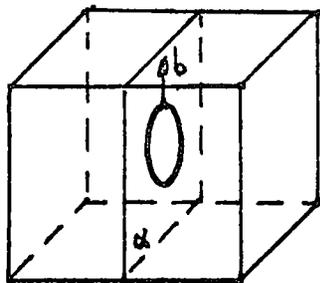


Fig. 17



| componente tornillo
 componente de borde

Fig. 18

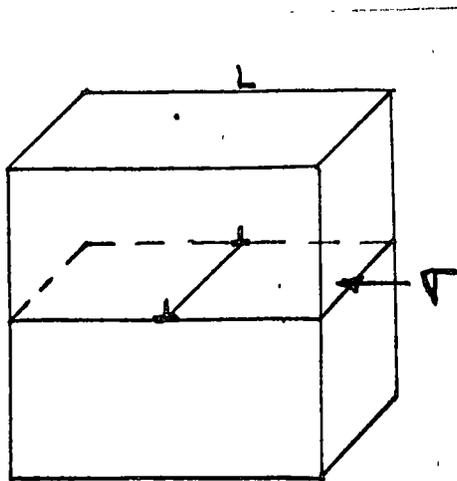


Fig. 19

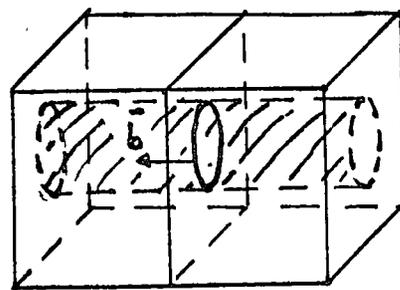


Fig. 20

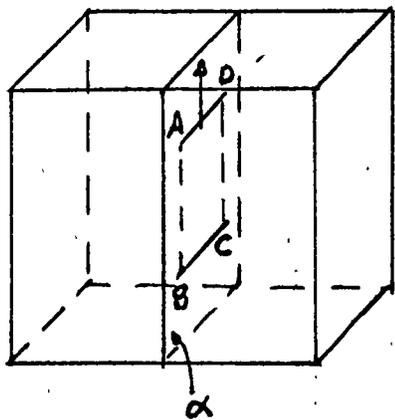


Fig. 21

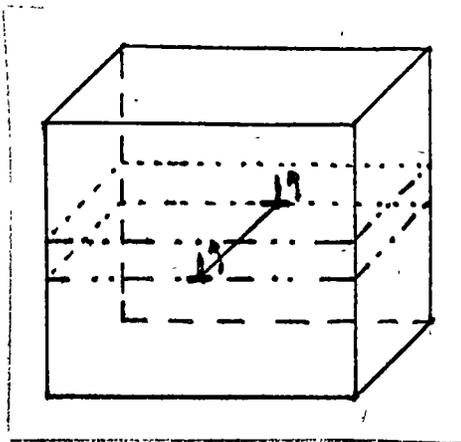


Fig. 22

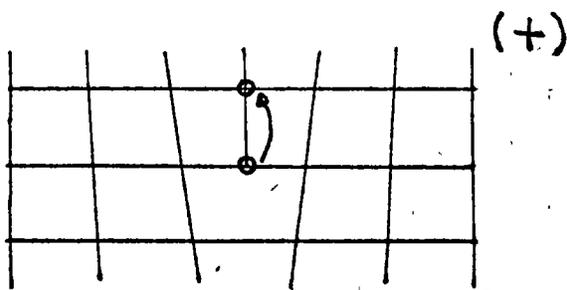


Fig. 23

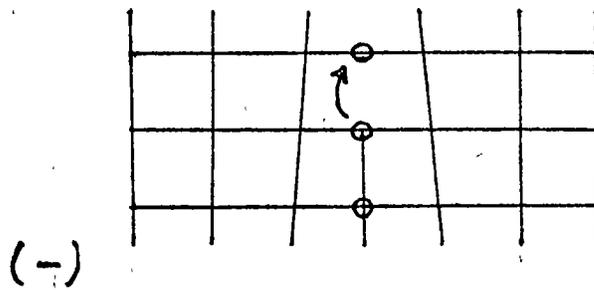


Fig. 24

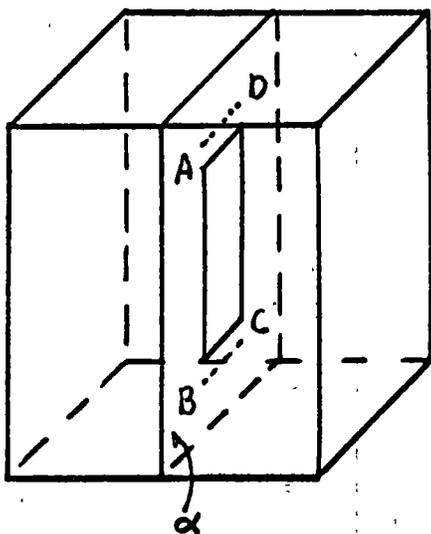


Fig. 25

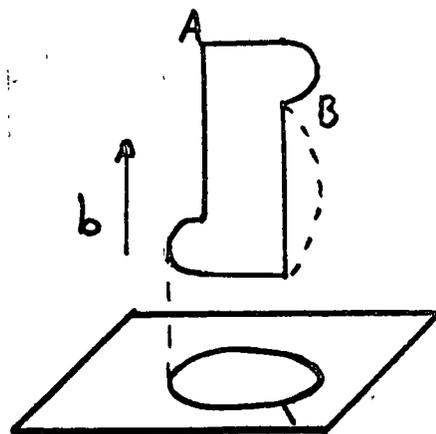


Fig. 26

Fig. 29

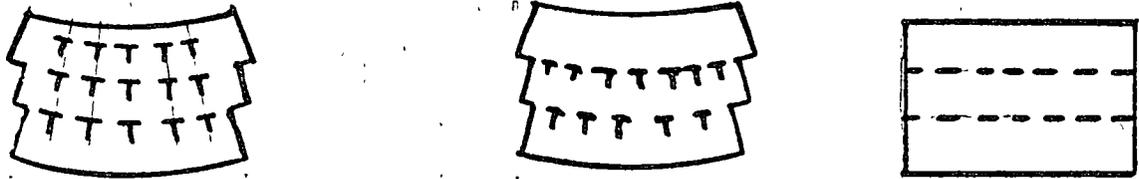


Fig. 28

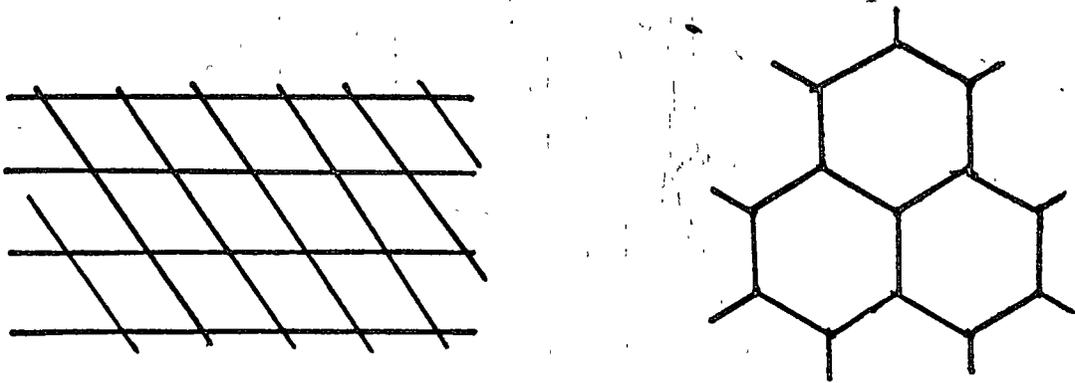
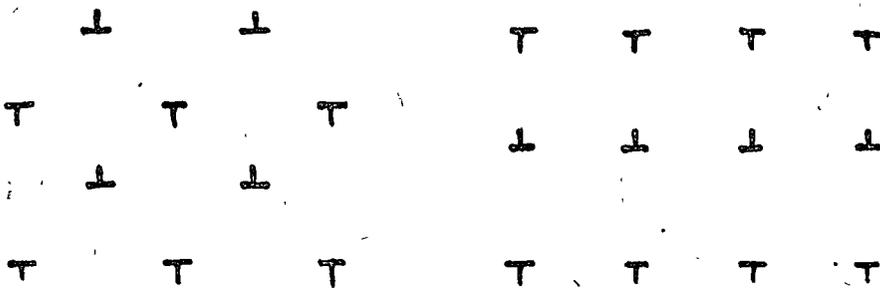


Fig. 27



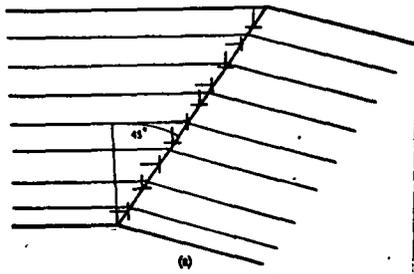


Fig. 30

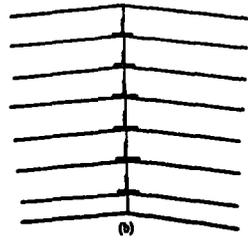


Fig. 31

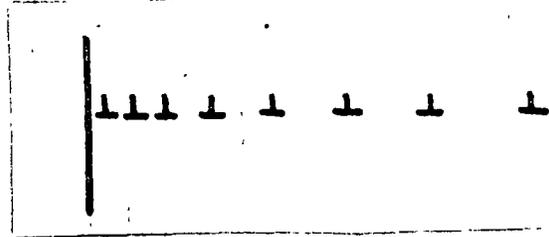


Fig. 32

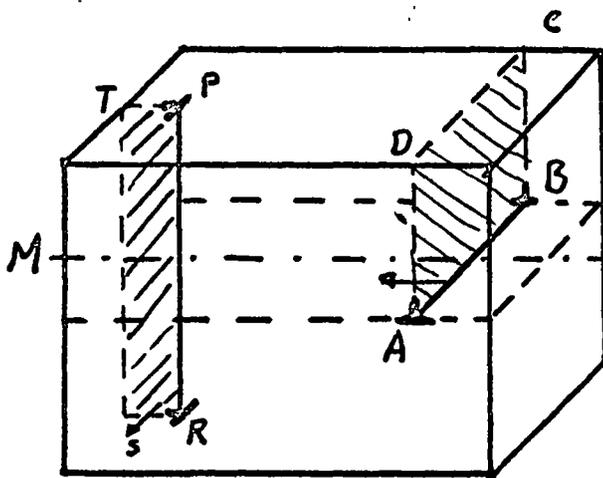


Fig. 33

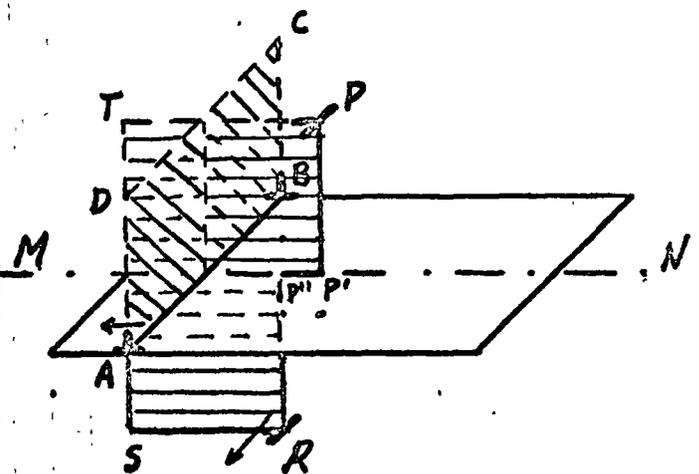


Fig. 34

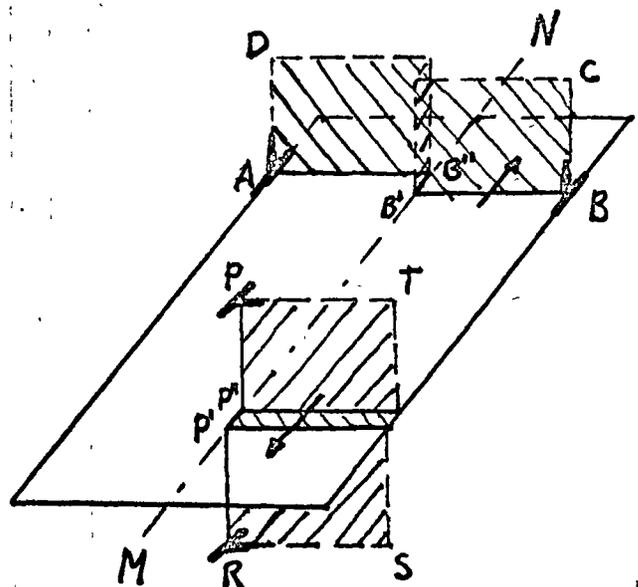
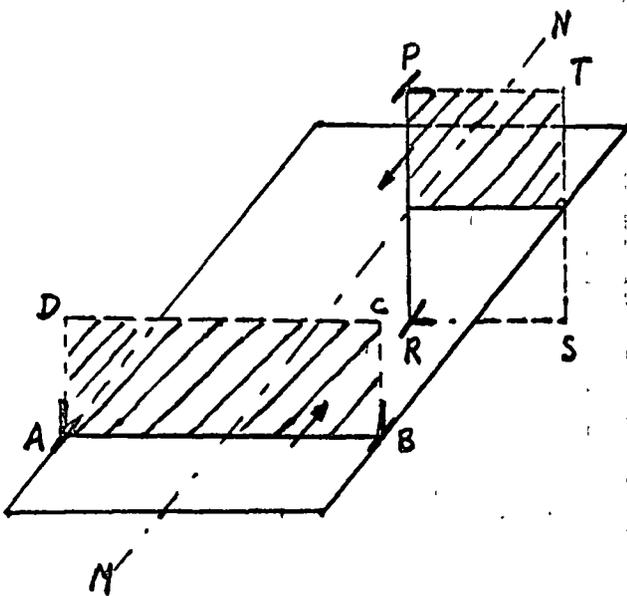


Fig. 35

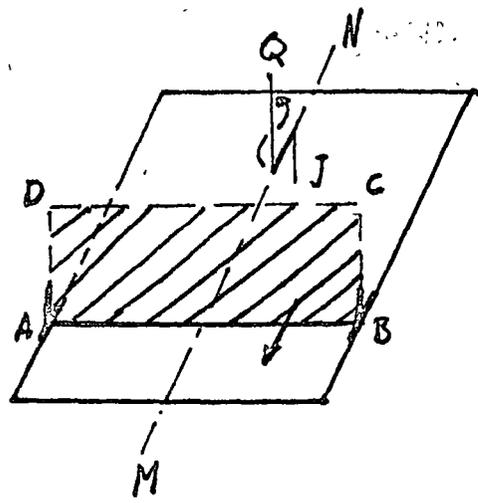
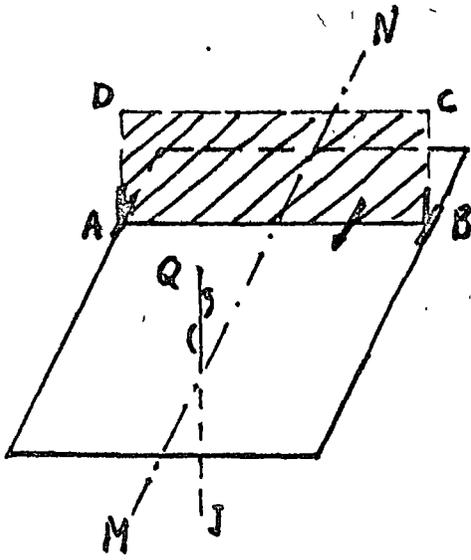


Fig. 36

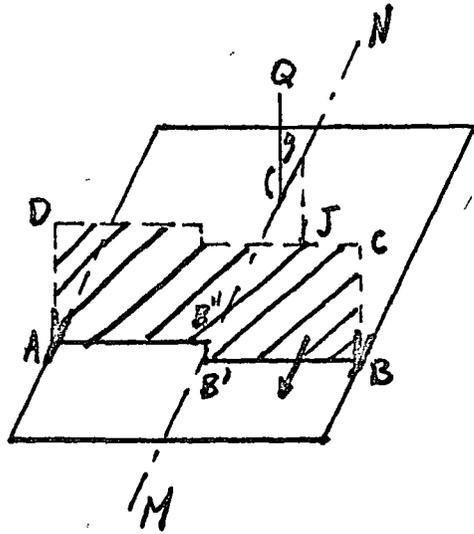
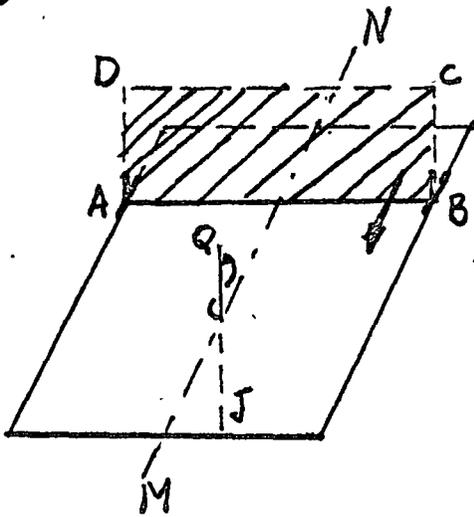


Fig. 37

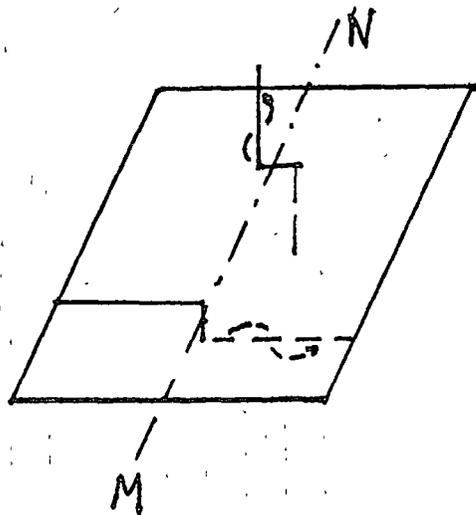
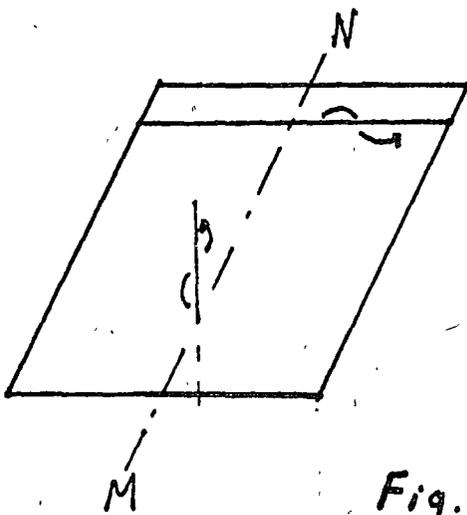


Fig. 38

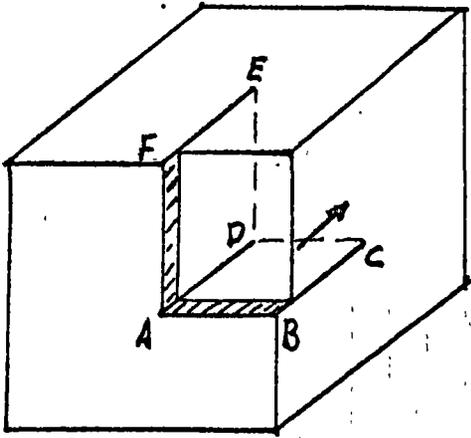


Fig. 39

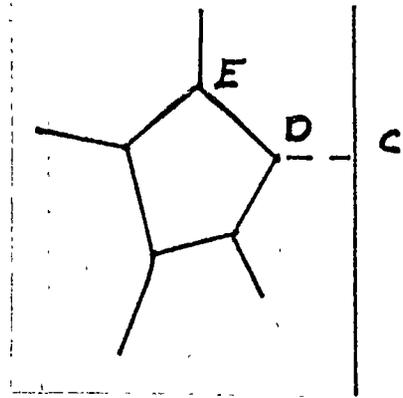


Fig. 40

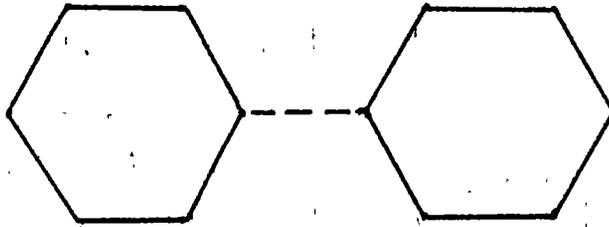


Fig. 40'

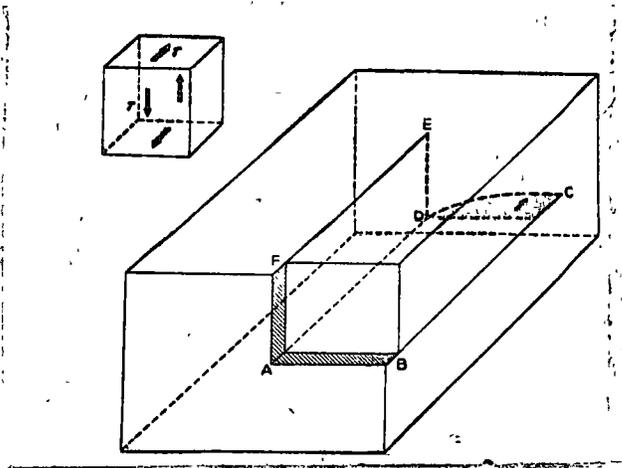


Fig. 41 b

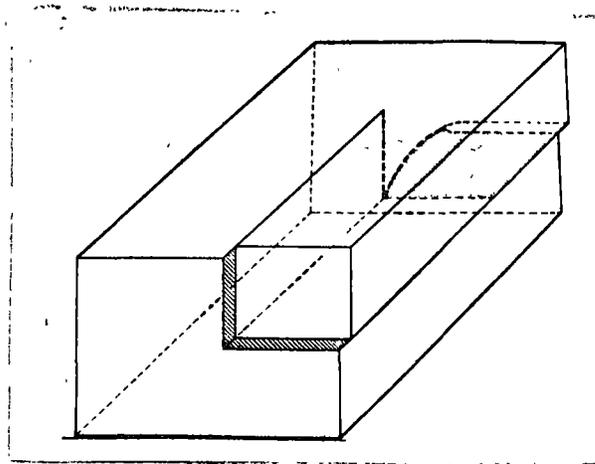


Fig. 41 c

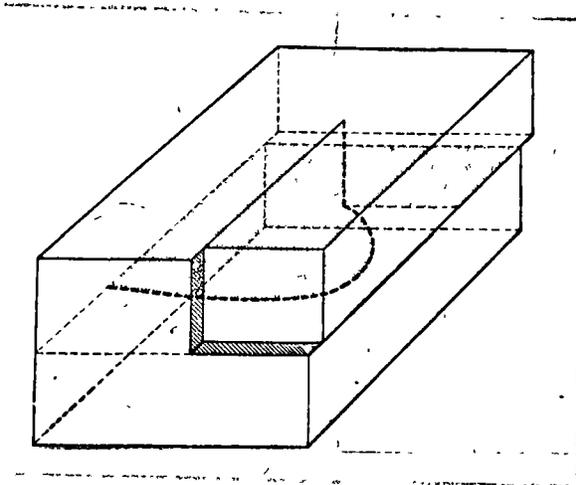


Fig. 41 d

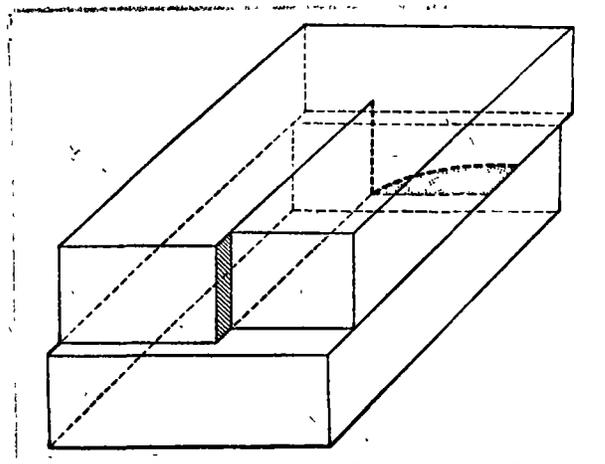


Fig. 41 e

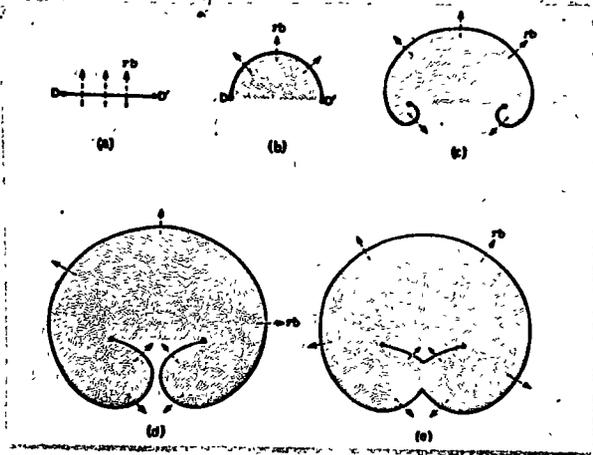
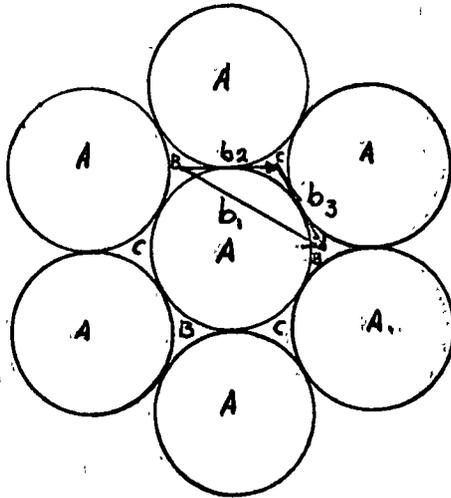


Fig. 42



ABCACABC

Fig. 43

$$\bar{b}_3 = \frac{a}{2} [01\bar{1}]; \quad \bar{b}_1 = \frac{a}{6} [11\bar{2}]; \quad \bar{b}_2 = \frac{a}{6} [\bar{1}2\bar{1}]$$

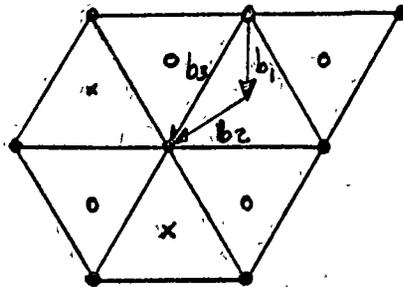
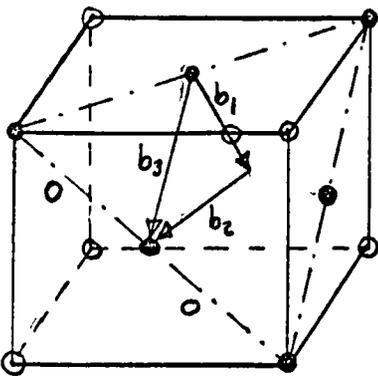


Fig. 44

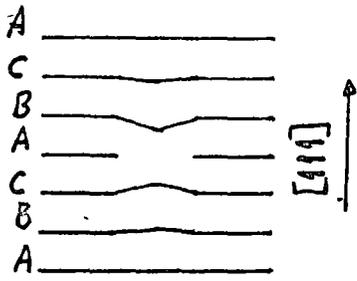


Fig. 45

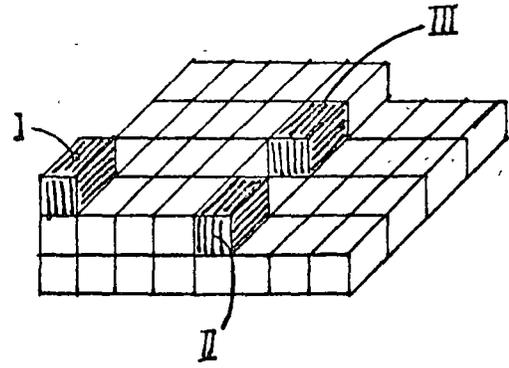
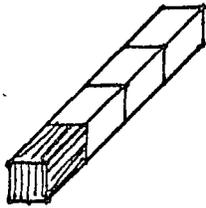
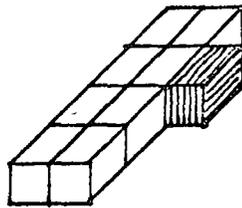


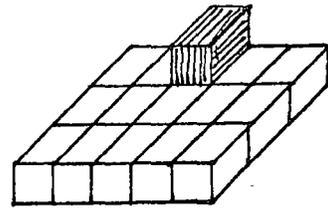
Fig. 46



φ^I

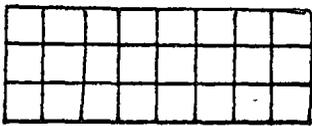


φ^{II}

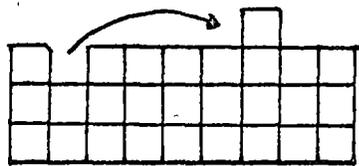
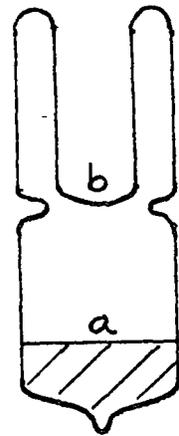


φ^{III}

Fig. 47

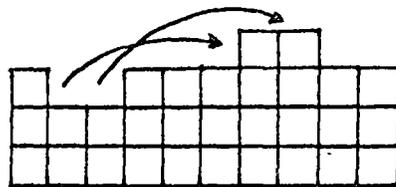


a



b

Fig. 48



c

Fig. 49

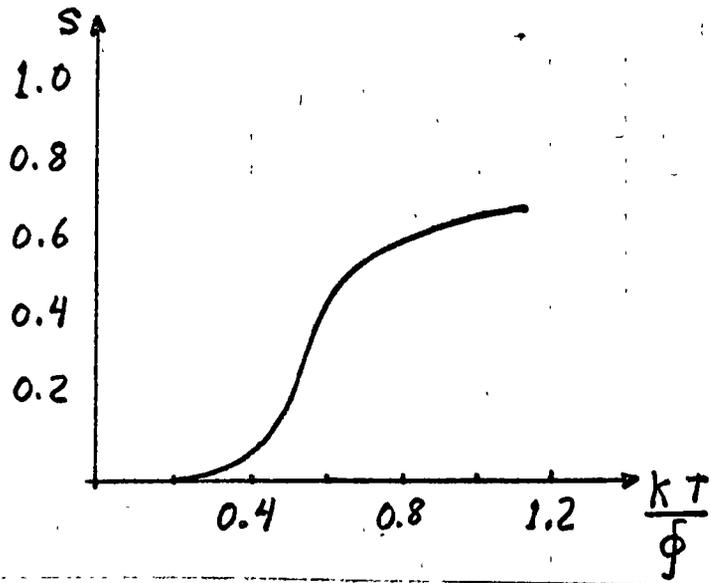


Fig. 50

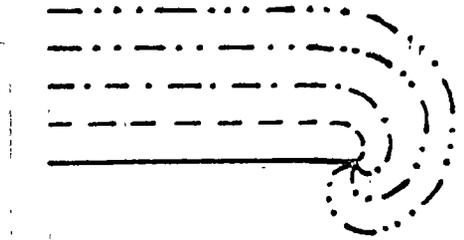


Fig. 52

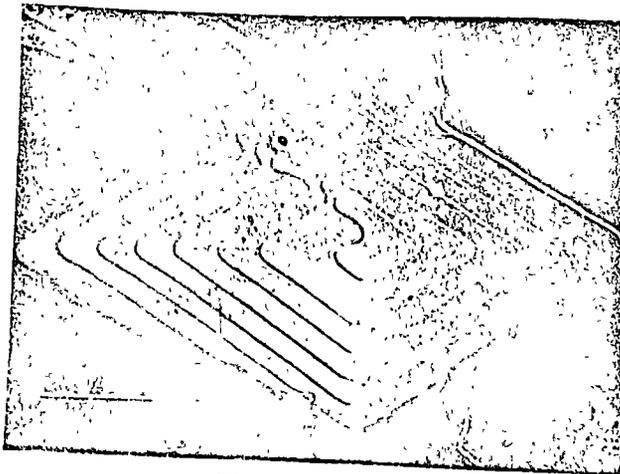


Foto 53

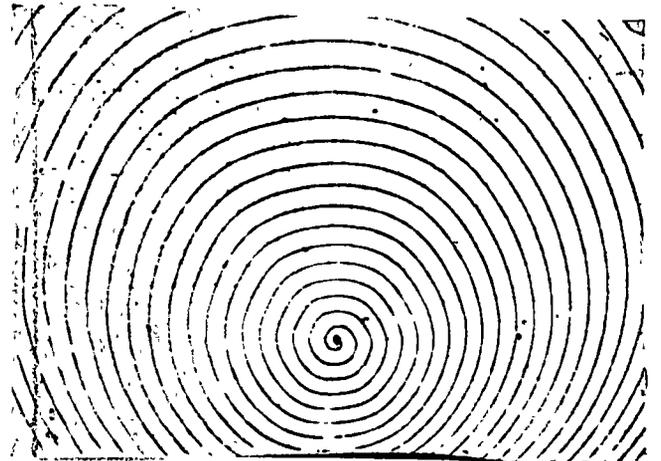


Foto 54

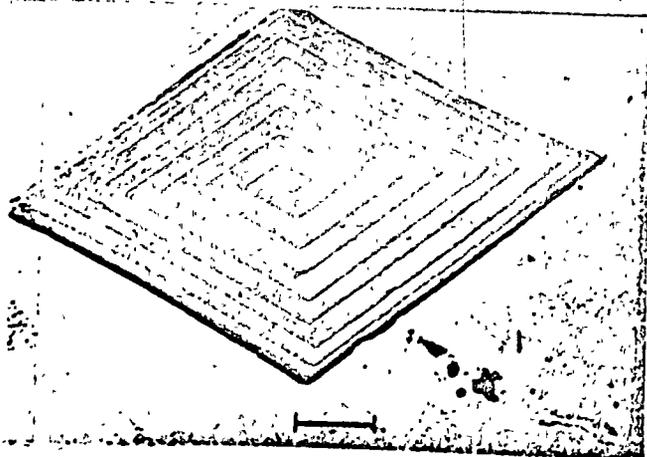


Foto 55

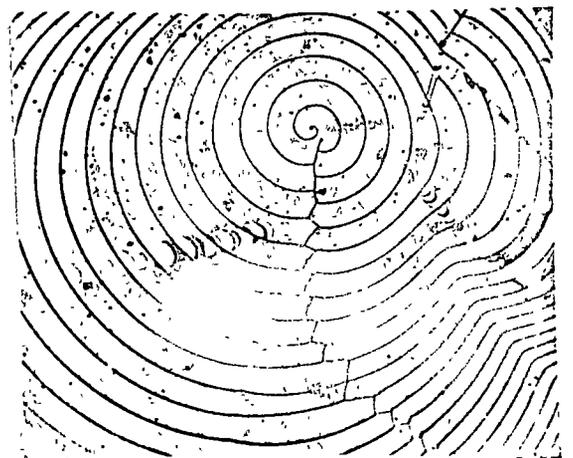


Foto 56



Foto 57

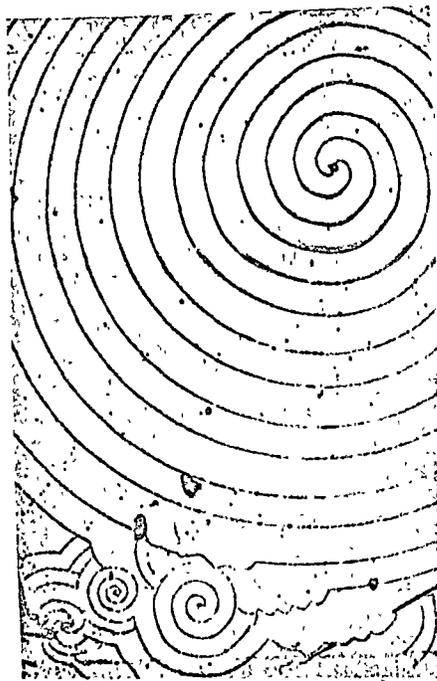


Foto 58

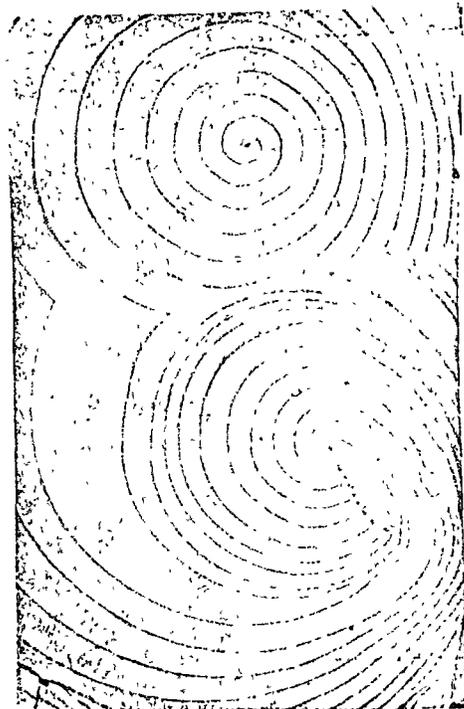


Foto 59



Foto 60

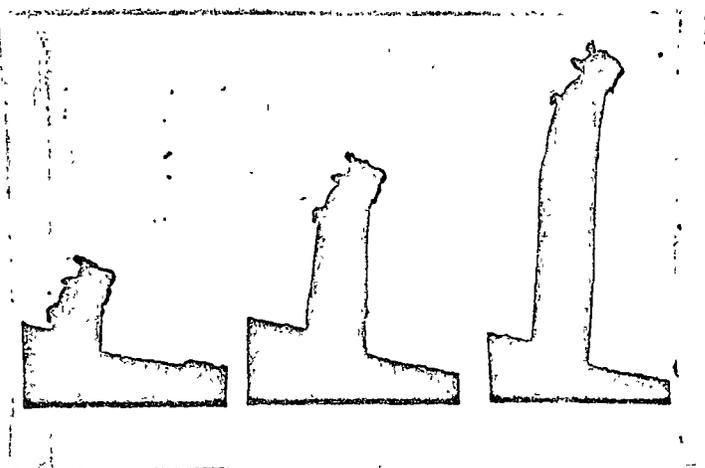
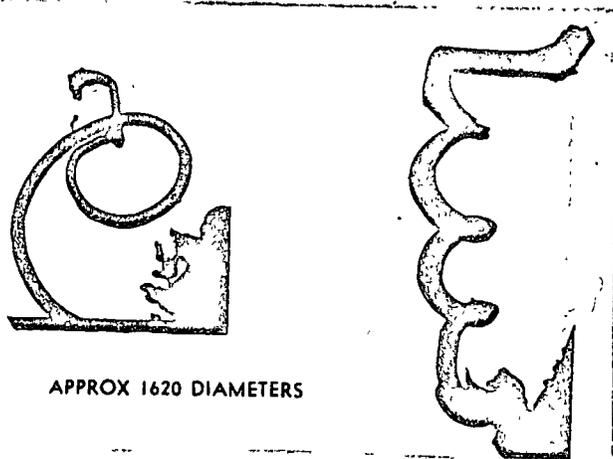


Foto 61



APPROX 1620 DIAMETERS

Foto 62

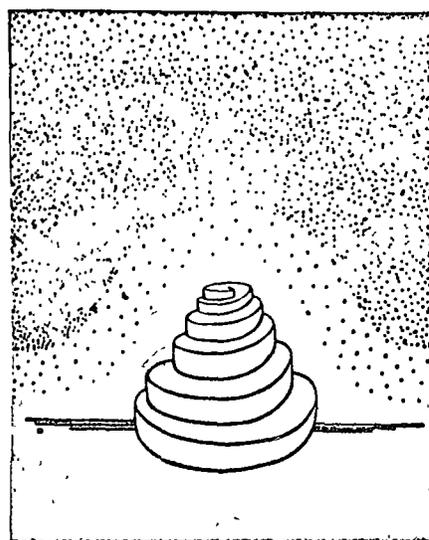


Fig. 63

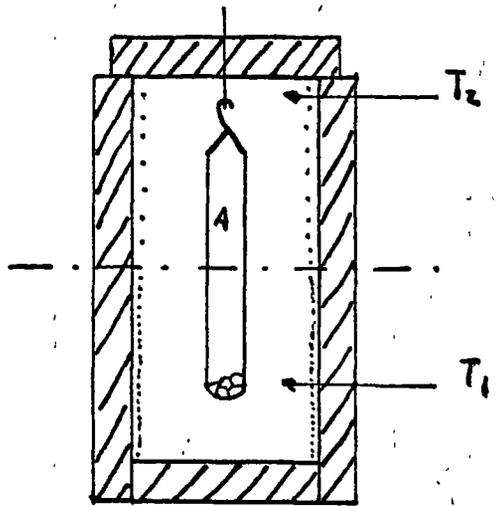


Fig. 64

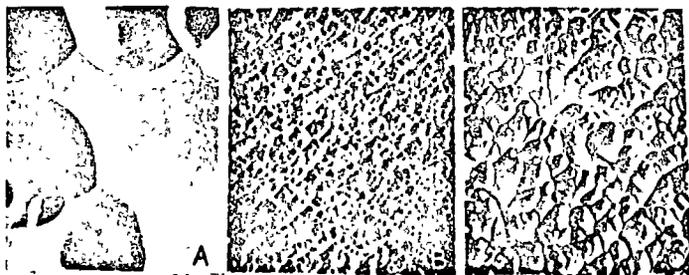


Fig. 66

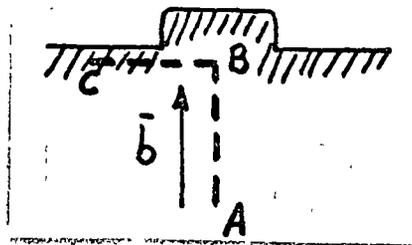


Fig. 65

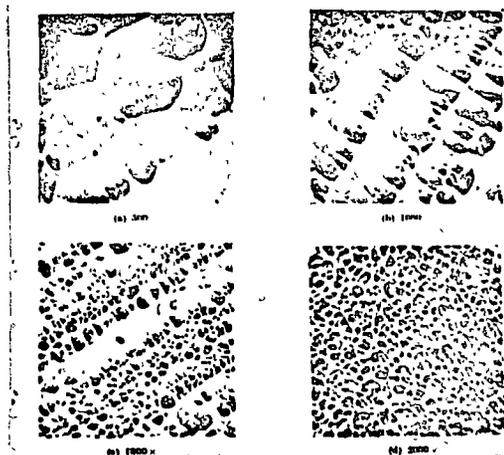


Fig. 67

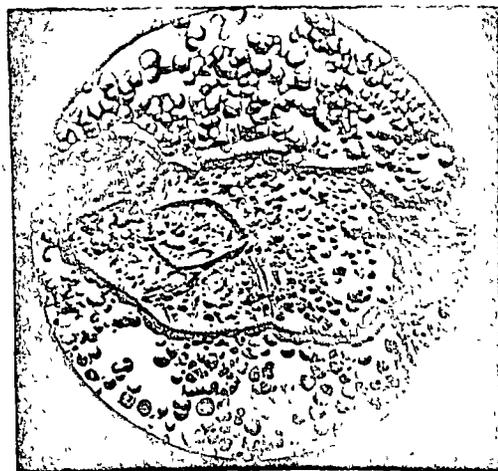


Fig. 69

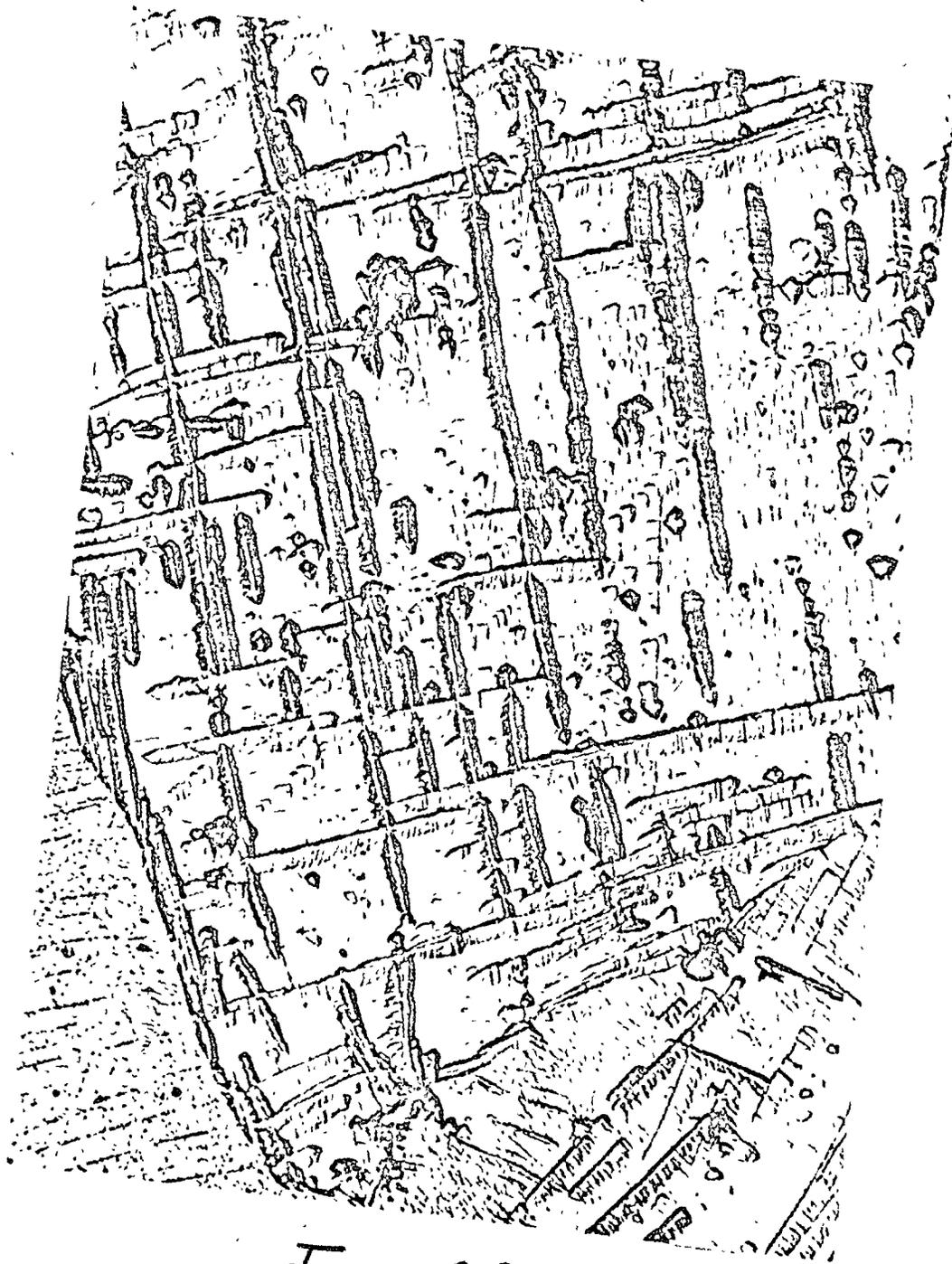


Fig. 68

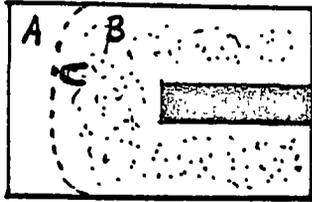
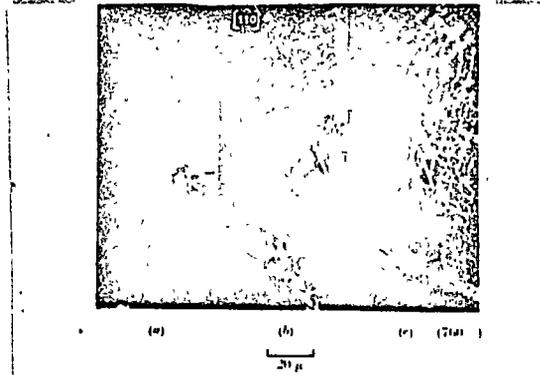
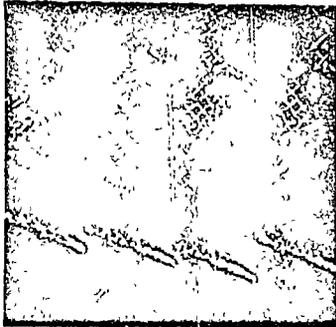


Fig. 70



Hexagonal pattern photographed at three different levels. Note the singular line indicated by an arrow. Numerical magnification factors (e.g. 700) refer to the original print; after reduction during reproduction the magnification is given by the 20μ scale.

Foto 71 a



(a) (b) (c) (d) (800x)
20 μ

Network consisting mainly of square meshes. Singularities are indicated by means of arrows.

