

**DIRECTORIO DE PROFESORES DEL
I CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES
MODULO 2
METALES Y CERAMICOS**

**M. EN C. ARTURO BARBA PINGARRON -
COORDINADOR DEL AREA DE MATERIALES
DEPARTAMENTO DE INGENIERIA MECANICA
FACULTAD DE INGENIERIA, UNAM
TALLER DEL ANEXO FACULTAD DE INGENIERIA
CIRCUITO EXTERIOR, C.U., COYOACAN
TEL. 550 00 41**

**DR. HEBERTO BALMORI RAMIREZ
PRESIDENTE DE LA ACADEMIA DE METALURGIA FISICA
INSTITUTO POLITECNICO NACIONAL
TEL. 586 10 55**

**DR. YVAN HOUBAERT IRMEN
UNIVERSIDAD DE GANTE, BELGICA**

**DRA. GRACIELA PACHECO
DEPARTAMENTO DE CIENCIA DE MATERIALES**

**M. EN C. ALFONSO HUANOSTA
INVESTIGADOR TITULAR "A" EN EL
INSTITUTO DE INVESTIGACIONES EN MATERIALES, UNAM**

**DR. ROBERTO ESCUDERO
INSTITUTO DE INVESTIGACIONES EN MATERIALES, UNAM**

1951 - ...

1952 - ...

1953 - ...

1954 - ...

1955 - ...

1956 - ...

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO
 FACULTAD DE INGENIERIA
 DIVISION DE EDUCACION CONTINUA
 PRIMER CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES

METALES Y CERAMICOS
 Del 08 al 12 de Junio de 1992.

FECHA	HORARIO	TEMA	PROFESOR
LUNES 08 de Junio	9:00 a 10:00	Presentación del curso. Objetivos. Dinámica de presentación	
LUNES 08 de Junio	10:00 a 13:00	Transformaciones en el acero I	M. en C. Arturo Barba Pingarrón
LUNES 08 de Junio	15:00 a 17:00	Diagramas TTT y CIT	Ing. Ubaldo E. Márquez Amador
LUNES 08 de Junio	17:00 a 19:00	Influencia de elementos aleantes	Ing. Ubaldo E. Márquez Amador
MARTES 09 de Junio	9:00 a 11:00	Tratamientos térmicos del acero I.	Dr. Yván Houbeart Irmen
MARTES 09 de Junio	11:00 a 13:00	Tratamientos térmicos del acero II.	Dr. Yván Houbeart Irmen
MARTES 09 de Junio	13:00 a 17:00	Tratamientos térmicos especiales I	Dr. Yván Houbeart Irmen
MARTES 09 de Junio	17:00 a 19:00	Tratamientos térmicos especiales II.	Dr. Yván Houbeart Irmen
MIERCOLES 10 de Junio	9:00 a 11:00	Fallas por tratamientos térmicos	Dr. Yván Houbeart Irmen
MIERCOLES 10 de Junio	11:00 a 13:00	Principios generales de la selección de aceros para tratamientos térmicos específicos	Dr. Yván Houbeart Irmen
MIERCOLES 10 de Junio	15:00 a 17:00	Selección de aceros para carburización y nitruración	Dr. Yván Houbeart Irmen
MIERCOLES 10 de Junio	17:00 a 19:00	Selección de aceros para engranes, ejes y resortes.	Dr. Yván Houbeart Irmen
JUEVES 11 de Junio	9:00 a 11:00	Selección de aceros para elementos de unión y para elementos resistentes al desgaste	Dr. Yván Houbeart Irmen

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO
 FACULTAD DE INGENIERÍA
 DIVISIÓN DE EDUCACIÓN CONTINUA
 PRIMER CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES
 METALES Y CERÁMICOS
 DEL 08 AL 12 DE JUNIO DE 1992

FECHA	HORARIO	TEMA	P. R. O. F. E. S. O. R
JUEVES 11 de Junio	11:00 a 13:00	Avances y tendencias en tratamientos térmicos	Dr. Yván Houbaert Irmen
JUEVES 11 de Junio	15:00 a 17:00	Introducción a los materiales cerámicos	M. en C. Arturo Barba P.
JUEVES 11 de Junio	17:00 a 19:00	Cerámicos termomecánicos.	Dr. Heberto Balmori
VIERNES 12 de Junio	9:00 a 11:00	Cerámicos eléctricos y magnéticos	M. en C. Alfonso Huanosta
VIERNES 12 de Junio	11:00 a 13:00	Superconductores	Dr. Roberto Escudero
VIERNES 12 de Junio	15:00 a 17:00	Superconductores	Dr. Roberto Escudero
VIERNES 12 de Junio	17:00 a 19:00	Mesa Redonda	Dr. Heberto Balmori Dr. Gabriel Torres V. Dr. Yván Houbaert Irmen

EVALUACION DEL PERSONAL DOCENTE

CURSO: MODULO 2: METALES Y CERAMICOS

FECHA: DEL 8 AL 12 DE JUNIO

	DOMINIO DEL TEMA	EFICIENCIA EN EL USO DE AYUDAS AUDIO VISUALES	MANTENIMIENTO DEL INTERES. (COMUNICACION CON LOS ASISTENTES, AMENIDAD, FACILIDAD DE EXPRESION).	PUNTUALIDAD	
CONFERENCISTA					
M. en C. Arturo Barba Pingarrón					
Ing. Ubaldo E. Márquez Amador					
Dr. Yván Houbeart Irmén					
Dr. Heberto Balmori					
M. en C. Alfonso Huanosta					
Dr. Roberto Escudero					
Dr. Gabriel Torres V.					
ESCALA DE EVALUACION: 1 a 10					

11. 11. 1954

1. 11. 1954

2. 11. 1954

3. 11. 1954

4. 11. 1954

5. 11. 1954

6. 11. 1954

7. 11. 1954

8. 11. 1954

9. 11. 1954

10. 11. 1954

11. 11. 1954

12. 11. 1954

13. 11. 1954

14. 11. 1954

15. 11. 1954

16. 11. 1954

17. 11. 1954

18. 11. 1954

19. 11. 1954

20. 11. 1954

Vertical text on the right side of the page, possibly a list or index.

Handwritten notes or signatures at the bottom left of the page.

EVALUACION DE LA ENSEÑANZA

SU EVALUACION SINCERA NOS AYUDARA A MEJORAR LOS PROGRAMAS POSTERIORES QUE DISEÑAREMOS PARA USTED.

	TEMA	ORGANIZACION Y DESARROLLO DEL TEMA	GRADO DE PROFUNDIDAD LOGRADO EN EL TEMA	GRADO DE ACTUALIZACION LOGRADO EN EL TEMA	UTILIDAD PRACTICA DEL TEMA
11	<i>Selección de aceros para elementos de unión y elementos resistentes al desgaste.</i>				
12	<i>Avances y tendencias en tratamientos térmicos.</i>				
13	<i>Introducción a los materiales cerámicos</i>				
14	<i>Cerámicos termomecánicos.</i>				
15	<i>Cerámicos eléctricos y magnéticos.</i>				
16	<i>Superconductores</i>				
ESCALA DE EVALUACION: 1 a 10					

EVALUACION DEL CURSO

C O N C E P T O		
1.-	APLICACION INMEDIATA DE LOS CONCEPTOS EXPUESTOS	
2.-	CLARIDAD CON QUE SE EXPUSIERON LOS TEMAS	
3.-	GRADO DE ACTUALIZACION LOGRADO EN EL CURSO	
4.-	CUMPLIMIENTO DE LOS OBJETIVOS DEL CURSO.	
5.-	CONTINUIDAD EN LOS TEMAS DEL CURSO	
6.-	CALIDAD DE LAS NOTAS DEL CURSO	
7.-	GRADO DE MOTIVACION LOGRADO EN EL CURSO	
EVALUACION TOTAL		

ESCALA DE EVALUACION: 1 A 10

1.- ¿Qué le pareció el ambiente en la División de Educación Continua?

MUY AGRADABLE

AGRADABLE

DESAGRADABLE

2.- Medio de comunicación por el que se enteró del curso:

PERIODICO EXCELSIOR
ANUNCIO TITULADO DE
VISION DE EDUCACION
CONTINUA

PERIODICO NOVEDADES
ANUNCIO TITULADO DE
VISION DE EDUCACION
CONTINUA

FOLLETO DEL CURSO

CARTEL MENSUAL

RADIO UNIVERSIDAD

COMUNICACION CARTA,
TELEFONO, VERBAL,
ETC.

REVISTAS TECNICAS

FOLLETO ANUAL

CARTELERA UNAM "LOS
UNIVERSITARIOS HOY"

GACETA
UNAM

3.- Medio de transporte utilizado para venir al Palacio de Minería:

AUTOMOVIL
PARTICULAR

METRO

OTRO MEDIO

4.- ¿Qué cambios haría en el programa para tratar de perfeccionar el curso?

5.- ¿Recomendaría el curso a otras personas?

SI

NO

5.a. ¿Qué periódico lee con mayor frecuencia?

6.- ¿Qué cursos le gustaría que ofreciera la División de Educación Continua?

7.- La coordinación académica fué:

EXCELENTE

BUENA

REGULAR

MALA

8.- Si está interesado en tomar algún curso INTENSIVO ¿Cuál es el horario más conveniente para usted?

LUNES A VIERNES
DE 9 a 13 H. Y
DE 14 A 18 H.
(CON COMIDAD)

LUNES A
VIERNES DE
17. a 21 H.

LUNES A MIERCOLES
Y VIERNES DE
18 A 21 H.

MARTES Y JUEVES
DE 18 A 21 H.

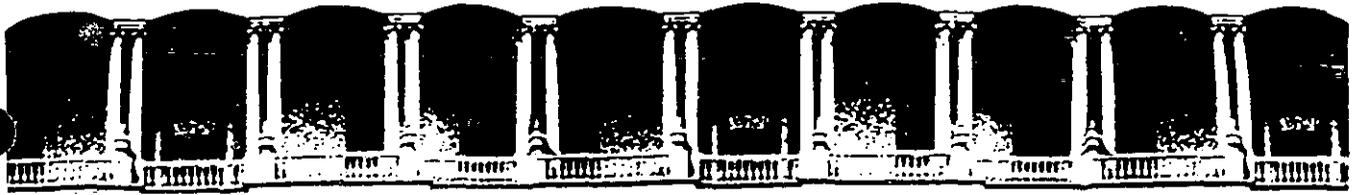
VIERNES DE 17 A 21 H.
SABADOS DE 9 A 14 H.

VIERNES DE 17 A 21 H.
SABADOS DE 9 A 13 H.
DE 14 A 18 H.

OTRO

9.- ¿Qué servicios adicionales desearía que tuviese la División de Educación Continua, para los asistentes?

10.- Otras sugerencias:



**FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.
DIVISION DE EDUCACION CONTINUA**

CURSOS ABIERTOS

I CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES

MODULO 2: METALES Y CERAMICOS

TRATAMIENTOS TERMICOS Y SU APLICACION

EXPOSITOR: DR. YVAN HOUBAERT IRMEN

*JUNIO
1992*

3.6. La influencia de los elementos de aleación.

3.6.1. Influencia de diferentes factores sobre la forma del diagrama-TTT.

3.6.1.1. Influencia de la composición química.

A reserva de estudiar con mayores detalles en párrafos posteriores la influencia de la composición química, discutiremos aquí algunos factores de primera importancia:

Uno de los papeles más esenciales que juegan los elementos de aleación es el de aumentar la templabilidad de los aceros, ya que todos, con excepción del cobalto, desplazan la curva TTT hacia la derecha. En general, su acción es tanto más pronunciada como el contenido de elementos en solución sólida austenítica es más elevado y depende -- entre otros del contenido en carbono.

Para el carbono, un aumento del contenido en carbono superior al valor eutectoide tiene en general un efecto inverso debido a la precipitación de carburos "secundarios" o "properlíticos" antes de la propia transformación $\gamma \rightarrow \alpha$. Además, los carburos primarios, no disueltos durante la austenitización reducen el efecto del contenido total de carbono.

Por su lado, el boro, sobre todo en presencia de molibdeno, desplaza claramente hacia la derecha la zona superior de los aceros de baja aleación con un contenido en boro de solo unas decenas de p.p.m. la profundidad de temple puede aumentar considerablemente.

También el fósforo puede aportar una contribución importante a la templabilidad (ver concepto más adelante) del acero, a pesar de su baja cantidad en el material.

Finalmente el azufre, ligado por el manganeso en forma de Sulfuro de manganeso (MnS) en los aceros con alto contenido en azu-

fre, reduce la cantidad de Mn en solución sólida y así la templabilidad del acero.

Los elementos de aleación que no tienden a formar carburos especiales y se disuelven principalmente en la ferrita (Si, Cu, Ni, Mn, ...) desplazan la curva TTT hacia la derecha sin modificar su forma de modo apreciable (aumento del tiempo de incubación y reducción de la velocidad de reacción bastante parecido en las zonas perlíticas y bainíticas).

Los elementos gamágenos, tales como el Ni y Mn, reducen las temperaturas Ac_1 y Ac_3 , mientras que el silicio, alfégeno, tiene el efecto inverso. El cobalto, aunque también gamágeno y sin tendencia a formar carburos, es una excepción, ya que desplaza la curva TTT hacia la izquierda.

Los elementos carburígenos son susceptibles según su afinidad para el carbono, la concentración de carbono en el acero y su propia concentración, de formar:

- o bien, cementita aleada, constituida de carburo Fe_3C en el cual una parte del hierro es reemplazada por el elemento de adición, conservándose la estructura ortorrómbica de la cementita.

- o bien, carburos especiales.

El manganeso, solamente algo más carburígeno que el hierro, forma casi exclusivamente cementita aleada.

Los principales elementos carburígenos, pueden ser clasificados, en primera aproximación, según la estabilidad de sus carburos: Cr, W, Mo, V, Ti, Zr, Ta, Nb (Cr menos y Nb más estable) y la tendencia a formar carburos especiales en los aceros se acentúa del cromo al niobio, aunque algunos autores prefieren dar el orden siguiente: Cr, Mo, W, Ta, V, Nb, Zr, Ti:

Estos elementos alógenos en general aumentan las temperaturas Ac_1 y Ac_3 , desplazan la curva TTT hacia la derecha y hacen aparecer dos narices de la perlita y de la bainita, separadas por una zona de estabilidad de la austenita.

El cromo, hasta un valor de 1% aproximadamente, desplaza la curva TTT hacia la derecha tan activamente como el manganeso. -- Para mayores contenidos y para aceros de bajo carbono, el cromo desplaza principalmente el dominio bainítico hacia la derecha y hacia bajas temperaturas. Para los aceros de 13% Cr y 0.12-0.30% C, por ejemplo, el dominio bainítico ya no puede ser observado después de una permanencia isotérmica de 28 horas, de modo que la curva TTT se reduce entonces en el diagrama usual a sólo la zona perlítica.

El molibdeno, por otro lado, tiene como principal efecto el de desplazar fuertemente hacia la derecha el dominio ferrítico-perlítico, afectando poco la posición del dominio bainítico. Para un contenido del orden de 1%, su contribución a la templabilidad es más fuerte que aquélla del cromo o del Tungsteno. En los aceros de bajo carbono (sobre todo con menos de 0.1% C) la acción del molibdeno (para contenidos tan bajos como 0.3 - 0.5%) sobre el retraso en la aparición de ferrita poligonal es particularmente exaltada en presencia del boro (30-50 ppm.).