Foto 71 b

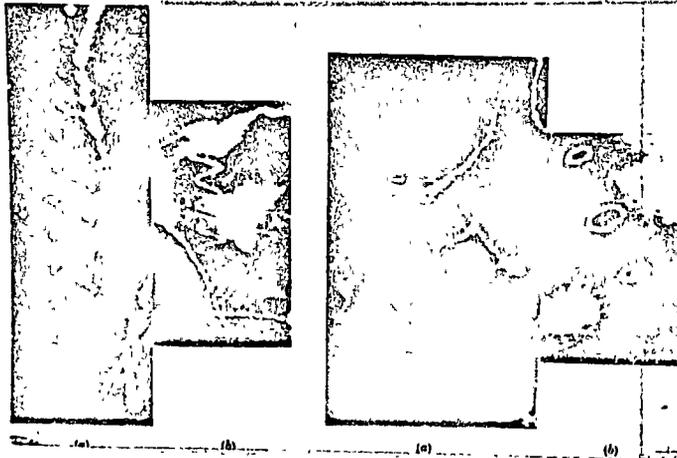


Foto 72

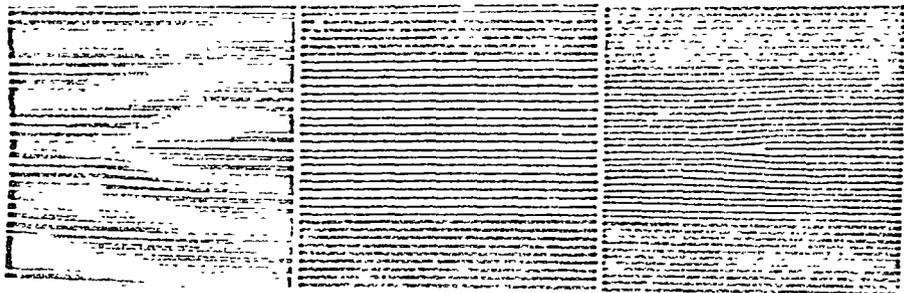


fig. 73

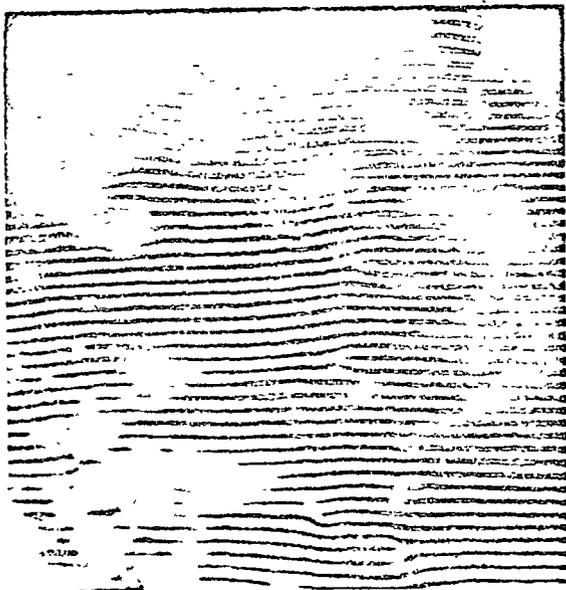
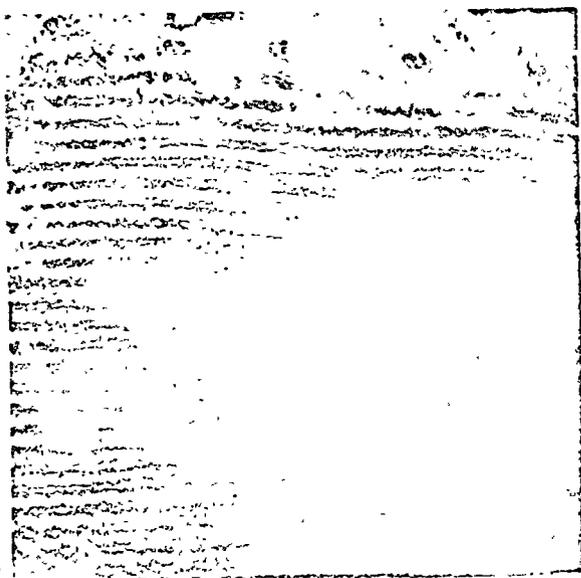


fig. 74

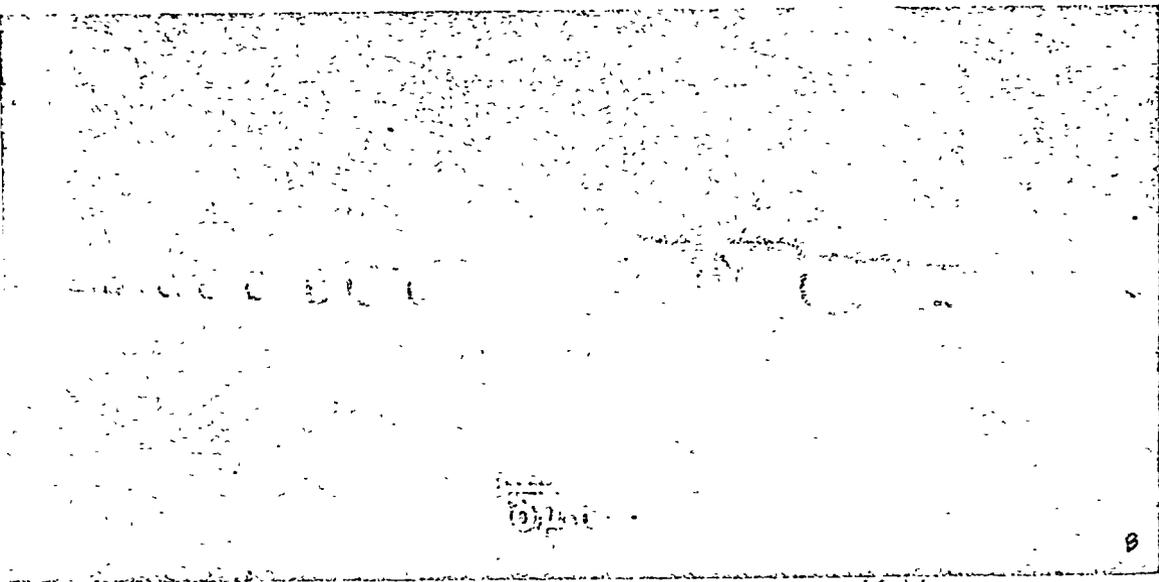
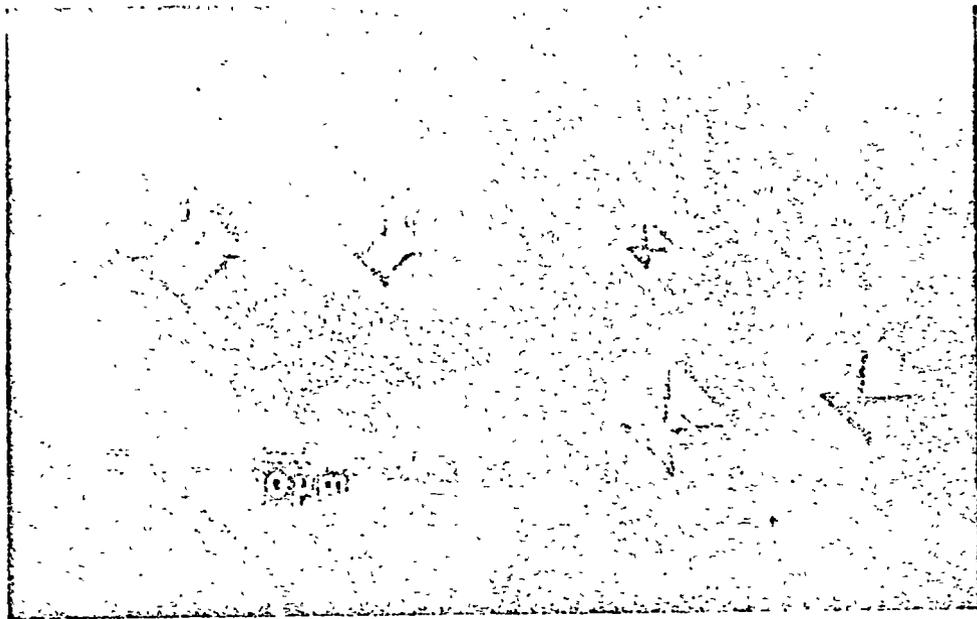


fig. 75

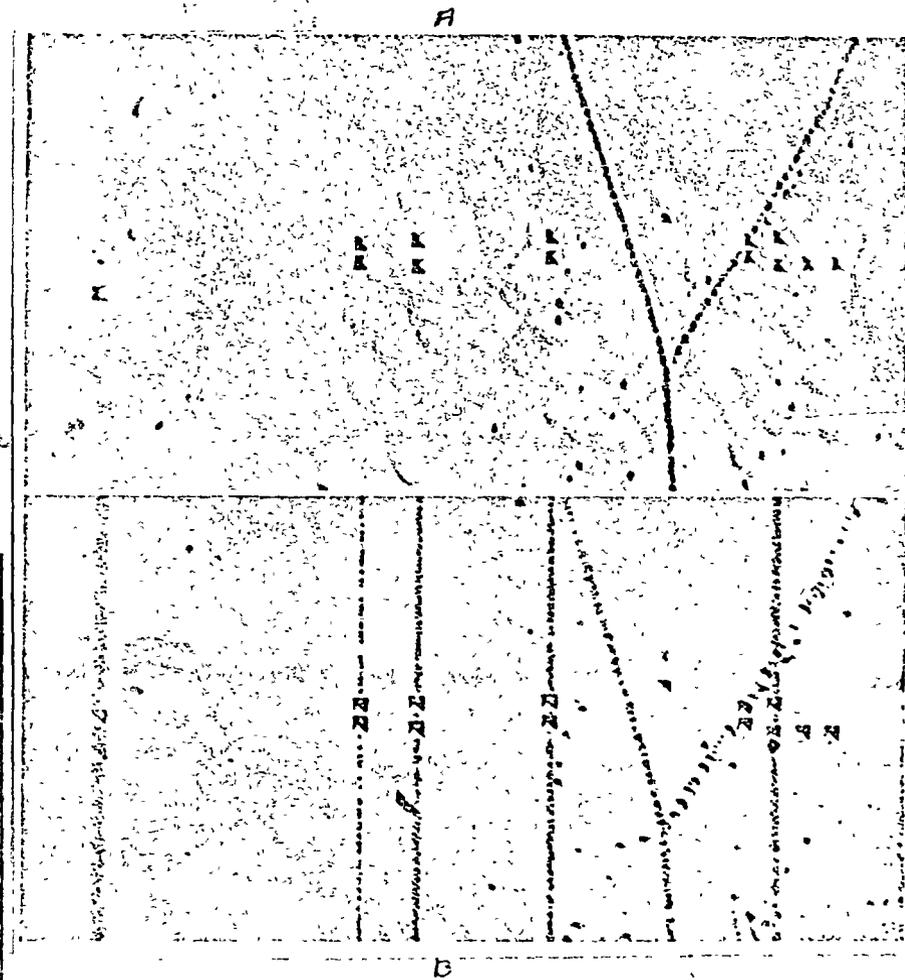


fig. 76

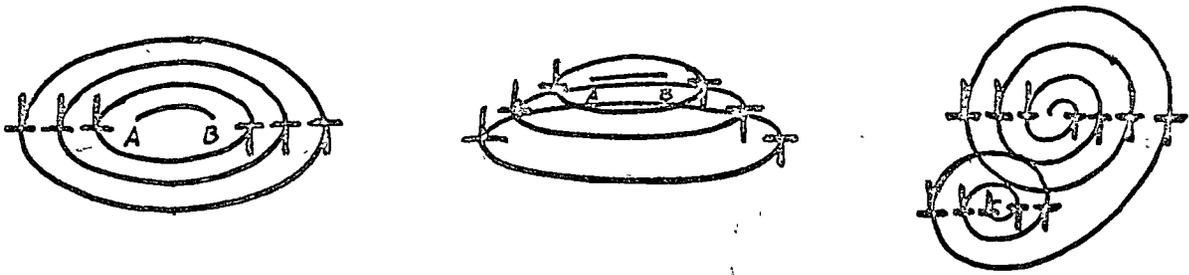


Fig. 77

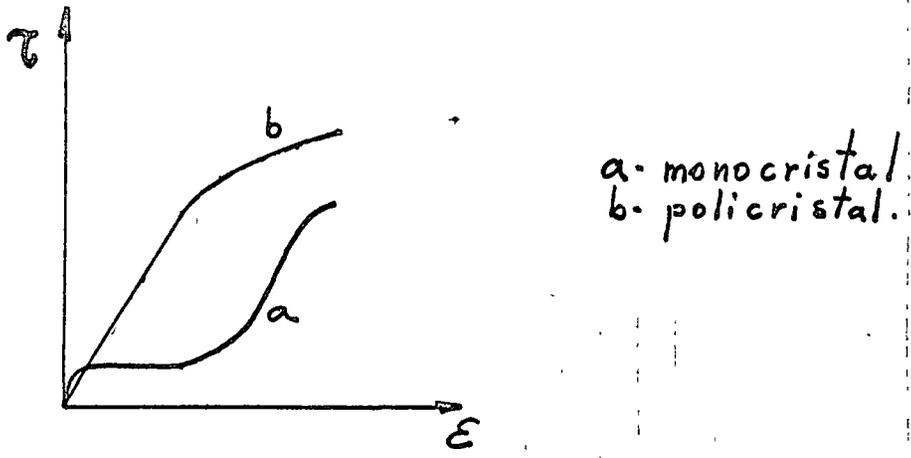


Fig. 78

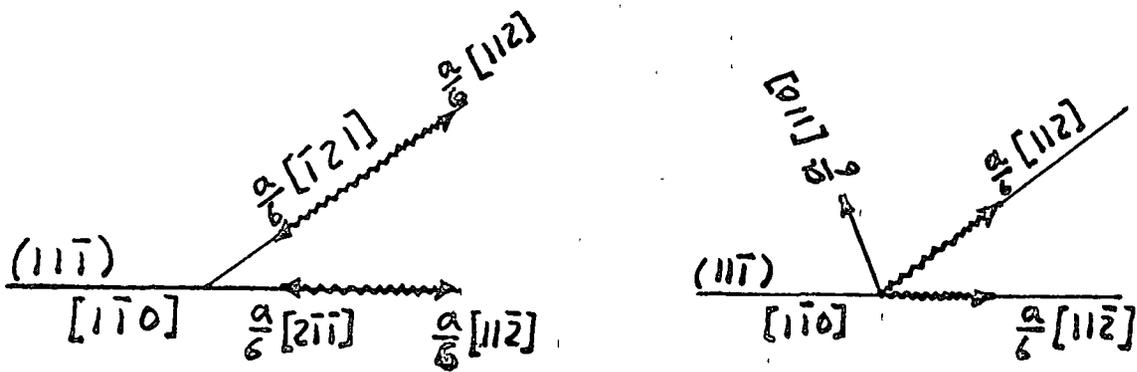
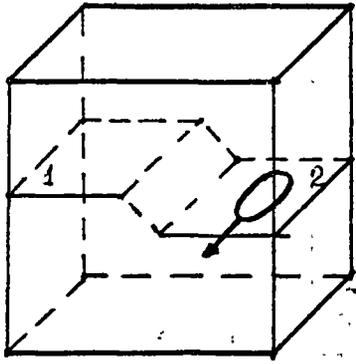
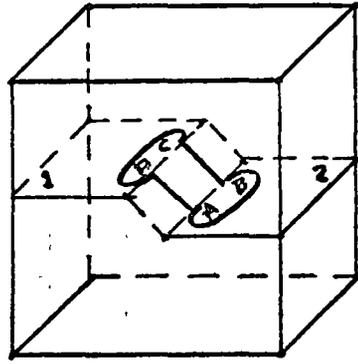


Fig. 79



a



b

Fig. 80

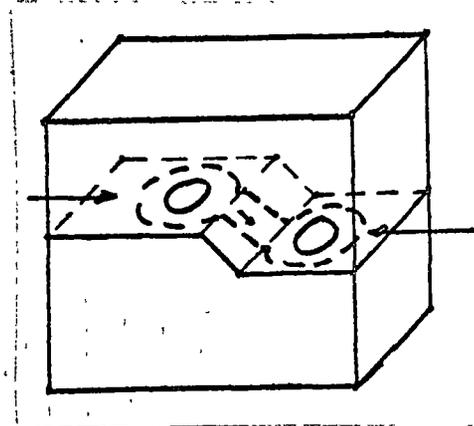
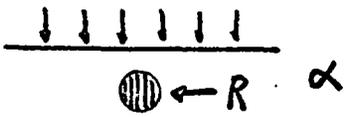
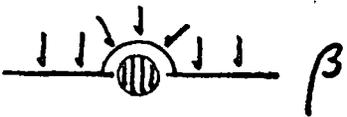


Fig. 81



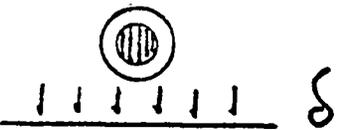
α



β



γ



δ

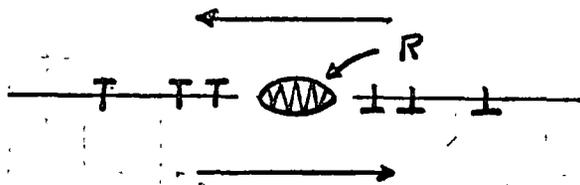
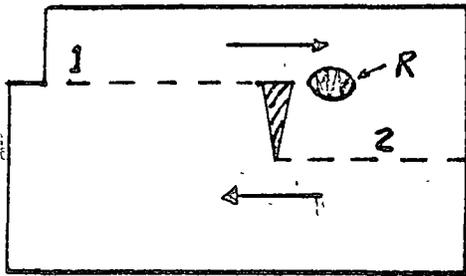
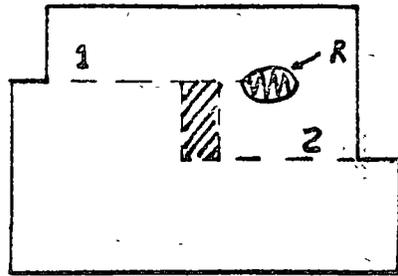


Fig. 82



(a)

Fig. 83



(b)

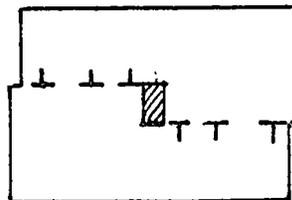
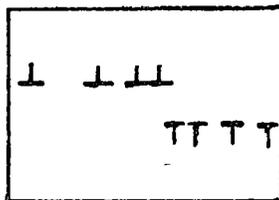
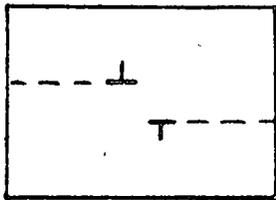


Fig. 84

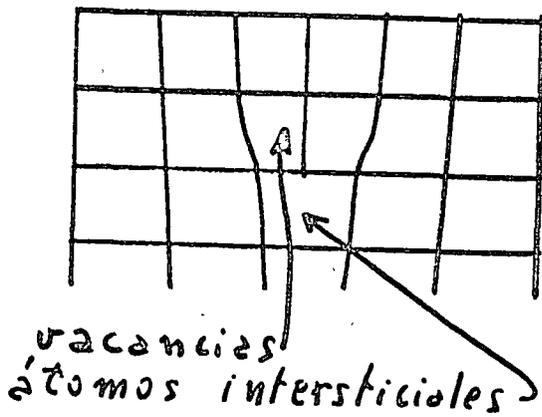


Fig. 85

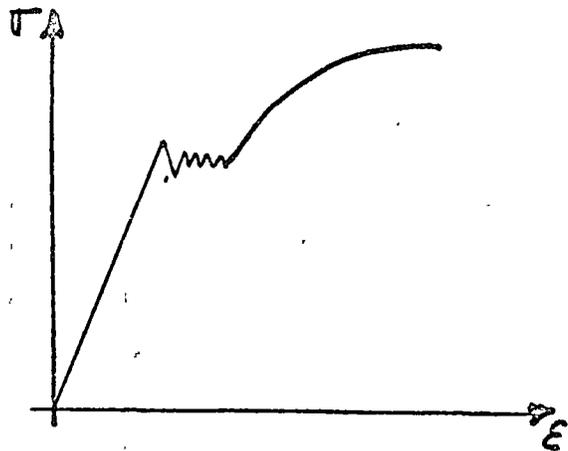


Fig. 86

CAPITULO XI

ACEROS PARA HERRAMIENTAS AL CARBONO Y ALEADOS.

Existen varios miles de aceros para herramientas, si se los enumera por su nombre de fabricación; varios cientos si se los clasifica de acuerdo a su composición; y quizás unos 20 si se los clasifica según los tipos de la composición de la aleación. En total representan una fracción muy pequeña de todos los aceros producidos, ya sea en función del volumen de producción o aún en términos económicos, a pesar de que el costo por kilo es considerablemente mayor. Sin embargo, su importancia es de primer orden ya que las herramientas son esenciales para la producción de casi todos los artículos empleados en nuestra economía. Existen muchas fábricas grandes y pequeñas que fabrican y tratan térmicamente sus propias herramientas. No es raro el caso en que se gaste mucho dinero en el diseño y fabricación de una herramienta especial, en la cual el costo del acero mismo es muy bajo. Si el encargado de tratamientos térmicos produce fisuras durante el temple, seguramente se oirán muy malas palabras.

11.1 - CLASIFICACIÓN DE LOS ACEROS PARA HERRAMIENTAS.

En general, los aceros empleados para herramientas contienen un mínimo de 0.60% C a fin de asegurar que se alcance una dureza martensítica de, al menos, R_c 60. El C por encima de este valor mínimo se emplea solamente para tener carburos no disueltos en la estructura martensítica, para aumentar la resistencia al desgaste. Pueden agregarse elementos aleantes para lograr efectos estructurales y propiedades específicas.

La tabla 11.1 presenta la composición de los tipos principales de aceros para herramientas. Los grados de aceros al carbono templeables en agua presentan una templeabilidad tan baja que las secciones de más de 0.5 pulgadas de espesor pueden ser templadas a martensita solamente en sus capas superficiales, de manera tal que el interior presenta una estructura perlítica fina más blanda pero relativamente tenaz. Los grados resistentes al choque contienen pequeñas proporciones de Cr o Mo, que incrementan en

algo la templabilidad, por lo cual pueden ser templados en aceite. Contienen menores proporciones de carbono a fin de aumentar la resistencia al impacto. Todos los otros aceros presentados en esa tabla contienen suficientes elementos aleantes, por lo que su templabilidad es tan grande que pueden, generalmente, ser templados ya sea en aceite o en aire (o en una atmósfera no oxidante) desarrollando aún una estructura martensítica. Desde el punto de vista metalurgico, las funciones de los diferentes elementos aleantes son las siguientes:

El cromo es un elemento relativamente barato que aumenta la templabilidad y, en exceso suficiente junto con carbono, forma un carburo rico en Cr, $Cr_{23}C_6$, que aumenta la resistencia al desgaste.

El molibdeno y el tungsteno tienen generalmente efectos similares y, cuando están presentes en proporciones altas, forman con el C un carburo duro $(Mo-W)_6C$, el cual, después de revenir una austenita aleada templada, precipita como partículas finas en la martensita y resiste el crecimiento a temperaturas bajas. Esto constituye la base del endurecimiento por envejecimiento a temperaturas del rojo oscuro o endurecimiento secundario de los tipos de acero de alta velocidad. El Mo es más barato que el W y presenta mayor volumen por unidad de peso; por lo tanto, los aceros para herramientas tipo M son más baratos que los tipos T equivalentes.

El vanadio forma un carburo muy duro, del tipo V_4C_3 , que resiste la solubilización en austenita y, por lo tanto, permanece generalmente inalterado en la microestructura a través de los ciclos de tratamientos térmicos. Es el más duro de todos los carburos y, por lo tanto, el V, cuando existe C suficiente, como en el caso del acero M15, origina la máxima resistencia al desgaste. Es un elemento caro, por lo cual los aceros de alto vanadio son muy caros.

11.2 - DIAGRAMA DE FASES DE LOS ACEROS DE ALTA VELOCIDAD.

No es posible presentar las relaciones de fases para una aleación comp

pleja, tal como el acero T1 o M1, mediante un diagrama de fases T-C convencional en dos dimensiones. Sin embargo, si no se tienen en cuenta ciertos detalles, puede trazarse un diagrama cuasi-binario, como el representado en la Fig. 11.1, que puede ser útil en la discusión de las temperaturas correspondiente a los diferentes tratamientos térmicos. Debe señalarse que el diagrama indica temperaturas pero no composiciones de las fases, a excepción del contenido de C.

La presencia de 18% W, 4% Cr y 1% V aumenta la temperatura A_1 de 723 hasta aproximadamente 840°C y la temperatura eutéctica desde 1135 a alrededor de 1330°C. De acuerdo con la regla de las fases de Gibbs, el agregado de dos componentes más, es decir, W y Cr, significa que el eutectoide y el eutéctico en el sistema Fe-C ya no serán invariantes. En cambio, son posibles dos variables independientes, de manera tal que el eutectoide y el eutéctico pueden aparecer, en el equilibrio, sobre un rango de temperaturas, mientras que la composición de una fase puede variar de manera independiente. Al mismo tiempo, la composición del eutectoide es reducida desde 0.80 a alrededor de 0.25% C, y la solubilidad máxima de C en austenita es reducida de 1.70 a aproximadamente 0.70% C. Se observan esencialmente los mismos cambios si el acero es de los tipos M o T.

Lógicamente, estos cambios pronunciados en temperatura y composición de partes importantes del diagrama origina modificaciones pronunciadas en el tratamiento térmico del acero. Por ejemplo, el aumento en la temperatura A_1 significa un aumento necesario en la temperatura de austenitización hasta valores superiores a A_{c1} . Supongamos que, de manera análoga a un acero al carbono con 1.2% C, se calentase un acero 18-4-1 justo por encima de su temperatura A_1 , manteniéndolo a esa temperatura hasta alcanzar el equilibrio, y se lo templase después para convertir la austenita en martensita. En vez del valor de dureza R_c 65, a esperar de acuerdo con el contenido de carbono de 0.75%, el acero tendría una dureza R_c 42. El diagrama muestra que, a 850°C, la austenita contendría solamente alrededor de 0.25% C. Te-

niendo en cuenta la Fig.9.4 y sabiendo que solamente el contenido de C afecta la dureza de la martensita, este resultado era de esperar.

Es evidente ahora que para obtener el contenido deseado de C de 0.60 a 0.70% en esta austenita aleada, es necesario calentar hasta un valor comprendido en el rango de 1250 a 1300°C. ¿Puede hacerse ésto sin un crecimiento de grano excesivo? La respuesta está sugerida por el diagrama. Algunos carburos de los aleantes estrán presentes sin disolverse, aún a las temperaturas de austenitización altas, y solamente en la proximidad del eutéctico, 1330°C, se encontrará crecimiento de grano intenso, a menos que el tiempo a una temperatura ligeramente menor fuese extremadamente largo.

Como nota histórica, es interesante señalar que en el período 1890-1900 se fabricaron aceros de composición aproximada a éstas, y que, después de tratamientos térmicos y ensayos fueron considerados sin valor práctico. No existía en aquel entonces conocimiento de las relaciones de fases y los tratamientos térmicos ensayados eran del tipo convencional usados para los aceros al carbono. En 1907 dos jóvenes metalurgistas, también sin conocimiento de las relaciones de fases pero con mucha curiosidad, ensayaron temperaturas de austenitización muy altas, próximas al punto de fusión. Luego de un revenido subsecuente se encontró que el acero mantenía una dureza $R_c 65$ aún cuando se lo calentaba hasta las temperaturas del rojo oscuro. Una herramienta tratada en esta forma puede cortar a una velocidad tan alta que se calienta hasta el rojo oscuro (visible en una habitación oscura), sin perder inmediatamente su filo. Esto fué un logro sorprendente en aquella época, y ganó para la aleación su nombre actual, acero para alta velocidad, y constituyó un factor importante en el desarrollo industrial de este siglo.

11.3 - DIAGRAMAS DE TRANSFORMACION DE LOS ACEROS PARA HERRAMIENTAS Y SU USO.

En las Fig.11.2, 11.3 y 11.5 se presentan los diagramas de transformación de los aceros para herramientas más frecuentemente usados. Ya que se

los reproduce debido a su valor en la comprensión de los tratamientos térmicos normales, se trazan los diagramas generalmente para las condiciones de austenitización empleadas en los tratamientos térmicos industriales, pero con alguna discusión sobre los efectos del sobrecalentamiento o subcalentamiento, es decir, austenitizado a temperaturas demasiado altas o demasiado bajas.

Las porciones superiores de la Fig. 11.2 indican que el acero al carbono debe ser enfriado rápidamente al pasar los 500°C para evitar la formación de perlita fina. Este es un acero esencialmente templable en agua, aunque un contenido de Mn ligeramente superior es decir, 0.50 en vez de 0.25% , puede permitir que se temple en aceite secciones delgadas tales como hojas de sierra. El efecto de temperaturas de austenitización superiores sobre la reacción martensítica se presenta en la tabla 11.2. Estos datos muestran que las temperaturas de temple más elevadas originan una estructura de grano más grueso, menor proporción de carburos residuales para resistir la abrasión y mayor proporción de austenita retenida durante el enfriamiento a temperatura ambiente.

Puede ilustrarse el valor de estos diagramas de transformación considerando el temple de un bloque de 6 pulgadas de acero para herramientas al carbono. Supongamos que se lo temple mediante un chorro de alta presión que enfriará las capas superficiales rápidamente hasta aproximadamente 65°C, permitiendo su completa transformación a martensita. El centro de la pieza se enfriará mucho más lentamente y se transformará a aproximadamente 550°C a perlita fina. En alguna región comprendida entre el centro y la superficie habrá una zona que, a un dado tiempo, no habrá podido transformarse a perlita pero que no se habrá enfriado a temperaturas por debajo de M_s . En esta zona la austenita permanecerá inalterada durante algún tiempo. Si se lleva el bloque al horno de revenido mientras la superficie está aún caliente (que es el procedimiento recomendado), y se lo reviene durante 1 hora a

200°C, algo de austenita se mantendrá en esta zona subsuperficial, transformándose finalmente durante el enfriamiento de la pieza a temperatura ambiente.

La expansión que acompaña a la transformación si ella tiene lugar en este instante, durante el enfriamiento a partir del revenido, originará elevadas macrotensiones superficiales de carácter tensil. Estas pueden muy bien provocar la formación de fisuras en los vértices del bloque, a veces muchas horas después del enfriamiento final. Puede evitarse esta dificultad si se eliminan los gradientes térmicos durante la formación original de la martensita, o si se permite que el bloque se transforme completamente antes del revenido. Sin embargo, el marquenching (martempering) de un bloque tan grande de acero para herramientas al carbono no puede ser posible debido al enfriamiento rápido requerido al transpasar los 550°C. Si se permitiese que el acero templado normalmente estuviese un tiempo suficientemente largo como para permitir la transformación completa antes del revenido, la superficie estaría demasiado fría y podría quebrarse o fisurarse debido a las tensiones de temple combinadas con las tensiones de transformación. Puede lograrse un compromiso satisfactorio templando como antes, hasta aproximadamente 65°C, si se trata de masas de acero considerables, manteniendo a esta temperatura en un baño de aceite caliente hasta lograr una homogeneización de la temperatura.

Para el caso del acero templeable en aceite presentado en la Fig.11.3, un enfriamiento más lento significa menores gradientes térmicos y transformaciones más uniformes a través de las secciones transversales. El grado 52100 no es estrictamente un acero para herramientas, y fué desarrollado originalmente para bolas de cojinetes. Se transforma a martensita en casi un 95% cuando alcanza la temperatura de 95°C, si se lo austenitiza a la temperatura normal. En la Fig.11.4 se muestra el efecto de temperaturas de austenitización más elevadas en la reacción martensítica de este acero

52100. Al igual que en el caso del acero al carbono^y como es de preveer de lo que hemos considerado en los capítulos anteriores, las temperaturas de austenitización superiores provocan solubilización más completa de los carburos hipereutectoides, un correspondiente crecimiento de grano austenítico y una depresión relacionada de las temperaturas M_s y M_f (tabla 11.3).

Finalmente, se reproduce en la Fig.11.5 el diagrama de transformación de un acero para herramientas templable en aire, típico. Es notable el grado en el cual la "rodilla" de la reacción, correspondiente a la formación de perlita fina en aceros al carbono, está desplazada hacia la derecha a aproximadamente 780°C y 600 segundos en comparación con 550°C y menos de 1 seg. Además, existe un intervalo de temperaturas, desde aproximadamente 600 hasta aproximadamente 350°C , en el cual la austenita metaestable no muestra ninguna tendencia a entrar a la transformación, aún cuando se la mantenga durante un período de semanas. Sin embargo, la precipitación de carburos, que puede tener lugar manteniendo la austenita a estas temperaturas (ver la línea C_s en la Fig.11.5), cambiará las temperaturas M_s y M_f y afectará las propiedades de la herramienta.

El pseudo diagrama de fases (Fig.11.1) y el diagrama de transformación relacionado (Fig.11.5), no identifican específicamente los carburos presentes en los aceros para herramientas de alta velocidad recocidos. Estos carburos corresponden a tres tipos: un carburo rico en Cr, $M_{23}C_6$, un carburo más duro rico en W y Mo, M_6C , y un carburo muy duro rico en V, M_4C_3 . Estos carburos no se disuelven todos a la misma temperatura o velocidad, como lo muestra la Fig.11.6. Es evidente que, aunque a temperaturas de austenitización superiores se disuelven más carburos, aquéllos que no se disuelven serán los de los tipos más duros y más resistentes al desgaste, M_6C y M_4C_3 .

Los diagramas de transformación similares a los de la Fig.11.5 permiten un proceso de temple equivalente al martempering, aunque mucho más

antiguo en cuanto a su empleo y conocido como temple en caliente (hot-quenching). Después de la austenitización el acero se templea en un baño de sales fundidas, entre 550 y 500°C, donde se lo mantiene hasta que la temperatura es uniforme, para templearlo luego en aceite. La ventaja principal de este proceso, en comparación con el enfriamiento en aire, es de naturaleza económica. Las secciones de tamaño moderado del acero se endurecerán muy satisfactoriamente durante el enfriamiento en aire, como es obvio a partir del diagrama de transformación. Sin embargo, si un taller de tratamientos térmicos debe procesar de esta manera un número grande de piezas, un cuarto de tamaño normal se llenará rápidamente con acero caliente y no podrá seguirse el proceso, es decir, el revenido, hasta que las piezas estén casi a temperatura ambiente. Por otro lado, un temple en aceite realizado directamente a partir de la temperatura de austenitización originará seguramente más distorsión y provocará gradientes térmicos severos, los cuales están acompañados por macrotensiones y posibilidad de formación de fisuras. El temple en caliente es un compromiso exitoso entre las dificultades de naturaleza económica y metalúrgicas.

El efecto de aumentar la temperatura de austenitización sobre la transformación de la martensita se muestra, mediante los datos de la tabla 11.4, para el caso de un acero de alto carbono-alto cromo. La caída pronunciada en las temperaturas M_s y M_f durante el sobre-endurecimiento es típico en los aceros de alto contenido de Cr. El correspondiente gran incremento en la proporción de austenita retenida durante el enfriamiento a temperatura ambiente es la causa obvia para la disminución en la dureza obtenida durante el temple. Si inmediatamente después del temple se enfrían tales aceros a temperaturas muy por debajo de la ambiente, es decir, -85°C, la austenita retenida durante el enfriamiento a temperatura ambiente se transforma casi totalmente a martensita. Cuando se regresa el acero a temperatura ambiente, será más duro que antes del tratamiento subcero y, si se hacen medidas dimensionales cuidadosas, se encuentra que el acero ha "crecido" o

aumentado en volumen. Estos efectos, que podrían anticiparse durante la transformación de austenita en martensita, no se observarán si el acero fuese subendurecido con sólo una proporción relativamente pequeña de carburos disueltos en la austenita.

En el caso de que estos aceros para herramientas de alta aleación se tuerzan o distorsionen luego del tratamiento térmico y deban ser enderezados, esta deformación plástica debe realizarse mientras el acero sea relativamente blando, es decir, parcialmente austenítico. Los diagramas de transformación muestran que cuando el acero está aún caliente, inmediatamente después del temple, un acero de alta velocidad templado normalmente puede tener de 30 a 40% de austenita. Esta es la etapa en que la ligera deformación mencionada puede ser realizada con más éxito.

11.4 - REVENIDO DE LOS ACEROS PARA HERRAMIENTAS.

Las curvas de revenido para un acero para herramientas al carbono y para un acero 52100, inicialmente en el estado martensítico, se muestran en la Fig.11.7. La secuencia de cambios estructurales para el acero al carbono ya han sido descritas, es decir, precipitación del carburo ϵ en la martensita y cambio de la estructura tetragonal centrada a la estructura cúbica centrada, seguida de la precipitación de carburo en la austenita retenida y conversión de esta austenita a martensita (durante el enfriamiento), formación del carburo regular Fe_3C a partir del carburo ϵ y, finalmente, crecimiento o engrosamiento de las partículas de carburo Fe_3C en la ferrita, con la correspondiente disminución en su número, incremento en su espaciado, y un ablandamiento pronunciado.

Las microtensiones asociadas con la transformación de la austenita retenida y las expansiones localizadas relacionadas provocan una disminución de la resistencia al impacto torcional del acero para herramientas al carbono a aproximadamente $230^{\circ}C$, como se muestra en la Fig.11.8. En un acero al carbono ó 52100 templado adecuadamente existe insuficiente austenita retenida como para provocar inflexiones marcadas en las curvas de dureza-re-

venido. La ligera inflexión a 500°C y el subsecuente ablandamiento más lento del acero 52100 (Fig.11.7), están asociados con la formación del carburo estable $(FeCr)_3C$, ya que, para su formación y crecimiento, debe producirse una difusión considerable del Cr y también del C intersticial.

En la Fig.11.9 se muestran tres curvas de recocido de un acero de alta velocidad. De las tres, la línea punteada representa un acero subendurecido, es decir, austenitizado a 1150°C. Su dureza es máxima inicialmente porque, en la suposición de que los aceros fueron todos enfriados después del temple hasta la temperatura ambiente, este acero contendría la mínima proporción de C y aleantes disueltos en la austenita, por lo tanto, la mínima proporción de austenita blanda retenida en la estructura antes del revenido. Por otra parte, la probeta sobreendurecida, representada por la línea punteada para la austenitización a 1250°C, contendría el máximo de austenita retenida y sería la más blanda después del temple. Este acero sería inicialmente aún más blando si se lo reviniera antes de ser enfriado a temperatura ambiente. Por ejemplo, si fuese enfriado sólo hasta 100°C, casi la mitad de la estructura sería austenítica y la dureza podría estar en el rango R_c 50-60.

Antes del revenido estos aceros consistirían en martensita aleada, austenita retenida altamente aleada y carburos no disueltos del tipo $(MoW)_6C$ y V_4C_3 . Los cambios producidos durante el revenido ^{se} pueden mejor representar como en el diagrama siguiente: (diagrama en la serie de ilustraciones).

La formación de nueva martensita en una martensita revenida dura y moderadamente frágil, por enfriamiento a partir de las temperaturas de revenido, origina microtensiones elevadas. Si se temple el acero desde la operación de revenido o si existen macro tensiones elevadas provenientes de otras fuentes (como por ejemplo, vértices agudos, cambios bruscos en el tamaño de la sección o un temple original muy drástico), puede quebrarse

durante el enfriamiento a partir de la primera operación de revenido. Es más probable que se formen fisuras en este momento durante el temple, porque no existe austenita retenida blanda que pueda deformarse y reducir el nivel de tensiones. Por estas razones es práctica habitual usar dos tratamientos de revenido. El segundo calentamiento reviene la martensita formada durante el primer revenido y, lo que es más importante, reduce las micro-y macrotensiones en la herramienta, disminuyendo también la posibilidad de fractura frágil en servicio.

El efecto del tiempo a la temperatura de revenido no ha sido discutido todavía, pero es obviamente una variable importante ya que la difusión es el requisito primario para la precipitación y crecimiento de los carburos. Los gráficos de la Fig. 11.10 muestran el efecto del tiempo de revenido en un acero de alta velocidad 18-4-1. Resulta claro que el carácter de la curva de revenido no es alterado: solamente disminuye o está desplazada hacia la izquierda la temperatura del pico de endurecimiento secundario para tiempos de revenido más largos. Al igual que en el caso de los aceros de medio carbono, se ha encontrado un único parámetro para expresar las dos variables (tiempo y temperatura) de revenido. Este parámetro tiene la forma:

$$T(c - \log t)$$

donde T = temperatura absoluta, t = tiempo, c = una constante cuyo valor depende de la composición de la austenita; este parámetro ha sido empleado como abcisa en las curvas de revenido de la Fig. 11.11. En esta figura se muestra en forma particularmente notable el efecto de la temperatura de austenitización. El tratamiento a 950°C origina una dureza de temple de $R_c 64$, con más carburos disueltos la martensita es más dura aunque se encuentra ahora algo de austenita retenida, como lo muestra el endurecimiento secundario durante el revenido. La austenitización a 1125°C origina una dureza de temple bajo de solamente $R_c 55$, debido a que se han disueltos demasiados carburos, resultando una proporción muy grande de austenita retenida.

Durante el revenido se produce un pico pronunciado ^{debido a la} ~~en~~ transformación de la austenita retenida durante el enfriamiento a partir del revenido. El desplazamiento del pico hacia la derecha puede confundir, ya que la temperatura del endurecimiento secundario máximo no aumenta en forma notable. La temperatura de austenitización elevada cambia la constante c usada al representar los valores de la abscisa.

El empleo de este parámetro para las abscisas es el siguiente: Supongamos que la dureza deseada muestre un valor para $T(c - \log T)$ de 30,000. Puede elegirse un tiempo conveniente y calcularse inmediatamente la temperatura requerida correspondiente si se conoce el valor de la constante c . Así, datos de este tipo permiten elegir tiempos convenientes para el tratamiento térmico, por ejemplo, durante la noche, y calcular la temperatura exacta requerida para alcanzar la dureza deseada.

11.5 - EFECTOS SUPERFICIALES DÚRANTE EL TEMPLE DE ACEROS PARA HERRAMIENTAS.

Las partes útiles de una herramienta son los bordes o las superficies. Es posible carburizar o decarburizar, de manera no intencional, estas partes de la herramienta durante el tratamiento térmico. El material recocido tendrá habitualmente una superficie que, durante los tratamientos de deformación en caliente y los tratamientos de recocido, ha sufrido una decarburización. En la mayoría de los casos ésto no es objetable ya que el maquinado de la herramienta expondrá una superficie fresca representativa. Sin embargo, la decarburización durante el tratamiento térmico de temple requerirá el afilado de la superficie para eliminar la capa superficial blanda, de bajo contenido de carbono. El rectificado de un acero templado requiere que la herramienta tenga material suficiente antes del temple como para permitir que se satisfagan las dimensiones especificadas. Además, el rectificado es caro y, en algunos casos, por ejemplo, sierras para metales, es impracticable. Finalmente, el rectificado de una estructura martensítica puede provocar la formación de fisuras si no se realiza con

cuidado. El sobrecalentamiento local y las expansiones locales, seguidas por contracciones, todo esto dentro de una estructura dura y frágil, originan fisuras. Cada vez que se observan fisuras en una herramienta, en ángulos rectos con la dirección de rectificado, es prácticamente seguro que se han originado durante el rectificado y no durante el tratamiento térmico.

Schlegel demostró que calentando un acero rápido 18-4-1 a las temperaturas usuales de austenitizado, durante tiempos cortos, en la mayoría de las atmósferas gaseosas, origina una carburización superficial seguida de una decarburización durante períodos más largos (Fig. 11.12). Esto es cierto tanto si la atmósfera es oxidante, es decir, conteniendo O_2 en exceso en la mezcla de combustión, o neutra (gas completamente quemado a CO_2 y H_2O , sin O_2 o CO), o si es reductora (si contiene algo de CO e H_2). En realidad, a $1290^\circ C$ el equilibrio en la reacción $C + CO_2 \rightleftharpoons 2 CO$ está muy hacia la derecha, es decir, el CO_2 quemará el C y también oxidará al Fe . ¿Cómo puede entonces tener lugar la carburización en atmósferas oxidantes o "neutras"?

Presumiblemente, el CO_2 , H_2O u O_2 presentes en el gas oxidan muy rápidamente el Fe a $1290^\circ C$. Como los átomos de O pueden difundir a través de las capas delgadas de óxido más rápidamente que los átomos de C , los carburos son oxidados menos rápidamente. La oxidación rápida de la superficie del metal aumenta localmente la temperatura y permite la disolución de los carburos que estaban en el óxido en la austenita. Así, la austenita adyacente al óxido puede contener hasta 1.0% C , aunque el acero contenga solamente 0.70% C .

La difusión del O a través del óxido, requerida para que continúe la oxidación, disminuye muy rápidamente al aumentar el espesor del óxido. Sin embargo, el C puede difundir de manera intersticial y su velocidad de difusión es menos afectada por el espesor de la capa de óxido. Por lo tanto, un aumento en el tiempo y en el espesor de las capas de óxido per-

mite que el C difunda hacia la superficie y se oxide a una velocidad mayor que la formación de óxidos de Fe. El resultado será la decarburización.

La decarburización produce una capa superficial blanda sobre el acero templado, la cual puede a menudo ser detectada después del revenido empleando una lima. La carburización a temperatura elevada puede causar una superficie blanda, debido a la alta proporción de austenita retenida.

Usualmente, los aceros del tipo de alta velocidad son precalentados a 700-850°C, hasta alcanzar una temperatura uniforme, y luego se reduce el tiempo de exposición a temperatura elevada. La oxidación superficial durante el precalentamiento puede provocar una ligera decarburización, pero la decarburización severa puede tener lugar solamente a temperatura elevada. Aunque no se han publicado datos que muestren la decarburización durante la operación de revenido a aproximadamente 550°C, es posible que también pueda tener lugar a esa temperatura relativamente baja.

Es muy importante la protección respecto de los cambios químicos superficiales a la elevada temperatura de austenitizado para temple. Esto puede lograrse fácilmente empacando las piezas de acero con virutas de hierro fundido, pero esto retarda el calentamiento e impide un control estrecho sobre la duración del tratamiento a temperatura alta, ya que es difícil determinar cuándo la carga alcanza la temperatura adecuada. También puede protegerse la superficie usando un bloque de carbón para sostener el acero. Por encima de 1000°C la atmósfera dentro de un bloque de carbón será aproximadamente 66% N₂ + 34% CO, y la formación de óxidos y la decarburización no tendrán lugar si no se han formado capas de óxido durante el precalentamiento.

Los baños líquidos adecuados previenen, de manera conveniente, los cambios de composición en la superficie si el baño es protegido correctamente de la disolución de O₂. A temperaturas altas esto se puede lograr mediante una cubierta superficial de carburo de silicio o mediante acondicionadores comparables.

Puede obtenerse bordes de corte extremadamente duros mediante nitruración de un acero de alta velocidad templado, empleando amoníaco o baños de cianuro fundido. Los fundamentos de estos tratamientos fueron discutidos anteriormente.

11.6 - COMPARACION ENTRE ACEROS PARA HERRAMIENTAS FUNDIDOS Y FORJADOS.

El mayor contenido de carbono de los aceros para herramientas, el efecto de los elementos aleantes presentes sobre el diagrama de fases (por ejemplo, Fig.11.1), y la segregación intracristalina metaestable que tiene lugar durante el enfriamiento, son los factores que originan la presencia de estructuras eutécticas durante la solidificación a partir del estado líquido, en los aceros para herramientas altamente aleados. De acuerdo con los conceptos que fueron introducidos en el capítulo V, es evidente que una solidificación más rápida produce dendritas de austenita primaria pequeñas y un eutéctico de austenita-carburo más fino. El diagrama de la Fig.11.1 muestra que el eutéctico contiene una proporción relativamente alta de la fase carburo frágil. Por lo tanto, la fase carburo será continua en el eutéctico y, ya que el eutéctico es inevitablemente continuo en la estructura total, la estructura de colada de los aceros tales como los del tipo de alta velocidad, resulta frágil.

No es práctico, o aún posible en algunos casos, disolver los carburos en la austenita por calentamiento. Por lo tanto, el único método práctico para quebrar la red de carburos frágiles de estos aceros es por forjado. A temperaturas adecuadas, de trabajado en caliente, la deformación produce la fractura de los carburos eutéctiferos frágiles no disueltos. La austenita plástica fluye en torno de los fragmentos de carburo y, a medida que penetra en las fisuras resultantes, produce un efecto de soldadura a presión. Si la deformación es solamente una extensión en una sola dirección, como en el caso de la laminación en caliente, se destruye la continuidad de la red de carburos, pero la estructura celular de las partículas gruesas de eutéctico es simplemente elongada en la dirección de flujo del metal. La estruc-

tura de colada es aún evidente en dichas células elongadas, y existe alguna evidencia de que, como sería de esperar, esta estructura no es tan tenaz como una distribución al azar de los carburos. No es posible alcanzar una dispersión totalmente al azar, pero se la puede aproximar empleando repetidas veces martillos de forja de manera tal que el flujo sea primero en una dirección y después en otra que forme un ángulo recto con la primera, o aún en la dirección inversa.

Cuanto más rápida sea la solidificación más fina será la estructura de carburos de la red eutéctica. El enfriamiento rápido es favorecido colando lingotes de secciones más pequeñas. Sin embargo, cuanto menor sea el lingote menor será el grado de deformación por forja alcanzada durante la reducción a las dimensiones finales, por ejemplo, varilla de 1 pulgada. Así, el tamaño de los lingotes de acero para herramientas es necesariamente un compromiso entre un tamaño pequeño, necesario para asegurar un enfriamiento rápido, y un tamaño grande que permita un forjado intenso.

En algunos casos el acero puede ser colado en un molde ^{sea la} cuya forma de la herramienta terminada, por ejemplo, una fresa. Si se evita una superficie de bajo contenido de carbono o se la elimina por maquinado, las herramientas resultantes, aunque muy frágiles, pueden tener características de corte extremadamente buenas después del tratamiento térmico adecuado. Ya que es evidente que las herramientas hechas con aceros de alta velocidad colados deben presentar una baja resistencia al choque, su utilidad dependerá considerablemente de las condiciones de corte en servicio.

11.7 - MICROESTRUCTURAS.

Los aceros para herramientas recocidos son casi siempre suministrados por los productores con estructura de carburos esferoidizados. Esta estructura es más blanda y, para contenidos de carbono altos, permite que el acero sea más maquinable hasta la forma descada. Las estructuras templadas y revenidas son fácilmente pulidas con abrasivos adecuados, debido a que la su-

perficie no es susceptible a un flujo localizado y a la distorsión.

El ataque químico de las estructuras martensíticas de los aceros de alta velocidad es generalmente muy lenta, debido probablemente a la presencia de los elementos aleantes. Es a veces incierto si las áreas blancas en tales aceros son zonas ferríticas decarburizadas o áreas austeníticas retenidas como tales debidas al alto contenido de carbono. Sin embargo, una pocas agujas martensíticas negras (revenidas), que intruyen en un área blanca son evidencias muy claras de la austenita retenida. El tratamiento subcero, seguido por un segundo revenido, diferenciará de manera concluyente entre la ferrita y la austenita retenida.

El tamaño de grano austenítico de alta temperatura es siempre importante como indicador de un tratamiento térmico adecuado o impropio. El tamaño de las agujas martensíticas es un indicador del tamaño de grano austenítico, y la cantidad de carburos no disueltos en un acero hipereutectoide sugiere también si se empleó o no temperaturas excesivas de austenitizado.

Los aceros del tipo de alta velocidad pueden ser atacados antes del revenido con nital para revelar el tamaño de grano austenítico. Después del revenido, el tamaño de las agujas martensíticas será sugestivo. pero, para determinaciones cuantitativas del tamaño de grano, puede usarse un reactivo especial tal como el reactivo de Snyder (3% HCl, 7% HNO₃ en alcohol), para revelar el tamaño de grano austenítico.

Las estructuras reproducidas en este capítulo corresponden a los siguientes grupos:

Microfotografía 11.1 - acero para herramientas al carbono, recocido, envoltas de "perlas" de carburos.

Microfotografías 11.2 y 11.3 - Acero 52100; tratamientos térmicos correcto e incorrecto.

Microfotografía 11.4 a 11.7 - Aceros al Cr-W, que responde al tratamiento térmico como un acero de alta velocidad; estructura de colada y de forja.

Microfotografías 11.8 a 11.13 - Aceros de alta velocidad del tipo 6% W, 5% Mo; estructuras de temple, temple y revenido, "quemada", y red de carburos.

Microfotografía 11.14 y 11.15 - Estructuras nitruradas.

Microfotografías 11.16 y 11.17 - Acero para herramientas Graph-Mo, estructura recocida; estructura de "ojo de buey".

Microfotografías 11.18 a 11.21 - Transformación isotérmica del acero W-Cr, que se asemeja a los aceros de alta velocidad en su respuesta al tratamiento térmico.

Microfotografías 11.22 y 11.23 - Efectos estructurales del tratamiento subcero del acero W-Cr.

Microfotografía 11.24 - Efecto estructural de un marcador eléctrico sobre un acero martensítico (W-Cr).

11.8 - TRATAMIENTOS SUBCERO DE LOS ACEROS PARA HERRAMIENTAS.

Los aceros para herramientas con altos contenidos de carbono, y frecuentemente también altos contenidos de aleantes, presentarán muy probablemente austenita retenida en la estructura después del enfriamiento en el tratamiento térmico de temple. Una temperatura de austenitización superior a la normal o el no enfriar el acero lo suficiente (es decir, hasta la vecindad de la temperatura ambiente), producirán cantidades anormalmente grandes de austenita retenida por razones que ahora nos son obvias. Esto origina un endurecimiento secundario para los aceros de alta velocidad, un mayor cambio en las dimensiones durante el revenido, más probabilidad de formación de fisuras por enfriamiento posterior al revenido y una estructura más frágil.

Se dispone de tres métodos para minimizar la cantidad de austenita retenida: (1) subendurecimiento, es decir, una temperatura de austenitización baja; (2) enfriar el acero hasta una temperatura tan baja, por ejemplo -80°C , tal que se pase la línea M_s ; (3) un revenido doble o triple. El significado del subendurecimiento ya se ha discutido anteriormente; éste puede ser particularmente indeseable en aceros de alta velocidad ya que significa menor endurecimiento secundario.

Es práctica regular para las herramientas sometidas a choque y tratamientos producir un ligero subendurecimiento de los aceros de alta velocidad. Aquí el endurecimiento secundario ligeramente menor es menos importante que la mayor tenacidad correspondiente.

Los tratamientos subcero son particularmente efectivos en la transformación de la austenita a martensita cuando se realizan inmediatamente después del temple para endurecimiento. Si se mantiene a temperatura ambiente el acero templado durante algunas horas antes del subenfriamiento, se transformará menos austenita a martensita, aunque no se dispone todavía de una explicación del efecto estabilizador del "envejecimiento" a temperatura ambiente. Si el tratamiento subcero sigue a la primera operación de revenido, habrá menos austenita retenida presente que antes del revenido, pero la mayor parte de la austenita revenida remanente se convertirá en martensita.

Entonces, el efecto del tratamiento subcero es similar en cierto sentido al producido por subendurecimiento; reduce la resistencia al ablandamiento durante el revenido. En el caso de los rodamientos a bolillas, ilustrados en las microfotografías 11.19 a 11.23, se abandonaron los tratamientos subcero; aunque éstos originan una estabilidad dimensional muy superior (y probablemente también un incremento en la tenacidad del producto final), la eliminación completa de la austenita retenida permitía un ablandamiento hasta por debajo de R_{c58} durante el servicio a 515°C .

Se ha sostenido que los tratamientos subcero de los aceros de alta velocidad aumentan la vida útil de la herramienta y su rendimiento en el corte. Tales resultados podrían ser anticipados si el acero hubiese sido sobreendurecido, revenido solamente una vez o si tuviese una zona superficial carburizada; en otras palabras, si estuviese presente austenita retenida y si la resistencia al choque no fuese un factor determinante. Sin embargo, los estudios detallados del efecto de este tratamiento en herramientas de aceros de alta velocidad, templados y revenidos de manera correcta, no demostraron me-

joría en la vida de la herramienta o su rendimiento en el corte.

Cuando se emplean aceros de alta aleación para fabricar calibradores, donde el aspecto más importante es la estabilidad dimensional, se emplean los tratamientos subcero para asegurar la ausencia completa de austenita retenida. Aquí, el procedimiento frecuentemente recomendado de enfriamiento repetido, es decir, hasta -80°C , y calentamiento hasta temperatura ambiente, parece ser absurdo. Una vez que el acero ha sido enfriado hasta -80°C o temperaturas inferiores, la repetición del tratamiento no puede tener ningún resultado antes de que la martensita formada durante el primer enfriamiento sea revenida.

11.9 - CAMBIOS DIMENSIONALES DURANTE EL TRATAMIENTO TÉRMICO.

Los volúmenes específicos de la ferrita más carburo, de la austenita y de la martensita, son todos ellos ligeramente diferentes (Ver tabla 11.5). La estructura recocida de la ferrita aleada y el carburo se contrae durante la austenitización, ya que la red c.c.c. tiene una mayor densidad de átomos. Existe una expansión cuando la austenita cambia a martensita durante el enfriamiento pero, aún cuando esta transformación sea completa, la expansión no coincide exactamente con la contracción previa producida por calentamiento y transformación a austenita (Tabla 11.6). La dispersión atómica del carbono en la martensita, y quizás la presencia de microtensiones, originan un volumen mayor que el que corresponde a la ferrita y carburo original. Por lo tanto, el revenido de la martensita está acompañado por una ligera contracción. Los cambios dimensionales para un acero de alta velocidad 18-4-1, durante el enfriamiento a través de la temperatura M_s , se representa en el gráfico de la Fig. 11.13. Este gráfico también muestra que mantener el acero a temperatura ambiente antes del enfriamiento subcero estabiliza la austenita retenida y disminuye la efectividad del enfriamiento subsecuente.

Si los cambios dimensionales en una herramienta específica tienen lugar a tiempos muy diferentes debido a gradientes térmicos, se originarán no solamente macro tensiones sino también mayores cambios de volumen. Los máxi-

mos gradientes térmicos encontrados en enfriamientos en agua, aceite y aire de varillas de acero de diferentes diámetros han sido calculados por Scott y se muestran en la tabla 11.7. Es evidente que la diferencia entre el temple en aceite y el temple en aire es mayor que la diferencia entre los temples en aceite y agua. La tabla 11.8 muestra el incremento en volumen que se encontró durante el temple de cuatro aceros para herramientas comunes. Sería de esperar que la distorsión y las tensiones fuesen máximas en el acero que presenta el máximo cambio de volumen.

Durante el revenido de un acero al Cr, templable al aire, aparece una contracción. No se obtiene una completa estabilidad dimensional antes de que toda la martensita haya sido revenida hasta el punto de precipitación del carburo estable, que aquí es $(CrFe)_7C_3$ y algo de $(FeCr)_3C$. Los carburos de transición que se forman a temperaturas por debajo de $600^\circ C$ pueden provocar cierta contracción, pero no hasta las dimensiones de la pieza recocida original.

11.10 - OTROS MATERIALES PARA HERRAMIENTAS DE CORTE.

Aceros para velocidades superelevadas: Son una nueva clase de aceros de composiciones tales como 1.5% C, 6% W, 5% Mo, 5% Cr y 5% V. El alto contenido de V con el C presente origina la formación de carburo de vanadio, V_4C_3 , que es casi insoluble en austenita. Por lo tanto, este tipo de acero presenta un gran número de partículas de carburo de vanadio no disueltas cuando está en el estado templado después de un doble revenido. La dureza de esta fase, comparada con algunas otras sustancias duras, es la siguiente:

| <u>Dureza Knoop aproximada</u> | |
|--------------------------------------|------|
| V_4C_3 | 2800 |
| Al_2O_3 | 2700 |
| $Cr_{23}C_6$ | 1800 |
| Fe_3C | 1100 |
| Matriz martensítica (R_c 65)..... | 700 |

Debido a la extrema dureza del carburo de vanadio, los aceros de este tipo

pueden presentar durezas Rockwell, después de un temple y un doble revenido, tan altas como R_c 70 a R_c 72. Además, presentan una resistencia al desgaste apreciablemente mayor o una vida útil de la herramienta también mayor que a los aceros de alta velocidad normales.

Herramientas de corte de alúmina: Son fabricadas a partir de Al_2O_3 sinterizada, se han hecho también populares para el corte a alta velocidad. Como muestran los datos precedentes sobre dureza, el Al_2O_3 , es decir, corundum o zafiro, es también extremadamente duro y resistente al desgaste. Las herramientas de alúmina son similares a la mayoría de las cerámicas en cuanto a fragilidad, pero, cuando están montadas correctamente, funcionarán muy satisfactoriamente para producir cortes poco profundos, continuos, a alta velocidad.

Carburos cementados: Los carburos cementados, del tipo carburo de tungsteno, han sido durante mucho tiempo las mejores herramientas de corte. Consisten generalmente de más de un 90% de un carburo duro, por ejemplo, WC, o una mezcla de carburos, tales como WC y TiC, siendo el resto un metal dúctil, tal como Co, que mantiene los carburos en una masa coherente.

Recientemente se ha desarrollado un grupo de carburos ligados con acero. Estos materiales son híbridos resultantes del cruzamiento entre aceros de herramientas con carburos cementados. Dos grados de esos materiales son:

1) - 45% en volumen de TiC.

55% en volumen de acero aleado al Cr-Mo.

Análisis: 26% en peso de Ti, 7% C, 2% Cr, 2% Mo. Fe hasta balance.

Dureza: R_c 38 - 43 recocido.

R_c 69 - 72 templado en aceite a partir de 950°C, revenido a 200°C.

Densidad: 6.5 g/cm³ (en comparación con 7.8 g/cm³ para el acero).

Módulo elástico: 44 x 10⁶ psi.

2) - 45% en volumen de WC y TiC.

55% en volumen de acero de alta velocidad.

Análisis: 34% en peso de W, 10% Ti, 5% C, 3% Cr, 1% V. Fe hasta balanceo.

Dureza: R_c 44 - 46 recocido.

R_c 71 - 72 templado en aceite a partir de 1260°C y revenido a 540°C.

Aleaciones de colada resistentes al desgaste. Existe un grupo de aleaciones duras, tales como Stellites, que tienen durezas en el rango de R_c 60-65 y resistencias al desgaste correspondientemente altas. Un grado útil contiene 30% Cr, 19% W, 2.0% C, 3.5% Ni y el resto es Co. Este material no solamente es duro sino, también, es muy resistente a la corrosión, y a menudo es elegido por esta combinación de propiedades. Al igual que los carburos cementados, no puede ser maquinado, por lo cual la producción de una forma deseada requiere la colada hasta una forma aproximada, seguida por rectificado hasta la forma final.

El constituyente principal de las aleaciones resistentes al desgaste, coladas, es carburo de cromo. Debido a la estructura de colada relativamente gruesa, no pueden ser ablandados ni pierden su filo a temperaturas de corte muy altas, tanto como los aceros de alta velocidad. Sin embargo, son más caros, más débiles a la flexión y más frágiles. Su campo de empleo más útil es como herramientas para torno, en cuyo caso se las emplea soldadas a soportes de acero dulce. Se pueden colar completamente de Stellite pequeñas fresas de corte, mientras que las grandes deben fabricarse de acero dulce soldado a insertos de Stellite.

11.11 SELECCION DE ACEROS PARA HERRAMIENTAS.

La AISI y la SAE clasifican 92 tipos principales de aceros para herramientas con diversas variedades en cada categoría, por ejemplo, 7 tipos de aceros W, aceros al carbono templables en agua, 8 tipos de aceros T de alta velocidad al W, y 13 tipos de aceros M de alta velocidad al Mo, todos los cuales pueden ser empleados para la fabricación de herramientas de corte. Están más allá del objetivo de este curso ofrecer una guía detallada para se-

leccionar el mejor acero, suponiendo que exista un único acero para cada una de las diversas aplicaciones de servicio de los aceros para herramientas. Sin embargo, puede ser útil sentar algunas generalizaciones basadas sobre factores metalúrgicos y económicos.

Cuando el calentamiento en servicio no es un factor importante y cuando la duración del servicio es corta, los aceros para herramientas al carbono continuarán siendo útiles y los más baratos. Pequeñas cantidades de V presente en el acero, aunque aumenta en algo su costo, hacen que éste sea más fácil de templear debido a que los carburos de V no disueltos impiden el crecimiento del graño austenítico durante un ligero sobrecalentamiento.

En el campo de los aceros de alta velocidad los tipos al Mo funcionan tan bien como como los tipos al W, a un precio por peso menor en un 33% (Ver tabla 11.9). Por lo tanto, los aceros del tipo M representan ahora un 85% o más de todos los aceros de alta velocidad empleados. Los desarrollos metalúrgicos a partir de 1950 han producido no solamente estos aceros tipo M, igualmente satisfactorios a costos menores, sino también han satisfecho los requerimientos necesarios accesorios de tratamientos térmicos mejor controlados, menor segregación en el lingote, la cual origina envoltentes de carburos y una vida más corta de la herramienta, y han desarrollado tipos especiales, además del M1.

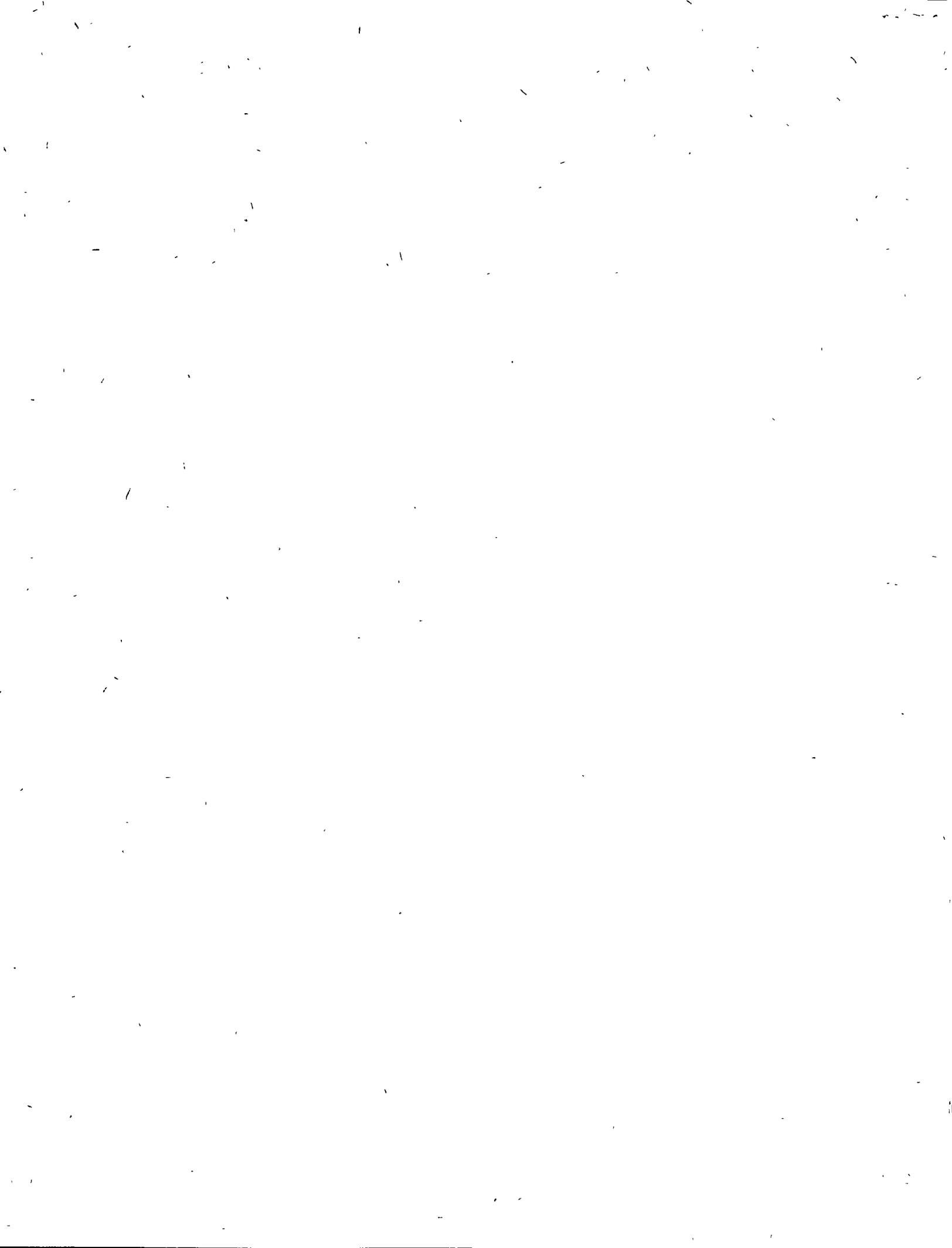
Los aceros de velocidad superalta, con contenidos elevados de V o Co, son aceros especiales para servicios específicos. Sus costos son considerablemente mayores ^{pero} para ciertos usos, producen costos de maquinado final menores debido a su vida mayor, menor tiempo perdido en el cambio de las herramientas, y un menor costo en el afilado de las herramientas. Solamente la experiencia de cada taller puede probar si, para un trabajo específico, el costo adicional del material de la herramienta de un T5 o un T15 por encima del M1, estará o no justificado.

El objetivo real de este capítulo es señalar que, para obtener los resulta-

dos inherentemente posibles para cada composición de los aceros para herramientas, es necesario el control metalúrgico en la producción del acero, del recocido, del temple y del revenido (doble), y el proceso final de rectificado.

La mayoría de los que emplean aceros para herramientas han encontrado mejor normalizar su empleo sobre un número mínimo de tipos de aceros para herramientas, disminuyendo los costos comprando éstos en grandes cantidades, en vez de mantener un pequeño inventario de un número grande de tipos, cada uno de ellos seleccionado para un servicio específico. De esta manera se obtiene no solamente ahorros en cuanto al volumen de compra ^{sim} que, además, pueden obtenerse costos menores en lo referente a la inspección (control de calidad de la mercadería) y métodos de inventario simplificados, identificación del acero y ventajas en los problemas de almacenaje.

En la tabla 11.10 se presentan los usos relativos porcentuales de todos los aceros para herramientas para condiciones normales, en años recientes.



CAPITULO XIIACEROS INOXIDABLES

Hasta ahora no hemos estudiado las aleaciones ferrosas más importantes resistentes a la corrosión, es decir, los aceros inoxidables. Las aleaciones austeníticas de este tipo son también muy adecuadas para temperaturas de servicio extremadamente bajas, por ejemplo, a las temperaturas del aire líquido, para la producción de oxígeno. Estos aceros muestran también su versatilidad al ser muy adecuados para temperaturas altas de servicio, ya que su resistencia a la corrosión incluye la resistencia a la oxidación y una resistencia mecánica bastante buena hasta temperaturas de 600°C.

12.1 - DIAGRAMAS DE FASES PARA LOS ACEROS INOXIDABLES.

Los aceros inoxidables contienen Cr, o Cr y Ni, o Mn. También estará presente algo de C y otros elementos, añadidos deliberadamente o como impurezas inevitables. El diagrama Fe-Cr de la Fig.12.1 muestra que el Cr c.c. tiende a estabilizar el Fe_α c.c. y su contraparte de alta temperatura, δ, que aparece para formar el así llamado bucle cerrado γ. Así, más allá del 16% Cr no se encontrará austenita en las aleaciones binarias y, por esta razón, éstas se asemejan a la mayoría de las aleaciones de solución sólida no-ferrosas; por ejemplo, no muestran endurecimiento por transformación durante el temple ni refinamiento de grano por tratamiento térmico, etc. Por esta razón, las aleaciones binarias Fe-Cr, libres de C, no deben ser llamadas realmente aceros sino hierros inoxidables. La fase σ del sistema binario, que puede ser formada en las aleaciones de alto contenido en Cr por ordenación, es de importancia específica en ciertos aceros inoxidables.

El diagrama binario Fe-Cr no muestra el efecto del C que es soluble en la austenita y aumenta el límite de Cr del bucle γ. Para discutir las propiedades de los aceros al Cr templeables, es decir, los llamados grados

inoxidables para cuchillería, es útil el pseudo-diagrama binario (Fe-12% Cr)-C, mostrado en la Fig.12.2. La presencia del Cr reduce el campo γ del diagrama Fe-C, disminuyendo la composición austenítica hasta aproximadamente 0.35% C y la solubilidad máxima de C a 0.7%. La temperatura eutectoide es considerablemente superior y la reacción eutectoide ya no está representada por una línea sino por una región (rayada), ya que la regla de las fases de Gibbs, aplicada a este sistema de tres componentes, permite un grado de variabilidad para la reacción $\gamma \rightarrow \alpha + \text{carburo}$; es decir, $F = 3 - 3 + 1 = 1$.

En los aceros totalmente recocidos el Cr está presente en ambas fases ferrita y carburos. En la Fig.12.3 se muestra la distribución en términos de la identidad de la fase carburo, a medida que varían los contenidos de Cr y C. Los aceros aleados de medio carbono, discutidos en el capítulo X, contienen Fe_3C ortorrómbico normal, con Cr reemplazando al Fe hasta un 15% en peso del carburo, es decir, $(\text{FeCr})_3\text{C}$. En los aceros para herramientas de alto carbono-alto cromo, dados en el Capítulo XI, la fase carburo es $(\text{CrFe})_7\text{C}_3$, que contiene como mínimo 36% Cr. Los aceros inoxidables al 12% Cr pueden contener este mismo carburo, pero la mayoría de los grados inoxidables tienen el siguiente carburo en la serie, $(\text{CrFe})_4\text{C}$, el cual contiene un mínimo de 70% Cr en peso.

Cuando se agrega Ni c.c.c. al Fe, tiende a disminuir la temperatura A_3 , como se mostró en el Capítulo X, y a estabilizar la austenita c.c.c.. Con 30% de Ni o más, las aleaciones binarias Fe-Ni son completamente austeníticas a todas las temperaturas. En los diagramas de las Fig.12.4 y 12.5 se muestra el efecto de aumentar el contenido de Ni en las aleaciones de Fe-Cr. Al igual que en la Fig.12.2, estos son diagramas pseudo-binarios de (Fe- 18% Cr - 4% Ni)-C y (Fe - 18% Cr - 8% Ni)-C, respectivamente. Estos diagramas demuestran que, con 4% Ni, los aceros inoxidables con menos de aproximadamente 0.4% C pueden ser una mezcla de ferrita y carburo, pero

solamente en la vecindad de la temperatura ambiente. Con un 8% de Ni presente, el campo eutectoidal trifásico es empujado hacia temperaturas y contenido de carbono aún menores. A medida que la formación de la ferrita es más restringida, la fase equivalente de alta temperatura δ es restringida de manera similar. No se presentan diagramas para contenidos superiores de Ni, pero los diagramas muestran claramente que ~~para~~ contenidos bajos de Ni en una base Fe - 18% Cr pueden conducir a un endurecimiento por formación de martensita, mientras que los contenidos superiores de Ni tenderían a dar una austenita más estable.

La línea de solubilidad de carburo de la Fig.12.5, equivalente a la línea A_{cm} del diagrama Fe-C, es de gran importancia respecto del tratamiento térmico y las propiedades de los aceros inoxidable del tipo 18-8. Desgraciadamente, estos diagramas pseudo-binarios no indican las composiciones de las diferentes fases; pero la Fig.12.3 muestra que el carburo estable en un acero 18% Cr, 0.10% C, es $(CrFe)_4C$. Dado que el Ni no es un elemento que forme carburos, es de suponer que éste es el carburo presente en un acero inoxidable 18-8. Con un mínimo de 70% Cr en la fase carburo y con sólo 18% Cr en la austenita a temperaturas superiores a A_{cm} , la precipitación de la fase carburo produce inevitablemente una disminución en el contenido de Cr en la austenita remanente. Al igual que en casi todos los casos que hemos estudiado, la nueva fase que precipita de una solución sólida lo hace preferencialmente sobre los límites de grano de la solución sólida. Esto ocurre habitualmente en los aceros 18-8 calentados en el rango de 500 a 800°C, después que el acero ha sido enfriado rápidamente desde más arriba de A_{cm} . Aparece una excepción cuando la estructura ha sido trabajada en frío; en este caso la precipitación es igualmente rápida sobre los planos de deslizamiento y sobre los límites de grano. Discutiremos más adelante el significado de esta precipitación de carburos a los límites de grano y la disminución localizada del contenido de Cr de la austenita.

12.2 - CLASIFICACION DE LOS ACEROS INOXIDABLES.

Los tipos de los aceros inoxidable más comúnmente empleados se presentan en la tabla 12.1, clasificándolos en función de la estructura.

Los correspondientes a la serie 300 son todos aleaciones Cr-Ni austeníticas, en los cuales se obtiene la estructura austenítica por el agregado de Ni. Los problemas debidos a la precipitación de carburo de cromo a los límites de grano son minimizados, en el grado 304L, manteniendo el contenido de carbono por debajo de 0.03% o, en los grados 321 y 347, por agregado de fuertes formadores de carburos, como Ti o Nb y Ta, respectivamente.

La serie 200 es también austenítica, pero parte del Ni es sustituida por Mn y N, disminuyendo así el costo de la aleación.

Los tipos martensíticos contienen básicamente Cr, pero su contenido de Cr es suficientemente bajo como para que se forme austenita a temperaturas altas y se transforme, por un enfriamiento rápido, a martensita a temperaturas próximas a la ambiente. Estos grados se usan para cuchillería.

Un tipo ferrítico, 430, contiene suficiente Cr (alrededor de 17%), como para que no se forme austenita a ninguna temperatura. Esta aleación puede ser endurecida solamente por trabajado en frío.

Todavía no se ha dado una designación por la AISI para los grados no comunes, los cuales se están usando cada vez más. Los tres grados presentados en la tabla son todos endurecibles por precipitación, generalmente de una fase que contiene Al y que se disuelve a temperaturas altas, pero que puede ser precipitada a temperaturas bajas de aproximadamente 480 a 580°C.

12.3 - MICROESTRUCTURAS.

La mayoría de las aleaciones inoxidable y de alta temperatura contienen Fe como componente principal y, desde el punto de vista estructural, muestran las fases familiares, ferrita, austenita y carburos. En el estado recocido, las estructuras austeníticas presentan considerables dificultades

tades al metalógrafo. Durante el pulido ordinario aparece fluencia superficial y transformación localizada a lo largo de rayas u otros sitios de flujo más severo, alterando mucho el aspecto de la estructura. El pulido electrolítico de estos aceros es particularmente deseable ya que hace mínimas las dificultades de este tipo.

La resistencia a la corrosión de los aceros inoxidable incluye una resistencia al ataque por los productos químicos usuales, por ejemplo, nital, que es oxidante y que produce pasivación de las superficies de los aceros inoxidables. Un reactivo muy empleado es el agua regia en glicerina, llamado gliceregia (1 parte HNO_3 , 2 partes de HCl , 3 partes de glicerina). Puede hacerse el pulido electrolíticamente usando una celda con la muestra como ánodo y una solución de ácido oxálico al 10% como electrolito.

12.4 - TRATAMIENTO TERMICO DE LOS ACEROS INOXIDABLES.

Los aceros austeníticos se recuecen de una manera diferente que un acero al carbono ya que; para los inoxidables, nunca se emplea un enfriamiento lento desde la temperatura de recocido. La fase $(\text{FeCr})_4\text{C}$ debe disolverse calentando hasta la proximidad de 1040°C . y entonces, para prevenir la precipitación de carburo a los límites de grano austenítico durante el enfriamiento, se temple el acero inoxidable en aire o en agua. Los únicos otros tratamientos térmicos son un recocido para eliminación de tensiones, a $350-450^\circ\text{C}$, para mejorar las propiedades elásticas del acero inoxidable trabajado en frío, o un tratamiento de estabilización, a $870-900^\circ\text{C}$, para formar los carburos estables de Ti o Cb en los granos 321 o 347, e impedir la precipitación subsecuente del $(\text{FeCr})_4\text{C}$. El rango intermedio de temperaturas, de 485 a 815°C , no sólo "sensibiliza" el acero inoxidable austenítico a la corrosión sino también reduce su resistencia al impacto, es decir, fragiliza los aceros.

Los grados martensíticos son recocidos por enfriamiento lento desde aproximadamente 760 a 815°C , o templados ~~en aceite~~ en aceite desde alrededor de 1010°C . El tratamiento para relevamiento de tensiones por ca-

lentamiento a 315°C provoca poco ablandamiento de la martensita aleada. Ya que estas aleaciones muestran fragilización por revenido durante el calentamiento entre 400 y 510°C, por razones no conocidas todavía con certeza, el revenido debe realizarse a 540-595°C cuando se desea un ablandamiento.

Durante un servicio prolongado a temperaturas elevadas algunos de los aceros inoxidables están sometidos a la formación de la fase frágil sigma (ver Fig.12.1) a los límites de grano. Entre los grados austeníticos esta tendencia se encuentra solamente en el tipo 316, lo cual indica que el Mo promueve la formación de sigma. El acero 446, ferrítico de alto Cr, puede también contener sigma después del servicio a temperaturas elevadas. En ambos casos, la fase sigma causa una fragilización que puede eliminarse solamente por un recocido de solubilización a alta temperatura.

Aceros inoxidables semiausteníticos endurecibles por precipitación. Los aceros inoxidables semiausteníticos endurecibles por precipitación fueron desarrollados originalmente durante investigaciones desarrolladas en tiempo de guerra, que llevaron al acero conocido como 17-7PH, protegido por la patente U.S. 2,505,763 e introducido en el comercio en 1948. Desde entonces han sido desarrolladas otras aleaciones comparables, tales como 15-7PH Mo. La característica crítica de estos aceros es que el contenido de Ni es reducido, disminuyendo así la estabilidad de la austenita, y se agregan elementos tales como Al y Ti, que llevan a la formación potencial de precipitados coherentes.

La composición nominal del 17-7Ph es 0.07% C, 17% Cr, 7% Ni y 1% Al. Cuando se lo somete a un recocido de solubilización a 1070°C seguido por un enfriamiento rápido, la estructura de este acero contendrá aproximadamente de 5 a 20% de ferrita δ debido principalmente a la presencia del Al, que contribuye a la formación de ferrita. En este estado recocido, la aleación es blanda y se la puede formar fácilmente. Al igual que el grado 301, se endurece rápidamente durante el trabajado en frío debido al contenido

en Ni relativamente bajo. La característica principal del 17-7PH es, sin embargo, su capacidad de endurecerse mucho mediante tratamientos térmicos únicamente.

12.5 - PROPIEDADES MECANICAS DE LOS ACEROS INOXIDABLES.

Nunca se eligen los aceros inoxidable para un dado empleo solamente debido a su resistencia mecánica o su ductilidad. Sin embargo, si se requiere la resistencia a la corrosión de un acero tipo inoxidable, las propiedades mecánicas pueden hacerse importantes en lo que se refiere a la facilidad de fabricación o los requerimientos de servicio.

Para que el acero sea inoxidable se requiere que un 12% Cr esté en solución en la estructura, sea ésta austenita, martensita o ferrita. Esta proporción de Cr produce un efecto de endurecimiento por solución sólida. Si el acero es austenítico debido a la presencia de 7% Ni, la aleación será más dúctil que un acero ferrítico aleado; por ejemplo, se puede comparar la ductilidad de un 302 recocido con la de un 410 recocido (Tabla 12.2).

Además, examinando los diagramas de fase pseudo-binarios (Fig. 12.4 y 12.5), debe recordarse que la austenita en los grados 300 no es completamente estable a temperatura ambiente. Sobre esta base, sería de esperar que los aceros austeníticos del tipo 300 tiendan a transformarse a estructuras más duras, quizás martensíticas, por deformación a temperatura ambiente y, por lo tanto, a endurecerse por trabajado mucho más que las aleaciones ferríticas. Esto se muestra en los datos de la tabla 12.2 para la aleación 301 laminada en frío en un 25% y en un 45%. No solamente estas aleaciones se endurecen mucho por trabajado sino que, al mismo tiempo, se vuelven fuertemente magnéticas.

Ya que el Ni tiende a estabilizar la austenita, puede predecirse que contenidos elevados de Ni reducirán el endurecimiento por trabajado de los aceros inoxidable del tipo 300. Se demuestra que éste es el caso mediante los datos comparativos de endurecimiento por trabajado para los aceros inoxidable 301 y 302 en la tabla 12.2. Los aceros inoxidable ferríticos

no endurecibles 430 y 446 son similares a los aceros ferríticos de bajo carbono, ya que presentan poca capacidad para ser endurecidos por trabajado. Además, durante el trabajado en frío la tensión de fluencia se aproxima al valor de la resistencia máxima a la tracción, mientras que la elongación tensil tiende, correspondientemente, a cero. Por lo tanto, cuando deben obtenerse formas mediante trabajado en frío, éstas son mucho más fácilmente producidas a partir de grados austeníticos que a partir de los grados ferríticos de los aceros inoxidable.

Mientras que la serie 400 de estas aleaciones son todas ferríticas en el estado recocido, aquéllas con contenidos de Cr por debajo de 14% pueden ser endurecidas por calentamiento a 895 a 1040°C, formando así austenita, seguido de un temple en aceite o en aire, si se trata de secciones no muy gruesas, o también por enfriamiento en atmósferas. Estas aleaciones deben ser llevadas al estado martensítico para que exhiban la resistencia máxima a la corrosión, debido a la disminución en el contenido de Cr de la matriz cuando se forma $(FeCr)_4C$ por recocido. Cuando se temple el acero se disuelve el carburo y el Cr permanece atómicamente disperso en la estructura martensítica. La fragilización por revenido a 475°C, observada en estas aleaciones, causa una marcada disminución en la resistencia al impacto. Este efecto perjudicial aumenta rápidamente con el contenido de Cr, alcanzando un máximo en el tipo 446.

Los tipos inoxidable endurecibles por precipitación, tales como el 17-7PH, han sido desarrollados muy recientemente y su empleo aumenta muy rápidamente. Aunque no presentan propiedades mecánicas superiores a la serie 300 trabajada en frío, tienen la ventaja principal de poder ser formados fácilmente cuando están en el estado blando (estado de recocido en solución), y la capacidad subsiguiente de ser endurecidos mediante un simple tratamiento térmico, sin cambio de su forma.

La secuencia de endurecimiento llamada TH (del inglés temper, hard),

que origina una menor resistencia pero mejor ductilidad que otras secuencias, requiere primero un tratamiento de 90 minutos a 770°C , que produce la precipitación del carburo de cromo en los puntos de alta energía, tales como límites de grano y planos de deslizamiento activos (de las formas obtenidas por trabajado en frío). Esta precipitación, al reducir el contenido de Cr y de C de la austenita, la hace susceptible a transformación durante el enfriamiento subsecuente. Las variaciones en temperatura y tiempo, respecto de aquellas especificadas, van a afectar en algo las propiedades obtenidas, pero no van a cambiar el fenómeno. Durante el enfriamiento comienza a formarse martensita a una temperatura M_s de 95°C , y debe continuarse el enfriamiento hasta al menos 15°C , a fin de obtener la proporción requerida a los niveles de resistencia deseados.

Puede obtenerse un mayor incremento en la resistencia mecánica mediante el paso siguiente en el tratamiento, es decir, envejecimiento durante 90 minutos a 560°C . Esta combinación de temperatura y tiempo produce la combinación óptima de resistencia máxima a la tracción y ^{de} ductilidad. Temperaturas más bajas, por ejemplo 510°C , producen mayor resistencia pero peor ductilidad, mientras que el envejecimiento a 595°C tiene efectos inversos.

Estos efectos sobre las propiedades están mostrados en la tabla 12.3, así como también los resultados de otras secuencias de tratamientos térmicos. La secuencia RH, con una mayor temperatura de acondicionamiento, de 955°C , hace que el contenido de C disuelto en la austenita sea mayor, lo cual está acompañado con una menor temperatura M_s y, por lo tanto, se hace necesario enfriar hasta -70°C para formar martensita. La secuencia LH emplea un tratamiento de acondicionamiento de 685°C , que minimiza la formación de óxidos y la distorsión durante el tratamiento. El tratamiento CH elimina todo tratamiento de acondicionamiento, pero usa deformación en frío y envejecimiento para desarrollar una tensión de fluencia elevada. Desde luego, el material laminado en frío no presenta la formabilidad requerida

para producir muchas partes.

Los datos acerca de propiedades mecánicas, discutidos hasta ahora, se refieren todos a temperatura ambiente. Los aceros inoxidable austeníticos presentan propiedades de resistencia y ductilidad excepcionalmente buenas a temperaturas muy bajas y a temperaturas altas, es decir, hasta 650°C.

Las propiedades a temperaturas bajas los han hecho importantes en la presente era de los vehículos espaciales. Se emplea mucho el oxígeno líquido o LOX, a -185°C, como oxidante en los cohetes que emplean combustibles líquidos, y esto implica el empleo de recipientes Dewar aislados, grandes, como depósitos, y también recipientes grandes como parte de la carcasa de los cohetes para contener el oxígeno líquido. El acero inoxidable austenítico, por ejemplo, el tipo 304, ha demostrado ser satisfactorio para el empleo en este tipo de servicios. No se fragiliza a temperaturas bajas mientras que los aceros ferríticos pierden toda ductilidad a temperaturas criogénicas. Es mucho más resistente o tiene mejor relación resistencia/peso que las aleaciones de aluminio soldables, presentando también una menor conductividad térmica.

En el otro extremo de la escala de temperaturas, en aviones de muy alta velocidad, los tipos que vuelan a 3200 Km/h, encuentran un calentamiento por fricción aún en la atmósfera de baja densidad a 1,500 m. o más, de manera tal que los bordes delanteros de las alas alcanzan temperaturas de 540°C, que podrían fundir parcialmente ^{las} aleaciones de Al más fuertes. Por lo tanto, los aviones de alta velocidad del futuro, similares a la serie experimental X-15, deberán ser construidos con tipos de aceros inoxidables o aleaciones mejores. Sin embargo, las aleaciones para servicio a alta temperatura son de importancia suficiente para que sean estudiadas en forma separada.

12.6 - RESISTENCIA A LA CORROSIÓN DE LOS ACEROS INOXIDABLES.

Los aceros inoxidables deben su nombre y empleo al fenómeno de pasividad, que es una condición de corrosión despreciable a pesar de la tenden-

cia química del metal a reaccionar con su entorno. La buena resistencia a la corrosión que presenta el Al, a pesar de su gran afinidad con el oxígeno, es el resultado de una capa de óxido que se forma rápidamente, adherente, y que es casi impermeable al pasaje de más oxígeno. Análogamente, se encuentra que la pasividad de los aceros inoxidable está asociada con condiciones oxidantes, y la teoría de la resistencia a la corrosión basada en la existencia de una capa de óxido es útil también aquí. En relación con los aceros inoxidable, son posibles varias generalizaciones:

- 1) - La resistencia a la corrosión depende de la pasividad.
- 2) - El Cr es el elemento básico para alcanzar la pasividad.
- 3) - La resistencia a la corrosión aumenta generalmente con el contenido en Cr de la fase matriz.
- 4) - Las condiciones fuertemente reductoras, es decir, una ausencia de condiciones oxidantes, provocan una susceptibilidad al ataque.
- 5) - Las condiciones fuertemente oxidantes producen una extraordinaria resistencia al ataque.
- 6) - El ion cloro destruye los aceros al cromo.
- 7) - El Ni no sólo mejora las propiedades ingenieriles sino que también aumenta la resistencia a la corrosión en soluciones neutras de cloruros y ácidos de baja capacidad oxidante.
- 8) - El Mo aumenta el rango de pasividad y mejora la resistencia a la corrosión en ácido sulfúrico caliente y en ácido sulfuroso, al igual que en cloruros neutros, incluyendo agua de mar.
- 9) - El ataque intergranular de los tipos austeníticos es una de las características fundamentales de estos aceros. Se lo evita con bajos contenidos de C, mediante tratamiento térmico adecuado o aleando con Nb o Ti más Ta.

A fin de ampliar estas generalizaciones, diremos que el requerimiento de Cr en la matriz está ejemplificado por el aumento en la resistencia a la corrosión de los aceros al Cr 410 y 420 en la condición martensítica.

El crecimiento de grano que puede producirse en la aleación ferrítica 446 (28% Cr), no afecta su resistencia a la corrosión, que es comparable a la de los aceros austeníticos. Sin embargo, el crecimiento de grano, ejemplificado en la microfotografía 12.12 durante la soldadura, hace que la aleación de Cr sea menos deseable desde el punto de vista de las propiedades mecánicas.

En contacto con soluciones salinas libremente expuestas al aire, la oxidación superficial de los aceros inoxidable produce pasividad y una sustancial inmunidad a la corrosión. Sin embargo, los aceros inoxidable no son recomendados para tanques de almacenaje, u otras aplicaciones, en contacto con soluciones en reposo. El oxígeno originalmente presente en la solución puede ser usado rápidamente y, si no se mantiene su capacidad oxidante, por ejemplo mediante aereación, será posible el ataque del acero por picado. Una pequeña área activada o anódica y un área grande pasiva o catódica originan una corrosión total pequeña, pero una disolución destructiva o picado en los puntos anódicos. Un alto contenido de Ni y la presencia de Mo, como en el tipo 316, minimiza la corrosión generalizada y el picado, respectivamente, en cloruros neutros. Sin embargo, no se puede confiar en este acero en todas las condiciones de servicio, por ejemplo, en los ácidos menos oxidantes, HF y HCl, los que producirán el ataque de todos los aceros inoxidable a todas las concentraciones y temperaturas.

La principal dificultad en servicio encontrada para el acero 18-8 ha sido la corrosión intergranular, posibilitada por la precipitación de $(CrFe)_4C$ sobre los límites de grano austeníticos. En el esquema de la Fig. 13.6, se muestra la base de esta condición de ataque. El Cr difunde de la proximidad inmediata a los límites de grano, para formar la fase carburo en tales sitios. Esto disminuye el contenido de Cr de la matriz por debajo del 12% requerido para la resistencia a la corrosión. El metal en los límites de grano, con bajo contenido de Cr, es anódico con respecto del resto del grano, y en un medio corrosivo la disolución estará localizada en

es decir,

los límites de grano. Si se sensibiliza una lámina, si se la trata para obtener precipitación de carburos en los límites de grano, y se la hierve después durante 72 horas en la solución de ensayo de Strauss (47 cc. H_2SO_4 y 13 g $CuSO_4 \cdot 5H_2O$ por litro de solución), los granos austeníticos individuales en la zona corroída están casi completamente desconectados entre sí. Si se flexiona la lámina, los granos superficiales se desprenderán como cristalitas individuales.

El efecto de las variables temperatura y tiempo se muestran en los gráficos de la Fig.12.7. Se sometió un acero 18-8 con 0.08% C a un tratamiento de solubilización a $1050^\circ C$, seguido de un temple y de recalentamiento de diferentes probetas durante 3 minutos, 1 hora y 1000 horas, a temperaturas constantes entre 200 y $800^\circ C$. Se midió la penetración intergranular, después de hervir en la solución de Strauss durante 100 horas, mediante la disminución de la conductividad eléctrica, que es una determinación sensible ya que la zona de penetración tiende a transformarse en no conductora.

El deterioro es mayor y tiene lugar a una temperatura más baja para tiempos más largos de calentamiento. En el mismo gráfico se hace una comparación entre la sensibilidad de un metal recocido y laminado en frío respecto a tratamientos de solubilización de 1000 horas. El metal laminado en frío es sólo ligeramente afectado, en comparación con el recocido, y la temperatura de sensibilización es más baja. Esto podría haber sido anticipado, teniendo en cuenta la discusión de la precipitación en las aleaciones Al-Cu trabajadas en frío. La precipitación tiene lugar primero y es más general en las estructuras deformadas en frío.

Las curvas de la Fig.12.7 muestran también que a $650^\circ C$, por ejemplo, tiene lugar poca penetración luego de 3 minutos, la penetración es considerable después de una hora, y casi no se encuentra penetración nuevamente luego de 1,000 horas. Esto no significa que el carburo precipitado se ha redissuelto después de 1,000 horas a $650^\circ C$. Más bien, esto puede ser interpretado como: (1) crecimiento de las partículas de carburo, lo cual aumenta

la continuidad en la matriz del límite, y (2) difusión del Cr desde la matriz hacia la zona límite empobrecida (Fig.12.6), aumentando allí el contenido de Cr hasta el mínimo de 12% requerido, disminuyendo la diferencia anódica-catódica entre el límite y matriz.

A pesar de nuestro conocimiento de soluciones a los problemas de la corrosión asociados con los usos de los aceros inoxidables, se presentan todavía fallas en servicio. Daremos algunos ejemplos:

1) - A pesar del empleo del Cb para impedir la sensibilización del carburo, por unión al C como carburo de Cb, durante la fabricación del acero inoxidable 18-8 tipo 347 es posible carburizar la superficie, y después de usar todo el Cb, formar carburo de Cr; de esta manera se disminuye la concentración superficial de Cr hasta el grado en que la corrosión puede tener lugar.

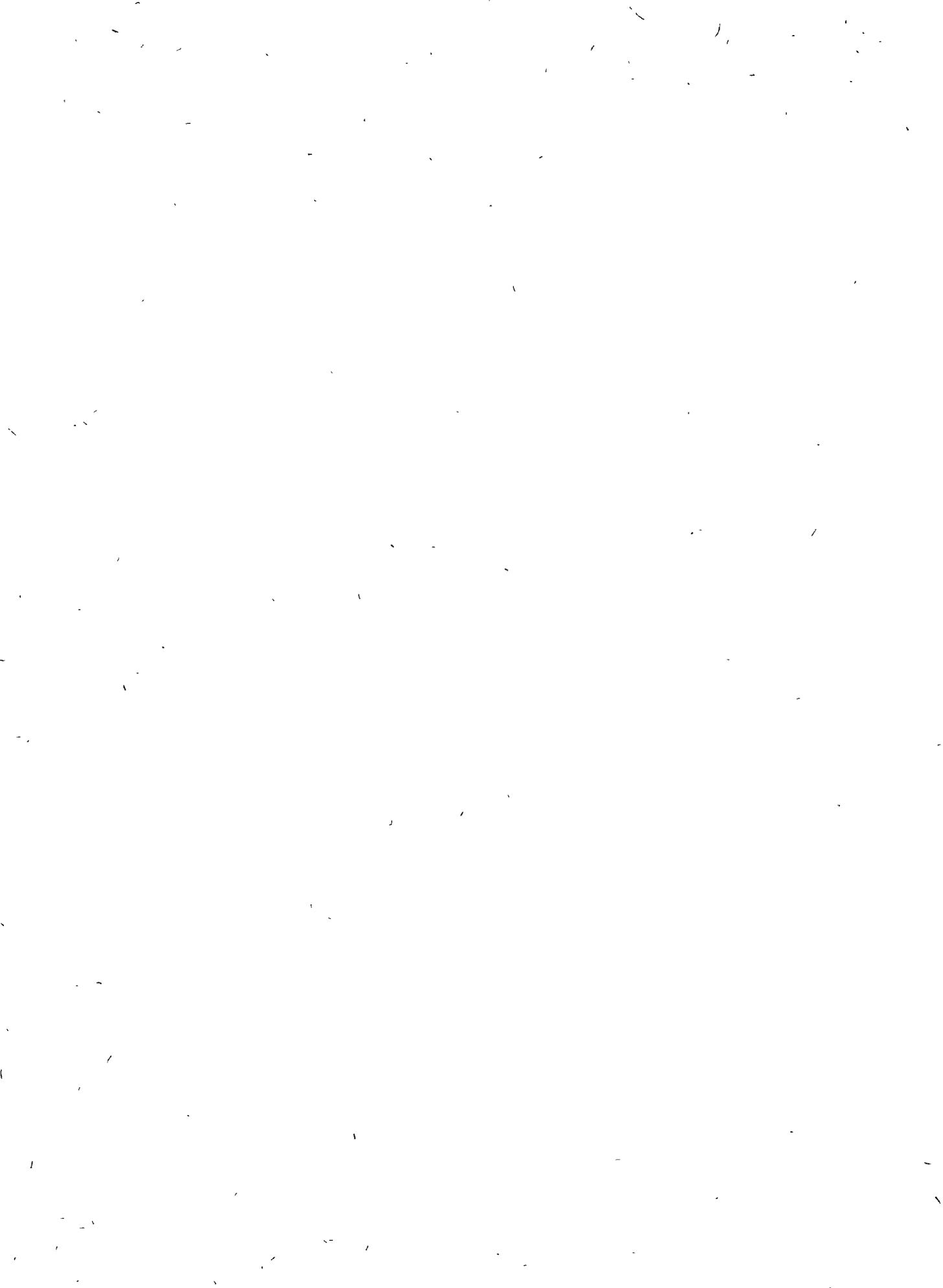
2) - Cuando se emplean agentes degreasantes que contienen cloro, tales como el tricloroetileno, puede suceder que queden en la pieza porciones de estos líquidos, dentro de algunas cavidades; tales agentes liberarán lentamente HCl, el que atacará la película pasiva de la cual depende la resistencia a la corrosión del acero inoxidable. Esto producirá picado o herrumbre.

Existen muchos otros materiales, como lubricantes y plásticos clorados, que pueden causar dificultades similares con el tiempo.

3) - Uno de los mecanismos comunes que inician la corrosión del acero inoxidable es la formación de una celda de concentración de oxígeno, con el resultado de que en un material que satisficé todas las pruebas de resistencia a la corrosión pueda, sin embargo, producirse corrosión de "contacto" o de grietas. Si se cubre la superficie de un acero inoxidable con una película de humedad en presencia de partículas de arena u otro material sólido, la superficie en general seguirá siendo pasiva, debido a que la capa de humedad está saturada de oxígeno. Sin embargo, la capa de humedad debajo de la partícula de material adherente (o en grietas), no está en contacto con el aire y así se empobrecerá en oxígeno. En la orilla del mar o en

sitios equivalentes, puede comenzar el ataque local por ruptura de la pasividad en estas áreas pobres en oxígeno, originando productos de corrosión, generalmente cloruros ferroso y férrico. Esta pequeña área se convierte en un ánodo activo el cual, con áreas adyacentes catódicas (pasivas) muy grandes, es rápidamente atacada, tal que se produce un picado que, en láminas o tuberías de espesores apreciables, puede convertirse en agujeros.

4) - Partículas de Fe o acero transportadas por el mismo aire, y que se depositan sobre superficies de acero inoxidable, pueden ser aún más efectivas en la formación de pequeñas regiones anódicas que las partículas de arena, y tal contaminación puede ser común en sitios industriales. Pueden producirse efectos similares debido a la transferencia de partículas de acero común a la superficie del acero inoxidable, por acción de una herramienta de corte, o tales partículas pueden ser embebidas en la superficie del acero inoxidable durante la operación de rectificado, pulido, estirado o conformado. La mejor solución a este problema es el electropulido, que remueve los contaminantes y da una terminación más suave, con menor tendencia a ser contaminada por los agentes contaminantes superficiales.



TEORIAS CINETICAS DE CRECIMIENTO DE CRISTALES
ROSSEL-STRANSKI-VOLMER (1927-1928)

En todas estas teorías se utiliza un modelo de cristal simplificado llamado crystal de Kossel. El cristal es cúbico, las moléculas o las unidades de crecimiento está representadas por pequeños cubos elementales. En un cristal tal hay dos tipos de caras:

- a) las compactas, que son planos
- b) las no compactas, que forman escalones. Entendiendo por escalón la pared vertical que limita un plano no completo.

Las unidades de crecimiento pueden ocupar tres sitios posibles diferentes con 1, 2 ó 3 superficies de contacto.

Para agregar o quitar un ion o una unidad de crecimiento se necesitará energías diferentes:



Fig. 46

Estas se pueden calcular en un cristal iónico considerando tres valores auxiliares:

ϕ' = es la energía necesaria para quitar un ion situado en la punta de una fila paralela en el costado del cubo.

ϕ'' = es la energía necesaria para quitar un ion unido lateralmente a un semiplano frente a un ion de signo contrario.

ϕ''' = es la energía necesaria para quitar una unidad de crecimiento situada aisladamente sobre un plano compacto.

$$\phi_I = \phi'' ; \quad \phi_{II} = \phi'' + \phi''' ; \quad \phi_{III} = \phi' + \phi'' + \phi'''$$
$$\phi' = 0.69315 ; \quad \phi'' = 0.1144 ; \quad \phi''' = 0.0662$$

Fig. 47

Se concluye que la posición más favorable es la III y que la ocupación de la posición I no produce cambio de energía.

EXPERIENCIA DE VOLMER Y ESTERMANN

En un recipiente evacuado se pone en a Hg muy puro a -10°C mientras que la parte b es enfriada a -68°C con cloroformo fundido. En b se forman pequeños cristales en forma de plaquetas delgadas, a partir de vapor sobresaturado de Hg a -10°C .

Como tenemos aquí condiciones bien definidos y conocida se puede calcular el número de átomos que llega a las caras de crecimiento y, en consecuencia, deducir teóricamente su crecimiento. Fig. 48.

De éstos se deduce que hay una gran diferencia entre los valores teóricos y los experimentales. Se constata que los cristales crecen mucho más rápidamente (unas 1000 veces) en su longitud y mucho menos rápidamente (unas 10 veces) en su espesor.

Esta experiencia prueba que los átomos que llegan sobre una superficie compacta pueden ser incorporados sobre otra superficie no compacta. Es decir, que los átomos situados en posición I sobre una superficie compacta son móviles y migran hasta encontrarse en una posición del tipo III.

Una nueva capa compacta no comienza a formarse hasta que no se cree un germen secundario.

Los cálculos realizados con datos termodinámicos establecen que la sobresaturación necesaria para formar gérmenes secundarios es del orden de 25 - 50 %. Sin embargo, la sobresaturación a la que en la práctica se produce el crecimiento de cristales es del orden de 1 - 2 %.