En la zona ferrítica-perlítica, la adición de un elemento carburífero (Mo, V, por ejemplo), no solo modifica la cinética de descomposición isotérmica de la austenita, sino que también puede llevar a la formación no de cementita, sino de un carburo aleado más estable (M_6C , Mo_2C ó V_4C_3 ...). Las morfologías de precipitación encontradas en microscopía electrónica se clasifican en dos categorías principales:

- Estructura de tipo fibroso (laminillas alternadas de ferrita y de carburo aleado), probablemente formada de la misma manera como la perlita de los aceros al carbono pero mucho más fina que esta-

última (velocidad de difusión muy baja de átomos en sustitución en la austenita) y en zonas que pueden ser extremadamente pequeñas y dispersas.

- Estructura en zonas paralelas de carburos muy finos (unas decenas de Å, por ejemplo), apareciendo en forma de hileras por un corte transversal, a menudo con mayor espacio según aumenta la temperatura de transformación y solamente visible en el microscopio electrónico en láminas delgadas con determinada orientación.

Finalmente, puede ser de gran interés conocer la influencia de los diversos elementos de aleación corriente sobre la temperatura eutéctode (temperatura mínima de formación de la austenita) y del contenido en carbono correspondiente. La figura 93 representa esta influencia en función del contenido en elemento de adición.

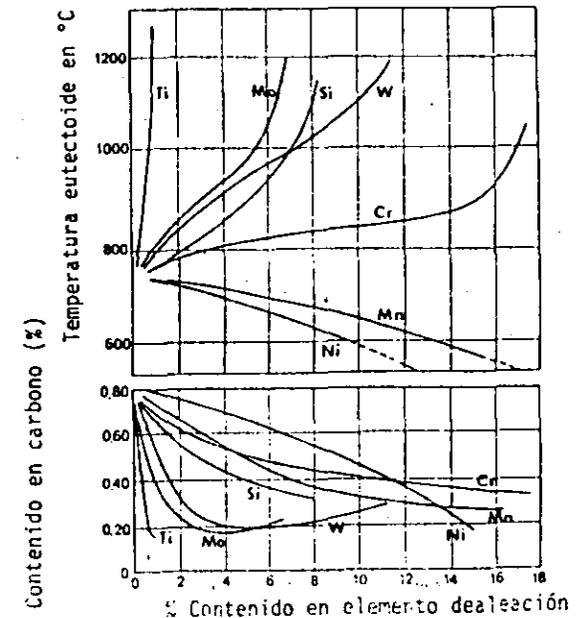


Figura 93 : Influencia del contenido en elemento de aleación sobre la composición eutéctode del acero y la temperatura eutéctode

Además, reproducimos aquí algunas fórmulas empíricas -- propuestas para calcular las temperaturas Ac_1 y Ac_3 de aceros con menos de 0.6% de carbono y menos de 5% de otros elementos de aleación.

$$Ac_1 = 723 - 10.7 \text{ Mn} - 16.9 \text{ Ni} + 29.1 \text{ Si} + 16.9 \text{ Cr} + 6.38 \text{ W} + 290 \text{ As.}$$

$$Ac_3 = 910 - 203 \text{ C} - 15.2 \text{ Ni} + 44.7 \text{ Si} + 104 \text{ V} + 31.5 \text{ Mo} + 13.1 \text{ W} - 30 \text{ Mn} - 11 \text{ Cr} - 20 \text{ Cu} + (700 \text{ P} + 400 \text{ Al} + 120 \text{ As} + 400 \text{ Ti}).$$

(Los coeficientes de las últimas concentraciones son muy aproximativos).

Efecto sobre las temperaturas martensíticas.

Como ya se discutió anteriormente, la curva TTT de un acero está delimitado hacia abajo por las temperaturas de la zona de transformación martensítica. Sabemos ya que para un determinado acero, las temperaturas de inicio (M_s) y fin (M_f) de la transformación martensítica son en general independientes de la velocidad de enfriamiento, a menos que carburos precipitados antes de la transformación inicien la reacción a una temperatura más elevada que para enfriamiento más rápido, pero sin precipitación. Del mismo modo, la temperatura de austenitización casi no tiene ninguna influencia sobre las temperaturas M_s y M_f , con excepción del efecto físico-químico ligado a la variación de la composición de la solución sólida austenítica: una mejor disolución de los carburos se refleja en un mayor contenido en carbono y de elementos de aleación en la austenita, lo que reduce sensiblemente la temperatura M_s .

Cuando el temple termina a $T > M_f$, una permanencia -- isotérmica prolongada a esta temperatura puede transformar eventualmente la austenita residual en bainita, sobre todo si M_s es suficientemente alta y si la permanencia isotérmica se efectúa poco abajo de M_s .

Ciento número de fórmulas fueron propuestas, para el cálculo aproximado de la temperatura M_s de un acero a partir de su composición

química. Desde luego, estas fórmulas sólo dan una buena aproximación para aceros de baja aleación y para condiciones normales de austenitización ($Ac_3 + 50$ a 100°C).

Fórmula de Nehrenberg:

$$M_s (^\circ\text{C}) = 500 - 300 \text{ C} - 33 \text{ Mn} - 17 \text{ Ni} - 22 \text{ Cr} - 11 \text{ Si} - 11 \text{ Mo}$$

Fórmula de Steven y Haynes:

$$M_s (^\circ\text{C}) = 561 - 474 \text{ C} - 33 \text{ Mn} - 17 \text{ Ni} - 17 \text{ Cr} - 21 \text{ Mo}$$

Fórmula de Andrews:

$$M_s (^\circ\text{C}) = 539 - 423 \text{ C} - 30.4 \text{ Mn} - 17.7 \text{ Ni} - 12.1 \text{ Cr} - 11 \text{ Si} - 7.5 \text{ Mo}$$

La última fórmula, más reciente, se aplica bien a los aceros con contenido de menos de 0.6% de carbono y de menos de 5% de cada elemento de aleación.

Como se puede observar, los elementos de aleación modifican mucho la forma del diagrama TTT. Se explica su influencia de diferentes modos: aumento de la estabilidad de la fase austenítica, resultando de esto un desplazamiento de la curva inicial hacia la derecha; - reducción de la velocidad de difusión; formación de carburos complejos con influencia sobre la nucleación. Por lo tanto el papel de los elementos de aleación es muy complejo y sobre todo la combinación de varios elementos provoca efectos que no se pueden deducir a priori de la influencia de cada elemento por separado. Además, hay que insistir en el papel excepcional del carbono como elemento de aleación, ya que ningún otro elemento es capaz de aumentar tanto la estabilidad de la fase austenítica como el carbono.

La tabla siguiente representa esquemáticamente la influencia de los principales elementos de aleación sobre el diagrama TTT.

REPRESENTACION ESQUEMATICA DE LA INFLUENCIA DE LOS PRINCIPALES
ELEMENTOS DE ALEACION SOBRE EL DIAGRAMA T.T.T.

Elemento de aleación	Nariz perlítica		Nariz bainítica		Observaciones
	Inicio de la transformación	Velocidad de la transformación	Inicio de la transformación	Velocidad de la transformación	
C < 0.8 %	↑	↗	↑	↘	
C > 0.8 %	↓	↖	↑	↘	
Ni, Mn	↑	↖	↑	↘	
Cu, Si	↑	↖	↑	↘	Más débil que Ni y Mn
Co	↓	↖	↑	↘	Único elemento con esta tendencia
Cr	↑	↖	↑	↘	Provocan la separación entre zona perlítica y bainítica
Mo	↑	↖	↑	↘	
V	↑	↖	↑	↘	
B	↑	↖	↑	↘	Contenido normal ≈ 0.003%
Grano grueso	↑				Nucleación más lenta

Como ilustración del cambio importante de un diagrama TTT debido a la influencia de los elementos de aleación, se representan las figuras 94 y 95 con diagramas TTT de un acero Ni-Cr-Mo y de una fundición aleada.

La comparación de las Figs. 78 y 94 es especialmente significativa: desplazamiento por Mo y Ni de la rodilla de la curva perlítica hacia la derecha debido al aumento de la estabilidad de la austenita y separación total de las zonas perlítica y bainítica por el Mo. Aparece un intervalo de temperatura en el cual la austenita puede ser conservada bastante tiempo después del templeado sin transformación.

Una zona análoga también aparece en el diagrama TTT de la fundición aleada de la Figura 95, también con la influencia del Mo. Sin embargo, en este caso la rodilla perlítica está muy desplazada hacia la izquierda por el alto contenido en carbono. Este diagrama presenta un aspecto típico en la zona bainítica debido principalmente al alto contenido en carbono. La línea del fin de la transformación no significa en este caso que la transformación esté completa: sobre todo en la zona bainítica alta, la estabilidad de la austenita es grande cuando la temperatura es elevada, de modo que la transformación se para aún cuando existen altas concentraciones de austenita residual.

En estos diagramas también se observa claramente que las transformaciones perlítica y bainítica son totalmente diferentes. Aún en los diagramas en los cuales las zonas son continuas, en realidad, las reacciones son separadas. Sin embargo, pueden ocurrir simultáneamente, separadas en el tiempo o aún con una etapa entre los dos tipos de transformación.

3.6.1.2. Influencia de las condiciones de austenitización.

Una elevación de la temperatura de austenitización se refleja generalmente en un desplazamiento hacia la derecha de la curva TTT más pronunciado en la zona perlítica que bainítica. Esto es parti-

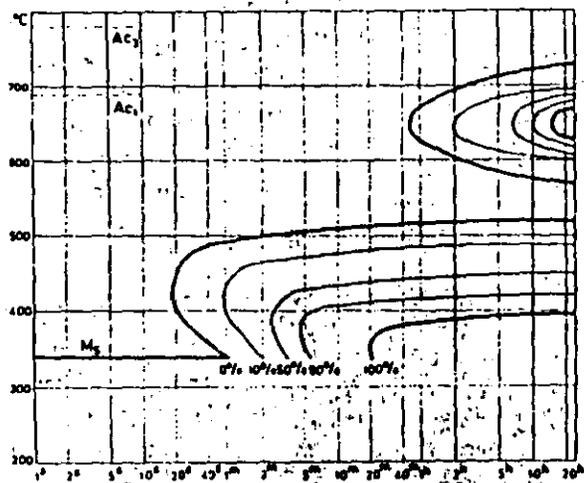


Figura 94 : Diagrama TTT de un acero Ni-Cr-Mo con: C=0.32, Ni=2.4, Cr=0.74 y Mo=0.5 %

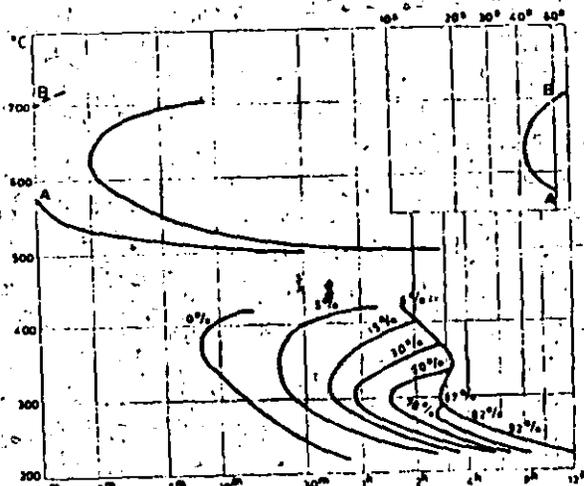


Figura 95 : Diagrama TTT de una fundición aleada con: C=3.01, Si=1.86, Mn=0.96, Mo=0.62, Cr=0.27 y Cu=2.02 %

cularmente claro en los aceros que contienen elementos de aleación carburizantes. En efecto, para estos aceros una elevación de la temperatura de austenitización y una austenitización prolongada favorecen la disolución de los carburos, lo que modifica particularmente la composición de la solución sólida austenítica.

En general, el aumento de templabilidad por la elevación de la temperatura de austenitización se debe en parte a la influencia del tamaño de grano austenítico sobre la nucleación de la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$. En efecto, en la medida que los núcleos de transformación se forman principalmente en los límites del grano austenítico, sobre todo en la zona superior, la probabilidad de nucleación disminuye por una reducción de la superficie relativa de estos límites de grano, de modo que la reacción se vuelve más lenta.

Para altas temperaturas de austenitización, la zona bainítica, menos desplazada hacia la derecha que la zona perlítica, aumenta -- en temperatura hasta traslaparse con la perlítica. Estas modificaciones corresponden al carácter claramente más acicular de las estructuras obtenidas por sobrecalentamiento y explican, en otros para los aceros hipoeutectoides, la aparición de ferrita de tipo Widmannstatten presentando relaciones de orientación cristalográfica con la austenita madre y creciendo en ésta según interfases semicoherentes. Así, por ejemplo, para un acero hipereutectoide con 1.2% de carbono, una austenitización a 1200 °C lleva a la formación de cementita acicular para temperaturas elevadas de permanencia isotérmica (700 - 750°C).

3.6.1.3. Influencia del tamaño del grano austenítico.

3.6.1.3.1. Generalidades.

Es una observación corriente que aceros de composición química semejante responden de manera muy diferente al tratamiento térmico y que las propiedades obtenidas por el mismo tratamiento térmico pueden también ser diferentes. Estas diferencias en comportamiento no se pueden atribuir satisfactoriamente a las pequeñas diferencias en la composición nominal, pero en general se las puede relacionar en cierta medida

transforman a perlita más atacable. Este método no se puede emplear en los aceros cuya composición sea próxima a la eutectoide porque no se separa, como es natural, tal tipo de constituyentes. Pero en este caso, la transformación a perlita comienza esencialmente en los bordes de grano y operando adecuadamente se consigue desarrollar una red de perlita fina, templando en el momento adecuado para que la austenita residual del centro de los granos se transforme directamente en martensita, que se ataca más difícilmente.

Métodos de enfriamiento.

Una vez que se ha establecido el tamaño de grano a la temperatura que interesa, las condiciones de enfriamiento necesarias para poner de manifiesto los bordes de sus granos, depende esencialmente del contenido de carbono del acero ensayado. Seguidamente discutiremos las condiciones de enfriamiento adecuadas a cada caso.

a) Aceros al Carbono Hipereutectoides:

Si los aceros contienen menos de unos 0.10 % de carbono, el tamaño de grano austenítico puede determinarse por el método de ataque por el calor, descrito más adelante, o por el que describimos a continuación. Una probeta delgada se calienta a la temperatura deseada durante un tiempo corto (para evitar la decarburación) y se temple en mercurio, agua o salmuera. La estructura metalográfica que resulta es martensita baja en carbono, probablemente, con una red de ferrita contorneando los granos de la austenita inicial. La probeta templada se reviene de 5 a 10 min. a unos 200°C, si se la desbasta y pule y se la ataca por inmersión en una solución acuosa al 5% de cloruro férrico. Este ataque pone de manifiesto los granos iniciales de austenita, porque aparece un contraste entre los agregados de martensita de diferente orientación. Este método, en realidad, no es sino un caso particular del método de ataque diferencial de la martensita, que se indicará más adelante.

En los aceros hipoeutectoides que contienen entre 0.25 %

y 0.55% de carbono el tamaño de grano austenítico se puede poner de manifiesto enfriando al aire una probeta apropiada desde la temperatura que interesa. El exceso de ferrita es segregado en los bordes de grano y, mediante un ataque adecuado, es fácil observar a la temperatura ambiente la red de ferrita, por el contraste con la masa perlítica de los granos, atacada más a fondo. Este método no se puede emplear con aceros que contienen menos de 0.25% de carbono porque el exceso de ferrita es muy grande y puede separarse en masas compactas en lugar de formar la red de bordes de grano; por el contrario, los aceros con más de 0.55% de carbono separan poco exceso de ferrita y no se obtiene una red completa.