TEORIA DE BURTON, CABRERA Y FRANK

El problema del crecimiento de cristales fue retomado por Burton, Cabrera y Frank (1951). Para ver si las hipótesis admitidas por la teoría clásica son válidas y, muy especialmente, la existencia de caras compactas, examinaron en de-

talle la estructura de los escalones y de las caras compactas en un cristal de Kessel, en función de la temperatura. Se estudió igualmente el movimiento de los escalones cuando los átomos son incorporados a partir de una fase gaseosa.

Estructura de los escalones

Ellos admitieron que a temperatura por encima del 0° absoluto el escalón tiene pliegues (entrantes y salientes) y que la distancia media entre dos pliegues es:

$$x_0 = \frac{1}{2} a \exp \left(\frac{w}{kT} \right)$$

x_0 = distancia entre dos pliegues.

a = distancia entre dos nodos.

w = energía necesaria para la creación de un pliegue.

k = constante de Boltzmann.

T = temperatura absoluta.

La energía w puede ser estimada de las figuras siguientes.

Fig. 49.

a representa un semiplano limitado por un escalón. Este es compacto y la energía de interacción entre los cubos es ϕ . Para sacar un cubo (Fig. 4b) de una posición en una recta completa y llevarlo a un costado de escalón es necesario

una energía igual a dos ϕ . Es decir, se necesitan dos ϕ para crear cuatro pliegues.

Una vez que existe una situación tal no es necesario una energía suplementaria para producir un ordenamiento, como en Fig. 4c, donde existen siempre cuatro pliegues.

Esto, llevado a la ecuación anterior, nos permite calcular la distancia entre dos pliegues.

De lo anterior se deduce que, a temperatura ambiente, un escalón posee un número respetable de pliegues. Estos pliegues constituyen en lugares muy favorables de crecimiento.

Formación de escalones

De los cálculos hechos en torno al crecimiento de las caras por los escalones plegados se puede concluir que las caras pueden crecer a una sobresaturación del orden de los valores experimentales.

El problema fundamental se reduce a encontrar cómo se forman estos escalones.

Frenkel hizo la hipótesis que las caras no son rigurosamente planas a raíz de la agitación térmica de los átomos. Esta rugosidad puede dar origen a la formación de escalones sin necesidad de la creación de gérmenes secundarios.

La Fig. 50 representa los resultados de los cálculos de la cantidad de rugosidad s en función de la temperatura. Se ve que hay una temperatura T_c a partir de la cual s varía muy rápidamente con la temperatura. Esta temperatura de transición puede ser asimilada a un punto de fusión de la cara considerada. Los cálculos de T_c , comparados con T_f del sólido, son casi iguales o superiores.

En consecuencia, resulta que los cristales, en contacto con un vapor o solución saturada, tienen las caras planas hasta temperaturas próximas a su punto de fusión.

De ésto se puede concluir que la rugosidad de las caras es despreciable a temperaturas a las cuales el crecimiento se desarrolla apreciablemente, y los escalones necesarios para el crecimiento no pueden, entonces, ser creados por agitación térmica.

Conclusión

Las teorías expuestas hasta aquí se basan aquí en dos hipótesis fundamentales:

- 1) El cristal es ideal.
- 2) Las caras compactas son rigurosamente planas, al menos en ciertos momentos.

TEORIA DE FRANK

La Fig. 7 muestra el ordenamiento de los iones, moléculas o, en general, unidades de crecimiento, cuando una dislocación tornillo acaba en la superficie de crecimiento.

Aquí el agregado de átomos se hace a lo largo de la arista expuesta y la altura del escalón lo da el vector de Burgers de la dislocación.

La probabilidad de captar átomos es la misma a todo lo largo de la arista y, en consecuencia, tenderá a desplazarse paralela a ella misma, salvo en la proximidad del punto 0.

La arista expuesta adquiere así, a intervalos de tiempo sucesivos, las posiciones de la Fig. 52. Las velocidades lineales del frente de crecimiento así formado, medidos normalmente a la dirección instantánea de la arista, es aproximadamente constante.

La velocidad angular es mayor a medida que nos acercamos al centro 0. En consecuencia, el escalón recto en un principio se estira y se enrula en espiral en torno a 0. Cuando, por crecimiento ulterior, la espiral adopta una forma estacionaria, a partir de ese momento todo pasa como si la espiral girara alrededor de su punto de emergencia. Foto No. 53.

Poligonización de espirales

Hasta aquí hemos supuesto que la velocidad de crecimiento normal a un frente es independiente de la dirección de crecimiento. Esto es cierto si el escalón contiene un gran número de pliegues. Como hemos visto, el número de pliegues o, más que eso, la distancia que los separa, es función de la temperatura. En algunas condiciones se obtienen espirales de un aspecto muy parecido al ideal, mientras que otras son más o menos poligonizadas. Foto 54 y 55.

Interacción de frentes de crecimiento y obstáculos

Los frentes de crecimiento, en general, se cortan en presencia de obstáculos (impurezas) pero usualmente tienen la posibilidad de ir por el costado. Foto 56 y 57.

Interacción de dos espirales de signo opuesto

Supongamos dos dislocaciones tornillo de igual vector de Burgers pero de signo opuesto. Las sucesivas posiciones del frente de crecimiento se muestra en la Fig. 58, Foto 59 y 60

Interacción entre dos espirales del mismo signo

- a) Excéntricas : Foto 58 (borde inferior)
- b) Concéntricas : Foto 58 (borde superior)

Interacción entre tres espirales

- a) Dos del mismo signo y una de signo contrario; Foto 58
- b) Tres espirales iguales cuyos centros están a una distancia menor a $2\pi\int_c$: Foto 59 (espirales inferiores).
- c) Tres espirales del mismo signo; dos situadas a una distancia superior a $2\pi\int_c$ y la tercera dominada.

Interacción entre una dislocación inactiva y una dominante

La teoría prevee, y las observaciones confirman, que ciertas dislocaciones situadas en un nivel inferior son menos activas en la generación de frentes de crecimiento. Se dice que estas dislocaciones son inactivas o que son dominadas. Una dislocación puede ser inactiva o no según el grado de sobresaturación del medio.

Cuando los frentes de crecimiento de un sistema dominante pasan dislocaciones inactivas suceden interacciones entre ellas.

CRECIMIENTO FILIFORME DE CRISTALES METALICOS (en Inglés: whisker; en francés: barbes)

Historia

A los Bell Laboratories se les presentó el siguiente problee

ma: los capacitores al tiempo de uso se cortocircuitaban. El examen de los filtros cortocircuitados mostraba una formación superficial filiforme. Foto 61.

Se supuso que los pelos podrían ser:

- a) Fibras de materia orgánica depositada.
- b) Hongos.
- c) Un producto de corrosión.

Las pruebas que se realizaron fueron las siguientes:

1. Se expuso el metal con su superficie terminada en la forma habitual (galvanizada con Zn, Cd o Sn) en una atmósfera húmeda. Se produjeron los pelos.
2. Se juntaron estos pelos y se los estudió con rayos X y por conductividad: Se comprobó que eran metálicos.
3. Se observó con microscopio electrónico. Foto 62.
4. Irradiando con una fuente de neutrones aumentaba el número de pelos superficiales.

Conclusión

Se comprobó que los pelos son metálicos y que, por su formación cristalina, son cristales perfectos, salvo que presentan una única imperfección: una dislocación tornillo que les da origen. Fig. 63,

Obtención

Los métodos de obtener los pelos son los siguientes:

1. Por deposición de la fase vapor sobre una superficie fría.
2. Por reducción de la fase vapor de sales metálicas.
3. Por precipitación a partir de las soluciones.

Uno de los dispositivos usados es el siguiente: En el tubo 1 se colocan los cristales de los que se quiere obtener los pelos. Este tubo se lo suspende en el centro de un horno vertical, el que se halla dividido en dos secciones de distintas temperaturas y tal que $T_2 < T_1$. Fig. 64

Las experiencias se realizaron para distintos metales, con los resultados que se indica en la tabla:

| Mate-
rial | T_1 (°C) | T_2 (°C) | Presión | Sobresaturación | Long. | Diámetro
(mm) |
|---------------|------------|------------|-----------|-----------------|--------|--------------------|
| Cd | 330 | 250 | 200 μ | 20 % | 1 mm | 2×10^{-3} |
| Zn | 375 | 350 | 20 μ | 3 % | | |
| Ag | 940 | 850 | 1 μ | 10 % | 0.1 mm | |

(G.W. Sears - Act. Met. 3, N. 4 (1955) 367)

De estos valores se obtiene la siguiente expresión para la sobresaturación:

$$\ln \alpha = \frac{\pi \cdot a \cdot \sigma^2 \cdot M}{p \cdot k \cdot T \cdot R \cdot \ln \frac{B}{N}}$$

| | | | |
|----------|------------------------------|-----|-----------------------------------|
| α | = sobresaturación. | k | = cte. de Boltzmann. |
| a | = parámetro. | T | = temp. absoluta. |
| σ | = energía libre superficial. | R | = cte. de los gases. |
| M | = peso molecular. | B | = 10^{20} seg ⁻¹ . |
| p | = presión. | N | = Vel. de nucleación superficial. |

Conclusión

La gran importancia que ha tenido el estudio de los cristales filiformes es:

- 1) Ha confirmado que ellos no contienen más defectos que la dislocación que los origina. En consecuencia, presentan una zona elástica que se ^{ex}tiende prácticamente hasta el valor de la carga de ruptura.
- 2) Que los cristales en cuestión crecen como los cabellos (de ahí su nombre), es decir, crecen a partir de su base y la materia que los constituye entra por ella.
- 3) Se pueden obtener cristales filiformes de gran número de sustancias y es posible determinar los valores teóricos de resistencia para esos materiales.

Mecanismos

Peach ha propuesto una teoría para explicar la formación de pelos metálicos, que se basa en el crecimiento helicoidal.

dal de cristales. Los hechos característicos son:

- a) Los pelos se forman en los puntos de emergencia de una dislocación tornillo.
- b) Ellos contienen una dislocación tornillo que es prolongación de la dislocación mencionada.
- c) La materia llega por difusión a lo largo de la línea de la dislocación y es fijada sobre el escalón de la arista expuesta.

Ventajas

La teoría de Peach explica perfectamente el mecanismo de formación para pelos que se forman sin tensión.

Inconvenientes:

Como Eshelby demostró que una dislocación tornillo situada según el eje del pelo está en equilibrio, la teoría de Peach no explicaría el crecimiento muy acelerado cuando el espécimen es tensionado.

Frank ha creado una teoría para explicarlo.

El considera en la base del pelo una dislocación en L. La parte AB, que es tornillo, es normal a la cara, y la parte CD, que es de borde, está anclada en B. La dislocación BC

puede enrollarse alrededor de B y trepar. Cada vez que BC ha hecho una vuelta alrededor de AB, la parte del cristal por encima del plano en el cual se halla BC es desplazada hacia arriba una distancia b . Fig. 65.

REVELACION DE DISLOCACIONES

Puntos de ataque y dislocaciones

Así como el crecimiento de cristales en forma poligonizada y en espiral es la confirmación de la existencia de dislocaciones, se presumió que las figuras de corrosión, las dislocaciones de cristales y el ataque químico confirmarían los mismos hechos en los procesos inversos.

Las fotos 53 a 60 muestran el desenvolvimiento de las espirales de crecimiento por evaporación.

La foto 66 muestra ataque preferencial en el punto de emergencia de una dislocación tornillo.

Número de puntos de ataque como una medida del trabajado

El trabajo de Greiner y Ellis (Bell Labor. Rec. Nov. 1956) y el del Patel y Alexander (Act. Met. Julio 1956) estudian el deslizamiento en cristales de germanio. Se uso este material por motivos teóricos y prácticos:

- 1) Los cristales de germanio pueden crecer con muy pocas dislocaciones (comparado con otros metales).
- 2) Estas dislocaciones, y las formadas durante la deformación, pueden ser visibles por ataque.
- 3) Pequeños cambios por fluencia plástica varían mucho la conductividad eléctrica.

Las sucesivas fotos, temperaturas, deformaciones, y densidad de dislocaciones se presentan en la tabla:

| Defor. | Temp. | Dens. | Aumento | Cita | Fig. |
|--------|-------|------------------------------|---------|-----------|--------|
| 0 % | - | $5 \cdot 10^3 / \text{cm}^2$ | x 100 | Act. Met. | 67 (a) |
| 0 % | - | $6 \cdot 10^3 / \text{cm}^2$ | x 325 | B.L. Rec. | |
| 0.09 | 550 | $5.2 \cdot 10^3$ | x 500 | Act. Met. | 67 (b) |
| 0.98 | 550 | -- | x1000 | Act. Met. | |
| 2.5 | 650 | $1.5 \cdot 10^7$ | x1000 | B.L. Rec. | 67 (c) |
| 2.55 | 550 | $1.6 \cdot 10^7$ | x1000 | Act. Met. | |
| 6.1 | 550 | no contable | x2000 | Act. Met. | 67 (d) |

La muestra, luego de recocida, da:

2.5 % 825°C-24 h. $3 \cdot 10^6$ x1000 B.L. Rec.

El conteo de los puntos de ataque a lo largo de las líneas de deslizamiento da $n = 2.5 \cdot 10^3 / \text{cm}^2$

mientras que los cálculos teóricos dan:

$$n = 6 \cdot 10^4 / \text{cm}^2$$

Nota: Los valores un poco disminuídos de la densidad de puntos de ataque hace preveer dos disyuntivas: a) El valor teórico es un poco alto. b) Los puntos de ataque son, en realidad, revelados por la presencia de impurezas que se nuclean entorno a la dislocación, merced al campo de tensiones de la misma. Para que esta nucleación se produzca es necesario que la deformación producida en la red por la impureza no sea de simetría esférica y que el campo de la dislocación no sea uniforme (caso de una dislocación tornillo).

Acumulación de dislocaciones hacia el límite de grano y su revelación por ataque

Se sabe que en la zona en que se ponen en contacto dos enrejados cristalinos con distinta orientación se produce un alineamiento de dislocaciones como muestra la Fig. 68.

Otra acumulación de dislocaciones en zonas de desorientación cristalina, producida por ultrasonido sobre el material que está solidificando, se muestra en la Fig. 69.

Observación directa de dislocaciones en cristales únicos
de sal de roca

(Amelinckx - Phil. Mag. 1 No. 3 (1956), 269)

Este es un método decorativo, es decir, se colorean los cristales agregando sodio metálico en una muestra preparada como la Fig. 70, en su hendidura central. Se calienta la muestra a la temperatura próxima a la de fusión.

La Fig. representa un corte a través del espécimen. La región A es perfectamente clara como el cristal original. B es aparentemente homogénea en color en los cristales deformados, y casi igual de clara que A en material no deformado.

El material se lo observa al ultramicroscopio, usando luz de arco de mercurio que incide perpendicularmente al eje óptico del microscopio. La zona más útil de estudio es la C. En ella el sodio coloidal migra sobre las dislocaciones, revelándolas.

Según la teoría, en cristales de tipo ClNa son esperables dos distribuciones: circuitos hexagonales y cuadrados.

Fig. 71 a y b

Observación directa de dislocaciones en F_2Ca

(Amelinck y Bontinck - Phil. Mag. 2, No. 15, (1957))

En este método se colorean los cristales de F_2Ca por un exceso de Ca, ya sea agregado a partir de vapor y por agregado de volumen o por electrólisis, ya que el F_2Ca es un relativamente buen conductor. Fig. 72.

Observación de dislocaciones en metales por medio de diagramas de moiré con microscopía electrónica

(Pashley, Menter y Basset - Nature)

Por este método se puede obtener un poder separador de 5 Å por microscopía electrónica, usando superposición de redes metálicas.

Técnica: Se depositan metales de la misma estructura cristalina y de diferente tamaño de enrejado, teniendo ambos orientación paralela. Fig. 73

La Fig. c muestra el campo de la superposición de las dos redes y la distorsión producida por una dislocación.

Resolución: La gran ventaja del método, en caso de microscopía electrónica, es que no es posible resolver directamente el enrejado cristalino, pero es posible así resolver el enrejado por medio de un enrejado de moiré. El espaciado está dado por:

$$d = \frac{d_1 + d_2}{d_1 - d_2}$$

(Cuando hay una desorientación θ del enrejado el diagrama es rotado un ángulo = $(\theta d_1/d_1 - d_2)$)

donde d_1 y d_2 son los espaciados de los metales y, eligiendo convenientemente d_1 y d_2 , el espaciado de moiré puede ser hecho suficientemente grande como para resolver una dislocación.

Preparación: Se prepara por evaporación un film de Au y sobre éste uno de Cu, tal que los dos hagan un espesor mayor de 200 Å. Fig. 74

Investigación de dislocaciones en FL1 por figuras de corrosión.

(Gilman y Johnston - Metal Progress 71, No. 3, (1957) 76)

El ataque se realizó por un método químico:

1 parte de FH conc.

1 parte Acético glacial

FeF₃ vestigios

Es bien apreciable el movimiento de las dislocaciones y la revelación de las dislocaciones en el plano de deslizamiento. Fig. 75

Otro trabajo en relación a éste es la revelación de un límite mixto por el distinto ataque que experimentan las dislocaciones tornillo y de borde. El principal factor del aumento de la velocidad de corrosión en una clase de dislocación y de otra se debe a la presencia de impurezas en torno a la dislocación de borde y su ausencia en la tornillo. Fig. 76.

DEFORMACION PLASTICA

Hemos visto que si una tensión suficiente actúa sobre una línea de dislocación de dos puntos fijos, ésta comenzará produciendo primero un bucle, luego otro y otro.

Si el vector de Burgers del bucle hace un ángulo que no es cero con la superficie del cristal, al llegar éste a la superficie produce un escalón de magnitud igual al vector de Burgers. Si son n los sucesivos bucles formados por la fuente de Frank y Read, el escalón superficial será más y más marcado, apareciendo líneas de deslizamiento bien visibles. Este es el caso de una fente de Frank-Read plana.

Una fuente de Frank-Read plana es aquélla que tiene los vectores de Burgers de los puntos A y B paralelos al plano de deslizamiento.

Cuando las proyecciones de los vectores de Burgers sobre la normal al plano de deslizamiento no son cero, tenemos fuentes de Frank-Read de dos tipos:

- a) Si las proyecciones b_n y b_n' de los arcos que unen A y B son iguales, los bucles emitidos por la fuente se encuentran en planos de deslizamiento diferentes. Esta fuente es espacial.
- b) Si las proyecciones son desiguales se desarrollan dos espirales en torno a los puntos A y B, pero sin interferir entre ellas porque están en distintos planos.

Fig. 77

Esta es una fente en espiral.

En estos dos casos el deslizamiento no está concentrado sobre un sólo plano sino sobre una zona. Al llegar estas dislocaciones a la superficie producen una línea que no es paralela a los planos de deslizamiento. Este tipo de deslizamiento es más frecuente que el deslizamiento plano.

ENDURECIMIENTO

Causas del endurecimiento

El endurecimiento está producido por las propias dislocaciones creadas durante la deformación plástica.

Los defectos puntuales, tales como vacancias y átomos intersticiales, no son capaces de producirlo. Esto se demuestra por el hecho de que el revenido a bajas temperaturas, si bien anula los defectos puntuales producidos por temple, no es capaz de ablandar al metal.

Las dislocaciones actúan endureciendo al metal por dos razones:

- 1) Aumentan las tensiones internas y producen interacciones a gran distancia, frenando a las fuentes de Frank-Read.
- 2) Al aumentar el número de dislocaciones, aumentan sus interacciones recíprocas y, en consecuencia, la creación de muescas es un mecanismo que se utiliza más en la explicación de la fluencia lenta que en deslizamiento.

DESLIZAMIENTO FACIL

En ciertos metales se ve que, en condiciones un poco especiales, no se produce casi endurecimiento durante la deformación.

Para que el deslizamiento fácil tenga lugar es necesario que no haya casi obstáculos, ni superficiales (límites de granos, capas de óxidos) ni internos (precipitados, tempe-

ratura suficiente para que se produzcan muescas, un sólo plano de deslizamiento posible activo, barreras de Cottrell).

Esta condición la cumplen los cristales hexagonales compactos, cuyos únicos planos de deslizamiento son los basales. Como es de esperar, las líneas de deslizamiento se distribuyen al azar y atraviesan todo el cristal.

En los metales cúbicos centrados en las caras, la obtención de un sólo plano de deslizamiento activo es difícil. Sin embargo, es posible por un pequeño lapso obtener deslizamiento fácil con poco endurecimiento, y este endurecimiento, que luego se acentúa, se debe ^a bandas de deformación, deslizamiento sobre otros planos producida por el giro de la probeta durante la deformación, etc., es decir, heterogeneidades en la deformación. Fig. 78

Apilamiento de dislocaciones

El deslizamiento fácil requiere que las dislocaciones no encuentren obstáculos a su movimiento.

Si una fuente de Frank-Read emite un bucle y luego otros, y el primero es detenido, por ejemplo, por un límite de grano, este bucle impedirá a los siguientes deslizarse y se irán apilando contra el primero, que se la llama cabeza del apilamiento.

Esto puede ser fácilmente revelado por figuras de ataque. Estos apilamiento pueden ser motivo de fisuras, como lo veremos luego.

ENDURECIMIENTO RAPIDO EN MONOCRISTALES F.C.C.

En tales cristales se ha explicado el endurecimiento rápido por las barreras de Cottrell.

Las barreras de Cottrell están formadas por dislocaciones estacionarias.

Consideremos dos líneas de dislocación, de vectores:

$$\frac{a}{2} [011] \quad \text{y} \quad \frac{a}{2} [10\bar{1}]$$

situadas en los planos de deslizamiento diferentes $(1\bar{1}1)$ y (111) , y paralelas ambas a la intersección $[1\bar{1}0]$ de estos planos.

Si éstas se descomponen

$$\begin{aligned} \frac{a}{2} [011] &\longrightarrow \frac{a}{6} [\bar{1}21] + \frac{a}{6} [112] \\ \frac{a}{2} [10\bar{1}] &\longrightarrow \frac{a}{6} [2\bar{1}\bar{1}] + \frac{a}{6} [11\bar{2}] \end{aligned}$$

entre ellas se atraen y se recombinan en la forma:

$$\frac{a}{6} [\bar{1}21] + \frac{a}{6} [2\bar{1}\bar{1}] \longrightarrow \frac{a}{6} [110]$$

La dislocación imperfecta así formada es estable y repulsa a las $\frac{a}{6} [112]$ y $\frac{a}{6} [1\bar{1}2]$ para contrabalancear su acción mutua. Fig. 79

Este conjunto es inmóvil.

Se puede demostrar que la energía necesaria para destruir esta barrera es más alta que la que posee la cabeza de un apilamiento.

Para que las barreras de Cottrell puedan causar endurecimiento es necesario que haya un sistema secundario de deslizamiento que emita bucles capaces de combinarse con los del sistema principal.

El endurecimiento por barreras de Cottrell está caracterizado por un período de incubación. Una vez establecido el régimen, cada fuente se constituye en centro de apilamiento y el endurecimiento es proporcional al número de bucles apilado; por lo tanto, es una función lineal de la deformación.

Endurecimiento de policristales

Los límites de granos que se hallan muy desorientados ofrecen una gran resistencia al deslizamiento. Esto explica que los policristales sean más duros que los monocristales y más aún si su tamaño de grano es pequeño.

Es imposible en policristales que haya deslizamiento fácil.

PEQUEÑAS DEFORMACIONES EN POLICRISTALES

Si sometemos un policristal a una tracción creciente los granos que están favorablemente orientados comienzan a deformarse plásticamente antes.

Se puede considerar dos casos posibles, según que las fuentes de Frank-Read estén fijas (o ancladas) y móviles.

A) Fuentes ancladas: No todas las fuentes se activan al mismo tiempo, sino que hay algunas que se retardan. Las primeras son las que se hallan mal ancladas o favorablemente orientadas o en zonas de gran concentración de tensiones. Los bucles producidos por ellas se apilan contra los límites de granos. El endurecimiento producido si hay pocas fuentes es débil, pero si la tensión aumenta, esta deformación puede propagarse a partir de puntos débiles del sólido, y este tipo de propagación de la deformación es característico de policristales con dislocaciones bloqueadas.

B) Fuentes móviles: Se puede considerar que en los granos favorablemente orientados todas las fuentes son activas y que, por acción de una tensión σ , todas emiten bucles que deforman homogéneamente el cristal, mucho más homogéneamente

que en el caso anterior, produciendo sobre los límites de granos apilamientos de dislocaciones del mismo signo.

En la formación de estos bucles se pueden distinguir dos casos:

- 1) Como en los cristales C.C.C. son posibles numerosos planos de deslizamiento en un mismo grano, es posible que se activen distintos sistemas. Así, dos capas de dislocaciones apiladas sobre un mismo límite de grano pueden tener vectores de Burgers iguales y opuestos, y compensar sus acciones endurecedoras. Es posible entonces una gran deformación.
- 2) En cristales que poseen pocos sistemas de deslizamiento (hexagonales), no es posible activar sistemas secundarios, no siendo posible una compensación de este tipo, y todos los límites de granos se cubren de una doble capa de dislocaciones tal que en el endurecimiento sufrido por el metal hace que la deformación plástica sea muy reducida.

REVENIDO

Durante la deformación en frío aumentan en gran número los defectos puntuales (átomos intersticiales y vacancias) y las dislocaciones.

Los primeros aumentan la resistividad eléctrica, los segundos la dureza.

Un calentamiento a temperatura bastante elevada permite eliminar, por difusión, la mayoría de los defectos que están en desequilibrio termodinámico y restaurar las propiedades del cristal hasta casi su valor inicial.

El aumento de la resistividad eléctrica desaparece a temperaturas aún por debajo de la temperatura ambiente, y ésta da la idea que los defectos puntuales difunden muy fácilmente.

Las propiedades ligadas a las dislocaciones desaparecen en más tiempo y a mayor temperatura.

Son posibles dos procesos de difusión:

1) Desplazamiento de las dislocaciones por reducción de tensiones

Es posible ver que materiales ligeramente deformados, recocidos, presentan una dispersión y eliminación de líneas de dislocaciones, y las únicas que restan se reordenan en paredes de dislocaciones de la misma naturaleza, creando los límites de subgranos o límites de poligonización.

2) Desplazamiento de uniones intergranulares

El desplazamiento de los límites de granos absorben las dis

locaciones y permiten desarrollar granos más perfectos a expensas de la matriz deformada. Esto se conoce como recristalización. El revenido así obtenido es más perfecto que la poligonización. Se desarrolla a través de todo el material a partir de cierto número de gérmenes.

En los metales fuertemente deformados la recristalización tiene un rendimiento energético superior a la poligonización y se produce de preferencia.

Mecanismo del revenido

El mecanismo del revenido no está bien conocido, pero se suponen dos casos:

- 1) La deformación produce dislocaciones más o menos dispersadas. Ellas se hallan sometidas a tensiones. Al calentar el metal le proveemos de la energía necesaria para que las dislocaciones salten, compensando las tensiones, ya sea formando sublímites con otras dislocaciones del mismo signo o eliminándose con dislocaciones de signo opuesto.
- 2) La deformación produce apilamientos. El recocido actúa dispersando estos apilamientos, más que el efecto de dispersión y poligonización descrito en 1). Un apilamiento de n dislocaciones endurece más al metal que n dis-

locaciones dispersas.

Si el apilamiento se produce sobre una pared intracristalina, la dislocación cabeza salta a otro plano en donde puede deslizar y escapar del apilamiento, tomando la energía de activación del calor de recocido.

Si, por el contrario, el apilamiento es contra un límite, las dislocaciones cabeza difunden a lo largo del límite. Como todos los apilamiento tienen el mismo signo, las dislocaciones deben difundir, una vez incorporadas al límite de grano, para poder incorporar otras.

RECRISTALIZACION

El proceso de poligonización puede ser detenido por una recristalización, es decir, el desarrollo en la matriz de nuevos cristales perfectos.

En este proceso las dislocaciones de la matriz son absorbidas por los límites que las separa de los nuevos granos, descomponiéndose en dislocaciones infinitésimas que difunden rápidamente y se anulan con las dislocaciones de signo contrario, también absorbidas. En general, esta anulación no es completa y el límite va dejando tras él, en el nuevo grano, algunas dislocaciones que constituyen su estructura

de mosaico y, sobre todo, si la matriz deformada tiene una gran cantidad de dislocaciones del mismo signo.

DESLIZAMIENTO CRUZADO

En la Fig. 80a se ve un bucle de dislocación sobre el plano 2. La dislocación tornillo que lo constituye puede ser deflecionada desde el plano horizontal 2 a un plano oblicuo y luego a otro, paralelo al primero.

Teóricamente, todos los planos cristalográficamente semejantes son de deslizamiento posible (debido a la simetría del campo de tensiones de una dislocación tornillo), pero en la práctica son planos de deslizamiento operativos aquéllos en los que la tensión de corte es máxima.

Por tanto, fluctuaciones locales de tensión pueden deflecionar a una dislocación tornillo hacia un plano oblicuo.

Si el bucle completo de la dislocación (formado por dos tramos en planos paralelos y dos tramos sobre el plano oblicuo) se expande con la misma velocidad, esto no conduce a una multiplicación del deslizamiento sino que sólo sucede un deslizamiento sobre una superficie escalonada en lugar de un plano.

Esto ha sido llamado deslizamiento cruzado (cross-slip).

Sin embargo, los casos más notables de deslizamiento cruzado

se producen cuando dos fuentes de Frank-Read situadas en planos paralelos se expanden en direcciones contrarias.

Fig. 81

En estas condiciones, los tramos tornillo de ambas son conectadas por un plano oblicuo común, con la misma dirección de deslizamiento.

Volvamos a la Fig. 80. El deslizamiento se multiplicará en los planos 1 y 2 si los tramos sobre el plano oblicuo no pueden moverse o se mueven menos que las porciones en los planos paralelos horizontales. De esta forma, el bucle presentará dos generadores de Frank-Read, uno en cada plano con los extremos fijos A, B, C, y D.

CLIVAJE

Sea, como muestra la Fig. 82, una inclusión R que detiene el deslizamiento. Una dislocación que se mueve en el plano de deslizamiento seguirá deslizando sobre su plano luego que ha formado un bucle de dislocación alrededor de la inclusión. El deslizamiento continúa sólo en el caso que aumentamos la tensión.

Este aumento de la tensión produce grandes tensiones de corte en los planos por debajo y encima de la inclusión. En

estas condiciones, puede suceder dos cosas, según las condiciones de cohesión del cristal:

- 1) Si la cohesión normal es grande comparada con la tangencial, el deslizamiento pasa de su plano original a un plano paralelo por encima o por debajo de la inclusión. Es decir, se activan centros de deslizamiento en los planos paralelos que ahora presentan grandes tensiones de corte.
- 2) Si la cohesión es baja puede ocurrir fractura por aparición de agujeros por encima o por debajo de la inclusión.

Cuando se produce una grieta ("crack") sobre el plano de deslizamiento, disminuye la tensión. Sin embargo, la tensión de corte en el vértice es lo suficientemente alta para iniciar un deslizamiento paralelo en el plano 2. Fig. 83a.

La consecuencia de esto es que, la medida que se produce deslizamiento en el plano 2, se abre una cavidad. Fig. 83b.

Si la distancia entre los dos planos es pequeña (de uno o dos espacios atómicos), la pared superior e inferior del agujero se aproximan, Estas dislocaciones de borde pueden no tener la misma dirección de deslizamiento que las dislo

caciones que las originaron y pueden dar lugar a deslizamiento en ángulos diferentes.

Uno puede llegar, por un mecanismo sencillo, a la formación de agujeros sin la presencia de impurezas.

Sean dos dislocaciones de borde que se deslizan en planos paralelos, separados por muy pocos espacios atómicos. Estas dos dislocaciones son de signo contrario. Fig. 84a.

Ellas crean tensiones entre sí que las obliga a detenerse en su movimiento.

Las otras dislocaciones producidas en esos mismos planos se apilan contra las primeras produciendo grandes tensiones locales. Fig. 84b.

Según las condiciones de cohesión del cristal pueden suceder dos cosas:

- 1) Si la cohesión es alta, los dos apilamientos pueden seguir su camino al aumentar la tensión.
- 2) Si la tensión de cohesión es baja se produce un agujero. Fig. 84c.

Al ocurrir esto algunas o la mayoría de las dislocaciones son aniquiladas y el deslizamiento continúa sobre los dos planos, con el lógico aumento del tamaño del agujero.

INTERACCION DE DISLOCACIONES CON ATOMOS EXTRAÑOS A LA RED

Los átomos de soluto dispersados en la red difieren de las partículas precipitadas no sólo en su tamaño.

Los átomos de soluto pueden migrar a través del cristal por acción de un gradiente térmico, de tensiones, etc.

Cuando un átomo de soluto reemplaza a un átomo de solvente en una solución sólida sustitucional u ocupa un sitio vacante en una solución sólida intersticial, puede distorsionar o no la red, según el tamaño y características del átomo de soluto.

El cambio de volumen ocasionado por el átomo interactúa con la distorsión de la red producida por la dislocación.

En torno a una dislocación de borde hay un campo de tensiones inhomogéneo y los átomos de soluto migran hacia la zona distendida del enrejado. Fig. 85.

Esta segregación conduce, entonces, a un estado de equilibrio, en el que la energía libre de todo el sistema (dislocación + átomos de soluto), es minimizada.

Si la distorsión debida al átomo de soluto es uniforme en todas direcciones, el átomo de soluto no interactuará con

una dislocación tornillo. Si el átomo produce una distorsión asimétrica (tetragonal, por ejemplo), podrá interactuar con una dislocación tornillo.

Otro tipo de interacción con una dislocación tornillo (tal vez la más importante), es debido a la disociación de la dislocación unitaria en parciales. Al menos una de estas media dislocaciones tendrá una componente de borde que interactúe con los átomos de soluto.

Esta interacción de dislocaciones con átomos de soluto y vacancias hace que en torno a una línea de dislocación se nucleen átomos de soluto, constituyendo lo que se conoce con el nombre de nubes o atmósferas de Cottrell.

Movimiento de la dislocación y su nube

Cuando una dislocación se mueve por acción de una tensión lleva tras sí su "nube" atómica.

La atmósfera crea una fuerza sobre la dislocación que tiende a restituirla a su centro, como en la posición original.

Si la tensión aplicada es pequeña, la atmósfera atómica ancla a la dislocación.

Si aumentamos la tensión, la dislocación comenzará a mover

se, llevando sobre sí a la atmósfera. Luego, la velocidad se limitará a la velocidad de difusión de los átomos que constituyen la atmósfera (a esa temperatura y en ese medio).

Si la velocidad de la dislocación es tal que se adelanta un poco a la atmósfera, ésta la seguirá de atrás. Y si esta velocidad no es muy grande la atmósfera se reajustará sobre la dislocación.

Punto de fluencia

Cuando la velocidad de deformación de una probeta previamente envejecida es lo suficientemente alta no se produce "creep".

Durante el envejecimiento se han formado nubes de átomos en torno a las dislocaciones. Al tensionarla, las atmósferas permanecen inmóviles y las dislocaciones ancladas en posiciones fijas. Para producir fluencia en tales casos las dislocaciones deben ser arrancadas de las atmósferas; para ello es necesario una fuerza aplicada que excede la fuerza de anclado.

Debido a la gran afinidad entre la dislocación y su atmósfera (energía libre mínima), la fuerza aplicada necesaria

para desanclar una dislocación es, en muchos casos, mayor que la necesaria para moverla luego que ha abandonado la atmósfera.

Es decir, hasta el punto de fluencia se extiende una condición de no fluencia, en la que las dislocaciones son ancladas y la deformación es puramente elástica. En el punto de fluencia hay una condición de sobredeformación, durante la cual las dislocaciones escapan bajo la sobretensión y pueden moverse bajo pequeñas fuerzas, experimentando el material un ablandamiento. Fig. 86.

CAPITULO XIII

FUNDICIONES DE HIERRO

El ingeniero sabe que el Fe fundido es un material estructural barato. Siempre lo ha sido, pero se ha transformado mediante el control metalúrgico en una aleación que puede ser producida exhibiendo alta resistencia máxima a la tracción y ciertas propiedades particularmente deseables que no son fácilmente obtenibles con otras aleaciones.

13.1 - DIAGRAMA DE FASES Fe-C-Si.

Esencialmente, las fundiciones de Fe consisten en arrabio obtenido en un alto horno, refundido con agregado de retazos de fundiciones y, ocasionalmente, retazos de acero y quizás algunas ferroaleaciones para modificar la composición hasta los valores deseados finalmente. El arrabio original se destina, usualmente, para usos de fundición. En la tabla siguiente se presentan análisis de algunos grados típicos.

Es evidente que el Si, al igual que el C, son agentes aleantes importantes. En vez de presentar el diagrama de fases ternario, se reproduce en la Fig. 13.1 una sección vertical con un contenido de 2% Si. Como se demostró en los capítulos anteriores, el tercer componente cambia el eutéctico y el eutectoide, desde ser una reacción invariante a una única temperatura determinada, a una reacción univariante que tiene lugar sobre un rango de temperaturas, aún bajo condiciones de equilibrio. Los contenidos de carbono de la austenita en el eutectoide y en el eutéctico son reducidos por el Si de 0.8 y 1.7 hasta aproximadamente 0.6% y 1.5% C, respectivamente. El contenido de carbono del eutéctico es reducido desde 4.25 hasta 3.65%. Dado que esta reducción en el contenido de carbono en el eutéctico varía linealmente con el contenido de Si sobre el rango de interés aquí, se lo puede expresar como:

$$\% \text{ C eutéctico} = 4.25 - 0.30 (\% \text{ Si})$$

Esta relación es de uso común para determinar la proximidad a la composi-

ción eutéctica de una fundición gris.

13.2 - GRAFITIZACION DURANTE LA SOLIDIFICACION DE LA FUNDICION GRIS.

Cuando se rompe el hierro fundido que ha sido calentado hasta la fusión, colado en un molde y dejado allí hasta su solidificación, la superficie de fractura puede ser gris, blanca o una mezcla de las dos. Cuando la fractura tiene un aspecto gris, similar al hollín, la estructura consiste en laminillas de grafito en un agregado metálico. Como el grafito es débil, la fractura progresa de lámina a lámina, formándose finalmente una superficie de fractura fundamentalmente de grafito. Si la fractura es blanca la estructura consiste, entonces, principalmente de carburo y ferrita, y la fractura ha tenido lugar a lo largo o a través de las masas blancas y frágiles de Fe_3C eutéctico. Un color moteado significa que, en algunos lugares, hay láminas de grafito presentes y, en los demás, carburos eutécticos.

Los principales factores que determinan la formación de grafito en lugar de Fe_3C durante el enfriamiento del eutéctico en una aleación Fe-C son:

- 1) - La velocidad de solidificación.
- 2) - La composición.

Ya que el sistema estable Fe-C implica Fe y C grafitico es razonable que una solidificación lenta favorezca el sistema Fe-C estable, mientras que la solidificación rápida favorezca el sistema metaestable Fe- Fe_3C . Es familiar entre los fundidores de hierro usar placas metálicas en ciertas partes de un molde de arena. Estas placas inducen la solidificación rápida en dichos puntos, lo cual puede originar una estructura de eutéctico Fe- Fe_3C , dura y resistente a la abrasión. En las otras regiones el enfriamiento más lento puede originar una estructura Fe- grafito más blanda.

Los elementos más importantes presentes en los hierros fundidos de composición ordinaria son el C y el Si, y un contenido elevado de alguno de estos elementos o ambos conduce a la solidificación del hierro de acuerdo al sistema estable, es decir, con C grafitico. Las Fig.13.2 y 13.3 mues-

tran que un incremento en la concentración de cualquiera de los dos elementos, manteniéndose constante la concentración del otro, hace disminuir la profundidad del hierro blanco o carbúrico, cuando se hace solidificar la aleación bajo condiciones tales que la superficie se mantenga fría a una temperatura constante (algo análogo al ensayo Jominy de templabilidad de los aceros). Otros elementos que promueven la grafitización cuando están presentes en el hierro fundido son Ni, Al, Ti, Zr, y Cu.

El Mn es, en sí mismo, un elemento moderadamente fuerte en cuanto a la formación de carburos, y su presencia en el hierro fundido ayuda a estabilizar el carburo o impedir la grafitización. Por ejemplo, si hay presente una cantidad de Si justamente suficiente como para dar una estructura completamente gráfica bajo condiciones específicas controladas, un ligero incremento en Mn puede hacer que el hierro "moteado" (con contenido parcial de carburo en el eutéctico), o un gran incremento en Mn puede producir que el hierro se solidifique completamente en la condición metaestable^σ de carburo. Este efecto es accidental en ausencia de S.

El S actúa químicamente para estabilizar el carburo de hierro, aunque no participa en la formación del carburo. Tiene una influencia tan fuerte que se considera ordinariamente que cada 0.01% S es suficiente para neutralizar el efecto grafitizante de 0.15% Si. Sin embargo, el S tiene una fuerte afinidad por el Mn para formar el compuesto MnS, que tiene una pequeña influencia sobre la formación de carburo o grafito. Por lo tanto, los primeros agregados de S a un hierro con contenido moderadamente alto de Mn tiene una tendencia grafitizante indirecta por eliminación del Mn, que es un estabilizador del carburo. Viceversa, los primeros agregados de Mn a un hierro con contenido moderadamente alto de S eliminan algo del S de su papel activo, llevándolo a un papel inactivo, promoviendo así la grafitización. Aunque el contenido de S en un arrabio de fundición puede estar en la proximidad de 0.05%, el S presente en el coque se incorpora al

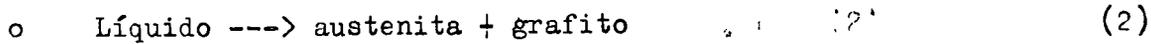
hierro en contacto. Esto puede originar un aumento considerable en el contenido de S cuando se usó coque con mucho S y, al preparar la carga del horno, es necesario hacer un ajuste que compense los contenidos de Si o Mn.

El P actúa químicamente promoviendo la formación de carburo. Físicamente forma un eutéctico de fosfuro con un punto de fusión inferior al de Fe y C. Esto hace que el eutéctico γ -Fe₃C solidifique sobre un rango de temperaturas, lo cual aumenta el tiempo crítico disponible para que el Si promueva la grafitización. Con contenidos de P moderadamente bajos predomina el efecto físico y se favorece la grafitización, pero proporciones grandes de P hace que actúe químicamente como un estabilizador de carburos.

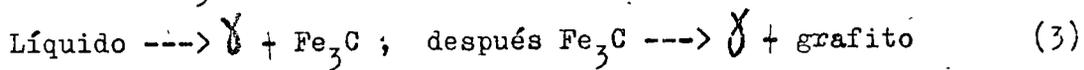
Los elementos gaseosos, particularmente H₂ y O₂, pueden incorporarse al hierro fundido durante la fusión y afectar la estructura de colada. Parece ser que el H₂ estabiliza los carburos y, cuando está combinado con el O₂ como vapor o humedad, es muy activo en prevenir la grafitización durante la solidificación, pero no parece tener efecto alguno sobre la grafitización de la fundición sólida. El O₂, como óxido de hierro, parece promover la grafitización durante la solidificación y retarda el proceso en la aleación sólida (durante la maleabilización).

De los elementos aleantes el Ni, que al igual que el Si se disuelve completamente en la ferrita, también actúa como un grafitizante, mientras que los elementos formadores de carburos, específicamente Cr y Mo, tienden a estabilizar la fase carburo. Así, agregando estos elementos en las cantidades relativas adecuadas, las características de grafitización del hierro fundido originalmente no aleado no serán casi afectadas. Las propiedades deseables obtenidas mediante la adición de elementos aleantes estarán relacionadas según su efecto sobre el tamaño de las laminillas de grafito y sobre las características de transformación de la austenita presente, con el grafito, después de la solidificación.

Hasta ahora la grafitización ha sido usada para referirnos a la solidificación eutéctica, como una elección entre las dos reacciones eutécticas siguientes:



Una tercera posibilidad es que la reacción se realice de acuerdo con el sistema metaestable, es decir, a $\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$, con una descomposición casi inmediata del Fe_3C . Es decir,



Los resultados obtenidos por Eash sugieren que la reacción (3) es el origen de estructuras hipoeutécticas nítidas, tales como los tipos D o E de la tabla de AFA (Fig.13.4; ver también microfotografía 13.9). Las condiciones de fusión y colada que conducen a este tipo de estructura incluyen el sobrecalentamiento y el efecto resultante de subenfriamiento.

Los núcleos de grafito pueden existir en el hierro fundido líquido y, si se encuentran presentes en el momento de la solidificación, promoverán la solidificación directamente como grafito. El sobrecalentamiento destruye estos núcleos grafiticos e induce un subenfriamiento mayor. Dado que la temperatura eutéctica $\gamma - \text{Fe}_3\text{C}$ es inferior en unos pocos grados a la correspondiente al eutéctico $\gamma - \text{grafito}$, el líquido subenfriado solidifica de acuerdo con el sistema metaestable. Sin embargo, un contenido elevado de Si y C induce inmediatamente la grafitización subsecuente. La inoculación del hierro sobrecalentado puede permitir que se alcance la estructura normal, y usualmente más deseable, de grafito tipo A mostrada en la Fig.13.4.

En general, la solidificación rápida produce un tamaño de grano más fino y una estructura eutéctica más fina, y el hierro fundido no es excepción a esta regla. La Fig.13.5 muestra la carta AFA para tamaños de laminas de grafito. Las laminillas más finas, N°8, no se muestran aquí pero

el tamaño N°6 representa una estructura en la cual las láminas más largas son de 1/8 a 1/4 de pulgada a una magnificación x100. En el otro extremo, el tamaño N°1 representa una estructura en la cual las láminas de grafito más largas tienen una longitud de 2 a 4 pulgadas a x100. Mahin y Lownie demostraron que un cierto hierro blando, colado en la forma de barras de 1.2 pulgadas de diámetro, contiene láminas de grafito de tamaño 4; colado en barras de 2 pulgadas de diámetro, un tamaño de láminas 3; y colado en barras de 6 pulgadas de diámetro, un tamaño de láminas 1.

13.3 - GRAFITIZACION EN EL ESTADO SOLIDO; HIERRO FUNDIDO MALEABLE.

Una aleación Fe-C puede solidificar como un hierro fundido carbúrico blanco o como un hierro grafitico gris. En cada caso, la mayor parte de la estructura es austenita primaria o eutectífera. Durante el enfriamiento lento en un molde desde la temperatura eutéctica hasta la temperatura autectoide, la austenita rechazará el exceso de C. En un hierro fundido hipoeutéctico no existen, o hay comparativamente pocos, límites de grano austeníticos ya que la estructura consiste en dendritas primarias completamente rodeadas por eutéctico interdendrítico. Sin embargo, el C eutéctico ejerce un poderoso efecto de nucleación preferencial, y la precipitación del exceso de C de la austenita, requerido por la pendiente de la línea A_{cm} , origina el crecimiento del eutéctico Fe_3C en el hierro blanco o de grafito en el hierro gris.

Por enfriamiento en el aire o en el molde hasta la temperatura eutectoide o A_1 , la austenita se transformará y, como en el caso del eutéctico, dos reacciones eutectoides alternativas son posibles:



La reacción perlítica normal (1) tendrá lugar generalmente en los hierros fundidos blancos, aunque en la austenita eutectífera puede no aparecer perlita. Nuevamente, el Fe_3C eutéctico masivo ejerce un efecto de nucleación, y el Fe_3C eutectoidal puede formarse íntegramente sobre el carburo

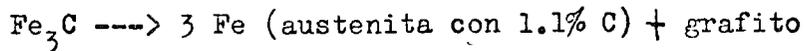
masivo, produciendo una estructura de ferrita y carburo eutéctico. (Ver microfotografía 13.4).

En un hierro fundido gris, el tipo de reacción eutectoide dependerá del contenido de C y Si, de la posible presencia de otros elementos aleantes en la austenita y, desde luego, de la velocidad de enfriamiento. Una dada composición puede producir una estructura eutéctica completamente grafitica y una estructura eutectoide regular con carburo perlítico. Por lo tanto, de un total de 3.50% C, 2,70% puede estar en forma de grafito y un 0.80% como Fe_3C en perlita.

Una composición fuertemente grafitizante, por ejemplo, una que contenga más Si, y un enfriamiento menos rápido, puede hacer que el eutectoide forme grafito y ferrita. Esto puede tener lugar solamente en sitios de nucleación preferencial adyacentes a las láminas de grafito, con el grafito eutectoidal formando parte de las láminas y bandas de ferrita a los costados de las láminas. Puede presentarse en otras partes una estructura perlítica de modo que, de un total de 3.50% C, 3.10% puede estar presente como láminas grafiticas y solamente un 0.40% como Fe_3C en la perlita. Naturalmente, esta estructura sería más blanda que una estructura totalmente perlita-grafito. El mínimo de dureza se alcanza con una composición y una velocidad de enfriamiento que produzca la completa grafitización del carburo eutectoide, como también la del eutéctico, originando una estructura ferrita (conteniendo Si en solución sólida) y láminas de grafito.

Hasta ahora la discusión se ha referido a la grafitización durante el enfriamiento a partir de la solidificación original. Desde luego, es posible tener una composición tal que origina una grafitización durante un enfriamiento extremadamente lento, pero que formaría un hierro fundido completamente blanco por enfriamiento ordinario, tal como el de una colada en arena. En este caso, un recalentamiento de la fundición y un manteni-

miento a temperaturas elevadas produciría la descomposición del carburo de hierro. Por ejemplo, un fundido con 2.25% C y 1.0% Si se solidificará probablemente como un hierro blanco. Calentando el material colado hasta 900°C, la estructura sería austenítica, con aproximadamente 1.1% C en solución más Fe₃C eutectífero. Con el tiempo, éste se grafitizaría según la reacción:



Hay una diferencia considerable en la estructura del grafito formado en una aleación sólida previamente libre de grafito, y grafito formado en un hierro que se está solidificando o en un hierro que ya contiene láminas de grafito. Las láminas de grafito son frágiles e interrumpen la continuidad de la ferrita plástica, constituyendo sus aristas muescas internas agudas. El grafito formado por la reacción anterior, sin láminas presentes, crece en todas las direcciones, formando así agregados compactos. Estos interrumpen la continuidad de la ferrita en mucho menor grado, disminuyendo grandemente los efectos de las muescas internas. Por lo tanto, la aleación con agregados compactos de grafito es maleable y muestra cierta ductilidad, en contraste con una estructura que tenga láminas de grafito, la cual es bastante frágil.

Enfriando desde la temperatura de grafitización hasta aproximadamente 900°C se permite nuevamente que el carbono se separe de la austenita y se forme sobre los agregados ya presentes. A la temperatura A₁ un enfriamiento muy lento o una composición fuertemente grafitizante originarán una reacción eutectoide gráfita, formándose el grafito eutectoide sobre los agregados ya presentes. Un enfriamiento más rápido o una composición menos grafitizante pueden dar un eutectoide perlítico y una estructura final de agregados de grafito en perlita.

Los factores que afectan la velocidad de grafitización en un hierro fundido blanco son:

- 1) - La composición básica, particularmente C y Si.

- 2) - La velocidad de enfriamiento de la colada original durante la solidificación. El tamaño de grano más fino y la estructura eutéctica de un hierro solidificado más rápidamente producen más interfases para la iniciación de la grafitización (Fig.13.6).
- 3) - La velocidad de calentamiento hasta la temperatura de recocido o de grafitización.
- 4) - La temperatura de recocido (Fig.13.6).
- 5) - La atmósfera en el horno de recocido.
- 6) - Efectos hereditarios provenientes del arrabio original o del proceso de fusión.