Los aceros al carbono, que son solo ligeramente hipoeutectoides se pueden enfriar desde la temperatura de austenitización hasta unos 730°C; se los mantiene a esta temperatura 10 ó 15 min. (probetas de 10 ó 12 mm. de diámetro) y después se dejan enfriar hasta la temperatura ambiente. Mediante este tratamiento suele obtenerse una red de ferrita bien definida.

Otro método para observar el tamaño de grano austenítico en estos aceros es el temple en gradiente, mediante el que suele ser posible hacer tal observación en diferentes formas en distintos puntos de la probeta. La probeta debe tener, por lo menos, 40 mm. de longitud y 6 ó 7 de espesor. Se la calienta a la temperatura de austenitización deseada y luego se la extrae rápidamente del horno y se sumergen 10 ó 12 mm. de su longitud en un baño de salmuera, dejándola enfriar en estas condiciones hasta la temperatura ambiente. En una probeta dejada enfriar de esta forma se obtiene una gran variedad de estructuras desde la martensita, obtenida en el extremo templado en salmuera hasta los agregados uniformes de ferrita y perlita obtenidos en el extremo opuesto que ha enfriado mucho más lentamente. Si se corta la probeta longitudinalmente, se pule y ataca, se encuentra en la observación microscópica una zona, más o menos alejada del extremo templado, en la que aparece una red de perlita fina nodular bordeando la martensita a que se ha transformado el resto del grano. La perlita fina, que se ataca mucho más energicamente pone de manifiesto los bordes de grano de la austenita inicial. Cuando el grano es muy fino la estimación debe hacerse en la

zona templada, totalmente martensítica, por el método de ataque diferencial que describiremos más adelante.

En zonas más alejadas de la templada, especialmente si el acero es suficientemente hipoeutectoide, pueden también observarse los contornos de grano austenítico por una red de ferrita envolviendo a la perlita de la masa de los granos. Si el acero es casi eutectoide y la probeta de tamaño relativamente pequeño, no se obtiene la red de ferrita ni aún en las secciones más lentamente enfriadas.

b) Aceros al Carbono Eutectoides.

En estos aceros puede bastar con templar una probeta (12 a 25 mm. de diámetro) desde la temperatura deseada en un baño de salmuera. Si el acero no tiene una templabilidad excesiva este tratamiento produce una capa externa martensítica y una zona central perlítica y, entre ambas, aparece otra en que los bordes de grano aparecen delineados por una perlita fina nodular envolviendo a los núcleos de los granos transformados en martensita.

Los aceros eutectoides con más templabilidad se pueden estudiar por el método del temple en gradiente o mediante el ataque diferencial de la martensita que se indica más adelante. En el primer caso, entre las zonas totalmente martensítica y totalmente perlítica se encuentra aquella en que los nódulos de perlita fina contornean los granos martensíticos.

c) Aceros al Carbono Hipereutectoides.

En estos aceros, el mejor método es dejar enfriar al aire o en el horno una probeta adecuada, austenitizada a la temperatura en estudio. En estas condiciones se forma una red de la cementita primeramente separada, envolviendo al material del centro de los granos, transformado posteriormente a perlita y más atacable. Este método suele fallar si el contenido de carbono es inferior a 1.10% porque no se obtiene una red completa de cementita; en estos casos se puede emplear el temple en

gradiente descrito para los aceros hipoeutectoides y eutectoides.

Otro método para estos aceros poco hipereutectoides, -- consiste en enfriar desde la temperatura de austenitización hasta justamente por encima de la temperatura crítica inferior (A_{r1}), mantenerlo a tal temperatura unos minutos y templar en agua. Después se reviene la probeta a unos 425°C y se deja enfriar al aire. El ataque permite la observación de los bordes de grano mediante la red de cementita que rodea la martensita revenida.

Ataque diferencial de la Martensita.

En un acero templado y completamente martensítico, o templado y revenido, el tamaño de grano se puede poner de manifiesto por el contraste que aparece en los distintos agregados martensíticos procedentes de distintos granos de austenita, con los cuales guardan relaciones de orientación, cuando se atacan con un reactivo especial descubierto por Vilella: (30 ml. de glicerina, 20 ml. HCl y 10 ml. HNO_3). Este reactivo es muy selectivo en su acción; los mejores resultados, se obtienen atacando después de revenir a 200 ó 300°C durante unos 15 min.

Ataque por el calor.

El ataque por el calor es un medio sencillo y rápido -- para determinar el tamaño de grano austenítico de cualquier tipo de acero y es particularmente útil para los que contienen menos de 0.10 % de carbono. Se basa en que cuando una probeta pulida se calienta a la temperatura de austenitización deseada en una atmósfera inerte, tal como hidrógeno purificado para hacer muy baja la presión de oxígeno, -- el metal de los bordes de grano se vaporiza preferencialmente, quedando esos bordes marcados en la superficie. Para evitar que la superficie se oxide y se manche después del ataque por el calor, se la templea en mercurio fuera del contacto del aire.

Manteniendo suficientemente baja la presión de oxígeno

en la atmósfera de hidrógeno no se altera, por oxidación, la composición química de la superficie y el tamaño de grano observado sobre ella es el característico de toda la masa de la Probeta. Si, por el contrario, se eleva demasiado la presión de oxígeno, pueden oxidarse algunos elementos tales como el aluminio y se obtiene en la superficie un grano más pequeño que en la masa de la probeta. Esto puede atribuirse al retardo provocado en el crecimiento de grano por los óxidos formados en la superficie y sus proximidades.

Examen de Fracturas.

El tamaño de grano austenítico puede determinarse rápida y efectivamente especialmente en aceros de contenido de carbono medio y alto, por un método de comparación de fracturas. El Procedimiento se basa en la existencia de una relación entre el aspecto de la fractura de un acero completamente martensítico y el tamaño de grano de la austenita que existía antes del temple.

Una probeta de tamaño adecuado y previamente entallada, se calienta a la temperatura de austenitización correspondiente, se la mantiene el tiempo adecuado y se la temple drásticamente en agua o salmuera. Después se rompe la probeta por la entalla y se compara la apariencia de la fractura con una serie de 10 fracturas patrón correspondientes a otros tantos tamaños de grano. Cuando el acero tiene poca templeabilidad hay que tener en cuenta que el núcleo puede ser perlítico y sólo se debe comparar la fractura de la zona externa completamente martensítica, porque la fractura de estructuras no martensíticas no siempre indica el tamaño de grano austenítico inicial.

En los Estados Unidos las fracturas patrones empleadas son las Shepherd. El aspecto de estas fracturas lleva números que van del 1, que corresponde a la de aspecto más grosero, al 10, correspondiente a una fractura de aspecto muy fino. Las intermedias tienen también aspectos intermedios.

En general, el examen y comparación de las fracturas requiere poca práctica. Está bien comprobado que el ojo tiene mayor sen-

sibilidad para observar pequeñas diferencias en el aspecto de las fracturas que las correspondientes pequeñas diferencias en el tamaño de grano observadas metalográficamente. Solamente se presentan dificultades cuando se presentan mezclados granos de distintos tamaños, porque el ojo no aprecia inmediatamente las facetas grandes y pequeñas que aparecen mezcladas en la fractura, a no ser que la fractura sea, en media, suficientemente grosera. Sin embargo, un observador experimentado identifica con sorprendente seguridad los tamaños de grano mezclados.

3.6.1.3.3. Métodos para expresar el tamaño de grano.

En los métodos que expondremos a continuación es preciso proyectar la imagen de la estructura sobre la pantalla de un equipo metalográfico o, en su caso, obtener una fotomicrografía. Las probetas, preparadas por los métodos clásicos de la metalografía se pulen y se atacan por un reactivo adecuado para provocar el contraste necesario.

El tamaño de grano así observado se puede expresar de varias formas, siendo aceptables las que se dan a continuación, de las que las dos primeras son las más empleadas:

1a. Los números de tamaño de grano ASTM, arbitrariamente elegidos y relacionados exponencialmente con el número de granos por pulgada cuadrada en una proyección a 100 aumentos.

2a. Número medio de granos cortados por una línea de longitud definida (método de Graff-Snyder).

3a. Número medio de granos por milímetro cuadrado.

4a. Área media de los granos, en milímetros cuadrados.

El método ASTM.

Esta forma de expresar el tamaño de grano suele preferirse porque se puede hacer muy fácilmente la estimación del número representativo del tamaño de grano. Para ello se proyecta la imagen de la estructura de la probeta convenientemente tratada y preparada o se obtiene una fotomicrografía de ella, en ambos casos a 100 aumentos, y se realiza una comparación con una serie de gráficos correspondientes a los distintos tamaños de grano. El número del gráfico más parecido al aspecto de la probeta expresa el tamaño de grano. Cuando aparecen granos de varios tamaños el resultado suele expresarse con dos números, correspondientes a dos tamaños de grano, con la indicación del tanto por ciento existente de cada uno.

Los patrones de tamaño de grano ASTM se han elegido en forma que cubran los normalmente encontrados en el acero. Los gráficos llevan número del 1 al 8. El número del gráfico, representativo de un tamaño de grano, está relacionado con el número medio de ellos visibles a 100 aumentos por pulgada cuadrada de pantalla o fotomicrografía, mediante la relación.

$$\text{Número medio por pulgada cuadrada a 100 aumentos} = 2^{n-1}$$

siendo precisamente n el número ASTM.

Los aceros cuyo tamaño de grano está comprendido entre el 1 y el 5 se consideran como aceros de grano basto, y los comprendidos entre el 5 al 8, como de grano fino. Cuando el tamaño es precisamente el 5, se considera el acero de grano fino si los granos que no corresponden exactamente a este tamaño son más finos y como de grano grueso si estos pocos granos son mayores.

No es raro encontrar tamaños de grano austenítico que en la observación a 100 aumentos aparecen mayores que el núm. 1 ó menores que el núm. 8. Si los granos son mayores que los del núm. 1, se proyec-

tan a 50 aumentos en lugar de a 100 y si entonces son comparables al gráfico correspondiente al núm. 2, se designan como de núm. 0, y si son comparables al gráfico núm. 1, como tamaño 00. Cuando los granos a 100 aumentos parecen más finos que los del gráfico núm. 8, se proyectan a 200 aumentos, y se designan como núms. 9 y 10 si en estas condiciones son comparables a los gráficos núms. 7 y 8, respectivamente. Los aceros tipo HSLA (Alta resistencia, baja aleación) presentan tamaños de grano de hasta 12-14 ASTM.

Ocular para medir el tamaño de grano ASTM.

Se puede realizar una determinación exacta y rápida del tamaño de grano ASTM, mediante un ocular especial, que evita la necesidad de proyectar la imagen o fotomicrografiar la estructura y comparar después con los patrones. Tal ocular tiene intercalado una placa revólver con ocho discos micrométricos de vidrio. En cada disco hay grabado un cuadrado cuyo tamaño corresponde a los tipos ASTM de 1, 2, 4, 8, 16, 32, 64 y 128 granos por pulgada cuadrada en la imagen de 100 aumentos. Los discos llevan además los núms. 1 a 8.

3.6.1.4. Influencia de las segregaciones.

Las microsegregaciones y macrosegregaciones que resultan de la solidificación del metal y que se atenúan pero sin desaparecer completamente, durante las transformaciones térmicas posteriores, pueden tener una influencia apreciable sobre la forma del diagrama TTT.

Las microsegregaciones son responsables de la aparición de estructuras en bandas en los aceros y el fósforo juega un papel importante en la formación de estructuras. Además, los elementos de aleación también son susceptibles de segregación y es posible establecer la siguiente clasificación según la importancia de las segregaciones: As, P, Mo, Cr, Mn, Ni.

Las microsegregaciones intervienen sobre todo para el --

metal bruto de colada. Estas pueden aumentar considerablemente las -- duraciones de transformación, alargando los diagramas TTT por despla-- zamiento hacia la izquierda (inicio prematuro de transformación de las zonas empobrecidas en elementos de aleación) y sobre todo hacia la de-- recha (las zonas tardan en transformarse completamente).

Los productos forjados o laminados conservan en general trazos netos de las microsegregaciones, y solo es para valores muy altos de conformado que disminuye la influencia de aquéllas sobre la des-- composición de la austenita.

Según la importancia de las microsegregaciones, dos mues-- tras de un acero, con la misma composición global, austenitizadas en las mismas condiciones, pueden entonces tener diagramas de transformación -- bastante diferentes. Sobre todo, hay que tener mucho cuidado cuando se quiere utilizar curvas TTT relativas a aceros laminados para el tratamien-- to de aceros moldeados.

Por otra parte, los elementos carburígenos difunden len-- tamente en la austenita y se oponen a la homogeneidad de la solución só-- lida.

Finalmente, en una sola pieza, sobre todo de dimensiones considerables, el metal puede presentar características de transformación bastante diferentes de un punto a otro por consecuencia de fenómenos de macrosegregación.

3.6.1.5. Influencia de las inclusiones.

Determinadas partículas ajenas pueden fungir como centros de nucleación para la transformación perlítica. La presencia de inclu-- siones puede tener una influencia sobre el tamaño del grano austenítico y modificar así la templabilidad del acero. Ciertas dispersiones finas-- de carburos o nitruros como AlN reducen notablemente el crecimiento de --

grano y pueden reducir así la templabilidad. Además, en aceros conte-- niendo vanadio o niobio, la presencia de carburos o de carbonitruros -- no disueltos empobrece la austenita en carbono y puede frenar el creci-- miento de grano, disminuyendo así la templabilidad del acero para tem-- peraturas de austenitización no muy elevadas.

3.6.1.5.1. Tipos de inclusiones.

Desde el punto de vista de su origen, las inclusiones -- se clasifican en:

- a) Inclusiones endógenas;
- b) Inclusiones exógenas.

Las inclusiones endógenas o naturales (fosfuros, óxidos, silicatos, alúmina, nitruros de hierro, etc., se forman por reacción -- química (mientras que el metal líquido se enfría), por cristalización -- o durante la solidificación.

Las inclusiones exógenas o accidentales provienen por -- acción mecánica, arrastre accidental de escoria o refractario del re-- vestimiento del horno durante la colada, adiciones de alto punto de -- fusión difíciles de disolver, material de las lingoteras, etc. Sus di-- mensiones son mayores que las endógenas.

Las inclusiones también pueden considerarse desde otro -- punto de vista y clasificarse en:

- a) Inclusiones metálicas: sulfuro de manganeso (MnS), -- Sulfuro de Hierro (FeS), etc.;
- b) Inclusiones no metálicas: óxido de hierro (FeO), -- óxido aluminio, alúmina (Al₂O₃), óxido de silicio, sílice (SiO₂), si-- licatos, etc.

El manganeso tiene una acción desoxidante desulfurante

te que conduce a la formación de óxidos y sulfuros. El aluminio, por una acción desoxidante similar, da lugar a la alúmina, en tanto que -- el silicio, al oxidar, origina sílice y silicatos con otros elementos.

En general, todos estos compuestos tienen un peso específico menor que el metal, y por eso tienden a ascender hacia la parte superior del lingote. Es evidente que de acuerdo con su dimensión, variará la posibilidad de su eliminación según el mecanismo descripto. Las inclusiones más pequeñas son susceptibles de quedar incorporadas a la masa del acero.

Los elementos agregados intencionalmente al acero forman también un tipo de inclusiones. Si bien los de menor tamaño suelen permanecer dentro de aquél puede suceder que la cantidad sea muy elevada, constituyendo un beneficio por la buena desoxidación lograda, pero un perjuicio por su alto contenido.

Los factores que mayor influencia tienen sobre el tipo o naturaleza de las inclusiones (tamaño, forma, cantidad y distribución) son:

1. Proceso de fabricación: comprende el tipo de horno, materia prima, marcha del proceso, ferroaleaciones, combustibles, etc.

2. Condición y forma en que se realiza la solidificación: Incluye el tiempo en que el acero se mantiene líquido antes de solidificar, condiciones de enfriamiento, sistema de colada, dimensiones de la pieza, etc.

3. Tratamientos de deformación plástica: Comprenden a los que sufre el acero antes de su utilización final.

3.6.1.5.2. Efecto general de las inclusiones.

En forma general, las inclusiones producen un efecto nocivo sobre las distintas características de los aceros.

a) Deformación plástica en caliente: algunas inclusiones tales como sulfuros de hierro y ciertos eutécticos, poseen bajo punto de fusión. Por ello, el trabajo mecánico en caliente (forja o laminado), se ve notablemente afectado por la reducción que dicha información confiere al acero. Por otra parte, si las inclusiones son duras e indeformables (como la sílice, la alúmina, etc.) disminuyen considerablemente la plasticidad del acero.

Cuando se somete el metal a un trabajo de deformación plástica a elevadas temperaturas (por ejemplo laminado), las inclusiones pueden presentar distinto comportamiento y aspecto.

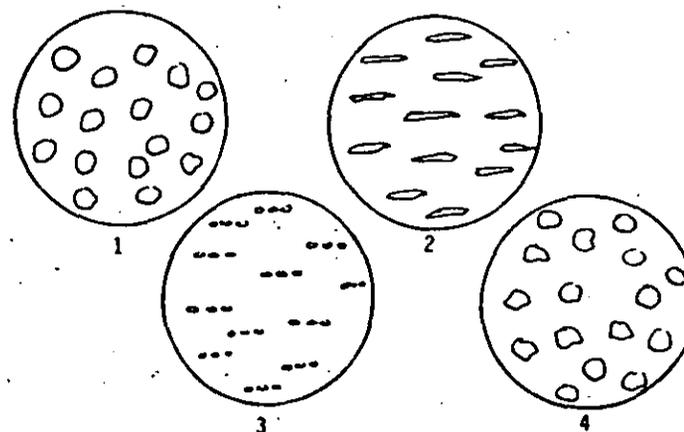


Figura 97 : Representación esquemática de la variación del aspecto de las inclusiones después de la deformación : 1. antes de la deformación, inclusiones no alteradas, 2. dúctiles y blandas, deformadas, 3. frágiles y rotas, 4. resistentes a la deformación

En la figura 97 se ha esquematizado la variación de aspecto que presentan las inclusiones luego que el metal ha sido deformado. En I se observa la forma de las inclusiones tal como se obtienen de fundición. En II las inclusiones blandas y dúctiles son capaces de sufrir la acción del trabajo mecánico en caliente y adquieren forma alargada cuando se las observa sobre secciones longitudinales y tangenciales.

En la sección transversal (normal al laminado) su forma es generalmente globular.

En III se observa la forma correspondiente a las inclusiones frías; pero susceptibles de deformación y rotura, y en IV, - el aspecto que presentan las inclusiones cuando son demasiado duras y resistentes y no sufren deformación alguna (como ocurre con la sílice y la alúmina; aunque el tamaño de ésta será menor al simbolizado en -- la figura).

b) Deformación en frío: cuando el acero debe ser laminado en frío o trefilado hasta pequeños espesores o diámetros, las inclusiones duras e indeformables obstaculizan considerablemente estos trabajos.

c) Características mecánicas: la estructura fibrosa da lugar a propiedades unidireccionales con lo que afecta grandemente las características del acero. Además, de acuerdo al tamaño, cantidad y distribución de las inclusiones se reduce la tenacidad. Teniendo en cuenta el efecto de entalladura y su ubicación con respecto a las sollicitaciones, favorecen el fallo del acero por el fenómeno de fatiga.

Si se tiene en cuenta que la red de inclusiones dirige la formación de la red de ferrita y constituye, por otra parte, las -- líneas de menor resistencia del metal, resulta justificado que, frente a acciones provenientes de deformaciones y choques, la propagación de las fisuras se produzcan a través de la citada red.

d) Grado de terminación superficial: el trabajo de -- corte de la herramienta, así como el grado de terminación, se ven muy afectados por la presencia de inclusiones: La herramienta encuentra -- un escollo en las inclusiones. Esto se traduce en un efecto abrasivo que, por consiguiente, acelera su desgaste y, además, conduce a una -- terminación deficiente (Ver curso de Maquinado).

El corte por golpe (según se efectúe en sentido longitudi --
dinal o trasal con respecto de las fibras y, por ende, a la ubica

ción de las inclusiones) se ve acrecentado por el desgaste prematuro de matrices y punzones.

La presencia de inclusiones reduce sustancialmente el -- rendimiento de los cojinetes a bolillas. En efecto, el contacto de la bolilla que actúa sobre las pistas con una presión específica elevada, -- puede producir el desprendimiento de las inclusiones e iniciar el deterioro del conjunto. El pasaje de la bolilla por el lugar donde se han desprendido las inclusiones produce un martilleo que genera calor y, -- por ende, da lugar a un fenómeno que oxida y ablanda el acero, precipitando de esta forma la destrucción del órgano. Por estas razones, el -- acero para rodamientos debe ser de alta pureza.

e) Resistencia a la corrosión: La presencia de inclusiones favorece la formación del par que, con un electrolito, produce la pila que conduce al deterioro del metal por corrosión (Ver curso de -- corrosión.).

Los aceros utilizados para rieles constituyen un caso -- típico de lo expuesto, pues en la superficie de trabajo el metal sufre el martilleo repetido y constante, a fuertes presiones, de las ruedas, produciendo en poco tiempo picaduras que se acrecientan por la acción -- corrosiva de la atmósfera.

3.6.1.5.3. Efectos sobre los tratamientos térmicos.

Las inclusiones dispersas en la masa de acero en forma de partículas pequeñas retardan el crecimiento del grano. -- Las leyes que lo regulan dependen, en gran proporción, de la naturaleza y de la repartición de las inclusiones más finas. La presencia de inclusiones grandes, aunque son indeseables, ejercen una acción menos pronunciada sobre el crecimiento del grano.

Teniendo en cuenta la acción inhibitoria que ejercen --

las inclusiones, es necesario y conveniente hacer notar la importancia de las mismas cuando se consideran los tratamientos térmicos (recocido, temple, etc.). La templabilidad o penetración del temple del acero -- está estrechamente vinculada a la granulometría del mismo, tal como se discutió en un párrafo anterior.

Ciertas partículas ajenas pueden fungir como centros de nucleación para la transformación de la austenita y modificar así la templabilidad.

3.6.1.5.4. Clasificación de las inclusiones según normas ASTM.

La clasificación de las inclusiones se realiza de acuerdo con lo establecido por la Asociación de Siderurgistas Suecos (adoptada por ASTM), que divide las inclusiones en cuatro grupos a saber:

- 1) A (Tipo sulfuros);
- 2) B (Tipo alúmina);
- 3) C (Tipo silicatos);
- 4) D (Tipo óxidos, globular).

Cada una de estas clases se subdivide en cinco grupos numerados del 1 al 5, según la cantidad de inclusiones que existen -- por unidad de superficie.

La número 1 designa una pequeña cantidad de inclusiones, mientras que la número 5 corresponde a la mayor cantidad. A fin de que resulten comparables, ambas se obtienen de una observación realizada -- con 100 aumentos. Cada grupo admite dos modalidades: inclusiones finas e inclusiones gruesas.

En forma general, las inclusiones de las aleaciones ferrosas se clasifican en tres clases: óxidos, sulfuros y silicatos.

A continuación se da una nómina de las inclusiones más frecuentes:

Oxidos	Sulfuros	Silicatos
Oxido de Hierro (FeO)	Sulfuro de Manganeso, (MnS)	Silicato dicálcico (2CaO . SiO ₂)
Silice (SiO ₂)	Sulfuro de Hierro (FeS)	Silicato tricálcico (3CaO . SiO ₂)
Alúmina (Al ₂ O ₃)	Sulfuro doble de Hierro y Manganeso (MnS-FeS)	Silicato de Hierro (FeO . SiO ₂)
Etcétera	Sulfuro de Aluminio (Al ₂ S ₃) Etcétera.	Etcétera

(longitudinal o transversal) de muestras dilatométricas de un acero 35CD4 con una estructura de bandas bastante pronunciadas.

3.6.2.4 Influencias diversas

Para una determinada variedad de acero, el método de elaboración y de desoxidación puede tener cierta influencia sobre la transformación. Es suficiente imaginarse los desplazamientos durante el transcurso de la transformación debido a las segregaciones y a las estructuras en bandas, al papel complejo de precipitaciones más o menos finamente dispersas o de adiciones de desoxidación en exceso. Desde luego tales influencias son muy difíciles de apreciar cuantitativamente.

Los esfuerzos residuales, a menudo difíciles de detectar y de calcular, también pueden jugar un papel en la transposición de los resultados obtenidos en las curvas de transformación al enfriamiento de piezas macizas. Para estas últimas, los esfuerzos formados debido a las variaciones locales en masa volumétrica, que acompañan la transformación, se combinan con los esfuerzos térmicos consecuencia de los gradientes de enfriamiento y modifican localmente la cinética de la reacción. Como las anomalías dilatométricas son tanto más importantes, para un acero determinado como la transformación se efectúa a temperatura inferior, la estabilidad de la austenita tendría que ser particularmente afectada en la zona de bajas temperaturas del diagrama CCT en donde el metal es, además, menos maleable.

Debido a eso, varios autores trataron de simular, a través de esfuerzos externos, el efecto de las tensiones internas sobre las características de dilatación y de temperaturas de reacción de diferentes zonas de transformación. La influencia de los esfuerzos aplicados depende desde luego del sistema de estos esfuerzos y de su importancia.

En el dominio ferrítico-perlítico un esfuerzo de tracción ligero puede ser suficiente para aumentar al doble la amplitud de la anomalía de dilatación debido a la transformación sin que la temperatura de reacción tenga que modificarse significativamente. Por otro lado, una deformación plástica de la austenita del orden de 20%, correspondiendo aproximadamente al último paso de laminación controlado de un acero soldable al niobio, provoca que la temperatura de inicio de transformación puede ser superior con

20 a 30°C a aquella determinada para una misma velocidad de enfriamiento después de austenitización a 1 250°C y sin deformación. En la zona bainítica, se observa también una aceleración de la transformación pasando a un nivel mínimo de esfuerzo, función de la temperatura. Finalmente, en la zona martensítica, la amplitud de la anomalía dilatométrica se modifica a partir de esfuerzos elásticos relativamente bajos y depende del sistema de esfuerzos aplicados. Se define, además, una temperatura M_d , superior a M_s , arriba de la cual la deformación plástica en fase austenítica ya no provoca la formación prematura de martensita y puede aún estabilizar la austenita.

Para los aceros hipoeutectoides, conviene subrayar la reducción de la temperatura M_s después de transformaciones anteriores incompletas de la austenita en bainita o ferrita-perlita. Este aumento de la estabilidad de la austenita todavía no transformada y enriquecida en carbono y elementos de aleación se manifiesta en los diagramas CCT.

Para los aceros hipereutectoides, una precipitación de carburos durante un enfriamiento bastante lento puede tener como efecto el aumento de la temperatura M_s .

En conclusión, los factores de influencia sobre el desarrollo de la reacción durante la transformación en enfriamiento continuo, son más numerosos todavía para las transformaciones isotérmicas y sólo discutimos aquí los principales.

3.6.3 Influencia de los elementos de aleación en el hierro

Como se mencionó anteriormente, el acero es en principio una aleación hierro-carbono. Sin embargo, esta aleación contiene siempre manganeso y a menudo silicio como elementos de elaboración necesarios, y además siempre impurezas como fósforo y azufre y los elementos gaseosos en solución o ligados que también se consideran como impureza: oxígeno, nitrógeno e hidrógeno. En fin, se encuentran también trazas de los elementos: níquel, cromo, cobre, estaño, etc..., que provienen de la chatarra que se usa cada vez más en la industria siderúrgica.

Sin embargo, tal aleación compleja se llama "acero no aleado" o "acero al carbono", ya que los elementos adicionales no se añadieron intencionalmente y además porque están presentes sólo en concentraciones muy bajas o en trazas.

Por lo contrario, el "acero aleado" es una aleación hierro-carbono con sus elementos de elaboración, impurezas y elementos en trazas, a la cual se añadió intencionalmente uno o más elementos en concentraciones suficientes para provocar el efecto deseado. A menudo se denomina al "acero aleado" con el nombre de "acero especial" o también "acero noble", debido a las precauciones especiales que se toman para la selección de la materia prima y para la preparación del acero. Por las mismas razones se denomina "acero fino" un acero aleado o no aleado, preparado con mucha precaución y que tiene por lo tanto muy buena calidad.

Todas esas denominaciones, justificables o no, tienen un carácter más o menos comercial. Preferimos en este curso la denominación "acero aleado" recordándonos que se trata en general de un acero de buena o de máxima calidad al cual se añadieron intencionalmente elementos de aleación. Estos elementos de aleación, a menudo muy caros, se añaden para modificar la estructura, y por consiguiente, las propiedades del acero. Sin embargo, los efectos pueden ser muy complicados y aparecen a menudo sólo después de un tratamiento térmico, como veremos a continuación.

La clasificación más sistemática de los elementos de aleación en el hierro es seguramente aquella que se basa en su influencia sobre los puntos de transformación de ese metal, ya que el tratamiento térmico que se hace con la mayoría de los aceros aleados está determinado principalmente por la posición de los puntos de transformación.

Con respecto al metal Fe puro (sin adición de carbono), existen unos elementos que amplifican la zona γ y otros que al contrario la reducen. Los primeros son elementos estabilizadores de γ o gamágenos (γ -genos), los segundos son estabilizadores de α o alfégenos (α -genos). Además, existen elementos que provocan endurecimiento por precipitación y otros que forman carburos. Se tratará de éstos últimos en la discusión de la influencia de los elementos de aleación en el acero, ya que se precisa la existencia de carbono para formar carburos.

3.6.3.1 Elementos que aumentan la estabilidad de la austenita

Estos elementos se clasifican en dos grupos: el primer grupo comprende los elementos que demuestran una zona de solubilidad total con el hierro; son los elementos: Ni, Mn, Co, Pr, Pd, Ru, Rh, Os, Ir.

La figura 103 representa el diagrama del sistema Fe-Ni como ejemplo típico. En ese diagrama aparece muy claramente la ampliación de la zona γ por aumento de la temperatura A_4 y sobre todo por la reducción y finalmente la desaparición del punto A_3 .

El segundo grupo comprende los elementos que amplían la zona γ , o sea que suben el punto A_4 y bajan el punto A_3 , pero con solubilidad reducida en estado sólido. Son los elementos C, N, Cu, Au, Zn, ... El ejemplo más típico de este segundo grupo es el sistema Fe-C ilustrado en la figura 54. Como segundo ejemplo se muestra el sistema Fe-Cu de la figura 104.

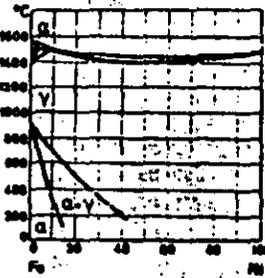


Figura 103 : Diagrama de fases Fe-Ni : aumento de la zona gama (austenita), solubilidad total (influencia de los elementos Ni, Mn, Co, ...)