Esto incluye efectos composicionales no determinados ordinariamente, por ejemplo, los contenidos de O_2 e H_2 , etc. Algunas plantas de fundición agregan 0.25% de grafito a la carga, y parece que esto origina algunos núcleos de grafito en el fundido, los cuales son retenidos en el hierro blanco, acelerando la maleabilización durante el recocido.

13.4 - HIERRO FUNDIDO NODULAR O DE GRAFITO ESFERULITICO.

Un hierro fundido de tipo nuevo apareció luego de la segunda Guerra Mundial. Es un hierro fundido que, sin tratamiento térmico, exhibe apreciable ductilidad tensil (Patente U.S. 2,485,760). Durante la solidificación de este hierro se forman pequeñas bolitas de grafito, o esferulitas, en lugar de solidificar como láminas, como sucede durante la solidificación del hierro gris o como los agregados compactos formados en última instancia, por descomposición del Fe_3C eutéctico durante el tratamiento térmico, en el caso del hierro maleable.

Esta singular estructura grafitica esferoidal se obtiene a partir de un hierro líquido de composición similar al del hierro fundido gris no aleado, pero con menor contenido de S, es decir, 0.03% como máximo, en contraste con el contenido normal en el rango entre 0.07 a 0.10%, y agregando uno o más elementos específicos antes de la colada. Mg, Ce, Ca, Li, Na y otros elementos producirán la estructura de grafito esferulítico.

De estos, el Mg es el más barato y el más versátil de los agentes nodulizantes y es casi universalmente empleado, aunque puede emplearse algo de Ce con él.

Se agrega el Mg, en general, como una aleación Ni-Mg con 40 a 80% Ni y 8 a 50% Mg, más 0.5 a 1.5% Ce. Ya que el Mg está por encima de su punto de fusión a la temperatura del hierro fundido líquido, es decir, 1375 a 1455°C, los contenidos de Mg más elevados en el agente de adición requieren emplear medios especiales para impedir el burbujeo violento y la eyección de metal líquido cuando se volatiliza el Mg. El método del cucharón a presión permite el agregado de la cápsula de Ni-Mg después de cerrar el cucharón con una cubierta, suministrando así una mejor recuperación o utilización del Mg. Cuando el hierro líquido es simplemente volcado con rapidez sobre el Ni-Mg en el fondo del cucharón, debe emplearse más agente de adición y la recuperación del Mg (en el hierro) puede no ser reproducible.

En todo caso; cuando se produce apropiadamente el grafito esferulítico nodular (SG), o el hierro fundido dúctil, no contendrá más que 0.01% S y, retenido del agente de adición, 0.03 a 0.08% Mg y 1.0 a 1.5% Ni. La presencia de Mg altera la nucleación y crecimiento del grafito durante la solidificación del eutéctico Fe-C, desde formación de laminillas a formación de glóbulos casi perfectos. La eliminación de las laminillas, de las muecas internas asociadas con las laminillas, y el efecto debilitante de las grandes superficies de grafito, es decir, la sustitución de las laminillas por glóbulos que tienen una baja relación de superficie a volumen, produce que el hierro fundido sea dúctil.

13.5 - MICROSTRUCTURAS.

Aunque los hierros fundidos no presentan dificultades al metalógrafo, los hierros fundidos grises son difíciles de pulir. Hasta muy recientemente, la mayoría de las microfotografías de los hierros fundidos grises mostraban aparentemente grandes cantidades de grafito como laminillas gruesas.

El espesor del grafito es exagerado mediante el pulido con los paños usuales de fibra larga. Las fibras del paño arrancan el grafito blando y las partículas de abrasivo van haciendo que los canales estrechos resultantes se vayan transformando en valles anchos. El pulido con paños de fibra corta, tales como seda, producen más rayas pero da una imagen más real del tamaño y distribución de las laminillas de grafito. Empleando discos cubiertos con Pb o parafina, en los cuales se embebe las partículas de abrasivo cuidadosamente tamizadas, se puede preparar la superficie para el pulido final de manera tal de minimizar el tiempo requerido sobre el paño.

Aún con la mejor técnica de pulido, algunas laminillas de grafito aparecerán muy anchas o gruesas, por ejemplo, el espécimen tipo B de la Fig.13.4. Estas laminillas de grafito deben ser prácticamente paralelas a la superficie de pulido.

Las cartas preparadas por la AFS (Fig.13.4 y 13.5) son patrones para la descripción de la distribución y tamaño de las láminas de grafito. Estas cartas y la comparación con ellas se hacen sobre probetas no atacadas, a una magnificación de x100. Las láminas de grafito se revelan mejor contra la matriz pulida blanca antes del ataque; de otra manera, áreas perlíticas negras pueden disminuir el contraste entre el grafito y la matriz.

13.6 - PROPIEDADES DE LOS HIERROS FUNDIDOS.

Desde el punto de vista estructural, las matrices de los hierros fundidos grises son similares a las de los aceros en el sentido que contienen cantidades variables de ferrita y de perlita. La ferrita puede ser un poco más resistente que la de la mayoría de los aceros al carbono, debido al Si disuelto, pero la parte perlítica de la estructura puede ser más blanda por ser algo más gruesa. Al resultado global de ambos factores debemos agregar el efecto debilitante y fragilizante de una

proporción relativamente grande (3% en peso corresponde a 12% en volumen) de las laminillas de grafito, blandas y frágiles, que interrumpen la continuidad de la matriz plástica. Las aristas de las láminas son comparativamente agudas y cada una actúa como una muesca interna durante la deformación, por lo que tienden a iniciar una fisura en la matriz plástica. Por esta razón, las fundiciones grises se rompen con una fractura frágil, presentando una superficie gris, a tensiones de sólo 20,000 a 60,000 psi (Tabla 13.1). Algunos talleres de fundición han estado fundiendo hierro durante muchos años sin que las barras de ensayo en la clase 60,000 psi se fracturen nunca por debajo de este valor. Estas resistencias superiores se lograron en dos formas, a saber, refinando mucho el tamaño de las láminas de grafito (por ejemplo, fotomicrografías 13.13 y 13.15), y logrando una matriz fina completamente perlítica. El poder lograr exitosamente esta condición estructural depende del control riguroso de la composición química del hierro y de las temperaturas de colada.

Además de sus propiedades mecánicas, las fundiciones grises presentan otras varias características que las hacen particularmente adecuadas para ciertas aplicaciones. Su punto de fusión relativamente bajo y su fácil colabilidad las hacen relativamente baratas aunque, naturalmente, el costo aumenta si las especificaciones de alta resistencia requieren el empleo de elementos aleantes y el control de laboratorio. En algunas aplicaciones es más importante el hecho que las discontinuidades estructurales internas son sitios donde se puede disipar localmente la energía vibracional. Esto es equivalente a decir que las fundiciones grises presentan una fricción interna o capacidad de amortiguamiento elevado (Fig. 13.7). Cuando se las usa como base para máquinas o todo otro equipo sometido a vibración, la estructura del hierro permite que las vibraciones sean absorbidas internamente. Las bases de las máquinas o los armazones de los pianos podrían hacerse mediante estructuras de acero soldadas,

pero éstas no absorberían tan fácilmente las vibraciones externas y, a frecuencias de vibración próximas al período de vibración natural de la estructura, la amplitud de la vibración podría bien aumentar hasta el punto que la estructura se rompería por fatiga. La gran importancia de esta característica de las fundiciones se reconoce y se emplea cada vez más.

Los datos de la Fig.13.8 muestran la relación entre la resistencia tensil y la compresiva de la fundición de hierro. Dado que, en promedio, un hierro con una resistencia máxima a la tracción de 20,000 psi tiene una resistencia máxima a la compresión de 80,000 psi, es evidente que el efecto de muelas internas debidas a las láminas de grafito están limitados a la carga tensil; en compresión las propiedades del hierro son determinadas básicamente por la estructura de la matriz.

Otras propiedades de las fundiciones grises que las hacen más adecuadas que el acero para ciertos empleos incluyen maquinabilidad, resistencia a la corrosión y resistencia al desgaste. Las discontinuidades estructurales producidas por la presencia del grafito y las propiedades lubricantes de éste, hacen que la fundición gris pueda ser maquinada mucho más fácilmente que el acero. Por ejemplo, ésta es la razón principal por la cual se emplea universalmente la fundición de hierro para fabricar moldes para vidrios, en los cuales los costos de maquinado son generalmente altos. Debido al alto contenido de Si y quizás a otros factores, la fundición gris es más resistente a la corrosión atmosférica y de algunos otros tipos que el acero dulce. Finalmente, la fundición gris no es sensible a la presencia de muelas, es decir, la presencia de muelas superficiales agudas no disminuye sensiblemente su resistencia mecánica. Desde luego, esto se debe a que existen tantas muelas internas debidas a las aristas de las laminillas de grafito que una muesca externa es relativamente inocua.

El costo y las propiedades de las fundiciones de hierro maleable son

intermedias entre el hierro gris y el acero. En muchas aplicaciones, las fundiciones maleables perlíticas y el acero fundido pueden ser usados alternativamente; en estos casos, el hierro maleable goza de una ventaja competitiva. Aunque su tratamiento térmico puede ser más caro, existe una disminución en el costo debido a (1) pérdida de material en los "risers" y (2) costo de eliminación de los "risers" (estos puede ser separados de la pieza fundida mediante un golpe de martillo, mientras que deben ser cortados en el caso de los aceros). La forma compacta de los agregados de grafito, o el carbono de revenido, no interrumpe la continuidad de la matriz ferrítica, y la estructura combinada puede mostrar resistencias de aproximadamente 55,000 psi, en combinación con valores de la elongación cercanos a 12 - 18%. Un control adecuado de la composición y de las temperaturas de colada (logradas a veces mediante el empleo de hornos especiales), originan un metal que es consistentemente blanco en la forma colada y que se grafitiza rápidamente durante el recalentamiento. Esta posibilidad de lograr una rápida grafitización ha sido empleada exitosamente mediante el desarrollo de hornos de recocido en los cuales las piezas no necesitan ser empacadas en un material aislante carbonoso (para protegerlas de una oxidación excesiva), lo cual requeriría una semana para calentar, mantener y enfriar desde la temperatura de recocido, sino que el tratamiento de maleabilización en tales hornos puede ser completado en 48 horas o menos. Se pueden lograr resultados uniformes solamente mediante uniformidad en el calentamiento durante el recocido, requerimiento que puede ser mejor satisfecho empleando hornos continuos, largos, de pequeña sección transversal, a través de los cuales se desplazan las partes mecánicamente. Un segundo desarrollo ha sido el hierro fundido maleable que contiene agregados compactos de grafito de revenido en una matriz perlítica en vez de ferrítica. La estructura perlítica permite que el hierro tenga resistencias próximas a

70,000-80,000 psi y una elongación buena de 6 a 12%. En ocasiones este material ha sido llamado semi-acero, pero esta palabra sin sentido ha sido reemplazada por el término más exacto maleable perlítico.

La fundición de hierro ductil, llamada frecuentemente fundición nodular o de grafito esferulítico, contiene en su matriz, después de colado, proporciones variables de ferrita y de perlita, que dependen de la composición, la práctica de inoculación y de la velocidad de enfriamiento, estando determinada esta última por el tamaño de la sección. Las esferulitas de grafito distribuidas en la matriz presentan un rango de diámetros o tamaños, aquéllas formadas primero son más grandes y, por lo tanto, más fácilmente observadas en la microestructura. Estas esferulitas influyen en las propiedades de los hierros menos que las laminillas, y, por lo tanto, las propiedades del hierro nodular son mucho más próximas a las de la matriz. Para obtener el hierro más blando (tabla 13.2), es decir, uno con una matriz completamente ferrítica (Foto 13.7), debe recocerse la estructura de colada calentando a 900°C y enfriando a una velocidad de 15°C/hr. entre 790 y 650°C. Esto permite que el carbono disuelto en la austenita difunda a las esferulitas de grafito en vez de formar Fe_3C en la perlita.

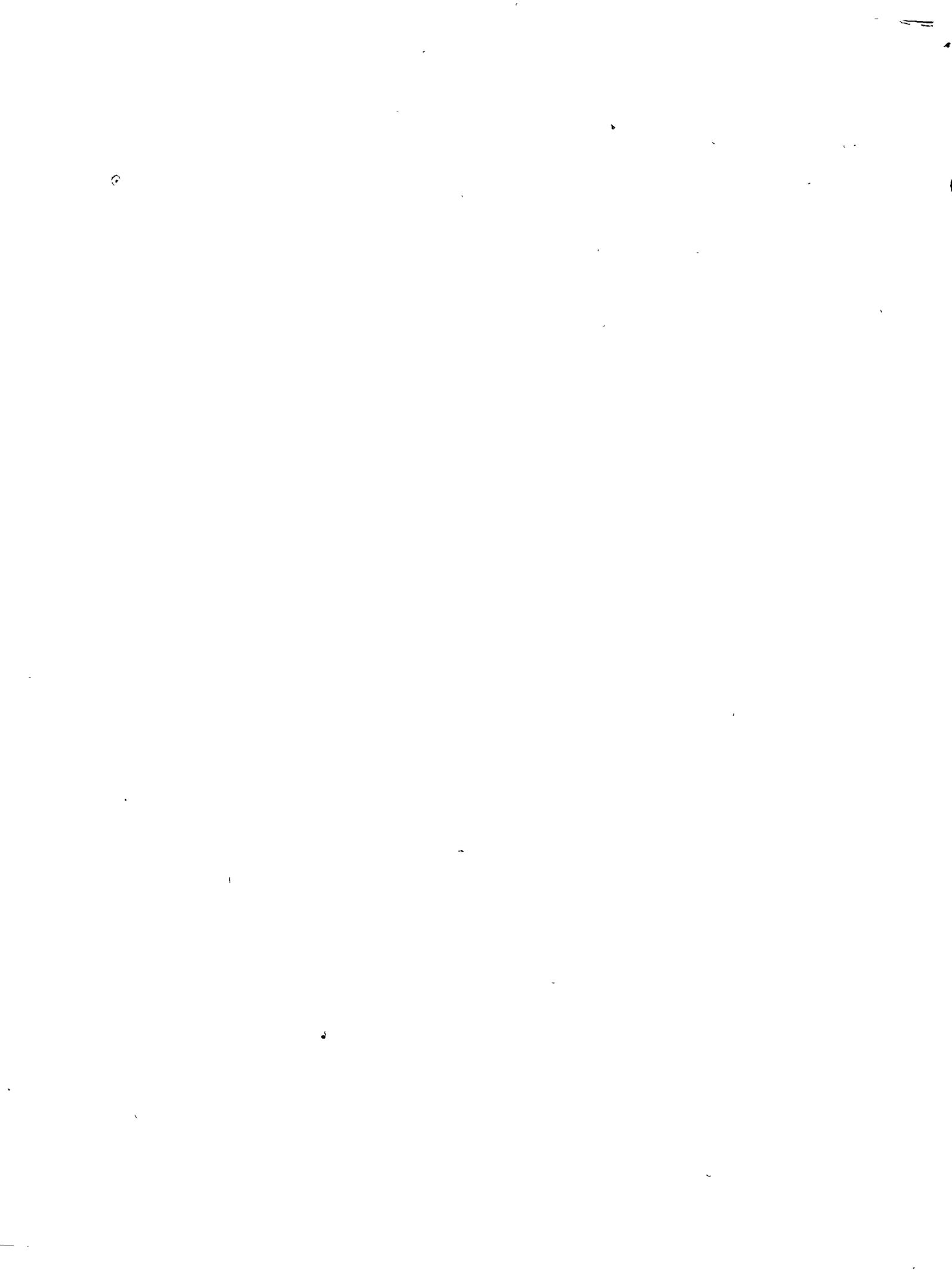
Toda fundición de hierro, es decir, gris, maleable, o de tipo grafito esferulítico, puede ser calentada por encima de la temperatura A_1 y formar austenita con un contenido de carbono próximo a 1.0%, sin cambio notable en la estructura de grafito previa. Desde luego, cuanto más perlita en lugar de ferrita exista en la estructura original de la fundición de hierro, más fácil y rápidamente se forma la austenita eutectoide. El enfriamiento subsecuente, - en el horno (recocido), en aire (normalizado) o en aceite o agua (temple) - tendrá los efectos usuales discutidos en los capítulos 8 y 9 (con la limitación de que, durante el enfriamiento lento, el grafito presente suministrará núcleos que alterarán la estructura

cutéctica). Así, se puede obtener un rango de estructuras de la matriz desde muy blandas hasta muy duras. Sin embargo, en la fundición de hierro templada o martensítica, aunque la matriz pueda tener una dureza de R_c 65, el agregado o compuesto de matriz y grafito mostrará una dureza de solamente R_c 50, ya que el grafito es blando. El revenido de las fundiciones de hierro martensíticas sigue las mismas leyes que se aplican al revenido de aceros al carbono templados, con respecto a los cambios de propiedades de la matriz.

Las fundiciones de hierro maleable y dúctil (grafito esferulítico), tienen algunas de las virtudes de las fundiciones grises, tales como maquinabilidad, resistencia a la corrosión y resistencia al desgaste superiores al acero dulce. Ambos tipos de hierro pueden reemplazar al acero en muchas aplicaciones. Sin embargo, la elección entre ellos dos no se hace fácilmente, ya que sus propiedades mecánicas y otras son muy similares (tabla 13.2). Ambos tipos presentan valores razonables de ductilidad y de resistencia al choque. En ausencia de las muescas internas originadas por las láminas de grafito, ambas fundiciones son más susceptibles a la fragilización por muescas externas o superficiales que la fundición gris. Ninguna de ellas puede ser fácilmente soldada, salvo empleando soldadura dura. El criterio final para seleccionar uno en lugar del otro parece ser el costo: debido a la ausencia de un largo recocido de maleabilización, la fundición dúctil tiende a ser ligeramente más barata.

La elección entre fundición gris, fundición dúctil y fundición maleable para un determinado servicio está condicionada, al igual que en todos los problemas de materiales, por los requerimientos del servicio y los aspectos económicos. La fundición gris es la más barata y también la más fácil de colar, obteniéndose una estructura buena, esencialmente una estructura no porosa. El hierro dúctil es básicamente similar, pero está sometido a más rechupe durante la solidificación requiriendo "risers"

grandes, etc. La fundición maleable es más difícil de colar (como la fundición blanca), y está más restringida en el tamaño de las secciones que la fundición dúctil. Generalmente, costará más en la forma final que la fundición de grafito esferulítico, aunque la diferencia es pequeña, mientras que el hierro dúctil no necesita un recocido para asegurar la uniformidad, en particular de su maquinabilidad.



CAPITULO XXI

METALURGIA DE LA SOLDADURA

21.1 - METODOS METALURGICOS DE UNION.

A menudo es más económico producir partes y estructuras metálicas uniendo componentes simples en un producto compuesto en vez de emplear un producto trabajado o de colada. Los metales pueden unirse de manera permanente por "soldering" (soldadura blanda), "brazing" (soldadura dura) o sin material de aporte. Estas operaciones incorporan uno o más de los principios de la Metalurgia Física que hemos discutido antes, incluyendo fusión, desoxidación, desgasificación, colada, trabajado en caliente o en frío, tratamiento térmico, difusión, etc.

La soldadura blanda puede ser definida como la unión de metales por medio de otro metal cuyo punto de fusión está por debajo de 540°C y es menor que los puntos de fusión de los metales a unir. La soldadura dura difiere de la anterior en que el metal agregado tiene generalmente un punto de fusión superior a 540°C pero inferior al del metal de base. El término soldadura ("welding") implica la unión de metales por calentamiento a una temperatura superior al rango de recristalización o al rango de fusión, con o sin aplicación de presión o metal de aporte.

21.2 - SOLDADURA BLANDA.

Las aleaciones empleadas están compuestas básicamente de Pb y Sn y son conocidas como "soldaduras blandas", en contraste con las "soldaduras duras" que discutiremos luego. Las soldaduras de alto contenido de Sn tienden a ser duras y frágiles, en comparación con las soldaduras de alto Pb que exhiben mayor ductilidad pero menor resistencia. En la tabla 21.1 se dan las composiciones y aplicaciones típicas para esta clase de soldaduras.

En general, aunque las soldaduras de Sn-Pb son muy satisfactorias, cuando escasea el Sn puede ser necesario reducir o eliminar el contenido de Sn en la soldadura. Se ha desarrollado un sustituto conteniendo 87.5%

Pb, 0.5% As y 12% Sb, que es satisfactorio para soldar acero y hojalata. Sin embargo, esta aleación no es satisfactoria para soldar Cu, latón o hierro galvanizado, debido a la falta de adherencia y buenas características de flujo. La resistencia de uniones plegadas hechas con esta aleación es comparable a aquellas hechas con la soldadura usual de 50% Sn, 50% Pb. El rango de fusión es algo mayor que la 50-50, pero el rango es de sólo 2°C o menos. Se han desarrollado unas otras pocas soldaduras como sustituto para reducir el empleo del Sn. En su mayoría, éstas son aleaciones de Pb y Ag que presentan un rango de fusión superior y requieren técnicas especiales.

De los resultados presentados en la tabla 21.2 puede deducirse un concepto de la resistencia de uniones soldadas con Pb-Sn. Durante tiempos muy cortos se pueden aplicar, sin riesgo de fallas, cargas superiores a las indicadas en esta tabla.

El éxito final de una operación de soldadura está determinado primordialmente por la limpieza superficial y la ausencia de aceite, grasa u óxidos que puedan impedir la adhesión satisfactoria de la soldadura. Se emplean generalmente fundentes con tal objetivo. La función del fundente tiene cinco aspectos:

- 1) - Limpiar las superficies.
- 2) - Impedir la oxidación de la superficie cuando está caliente.
- 3) - Disminuir la tensión superficial o permitir la acción normal de la tensión superficial del metal.
- 4) - Promover la aleación de la superficie metálica con la soldadura.
- 5) - Promover que la soldadura fundida moje la superficie.

El carácter del fundente debe ser tal que el residuo que deje no sea corrosivo, ni higroscópico, ni conductor, cuando se lo emplea para trabajo eléctrico. Además, el fundente no debe sufrir fácilmente volatilización, descomposición o carbonización durante la operación de soldado.

Se dispone de una variedad de fundentes. La trementina es particularmente efectiva para soldar conexiones eléctricas cuando se la emplea adecuadamente. Al aplicar la trementina, ésta no deberá estar sometida a temperaturas excesivas, de lo contrario sus cualidades fundentes serán reducidas y se carbonizará el residuo. La ventaja particular de la trementina es su carácter no corrosivo, lo que es de gran importancia en el empleo en circuitos eléctricos. Sin embargo, la trementina no es efectiva como fundente para soldar láminas de acero y algunos otros materiales.

Los fundentes salinos o de tipo "ácido", compuestos por cloruros de amonio, Zn, Al, etc., son excelentes para muchas operaciones de soldadura porque son muy activos y no se carbonizan. Sin embargo, estos fundentes y sus residuos son altamente corrosivos, conductores eléctricos e higroscópicos. Pueden obtenerse estos materiales en forma líquida o en pasta, y son empleados particularmente en trabajos con láminas metálicas. Para impedir la subsecuente corrosión, la unión soldada debe ser cuidadosamente limpiada para eliminar el residuo del fundente.

Se usan algunos fundentes que contienen ácidos orgánicos, tales como ácido esteárico, oleico, tartárico, benzoico, etc. Aunque estos fundentes son corrosivos, son menos corrosivos que los del tipo inorgánico que vimos recién. Se emplean estos fundentes en ocasiones especiales, tales como cuando se debe soldar Pb.

La aplicación de calor a las superficies que deben unirse puede hacerse mediante un soldador eléctrico, una llama, un baño fundido, o por métodos de inducción o resistencia. Las superficies metálicas a soldar deben ser calentadas hasta la temperatura de fusión de la soldadura y mantenidas a esta temperatura solamente el tiempo necesario para permitir un "mojado" uniforme de la superficie preparada previamente. Una temperatura excesiva o un tiempo demasiado largo a tal temperatura promueven la formación de compuestos intermetálicos en muchos sistemas de aleaciones, los cuales tienden a debilitar la unión resultante. Dado que a las tempera-

turas empleadas en las operaciones de soldadura, no tiene lugar prácticamente una operación de aleación, la unión es tan resistente solamente como el material de aporte. Por lo tanto, para lograr la mejor resistencia en la unión se prefiere películas de soldadura delgadas, con espesores en el rango de 0.003 a 0.005 pulgadas. Cuando se requiere resistencias superiores es a menudo deseable incorporar medios mecánicos, tales como el uso de remaches u otros.

Puede unirse con soldadura blanda el Cu, Fe, Pb, Sn, Zn y muchas de sus aleaciones. Sin embargo, el Al y los aceros inoxidable requieren el empleo de técnicas especiales debido a la película de óxido estable que se forma sobre ellos.

21.3 - SOLDADURA DURA.

Las aleaciones empleadas en este caso corresponden a tres tipos generales: (1) Cu y aleaciones de base Cu; (2) aleaciones en base Ag conocidas como "soldaduras de Ag", y (3) aleaciones de Al.

Se emplea mucho el Cu de pureza comercial para soldar en producción partes ferrosas a una temperatura de aproximadamente 1175°C. Las aleaciones Cu-Zn constituyen la mayor porción de aleaciones de base Cu de este tipo, con rangos de fusión entre 760 a 925°C. Las soldaduras de Ag han sido desarrolladas a partir de aleaciones binarias Cu-Zn, a las que se agregaron Ag y otros elementos, en proporciones variables, para disminuir el punto de fusión hasta los límites 595 a 870°C. Estas aleaciones permiten la soldadura a temperaturas inferiores, lo cual es necesario si se debe evitar daño al metal de base, tal como cambios estructurales, recocido, o crecimiento de grano en productos trabajados en frío y en aleaciones endurecibles por precipitación. En las tablas 21.3 y 21.4 se dan, respectivamente, las composiciones comunes de las soldaduras de base Cu. Se han desarrollado aleaciones para soldaduras duras en base Al, que consisten principalmente de Al con agregados que tienden a disminuir el rango de fusión muy por debajo del punto de fusión del Al.

Aunque se puede disponer comercialmente de estas aleaciones para soldadura dura en forma de alambre, frecuentemente es más económico el empleo de láminas. La lámina consiste en una aleación de Al 3003 o alguna aleación termotratable especial, recubierta en uno o ambos lados con la soldadura misma. Se forman las partes mediante los métodos convencionales; se las une empleando un horno de soldadura. El recubrimiento de la lámina suministra el material de aporte. Si se emplea una aleación termotratable, las propiedades de la parte a soldar pueden ser mejoradas empleando un tratamiento de solubilización seguido de precipitación, según el procedimiento especificado para la aleación 6061. Cuando se requiere, se puede emplear fundentes especiales.

Mediante soldadura dura puede lograrse una unión satisfactoria solamente cuando se emplean superficies de unión adecuadamente limpias. Pueden requerirse métodos de limpieza químicos o mecánicos para eliminar depósitos de óxido gruesos o grasa. Los fundentes sirven para eliminar capas de óxido delgadas, para disolver los óxidos formados en la operación de soldadura, y asistir a las cualidades de flujo libre de la aleación de aporte. Borax o ácido bórico fundidos, solos o en combinación, son los fundentes convencionales en este caso. Puede requerirse el agregado de bifluoruros alcalinos cuando hay presencia de óxidos refractarios, como es el caso de la soldadura de bronce al Al, bronce al Si, Be-Cu y los aceros inoxidable. Ya que la mayoría de estos fundentes son fuertemente corrosivos en presencia de humedad a temperatura ambiente, se los debe eliminar cuidadosamente inmediatamente después del soldado.

En algunos casos no se requiere fundente. La soldadura de Cu con Cu fosforoso y la soldadura de acero mediante H_2 con Cu de pureza comercial son ejemplos de tales operaciones.

Cuando se desea emplear la soldadura dura, las superficies a soldar deben coincidir estrechamente en forma; se obtiene la unión por la distribución del metal de aporte no ferroso entre tales soldaduras por atracción

capilar o por gravedad. Las aleaciones para soldaduras duras más satisfactorias son aquellas que fluyen y mojan fácilmente la superficie a una temperatura que sea inferior, al menos, en 40°C al rango de fusión del material a soldar, y que no reaccione desfavorablemente causando fragilidad intercrystalina. Puede producirse cierto grado de aleación cuando existe solubilidad en el estado líquido entre el material de aporte y el metal de base. Ya que las temperaturas empleadas en este caso son mayores que las empleadas en soldadura blanda, tiene lugar un grado mayor de difusión y de aleación.

La resistencia de la unión obtenida de esta manera puede ser superior a la del material de aporte, a condición que el espesor de la soldadura no sea mayor que 0.001 a 0.003 pulgadas. Las uniones de Cu entre partes de acero mantienen normalmente su espesor a valores máximos de 0.0005 pulgadas. Espesores mayores de material de aporte tienden a causar que la resistencia de la unión se aproxime a la resistencia de la soldadura misma. Puede ser necesario proveer espacios mayores entre las partes a soldar en los casos en que el metal de aporte forme fácilmente una aleación con el metal de base, en vez de ser arrastrado a la unión por atracción capilar. En general, las uniones soldadas de esta manera poseen mayor ductilidad y resistencias superiores a las que se puede obtener usando soldaduras blandas. Esto es particularmente cierto a temperaturas elevadas, a las cuales las soldaduras blandas tienden a ablandarse más, con la resultante pérdida en resistencia.

En el caso de soldaduras duras el calentamiento puede hacerse con soplete, por inmersión en una aleación fundida o en baños de sales, o mediante un horno, o por inducción o resistencia eléctrica. El material de aporte puede aplicarse en diversas formas, incluyendo alambre, varilla, lámina, polvo, etc.

La soldadura con soplete es muy usada como método barato de fabricación y mantenimiento de partes relativamente grandes, tales como bicicle-

tas, cilindros para gas, cortadoras de césped, equipo eléctrico, etc.

En el caso de la soldadura por inmersión en la aleación fundida se logra una rápida transferencia térmica y, al mismo tiempo, se protege la superficie a soldar de la oxidación. Los baños metálicos tienen un empleo limitado cuando se desea soldar conductores eléctricos o tubos de Cu en la fabricación de intercambiadores de calor. Los baños de sales fundidas están limitados a las aplicaciones en las que el metal de aporte debe ser colocado en posición antes de la inmersión y cuando las partes componentes pueden ser mantenidas en su sitio mediante dispositivos mecánicos. El empleo de un horno para calentamiento es muy popular como método de producción en masa para unir partes pequeñas, en las que el metal de aporte puede ser agregado como lámina, alambre o polvo, y las partes a soldar puedan ser apiladas, prensadas, etc., para evitar el movimiento de los componentes individuales dentro del horno. Generalmente se emplea una atmósfera neutra o reductora para impedir la oxidación a las elevadas temperaturas empleadas. Probablemente, la aplicación más extendida del proceso es el caso de la soldadura dura de aleaciones ferrosas mediante Cu en una atmósfera de H_2 . La resistencia tangencial de la unión en un tubo de 1 pulgada de diámetro y de 0.120 pulgadas de espesor de pared, en relación con la resistencia del metal de base, está representada mediante los datos de la Fig. 21.1. Se encontró que:

- 1) - La resistencia de la unión es independiente del espacio libre entre las dos superficies a unir, dentro del rango de espacio nulo y 0.004 pulgadas logrado empleando una prensa. Sin embargo, el acomodo de las partes empleando una prensa es preferible a fin de mantener una alineación adecuada de las partes durante el proceso de soldadura.
- 2) - La magnitud de la superposición en la unión es importante para lograr una adecuada distribución de tensiones sobre la unión.
- 3) - La resistencia de la unión aumenta ligeramente con el incremento en el tiempo de soldadura, debido probablemente a un incremento en el grado

de aleación entre el metal de aporte y el metal de base.

La solubilidad del Cu en el Fe y la del Fe en el Cu es pequeña, pero aún esta ligera solubilidad es importante durante la soldadura con Cu de partes de acero. Si el espacio entre las dos partes es demasiado grande, la resistencia será aproximadamente la del Cu que forma la unión.

Los métodos de calentamiento por inducción o resistencia eléctrica proveen un medio rápido de ^{aplicación} localizada de calor, con facilidad de control en la producción masiva de partes pequeñas.

La mayoría de los metales y aleaciones comerciales comunes pueden ser soldados con soldadura dura, a condición de que sus rangos de fusión estén, al menos, 50°C por encima del rango de fusión de la soldadura a emplear, y siempre que se empleen métodos de limpieza adecuados y el fundente correspondiente. Con ciertos metales y aleaciones, tales como el Al, se requiere un estrecho control de la temperatura para impedir la fusión o ablandamiento del metal de base o de fases de bajo punto de fusión presentes en la aleación.

21.4 - SOLDADURA.

A diferencia de los dos casos tratados anteriormente de soldadura blanda y dura, en este caso ("welding") el metal de base es calentado por encima de su temperatura de recristalización, con aplicación de presión, o por encima de su temperatura de fusión con o sin presión. Los métodos aplicados pueden ser clasificados como (1) "plástico" o (2) "soldadura por fusión". En la Fig.21.2 se presenta una clasificación más detallada basada sobre procesos específicos.

La soldadura plástica incluye aquellos procesos en los cuales los metales son unidos mediante aplicación de presión a temperaturas superiores a la de recristalización pero inferiores a la de fusión. La unión tiene lugar por difusión y crecimiento de grano a través de la interfase de la unión sin fusión intencional. Los métodos plásticos incluyen soldadura por forja, resistencia, presión y en frío.

La soldadura por forja fué el primer método conocido para producir una unión entre partes metálicas. Las partes a unir se martillan o se prensan juntas, manteniéndolas a una temperatura adecuada. En la soldadura por resistencia, la resistencia eléctrica relativamente elevada de la unión provoca un calentamiento localizado sobre las superficies de contacto cuando se hace pasar una corriente alta, y la soldadura tiene lugar por aplicación de presión sobre los electrodos. Los métodos de soldadura por resistencia por puntos, de costura y de proyección son del tipo plástico. Ciertas modificaciones emplean un arco que se hace saltar entre las piezas a unir, provocando fusión incipiente sobre la interfase, aplicándose después presión. La soldadura a presión hace uso de un soplete oxiacetilénico o de una reacción de aluminotermia, para producir el calor necesario para elevar la temperatura de la superficie hasta el rango plástico sin que se produzca fusión.

La soldadura en frío implica la unión en frío de superficies metálicas adecuadamente limpias, por aplicación de presión o de vibraciones ultrasónicas a los componentes, que se mantienen unidos a baja presión. Aunque pueda tener lugar realmente un incremento de temperatura en la interfase, no se produce fusión, y el efecto térmico puede ser controlado para impedir una aleación indeseable o la formación de compuestos intermetálicos en la unión de metales diferentes. En la soldadura por ultrasonido se aplica la energía de vibración mediante un transductor, de manera tal de producir vibraciones tangenciales en la interfase de las partes componentes. Se produce una unión por ruptura de la película superficial y deformación plástica localizada, con interpenetración de los componentes. El proceso se adapta particularmente a la unión de láminas y alambres delgados, sin presentar las limitaciones de espesor encontradas en la soldadura a resistencia. Se conocen muchas aplicaciones en electrónica, joyería, intercambiadores de calor y componentes de cohetes. Este proceso se adapta bien a la unión de Al, acero inoxidable, Ti y muchas

aleaciones para altas temperaturas y resistentes a la corrosión, que son difíciles de soldar mediante otras técnicas.

La soldadura de presión implica la fusión real del metal de base y puede incluir adición de un metal de aporte. No presentaremos una lista de las características de la multitud de varillas de soldadura existentes en el mercado. Los interesados pueden referirse a la literatura suministrada por los fabricantes o a las especificaciones publicadas por la American Welding Society y la American Society for Testing Materials, entre otras, para obtener detalles de composición, propiedades mecánicas y sistemas de codificación para diferentes metales de aporte empleados en la soldadura por presión.

Los procesos empleados en este caso pueden ser clasificados como a gas, arco, aluminotermia o inducción. Una variación de la soldadura, conocida como "Braze welding", puede ser considerado como un proceso de soldadura a presión, ya que el método de preparación es más similar a este último proceso que a la soldadura dura convencional.

La soldadura a gas emplea habitualmente una llama de oxiacetileno junto con un metal de aporte en forma de varilla. La relación de oxígeno a acetileno puede ajustarse como para producir una llama oxidante, reductora o neutra. Puede emplearse una llama oxidante en la soldadura de latón o bronce, mientras que una llama reductora puede emplearse en Ni, aleaciones en base Ni, y ciertos aceros de alta aleación. Sin embargo, el tipo de llama más usado es el neutro. Una envolvente exterior a la llama provee una atmósfera protectora entorno al metal de base fundido y, a menudo, elimina la necesidad de un fundente protector. En comparación con la soldadura de arco, puede aplicarse calor a una velocidad más baja. Aunque esto tiende a reducir las tensiones térmicas localizadas, la distorsión total puede ser mayor, debido a una expansión y contracción más generalizada. La menor velocidad de enfriamiento asociada con la soldadura a gas introduce complicaciones cuando los efectos de

precipitación puedan causar fragilidad o inducir corrosión, tal como sucede con la soldadura de aceros inoxidables. La soldadura a gas provee un método portátil de soldar con un equipo de bajo costo, aunque la necesidad de operadores muy entrenados hace habitualmente que el costo de operación sea mayor que para la soldadura de arco. El proceso se adapta particularmente bien a la unión de láminas o placas delgadas y a la soldadura de metales no ferrosos.

Los procesos de soldadura de arco pueden clasificarse sobre la base del material de los electrodos y de la técnica de aislación del arco. Puede generarse un arco eléctrico entre un electrodo de carbono y la pieza de trabajo o entre dos electrodos de carbono, con o sin agregado de material de aporte. Un método más común es hacer saltar un arco entre la varilla de soldadura y la pieza a soldar.

La protección del arco es esencial para producir soldaduras buenas con resistencia y ductilidad óptimas. Las técnicas de protección del arco incluyen el empleo de fundentes en la forma de una varilla recubierta, polvo, pasta, papel impregnado o el empleo directo de gases reductores o neutros que rodean el arco. Los fundentes sirven para impedir el contacto entre el metal fundido y la atmósfera y, así, evitar la disolución de oxígeno y nitrógeno; para eliminar impurezas del depósito de soldadura fundido; para suministrar escoria que disminuya la velocidad de enfriamiento; sirviendo algunas veces también para estabilizar el arco. Los métodos que emplean hidrógeno atómico, helio y argón como protectores del arco, permiten liberarse de inclusiones de escoria y protegen de la oxidación durante el proceso de soldadura a los aceros aleados, aluminio, magnesio, aceros inoxidables, aleaciones de base níquel, etc.

La soldadura de arco es un método versátil para unir secciones gruesas o delgadas, y se adapta al proceso automático de soldadura requerido para la producción en masa. En general, la soldadura de arco permite una

soldadura más rápida, con calentamiento más localizado y más profundidad de penetración que en el caso de soldadura de gas.

El método de soldadura por aluminotermia es realmente un proceso de reducción metalúrgica para producir hierro fundido mediante la reacción exotérmica que se produce por la ignición en la mezcla íntima de polvos de óxido de hierro y aluminio, con el agregado adicional de elementos aleantes para producir aceros aleados. La aluminotermia tiene un uso especializado en la fabricación y el mantenimiento donde se requiere una gran cantidad de metal fundido para unir partes grandes, como en el caso de rieles de ferrocarril, armaduras de barcos, etc.

La soldadura por inducción, suministra un método para unir superficies metálicas de partes de acero pequeñas, calentándolas hasta la temperatura de soldadura por inducción. El proceso ofrece un método rápido y altamente eficiente para unir pequeñas partes de acero sin oxidación o decoloración excesiva, aunque el costo inicial elevado del equipo puede ser absorbido solamente, en general, sobre la base de producción.

El proceso de "brazing" difiere de la soldadura dura en que el metal de aporte, en la forma de las aleaciones para soldadura dura convencional, se aplica para llenar uniones "V" o para producir filetes, en vez de ser arrastrado a la unión por atracción capilar. La fuente de calor puede ser tanto el soplete oxiacetilénico o el arco eléctrico. Las menores temperaturas empleadas en este caso permiten incrementar las velocidades de soldadura con un metal de aporte dúctil, capaz de reducir las tensiones residuales en aplicaciones tales como unión y reparación de piezas coladas de fundiciones de hierro. El calentamiento oxiacetilénico no funde intencionalmente el metal de base y la unión está gobernada principalmente por aleación mediante "difusión atómica y penetración intergranular". En el caso de calentamiento por arco eléctrico puede producirse cierta fusión del metal de base.

Las características del proceso de colada se encuentran también en la formación de una soldadura de fusión. Las tendencias de nucleación y crecimiento son influenciadas por la acción congelante del metal de base, para producir un tamaño de grano variable dentro de la soldadura. La estructura de una soldadura ferrosa es influenciada además por los principios de los tratamientos térmicos asociados con las transformaciones de fases que tienen lugar en los metales de base y de aporte.

En la Fig.21.3 se compara una sección transversal de una soldadura de fusión de una unión de acero de bajo carbono, pulida y atacada, con una sección del diagrama Fe-Fe₃C. Pueden observarse varias regiones estructurales diferentes, como representativas de las zonas inalterada, de transición, refinada, de tamaño de grano mayor, de fusión y de depósito. Un estudio del diagrama de equilibrio explicará la presencia de cada una de estas zonas. En general, las diversas zonas de una soldadura de fusión no están nítidamente definidas sino mezcladas, sin una línea muy clara de demarcación. Cuando la aplicación del calor es altamente concentrada, como en el caso de la soldadura de arco, estas zonas tienden a ser más angostas.

La zona inalterada representa la estructura de grano típica del acero de bajo carbono de la base, que no ha sido calentado hasta una temperatura suficientemente alta como para alcanzar el rango crítico; por lo tanto, su estructura no se ha alterado. En la zona de transición existe un rango de temperaturas entre A_1 y A_3 , teniendo lugar una recristalización por cambio de fase parcial. La zona refinada indica una región calentada por encima de A_3 , donde se completa el refinamiento de grano y existe una estructura de grano más fino. A temperaturas superiores, por encima de A_3 , tiene lugar el crecimiento del grano, como se muestra en la región correspondiente. A las temperaturas próximas al solidus, tiene lugar la fusión real del metal de base, ilustrada en la zona de fusión. Cada vez

que se agregue un metal de aporte a este tipo de soldadura existirá una región con una estructura de colada típica, con granos columnares gruesos, conocida como zona de metal depositado. Cada una de estas zonas se muestra a mayor magnificación en las Fig.21.4 a 21.9, inclusive.

La Fig.21.4 muestra la estructura de la zona no afectada, que consiste de ferrita y perlita. La zona de transición se muestra en la Fig.21.5, en la cual los granos ferríticos no han sido alterados pero la zona perlítica se han hecho mucho más finas. Este cambio fué producido por el calentamiento hasta el rango crítico, que transforma la perlita en austenita, y el subsecuente enfriamiento que regenera la perlita. En la Fig. 21.6 se muestra la recristalización completa, en la cual las áreas de ferrita y perlita son ambas mucho más finas por haberse formado a partir de la austenita que existía a una temperatura justamente por encima de la temperatura crítica superior. La estructura ilustrada en la Fig.21.7 muestra regiones grandes de perlita y granos de ferrita más pequeños. El examen de la perlita a magnificación mayor mostraría una estructura más fina que la existente en las áreas perlíticas originales, debido a las velocidades de enfriamiento bajo la cual se formó. En la Fig.21.8 se muestra la estructura muy gruesa próxima a la zona de fusión. Esta estructura es del tipo Widmanstätten, con líneas de ferrita penetrando en las áreas perlíticas. Esta estructura es común en un acero de bajo carbono, en el cual la transformación ha tenido lugar en granos de austenita grandes, con velocidades de enfriamiento medias. En la Fig.21.9 se muestra el metal depositado, que consiste en una estructura columnar de perlita y de ferrita.

Estas estructuras son características de un acero de bajo carbono y pueden ser modificadas por la velocidad de enfriamiento a partir de las temperaturas alcanzadas en la región austenítica. La presencia de elementos aleantes en el acero y el contenido de carbono tienen un efecto pronunciado sobre las estructuras producidas durante la soldadura, para un

dado conjunto de condiciones de enfriamiento. Esto puede ser ilustrado haciendo referencia a los diagramas de transformación para enfriamiento continuo. Consideremos dos aceros, uno de bajo carbono y otro de baja aleación, cuyos diagramas de transformación por enfriamiento continuo se representan en la Fig.21.10 en S1 y S2. Con la velocidad de enfriamiento A, el acero S1 se transformará a perlita durante el enfriamiento, mientras que el acero S2 se transformará a martensita. En una soldadura, esta última condición no será satisfactoria debido a las elevadas tensiones internas y a la estructura muy frágil producida por la transformación a baja temperatura. Una condición tal producirá generalmente fisuras en la soldadura. Para obtener resultados satisfactorios, el acero S2 debe ser enfriado a una velocidad tal como la indicada por la curva E.

Esto plantea el problema de la composición de un acero en relación con la soldadura. Un acero al carbono que contenga menos de 0.30% C y aceros de baja aleación con menos de 0.15% C pueden soldarse fácilmente, sin el peligro de formar martensita frágil. Con proporciones mayores de carbono se encuentran dificultades que pueden ser reducidas mediante ciertas técnicas. Todo procedimiento que disminuya la velocidad de enfriamiento tiende a evitar esa dificultad. Probablemente, el método más simple para reducir la velocidad de enfriamiento consista en generar más calor en la soldadura. Sin embargo, hay limitaciones para este procedimiento. La unión puede ser precalentada antes de la soldadura, esto reducirá considerablemente la velocidad de enfriamiento. En la Fig.21.11 se presentan estas condiciones en forma de diagrama.

El tamaño de grano variable y la no uniformidad en la estructura asociada con una soldadura de fusión no originan resistencia y tenacidad máximas. Generalmente se emplea alguna forma de tratamiento térmico para mejorar esta condición en las soldaduras ferrosas.

Las principales debilidades inherentes al proceso de soldadura son (1) calentamiento y enfriamiento localizado, que producen tensiones internas o distorsión; (2) tamaño de grano grande y variable en el metal depositado y en el metal de base. Ambos factores disminuyen la resistencia efectiva de la estructura como un todo, y pueden causar falla inmediata durante el enfriamiento a temperatura ambiente, o ejercer una acción retardada que se haga evidente durante la aplicación de tensiones de servicio. Pueden mejorarse estas condiciones mediante ciertos tratamientos térmicos, tales como un recocido para eliminación de tensiones y un recocido total.

El recocido para eliminación de las tensiones en las aleaciones ferrosas, a temperaturas por debajo de 540°C, seguido por un enfriamiento muy lento, relajará las tensiones de soldadura que, de otra manera, podrían causar fisuras o distorsión. Durante este tratamiento no se produce recristalización de la estructura. En estructuras grandes, en las cuales es imposible el empleo de un horno (por ejemplo, casas, puentes, barcos), puede ser conveniente el empleo localizado de bombardeo con perdigones sobre la soldadura depositada a fin de distribuir las concentraciones de tensiones por fluencia plástica del metal.

El recocido completo de los metales ferrosos, por calentamiento a temperaturas superiores a las del rango crítico, no solamente producirá una eliminación completa de tensiones sino también causará, al mismo tiempo, un refinamiento de grano de la soldadura. Si la composición del material de aporte es esencialmente la misma que la del metal de base, el tamaño de grano y la estructura resultante deberían ser homogéneos a través de la soldadura, como un resultado del recocido completo.

Debe reconocerse que no es posible refinar la estructura de grano de colada de una soldadura no ferrosa mediante tratamiento térmico alguno. Además, en el caso de soldadura en un metal deformado en frío, una zona sobre cada lado de la soldadura se recristalizará y estará sometida al

crecimiento de grano, lo cual no puede ser corregido subsecuentemente en los metales y aleaciones no ferrosas.

21.7 - SOLDABILIDAD DE LOS METALES Y ALEACIONES.

La soldabilidad es un término ampliamente empleado para describir la capacidad de un metal a ser unido, por soldadura, a una estructura que pueda comportarse de manera satisfactoria para un dado servicio. La mayor parte de los materiales metálicos pueden ser unidos por uno o más de los procesos de soldadura. Aunque la composición juega una parte dominante, en la determinación de la soldabilidad de un metal, otros factores, incluyendo diseño, tamaño de la sección, condiciones de servicio, etc., influyen sobre los aspectos económicos de la unión de metales por soldadura.

Los aceros al carbono con menos de 0.30% C presentan una excelente soldabilidad y son las fuentes más importantes de material para construcciones soldadas. Los aceros de alto carbono requieren técnicas especiales, tales como precalentamiento y post-calentamiento, para evitar la formación de fisuras y la generación de martensita durante el enfriamiento al aire.

La influencia de los elementos aleantes sobre la soldabilidad de aceros endurecibles será evidente a partir de la discusión anterior sobre templabilidad. Las uniones relativamente blandas y dúctiles producidas en los aceros de bajo carbono y de baja aleación permiten la relajación de las tensiones localizadas, mediante el flujo plástico del metal soldado. A medida que aumenta el contenido de carbono, se encuentra dificultad en soldar aceros aleados.

Las fundiciones de hierro pueden ser soldadas si se toman precauciones para evitar el sobrecalentamiento localizado. Generalmente se requiere un precalentamiento, seguido por un enfriamiento muy lento para impedir el choque térmico y falta de uniformidad en las temperaturas, que puede llevar a la formación de fisuras. Teniendo en cuenta lo complejo de la metalurgia de la fundición gris y sus bajas resistencia tensiles y al

impacto, se emplea a menudo el método de soldadura dura de baja temperatura para reducir la posibilidad de generación de tensiones residuales.

Ya hemos discutido el problema de la sensibilización y la corrosión intergranular resultante en los aceros inoxidable austeníticos. El contenido de carbono de estos aceros puede ser menor de 0.08% C, o requerirán la adición de elementos estabilizantes, tales como el Cb, para impedir la sensibilización en las zonas adyacentes a las soldaduras. Cuando se precipitan los carburos, se podrá redissolverlos calentando la parte a una temperatura de aproximadamente 1010°C, seguido de un temple. Con un tratamiento tal deberá prestarse atención a una posible distorsión.

Los aceros y hierros inoxidable ferríticos de alto cromo pueden ser afectados por la posible precipitación de la fase σ durante la soldadura y, usualmente, requieren de un tratamiento térmico subsecuente para restablecer la ductilidad.

Los metales no ferrosos pueden requerir técnicas de soldadura especiales para producir uniones satisfactorias, según sean las características particulares del metal de base, tales como facilidad de oxidación, conductividad térmica, efectos de endurecimiento por precipitación, afinidad hacia ciertos gases, etc.

21.8 - DEFECTOS DE SOLDADURA.

Los defectos usualmente asociados con la construcción de estructuras soldadas con arco o a gas, pueden ser clasificados en dimensionales, estructurales y deficiencias en las propiedades.

Los defectos dimensionales incluyen distorsión, tamaño y perfil soldado incorrecto, etc. La distorsión causada por las tensiones térmicas originadas durante la operación de soldadura puede ser controlada empleando dispositivos de fijación y tratamientos térmicos adecuados. El tamaño y perfil de una soldadura incorrecta resultan de desviaciones de las especificaciones y el empleo de una técnica inadecuada. En el caso de solda-

dura de filete, la Fig.21.12 ilustra el perfil ideal. En soldaduras en canaletas el tamaño se refiere usualmente a la profundidad de la canaleta por debajo de la superficie de las piezas a unir. Las soldaduras de tamaños inferiores a los especificados no satisfacen los requerimientos estructurales de unión y pueden ser corregidos mediante agregados adicionales de metal de aporte. Por otro lado, si el tamaño es exagerado, se tiende a crear un efecto de muesca por endurecimiento localizado indebido de las partes, introduciéndose también problemas adicionales de rechupe incrementado y una tendencia hacia la presencia de defectos estructurales. Los defectos del perfil de la soldadura asociados con soldaduras de filete incluyen concavidad excesiva, un pie insuficiente, superposición, convexidad excesiva, etc., como se representa en la Fig.21.12. Aunque se ha empleado con objeto de ilustración el caso simple de la soldadura de filete, muchos de estos defectos pueden producirse en otros tipos de uniones soldadas. La concavidad excesiva y un pie insuficiente resultan en una resistencia deficiente en el filete. Por fusión u oxidación localizada del metal de base adyacente a la soldadura puede formarse una acanaladura. Esta acanaladura, así también como la superposición, producen un efecto de muesca, que tiende a disminuir la resistencia total de la unión debido a la concentración de tensiones. Una convexidad excesiva puede originar la retención de inclusiones de escoria, la formación de agujeros y rechupe en el metal fundido.