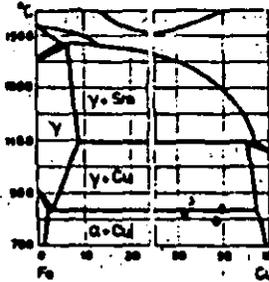


Figura 104 : Diagrama de fases Fe-Cu : aumento de la zona gama (austenita), solubilidad reducida (influencia de los elementos Cu, C, N, ...)

3.6.3.2 Elementos que reducen la zona gama

Contrariamente a los elementos que se mencionaron antes y que son escasos, hay relativamente muchos elementos que elevan el punto A_3 y bajan el punto A_1 , reduciendo así la zona γ . Aquí se distinguen por un lado el grupo de los elementos que forman una zona γ cerrada (llamada a menudo bucle γ), encerrada por todos lados por una zona bifásica ($\alpha + \gamma$), a su vez encerrada por una zona homogénea α , y por otro lado el grupo de elementos formando una zona γ estrecha, limitada por una zona heterogénea en la cual no aparece la fase α .

Pertencen al primer grupo los elementos formando carburos: Cr, W, Mo, V y Ti, además Si, Al, P, Be, As, Sn, Sb. Como diagrama típico se da el sistema Fe-Si en la figura 105.

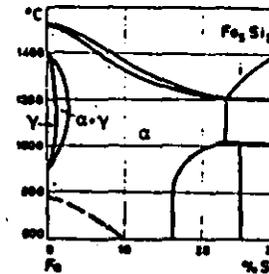


Figura 105 : Diagrama de fases Fe-Si : zona gama reducida y cerrada, limitada por zona bifásica alfa + gama, encerrada por zona monofásica alfa (influencia de los elementos Si, Cr, Al, W, Mo, V, ...)

El segundo grupo comprende los elementos S, B, Zr, Ta, Nb y Ce, los cuales también reducen la zona γ , pero en este caso la zona γ está limitada por una zona heterogénea, compuesta de la fase γ más un compuesto del elemento de aleación. Como ejemplo de esto se da el sistema Fe-S en la Fig. 106.

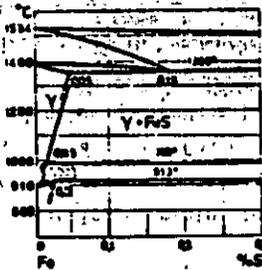


Figura 106 : Diagrama de fases Fe-S : zona gama reducida y cerrada, separada por zona heterogénea (influencia de los elementos Nb, Ta, Zr, Ce, S, ...)

Refiriéndonos a la influencia de un elemento determinado sobre la estabilidad de la austenita hay que buscar la explicación de su comportamiento en la estructura cristalina de tal elemento. De hecho, la mayoría de los elementos que cristalizan en la red cúbica de caras centradas y por lo tanto de modo isomorfo con el hierro γ , o bien los que forman un compuesto isomorfo con el hierro aumentan la estabilidad de la austenita, lo que aparece en la ampliación de la zona γ .

Viceversa, todos los elementos solubles en el hierro α que reducen la zona γ y forman un bucle γ encerrado por una zona de solubilidad α tienen una red cúbica centrada en el cuerpo o forman un compuesto cúbico centrado en el cuerpo.

Sin embargo, hay que observar que esa regla, a menudo llamada regla isomórfica, sólo es aplicable en los casos de solubilidad suficiente, de modo que un elemento con una red cúbica centrada en el cuerpo no aumenta necesariamente la zona γ , y tampoco es seguro que un elemento con red cúbica centrada en las caras reduzca la zona γ .

Muchos elementos con radio atómico pequeño son muy solubles en hierro, mientras que elementos con radio atómico grande como Na, K, Ca, Sr, Cs, ... son poco solubles o insolubles.

3.6.3.3 Elementos que provocan endurecimiento por precipitación

Se trata de los elementos que presentan una zona de solubilidad sólida con el hierro, pero con solubilidad decreciente al disminuir la temperatura y limitada por una zona heterogénea.

El mecanismo del endurecimiento por precipitación se explica en cualquier curso de Metalurgia Física, siendo el ejemplo más conocido de este fenómeno el sistema Al-Cu (duraluminio).

La siguiente tabla presenta una comparación entre duraluminio y sistemas de endurecimiento por precipitación del hierro con algunos elementos de aleación.

SISTEMA	TEMPERATURA DE TEMPLADO °C	TEMPERATURA DE ENDURECIMIENTO POR PRECIPITACION °C
DURALUMINIO	500	20 - 150
Fe - N	500 - 600	20 - 150
Fe - C	680	50 - 150
Fe - Be	1100 - 1200	450 - 600
Fe - Ti	1100 - 1200	450 - 600
Fe - W	1300 - 1400	700 - 900

3.6.4 Influencia de los elementos de aleación en acero (aleación Fe-C).

Hay que considerar ahora primero la influencia del carbono y del elemento de aleación en el hierro y segundo la influencia recíproca del carbono y del elemento de aleación (formación de carburos).

3.6.4.1 Elementos formando carburos

Esos elementos, llamados elementos carburígenos o carburizantes se caracterizan por su tendencia a la formación de carburos especialmente estables en las aleaciones Fe-C. Como también existe un carburo entre Fe y C (la cementita Fe_3C), se obtiene, según el elemento de aleación y la cantidad de aleación, un cristal mezclado de cementita, es decir Fe_3C en el cual una parte del hierro está substituida por el elemento X o sea $(Fe.X)_3C$, conservando la estructura ortorrómbica de la cementita; o bien la formación de carburos especiales.

Los principales elementos formando carburos, clasificados de izquierda hacia la derecha según aumenta la estabilidad de sus carburos son; Mn, Cr, W, Mo, V, Ti, Zr, Ta y Nb. Con excepción del Mn, todos los demás elementos pertenecen al grupo que reduce la zona γ del hierro.

En relación con la tendencia a formar carburos se puede decir que el Mn forma casi exclusivamente soluciones sólidas de cementita; -- el Cr también demuestra una fuerte tendencia a la formación de soluciones sólidas, el W y Mo ya mucho menos, mientras que los elementos siguientes -- forman sobre todo carburos especiales.

La formación de soluciones sólidas de cementita o de carburos especiales no depende únicamente de la tendencia a la formación de carburos, o sea de la afinidad del elemento con el carbono, sino también mucho de la concentración del elemento carburizante en la aleación en la cual el elemento Fe siempre es principal.

Así, por ejemplo, el Cr forma en presencia de suficiente carbono y con aumento del contenido en Cr, respectivamente:

- Solución sólida ortorrómbica en cementita: $(Fe.Cr)_3C$ que pueden contener hasta 15% de carbono.
- Un carburo especial trigonal $(Cr.Fe)_7C_3$ con un contenido mínimo de 36% Cr.
- Un carburo especial cúbico $(Cr.Fe)_4C$ o más probablemente $(Cr.Fe)_{23}C_6$ con 70% Cr mínimo.

En aleaciones con 2 a 3% Cr se encuentran únicamente soluciones sólidas de cementita $(Fe.Cr)_3C$. Aumentando el contenido en Cromo y -- dependiendo del contenido en carbono, se forman respectivamente una mezcla de $(FeCr)_3C + (Cr.Fe)_7C_3$, una mezcla $(Cr.Fe)_7C_3 + (Cr.Fe)_{23}C_6$, $(Cr.Fe)_{23}C_6$ y finalmente con contenidos en Cr superior a 30%, una mezcla de $(Cr.Fe)_{23}C_6 + Fe.Cr$. (Fig. 107).

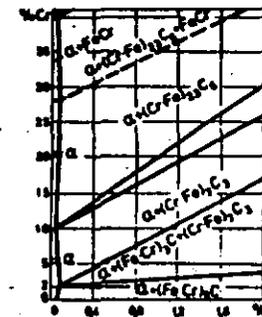


Figura 107 : Diagrama de fases del sistema Fe-Cr-C

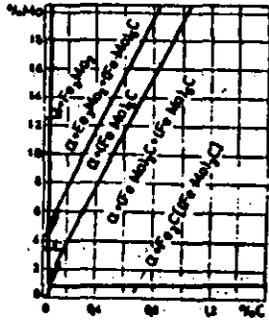


Figura 108 : Diagrama de fases del sistema Fe-Mo-C.

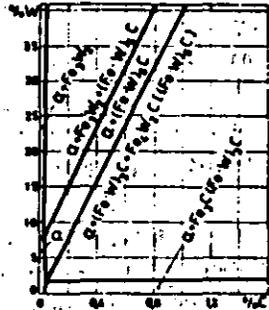


Figura 109 : Diagrama de fases del sistema Fe-W-C.

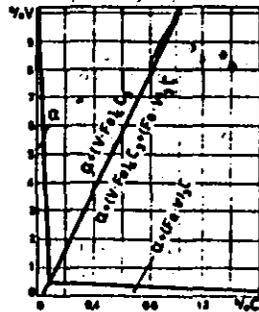


Figura 110 : Diagrama de fases del sistema Fe-V-C.

También V en baja concentración (V 0.5%) forma soluciones sólidas en cementita $(Fe.V)_3C$ y con aumento de la concentración una mezcla de $(Fe.V)_3C$ con el carburo especial $(V.Fe)_4C_3$ y finalmente solo este último (Fig. 110).

En principio, todos los elementos carburizantes forman, con aumento de la concentración del elemento en cuestión, en primer lugar soluciones sólidas en cementita y después carburos especiales. Estos últimos aparecen más pronto cuando se trata de un elemento fuertemente carburizante.

3.6.4.2 Influencia de los elementos de aleación en el acero suavizado (recocido de suavización).

Para discutir la influencia de los elementos de aleación sobre las propiedades del acero en estado suavizado, hay que conocer en primer lugar en cual o cuales de las fases presentes se encuentran los elementos de aleación. En general, los elementos de aleación pueden distribuirse en el acero suavizado en cinco fases o grupos de fase, o sea:

- Ferrita: Fe - α + elementos de aleación disueltos.
- Carburos: en solución sólida de cementita y/o en carburos especiales.
- Inclusiones no metálicas: en óxidos, sulfuros, silicatos, etc.
- Compuesto como: $FeCr$, Fe_4N , ...
- Partículas de metal libre: pasando el límite de saturación: (Pb, Cu, ...)

Partículas libres de metal, como por ejemplo Pb en acero para maquinar y compuestos solo aparecen en unos casos especiales. La presencia de elementos de aleación en inclusiones del tipo de óxidos, sulfuros y silicatos, etc., ... depende de la afinidad del elemento de aleación para el -

oxígeno, azufre, etc., ... y solo tiene una influencia sobre las propiedades del acero a medida que su presencia altera la forma, distribución ó plasticidad de las inclusiones. En general, esa influencia es pequeña y puede ser despreciada. Para la discusión de la influencia de los elementos de aleación sobre las propiedades del acero recocido, basta entonces considerar solamente la distribución de los elementos de aleación entre la fase ferrítica y los carburos.

¿Cómo se distribuyen los elementos entre esas dos fases?

Esto depende sobre todo del elemento en cuestión y del contenido en carbono. En principio, podemos decir que todos los elementos se distribuyen entre las dos fases, pero en proporciones muy diferentes, determinados por el coeficiente de distribución, definido por la relación entre la concentración del elemento en la fase de los carburos y su concentración en la fase ferrítica.

Según el valor del coeficiente de distribución, los elementos de aleación se clasifican en tres grupos:

1º. Si, Al, Ni, Cu, Co, ... los cuales tienen una tendencia nula o muy baja para formar carburos y se encuentran entonces principalmente en la fase ferrítica, con un coeficiente de distribución muy pequeño. Sin embargo, trazas de esos elementos se encuentran en la fase de carburos (cementita), reduciendo aún más su estabilidad. A temperatura y a concentración del elemento de aleación adecuada, se reduciría esa cementita a ferrita y grafito, si la influencia de estos elementos no se compensara por el efecto contrario del Mn y eventualmente de otros elementos carburizantes, así como por barreras de difusión.

2º. Mn, Cr, W, Mo: elementos de carburización débil (Mn) - hasta fuerte (W, Mo), con un coeficiente de distribución siempre superior a 1. Por ejemplo, la fase del carburo (o sea de la cementita) en acero recocido con 10% Mn y 1% C contiene 20 - 25% Mn, lo que corresponde a un coeficiente de distribución de 2.5. Este coeficiente vale únicamente para concentraciones promedio de 10% Mn y 1% C, o sea que el coeficiente de distribución de un determinado elemento de aleación depende de su concentración

propia, de la del carbono y de la de los demás elementos de aleación presentes.

No es posible desarrollar una fórmula que nos permita calcular el coeficiente de distribución. Por otro lado, hasta hace unos años, tampoco era fácil la determinación experimental del coeficiente ya que era muy difícil realizar la separación de las fases por disolución de una fase, sin ningún ataque químico de la otra, aún por medio electrolítico. En los últimos años, merced al desarrollo del análisis por rayos X (microscanning), la determinación de los coeficientes de distribución se facilitó mucho en varios casos.

3º. V, Ti, Zr, Ta, Nb: elementos muy carburizantes que se encuentran principalmente en los carburos, por lo menos en el estado recocido. Su coeficiente de distribución siempre es mucho mayor de 1 y forman carburos especiales a partir de concentraciones determinadas.

Ya que los elementos de aleación en un acero recocido siempre están distribuidos entre las fases ferrita y carburo (cementita), su influencia sobre las propiedades del acero recocido depende de la influencia sobre ambas fases y además de la influencia eventual sobre la estructura de la mezcla de fases.

3.6.4.2.1 Influencia de los elementos de aleación sobre las propiedades de la ferrita.

Como ya sabemos, cualquier elemento disuelto en hierro o en ferrita provoca un endurecimiento según el mecanismo de "endurecimiento por solución sólida" (véase cursos de Metalurgia Física). La intensidad de efecto de endurecimiento es en función de la concentración del elemento de aleación y es diferente para cada elemento, dependiendo principalmente de la estructura atómica de los elementos. La Fig. 11 representa el efecto de endurecimiento de los principales elementos en hierro puro.

Conviene mencionar aquí que cantidades iguales de elementos no tienen la misma influencia sobre las propiedades de la ferrita.

3.6.4.2.3 Propiedades del acero aleado en estado suavizado y en estado normal.

En general, refiriéndose a la influencia de los elementos de aleación sobre las propiedades del acero suavizado, o sea de la mezcla de las fases ferrita y cementita, se observa que las características de dureza y resistencia aumentan mientras que disminuyen las características de tenacidad y ductilidad, cuando aumentamos el porcentaje de elemento de aleación.

El mejoramiento de las características de resistencia mecánica del acero por la influencia de los elementos de aleación en estado suavizado, sobre todo en los elementos de construcción no es muy interesante. En estado normal, o sea con una estructura de perlita laminar, la influencia ya es mucho más importante porque la mayoría de los elementos de aleación afinan la perlita por la disminución del punto de transformación A_1 y/o por la difusión reducida. Así ocurre un efecto de endurecimiento indirecto, a veces incluso un verdadero templado con enfriamiento al aire, llamado por eso "templado al aire".

De hecho, el efecto global de endurecimiento de un elemento de aleación en acero con estructura perlítica laminar es el resultado de la influencia sobre la ferrita, sobre la cementita y sobre el constituyente perlita. Esto difiere mucho de un elemento a otro. Como ilustración del efecto global de la influencia del Mn en las características de un acero medio-duro con 0.55% C y estructura perlítica laminar, se da la Fig. 113. Sin embargo, los aceros aleados al Mn y muchos otros pierden mucho interés práctico porque no son soldables, ya que durante la soldadura se produce un endurecimiento por templado.

La principal ventaja de los aceros al níquel para aplicaciones a baja temperatura se debe a la disminución de la temperatura de transición de fractura frágil a dúctil por el níquel. El Ni es el único elemento de aleación que mejora la ductilidad del acero y aumenta además la zona de ductilidad hacia temperaturas más bajas.

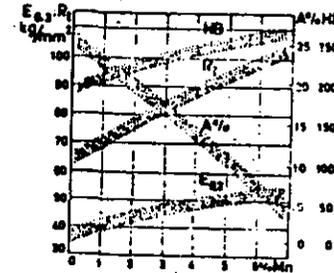


Figura 113 : Efecto global de Mn sobre las características de acero con 0.55 % C y estructura de perlita laminar

3.6.4.3 Influencia de los elementos de aleación sobre la austenitización.

Como ya se mencionó anteriormente, las aplicaciones de aceros aleados en estado suavizado se reducen a unos pocos casos excepcionales. Sin embargo, los aceros aleados con un tratamiento térmico tienen aplicaciones muy importantes en la construcción porque pueden presentar entonces características de alta resistencia en forma homogénea y no como en el caso del acero al carbono, solo en la capa superficial. Por eso, los tratamientos térmicos de los aceros aleados son de interés primordial y también la primera fase del tratamiento térmico o sea la austenitización.

Ya se discutió el mecanismo de la austenitización para acero al carbono. En principio, para acero aleado el mecanismo es semejante, pero hay unas diferencias cuantitativas con respecto a la composición, homogeneidad y tamaño del grano de la austenita.

3.6.4.3.1 Composición de la fase austenítica.

Cómo ya sabemos, unos elementos aumentan la estabilidad -- de la zona y del hierro puro y otros la reducen. El efecto de un elemento de aleación sobre la zona y en el acero depende de la presencia de carbono, pero por otro lado, la solubilidad del carbono en la fase y depende de los elementos de aleación. La influencia total del elemento de aleación y del carbono sobre la zona y difiere mucho según el elemento: si es gamágeno -- (estabilizador de austenita) o alfégeno (estabilizador de ferrita) y si es o no es un elemento de carburización. Las figuras 114 a 117 representan unos ejemplos de la influencia total del carbono por un lado y de los elementos Mn, Cr, Ti y Si por otro lado, sobre la posición y el tamaño de la zona y, y entonces sobre la composición de la austenita en equilibrio. -- La Fig. 114 muestra cómo la zona de austenita se reduce poco a poco cuando aumenta la concentración del elemento alfégeno y no carburizante Si, y desaparece finalmente para concentraciones superiores a 8% Si. Además, se puede ver en la Fig. 114 que la zona γ se cierra totalmente a partir de un contenido en Si entre 2 y 4%. Es por ejemplo imposible formar austenita en una aleación de 4% Si y 0,2% C.

El elemento Mn es gamágeno, poco carburizante y sólo tiene poca influencia sobre la solubilidad del carbono en austenita (Fig. 115

Al contrario, el cromo reduce poco a poco la zona γ , la cual desaparece totalmente con aumento en la concentración de este elemento de aleación -- alfégeno y de carburización relativamente débil (Fig. 116).

La influencia de Ti, alfégeno y fuerte carburizante, aparece en la reducción rápida de la zona que desaparece ya a partir de concentraciones de 1% Ti (Fig. 117). Eso significa entonces que un acero con -- 1% Ti ya no puede disolver carbono o que la solubilidad máxima de carbono en austenita es de 0,5% para 0,7% Ti y solamente a la temperatura 1260°C. Si el acero contiene más carbono, este se precipitará en forma de carburos insolubles.

Resumiendo las observaciones anteriores, se concluye que los

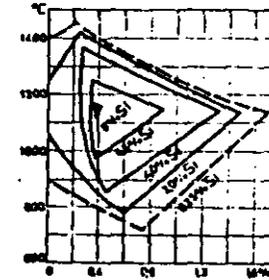


Figura 114 : Sistema Fe-C-Si : influencia de Si sobre la solubilidad de C en la austenita

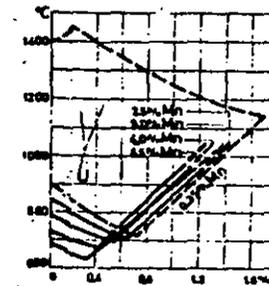


Figura 115 : Sistema Fe-C-Mn : influencia de Mn sobre la solubilidad de C en la austenita

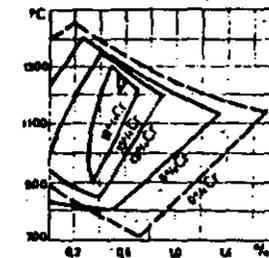


Figura 116 : Sistema Fe-C-Cr : influencia de Cr sobre la solubilidad de C en la austenita

elementos carburizantes reducen la solubilidad del carbono en la austenita, y eso cada vez más a medida que aumenta el poder carburizante del elemento. La consecuencia es que la templabilidad puede ser reducida bastante por concentraciones exageradas de unos elementos de aleación. En relación con la solubilidad de carbono en austenita, y entonces también con la templabilidad, la influencia de elementos análogos como Cr, Mo, V, Ti, ... es aditiva; la influencia de elementos gamágenos y alfégenos es contraria. La solubilidad reducida de carbono en austenita, provocada por elementos de aleación, se manifiesta también en la concentración eutécticoide. Como muestra la fig. 93 la concentración eutécticoide de carbono está rebajada por los elementos de aleación, y sobre todo por unos elementos muy carburizantes como W, Mo y Ti.

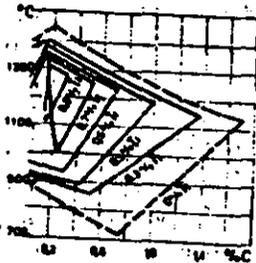


Figura 117 : Sistema Fe-C-Ti : influencia de Ti sobre la solubilidad de C en austenita

Los elementos gamágenos Ni, Mn y Cu (dentro del rango de solubilidad) rebajan la temperatura eutécticoide, mientras que los elementos alfégenos pueden a veces aumentarla mucho.

3.6.4.3.2 Homogeneidad de la austenita

Para un acero normal, al carbono, la homogeneización total de la fase austenítica requiere ya relativamente mucho tiempo. El gradiente de carbono, con el cual la fuerza activante de la difusión en la aleación Fe-C es proporcional, disminuye paulatinamente y se reduce finalmente a 0.

En los aceros aleados la homogeneización de la austenita requiere en general un tiempo de recocido mucho más largo, porque la homogeneización no se aplica al átomo de carbono, que difunde rápidamente, sino desde luego también a los átomos más grandes de los elementos de la aleación presentes, que difunden mucho más lentamente.

Para obtener una austenita bastante homogénea, es entonces necesario calentar durante un tiempo suficientemente largo y a la temperatura máxima.

Ahora bien, esas condiciones son tan estrictas, que en la práctica la austenitización total se obtiene muy raramente o tal vez nunca. Se logra solamente una aproximación de la homogeneización, y eso explica porque el tratamiento térmico de una variedad de acero con determinada composición -- puede llevar a valores muy diferentes para las propiedades mecánicas.

En relación con el tiempo y la temperatura necesarios para la austenitización, hay que insistir en la influencia del tamaño de las partículas individuales del carburo y de su forma más o menos regular, ya que carburos grandes, por lo tanto con distancias relativamente grandes entre ellos, -- significan distancias de difusión superiores y desde luego más tiempo y difusión.

Finalmente, hay que insistir en el hecho que la disolución de los últimos carburos en aceros aleados ocurre muy lentamente, ya que el corazón de los carburos complejos siempre es más rico en elementos de aleación --

formadores de carburos, debido a los fenómenos de microsegregación durante el enfriamiento ulterior.

3.6.4.3.3 Crecimiento y tamaño del grano austenítico.

Tanto los carburos no son disueltos como las inclusiones no solubles, son obstáculos al crecimiento del grano, que ocurre siempre -- cuando se queda una probeta mucho tiempo a temperaturas elevadas, como es necesario para la austenitización de aceros aleados. Durante la austenitización, la observación general es que la austenita no empieza a crecer antes de que los últimos carburos sean disueltos. Tenemos entonces una posibilidad para evitar el crecimiento del grano de la fase austenítica, eligiendo la composición y el tratamiento de la austenita de modo adecuado para obtener así, después del tratamiento, un grano fino con las Propiedades favorables correspondientes.

El efecto de las inclusiones no metálicas para impedir el crecimiento del grano, en acero normal (al carbono) o en acero aleado, es solamente de importancia cuando esas inclusiones se encuentran en distribución muy fina. Inclusiones de SiO_2 y sobre todo Al_2O_3 son muy eficaces. El acero ácido Siemens-Martin, por ejemplo, que contiene siempre inclusiones muy dispersas de SiO_2 como producto natural de desoxidación, no es muy sensible al crecimiento del grano austenítico. Sin embargo, aumentando la temperatura del tratamiento de austenitización, el grano crece casi proporcionalmente al aumento de la temperatura, hasta que finalmente desaparece el efecto de las inclusiones de SiO_2 . Un acero desoxidado al aluminio es aun mucho menos sensible al crecimiento del grano austenítico, sobre todo con el contenido residual óptimo de 0.03% Al; hasta 930°C y en unos casos aun hasta -- -- 1000 ó 1100°C, la fase austenítica resiste totalmente al crecimiento del grano. Eso se debe seguramente a la distribución muy fina de las inclusiones no metálicas, en este caso del producto de desoxidación Al_2O_3 .

Contenidos residuales en el aluminio superiores al óptimo de 0.03% provocan crecimiento local de granos, lo que se presenta después del enfriamiento como una estructura mezclada de grano fino y de grano grueso. Este

fenómeno se explica por la presencia local de partículas de Al_2O_3 en distribución muy fina y en forma de inclusiones más grandes en otras partes del acero.

3.6.4.4 Influencia de los elementos de aleación sobre la templabilidad.

Es posible obtener una dureza determinada en un acero al carbono con contenido en carbono conocido según los dos métodos siguientes:

1º. Directamente por la transformación de la austenita en sus productos de descomposición ferrita y cementita a una temperatura determinada que es función de la velocidad de enfriamiento;

2º. Indirectamente por el templeado a martensita seguido por un revenido a temperatura adecuada.

El acero obtenido según el segundo método tiene en general -- las mejores propiedades de resistencia, ductilidad y tenacidad.

Debido a la profundidad bastante reducida del templeado (2 a 3 mm.) de un acero al carbono, se aplica el segundo método únicamente para las piezas con paredes de espesor pequeño, como por ejemplo alambre de 5 a 6 mm. de diámetro. Para obtener una estructura homogénea en toda la masa -- de un acero no aleado, la misma restricción de tamaño y espesor vale para -- el primer método.

3.6.4.4.1 Concepto de Templabilidad.

En general, los elementos de aleación reducen la velocidad crítica de enfriamiento, o sea la velocidad de enfriamiento necesaria para formar martensita. De eso se deriva que para la misma velocidad de enfriamiento la profundidad de templeado (formación de martensita), es superior -- en un acero aleado que en un acero no aleado. La profundidad de templeado para una velocidad de enfriamiento determinada desde la zona austenítica, -- es una medida para la templabilidad. Sin embargo, no es fácil dar una definición cuantitativa y siempre válida de la templabilidad, pues: se

entiende por profundidad de templado?, ¿Cuál es la velocidad de enfriamiento que hay que utilizar en una prueba de templabilidad?, ¿Cuáles son las condiciones válidas para todas las variedades de aceros y probetas de tamaños diferentes?

Como criterio de profundidad, se acepta muchas veces la distancia entre la superficie y el límite medio martensítico, basándose en el hecho de que el cambio en dureza en la zona de transición entre la martensita y la perlita es la más pronunciada entre 60 y 40% de martensita. Según este criterio se llega entonces a una templabilidad total cuando el centro contiene un mínimo de 50% de martensita. El método normal para determinar la templabilidad es la medición de la profundidad de templado en una probeta redonda.

Sin embargo, si el acero tiene una profundidad de templado superior al radio de la probeta, la templabilidad según el método que acabamos de describir ya no puede ser determinada. Un método muy convincente en este caso es la prueba de punta templada según Jominy. En esta prueba una barra redonda, de tamaño especificado (4" ϕ 1") es calentada para formar austenita y después la punta es templada con un chorro de agua de velocidad y presión especificada. Los valores de la dureza a lo largo del gradiente de rapidez de enfriamiento son determinadas en un probador de dureza Rockwell y se traza una "curva de templabilidad". Como medida de la templabilidad se utiliza también la distancia entre la punta templada y el límite semimartensítico.

Aceros de buena templabilidad no tienen necesariamente la dureza martensítica máxima en estado templado. Al contrario la dureza martensítica de aceros bien templables siempre es inferior a la dureza de un acero eutectoide templado correctamente, ya que:

- 1) Aceros aleados con C inferior a 0.55% siempre contiene austenita residual en la zona templada o martensítica y;
- 2) El contenido en C es generalmente más bajo.

De todos los elementos, el carbono es el principal para elevar la dureza martensítica; así, templando una aleación de 10% Cr y 0.02% C se obtiene una martensita casi libre de carbono con una dureza de 35 Rc, contra 50 Rc para un acero al carbono de 0.35% C.

El carbono es el elemento por excelencia para obtener una dureza muy alta, mientras que los elementos de aleación, en el primer lugar el cromo, son elementos de templabilidad. Con unos elementos de aleación o sus combinaciones como Ni-Cr ó Ni-Cr-Mo es posible obtener un endurecimiento martensítico por enfriamiento al aire.

En resumen se puede concluir que la profundidad de penetración de templado martensítico con un enfriamiento relativamente rápido (por ejm: en aceite) y la dureza martensítica que todavía puede obtenerse con un enfriamiento relativamente lento (por ejm: en aire) son los criterios para la templabilidad, y no la dureza intrínseca del constituyente martensítico.

3.6.4.4.2 Factores de influencia sobre la templabilidad.

El principal factor de influencia es sin duda la composición de la fase austenítica en el momento del comienzo del enfriamiento. Además son factores de influencia sobre la templabilidad: La homogeneidad de la austenita, el tamaño del grano austenítico, los carburos, los nitruros no disueltos, las inclusiones no metálicas. Una composición heterogénea de la austenita significa estabilidad diferente en la austenita y más probabilidad de descomposición en la zona Ar' de las zonas austeníticas menos estables.--

Como ya se mencionó antes, el tamaño del grano austenítico en el momento del templado es un factor importante, ya que la disociación final de austenita en perlita se nuclea por medio de los núcleos de cementita que se forman en la zona Ar' o que ya existen, de preferencia en los límites de grano, ya que la energía de superficie a proporcionar es más baja allí.

Para iguales composiciones de acero y de la austenita en el

momento del templeado, el acero con el grano austenítico superior tendrá la mayor templabilidad. La diferencia en templabilidad debido al grano austenítico puede ser muy importante.

De manera análoga, la templabilidad disminuye por inclusiones no metálicas y constituyentes no disueltos como carburos o nitruros; esas últimas partículas tienen un efecto doble y hasta triple:

1º. Forman siempre una superficie y facilitan entonces la nucleación de la cementita.

2º. Pueden servir eventualmente de núcleos, lo que sobre todo es el caso para los carburos, y

3º. Reducen el crecimiento del grano austenítico

Los tres efectos provocan una pérdida de templabilidad.