Los defectos estructurales incluyen porosidad, inclusiones no-metálicas, fusión incompleta en el metal de base, falta de penetración, formación de fisuras, defectos superficiales, etc. La Fig.21.13 muestra esquemáticamente algunos de los defectos estructurales más importantes en filetes de soldadura. La porosidad puede ser causada por productos gaseosos de las reacciones químicas que tienen lugar en el metal de aporte fundido o por la liberación de gases disueltos. Las inclusiones no-metálicas pueden

presentarse en forma de óxidos, formados por la reacción del metal fundido con la atmósfera, o como partículas de escoria producidos por los fundentes, o por los recubrimientos de las varillas que son atrapadas cuando se deposita cantidades grandes de soldadura. La fusión incompleta del metal de base puede deberse a una eliminación incorrecta de las películas de óxidos, a temperaturas insuficientes o a una manipulación inadecuada de la fuente de calor. La falta de penetración se produce cuando el metal depositado y el metal de base no están totalmente fundidos juntos en la base de la unión. A veces, esta condición se debe a que el metal de base forma un puente entre los miembros a unir sin alcanzar la fusión en el área de la base. Las fisuras de rechupe pueden presentarse en el metal de aporte en la forma de fisuras transversales, longitudinales o de tipo cráter. Las fisuras transversales se forman usualmente en las uniones rígidas, mientras que las fisuras longitudinales se originan por rechupe del metal de aporte o por propagación de las fisuras tipo cráter. Las fisuras tipo cráter están asociadas con la alta concentración de calor en la soldadura de arco. Las fisuras en el metal de base debidas a la operación de soldadura son generalmente de tipo longitudinal y se encuentran frecuentemente asociadas a la soldadura de aleaciones ferrosas templadas, a menos que se tomen precauciones para precalentar y postcalentar el metal. Las fisuras subyacentes al cordón de soldadura parecen estar estrechamente relacionadas con la presencia de hidrógeno en la soldadura de arco protegido. Puede ser reducida empleando electrodos con bajo contenido de hidrógeno. Los defectos superficiales incluyen agujeros e irregularidades superficiales. Los agujeros superficiales son causados generalmente por una técnica inapropiada en la soldadura de arco. Las superficies irregulares muestran poca habilidad del operario y generalmente perjudican solamente el aspecto de una soldadura, sin causar una disminución en la resistencia.

La inspección visual sirve para detectar los defectos dimensionales

y suministra una guía en la evaluación preliminar de la calidad, cuando está coordinada con una experiencia pasada ganada mediante otras técnicas de inspección. Las técnicas de inspección no-destructivas que se usan para descubrir las discontinuidades superficiales no evidentes en la inspección visual, incluyen los métodos de partículas magnéticas, métodos fluorescentes y de penetración de colorantes. La inspección radiográfica y supersónica son métodos que pueden emplearse para detectar la presencia de defectos internos macroscópicos.

Las deficiencias en las propiedades, que incluyen propiedades mecánicas no adecuadas o baja resistencia a la corrosión en comparación con el metal de base, pueden deberse a una selección incorrecta del metal de aporte o de la técnica de soldadura.

La capacidad de un operario para hacer una soldadura satisfactoria se determina mediante pruebas de calificación, prescriptas por la American Welding Society, por ejemplo. Además, las propiedades mecánicas de las uniones soldadas pueden determinarse mediante procedimientos patrones especificados por la American Welding Society y la American Society for Testing Materials.

21.9 - FACTORES A CONSIDERAR EN EL DISEÑO DE SOLDADURAS.

El objetivo en todo diseño exitoso en soldadura es lograr, al menos, una resistencia en la unión equivalente a la resistencia del metal de base. La relación de la resistencia de la soldadura a la resistencia del metal de base se expresa como eficiencia de la soldadura.

Una unión diseñada adecuadamente tiene en cuenta factores tales como económicos, tensiones residuales mínimas, distorsión controlada, resistencia a la corrosión, dirección y naturaleza de las tensiones de servicio, etc. La elección del mejor método para construcción de estructuras soldadas está influenciada por los costos de preparación, accesibilidad, penetración, distribución de tensiones, requerimientos de resistencia mecáni-

ca, etc. La American Welding Society ha preparado recomendaciones detalladas para la fabricación de uniones soldadas y símbolos para soldaduras standards, que se presentan en el Welding Handbook, junto con los códigos y standards aplicables a la práctica de la soldadura.

La construcción mediante soldadura debe ser de diseño simple, con cambios graduales en el tamaño de la sección, para que se tenga un flujo de tensiones suave a través de la estructura soldada.

Las estructuras soldadas presentan ventajas económicas sobre otros métodos de fabricación en muchos casos, mediante el empleo del corte con oxígeno manual o con máquinas. En principio, el corte con oxígeno precalienta la superficie del acero hasta su temperatura de ignición, a aproximadamente 780°C, sometiendo después a la superficie precalentada a un chorro concentrado de oxígeno puro, que produce una acción de corte por la oxidación rápida y localizada del acero. Pueden mantenerse tolerancias dimensionales estrechas mediante una máquina de corte por oxígeno, y este proceso compete con el maquinado en corte de contornos de placas de acero de bajo carbono. Los aceros que contienen más de 0.30% C son templables a la llama en la operación de corte, y requieren sopletes para precalentamiento y postcalentamiento que sigan el camino del soplete de corte. Los metales y aleaciones no ferrosas son más difíciles de cortar por estos métodos ya que no se oxidan ni producen óxidos fusibles tan fácilmente como el acero, y la acción de corte produce esencialmente una fusión ineficiente del metal.

21.10 - COMPARACION ENTRE LAS ESTRUCTURAS OBTENIDAS POR SOLDADURA Y POR POR COLADA Y FORJA

La soldadura ofrece ciertas ventajas sobre la colada y forja, a condición de que la parte en consideración haya sido diseñada específicamente para soldadura. Este proceso es particularmente adaptado a:

1) - Formas grandes e irregulares.

- 2) - Construcción liviana.
- 3) - Distribución de pesos.
- 4) - Diseños para los cuales el flujo de tensiones es ininterrumpido.
- 5) - Diseño experimental a bajo costo.
- 6) - Construcción empleando diversos tipos de metales.
- 7) - No se requiere modelos o dados de forja.
- 8) - Reducción en el costo de maquinado.
- 9) - Posible incremento^e en la velocidad de producción.

En contraste con las ventajas anteriores, ciertos aspectos desventajosos pueden disminuir la efectividad económica del proceso de soldadura.

Entre ellos encontramos:

- 1) - Elemento humano.
- 2) - Preparación del metal.
- 3) - Soportes de soldadura.
- 4) - Defectos de soldadura.
- 5) - Tratamientos térmicos especiales.
- 6) - Inspección.

193111-21 I

| Sn | NOMINAL COMPOSITION (%) | | | | | MELTING RANGE (°F) | | USES AND COMMENTS |
|-------|-------------------------|-----|----|------|------------------|--------------------|----------|---|
| | Pb | Sb | Bi | Ag | Other | Solidus | Liquidus | |
| 5-20 | 95-80 | — | — | — | — | 570-361 | 595-525 | For coating and joining metals. For high temperature and differential soldering. |
| 45 | Bal. | — | — | — | — | 361 | 439 | For automobile radiator cores and hand-soldered electrical connections. Also a sweating solder. |
| 50 | Bal. | — | — | — | — | 361 | 419 | General-purpose solder. |
| 38 | Bal. | — | — | — | 0.1 As (max) | 361 | 458 | Wiping solder for joining lead pipes and cable sheath. |
| 35 | Bal. | 0.5 | — | — | — | 361 | 473 | General-purpose solder. Also a sweating solder. |
| 60 | 40 | — | — | — | — | 361 | 368 | "Fine solder," used where temperature requirements are critical. |
| 38-40 | Bal. | — | — | — | — | 361 | 464-458 | Wiping solder. Also for automobile radiator cores and soldered electrical connections. |
| 23 | Bal. | — | — | — | 9 Cd | 294 | 455 | Wiping solder. |
| 45-35 | Bal. | — | — | — | — | 439-361 | 547-473 | Low-tin solders. Automobile body solders. |
| 32 | Bal. | 2 | — | — | 0.1 As (max) | 307 | 466 | Emergency wiping solder for joining lead pipes and cable sheath. |
| 13 | Bal. | 0.5 | 23 | — | 0.1 As (max) | 207 | 415 | Wiping solder for joining lead pipes and cable sheath. |
| 50 | 32 | — | — | — | 18 Cd | 204 | 204 | For fusibility and safety devices. |
| 16 | 32 | — | 52 | — | — | 203 | 203 | For fusibility, safety and fire prevention devices. |
| 13 | 27 | — | 50 | — | 10 Cd | 158 | 158 | For fusibility, safety and fire prevention devices. |
| None* | Bal. | — | — | 2.50 | — | 579 | 579 | Emergency solder. For use where a high melting point is desirable. SAE E07. |
| 2-5 | Bal. | — | — | — | — | 573-518 | 607-504 | Dipping or coating metal. |
| 4 | Bal. | 3.5 | — | — | — | 467 | 554 | Automobile body solder. |
| 1 | Bal. | — | — | 1.5 | — | 589 | 589 | For sealing tin cans and for "high"-temperature use. |
| 95 | — | 5 | — | — | — | 450 | 464 | Sweating copper tubing joints. |
| — | Bal. | 12 | — | — | 0.5 As | 478 | 478 | For joining ferrous parts. For filling joints in automobile bodies. |
| — | — | — | — | 5 | 95 Cd | 639 | 734 | For "high" temperatures. |
| — | — | — | — | — | 50 Cd, 50 Zn | 508 | 619 | For "high" temperatures. |
| — | — | — | — | — | 82.5 Cd, 17.5 Zn | 508 | 508 | For "high" temperatures. |

495

† Specification of soft solders are contained in ASTM Designation B32-58T.
 * This solder is known to be sensitive to corrosion in outdoor environments.

77B-11 21. II

| Material | Condition | MAXIMUM SAFE LOAD (LB/IN. ²) | | | |
|------------------|---|--|-------|-------|-------|
| | | 62 Sn | 38 Pb | 20 Sn | 80 Pb |
| Copper..... | Thin sheet, bend under load, shear angle 173° | 570 | — | 275 | — |
| Copper..... | Heavy members, no bend under load, shear angle 180° | 785 | — | 375 | — |
| Brass..... | Thin sheet, bend under load, shear angle 173° | 630 | — | 300 | — |
| Brass..... | Heavy members, no bend under load, shear angle 180° | 730 | — | 350 | — |
| Iron-black..... | Thin sheet, bend under load, shear angle 173° | 520 | — | 250 | — |
| Iron-black..... | Heavy members, no bend under load, shear angle 180° | 680 | — | 325 | — |
| Iron-tinned..... | Thin sheet, bend under load, shear angle 173° | — | — | 210 | — |

The ultimate success of any soldering operation is governed primarily by surface cleanliness and freedom from oil, grease, or oxide films which prevent satisfactory adhesion of the solder. Fluxes are usually employed for this purpose. The function of a flux is fivefold:

| COMPOSITION (%) | | | | | | MELTING POINT (°F) | FLOW POINT (°F) |
|-----------------|------|------|-----|-----|------|--------------------|-----------------|
| Ag | Cu | Zn | Cd | P | Sn | | |
| 10 | 52 | 38 | — | — | — | 1450 | 1565 |
| 20 | 45 | 35 | — | — | — | 1430 | 1500 |
| 20 | 45 | 30 | 5 | — | — | 1140 | 1500 |
| 45 | 30 | 25 | nil | — | — | 1250 | 1370 |
| 50 | 34 | 16 | nil | — | — | 1240 | 1425 |
| 65 | 20 | 15 | nil | — | — | 1240 | 1305 |
| 70 | 20 | 10 | nil | — | — | 1335 | 1390 |
| 80 | 16 | 4 | nil | — | — | 1330 | 1490 |
| 50 | 15.5 | 16.5 | 18* | — | — | 1160 | 1175 |
| 15 | 80 | — | — | 5** | — | 1190 | 1300 |
| 30 | 38 | 32 | — | — | — | 1370 | 1410 |
| 40 | 36 | 24 | — | — | — | 1330 | 1445 |
| 60 | 25 | 15 | — | — | — | 1260 | 1325 |
| 72 | 28 | — | — | — | — | 1435 | 1435 |
| 56 | 22 | 17 | — | — | 5*** | 1165 | 1200 |

* Proprietary alloy, "Easy Flo."
 ** Proprietary alloy, "Sil Fos."
 *** Proprietary alloy, "Ready Flo."
 † Detail specifications are contained in ASTM Designation B260-56T.

TABLE 21. IV

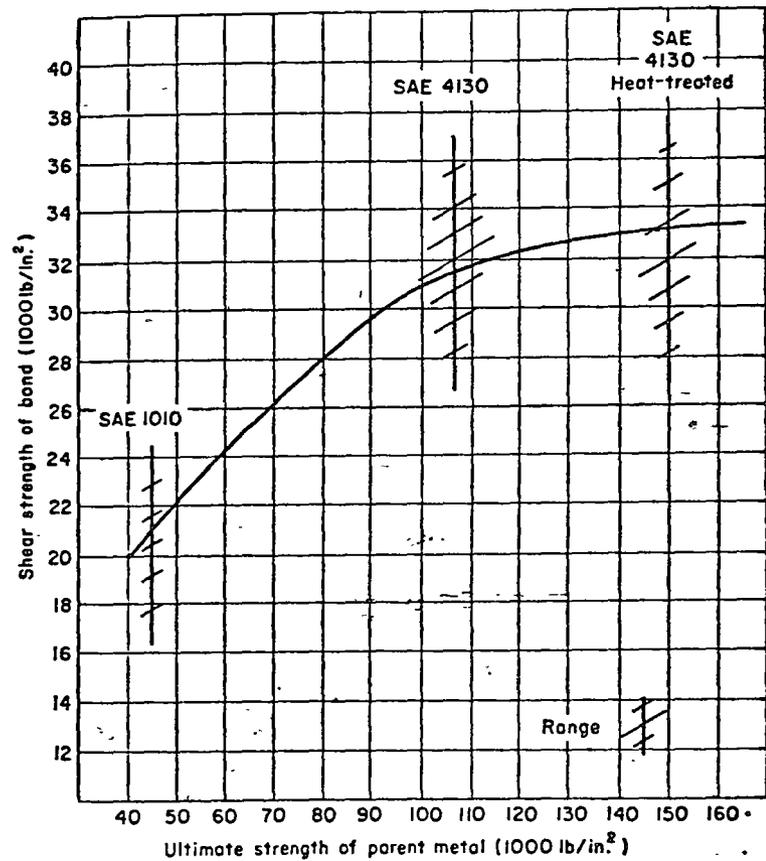


FIG. 21.1 Shear strength of copper brazed joints. (After Rhyne)

| Brazing Alloy | Melting Range (°F) | COMPOSITION (%) | | | Remarks |
|--------------------------|--------------------|-----------------|-------|--------------|--|
| | | Cu | Zn | Others | |
| ASTM-RBCaZn-A* | 1630-1650 | 57-61 | Bal. | 0.25-1.00 Sn | Common spelter solders, brass yellow color, in granulated and lump form for general brazing. |
| ASTM-RBCuZn-D* | 1600-1715 | 46-50 | Bal. | 9.0-11.0 Ni | Pale yellow in granulated or lump form for special work. Harder than ASTM grades. |
| Spelter bronze..... | 1575 | Bal. | 45 | 3-5 Sn | Gray to black, granulated, moderate strength, contains 1% Fe. |
| Black button..... | 1385-1440 | Bal. | 57-65 | 5-9 Sn | White, granulated form, match for nickel silver, cupronickel and the like. |
| White spelter solder ... | 1600 | Bal. | 55-59 | 7-9 Ni | Rod or strip for self-fluxing brazes on copper, gray color. |
| Phos-copper..... | 1304-1526 | 93 | Bal. | Phosphorus | High-strength brazing rod. |
| White brazing rod.... | 1700 | 47 | 42 | 11 Ni | General-purpose brazing or bronze-welding rod. |
| Yellow bronze..... | 1595-1625 | Bal. | 42 | 0.5 Sn | Tough-pitch or deoxidized copper in wire, granulated, or electrodeposited on steel for brazing in a hydrogen atmosphere. |
| Copper..... | 1981-2050 | 99.9 | — | — | |

* ASTM Designation: B260-56T.

TABLE 21. III

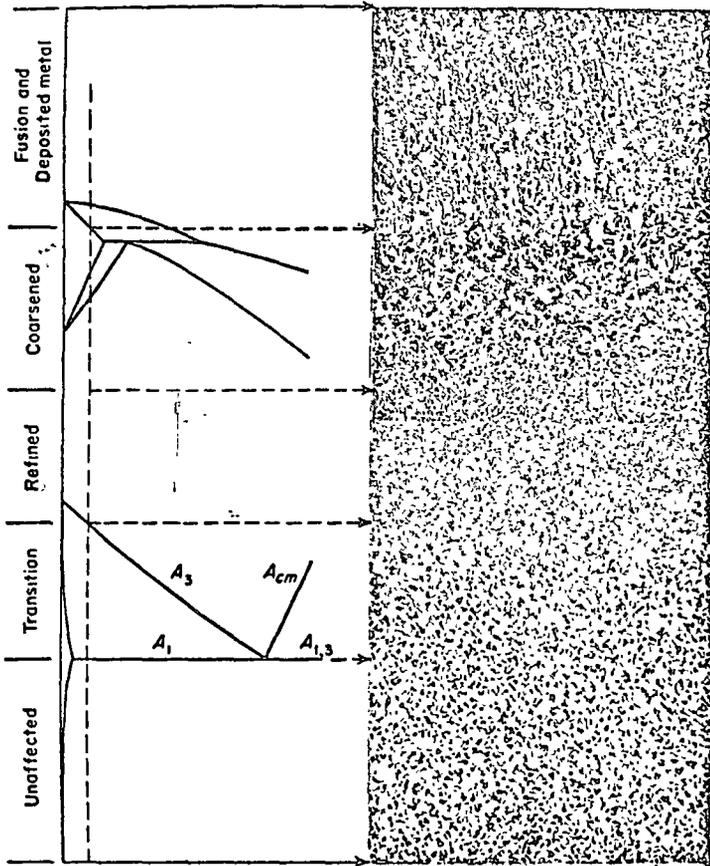


FIG. 21.3 Zones in fusion-welded, low-carbon steel joint (50X).

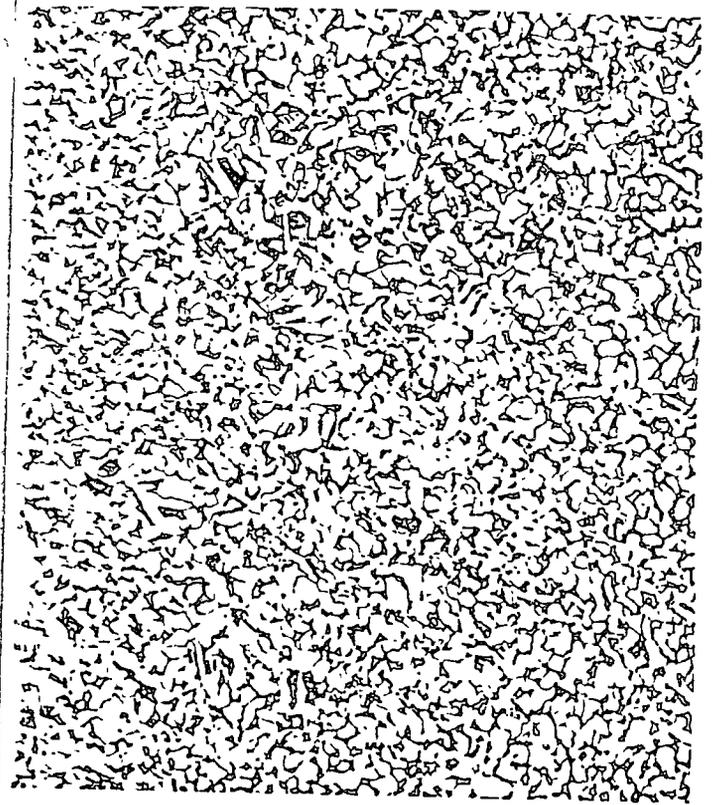


FIG. 21.6 Structure of refined zone in welded steel (250X).

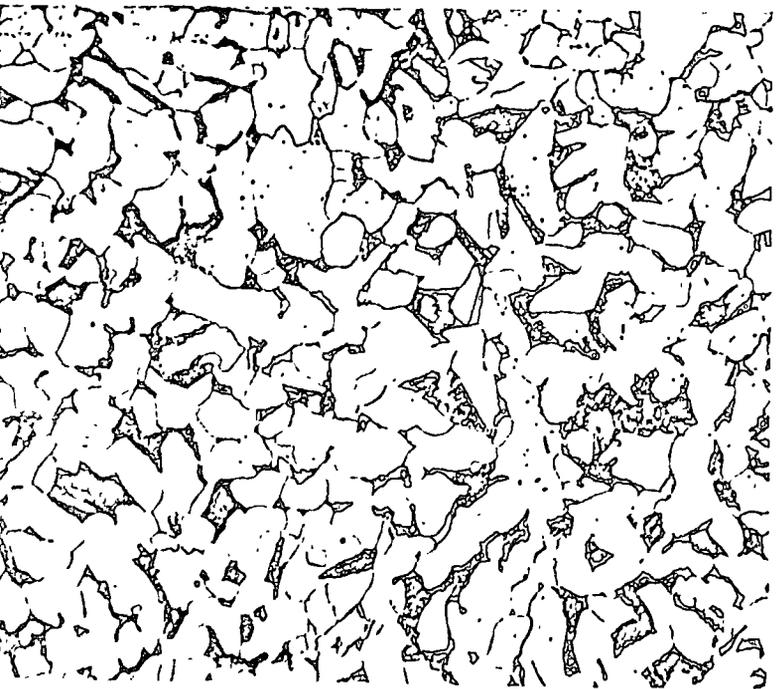
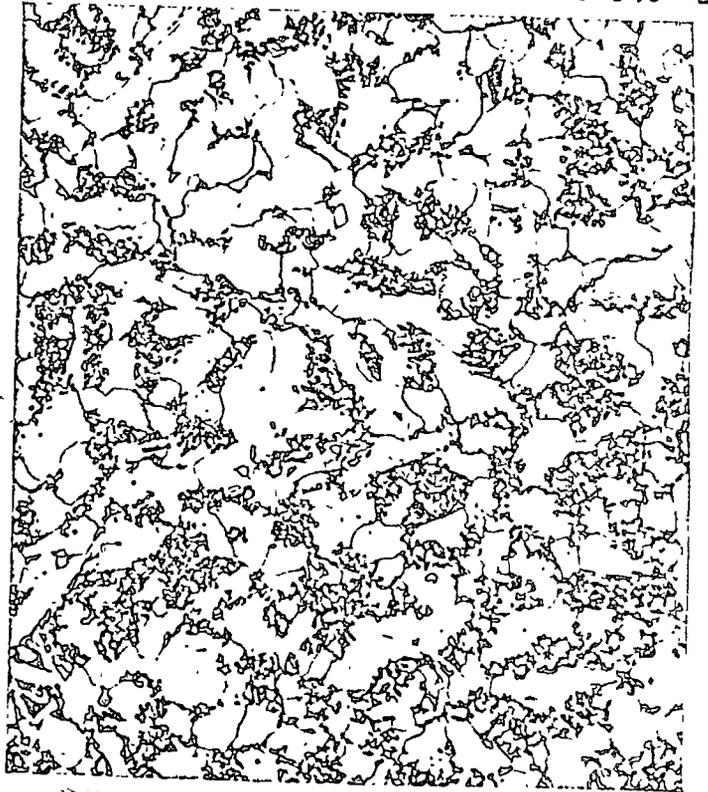


FIG. 21.4 Structure of unaffected zone in welded steel (250X).

FIG. 21.5 Structure of transition zone in welded steel (250X).



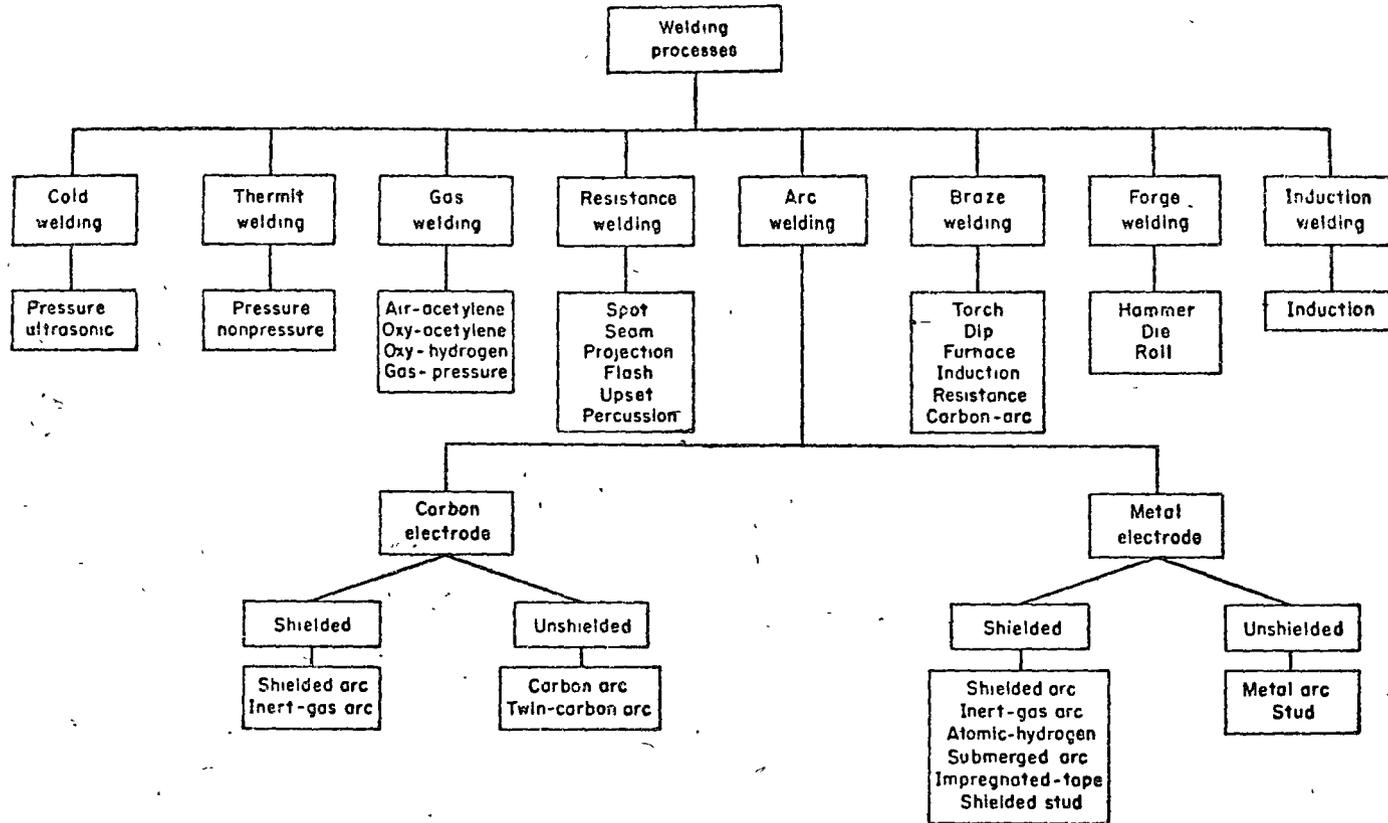


FIG. 21.2 Classification of welding processes.



FIG. 21.7 Structure of coarsened zone in welded steel (250X).



FIG. 21.8 Structure of coarsened and fusion zones in welded steel (250X).



CAPITULO XV -

FALLAS DE LOS MATERIALES

De las diversas formas en que un metal puede fallar durante el servicio, la falla por fractura o rotura en piezas separadas es la más decisiva y dramática. Un objetivo fundamental en la selección de un material y en el diseño de las partes para una aplicación particular es la eliminación de la fractura. La falla por fractura puede producirse como una ruptura brusca de una estructura aparentemente sin defectos, tal como el casco de un barco, como resultado de la fatiga en una parte sometida a cargas repetidas, o como el resultado final de una intensa deformación plástica,

Un cambio menos dramático que la fractura completa de un material puede tener como resultado la incapacidad de una parte para realizar su función adecuada; los cambios dimensionales que pueden tener lugar durante la fluencia ("creep"), o aún durante la deflexión elástica, pueden originar la falla en un sistema donde deba mantenerse una estricta tolerancia dimensional. Sin embargo, estas fallas menores son más fáciles de anticipar y eliminar por adelantado, mientras que la fractura brusca y total de una parte de una estructura, sometida a carga, es a menudo difícil de anticipar y conduce, frecuentemente, a consecuencias dramáticas. Por esta razón, el desarrollo de la comprensión del mecanismo de la fractura en los materiales es uno de los problemas más urgentes en la ciencia del estado sólido. La supresión de fallas por fractura durante el servicio es sólo en parte un problema metalúrgico; son también importantes los métodos de diseño adecuados y el empleo de técnicas para la detección de defectos y el control de calidad. Puede hacerse mucho en cuanto a la prevención de fallas inesperadas teniendo cuidado en la selección del material para una dada aplicación y en la manufactura e inspección. Sin embargo, tales fallas inesperadas nunca pueden ser eliminadas por completo y, en muchos casos, es

importante diseñar tratando de lograr ^{tanto} una confiabilidad adecuada en la estructura como una adecuada capacidad de carga. El diseño para la confiabilidad implica que, además de la resistencia del material en consideración, deben tenerse en cuenta factores tales como la dispersión estadística de los resultados de los ensayos mecánicos, la posible presencia de entornos corrosivos y las condiciones de carga dinámica.

15.1 TIPOS DE FRACTURA

La fractura de un material es el resultado final de una serie de procesos complejos que tienen lugar dentro del material. Debido a que los procesos que conducen a la fractura tienen lugar en una escala sub-microscópica, se producen rápidamente y, usualmente, no son visibles sobre la superficie del material, es extremadamente difícil el estudio experimental directo del proceso de la fractura. Se han realizado progresos considerables en el desarrollo de las teorías de la fractura, pero su verificación experimental, en la mayoría de los casos, no está completa. Debido a la variedad de mecanismos que intervienen en el proceso de la fractura, es difícil a menudo conocer a cuáles casos se aplica una teoría particular: el metalurgista debe ser cauto respecto de las generalizaciones sobre la fractura en aleaciones particulares.

Pueden reconocerse dos tipos básicos de fractura en los metales: fractura frágil y fractura dúctil. En un material específico, una fractura puede ser parcialmente frágil y parcialmente dúctil, pero frecuentemente se encuentra fracturas que son casi completamente frágiles o casi enteramente dúctiles.

Una fractura frágil en un metal es aquella en la cual la fisura de fractura se propaga a través del material en el instante en que comienza el flujo plástico, o aún antes. Se produce fractura perfectamente frágil en materiales no cristalinos, tales como los vidrios, cuando la temperatura es tan baja que no existe movilidad atómica; bajo estas condiciones,

puede tener lugar fractura sin vestigios de deformación plástica. Sin embargo, en los metales parece que la fractura frágil se inicia con el comienzo del flujo plástico dentro del material. Puede observarse un buen ejemplo de fractura frágil rompiendo una barra de fundición gris con un martillo; las superficies de fractura mostrarán muchas facetas planas, brillantes, y no habrá evidencia visible de deformación plástica alguna.

La fractura dúctil tiene lugar al final de una deformación plástica intensa. Puede observarse, por ejemplo, traccionando una barra de cobre blando, en una máquina de ensayos de tensión, hasta la ruptura. Las superficies de fractura de la probeta tendrán el aspecto característico de "copa y cono", ilustrado en la Fig.15.1. La fractura dúctil comienza después que la probeta ha comenzado a sufrir la estricción. Esto ha sido demostrado deteniendo el ensayo tensil poco antes de la falla y seccionando la probeta. Como se ilustra en la Fig.15.2, puede descubrirse una fisura interna dentro del cuello.

Este experimento ilustra una de las diferencias más características entre la fractura frágil y dúctil. La fractura dúctil tiene lugar solamente mientras el material está siendo deformado. Si se detiene la deformación se detiene la propagación de la fisura de la fractura dúctil. En la fractura frágil, una vez que se ha comenzado la fisura, ésta se propaga a través del material con una velocidad comparable a la del sonido, y no existe virtualmente posibilidad de detenerla. La fractura frágil es particularmente peligrosa en las estructuras debido a esta característica: No hay ninguna alerta externa respecto de la inminencia de la fractura.

15.2 - MECANISMO DE LA FRACTURA FRAGIL.

La fractura frágil de un metal puede ser considerada como teniendo lugar en dos etapas distintas, a saber, la iniciación o nucleación de una fisura, y su propagación subsecuente. Esta división es razonable ya que es posible, en algunas circunstancias, que las fisuras se nucleen pero no se propaguen (Fig.15.3).

Para iniciar una fisura dentro de un grano metálico es necesario desarrollar, en una región localizada, una tensión normal, a través de un par de planos cristalinos, que sea mayor que la resistencia cohesiva cristalina sobre estos planos. La teoría demuestra que el orden de magnitud de la tensión requerida es aproximadamente 10^6 psi. No se puede formar una fisura en ausencia de una concentración de tensiones de esta magnitud. Sin embargo, bajo ciertas condiciones, pueden establecerse concentraciones de tensiones de tal magnitud dentro del cristal durante el comienzo de la deformación plástica.

Las dos condiciones para la nucleación de una fisura por deformación plástica son las siguientes: 1) Las dislocaciones puestas en movimiento deben interactuar con barreras u otras dislocaciones para establecer concentraciones locales de tensión elevadas. 2) Las tensiones establecidas de esta manera no deben ser relajadas por deformación plástica del material adyacente.

Como se muestra en la Fig. 15.3, se ha encontrado evidencia definitiva sobre la nucleación de fisuras por flujo plástico en los metales de transición c.c. En la Fig. 15.4 se ilustra un mecanismo mediante el cual pueden desarrollarse tensiones normales localizadas de alta intensidad. Cuando comienza el flujo plástico en algún grano, las dislocaciones que se desplazan sobre un par de planos $\{110\}$ que se intersectan, se aproximan unas a otras. Puede demostrarse que la energía de esta ordenación de dislocaciones puede disminuir si pares de dislocaciones sobre los planos $\{110\}$ se combinan para formar nuevas dislocaciones, cuyo semiplano extra es paralelo a los planos cristalográficos $\{100\}$. Dado que estos planos $\{100\}$ no son planos de deslizamiento en los metales c.c., estas nuevas dislocaciones no son móviles y, como se muestra en la Fig., actúan como una cuña tendiente a separar el cristal sobre los planos $\{100\}$. Si las dislocaciones presentes en los granos vecinos no pueden deslizar debido a la presencia de átomos de soluto intersticiales, la concentración de tensiones

desarrollada por esta interacción de dislocaciones no podrá ser relajada y se nucleará así una fisura. Este mecanismo concuerda con los hechos experimentales que indican que los metales c.c.o. se clivan efectivamente sobre planos $\{100\}$ en la fractura frágil, y que el hierro libre de todo soluto intersticial (C, N, B y O), es dúctil aún a temperaturas tan bajas como 4°K . En el caso de los metales c.c.c., puede demostrarse que las interacciones entre dislocaciones del tipo descritas en la Fig.15.4 son energéticamente desfavorables; en efecto, nunca se produce fractura frágil en los metales c.c.c., a menos que esté presente una segunda fase o que el metal se encuentre en un entorno que produzca formación de fisuras por corrosión bajo tensión.

Si la tensión requerida para nuclear fisuras por un mecanismo tal como el que acabamos de discutir, es mayor que la tensión requerida para propagar una fisura, el material será frágil; si es menor, el material podrá o no ser frágil, según que la fisura pueda o no propagarse. Para un estado dado de tensión de un material, los factores que impiden la propagación de la fisura son el incremento en la energía resultante de la formación de dos superficies nuevas y el trabajo realizado en deformar plásticamente el material por delante de la fisura móvil. Así, las propiedades plásticas del material son importantes en la determinación de si una fisura puede o no propagarse; una resistencia grande al flujo plástico significa que se realizará menos trabajo plástico cuando se propague una fisura, y que una fisura de un dado tamaño tendrá mayor facilidad para propagarse. Al disminuir la plasticidad de un material, es decir, al aumentar su límite elástico, puede esperarse, en general, que aumente la susceptibilidad a la falla por fractura frágil.

15.3 - ELIMINACION DE LA FRACTURA FRAGIL.

Varias consideraciones son importantes en el diseño de estructuras de acero cuando se quiere evitar la fractura frágil: temperatura de operación, composición y tamaño de grano del acero, ambiente de servicio y

distribución de tensiones.

Temperatura. A temperaturas subcero el acero exhibe una mayor resistencia al flujo plástico y, por lo tanto, es más susceptible a fallar por fractura frágil. Según determinaciones de un ensayo particular, tal como la energía absorbida en la ruptura de una probeta de tamaño y forma standard, la transición del comportamiento dúctil a frágil se produce a una temperatura bastante bien definida, conocida como temperatura de transición. La Fig.15.5 ilustra este hecho; cuando aparece la fragilidad tiene lugar una caída brusca en la energía necesaria para romper la probeta. Debe recordarse que la temperatura de transición no está unívocamente definida para un dado acero; depende del método de ensayo utilizado, de la forma y aún del tamaño de la pieza del material en cuestión. Un acero que es dúctil bajo forma de placa delgada a una temperatura dada, puede ser frágil en la forma de una placa más gruesa a la misma temperatura.

Composición y tamaño de grano. En un acero al carbono ordinario, el aumento en la concentración de carbono produce un aumento en la fragilidad del material; es decir, se produce un aumento en la temperatura de transición y una disminución en la energía absorbida en la ruptura por encima de la temperatura de transición. De los otros elementos comúnmente presentes en un acero al carbono, es particularmente indeseable el exceso de fósforo, ya que la presencia de este elemento aumenta notablemente la temperatura de transición. De los diversos elementos empleados en los aceros aleados, solamente el manganeso y el níquel parecen tener un efecto realmente beneficioso sobre la temperatura de transición.

El tamaño de grano ferrítico tiene un efecto importante sobre la fragilidad del acero: a menor tamaño de grano ferrítico, menor temperatura de transición. Como se muestra en la Fig.15.6, existe una relación lineal entre la temperatura de transición y el logaritmo de la raíz cuadrada del tamaño de grano ferrítico. Cuanto menor sea el tamaño de grano, más cortos

son los planos de deslizamiento dentro de los granos, lo cual significa que el número de dislocaciones que interactúan según el esquema de la Fig.15.4 es menor, y hay menor posibilidad de que se establezca una concentración de tensiones suficiente para nuclear la fisura.

Ambiente. Ciertos ambientes pueden aumentar mucho la susceptibilidad del acero a la fractura frágil. En particular, todo ambiente que produzca la disolución de hidrógeno en el acero será particularmente peligroso, ya que el acero podrá ser fragilizado aún a temperatura ambiente. Por ejemplo, un acero de alta resistencia podrá ser fragilizado si se deposita electroquímicamente cadmio sobre su superficie; durante esta electrólisis se disuelve hidrógeno en el acero, con resultados que discutiremos en la siguiente sección.

Distribución de tensiones. Un acero que sea completamente dúctil bajo una carga tensil uniaxial puede ser completamente frágil cuando se lo somete a un estado de tensiones complejo, como es el caso en un miembro de una estructura complicada. Para tratar la influencia del estado de tensión sobre la aparición de la fractura frágil es importante tener en cuenta dos aspectos: efecto de la concentración de tensiones y componentes tensiles en direcciones diferentes a la de carga. Estas consideraciones pueden ser ilustradas estudiando el efecto de una muesca sobre las propiedades a la fractura de una placa cargada en tensión (Fig.15.7). Como se muestra en la Fig.15.8, existe una gran concentración de tensión tensil en la dirección de aplicación de la tensión (vertical) en el origen de la muesca. Si se produce fractura, es de esperar que se inicia en esta región de concentración de tensión. Además de la concentración de tensión vertical, se desarrollan componentes de tensión en el plano horizontal que pasa por el centro de la muesca. Estas componentes de tensión, que aparecen debido a la contracción de Poisson del material, son mayores cuanto más gruesas sean las placas. Estas tensiones hacen que el extremo de la muesca esté some-

tido a tensión triaxial y, por lo tanto, aumenta su susceptibilidad a la fractura. Debido a este efecto, placas gruesas con muescas pueden ser frágiles mientras que placas delgadas con muescas, del mismo acero, pueden ser dúctiles a una temperatura dada.

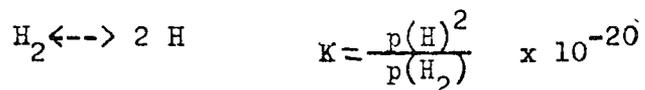
Mediante la eliminación de concentraciones de tensiones, tales como las que se originan en las muescas, el diseñador puede conseguir mucho en cuanto a la minimización de las posibilidades de fractura frágil, permitiendo así el empleo de acero de alta resistencia en una aplicación dada. También pueden aparecer muescas que conduzcan a la fractura frágil en las partes altamente tensionadas debido a un trabajado incorrecto (dos causas comunes de dificultades son las marcas de maquinado y la soldadura defectuosa); también pueden aparecer muescas en la microestructura del material mismo: las laminillas de grafito en la fundición gris actúan como muescas y privan a este material de casi toda su ductilidad.

15.4 - FRAGILIZACION POR HIDROGENO DE LOS ACEROS FERRITICOS.

Al hablar de los aceros procesados al vacío, en el capítulo 10, se dijo que una de las razones para tratar al vacío el acero líquido era eliminar el hidrógeno porque éste fragiliza al acero. Además del vapor de agua presente durante la operación de fusión, existen otras fuentes de hidrógeno en el acero. Cada vez que el acero es decapado en ácido, el proceso de oxidación: $Fe + H_2SO_4 \rightarrow Fe^{++} + 2 H^+ + SO_4^{--}$ libera hidrógeno monoatómico sobre la superficie del metal y parte de éste se incorpora al acero. Sin embargo, la electrodeposición es una fuente aún más probable, ya que algunos átomos de hidrógeno son usualmente reducidos sobre la superficie del acero, al igual que los iones metálicos que están siendo depositados sobre esta superficie.

Las moléculas de hidrógeno son demasiado grandes como para disolverse y difundir a través de la red cristalina del hierro, pero los átomos de hidrógeno son tan pequeños que pueden disolverse fácilmente de manera in-

tersticial y difundir en la estructura. Sin embargo, a temperatura ambiente, la presión de disociación



es tal que los átomos de hidrógeno tienden a combinarse dentro de la estructura metálica para formar hidrógeno molecular. Esto tendrá lugar en las discontinuidades estructurales, tales como vacancias, límites de grano u otras interfases de acoplamiento atómico imperfecto. El hidrógeno atómico continuará difundiendo hacia tales sitios, combinándose allí para formar gas molecular, hasta que las dos presiones parciales estén en equilibrio (la cifra correspondiente no será, probablemente, 10^{-20} en presencia de hierro).

La presencia de hidrógeno atómico en solución y de hidrógeno molecular bajo presión dentro de los agujeros en la red, puede o no producir fragilización, según sea la velocidad de deformación y la temperatura, como se muestra en los datos de la Fig. 15.9. A velocidades de deformación muy elevadas (parte d), la presencia de hidrógeno no tiene efecto y solamente se observa la pérdida normal de ductilidad, a temperaturas bajas, del acero dulce. A velocidades de deformación bajas (parte a), se observa una marcada fragilización, con un mínimo en la ductilidad del acero fragilizado a aproximadamente $-3^\circ C$.

Las secciones de las curvas marcadas con A definen una superficie de fragilización, donde ésta se empeora al aumentar la temperatura T , y disminuye al aumentar la velocidad de deformación $\dot{\epsilon}$. Esta superficie puede ser definida por

$$\left(\frac{\partial \epsilon_f}{\partial T} \right)_{\dot{\epsilon}} < 0 \quad \text{y} \quad \left(\frac{\partial \epsilon_f}{\partial \dot{\epsilon}} \right)_T > 0$$

La existencia de este tipo de fragilización puede ser racionalizada como sigue: La deformación agranda los agujeros que contienen hidrógeno molecular, reduciendo así la presión. Para mantener o desarrollar una presión

que produzca fractura se requiere ulterior difusión y precipitación de hidrógeno atómico. A temperatura constante y, por lo tanto, a velocidad de difusión constante, esto implica que un incremento en la velocidad de deformación debería disminuir la fragilización o, equivalentemente, aumentar la deformación a la fractura ϵ_f o ductilidad; es decir, $(\delta\epsilon/\delta\dot{\epsilon})_T > 0$.

Puede explicarse el efecto de la temperatura en términos del efecto de disminución de la temperatura, lo cual disminuye la velocidad de difusión del hidrógeno atómico hacia los agujeros y disminuye simultáneamente la presión gaseosa del hidrógeno molecular dentro de los agujeros; es decir, $(\delta\epsilon_f/\delta T)_\dot{\epsilon} < 0$.

Lamentablemente, no se ha podido desarrollar todavía una racionalización o descripción física, con base teórica adecuada, para la superficie definida por las secciones de las curvas de fragilización marcadas por B en la Fig.15.9.

La fragilización por hidrógeno es un problema particular en el caso de aceros martensíticos tratados térmicamente, de resistencia muy alta, usados para partes típicamente tensionadas de los aviones a reacción o servicios similares. A fin de protegerlos contra la corrosión, tales partes son usualmente decapadas y recubiertas con cadmio. Si se las recubre electrolíticamente con una capa tan delgada como 0.0001 pulgada, puede eliminarse la fragilización por un tratamiento de 24 horas a 90°C. Sin embargo, cuando el recubrimiento de cadmio llega a espesores de 0.0003 pulgadas, es difícil eliminar por difusión a través de la capa el hidrógeno, dentro de tiempos prácticos. Así, la deposición por evaporación al vacío de cadmio sobre las partes es el método más adecuado de recubrimiento cuando se requiere recubrimientos relativamente gruesos.

15.5 - MECANISMO DE LA FRACTURA DUCTIL.

La evidencia reciente muestra que las fisuras formadas durante la fractura dúctil se nuclean sobre las partículas de impurezas; tales como in-

clusiones de óxidos, en el metal. Si pudiese prepararse una probeta metálica realmente libre de inclusiones, sería de esperar que presentase una reducción en área de 100% en un ensayo tensil. La Fig.15.10 muestra el desarrollo de las fisuras de fractura dúctil en una probeta tensil de un metal dúctil, tal como cobre. Cuando comienza la estricción sobre una probeta tensil, en las proximidades del punto de fractura, parece que muchas fisuras se nuclean, creciendo después, en forma conjunta. La continuación de la deformación plástica produce una cavidad que crece hacia afuera, de manera muy análoga al crecimiento hacia adentro del cuello.

15.6 - FALLAS DURANTE LA FLUENCIA.

La terminación de un ensayo de fluencia es la falla por ruptura. pero, en muchas situaciones en las que la fluencia es importante, la "falla" se produce cuando la parte en cuestión ha cambiado sus dimensiones más allá de las tolerancias de diseño; usualmente esto se produce mucho antes de que tenga lugar la rotura.

Bajo tensiones menores que sus puntos de fluencia, los metales exhiben un flujo plástico lento- fluencia- resultante de la acción de dos procesos que generalmente operan al mismo tiempo: deslizamiento sobre los límites de grano y movimiento de las dislocaciones superando obstáculos por salto. Ambos procesos dependen de la movilidad atómica activada térmicamente. La magnitud de esta movilidad puede ser ilustrada en la siguiente forma: Puede calcularse el tiempo τ entre dos saltos atómicos sucesivos a partir del coeficiente de autodifusión D mediante la relación:

$$D = \frac{\alpha a^2}{\tau}$$

donde α es una constante que depende de la estructura cristalina pero que es siempre del orden de magnitud de 1/10, siendo a el parámetro de la red. Sabemos que D depende de la temperatura según la relación:

$$D = D_0 \exp(-Q/RT)$$

y se encuentra que, para la autodifusión, la relación Q/T_m , siendo T_m

la temperatura de fusión en grados Kelvin, es aproximadamente constante para todos los metales, e igual a aproximadamente 37 kcal/ mol °K. Entonces, usando la expresión anterior puede calcularse ζ en función de la relación T/T_m , y los valores calculados de ζ se aplicarán a todos los metales. La Tabla 15.1 muestra los resultados. A temperaturas muy bajas los átomos pueden ser considerados como permanentemente fijos en sus sitios en la red cristalina, mientras que, a medida que la temperatura se acerca a la de fusión, los átomos intercambian sus posiciones muy rápidamente.

Los datos presentados en la Tabla 15.1 corresponden a la movilidad atómica dentro de los granos mismos, sobre los límites de grano la movilidad atómica es siempre mucho mayor. En efecto, experimentos a temperaturas moderadamente altas muestran que el límite de grano actúa como si fuese un fluido viscoso. Bajo tensiones, a temperatura moderada o alta, un metal se deforma por deslizamiento sobre los límites de grano debido al flujo viscoso sobre dichos límites. Este es uno de los mecanismos de la deformación durante la fluencia.

Si la tensión aplicada sobre un metal es menor que el punto de fluencia, las dislocaciones presentes no serán, presumiblemente, puestas en movimiento. Esto será cierto a 0°K; a temperaturas superiores la movilidad atómica activada térmicamente puede, durante un cierto lapso, ayudar a las dislocaciones a moverse superando barreras que, de otra manera, no podrían superar. En la Fig. 15.11 se ilustra un mecanismo mediante el cual podría suceder esto. Supongamos que las dislocaciones están apiladas contra una barrera sobre el plano de deslizamiento, y que la tensión aplicada no es suficiente para permitir que las dislocaciones puedan continuar su camino a través de tal barrera. Toda dislocación que pueda moverse hasta un plano paralelo al plano de deslizamiento obstruido podrá continuar su movimiento. Este proceso, conocido como salto de la dislocación, puede producirse en un tiempo finito si la movilidad atómica es suficientemente grande; todo lo nece-

sario es que las vacancias difundan hacia el semi-plano extra de la dislocación hasta que se elimine una hilera de átomos. Entonces, la dislocación terminará sobre el plano de deslizamiento superior, pudiendo ahora moverse libremente sobre éste. La Tabla 15.1 muestra que la contribución del salto de las dislocaciones a la fluencia aumentará rápidamente con la temperatura. En efecto, a medida que T se aproxima a T_m , se hace más y más difícil para un metal exhibir una rigidez verdadera.

El deslizamiento sobre los límites de grano y el salto de las dislocaciones contribuyen ambos a la deformación por fluencia de un metal tensionado. Cuando las tensiones aplicadas son bajas y las velocidades de fluencia son pequeñas, se piensa que el deslizamiento sobre los límites de grano es el proceso más importante, mientras que a tensiones y temperaturas elevadas se hace más importante el salto, debido probablemente a que el movimiento sobre los límites de grano está restringido, no por las propiedades viscosas del límite mismo, sino por los impedimentos presentados por los granos vecinos.