3.6.4.4.3 Influencia específica de los elementos de aleación.

Para comparar entre sí la influencia específica de los elementos de aleación, hay que considerar su concentración disuelta en la austenita, para un tamaño de grano austenítico igual y con inclusiones en la misma cantidad, clase, forma, tamaño y distribución. Con excepción del cobalto, todos los elementos disueltos en la austenita aumentan su templabilidad, pero con efecto muy diferente.

El efecto único del cobalto es muy extraño y no se ha podido explicar hasta ahora.

Los principales elementos para la templabilidad son seguramente: Ni, Mn, Cr, Mo y V. Los primeros dos son elementos que aumentan mucho la estabilidad de la austenita y su acción se debe sobre todo a la reducción de la temperatura de transformación $\gamma - \alpha$. Con un contenido suficiente el Ni o Mn es posible incluso reprimir totalmente la transformación, de modo

que la austenita se queda metaestable hasta temperatura ambiente. Sin embargo el Ni solo, o sea sin elementos de la serie de formadores de carburos como Cr, Mo, V, tiene poco efecto sobre la templabilidad. El desplazamiento de la rodilla perlítica hacia la derecha en el diagrama TTT es relativamente pequeño en comparación con el desplazamiento provocado por bajas concentraciones en Mo (0.5 a 1%).

Mo, Cr y V son elementos de templabilidad muy profunda pero relativamente poco solubles en la austenita. El efecto del cromo sobre la templabilidad aumenta bastante regularmente con el aumento en contenido en Cr; el efecto del Mo es en principio muy fuerte, mucho más fuerte que el Cr, pero disminuye mucho arriba de 1%.

La fig. 118 muestra el efecto de diferentes concentraciones de Cr y de Mo sobre la templabilidad de un acero con 0.35% C.

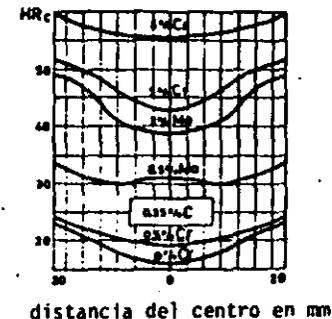


Figura 118 : Influencia de los elementos Cr y Mo sobre la templabilidad (endurecibilidad) de acero con 0.35 % C (Ø 40 mm, templeado en aceite)

Sin embargo, se obtiene la mejor templabilidad por medio de combinaciones de Ni con uno o varios de los elementos de la serie Cr, Mo y V. Así es posible llegar a un templeado total en una barra de 100 mm. de diámetro por enfriamiento en aceite de un acero al Cr-Ni con Cr = 1.50%, Ni = 3.50% y C = 0.42% (nivel de dureza Rc = 57-55, superficie: 57-Rc

corazón de la barra $R_c = 55$).

En relación con la influencia de los elementos muy carburizantes Cr, W, Mo, V ... sobre la templabilidad del acero, hay que tener en cuenta la solubilidad de los carburos en la austenita: aunque esos elementos son de templabilidad muy profunda, solamente pueden funcionar como tal si están en solución en la austenita en el momento del templado. Los mismos elementos, en forma de carburos no disueltos, tienen al contrario un efecto negativo sobre la templabilidad, debido al crecimiento reducido del grano austenítico y al efecto de nucleación y de superficie. Además, esos elementos retiran una parte del carbono de la austenita, de modo que en su forma de carburos no disueltos, no solo reducen la templabilidad, sino además la dureza martensítica. Esto significa que los factores tiempo y temperatura son de importancia primordial durante la austenitización que antecede al templado, o sea en endurecimiento del acero.

3.6.4.5 Influencia de los elementos de aleación sobre el revenido del acero.

No es usual utilizar el acero en el estado de templado total, o sea sin ningún revenido. La fragilidad de la martensita no revenida y el estado de tensiones como consecuencia del enfriamiento brusco y por eso irregular de la pieza representan un peligro de fractura tan grande, que el revenido se aplica siempre, aún en los casos en los cuales se desea la dureza máxima para una determinada aplicación. El objetivo del revenido casi nunca es bajar la dureza (lo que ocurre inevitablemente) sino más bien reducir el estado de tensiones internas y mejorar las propiedades de tenacidad y ductilidad del acero.

La suavización de un acero templado se realiza paulatinamente con el aumento en temperatura y tiempo por la precipitación y el crecimiento paulatino de las partículas precipitadas. La suavización que lo acompaña se representa en la figura 119.

Aceros aleados con contenidos regulares de elementos no carburizantes como Ni y Si, o del elemento de ligera carburización Mn, tienen curvas de revenido análogas a las representadas en la figura 119 y 120

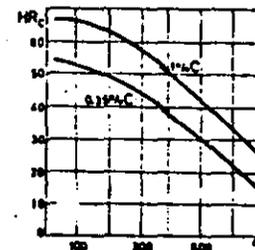


Figura 119 : Ablandamiento de acero templado, en función de la temperatura de revenido, para tiempo de revenido constante (1 hora)

para un acero normal al carbono con 0.35% C.

En esta última figura, la influencia de tiempos de revenido muy largos a diferentes temperaturas aparece en la suavización provocada por la coagulación progresiva de las partículas de carburo.

Contrariamente al transcurso de las curvas de revenido mostrado en las figuras 119 y 120, las curvas de revenido de la mayoría de los aceros aleados presentan anomalías de revenido, las cuales son de interés primordial en relación con su tratamiento térmico y especialmente con tratamiento de revenido.

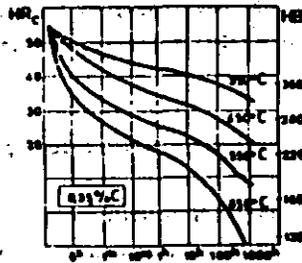


Figura 120 : Influencia del tiempo de revenido, para diferentes temperaturas de revenido, sobre el ablandamiento de un acero con 0.35 % C

Según su composición, los aceros aleados pueden contener austenita residual después del templeado, o una tendencia especial a formar carburos especiales. En ambos casos, pero especialmente en el segundo, la forma de la curva de revenido se modifica bastante.

3.6.4.5.1 Relación entre los elementos de aleación y endurecimiento secundario.

Mientras ocurre una suavización progresiva durante el revenido de un acero normal al carbono, varios aceros aleados presentan un fenómeno de endurecimiento a una determinada temperatura de revenido. Ese fenómeno se denomina "endurecimiento secundario".

Durante el templeado de variedades de acero con alto carbono, especialmente aquéllos que contienen además Ni, o un contenido en Mn superior al normal, la transformación $\gamma - \alpha$ no termina totalmente, sino que además de la transformación de la martensita, se conserva austenita residual. Cantidades de austenita residual de 10 a 25% ocurren muy a menudo en tales aceros y la dureza, o mejor, la dureza media, no depende mucho de la presencia de la austenita más suave.

Eso se explica en parte por la transformación de la austenita residual a martensita debido a la deformación en frío durante la medición de la dureza.

Durante el revenido, la austenita residual se transforma primero en bainita, y a temperaturas de revenido más altas en los productos de disociación ferrita y perlita, como también ocurre con la martensita.

Se pensaba originalmente que el denominado endurecimiento secundario que ocurre en unos aceros templeados, se deba a la transformación de la austenita residual. Parece que eso no es el caso, ya que por un revenido breve de la martensita a temperatura relativamente baja, como por ejemplo -- 150°C, se manifiesta una suavización, mientras que la austenita residual se queda prácticamente invariables durante un revenido breve debajo de 200°C.

Es a partir de temperaturas superiores, entre 240 y 300°C, que la austenita residual se transforma, como se puede verificar fácilmente por el aumento de volumen que acompaña esa transformación.

Sin embargo, en general la curva de revenido no tiene forma correspondiente con excepción del caso de aceros altamente alia. que

se quedaron austeníticos después del templeado desde temperaturas muy elevadas (Fig. 121).

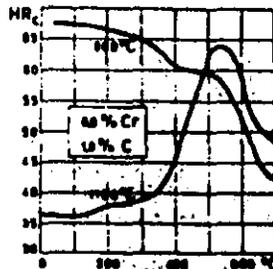


Figura 121 : Curvas de revenido de acero con 1.8 % C y 6 % Cr, templado a 900 y 1100 °C, resp.

Hay que observar que no ocurre un ablandamiento debajo de 500°C durante el revenido de este acero al cromo de alto carbono y de relativamente alta aleación, que se templó desde 1100 grados centígrados y se quedó por eso principalmente austenítica.

Sin embargo, el endurecimiento secundario ocurre también sin la presencia de austenita residual. Esto se observa en las curvas de revenido de aceros aleados con un contenido bajo o mediano en carbono, los cuales solo contienen trazas o nada en lo absoluto de austenita residual. La fig. 122 representa las curvas de revenido de aceros al cromo con contenidos diferentes en cromo y un contenido en carbono de 0.35%.

La inclinación de las curvas de revenido muestra claramente que a partir de 2% Cr un endurecimiento secundario aparece en la zona de temperatura de 350 a 450°C. Sin embargo, las curvas siguen disminuyendo por el traslape de dos efectos: Ablandamiento y Endurecimiento Secundario se vuelve más importante. Sin embargo, el acero con 12% Cr, muy utilizado

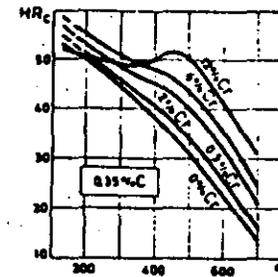


Figura 122 : Curvas de revenido y de endurecimiento secundario de aceros al cromo con 0.35 % C

para la producción de cuchillos, contiene austenita residual después del templeado, como se puede deducir de la dureza inicial inferior a la de los demás aceros de la serie.

Los elementos formando carburos y llevando una templabilidad profunda, no retienen tanta austenita residual y provocan un endurecimiento secundario, el cual aumenta conforme lo hace el carácter carburizante de los elementos de aleación, como aparece en la comparación de la influencia del Cr y del Mo (Figs. 122 y 123).

Se observa que el Mo, teniendo más fuerza de carburización que el Cr, no solo es más efectivo que el Cr, sino que además provoca un endurecimiento secundario a temperaturas superiores, lo que es muy importante para varias aplicaciones.

El efecto simultáneo de Mo y Cr es bastante extraño - -

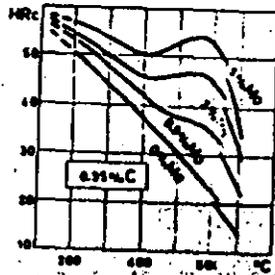


Figura 123 : Curvas de revenido y de endurecimiento secundario de aceros al Mo con 0.35% C

(Fig. 124) : Aceros al Cr-Mo, con aproximadamente 4% de Cr, conservan parcialmente su dureza y una resistencia excepcional, casi en proporción con el contenido en Mo, y eso en una zona de temperatura hasta más de 500°C.

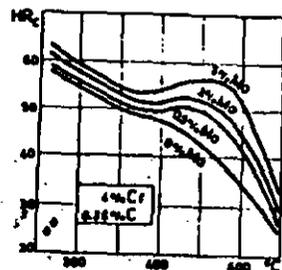


Figura 124 : Curvas de revenido y de endurecimiento secundario de aceros al Cr y Mo con 4 % Cr y 0.35 % C

Vanadio, elemento aun más carburizante que el Mo, proporciona, en contenidos análogos, aun más resistencia al ablandamiento por revenido. Eso aparece en la fig. 125, en la cual el efecto de 0.27% V ya se ve claramente cerca de 550°C. Desde luego, para llegar a dicho efecto, es preciso que el elemento Vanadio se disuelva durante el tratamiento de austenitización que antecede al templado. La fig. 125 muestra además la influencia de 6% V y, para comparación, la curva de revenido del acero clásico 18-4-1 para herramienta de corte rápido, (18% W, 4% Cr, 1% V).

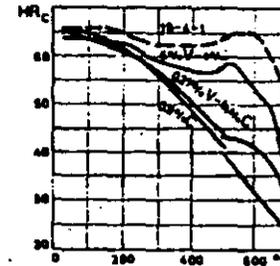


Figura 125 : Influencia de V sobre las curvas de revenido de acero de alto carbono, curvas de revenido de acero rápido para herramienta, tipo 18-4-1

3.6.4.5.2 Mecanismo del endurecimiento secundario.

El pequeño átomo de carbono puede difundir rápidamente a -- temperaturas cerca de 350°C, temperatura a la cual la dureza de un acero eutectoide templado disminuye de 10 a 15 Rockwell C en unas horas. Tal ablandamiento es la consecuencia de la formación y del crecimiento de las Partículas de Fe_3C , necesitando solamente una difusión de C por distancias relativamente pequeñas. Durante el crecimiento de determinadas partículas hasta dimensiones todavía debajo de la posible observación con microscopio óptico desaparecen otras partículas irreversiblemente. Ese proceso sigue con el aumento de la temperatura de revenido, para llegar finalmente al estado de recocido de suavización, con una estructura de matriz ferrítica con partículas más o menos globulares de cementita en número reducido pero de tamaño superior en comparación con el estado a 350°C.

En presencia de una concentración suficiente de elementos de

aleación formando carburos se reduce mucho el ablandamiento por revenido e incluso puede ocurrir un endurecimiento. Sin embargo, a mayor temperatura ocurre finalmente un ablandamiento considerable. Se trata aquí sin duda de un fenómeno complejo de endurecimiento por precipitación, provocado por la dispersión crítica de las partículas de carburo de los elementos de aleación carburizantes. La difusión por corta distancia de esos elementos solo empieza cerca de 500°C y su difusión es necesaria para la formación de las partículas de carburos. Esa descripción del fenómeno explica también porque es necesario que los elementos estén casi totalmente disueltos en la matriz austenítica, antes de que puedan provocar un endurecimiento por dispersión. Por otro lado se puede constatar que, como para cada proceso de endurecimiento por dispersión, ambos factores, temperatura y tiempo tienen una importante influencia recíproca. Desde determinadas temperaturas, en función del tipo de aleación un envejecimiento con duración exagerada y alta temperatura provoca finalmente un sobre-envejecimiento. La fig. 126 muestra que el sobre-envejecimiento, o sea el comienzo de ablandamiento final, es alcanzado después de unos minutos a 650°C, de unas horas a 550°C y tal vez nunca a 450°C, caso en el cual el máximo del endurecimiento secundario solo aparece después de 1000 horas. Tales aceros tienen entonces una buena resistencia a la termofluencia a temperaturas debajo de la del sobre-envejecimiento para el período de tiempo considerado.

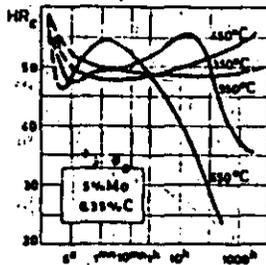


Figura 126 : Sobreendurecimiento en función del tiempo para diferentes temperaturas, revenido isotérmico de acero templado 0.35 % C - 5 % Mo

3.7 Transformaciones y propiedades mecánicas de la ferrita.

Todas las transformaciones de las aleaciones Fe-C tratadas hasta ahora se relacionaban con la transformación $\gamma - \alpha$. Los aceros extra suaves que son totalmente ferríticos a temperatura ambiente eran exclusivos a priori. Sin embargo, también en la solución sólida pueden ocurrir ciertas transformaciones debajo de la temperatura A_1 , las cuales dependen del contenido en carbono y pueden influir en las propiedades mecánicas. A pesar de su solubilidad limitada, el carbono puede modificar las propiedades de la ferrita de tres maneras:

- Endurecimiento por solución sólida
- Endurecimiento por precipitación
- Precipitación de Fe_3C como cementita en límites de grano.