La continuación de la fluencia en un metal resulta, eventualmente, en su falla por ruptura. Generalmente, la falla resultante se produce a lo largo de los límites de grano, formando lo que se conoce como fractura intercrystalina. Se observan dos tipos de fractura intercrystalina: en el primero, la nucleación de la fractura se produce sobre sitios de concentración particularmente elevada de tensiones a lo largo de los límites de grano. Las líneas donde tres o más límites se intersectan y donde, consecuentemente, es difícil acomodar el deslizamiento que tiene lugar sobre los límites en cuestión, son los sitios más probables para la nucleación de fisuras. El otro tipo de falla implica el crecimiento de cavidades a lo largo de los límites de grano, un tipo de falla que tiene más probabilidad de presentarse cuando se aplican tensiones bajas durante intervalos de tiempo prolongados. Se observa que las cavidades se forman primero sobre los

límites normales a la dirección de la tensión tensil. A medida que transcurre el ensayo, estas cavidades crecen y coalescen, transformándose en fisuras. Se piensa que las cavidades crecen por aglomeración de vacancias generadas dentro de los granos durante su deformación.

Como aspecto práctico, la eliminación de la fluencia implica, en primer lugar, el empleo de un metal de punto de fusión tan elevado como sea posible respecto de la temperatura de servicio. Los elementos en solución sólida y un tamaño de grano grande tienden a reducir las velocidades de fluencia. También son efectivas las partículas de segunda fase dispersas, especialmente cuando éstas son duras a la temperatura de servicio. El dispersante más efectivo para servicio a alta temperatura es Al_2O_3 , como podría predecirse en base al alto punto fusión de este óxido. Estas partículas dispersas no deben ser ni muy grandes ni muy pequeñas, a fin de que puedan actuar como barreras efectivas al movimiento de las dislocaciones, responsable de la fluencia. Si las partículas son demasiado pequeñas, las dislocaciones podrán atravesarlas en su movimiento a través de la matriz. Si son demasiado grandes, las dislocaciones pueden pasar por los espacios relativamente grandes entre las partículas (para una dada concentración de precipitado, cuanto menor sea el tamaño de las partículas menor será la distancia entre partículas). Se encuentra que el espaciado más efectivo es de aproximadamente 10^3 distancias atómicas.)

Un problema importante en la producción de una aleación resistente a la fluencia, empleando partículas de una segunda fase, es impedir que las partículas se aglomeren a la temperatura de servicio. Debido a que la relación superficie/volumen para partículas finas es muy grande, la energía interfacial de las partículas es una fuerza motriz efectiva tendiente a causar aglomeración. Ya que la temperatura es alta y la distancia entre partículas pequeña, habrá una tendencia para el transporte de materia desde las partículas pequeñas hacia las grandes, mediante difusión a través de

la matriz. Para suprimir esta tendencia, la composición de las partículas debe ser tal que exista solubilidad limitada en la matriz o que la energía interfacial partícula-matriz sea muy pequeña, reduciendo así la fuerza motriz para la aglomeración. En el material altamente resistente a la fluencia conocido como SAP ("sintered aluminium powder"), las partículas de Al_2O_3 están dispersas en aluminio y, debido a la solubilidad limitada del óxido en la matriz, permanecen dispersas aún a temperaturas altas. En este material la relación de la temperatura máxima de servicio a la temperatura de fusión, T_s/T_m , es aproximadamente 0.72. Puede obtenerse servicio a temperaturas mucho más altas con aleaciones de Fe o Ni, aunque con éstas la relación T_s/T_m es usualmente no tan favorable como con SAP. Un ejemplo típico de una aleación compleja resistente a la fluencia es el Nimonic 90, cuya composición es la siguiente: C 0.1% máx., Si 1%, Cr 20%, Co 18%, Ti 2.5%, Al 1.5%, Fe 5%, Ni balance. Los porcentajes indicados son en peso. Para esta aleación la temperatura superior de servicio es aproximadamente 900°C y T_s/T_m vale 0.68. La segunda fase, resistente a la fluencia, es Ni_3Al , que es isomorfa con la matriz pero con una constante reticular ligeramente diferente. Esta similitud entre la segunda fase y la matriz hace que la energía interfacial sea muy baja y, por lo tanto, que la tendencia a que las partículas de la segunda fase se aglomeren sea también muy baja.

15.7 FALLAS POR FATIGA

Un intenso trabajo de investigación experimental ha permitido mejorar la comprensión de este fenómeno en los años recientes. Se ha establecido con claridad que las fisuras de fatiga comienzan sobre la superficie deformada por tensión en el material sometido a una carga cíclica, que crecen a una velocidad muy baja. A diferencia de la fluencia, la fatiga no se produce mediante movimientos atómicos activados térmicamente; pueden producirse fácilmente fallas por fatiga a temperaturas tan bajas como 4°K. Se encuentra que la etapa inicial del proceso de fatiga es la formación de una

pequeña abertura en el sitio donde una banda de deslizamiento alcanza la superficie (Microfotografía 1.6, Cap. I). Puede mostrarse que esto es debido al movimiento hacia adelante y hacia atrás de pequeños grupos de dislocaciones que se mueven cerca de la superficie. Una vez que se ha formado una abertura en la superficie, es solamente cuestión de tiempo el que la fisura de fatiga crezca hasta un tamaño peligroso. Sin embargo, si la componente tensil de la tensión cíclica aplicada se mantiene por debajo del límite de resistencia a la fatiga, no se produce movimiento de dislocaciones localizado sobre la superficie del tipo descrito más arriba o, si llegase a producirse, la consolidación se produce suficientemente rápido como para frenar tal movimiento antes de que tenga lugar un daño permanente.

En general, el aumentar la tensión de fluencia de un metal por aleación hará que sea más resistente al daño por fatiga. Sin embargo, el evitar la falla por fatiga depende mucho más de un diseño adecuado que de factores metalúrgicos. Las concentraciones de tensión juegan un papel importante en la iniciación de las fisuras de fatiga; aristas bruscas en un miembro tensionado o aún irregularidades superficiales dejadas por el maquinado son, a menudo, causas de fallas por fatiga. Cambios pequeños en el diseño de una parte o miembro estructural pueden ser suficientes para reducir las concentraciones de tensión peligrosas. A veces es posible incorporar tensiones compresivas residuales, por ejemplo, mediante la deformación superficial por martillado o golpes con perdigones, en una parte que está sometida a tensiones alternadas en servicio; estas tensiones compresivas reducen grandemente la probabilidad de que se inicie una fisura de fatiga. El estado de la superficie es de importancia primordial en el control de las fallas por fatiga. No solamente debe ser lisa y libre de concentraciones de tensión, sino que debe ser tan σ más fuerte que la estructura subyacente: una pequeña decarburización en la superficie de un acero

puede reducir drásticamente su resistencia a la fatiga, mientras que la nitruración puede tener un efecto benéfico.

Un entorno corrosivo acelerará marcadamente la fatiga, lo cual es conocido como fatiga por corrosión. La fatiga es tan sensible al entorno que aún la presencia de aire húmedo puede reducir la vida de un metal, comparando ésta con su vida en un ensayo al vacío. Por ejemplo, cuando se expone un engranaje de acero al agua marina puede producirse su falla prematura por fatiga durante el uso, después de quitarlo del agua, aún cuando se lo limpie cuidadosamente. El remedio contra la fatiga por corrosión es la selección de un material resistente a la corrosión en el entorno de servicio.

15.8 - ENSAYOS NO DESTRUCTIVOS

En la minimización de la falla de los metales por fractura, la perfección del material mismo es, a menudo, un factor importante. Los defectos internos, tales como fisuras que se forman durante la fabricación del material y las inclusiones, pueden actuar como concentradores de tensión, al igual que las muescas, iniciando fallas por fatiga o de tipo frágil. Además, las partes que contienen fisuras de fatiga, debido a que éstas crecen lentamente, pueden a menudo ser quitadas de servicio antes de que las fisuras alcancen tamaños peligrosos, si se puede ubicar cerca de las fisuras dispositivos de prueba adecuados. Los ensayos usados en estos casos deben ser no destructivos ya que, obviamente, todo el material en cuestión debe ser ensayado de tal forma que no se disminuya su utilidad futura. Se dispone de un cierto número de técnicas para la detección de defectos; el problema básico con todos ellos es distinguir entre las señales que se originan en los defectos de aquéllas provenientes de las características estructurales verdaderas del material. Los defectos grandes, por ejemplo, discontinuidades que son grandes comparadas con las características de la microestructura, son fáciles de detectar, mientras que los peque-

ños, es decir, aquéllos comparables con las características de la microestructura, son muy difíciles de detectar.

Existen tres métodos básicamente diferentes para el ensayo no destructivo. En la radiografía se toma una fotografía de la pieza en estudio empleando rayos X o γ . El ensayo magnético implica determinar las irregularidades en el campo magnético que rodea al material cuando éste es recorrido por una corriente eléctrica intensa. En el ensayo con ultra-sonido se hace uso de la reflexión de las ondas sonoras por los defectos.

CAPITULO XXIII

OXIDACION Y CORROSION

23.1 - INTRODUCCION.

La mayoría de los elementos metálicos existen naturalmente en la atmósfera bajo una condición oxidada. El problema principal de la metalurgia extractiva es convertirlos al estado metálico en contra de esta tendencia natural. En este capítulo consideraremos los procesos por los cuales los metales tienden a volver al estado oxidado, es decir, los procesos de oxidación y de corrosión. Aunque la oxidación, en el sentido de eliminar electrones para convertir a los átomos en iones positivos, aparece en la mayor parte de la corrosión metálica, es usual limitar el término oxidación a la reacción química de una superficie metálica seca con un gas oxidante, llamada también corrosión seca, y referirse de manera separada a la corrosión acuosa cuando el ataque químico tiene lugar mediante la presencia de agua.

Desde luego, ambos tipos de corrosión son extremadamente importantes. La oxidación limita el empleo de los metales en las plantas de potencia de alta temperatura, y es responsable de la formación de escamas que dan al acero laminado en caliente su superficie rugosa. La corrosión acuosa, la formación de herrumbre en el acero en contacto con aire húmedo y agua, es uno de los problemas tecnológicos principales de nuestra sociedad moderna. Existen unos pocos aspectos beneficiosos de la oxidación y la corrosión: la pátina verde sobre los techos de Cu es agradable desde el punto de vista decorativo; la batería de Pb-ácido depende en su funcionamiento de reacciones de corrosión; el ataque químico, el maquinado electroquímico y el corte mediante llama de oxígeno son útiles para dar forma a los metales; y la oxidación anódica es la base del pulido electrolítico; pero estos aspectos son insignificantes en comparación con los aspectos perjudiciales de la corrosión.

23.2 - OXIDACION.

Supongamos que la superficie de un metal reactivo se expone a un gas oxidante, tal como aire seco u oxígeno, o a una corriente de vapor seco caliente. A temperaturas elevadas algunos metales forman óxidos fundidos o volátiles, por ejemplo, V_2O_5 sobre V y MoO_3 sobre Mo, e el oxígeno se disuelve sobre el metal mismo, por ejemplo, en el Ti; La oxidación tiene lugar entonces de manera catastrófica, tan rápidamente como se permita el suministro de oxígeno. Sin embargo, más comúnmente se forma sobre la superficie expuesta una película delgada o una escama gruesa de óxido sólido, y esto disminuye la velocidad de la oxidación ulterior separando el metal del gas.

Las escamas gruesas son claramente visibles. Las películas delgadas pueden también ser vistas, cuando su espesor está comprendido entre 100 y 1000 Å, gracias a los colores de interferencia producidos por los rayos de luz reflejadas en su superficies inferior y superior. En efecto, el revenido del acero templado es a veces controlado observando los colores del revenido (amarillo claro a 200°C, azul a 300°C), producidos sobre la superficie metálica limpia durante el calentamiento. Sin embargo, las películas de óxido muy delgadas, por ejemplo, de 20 Å de espesor producidas sobre el aluminio a temperatura ambiente, son invisibles.

Se mide usualmente la velocidad de oxidación pesando periódicamente una muestra para determinar la cantidad de oxígeno absorbida. Puede entonces calcularse el espesor medio de la película de óxido x , a partir de las propiedades conocidas del producto de oxidación. Generalmente, la oxidación se desarrolla con el tiempo t de acuerdo a una de las curvas mostradas en la Fig.23.1, que se escriben aproximadamente como logarítmica ($x \propto \ln t$), parabólica ($x \propto t^{1/2}$), lineal ($x \propto t$) o quebrada (etapas parabólicas rápidamente repetidas dando un comportamiento general lineal).

La ley logarítmica se aplica generalmente a películas delgadas altamente protectoras, formadas a temperaturas bajas, como sobre el Fe por debajo de 200°C. La Fig.23.2 muestra el efecto de la temperatura sobre la oxi-

dación del Cu. La ley parabólica es ampliamente obedecida a temperaturas intermedias, por ejemplo, en el caso del Fe entre 200 y 900°C. La ley lineal se aplica en las etapas iniciales de la oxidación, antes de que la película sea suficientemente gruesa como para ser protectora, y también cada vez que la protección no sigue aumentando a medida que continúa la oxidación; por ejemplo, Mo a temperaturas a las que el MoO_3 es volátil. Los efectos relacionados con la curva ondulada se observan cuando algo le sucede a la película, por ejemplo, formación de fisuras o separación de escamas, lo cual reduce su espesor. Este proceso, repetido sobre una escala fina, puede impedir que la parte protectora de una película aumente más allá de un cierto espesor, originando así una oxidación lineal. La plasticidad del óxido a temperaturas altas es importante porque impide la formación de fisuras y su separación mecánica, aumentando la capacidad protectora de la película. Por ejemplo, el Cu da curvas suaves de oxidación parabólica a 800°C, cuando el óxido es plástico, mientras que las curvas a 500°C son del tipo ondulado y discontinuo, ya que el óxido es frágil en esas condiciones.

Las primeras moléculas de óxido que se depositan sobre una superficie metálica limpia son, usualmente, quemisorbidas; dichas moléculas se disocian y sus átomos se ligan químicamente a los átomos metálicos en la superficie. Se forma rápidamente una monocapa de oxígeno sobre la superficie, lo cual está seguido, por un proceso más lento, por la formación de unas pocas capas absorbidas sobre la primera. Después se nuclea el óxido, lentamente a temperaturas bajas debido a la energía de activación para la nucleación, sobre ciertos sitios favorables sobre la superficie, por ejemplo, sobre partículas de impurezas, escalones superficiales, puntos de emergencia de dislocación, etc. A partir de estos núcleos crecen pequeños montículos y se forma una capa delgada de óxido sobre toda la superficie.

La oxidación ulterior requiere el pasaje de iones y de electrones a través de esta película. Generalmente, la migración de iones es una etapa lenta, que controla la velocidad del proceso. Los electrones pueden pasar fácilmente a través de una película delgada (de aproximadamente 20 Å), gracias al efecto tunel, y también a través de una película gruesa semiconductora gracias a los procesos que discutiremos más adelante. Un ion puede moverse a través de una película de óxido mediante los procesos ordinarios de difusión reticular pero la energía de activación es, generalmente, demasiado grande para que se produzcan movimientos considerables a temperaturas a las que la película delgada crece logarítmicamente. Sin embargo, actúan a través de la película fuerzas electrostáticas muy intensas. Esto se debe a que los átomos de oxígeno sobre la superficie exterior se transforman en iones negativos, extrayendo electrones del metal por debajo de la película, ejerciendo de esta manera una atracción electrostática sobre los iones positivos del metal. Mientras la película de óxido sea delgada, esta fuerza es tan grande que el trabajo realizado por ellas sobre un ión que se mueve a través de la película puede suministrar una fracción importante de la energía de activación, suficiente para permitir que el ion se mueva. Así, los iones son arrastrados a través de la película por tal fuerza. A medida que el espesor de la película aumenta, la fuerza se hace más débil ya que la distancia entre los iones positivos y negativos aumenta. La energía de activación es entonces menos afectada por el trabajo electrostático y la velocidad de migración y, por lo tanto, la oxidación disminuye drásticamente, originando un tipo de ley logarítmica.

Se observa a veces el crecimiento logarítmico sobre películas mucho más gruesas. Se cree que esto es debido a un efecto de porosidad en la película. Inicialmente existe un rápido pasaje de iones a lo largo de los poros pero después, a medida que los se congestionan y bloquean, la

velocidad disminuye, dando una curva aproximadamente logarítmica.

Aparece crecimiento parabólico a temperaturas a las cuales los iones pueden atravesar la película solamente por movimiento térmico. Se pensó originalmente que los iones de oxígeno pasaban a través de la película y formaban óxido sobre la interfase metal-óxido. Sin embargo, se demostró experimentalmente que, frecuentemente, los iones metálicos migran hacia la superficie exterior a través de la película de óxido. El método empleado implica el empleo de marcadores inertes, de manera similar al experimento de Kirkendall descrito al hablar del fenómeno de difusión.

Por ejemplo, puede depositarse una porción de óxido crómico sobre una superficie limpia de Fe. Después de la oxidación se encuentra que esta sustancia marcadora yace sobre la interfase metal-óxido y no sobre la superficie exterior de la película, demostrando que el metal ha migrado hacia afuera a través de la película, formando nuevas capas de óxido sobre la superficie exterior.

La naturaleza y velocidad de tales procesos de migración dependen de la estructura de defectos de la red de óxido en una película tal. Consideremos la película de Cu_2O sobre Cu oxidado. Podemos considerar la estructura del cristal como formada por tres sub-redes interpenetradas, dos para el Cu y una para el oxígeno. Idealmente, todos los sitios reticulares están correcta y completamente ocupados, sin átomos supernumerarios en los sitios intersticiales. Sin embargo, en la práctica, el óxido cuproso contiene un poco menos de Cu que lo requerido por la fórmula exacta Cu_2O . Esto deja a la sub-red de oxígeno aún perfectamente completa, pero origina un pequeño número de sitios vacíos en las sub-redes de cobre, como se muestra en la Fig.23.3.

Hay una diferencia esencial entre estas vacancias y las de un metal. Estas son sitios vacantes iónicos. Como un todo, el óxido debe ser eléctricamente neutro. Por lo tanto, a cada sitio vacante correspondiente

al ion cuproso deberá corresponderle la ausencia de un electrón en el cristal. Esto se logra eliminando un segundo electrón de uno de los iones de cobre vecinos, convirtiéndolo en un ion cúprico, Cu^{++} . Así, la estructura de defectos consiste en un número de sitios vacantes cuprosos y en un igual número de iones cúpricos, como se muestra en la Fig. 23.3. Los electrones faltantes hacen que el óxido sea un semiconductor intrínseco tipo p (p = positivo), ya que cada electrón faltante es equivalente a un agujero positivo en la estructura de bandas electrónicas del cristal. La conducción electrónica se produce por la transferencia de un electrón desde un ion cuproso A a un ion cúprico B vecino, haciendo así que A se transforme en cúprico y B en cuproso; en realidad, esto sucede por la migración de agujeros positivos a través de la red de cobre. La conducción iónica se produce por la migración de vacancias en la red del cobre. Por lo tanto, este es un caso en el cual la oxidación se produce por migración del metal a través de la película hacia la superficie exterior. La conductividad de la película - y, por lo tanto, la velocidad de oxidación - aumenta al aumentar la desviación de la composición del óxido cuproso respecto de la fórmula exacta Cu_2O . Esta desviación puede producirse aumentando la presión de oxígeno de la atmósfera.

Óxidos tales como NiO , FeO y Cr_2O son similares al Cu_2O por tener sitios vacantes correspondientes a los iones metálicos. Sin embargo, existen otros tipos de redes iónicas con defectos. El óxido de zinc contiene más Zn que el expresado en la fórmula ZnO . Las dos sub-redes están en sí mismas completas y los iones de Zn en exceso se acomodan intersticialmente, junto con electrones poco ligados, para mantener la neutralidad eléctrica. Estos electrones extras proveen la conductividad electrónica por sus movimientos en la banda de conducción, por lo que el óxido es un semiconductor intrínseco tipo n (n = negativo). La película crece por migración intersticial de los iones de Zn desde el metal hasta la superficie exterior.

Los óxidos Fe_2O_3 , TiO_2 y ZrO_2 contienen todos un exceso de metal y son, por lo tanto, semiconductores de tipo n, pero en estos casos la desviación respecto de la estequiometría se logra por la presencia de sitios vacantes en la sub-red de oxígeno. Por lo tanto, el oxígeno migra a través de la película hasta el metal y la película crece hacia adentro del metal, en vez de crecer sobre la superficie externa.

Este movimiento hacia adentro y la oxidación sobre la interfase metal-óxido tiende a producir tensiones compresivas en la película de óxido. A veces esto es una ventaja ya que produce una película densa, con poros cerrados. Sin embargo, cuando el espesor de la película es grande, ésta puede romperse para relajar tales tensiones, originando la curva de oxidación de tipo ondulada.

Puede deducirse muy fácilmente la ley de crecimiento parabólico de la capa de óxido. Supongamos que el espesor de la película sea x al tiempo t . Tendremos difusión a través de una capa interfacial y supondremos que las concentraciones de las especies que migran son constantes sobre las dos superficies de esta capa; estos valores constantes están determinados por el equilibrio termodinámico local entre el óxido y el metal, sobre una superficie, y entre el óxido y la atmósfera, sobre la otra superficie. Tendremos así una diferencia constante Δc en concentración a través de la zona de difusión. De acuerdo a la ley de Fick, la velocidad de transporte a través de la unidad de área es $D \Delta c/x$. Esta es proporcional a la velocidad de crecimiento $\delta x/\delta t$. Por lo tanto, $\delta x/\delta t$ es proporcional a x^{-1} , es decir,

$$x^2 = k t$$

(23.1)

La constante k puede calcularse en términos del coeficiente de difusión D , la energía libre de oxidación, que determina Δc , y los parámetros estructurales del cristal de óxido.

23.3 - PREVENCIÓN DE LA OXIDACION.

De las anteriores consideraciones se deduce que si el óxido es alta-

mente resistente al pasaje de electrones o de iones, es posible una alta resistencia a la oxidación. El Al, siendo un metal de valencia fija con alta afinidad con el oxígeno, forma un óxido, alúmina, que es un buen aislador eléctrico^y que suministra una película altamente protectora. Una alta energía libre de oxidación tiende a producir películas de óxido químicamente estables, densas y casi estequi^ométricas, con buenas propiedades protectoras, por ejemplo, Al_2O_3 , Cr_2O_3 , TiO_2 , BeO . Sin embargo, existe un requerimiento adicional en el sentido de que el volumen específico del óxido debe ser ligeramente mayor que el del metal, para formar una película compacta continua (regla de Pilling-Bedworth). Si el volumen específico del óxido es menor que el del metal, habrá tendencia a la formación de una película porosa y no protectora. Esta parece ser la causa por la cual las películas de óxido sobre metales con espaciados atómicos grandes como Na, K, Ca, Mg, son muy poco protectoras. Sin embargo, si el óxido es demasiado macizo, las tensiones generadas durante su formación pueden hacer que se descascaren, conduciendo a una oxidación del tipo ondulatoria.

Finalmente, un método importante para obtener resistencia a la oxidación es que la superficie del objeto en cuestión tenga una película de óxido protectora. Esto se puede lograr en muchas formas. Una de ellas es agregar un elemento aleante conveniente al metal. Para esto se emplea a menudo la regla de valencias de Hauffe, aunque no es absolutamente confiable; si el óxido es deficiente en átomos metálicos se agrega un elemento aleante de menor valencia para reducir el número de vacancias presentes; por otra parte, si el óxido contiene un exceso de metal, se agrega un aleante de valencia superior a la de la matriz.

Un metal noble, tal como Ag o Cu, puede ser protegido por oxidación selectiva. En este caso, se disuelve en el metal de base aproximadamente 1% de un metal altamente reactivo, tal como Al, procediéndose después a una oxidación cuidadosa en una atmósfera demasiado débil como para oxidar nada más que el metal aleante. A medida que los átomos de éste difunden

hacia la superficie del metal son oxidados, formandose una película estable. Por ejemplo, Al_2O_3 formado sobre Ag, conteniendo 92.5% Ag, 6.5% Cu, 1% Al, formando una plata resistente a la oxidación.

En el caso de hierro y del acero se hacen agregados mayores de aleantes para mejorar la resistencia a la oxidación. El Al y el Si forman ambos películas de óxido muy protectoras, pero las proporciones requeridas fragilizan el metal, restringiendo su empleo en la práctica. La adición más común es Cr. Un 12% en acero inoxidable para cuchillería, y más para acero inoxidable austenítico, por ejemplo, 18% Cr, 8% Ni, y en aceros resistentes al calor. Cuando se calienta hierro ordinario a temperaturas superiores a 600°C se forma una escama gruesa, formada por FeO en la proximidad del metal, con Fe_2O_3 en la superficie exterior y Fe_3O_4 formando una capa intermedia. Cuando se agregan las cantidades indicadas más arriba de Cr, las capas interiores son reemplazadas por una capa protectora de Cr_2O_3 , por debajo de una delgada capa exterior de Fe_2O_3 . Las notables propiedades protectoras del Cr_2O_3 a temperaturas elevadas hacen que el Cr sea un elemento aleante esencial en la mayoría de las aleaciones resistentes al calor, tales como el Nichrome (80% Ni-20% Cr) y varias aleaciones para turbinas de gas.

Se obtiene también protección recubriendo el objeto con un material adecuado. Además de los procesos de dorado y de cromado, existen otros procedimientos para recubrir metales, entre ellos mencionaremos el laminado sobre capas superficiales delgadas, por ejemplo, Al puro sobre aleaciones de aluminio; sumergiendo el metal en baños de metales fundidos (por ejemplo, Sn); calentando el objeto en una mezcla de polvos de Al- Al_2O_3 ; calentando el acero en un vapor de cloruro cromo; y por rociado con metales (por ejemplo, Al sobre acero). También es posible aplicar capas cerámicas, por ejemplo, siliciuros, boruros, alúmina, óxido crómico, por rociado u otros medios, aunque en tales casos es esencial formar una capa delgada, ya que de otra manera existe el riesgo de formación de fisuras

y separación de la capa protectora. Se han hecho grandes esfuerzos tratando de desarrollar recubrimientos resistentes a la oxidación para servicios a temperaturas elevadas, particularmente sobre los metales refractarios, tales como Mo y Cb. Los recubrimientos de siliciuros y aluminuros han sido más estudiados en este sentido, por ejemplo, Si_2Mo sobre Mo y Al_3Cb sobre Cb. Se han encontrado muchas dificultades, debido particularmente a la formación de fisuras en el recubrimiento causadas por las deformaciones térmicas durante el calentamiento y enfriamiento, pero se han desarrollado algunos recubrimientos con éxito moderado pero de estructura más compleja, por ejemplo, Cr-Ti-Si sobre aleaciones de Cb.

23.4 - CORROSION EN ACIDOS Y ALCALIS.

Una forma simple de corrosión es la disolución de un metal, tal como Zn o Fe, en ácidos diluidos. El metal pasa a solución como iones, y los iones hidrógeno de la solución se convierten en burbujas gaseosas sobre la superficie metálica. Los iones hidrógeno en solución, debido a su conversión a átomos neutros, absorben los electrones en exceso liberados por el metal, cuya carga eléctrica haría, de otra manera, que la reacción se detuviese. La superficie metálica continúa disolviéndose de manera homogénea hasta que la mayor parte de los iones hidrógeno son eliminados, y el potencial hidrógeno es reducido al del metal.

Puede prevenirse el ataque del acero por los ácidos diluidos mediante el estañado. En la tabla electroquímica el Sn está próximo al hidrógeno, tiene un sobrevoltaje de hidrógeno elevado, por lo que suministra un recubrimiento protector. Sin embargo, si existe un agujero en el recubrimiento, el Fe por debajo de él será atacado severamente por los ácidos inorgánicos diluidos. Por otra parte, el Sn forma iones complejos con el ácido cítrico y otros jugos ácidos, lo cual desplaza su potencial de electrodo tan fuertemente en la dirección negativa que se disuelve de manera preferencial respecto del Fe, de manera tal que éste sigue estando protegido

aún donde haya agujeros en el estañado.

Consideraremos ahora el efecto del sobrevoltaje de hidrógeno. Ya que la corrosión se produce por el flujo de iones metálicos positivos desde el metal hacia la solución, podemos interpretarla como el flujo de corriente eléctrica I bajo un potencial eléctrico E . Solamente cuando la corriente sea despreciable, E tendrá el valor dado por la ecuación:

$$E = E_0 + \frac{RT}{nF} \ln a$$

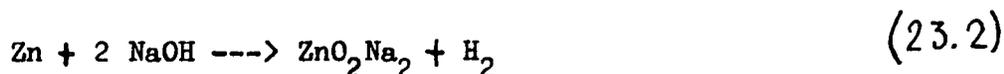
A velocidades finitas se produce la polarización de los electrodos, es decir, E cambia por la caída de voltaje a través de la superficie del metal necesaria para superar la barrera de energía de activación que se opone allí a las reacciones de electrodo. La Fig.23.4 muestra los potenciales de las medias células para la disolución metálica y el desprendimiento de hidrógeno, a varias velocidades, indicadas por la corriente de corrosión. La distancia vertical entre pares de curvas indica el potencial E disponible como fuerza motriz de la reacción de corrosión a una corriente dada I . Así, la corrosión puede desarrollarse hasta la velocidad que haga que este E se anule, es decir, hasta el valor de I al cual se cruzan las curvas. Vemos que el Zn, debido a su gran sobrevoltaje de hidrógeno, se corroe más lentamente que el Fe, es decir, $I_{Zn} < I_{Fe}$, aún cuando el Zn está más allá del hidrógeno que el Fe en la tabla electroquímica.

Las películas de óxidos fuertemente adherentes pueden proteger a los metales de la corrosión ácida simple. Así, el Al es atacado muy lentamente hasta que se disuelve la película de alúmina. El ácido nítrico y el ácido sulfúrico concentrado caliente son agentes oxidantes. Si se los emplea, o si se agrega a los ácidos tales como el ácido fluorhídrico agentes oxidantes, tales como cromatos o cloratos, se ayuda a la corrosión mediante la extracción de electrones del metal, los cuales toman parte en reacciones que crean óxidos de nitrógeno, dióxido de azufre o hidróxidos.

Sin embargo, cuando el agente oxidante es muy fuerte, el ácido puede oxidar directamente la superficie metálica y formar entonces una película de óxido adherente. En tales condiciones el metal queda inmune al ataque ulterior, comportándose como un metal noble. El metal ha sido inactivado o pasivado. El ácido nítrico concentrado caliente inactiva el Fe formando una película de Fe_2O_3 sobre su superficie. En estas condiciones el metal es remarcablemente resistente al ataque corrosivo. Lamentablemente, esta película es frágil, por lo cual no constituye un sustituto práctico para la película de Cr_2O_3 sobre el acero inoxidable.

El Pb presenta buena resistencia ante muchos ácidos. Se encuentra próximo al hidrógeno en la tabla electroquímica y tiene un sobrevoltaje de hidrógeno grande. Contra el ácido sulfúrico es protegido por una película insoluble de sulfato de plomo, que se forma sobre su superficie.

Muchos metales son atacados por soluciones alcalinas. Es familiar la sensibilidad de la vajilla de aluminio a la soda cáustica. Las soluciones de soda cáustica forman compuestos con muchos metales, entre ellos, FeO_2Na_2 sobre el Fe y compuestos similares (zincatos, aluminatos, etc.), sobre otros metales. A medida que se disuelve el metal se desprende hidrógeno, a través de una reacción tal como:



aún cuando la concentración de hidrógeno positivo en el álcalis sea muy baja. Esto se debe a que la formación de, por ejemplo, iones zincato mantiene muy baja la concentración de iones Zn^{++} en solución. Esto reduce el potencial de electrodo tan por debajo del de hidrógeno que el metal continúa disolviéndose y desprendiendo hidrógeno.

23.5 - CORROSION ELECTROQUIMICA.

Supongamos que una pieza de Fe esté parcialmente sumergida en una solución salina neutra, por ejemplo, cloruro de sodio, expuesta al aire. El Fe comienza a disolverse como iones Fe^{++} y el metal queda cargado ne-

gativamente debido a la eliminación de los iones positivos.

La reacción corrosiva se detendrá a menos que se elimine esta carga negativa. La reacción de desplazamiento $\text{Na}^+ \rightarrow \text{Na}$ no es posible porque el Na es más reactivo que el Fe. Los iones hidrógeno pueden absorber electrones, transformándose en átomos neutros y moléculas sobre la superficie metálica, pero la concentración de H^+ es ^{demasiado} baja en las soluciones neutras como para que esto sea algo más que un proceso secundario. En efecto, si se aísla la solución salina y el Fe del aire tendrá lugar muy poca corrosión.

Sin embargo, estamos considerando el sistema abierto al aire mostrado en la Fig. 23.5. La corrosión continuará sin interrupción sobre la parte baja del metal, indicada como ánodo en el diagrama. Aquí los iones Fe^{++} son liberados hacia la solución y los electrones hacia el metal. Estos electrones son ahora consumidos en una reacción catódica que tiene lugar sobre el metal cerca de la línea de separación agua-aire. Esencialmente, esta reacción es la conversión del oxígeno, proveniente del aire y disuelto en el agua, a iones negativos, siendo el producto de la reacción iones oxhidrilos, es decir,



Esta es una de las formas de la corrosión electroquímica, en la cual se crea un circuito eléctrico con un ánodo, un cátodo y un electrolito como conductor entre ellos y un camino conductor electrónico entre ellos a través del metal. Las reacciones anódica y catódica ocurren necesariamente a la misma velocidad, y se ha probado que una corriente fluye en el circuito a una velocidad equivalente, en el sentido de Faraday, a la cantidad de metal corroída.

Vemos que esta célula diferencial es tal que la corrosión tiene lugar donde la concentración de oxígeno es baja. Además, aunque se forma una película de óxido delgada sobre las áreas catódicas, y en la región entre

ánodo y cátodo tiene lugar la formación de una cierta cantidad de herrumbre, no se depositan productos de la corrosión sobre la región corroída. En el ánodo, los iones Fe^{++} pasan a la solución donde encuentran iones OH^- provenientes del cátodo, que están también en solución, y forman hidróxido ferroso, $Fe(OH)_2$. Según sea el estado de aereación en la solución, éste puede oxidarse a $Fe(OH)_3$ o a una herrumbre rojo-café de $Fe_2O_3 \cdot H_2O$, o a magnetita negra, Fe_3O_4 .

La corrosión electroquímica por aereación diferencial es muy importante desde el punto de vista práctico. Las gotas de agua que se acumulan en las grietas o en las separaciones entre placas remachadas o unidas con pernos, o por debajo de arena o tierra depositadas sobre una superficie, pueden actuar como células de aereación diferencial conducentes a la corrosión localizada, ya que el oxígeno proveniente del aire puede disolverse en el agua a través de la superficie pero no puede penetrar fácilmente hasta los extremos de las grietas. Las superficies homogéneas, continuas y limpias son resistentes a esta forma de corrosión.

¿Qué determina la velocidad de esta corrosión? Tenemos un conjunto de procesos vinculados—penetración de oxígeno del aire al cátodo, reacciones en el ánodo y en el cátodo, conducción electrónica y electrolítica—y todas ellas están controladas por la reacción más lenta. La conducción electrolítica puede ser el proceso que controla la velocidad en agua pura, pero la conductividad de las soluciones salinas es generalmente más que la adecuada, y en tales casos el suministro de oxígeno al área catódica es usualmente el proceso que controla la velocidad. Esto presenta varias consecuencias importantes. Por ejemplo, si el área próxima a la línea a agua-aire aumenta, aumentará proporcionalmente la velocidad de corrosión, aún cuando se produzca de manera concentrada sobre un ánodo de área constante. Pequeñas regiones anódicas en contacto con regiones catódicas grandes, por ejemplo, el fondo de una grieta en la superficie de una lámina grande, pueden ser así atacadas de manera intensa. También se deduce que,

cuando los procesos de conductividad no son los determinantes de la velocidad, el ataque anódico no se distribuirá de manera homogénea sobre toda el área anódica del metal. Puede concentrarse de manera local e intensa sobre los puntos más altamente anódicos, tales como hoyos, rayaduras, fisuras en las películas de óxido superficiales, regiones deformadas plásticamente y altamente tensionadas, e inclusiones extrañas.

Cuando se unen metales diferentes y se los expone a una solución conductora, puede producirse corrosión galvánica. La Fig. 23.6 muestra un ejemplo. El hierro pasa a la solución como iones Fe^{++} y los electrones dejados detrás viajan a través del cobre, donde toman parte en la reacción 23.3, la cual produce iones OH^- sobre la superficie. Este tipo de corrosión es muy perjudicial debido a que se concentra sobre el metal menos noble en la unión metal-metal, donde se produce un ataque profundo. Sobre la unión puede pasar una gran corriente de corrosión debido a que la resistencia eléctrica del corto camino a través del electrolito es baja.

Muchas formas de unión metálica son susceptibles a la corrosión galvánica y podemos mencionar entre ellas los diversos tipos de soldadura y la unión mediante pernos. Debido a los efectos extremadamente perjudiciales de este tipo de corrosión, se evitan tanto como sean posible las uniones entre metales diferentes desde el punto de vista electroquímico cuando las partes deban estar expuestas al agua, particularmente al agua de mar, y a atmósferas húmedas. También puede tener lugar la corrosión galvánica en escala microscópica, entre los constituyentes de aleaciones multifásicas y de metales impuros que contienen partículas extrañas o compuestos intermetálicos.

No siempre es posible predecir, a partir de la tabla electroquímica, cuáles metales se comportarán como ánodos o cátodos cuando se los una, o cual será el voltaje de la célula. Por ejemplo, si un metal altamente reactivo es cubierto por una película protectora de óxido, sus iones no pueden abandonarlo fácilmente, pasando a la solución, aún cuando el metal sea fá-

cilmente ionizable. Así, el titanio se comporta como un metal noble en una célula galvánica y el aluminio cubierto con óxido actúa como un cátodo respecto de un ánodo de Zn, a pesar de las posiciones relativas de estos metales en la tabla electroquímica. Generalmente, el acero inoxidable 18-8 se encuentra en el estado noble, pasivo, pero si su capa de óxido es destruída se hace reactivo y mucho más susceptible al ataque galvánico. Tomando pares de metales y aleaciones en un dado medio, tal como agua de mar, y observando cuáles de ellos se comportan como ánodos, puede prepararse una serie galvánica, similar pero no idéntica a la serie electroquímica, en la cual los metales y aleaciones se presentan en orden creciente de reactividad, como en la tabla 23.1. Por ejemplo, el acero inoxidable o el latón incrementan la corrosión del acero dulce en agua de mar.

La corrosión galvánica puede emplearse exitosamente en métodos de protección catódica y protección por ánodo de sacrificio, en los cuales se produce la inyección de electrones en el metal protegido para cargarlo negativamente, impidiendo así el escape de los iones positivos. En 1824 sugirió Davy que las ensambladuras de cobre sobre los barcos de madera podrían protegerse de la corrosión marina colocando trozos de Zn o de Fe en contacto con ellas, distribuídas sobre los cascos de los barcos. Estos metales se disuelven de manera preferencial mientras que el Cu absorbe sus electrones, siendo así protegido. Un ejemplo moderno familiar es la lámina galvanizada. Si se producen agujeros en el recubrimiento de Zn, formándose allí células electrolíticas cuando la lámina está húmeda, el Fe es protegido catódicamente por la corrosión de sacrificio del Zn, a temperaturas por debajo de 70°C. La protección catódica es importante y muy empleada en los barcos y en las tuberías que atraviesan suelos húmedos. Se colocan ánodos auxiliares en el medio corrosivo a intervalos adecuados, en contacto con el metal a proteger. Estos ánodos auxiliares pueden ser de un metal reactivo, tal como Mg, o un material tal como grafito o Fe, que se carga después positivamente mediante una conexión eléctrica al me-

tal a proteger a través de un generador de corriente continua, el cual asegura un flujo de electrones desde los ánodos de sacrificio hasta el metal protegido.

23.6 - CORROSIÓN ATMOSFERICA.

La herrumbre en el hierro y el acero expuestos a la atmósfera depende mucho de la humedad. Si el aire es tan húmedo que se forma una película de humedad sobre la superficie metálica, puede producirse corrosión electroquímica en los sitios débiles de la capa de óxido. Un aspecto importante en este caso es que la superficie grande es muy accesible al oxígeno debido a que la película electrolítica es delgada, por lo cual la velocidad de corrosión no está limitada por la velocidad de suministro de oxígeno.

En aire menos húmedo, donde la superficie permanece seca, puede tener lugar la corrosión debido a que el óxido de hierro es higroscópico. Por debajo de aproximadamente 60% de humedad relativa, no habrá formación de herrumbre, sino, solamente, una película de óxido formada al aire; se formará herrumbre y se desarrollará de una manera severa cuando la humedad sea mayor del 80%.

Esta corrosión es fuertemente incrementada por la presencia de partículas extrañas en el aire, que puedan depositarse sobre el metal, en particular, partículas de sales higroscópicas, como sulfato de amonio o cloruro de sodio. El dióxido de azufre es particularmente dañino y es el principal responsable de las altas velocidades de corrosión observadas en áreas industriales. Su efecto es incrementado por la presencia de partículas de hollín, las cuales lo absorben y trasladan en forma concentrada hasta las superficies sobre las cuales se depositan.

Si se filtra cuidadosamente el aire, para eliminar todas las partículas de polvo e impurezas, ya no se formará más herrumbre. En cambio, la película de óxido formada al aire crecerá lentamente, haciéndose cada vez más gruesa y más protectora. Así, si se envuelve hierro limpio en, por

ejemplo, muselina limpia, y se lo mantiene durante períodos largos, se hace bastante resistente a la corrosión atmosférica.

23.7 - CORROSION INTERGRANULAR Y DESZINFICACION.

Debido a anormalidades en estructura y composición, los límites de grano son a menudo sitios favorables para el ataque anódico localizado. Esta tendencia existe, en cierto grado, en todos los metales policristalinos, pero es particularmente severa en ciertas aleaciones. El ejemplo famoso es el acero inoxidable que, bajo ciertas condiciones metalúrgicas, se hace tan sensible que sus límites de grano pueden ser totalmente corroídos y sus granos no atacados pueden separarse fácilmente. Normalmente el metal es protegido por el cromo en solución sólida, que permite la formación de una capa de óxido inerte sobre su superficie. Sin embargo, un calentamiento hasta 500 - 800°C puede provocar que el cromo próximo a los límites de grano sea eliminado de la solución sólida para formar precipitados de carburo de cromo. Al haber disminuído la concentración de cromo sobre capas delgadas en torno a los límites de grano, éstas no estarán ya protegidas por la película inerte y se hacen anódicas respecto del resto de la superficie. Como son muy angostas, son fuertemente atacadas por la corriente de corrosión generada a partir de las reacciones catódicas sobre el resto de la superficie metálica. Esta forma altamente específica de corrosión puede ser producida por el tratamiento térmico dado por soldadura por fusión, que puede producir zonas de metal altamente susceptibles a lo largo de las soldaduras. Puede superarse este efecto estableciendo el acero inoxidable por agregado de una pequeña cantidad (0.5%) de un elemento fuertemente formador de carburos, tal como titanio o niobio, los cuales toman el carbono y dejan que el cromo libre permanezca en solución.

Existen otros muchos tipos especiales de corrosión. Uno de ellos, que a veces es importante en los latones, es la deszinficación, la eliminación selectiva de zinc de la aleación, dejando una masa esponjosa de co-

bre. Esto constituyó un problema grave en los tubos de los condensadores de los barcos. Parece ser que el zinc se elimina anódicamente dejando vacancias, particularmente cerca de los límites de grano, aunque puede haber también cierta solución y deposición de iones cobre. Puede superarse este problema mediante el agregado de aproximadamente 0.05% de arsénico al latón.

23.8 - PREVENCIÓN O LIMITACIÓN DE LA CORROSIÓN.

La mayoría de los métodos para impedir la corrosión depende de la separación del metal del agente corrosivo mediante algún tipo de capa protectora. Antes de discutir estos métodos consideraremos aquéllos que no dependen de tales capas protectoras. Ya hemos mencionado algunos; por ejemplo, la importante técnica de protección catódica que utiliza ánodos de sacrificio; también hemos mencionado la disminución de la corrosión atmosférica por la reducción de la contaminación atmosférica o, en ambientes cerrados, filtrando y secando el aire.

Existen varios otros métodos que se deducen directamente de los principios generales que hemos reseñado. La corrosión electroquímica depende de la conducción a través del electrolito; por lo tanto, es ventajoso, cuando posible, mantener la conductividad del electrolito tan baja como sea posible, por ejemplo, abasteciendo a los barcos en agua limpia de los ríos en vez de ^{hacerlo en} agua de mar. La corrosión electroquímica depende también de la conducción metálica del ánodo hasta el cátodo; por lo tanto, cuando sea posible, deberá emplearse una arandela aislante para separar dos metales diferentes en la unión, aunque el efecto de esto puede ser anulado si el metal catódico se disuelve en el electrolito para depositarse después sobre parte del metal anódico. La corrosión electroquímica depende también del suministro de oxígeno al cátodo; por lo tanto, la eliminación de oxígeno del electrolito es un método útil para inhibir la corrosión. Esto puede lograrse calentando la solución o manteniéndola bajo presión reduci-

da o bajo un gas inerte tal como el nitrógeno; puede también añadirse sulfato de sodio a la solución (o hidrazina).

La corrosión en ácidos depende del potencial de electrodo y del sobrevoltaje. El níquel tiene un sobrevoltaje elevado y, en altas concentraciones, es un elemento aleante útil para dar resistencia a las aleaciones bajo condiciones en las cuales el contenido de oxígeno es bajo. El metal Monel (70% Ni-30%Cu) es un ejemplo de este tipo de aleación. Cuando sea esencial un grado máximo de resistencia, como en los materiales dentales y en el instrumental de laboratorio, deberán emplearse, desde luego, metales nobles tales como platino y oro.

Consideraremos ahora los métodos que dependen de la presencia de capas protectoras. Puede evitarse, a veces, la corrosión en soluciones neutras agregando al solvente inhibidores catódicos o anódicos. Por ejemplo, con hierro en solución salina, la corrosión continúa normalmente sin disminución en los puntos débiles de la capa de óxido, debido a que los productos anódicos y catódicos (Fe^{++} y OH^- , respectivamente), se disuelven en la solución y no se forman precipitados cerca del sitio donde se producen las reacciones de electrodo. Los inhibidores catódicos y anódicos suministran tales precipitados sobre el cátodo o ánodo, respectivamente, suprimiendo así la corrosión.

Un inhibidor catódico importante es el bicarbonato de calcio, presente naturalmente en el agua dura, que forma carbonato de calcio sobre las partes catódicas del metal, bloqueando allí la reacción. Se agregan a veces sales solubles de magnesio o zinc (sulfato de magnesio o sulfato de zinc), a las soluciones neutras porque forman precipitados de hidróxidos sobre el cátodo. Todos estos precipitados deben ser aislantes electrónicos para que sean efectivos, ya que de otra manera la reacción catódica puede continuar sobre la superficie exterior del precipitado.

Los inhibidores anódicos sobre hierro y acero, convierten los iones Fe^{++} , a medida que abandonan el metal, en precipitados insolubles que blo-

quean la reacción anódica, usualmente sobre los agujeros de la capa de óxido. El precipitado principal es el óxido férrico.

Las sustancias típicas empleadas como inhibidores anódicos son el cromato de potasio y el sulfato de potasio; también se emplean diversos álcalis, aunque éstos son efectivos solamente cuando existe oxígeno en la solución. Ya que los inhibidores anódicos no tienen efecto directo sobre la reacción catódica, existe un riesgo considerable de una reacción anódica intensa sobre puntos débiles localizados, que formaría picado si el inhibidor no llegase a sellar completamente el ánodo. Por lo tanto, es esencial que la concentración del inhibidor anódico exceda la cantidad mínima necesaria para una película completa. Afortunadamente, algunas sustancias, como el benzoato y el cinamato de sodio, parecen no producir picado, cualquiera sea la cantidad presente, y éstos se emplean como inhibidores anódicos en los radiadores de automóviles.

El acero trabajado en caliente es generalmente decapado en soluciones calientes de ácido sulfúrico para eliminar las capas de óxido, por ejemplo, antes del estañado o galvanizado. Es importante minimizar el ataque del ácido sobre el metal mismo mientras se elimina el óxido, agregándose para esto sustancias orgánicas tales como tiourea, quinolina y piridina, a la solución de decapado; tales sustancias contienen azufre y nitrógeno. Estos átomos polares permiten que las moléculas se fijen a la superficie del metal formando una capa absorbida que inhibe el proceso de corrosión. Es condición importante de estos inhibidores del picado que sean capaces de limitar la absorción por el metal del hidrógeno liberado por el ataque ácido, ya que éste podría provocar la formación de ampollas y la fragilización.

una

En muchas circunstancias es imposible o indeseable formar/capa protectora mediante el agregado de sustancias al medio corrosivo. Es entonces necesario modificar el metal mismo, ya sea mediante el agregado de ^{un} elemento

aleante que permita la formación de la película protectora (por ejemplo, cromo en acero inoxidable; también un 14% Si en hierro fundido, que forma una capa de SiO_2 resistente a los ácidos), o recubriendo directamente la superficie metálica con una capa protectora.

Se emplean muchos tipos de capas metálicas. Las capas metálicas inertes, por ejemplo oro, cobre y níquel, deben ser completamente continuas para proteger un metal tal como el hierro; de otra manera, como sucede en el estañado, el hierro expuesto en los puntos libres puede hacerse anódico respecto del metal protector, siendo intensamente atacado. Los recubrimientos metálicos de base (por ejemplo, zinc o hierro) suministran protección por sacrificio al metal subyacente, como hemos discutido en el párrafo 23.5. Los recubrimientos de cromo y aluminio proveen capas de óxidos protectoras. El método más usado es la aplicación de capas mediante electrodeposición, aunque también son importantes las técnicas de laminación, deposición, inmersión, etc.

Entre los recubrimientos no-metálicos podemos mencionar los diversos esmaltes vidriados, que son excelentes en tanto permanezcan inalterados y sin fisuras; varios materiales de recubrimiento tales como plásticos orgánicos, goma, alquitrán o grasa; también recubrimientos fosfatados, que se forman sobre el acero sumergiendo el metal en una solución de fosfatos y ácido fosfórico; y el proceso de anodizado, particularmente efectivo sobre el aluminio, en el cual se forma una película gruesa de óxido muy adherente mediante electrólisis del metal, como ánodo, en un baño de ácido crómico, sulfúrico u oxálico.

Desde luego, el método más familiar para aplicar una capa protectora es la pintura. Las pinturas al aceite están formadas por pigmentos suspendidos en aceite de linaza al cual se agrega aguarrás vegetal o mineral, y un linoleato o naftenato metálico, como agente secante. Los principales pigmentos empleados son el rojo de plomo, cromato y óxido de zinc, óxido de hierro y aluminio en polvo. Las capas de pintura son aislantes electró-

nicos y, por lo tanto, no puede producirse la reacción catódica excepto sobre la superficie metálica. Sin embargo, esta reacción no es inhibida porque la película es generalmente porosa y permite que el oxígeno y el agua migren bastante fácilmente a través de ella. La efectividad de una pintura depende de la alta resistencia que suministra al camino electrolítico entre las áreas anódica y catódica del metal y, también, cuando se encuentran presentes ciertos pigmentos, es importante la inhibición anódica que puede proveer. Los cromatos ligeramente solubles en la pintura pueden disolverse lentamente cuando existe agua presente, haciendo que la superficie metálica subyacente sea pasiva. El rojo de plomo reacciona con el aceite de linaza para formar jabones que se descomponen ulteriormente en la sal de plomo de los diversos ácidos grasos (por ejemplo, azelaínico, subérico, pelargónico, etc.), que son buenos inhibidores anódicos.

Con respecto a la economía mundial, el problema más importante en cuanto a corrosión es la del acero estructural en aire húmedo. El ataque anódico se produce en las grietas, donde puede acumularse usualmente sulfato ferroso formado a partir del dióxido de azufre adsorbido a partir del aire, y que puede posteriormente convertirse en sulfato, con la formación de capas de herrumbre sobre las áreas catódicas de la superficie metálica. Como esta herrumbre no puede ser fácilmente eliminada, frecuentemente se aplica pintura sobre ella, lo cual da solamente una protección temporal. Sin embargo, esta herrumbre adherente puede formar un systrato estable para una película de pintura permanente. La dificultad radica en esas porciones de sulfato ferroso que catalizan la formación adicional de herrumbre por debajo de la pintura. Debido al volumen de herrumbre allí formado, puede producirse una cierta hinchazón que produce aberturas que facilitan el camino a través de la pintura para que continúe el ataque atmosférico. Puede emplearse una pintura que contenga zinc metálico para extraer los iones sulfato de las grietas. Las partículas de zinc en con-

tacto con el acero se hacen anódicas, invirtiéndose así la dirección del flujo de corriente en las grietas, de modo que los aniones fluyen hacia afuera. Es necesario incluir en la pintura cadmio en polvo para que, después de que las partículas de zinc próximas al acero hayan sido corroídas, el contacto metálico sea aún mantenido entre el acero y las partículas de zinc presentes todavía en la capa de pintura.

23.9 - CORROSION BAJO TENSION.

Consideraremos ahora la desintegración de un metal bajo la acción combinada de la corrosión química y la tensión mecánica. El primer reconocimiento de la formación de fisuras por corrosión bajo tensión surgió con el problema de los cartuchos de latón en el siglo XIX, que sufrían una fractura intergranular frágil cuando el latón deformado en frío, con una gran concentración de tensiones internas, se exponía a atmósferas que contenían vestigios de amoníaco, y que se pudo evitar sometiendo al metal a un suave tratamiento de recocido después del trabajado. Desde entonces se identificaron muchos otros ejemplos; entre ellos mencionaremos la fragilización por los agentes cáusticos en los calentadores de agua, debido a la acción conjunta de una tensión elevada y altas concentraciones de iones hidroxilo; la formación de fisuras intergranulares de las aleaciones de aluminio; la formación de fisuras transgranulares de las aleaciones de magnesio; y la formación de fisuras transgranulares en los aceros inoxidable austeníticos en soluciones que contengan iones cloruro o hidroxilo.

En la formación de fisuras por corrosión bajo tensión existe usualmente muy poca corrosión total, pero el metal se quiebra por el pasaje de una fisura macroscópicamente aguda y estrecha a través de la línea de tensión tensil principal; por ejemplo, a una velocidad del orden de 1 mm/h en acero inoxidable austenítico tensionado en solución caliente de cloruro de magnesio.

No se ha establecido totalmente todavía el mecanismo de la fractura por corrosión bajo tensión. Existen varios efectos posibles- por ejemplo,

fragilización por absorción en el metal del hidrógeno liberado por el ataque corrosivo en la punta de la fisura, o disolución en el medio corrosivo del material en los errores de apilamiento sobre las bandas de deslizamiento- pero parece posible que una causa general de la formación de fisuras transgranulares es la disolución anódica del metal deformado plásticamente en el fondo de la fisura. Esto está ilustrado en la Fig.23.7. La tensión de fluencia es excedida localmente en la región por delante de la extremidad de la fisura (A). Allí el metal se deforma plásticamente abriendo ligeramente dicha extremidad, y se expone así una superficie metálica altamente anódica donde la disolución puede producirse fácilmente sobre las dislocaciones. La mayor parte de la reacción anódica, que equilibra la conversión catódica del oxígeno y el agua en hidroxilos sobre la superficie exterior C, se produce entonces en el extremo de la fisura, mientras que los lados débilmente anódicos de la fisura (B) permanecen prácticamente inactivas. La polarización de concentración en la solución sobre el extremo de la fisura, que podría oponerse a este efecto, puede ser superada por el agrandamiento gradual de la fisura debido a la fluencia plástica sobre el extremo, de manera tal que continuamente se absorbe líquido fresco dentro de la fisura.

Las observaciones realizadas mediante microscopía electrónica han sugerido que los metales y aleaciones más susceptibles a la formación de fisuras transgranulares por corrosión bajo tensión presentan energías bajas de error de apilamiento. No está claro, sin embargo, si esto significa que las fallas de apilamiento mismas son los puntos propicios para el ataque anódico localizado, o si se atacan los grupos de dislocaciones apiladas. Sin embargo, implica que la resistencia a este tipo de corrosión puede aumentarse ajustando la composición de la aleación tratando de aumentar la energía del error de aplamiento.

La formación de fisuras intergranulares por corrosión bajo tensión

puede tener varias causas. En el caso del latón α en un entorno amoniacal, puede deberse a la deszincificación local a lo largo de los límites de grano (ver parágrafo 23.7). La tensión abre un límite tal formando una fisura intergranular, y la punta es así expuesta a una ulterior deszincificación. Las aleaciones de aluminio de alta resistencia son a veces susceptibles a la formación de fisuras intergranulares en soluciones de cloruros. Se produce deformación plástica localizada en las zonas blandas estrechas en torno a los límites de grano. Presumiblemente, el metal altamente dislocado así formado y expuesto por esta deformación en la punta de una fisura intergranular, se disuelve anódicamente en la forma descrita en la Fig.23.7.

23.10 - FATIGA POR CORROSION.

La resistencia a la fatiga de los metales y aleaciones es a menudo muy reducida en presencia de un entorno corrosivo. La Fig.23.8 muestra un ejemplo típico de esta fatiga por corrosión. La relación de daño (es decir, la resistencia a la fatiga por corrosión dividida por la resistencia a la fatiga en aire), debida, por ejemplo, a un entorno de agua salada, es aproximadamente 0.4 para aleaciones de aluminio, 0.5 para aceros inoxidables, 0.2 para aceros al carbono y 1.0 para cobre. Se acentúa por una agitación rápida del medio corrosivo sobre la superficie del metal, lo cual va eliminando toda capa protectora que podría formarse. Ya que en la práctica se produce a menudo esta corrosión por erosión, es necesario simularla en los ensayos de laboratorio, tales como el "salt spray test".

En un sentido, casi todos los ensayos prácticos de fatiga se realizan bajo condiciones de corrosión porque aún el aire puede reducir el límite de fatiga de un metal en un orden de magnitud, comparado con la fatiga en el vacío. Sin embargo, los efectos más marcados se producen en entornos como agua de mar. No se ha establecido todavía una teoría detallada de la fatiga por corrosión. La forma de la fisura de fatiga no es alterada,

generalmente, por la presencia del agente corrosivo. Simplemente, la fisura crece más rápidamente. Posiblemente, opera un proceso similar al descrito en la Fig.23.7. Durante la fase tensil del ciclo de fatiga, la punta de la fisura es deformada plásticamente y esto expone el metal deformado plásticamente allí al agente corrosivo, el cual es simultáneamente absorbido en la fisura de fatiga. La mayoría de los métodos desarrollados para la protección de la corrosión simple, por ejemplo, los recubrimientos protectores, inhibidores, protección catódica usando anodos de sacrificio, y aquellos desarrollados para la protección en el caso de la fatiga simple, por ejemplo, aleando la superficie o deformándola localmente para promover tensiones compresivas, son también convenientes para mejorar la resistencia a la fatiga por corrosión de los metales.

TABLE 9.2. STANDARD ELECTRODE POTENTIALS, HYDROGEN SCALE, 25°C

| Metal | Ion | Volts | Metal | Ion | Volts |
|-------|------------------|--------|-------|-------------------------------|---------|
| Cs | Cs ⁺ | -3.02 | Ni | Ni ²⁺ | -0.25 |
| Li | Li ⁺ | -3.02 | Sn | Sn ²⁺ | -0.136 |
| Rb | Rb ⁺ | -2.99 | Pb | Pb ²⁺ | -0.126 |
| K | K ⁺ | -2.922 | H | H ⁺ | 0 |
| Na | Na ⁺ | -2.712 | Sb | Sb ³⁺ | +0.11 |
| Ca | Ca ²⁺ | -2.5 | Cu | Cu ²⁺ | +0.34 |
| Mg | Mg ²⁺ | -2.34 | Hg | Hg ₂ ²⁺ | +0.7986 |
| Al | Al ³⁺ | -1.67 | Ag | Ag ⁺ | +0.7995 |
| Ti | Ti ²⁺ | -1.63 | Pd | Pd ²⁺ | +0.82 |
| Zn | Zn ²⁺ | -0.762 | Hg | Hg ₂ ²⁺ | +0.86 |
| Cr | Cr ²⁺ | -0.6 | Pt | Pt ²⁺ | +1.20 |
| Cr | Cr ³⁺ | -0.5 | Au | Au ³⁺ | +1.50 |
| Fe | Fe ²⁺ | -0.44 | | | |
| Cd | Cd ²⁺ | -0.4 | | | |
| Co | Co ²⁺ | -0.29 | | | |

Reactive metals ↑

Noble metals ↓

DIRECTORIO DE ASISTENTES AL CURSO DE METALURGIA FISICA PARA INGENIEROS (DEL 29 DE OCTUBRE AL 14 DE DICIEMBRE DE 1973)

| <u>NOMBRE Y DIRECCION</u> | <u>EMPRESA Y DIRECCION</u> |
|--|--|
| 1. ING. JORGE AACH PRELL
Pisagua No. 519
Col. Guadalupe Tepeyac
México 14, D. F.
Tel: 5-67-49-51 | CADENAS Y TABLILLAS, S. A.
Poniente 146 No. 500
Col. Industrial Vallejo
México 14, D. F.
Tel: 5-67-99-00 |
| 2. ING. ARMANDO AMEZQUITA URBINA
Niño Perdido No. 866-202
Col. Narvarte
México, D. F.
Tel: 5-32-88-40 | HERCO, S. A.
Calle Tres No. 19-B
México, D. F.
Tel: 5-76-59-11 |
| 3. PROF. HELIODORO BENAVIDES BONILLA
México, D. F. | |
| 4. ING. HECTOR DE LOS COBOS GALLEGOS
Uxmal 412-7
Col. Navarte
México, D. F.
Tel: 5-36-15-99 | INTERNACIONAL DE ACEROS, S. A.
Av. Ceylán No. 1042
Col. Industrial Vallejo
México, D. F.
Tel: 5-67-43-44 |
| 5. ING. RAUL ESPINOSA ISLAS
México, D. F. | |
| 6. ING. ABRAHAM FENTANES LOPART
Edificio 733 Entrada C. Depto. 7
Sección "C"
Unidad Kennedy
México, D. F.
Tel: 5-52-32-92 | CENTRO NACIONAL DE ENSEÑANZA TECNICA INDUSTRIAL
Av. de las Granjas No. 687
México, D. F.
Tel: 5-61-35-11 |
| 7. PROF. MARIO GOMEZ VILLEDA
Poniente 148 No. 519
Col. Industrial Vallejo
México 14, D. F.
Tel: 5-87-50-68 | CENTRO NACIONAL DE ENSEÑANZA TECNICA INDUSTRIAL
Av. Las Granjas 682
México 16, D. F. |
| 8. SR. ROBERTO JUAREZ S.
México, D. F. | CENTRO NACIONAL DE ENSEÑANZA TECNICA INDUSTRIAL
Av. de las Granjas No. 687
México, D. F. |

DIRECTORIO DE ASISTENTES AL CURSO DE METALURGIA FISICA PARA INGENIEROS (DEL 29 DE OCTUBRE AL 14 DE DICIEMBRE DE 1973)

| <u>NOMBRE Y DIRECCION</u> | <u>EMPRESA Y DIRECCION</u> |
|---|---|
| 9. ING. JUAN HUMBERTO LECHUGA MARIN
Av. del Taller 470
Col. Jardín Balbuena
México, D. F.
Tel: 5-52-25-07 | EUTECTIC MEXICANA, S. A.
Poniente 116 No. 576-D
Col. Industrial Vallejo
México, D. F.
Tel: 5-67-02-20 |
| 10. ING. HECTOR ANTONIO LOPEZ CURTO
México, D. F. | |
| 11. ING. ANTONIO MARTINEZ VAZQUEZ
Lago Gascasónica 180-5
México, D. F. | CENTRO NACIONAL DE ENSEÑANZA TECNICA INDUSTRIAL
Av. de las Granjas 682
México, D. F.
Tel: 5-61-35-11 |
| 12. ING. JORGE MOLINA GOMEZ
Norte 90 No. 5821
Col. G. Sánchez
México, D. F. | HERCO, S. A.
Calle Tres 19-B
Naucalpan
Edo. de México
Tel: 5-76-60-33 |
| 13. ING. ORLANDO MORALES APREZA
México, D. F. | CENTRO NACIONAL DE ENSEÑANZA TECNICA INDUSTRIAL
Av. de las Granjas 687
México, D. F.
Tel: 5-61-35-11 |
| 14. SR. EMMANUEL ONTIVEROS ORTEGA
Bravo Sur No. 106
Toluca Edo. de México
Tel: 5-64-30 | INSTITUTO MEXICANO DEL CEMENTO Y DEL CONCRETO
Insurgentes Sur No. 1846
México, D. F.
Tel: 5-24-14-32 |
| 15. ING. JOSE LUIS PALACIOS VELAZQUEZ
San Miguel 30-17
Coyoacán
México 21, D. F.
Tel: 5-30-85-69 | SIDERURGICA NACIONAL, S. A.
San Lorenzo 1009-401
México, D. F.
Tel: 5-75-51-09 |

DIRECTORIO DE ASISTENTES AL CURSO DE METALURGIA FISICA PARA INGENIEROS (DEL 29 DE OCTUBRE AL 14 DE DICIEMBRE DE 1973)

NOMBRE Y DIRECCION

EMPRESA Y DIRECCION

16. ING. RODOLFO PEREZ HERRERO
Edif. 13 Entrada "A"
Depto. 102
Unidad Juan de Dios Batiz
México, D. F.
Tel: 5-86-45-65

CAMERON IRON WORKS DE MEXICO, S.A.
San Ricalas 116
Tlanepantla
Edo. de México
Tel: 5-65-09-33

17. ING. JESUS REVUELTA GUTIERREZ
México, D. F.

18. SR. GUSTAVO SALDIVAR
México, D. F.

CENTRO NACIONAL DE ENSEÑANZA TECNICA INDUSTRIAL
Av. de las Granjas No. 687
México, D. F.
Tel: 5-65-35-11

19. QUIM. HERMINIO VAZQUEZ SANTIAGO
Av. La Carreta No. 44-208-D
Villa Coapa
México, D. F.

SIDERURGICA NACIONAL, S. A.
Av. San Lorenzo No. 1009-2o. Piso
México 12, D. F.



DIRECTORIO DE PROFESORES DEL CURSO
METALURGIA FISICA PARA INGENIEROS

Drá. Dora M. K. de Grinberg
Investigadora en Metalurgia
Centro de Investigación de
Materiales, UNAM

Dr. Adolfo Grinberg
Investigador en Metalurgia
Centro de Investigación de
Materiales, UNAM



DISLOCACIONES

D.M.K. de Griaberg
Investigador Titular de Tiempo Completo
Centro de Investigación de Materiales
U.N.A.M.

1973

Este curso de introducción a la teoría de las dislocaciones fue dictado por primera vez en Noviembre de 1957, en el Instituto de Física "J. S. Balseiro", San Carlos de Bariloche, R. Argentina.

El formidable desarrollo de esta teoría durante los dieciseis años transcurridos ha hecho que muchos detalles de los mecanismos aquí discutidos hayan sido reemplazados por otros más próximos a las observaciones experimentales. Sin embargo, sigue siendo válida la descripción básica de la teoría misma y de sus aplicaciones al crecimiento de cristales, al endurecimiento por trabajo y al recocido de los metales deformados.

Su mérito pedagógico esencial consiste en la presentación fenomenológica, sin la alta sofisticación matemática indispensable en el desarrollo cuantitativo de la teoría. Por que todavía hoy dicho aspecto de estas notas sigue siendo válido, y por ser la primera presentación en castellano, de nuestro conocimiento, de este aspecto de la física de los metales, hemos considerado de utilidad su reimpresión.

A. Grinberg

México, D.F., Noviembre de 1973

Origen e historia de la teoría de las dislocaciones - Resumen del trabajo original de Taylor - Dislocación Lineal - Dislocación Tornillo - Circuito de Burgers; vector de Burgers - Conservación o invariancia del vector de Burgers - Ramificación de una dislocación - Dislocaciones curvadas.

La teoría de las dislocaciones surgió como tal en el año 1934 con tres trabajos fundamentales: el de Taylor (Proc. Roy. Soc. A 145, (1934), 362), el de Polanyi (Z, Phys. 89, (1934), 634) y el de Orowan (Z Phys. 89 (1934) 660.

Estos trabajos trataron de explicar el mecanismo de deformación plástica en monocristales; la explicación se hacía indispensable dentro del campo industrial y del teórico.

Era conocido en la práctica que los metales fluyen o se deforman plásticamente con relativa facilidad.

Desde el punto de vista teórico también se conocía la estructura de los metales como estando constituidos por un enrejado tridimensional. Conociendo el número de átomos que hay por centímetro cuadrado a través de un plano del enrejado cristalino es posible calcular la tensión que es necesario aplicar para que el cristal se deslice sobre ese plano, un espacio atómico.

Los valores teóricos y los prácticos diferían notablemente, presentando los cristales reales una resistencia disminuída a la tracción. Es decir, los metales reales son mucho más "blandos" que los cristales perfectos.

El trabajo de Taylor fue el primero en atacar el problema desde un punto de vista completamente nuevo e introduciendo el concepto de un defecto cristalino: la dislocación, no planteando hasta entonces para esta clase de problemas.

Sea el ordenamiento en un cristal perfecto el que se presenta en la Fig. 1, la curva inferior representa el potencial a lo largo del plano CD debido a cada fila, éste puede ser representado por una función:

$$\phi = -A \cos \frac{2\pi x}{a}$$

El potencial total debido a dos filas A y B es:

$$\phi = -A \cos \frac{2\pi x}{a}$$

(Fig. 1)

En el enrejado cristalino, los átomos están en las posiciones de energía potencial mínima. Un átomo para pasar de un punto de mínimo hasta el punto de mínimo más próximo debe cruzar una barrera de potencial de $4A$ ya que $2A$ es la amplitud.

Hasta aquí era lo conocido hasta 1934.

Taylor planteó que un cristal tiene imperfecciones que determinan su debilidad; estas imperfecciones son dislocaciones. Sea el ordenamiento en el enrejado cristalino próximo a la dislocación el presentado en la Fig. 2 y el diagrama inferior la energía potencial a lo largo de ella.

En una dislocación positiva hay $(n+2)$ átomos en el plano superior y $(n+1)$ en el inferior.

El ordenamiento más simple de esta clase es cuando los $(n+2)$ átomos superiores están distribuidos a una distancia $(N+1/2)$ y los $(n+1)$ inferiores están espaciados sobre la misma distancia.

El potencial a lo largo de CD es:

$$\phi = -A \cos 2\pi \frac{x}{\lambda} \frac{N+1}{N+2} - A \cos 2\pi \frac{x}{\lambda} \frac{N}{N+1/2}$$

Las pendientes de los valles de potencial decrecen de cada extremo hacia el centro. Si imaginamos que cada átomo ocupa el centro del valle es posible imaginar un posible equilibrio en el centro de la dislocación.

Del gráfico de potencial vemos que la barrera de energía potencial va disminuyendo a medida que nos acercamos al centro de la dislocación, tal que, a los átomos les resulta más fácil alcanzar esta energía que la energía correspondiente a la barrera de potencial en un ordenamiento perfecto.

Luego que el átomo central ha ocupado el centro de la dislocación crea en su lugar primitivo una vacancia que, por redistribución de los átomos, se convierte en centro de la dislocación y así siguiendo.

Efecto de aplicar una tensión externa:

La aplicación de una tensión externa S produce sobre los átomos un pequeño desplazamiento hacia la derecha: Fig. 3.

El potencial a lo largo de CD es ahora:

$$\phi = -A \cos 2\pi \frac{x - \delta}{\lambda} \frac{N+1}{N+2} - A \cos 2\pi \frac{x}{\lambda} \frac{N}{N+1/2}$$

Los átomos de la derecha deben caer al centro, ya que $h_2 < h_1$ y, como consecuencia de esto, el centro se desplaza hacia la derecha.

Si la temperatura es tal que los dos saltos h_1 y h_2 son posible, el centro se desplaza en el sentido de la tensión.

Si la dislocación es negativa, la misma tensión producirá un corrimiento de la dislocación hacia la izquierda.

Los nuevos conceptos introducidos hasta aquí por Taylor

4) Hay dislocaciones positivas y negativas.

En el desarrollo de la teoría de las dislocaciones, pueden establecerse tres etapas.

1a. Etapa: Se encaró la explicación cualitativa de una serie de propiedades mecánicas como por ejemplo, la baja resistencia a la fluencia.

2a. Etapa: Las explicaciones se volvieron más detalladas y especulativas y se extendieron al campo de la experimentación, (observación),.

3a. Etapa: Se hace un desarrollo crítico de la teoría, paso a paso, a partir de los principios fundamentales.

Smekal (1933) fue el primero en sugerir que hay una diferencia notable en las propiedades de los cristales reales e ideales. Algunas propiedades son independientes de los defectos del cristal y se las conoce como propiedades insensibles a la estructura; éstas son: calor específico, elasticidad, expansión térmica, compresibilidad, energía de formación, absorción y dispersión óptica, diamagnetismo y paramagnetismo.

Las propiedades sensibles a la estructura son: fenómenos de difusión, conductividad eléctrica en cristales aislantes y semiconductores, efecto fotointerno, plasticidad, resistencia.

DISLOCACION DE BORDE

Inglés: edge-dislocation; Francés: dislocacion coin o de Taylor-Orowan.

Supongamos que comprimimos la superficie del cristal que está por encima del plano de deslizamiento ABCD, en la dirección del vector de deslizamiento. Fig. 4.

Cuando la mitad superior del cristal ha deslizado un espacio atómico respecto de la mitad inferior, en el interior del cristal, hay un plano extra EFGH de átomos en la parte superior respecto de la inferior. Veamos como sucede esto en el plano normal al de deslizamiento. Fig. 5.

La línea EF es el borde del plano extra de átomos sobre el plano de deslizamiento y recibe el nombre de línea de dislocación o simplemente dislocación.

De la fig. se deduce que la línea de dislocación es perpendicular al vector deslizamiento y es el límite en el interior del cristal del área deslizada y la no deslizada del plano.

También de la Fig. podemos concluir que la zona por encima del plano de deslizamiento se halla comprimida mientras que la mitad inferior está distendida.

Cuando el plano extra está en la mitad superior del cristal, la dislocación se llama positiva, y si el plano extra está en la mitad inferior es negativa; ambas se representan por \perp y \top respectivamente.

Digamos que teóricamente estamos en condiciones de obtener una dislocación de borde comprimiendo la mitad del cristal o haciendo un corte / agregando un plano extra de átomos.

DISLOCACION TORNILLO

5

Inglés: screw dislocation; Francés: dislocation de Burgers.

En 1939 Burgers introdujo un nuevo modelo de dislocación: la dislocación tornillo. Fig. 6.

La figura muestra como se crea una dislocación tornillo por deslizamiento. La línea de dislocación AD es el límite en el interior del cristal del área deslizada ABCD.

La dislocación en este caso es paralela al vector deslizamiento.

La fig. muestra una dislocación tornillo constituida en un cristal cúbico; de aquí vemos de dónde proviene su nombre.

Si cortamos un cristal a lo largo del plano ABCD y lo distorsionamos en forma de que los planos atómicos queden desplazados un espacio atómico, podemos ahora recorrer todos los planos del enrejado como si fuéramos deslizándonos sobre una rampa en espiral o hélice. Fig. 7.

En realidad, los cubos individuales no pueden ser distorsionados -- sino que se los desplaza unos con respecto a los otros como en la Fig. 8.

De la Fig. anterior se deduce un hecho importante: que la misma -- dislocación podría haber sido producida por deslizamiento en cualquier otro plano que contenga a AD (o cualquier plano de deslizamiento que termine en AD).

La razón es que la dislocación tornillo no tiene un sólo plano de deslizamiento, sino que puede serlo cualquier plano que contenga a AD y al vector deslizamiento.

Así como hay dislocaciones de borde positivas y negativas, hay dislocaciones tornillo derechas e izquierdas, según la dirección del giro.

CIRCUITO DE BURGERS - VECTOR DE BURGERS

Hay una diferencia topológica bien marcada entre cristal ideal (sin defectos), y un cristal real (con defectos).

A partir de un punto de un cristal recorreremos un circuito constituido por:

| | |
|-------------------------------------|---------------------|
| n espacios atómicos en la dirección | $[\bar{1}\bar{1}0]$ |
| n espacios atómicos en la dirección | $[\bar{1}01]$ |
| n espacios atómicos en la dirección | $[0\bar{1}\bar{1}]$ |

(Fig. 9)

Si el cristal es ideal, nos encontramos en el punto de partida y el circuito es cerrado.

Si el cristal es imperfecto, el circuito (conocido como circuito de Burgers) es abierto. El vector que es necesario agregar al circuito para completarlo recibe el nombre de vector de Burgers \vec{b} .

El circuito se recorre por convención, en sentido contrario a las agujas del reloj y el vector de Burgers va desde el extremo del circuito al origen. Fig. 10.

CONSERVACION E INVARIANCIA DEL VECTOR DE BURGERS

El vector de Burgers es un elemento característico de la dislocación. El módulo del vector de Burgers es proporcional a la fuerza que actúa -- sobre la dislocación. Su dirección es la dirección de deslizamiento.

El vector de Burgers goza de las siguientes características:

- Si \vec{b} es perpendicular a la dislocación, esta dislocación es de borde.
- Si \vec{b} es paralelo a la dislocación, ésta es tornillo.
- Si una dislocación se descompone en otras dos, la suma de los vectores de Burgers de estas últimas es igual al vector de Burgers de la primera. En consecuencia, la suma de los vectores de Burgers de las dislocaciones que convergen en un punto es cero.

$$\vec{b}_1 + \vec{b}_2 = \vec{b}$$

Cumple el lema de Kirohhoff

- Si \vec{b} es oblicuo respecto de la línea de dislocación, se puede descomponer en dos vectores de Burgers: una componente perpendicular a la -- dislocación y la otra paralela, cada una de las cuales representa, -- respectivamente, una dislocación de borde y una tornillo. El vector \vec{b} oblicuo representa una dislocación mixta.

Cuando el vector de Burgers \vec{b} es un vector del enrejado y $|\vec{b}|$ es -- igual a un espaciado atómico se tiene la menor cantidad posible de desl-- zamiento, y una dislocación con un vector de Burgers tal se llama unita- ria.

Hay casos en que $|\vec{b}| > 1$ pero tales dislocaciones son, en general, -- inestables y se descomponen en sus componentes.

En los casos en que $|\vec{b}| < 1$ estamos en presencia de dislocaciones par- ciales.

Dislocaciones puras - Dislocaciones mixtas - Deslizamiento de dislocaciones - Salto de dislocaciones de borde - Distribución de dislocaciones - Intersección de dislocaciones: Muestras - Multiplicación.

DISLOCACIONES PURAS

Hasta ahora vimos dislocaciones de borde y tornillo puras. Estas eran líneas rectas, normales o paralelas a sus respectivos vectores de Burgers. Fig. 4 y 6.

Sin embargo, las líneas de las dislocaciones pueden ser no rectas sino curvas y ésto no significa que estemos en presencia de una dislocación mixta.

Sea el caso de una dislocación de borde cerrada formando un bucle como muestra la Fig. 12. Su vector de Burgers \vec{b} es normal al plano -- que la contiene.

El bucle es el límite. (dentro del cristal), del plano extra de átomos.

Para visualizar cómo podríamos formar hipotéticamente este (bucle), de dislocación, supongamos que con un punzón de la forma del bucle, punzamos sobre la cara lateral del cubo, en una profundidad igual al vector de Burgers de la dislocación, y luego tensionamos el cristal hasta que la dislocación deslice hasta la posición de la Fig. 13.

Otra forma de formarlo sería recortar un plano atómico de la forma del bucle, hacer un corte en el cristal a lo largo del plano punteado, introducir nuestro plano incompleto y volver a unir el cristal. Fig. 14.

En resumen: Una dislocación pura puede ser recta o no, pero para que sea pura, su vector de Burgers debe ser perpendicular o paralelo a la línea de la dislocación.

DISLOCACIONES MIXTAS

Una dislocación es mixta cuando su dirección forma un ángulo distinto de 0 ó 90° con su vector de Burgers.

Dada la invariancia del vector de Burgers y el hecho que podemos sumar dichos vectores, nos resulta posible entonces descomponer al vector de Burgers de una dislocación mixta en dos direcciones: una paralela a la línea de dislocación y otra perpendicular a ella. La componente normal b' es una medida de la dislocación de borde que contribuye a formar la dislocación problema, mientras que la componente tangencial mide la contribución tornillo. Fig. 15.

Así, toda vez que tengamos una dislocación mixta, ésta puede ser -- descompuesta en una poligonal cuyos segmentos serán paralelos y perpendiculares, sucesivamente, al vector de Burgers de la dislocación. Estos segmentos representan las dislocaciones tornillo y de borde que, -

sumadas, tienen como vector el vector original. Fig. 16.

Supongamos una dislocación curva AC como la presentada en la Fig. 17.

En A la dislocación es tornillo (por ser \vec{b} paralelo a AC). en C es de borde (por ser \vec{b} perpendicular a AC).

Sea ahora un bucle de dislocación cuyo vector de Burgers yace en el mismo plano que el bucle. Descomponiendo como antes la curva en una poligonal, vemos que es mixta. Fig. 18.

Es decir, pese a que tiene el mismo aspecto que el bucle de la Fig. 12, el que estudiamos ahora no es puro sino mixto, dependiendo ello -- del vector de Burgers.

Es importante conocer las componentes de una dislocación, para poder analizar su movimiento.

De todo lo dicho se deduce que un dislocación tornillo pura, es -- siempre recta.

MOVIMIENTO DE DISLOCACIONES

DESLIZAMIENTO

Inglés: glide; Francés: glissement.

Deslizamiento de una dislocación de borde

Ya vimos cómo se distribuyen los átomos en torno a una dislocación de borde y la curva de energía potencial sobre el plano de deslizamiento del cristal, cuando estamos en presencia de una dislocación. También vimos cómo se transforma la curva de energía potencial cuando se aplica una tensión al cristal.

El hecho es que una dislocación de borde puede deslizarse sobre el -- plano de deslizamiento por movimientos atómicos cuando se aplica una -- tensión que tenga componente sobre el plano de deslizamiento en la dirección de \vec{b} .

Uno está tentado de hablar de la fuerza actuante sobre una dislocación pero, como ésta no es más que una discontinuidad, es necesario -- ver si esta forma de hablar tiene algún sentido. Peach ha llegado a -- resultados correctos admitiendo que todo pasa como si la dislocación -- fuera material.

Vamos a calcular esta fuerza. Fig. 19.

Apliquemos una tensión cuya componente según el plano de deslizamiento y en la dirección del vector de Burgers \vec{b} es T por unidad de superficie. Elijamos, para simplificar nuestra demostración, un cristal -- cúbico de lado L , conteniendo en uno de sus planos de deslizamiento -- una dislocación cuyo vector \vec{b} es paralelo a la arista.

La fuerza exterior total \mathcal{F} sobre la superficie del cristal es:

$$\mathcal{F} = T \cdot L^2.$$

El trabajo \mathcal{G} realizado luego de un deslizamiento igual a b es:

$$\mathcal{G} = T \cdot L^2 \cdot b$$

La longitud total de la dislocación es L . Para producir el deslizamiento b de las dos mitades del cristal, situadas a un lado y otro del plano de deslizamiento, la dislocación debe atravesar el cristal de un lado a otro. La fuerza total sobre la dislocación es:

$$F_c = F \cdot L$$

y el trabajo:

$$W = F \cdot L^2$$

Igualando (1) y (2)

$$F = T \cdot b$$

En consecuencia: la fuerza que actúa por unidad de longitud de la dislocación es igual, en magnitud, al producto del módulo de la tensión por el módulo del vector de Burgers de la dislocación.

Se puede hacer una demostración más general y no geoméricamente restringida como la que elegimos aquí, y se llega a demostrar que:

$$1) \quad \vec{F} = \vec{T} \cdot \vec{b}$$

$$2) \quad |\vec{F}| = |\vec{T}| \cdot |\vec{b}|$$

El plano de deslizamiento de una dislocación de borde es el plano que contiene a la línea de dislocación y es paralelo al vector de Burgers.

Como ejemplo veamos cómo desliza un bucle de deslocación como el de la Fig. 12.

La superficie de deslizamiento es, en este caso, la superficie lateral del cilindro que tiene por base el plano extra. Fig. 20.

DESLIZAMIENTO DE UNA DISLOCACION TORNILLO

La dislocación tornillo tiene más planos de deslizamiento posibles que una dislocación de borde, ya que cumple la condición de ser plano de deslizamiento de una dislocación tornillo, todo plano que contenga a la línea de dislocación y que sea paralelo al vector de Burgers.

La dislocación de borde tiene en cambio, un sólo plano de deslizamiento.

De la geometría de la dislocación tornillo (el hecho que no tiene un plano extra), se deduce que ésta puede moverse libremente sobre una superficie cilíndrica que tenga como eje la dirección de deslizamiento.

DESLIZAMIENTO DE DISLOCACIONES MIXTAS

Trataremos el movimiento de la dislocación mixta, cuando no entra en juego más que el deslizamiento.

Sea una línea de dislocación cerrada ABCD formada por los tramos tornillo \overline{AB} y \overline{CD} y dos tramos de borde \overline{AD} y \overline{BC} . Fig. 21.

El único plano posible de deslizamiento para los segmentos de borde es el plano α , que es uno de los múltiples planos de deslizamiento de los segmentos tornillo. Luego, el plano de deslizamiento α , es el único plano en el cual el circuito ABCD puede deslizarse, manteniendo su forma y con poca resistencia.

SALTO DE DISLOCACIONES

Inglés: climb; Francés: montée.

Las dislocaciones de borde tienen la posibilidad de otro movimiento, además del de deslizamiento.

Estas dislocaciones pueden saltar normalmente al plano de deslizamiento. Fig. 22.

Cuando el plano extra se contrae, estamos en presencia de un salto positivo. Fig. 23.

Cuando el plano extra crece estamos en presencia de un salto negativo. Fig. 24.

Mecanismo del salto

Veamos cuál es el posible mecanismo por el cual el plano extra salta.

Es evidente que este proceso está acompañado por un transporte de materia, ya que el plano extra no sube o baja como un todo sino que los átomos que constituyen el borde se separan del plano extra o incorporan otros átomos, formando un borde nuevo.

Este transporte de átomos en las proximidades del borde se realiza por un mecanismo de movimiento de vacancias o átomos intersticiales.

La dislocación salta positivamente por medio de:

- Migración de átomos que forman el borde hacia posiciones intersticiales próximas y luego alojamiento por difusión.
- Migración de átomos del borde a vacancias.

Una dislocación de borde salta negativamente por:

- Migración de átomos intersticiales hacia el borde y su acomodación continuando el plano extra.
- Migración de átomos de los nodos vecinos hacia el borde creando en su lugar vacancias que luego difunden.

En consecuencia, una dislocación de borde que salta actúa como fuente o sumidero de vacancias o átomos intersticiales.

Vimos que la resistencia al deslizamiento de una dislocación de borde es pequeña y, por lo tanto, las dislocaciones pueden deslizarse a velocidades relativamente altas.

Ya que el salto va acompañado por un proceso de difusión y como ambos son procesos sucesivos, la cinética estará regida por el proceso más lento, (la difusión), de ahí que el salto de una dislocación sea mucho más lento que el deslizamiento.

Supongamos nuevamente un cristal con una dislocación de borde cerrada

da, como la de la Fig. 12.

Vimos ya que esta dislocación está contenida en un plano que es perpendicular a su vector de Burgers (por definición), y que su superficie de deslizamiento es la superficie lateral de un cilindro cuya base es el plano extra.

Esta dislocación salta en el sentido normal al vector de Burgers y a su superficie de deslizamiento.

En efecto, el resultado de que la dislocación salte es que extiende o achica el área del plano extra según que el salto sea negativo o positivo. Fig. 25.

La dislocación tornillo, por su misma geometría (no tiene plano extra), no puede saltar.

Las dislocaciones mixtas (aquéllas que sus vectores de Burgers son descomponibles en una dirección normal y otra tangencial a la línea de dislocación), pueden saltar a costa de su porción de borde.

Una dislocación como la de la Fig. 26 tiene dos tramos de borde (las AB y CD) y dos tramos tornillo (las \overline{AD} y \overline{BC}). Fig. 26.

Supongamos un movimiento de la porción \overline{BC} , como lo indica la Fig. 25. Es evidente de la orientación del vector de Burgers que se ha producido un deslizamiento de la porción tornillo exclusivamente. Esto se puede deducir de otro hecho: La proyección de lo deslizado sobre un plano normal al vector de Burgers es una línea recta.

Se puede demostrar que: Si durante el desplazamiento de un bucle de dislocación cerrado, su proyección sobre un plano normal al vector de Burgers, cambia, se ha producido transporte de materia (en consecuencia, salto).

DISTRIBUCION DE DISLOCACIONES

Las dislocaciones están limitadas en su movimiento por una serie de factores: presencia de otras dislocaciones, nubes de impurezas, límites de granos.

Cuando en el volumen de un cristal hay dislocaciones de igual o distinto signo, éstas interactúan entre sí generando fuerzas de atracción o repulsión. Las dislocaciones se distribuyen en forma de compensar las fuerzas.

Veremos algunas de las distribuciones más generalizadas.

El enrejado o dipolo de Taylor es una distribución de dislocaciones de distinto signo, como la que muestra la Fig. 27.

Del resultado de la intersección de distintas dislocaciones, es posible la formación de circuitos de forma poligonal, cuyos vértices son nudos de dislocaciones. Fig. 28.

Es habitual encontrar circuitos más o menos exagonales o cuadrados. La poligonización es un fenómeno que se presenta siempre que flexio

namos una barra monocristalina dándole una deformación crítica. Durante la flexión se produce una acumulación de dislocaciones en los planos de deslizamiento, que luego se redistribuyen (después de un recocido), por mecanismos de deslizamiento y salto, alineándose unas sobre otras como muestra la Fig. 29 y dando lugar a sublímites.

Los límites de granos son ordenamientos de dislocaciones en columnas.

Cuando es pequeño el ángulo formado entre los enrejados cristalinos de diferentes granos, el límite está formado por dislocaciones de borde del mismo signo y paralelas. Este es el caso de un límite simétrico. Fig. 30.

En el caso de que la desorientación es grande el límite estará formado por dislocaciones que forman ángulos de 90° entre sí. Límite asimétrico. Fig. 31.

Hay otros límites de granos formados por dislocaciones tornillo, -- que por el momento no veremos.

El hecho de que los límites de granos sean ordenamientos de dislocaciones nos permite prever que éstas tienen la posibilidad de interactuar con las dislocaciones que se hallen en un plano de deslizamiento al que intersectan.

Sea, como muestra la Fig. 32, un límite de grano que intersecta un plano de deslizamiento.

Las dislocaciones que se deslizan en él son frenadas en su movimiento sufriendo un apilamiento.

Este apilamiento puede ser producido también cuando la primera dislocación se mueve en la dirección de N hacia M y corta a la dislocación de borde PR cuyo plano extra es TPRS. Fig. 33.

Por simplicidad, de aquí en adelante, no dibujaremos el cristal sino el plano de deslizamiento, las líneas de dislocación, los planos extras y la dirección del movimiento.

Desplazamiento del semiespacio situado por encima del plano -- AMBN respecto del semiespacio inferior es P'P'', cuyo tamaño y sentido está dado por el vector de Burgers de la dislocación móvil. Fig. 34.

El tramo P'P'' recibe el nombre de muesca (jog; cran). Esta muesca constituye el aumento de longitud que experimenta la dislocación RP -- por intersección con otra, la AB.

2) Sean ahora dos dislocaciones de borde móviles: la AB y la PR, cuyos planos extras DABC y TPRS se desplazan en la misma dirección -- MN y en sentido contrario, intersectándose. Fig. 35.

Las muescas P'P'' y B'B'' son de naturaleza tornillo. La magnitud de P'P'' sobre PR y su sentido, están dados por el vector de Burgers --

de AB, y la muesca B'B'' sobre AB depende del sentido y módulo del vector de Burgers de PR.

- 3) Sea el caso de una dislocación de borde AB móvil que se intersecciona con una tornillo fija. Fig. 36.

Luego que la dislocación de borde ha deslizado, el semiespacio por encima del plano de deslizamiento es desplazado respecto del semiespacio inferior, en distancia igual al vector de Burgers de la dislocación de borde.

En consecuencia, la dislocación tornillo queda transformada en dos mitades, por abajo y por encima del plano de deslizamiento. Estas dos partes están unidas entre sí por una muesca RS que, por su orientación (perpendicular al vector de Burgers), es una dislocación de borde.

- 4) Supongamos tener, como lo muestra la Fig. 37, dos dislocaciones móviles, una de borde y otra tornillo.

En este caso, como en el anterior, sobre la dislocación tornillo, resulta una muesca que es una dislocación de borde. Ahora la dislocación de borde adquiere por intersección con la tornillo, una muesca en la dirección perpendicular al plano de deslizamiento, ya que ésta es igual en magnitud y sentido al vector de Burgers de la dislocación tornillo.

- 5) Dos dislocaciones tornillo en movimiento como lo indica la Fig. 38.

Luego que han deslizado, ambas presentan una muesca cuyo sentido y magnitud depende del vector de Burgers de la otra dislocación. Estas muescas serán dislocaciones de borde normales al plano de deslizamiento.

Conclusión:

Los ejemplos dados anteriormente, nos llevan a las siguientes conclusiones generales:

- 1) Cuando dos dislocaciones se cortan una a otra, cada una adquiere una muesca igual a la componente normal a su propio plano de deslizamiento del vector de Burgers de la otra dislocación.
- 2) La longitud total de la dislocación es aumentada por su intersección con otra en la magnitud de la muesca.
- 3) Como consecuencia de 2) podemos decir que, al aumentar la longitud de la dislocación, es necesario aplicar una fuerza mayor para desplazarla en el interior del cristal.
- 4) Las muescas creadas sobre las dislocaciones son de distinto tipo u orientación que la dislocación original.

Ej..

En 1) sobre disloc. de borde muesca de borde de distinta orientación.

En 2) sobre disloc. de borde muesca de borde de distinta orientación.

- En 2) sobre disloc. de borde muesca de tornillo
 En 3) sobre disloc. de tornillo muesca de borde
 En 4) sobre disloc. de tornillo muesca de borde
 En 5) sobre disloc. de tornillo muesca de borde
- 5) Esto hace que, en general, la creación de muescas limite el número de planos posibles de deslizamiento y, además, que las muescas de borde en algunos de los planos de deslizamiento deban saltar para acompañar a la dislocación. La energía necesaria para el salto la adquiere a costa de la propia energía de movimiento de la dislocación, frenando el movimiento de la misma.

MULTIPLICACION DE DISLOCACIONES

MECANISMO DE FRANK Y READ

El mecanismo de Frank y Read está encaminado a explicar por qué durante la deformación plástica se produce una gran cantidad de deslizamiento sobre un mismo plano.

Si por un método dado (por ej. ataque), revelamos el número de dislocaciones que preexisten en el plano de deslizamiento, veríamos que -- si teóricamente todas ellas deslizaran, el deslizamiento total producido en ese plano no alcanza ni mucho menos para dar el deslizamiento -- total observado.

Si luego de haber deformado un cristal contamos el número de dislocaciones existentes en el plano de deslizamiento (por ataque y contado del número de puntos de ataque), veríamos que las dislocaciones que -- había en el plano de deslizamiento no han desaparecido, sino por el contrario, han aumentado.

Esto hace preveer que un mecanismo de multiplicación de dislocaciones. Veamos cómo ocurre.

Sea un cristal como el de la Fig. 39, que contiene dos dislocaciones de borde: la ED y la DC, imaginémoslas formadas por un plano incompleto de átomos cuyos bordes sobre los planos de deslizamiento son las líneas ED y DC.

Supongamos el tramo ED fijo en el punto D.

Por ejemplo, en un circuito como el de la Fig. 40, por su orientación sólo están en condiciones de deslizar los tramos ----- mientras -- que los otros se mantienen fijos.

El segmento DC, en cambio, puede deslizar pero mantiene fijo el punto D. Las sucesivas posiciones de DC se muestran en la Fig., donde se ve que la línea no sigue siendo recta sino que se enrula en torno a D.

En su avance C alcanza la cara del fondo y sigue deslizándose sobre su superficie, pero ahora comienza a aparecer en la cara del fondo un deslizamiento de la mitad superior respecto de la inferior, a medida -- que C la recorre. Fig. 41.

Esto explica porque la línea de deslizamiento no aparece entera sobre el plano sino que va creciendo.

Luego que la dislocación da una vuelta completa, el aspecto del -- cristal es el de la Fig. 41 y en la cual se ve cómo se inicia una -- vuelta nueva.

Cada vez que la línea de dislocación da una vuelta, la mitad superior del cristal se desplaza un camino igual a su vector de Burgers - b.

Fuentes de Frank y Read con dos extremos fijos

Los circuitos próximos al borde, actúan como generadores de Frank- y Read de un sólo punto fijo. Los que se hallan en el interior del - cristal, en cambio, tienen la posibilidad de estar fijados en dos pun- tos, siendo móvil la línea que los une. Fig. 40.

El movimiento sucesivo de una fuente de dos puntos fijos se mues- tra en la Fig. 42.

En (a) estamos ya en presencia de un bucle que sigue expandiéndose y la parte central que repite la posición (b).

DISLOCACIONES IMPERFECTAS

El vector de Burgers es un vector traslación, ya que representa -- cómo se deslidan los átomos de su posición inicial a su posición fi-- nal, luego que la dislocación desliza.

Hay dos clases de traslaciones posibles:

- A) Las que luego de producidas mantienen el ordenamiento del enreja- do.
- B) Las que producen una nueva configuración.

Las dislocaciones cuyo vector de Burgers produce traslaciones del tipo A se llaman Perfectas. Las del tipo B son Imperfectas.

Hay otra forma de definir las.

En un cristal la traslación relativa b de los labios de un corte - S deben ser iguales a un múltiplo de la separación del enrejado cris- talino, ya que si se llena el vacío creado, el acomodamiento es per-- fecto. El borde L de la superficie S constituye una línea de disloca- ción y la superficie de corte S no se distingue del resto del cristal.

Si la traslación b no es un múltiplo entero del enrejado cristali- no, la superficie de acomodamiento S tiene, en general, una gran ener- gía y, por lo tanto, será difícil conseguirla. Sin embargo, es posi- ble hacer que para ciertas traslaciones b , el acomodamiento S sea fá- cil y no requiera gran energía. El borde de una superficie tal de -- acomodación imperfecta se llamará dislocación imperfecta.

La traslación b que ha producido la acomodación será su vector de- Burgers y se puede definir, sin ninguna oscuridad, por un circuito de Burgers cuyo origen es la superficie de acomodación. El vector de -- Burgers tiene el mismo valor a todo lo largo de la línea, y las ten- siones y la energía son vecinas a las de la línea de dislocación en = un medio continuo, si la acomodación se produce según la superficie S sin demasiadas distorsiones.

Las traslaciones que difieran en un período del enrejado producirán idénticos acomodamientos imperfectos.

Dos líneas de dislocación, cuyos vectores de Burgers \vec{b}_1 y \vec{b}_2 son coplanares, pueden encontrarse por deslizamiento uniéndose y formando una tercera dislocación \vec{b}_3 según:

$$\vec{b}_1 + \vec{b}_2 = \vec{b}_3$$

El punto de unión de las dislocaciones (nodo) puede ser estable o no según que los ángulos formados por los tres vectores, tomados de ados, sean obtusos.

Se puede demostrar que la energía de una dislocación es proporcional al cuadrado de \vec{b} . De esto resulta que las dislocaciones con vectores de Burgers grandes son inestables y tienden a disociarse en un grupo de dislocaciones de energía menor. Si $b_1^2 + b_2^2 \ll b_3^2$ ocurre la dis-

locación, mientras que si $b_1^2 + b_2^2 \gg b_3^2$ sucede la combinación.

Dislocaciones de Shockley y Heindenreich

Estas son dislocaciones parciales que aparecen en cristales cúbicos centrados en las caras por una reacción del tipo:

$$\vec{b}_3 = \vec{b}_1 + \vec{b}_2$$

La dislocación \vec{b}_3 es una dislocación $\frac{a}{2}$ (011), es decir su dirección es la dirección más compacta del enrejado y, en consecuencia, es la dirección de deslizamiento. Si uno desplaza dos planos (111) de bolillas es fácil ver que resulta más fácil efectuar un movimiento tangencial en zigzag que en un sólo movimiento directo. Ello se debe a que para pasar de un nodo en un plano compacto a un nodo próximo, es necesario pasar una cresta, mientras que es posible pasar de un nodo a otro por dos movimientos sucesivos por los valles. Fig. 43.

Se puede ver en la Fig. 44 la representación de un plano (111) en el cubo y la Fig. 44 b representa las posiciones de éstos átomos en ese plano. Los círculos llenos representan los átomos en el plano y los círculos vacíos y las cruces, los átomos en los planos (111) vecinos.

Se puede escribir:

$$\frac{a}{2} [01\bar{1}] = \frac{a}{6} [11\bar{2}] + \frac{a}{6} [\bar{1}2\bar{1}]$$

Todas las dislocaciones de esta reacción están situadas en el plano (111). El balance energético nos dice que, la separación es la reacción probable.

Las dos traslaciones representadas por los vectores de Burgers $\frac{a}{6} [11\bar{2}]$ y $\frac{a}{6} [\bar{1}2\bar{1}]$ hacen sufrir al plano A una modificación: A ----> B e inversamente. La secuencia normal pasa de ABCABCABC a una del tipo -

17
ABCACABC, es decir, en el enrejado cúbico de caras centradas queda una pequeña franja de apilamiento hexagonal compacto.

Una tensión de corte aplicada a lo largo de $[10\bar{1}]$ empuja ambas -- dislocaciones en la misma dirección, ya que ambas contribuyen a un deslizamiento $[10\bar{1}]$ pero una tensión aplicada según $[11\bar{2}]$ puede separarlas o juntarlas.

Medias dislocaciones de Frank

Frank ha sugerido otro tipo de dislocaciones parciales en un enrejado cúbico centrado en las caras. Estas se conocen como medias dislocaciones de Frank o dislocaciones tacionarias.

Si miramos de perfil los planos (111) vemos que el centro de la capa A falta. Esto produce un defecto de apilamiento. Fig. 45.

Si se analiza, vemos que está formada por una dislocación de borde de vector de Burgers $\frac{a}{3} [111]$ pero vemos que es estacionaria, ya que si pudiera deslizarse, uniría porciones de la capa B con A, etc., lo que dejaría átomos desordenados sobre la línea de su camino.

Este tipo de dislocaciones parciales puede formarse por un disco de vacancias o por un plano cincompleto de átomos intersticiales o por -- una dislocación del tipo:

$$\frac{a}{2} [10\bar{1}] + \frac{a}{2} [011] = \frac{a}{2} [110]$$