La formación de cementita en límites de grano ya se discutió anteriormente.

3.7.1 La influencia del carbono disuelto.

La solubilidad del carbono en hierro α no sólo es mucho menor que el hierro γ , sino que además el espacio disponible en la red es mucho menos propicio. Para un elemento en solución intersticial en una red cúbica centrada en el cuerpo solamente hay un lugar en el centro de los planos cúbicos y de las aristas cúbicas, de modo que la red ya se forma con bajas concentraciones en carbono. Esto aparece en forma de una deformación de la red, la cual es análoga, pero mucho menos importante que la de la martensita tetragonal, mientras que el parámetro de la red aumenta ligeramente (0.025% con 0.015% C). Sin embargo, el endurecimiento por solución sólida es muy débil, ya que la solubilidad del carbono en ferrita a temperatura ambiente es muy reducida, pero una consecuencia indirecta de la dificultad de la solución de átomos de carbono en la red es que el carbono se ubica de preferencia en los puntos de defectos de la red o en las zonas en tensión cercas de las dislocaciones, lo que aumenta mucho el efecto de pequeñas adiciones de carbono sobre las propiedades mecánicas. Esta distribución heterogénea de carbono puede ser considerada como aglomeración que forma la transición a la precipitación.

3.7.2 Aglomeraciones y fenómenos de precipitación.

3.7.2.1 Influencia sobre el límite elástico (σ_E)

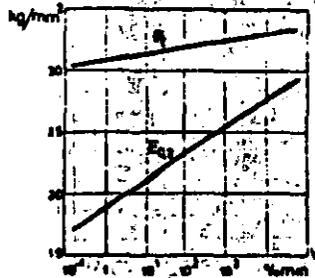


Figura 127 : Resistencia a la ruptura y a la fluencia de un acero extra-suave (0.06 % C) en relación con la velocidad de deformación (% / min)

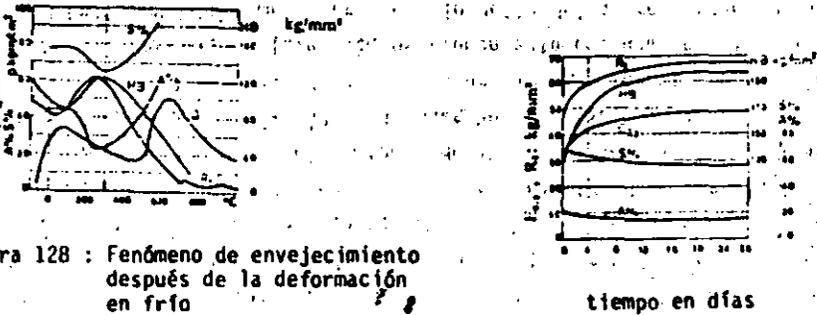


Figura 128 : Fenómeno de envejecimiento después de la deformación en frío

Figura 129 : Variación de las propiedades mecánicas de acero ferrítico por envejecimiento a temperatura ambiente después de un enfriamiento rápido (templado) desde 680 °C

El anclaje de las dislocaciones por las aglomeraciones de átomos de carbono aparece sobre todo en el límite elástico, o sea en la resistencia a la deformación plástica. Mientras que en el hierro puro y demás aceros en los que el carbono está ligado por elementos formando carburos, no aparece un límite elástico muy pronunciado (por esto se usa $\sigma_{0.2}$ = tensión para una deformación plástica de 0.2%), un límite agudo ocurre en la ferrita de grano fino y saturada en carbono.

Además, el valor del límite elástico y en menor grado el valor de la resistencia a la ruptura dependen de la velocidad de deformación (Fig. 127). Esto se explica por el hecho de que el desplazamiento de las dislocaciones está determinado por la difusión de los átomos de carbono y depende entonces del tiempo.

A mayores temperaturas, la difusión del carbono puede seguir más fácilmente la deformación, de modo que el endurecimiento y el límite elástico agudo solo aparecen con grandes velocidades de deformación.

3.7.2.2 Envejecimiento después de templado.

Durante el enfriamiento lento de la ferrita saturada en carbono, se precipita cementita según la línea PQ del diagrama de equilibrio Fe-Fe₃C en forma de cementita de límites de grano. Esta precipitación se evita templando en agua, obteniendo así una solución sobresaturada de carbono en hierro. Sin embargo, la velocidad de difusión del carbono a temperatura ambiente aun es suficiente para provocar una precipitación lenta de carburos submicroscópicos, que aumentan la dureza, la resistencia a la ruptura y el límite elástico, mientras que la elongación, la estricción y la tenacidad se reducen. (Fig.128).

Esta precipitación se acelera a temperatura más elevada, de modo que a 50°C los mismos valores como en la figura 128 se alcanzan después de unas horas. Cambios en la mayoría de las propiedades físicas acompañan esas precipitaciones: Conductividad eléctrica y térmica, amortiguamiento, propiedades magnéticas, etc.

3.7.2.3 Envejecimiento por deformación en frío.

Igual como ocurre para la recristalización, el envejecimiento después del templado es mucho más rápido después de una deformación en frío.

Aun el acero no templado conteniendo carbono (o nitrógeno, que es totalmente análogo debido a la formación de Fe_4N) demuestra importantes fenómenos de envejecimiento después de una deformación en frío, los cuales dependen mucho de la temperatura. Mientras que en el hierro puro - el límite elástico y la resistencia a la ruptura disminuyen en forma continua cuando la temperatura aumenta, estos valores para aceros sensibles al envejecimiento aumentan desde $\pm 50^\circ C$ hasta $250-300^\circ C$ y disminuyen después. En la zona de temperatura cerca de $300^\circ C$, las propiedades de ductilidad - presentan un mínimo, lo que lleva a la denominación "fragilización azul" debido al color azul típico del acero calentado a esa temperatura (formación de capa delgada de óxido), figura 129.

A pesar de que el mecanismo de interacción con el carbono y el nitrógeno durante el envejecimiento y la fragilización azul son análogos, la influencia del nitrógeno es más importante que la del carbono, debido a la mayor solubilidad (0.10% de nitrógeno; 0.018% de carbono) y de la mayor velocidad de difusión a temperatura ambiente.

Se puede reducir el efecto del Nitrógeno en el acero añadiendo Al que forma nitruros estables. Por otro lado en la producción de acero se trata esencialmente de producir acero extra suave con contenido en nitrógeno muy bajo utilizando procedimientos especiales (O_2-H_2O ; BOF, etc. ...). Con estos aceros se hacen diferentes pruebas de envejecimiento, por ejemplo se comparan las propiedades mecánicas después de un templado a $650^\circ C$, las propiedades después de un templado desde la misma temperatura seguido por una determinada deformación en frío (por ej: 10%) y un envejecimiento artificial de media hora a $250^\circ C$

Además, la temperatura de transición de ruptura dúctil a frágil aumenta por envejecimiento de modo que su determinación después de un envejecimiento artificial también puede servir de medida para la sensibilidad al envejecimiento de un determinado acero.

Capítulo 4: Tratamientos térmicos del acero

Los tratamientos térmicos del acero se basan en la aplicación de las numerosas transformaciones estructurales que el acero -- experimenta bajo la influencia de las transformaciones alotrópicas y de los procedimientos de recristalización y de difusión. Estos tratamientos térmicos pueden ser clasificados en tres grupos principales:

- Los Recocidos.
- Los Templados y otros procesos de Endurecimiento, y
- El Revenido.

4.1. Procedimientos de recocido

Los procedimientos de recocido a su vez pueden ser clasificados en recocido completo, recocido de difusión, recocido de ablandamiento (esferoidización), normalización (normalizado) y proceso de recocido.

4.1.1. Recocido completo.

4.1.1.1. Generalidades.

El acero es recocido para reducir su dureza, mejorar la maquinabilidad, facilitar el trabajo en frío, producir una microestructura deseada o para obtener propiedades mecánicas, físicas y otras deseadas. Cuando se aplica a aleaciones ferrosas, el término recocido -- implica un recocido completo. El recocido completo está definido como el recocido de una aleación ferrosa austenitizada y luego enfriada lentamente a través del rango de transformación.

Cuando otro método que no sea aquél de un recocido completo, se aplica, los términos que deben ser utilizados para identificar el método de recocido o la condición del material después del tratamiento son los siguientes: Recocido negro, recocido azul, recocido en caja, recocido brillante, recocido de flama, recocido isotérmico, proceso de recocido, recocido de recristalización, recocido suave, recoci-

do de acabado, recocido intermedio y esferoidización, los cuales se discutirán más adelante.

4.1.1.2. Condiciones para un recocido exitoso.

El recocido depende casi enteramente de Dos factores:

a) La formación de austenita.

b) La subsecuente transformación de la austenita a temperaturas subcríticas altas. Entre más cuidadosamente sean controlados -- estos factores más exitoso será el recocido.

Después del forjado o rolado el acero consiste de ferrita y carburo en mezclas que varían de acuerdo a la composición del acero, -- las temperaturas finales y las condiciones de enfriamiento. Todas estas estructuras pueden ser convertidas en austenita calentando el acero a -- una temperatura mayor de la crítica, por ejemplo, en aceros hipoeutectoi des aproximadamente 30°C arriba de la línea crítica A_3 .

El refinamiento de grano para un acero hipereutectoide ocurrirá cerca de 28°C arriba de la línea crítica inferior $A_{3,1}$. Calentando arriba de esta temperatura, hará el tamaño de grano mayor, que, en el enfriamiento se transformará en áreas perlíticas grandes. La microestructura del acero hipereutectoide recocido consistirá de áreas de perlita laminar grosera rodeadas de una red de cementita proeutectoide. Debido a que esta red de cementita es frágil y tiende a ser un plano de debilidad, el recocido no debe ser nunca un tratamiento térmico final para -- aceros hipereutectoides. La presencia de un límite de grano grueso y duro dará como resultado también una mala maquinabilidad.

Aunque la austenita se empieza a formar tan pronto como -- la temperatura del acero excede la crítica, la estructura del acero no -- es por ningún motivo enteramente austenítica tan pronto como se alcanza la temperatura crítica. A temperaturas de austenitización bajas, la estructura consiste de austenita más carburos o ferrita, ó aún ambos, de--

pendiendo de la composición del acero y del tiempo a la temperatura.

En los aceros hipoeutectoides, los carburos se disuelven bastante rápidamente en la austenita a temperaturas de austenitización -- relativamente bajas. En aceros hipereutectoides, los carburos no se -- disuelven a temperaturas de austenitización bajas, pero pueden aglomerarse.

Conforme se aumenta la temperatura de austenitización, -- la estructura del acero se hace más homogénea: más ferrita se convierte en austenita en los aceros hipoeutectoides, y más carburo se disuelve en austenita en los aceros hipereutectoides. En acero de alto cromo, como el inoxidable 430, y en muchos aceros hipereutectoides, tales como el acero rápido, la estructura no se hace nunca completamente homogénea, pero siempre consiste ya sea de austenita y ferrita o de austenita y -- carburo. Este grado de homogeneidad es una consideración importante en el desarrollo de estructuras recocidas y es la base para la primera regla de recocido:

Regla 1.- "Entre más homogénea sea la estructura del acero austenitizado, más laminar será la estructura del acero recocido. Inversamente, entre más heterogénea sea la estructura del acero austenitizado, más esferoidal será la estructura recocida".

La regla 1 puede ser también dada como sigue: entre mayor sea la temperatura de austenitización, mayor es la tendencia de la -- estructura del acero recocido a ser laminar, mientras que entre más cerca se encuentre la temperatura de austenitización a la temperatura crítica, mayor será la tendencia de la estructura del acero recocido a ser esferoidal.

La austenita formada a partir de la ferrita y el carburo cuando el acero es calentado arriba de su temperatura crítica, se transforma nuevamente en ferrita y carburo cuando el acero se enfría debajo -- de la crítica. Esta transformación es un proceso relativamente a otras -- temperaturas. El producto de transformación (que es la mezcla de

ta y carburo que resulta de la transformación de la austenita y constituye la estructura final del acero recocido) depende grandemente de la temperatura a la cual se transforma la austenita.

Si se permite que la austenita se transforme a temperaturas apenas por debajo de la crítica (por ejemplo: a menos de 15°C debajo), el producto puede ser carburos esferoidales relativamente bastos, o perlita laminar basta, dependiendo de la composición del acero y a la temperatura a la cual el acero fue calentado. Por lo tanto, a temperaturas apenas debajo de la crítica, una austenita heterogénea se transformará en una estructura laminar. El producto formado a temperaturas apenas debajo de la crítica es muy suave. Sin embargo, el tiempo requerido para que la austenita se transforme completamente a temperaturas apenas por debajo de la crítica es generalmente bastante largo, en algunas ocasiones, días o semanas.

Cuando la austenita se transforma a temperaturas de 30 a 60°C debajo de la crítica, el producto de transformación es más duro y menos basto que aquél formado a apenas por debajo de la crítica, y el tiempo requerido para que se complete la transformación es menor. Además, a la temperatura menor, el producto de transformación en muchos aceros -- bajo-aleados tiene una mayor tendencia a ser laminar en lugar de esferoidal, aún cuando la austenita era heterogénea antes de que comenzara la transformación.

A temperaturas aún menores, el producto es una mezcla mucho más densa de ferrita y carburo y tiene aún mayor dureza. En muchos aceros, el tiempo para que se complete la transformación decrece con la temperatura decreciente hasta un mínimo de cerca de 50 a 120°C debajo de la crítica y luego aumenta nuevamente a temperaturas menores. En otros, notablemente en aceros al carbono y los aceros de construcción de mayor contenido de manganeso y en los de mayor contenido de níquel, la temperatura de más rápida transformación es de cerca de 225 a 280°C debajo de la crítica.

Estos hechos son la base para las reglas dos y tres del recocido:

Regla 2.- Para desarrollar la condición más suave en el acero, austenitice a una temperatura menor de 50°C arriba de la crítica y transforme a una temperatura menor de 56°C debajo de la crítica.

Regla 3.- Debido a que el tiempo para llevar a cabo una transformación completa a una temperatura menor de 60°C debajo de la crítica puede ser muy largo, permita que la mayor parte de la transformación se lleve a cabo a una temperatura mayor, donde un producto suave se forma, y termine la transformación a una temperatura menor, donde el tiempo para que se complete la transformación es corto.

Luego que el acero ha sido austenitizado a una temperatura generalmente cerca de 60°C arriba de la crítica, debe ser enfriado a la temperatura de transformación generalmente 60°C debajo de la crítica. Muy poco cambio puede llevarse a cabo en la estructura del acero durante este enfriamiento sobre un rango de cerca de 120°C. En los aceros hipoeutectoides algo de ferrita puede separarse de la austenita durante el enfriamiento lento a la temperatura de transformación, antes de que ocurra la transformación ferrita + cementita. Esta ferrita generalmente ocurre en bandas, pero puede ocurrir como una red en los límites de grano de la austenita. Desde el punto de vista de la maquinabilidad, la presencia de una gran cantidad de ferrita libre en el acero recocido es indeseable y debe mantenerse al mínimo. En los aceros hipereutectoides los carburos pueden separarse de la austenita durante el enfriamiento a la temperatura de transformación, pero ordinariamente esto no ocurre.

Debido a que nada de importancia ocurre para el éxito de la operación de recocido durante el enfriamiento entre las temperaturas de austenitización y la de transformación, la cuarta regla del recocido es:

Regla 4.- Después de que el acero ha sido austenitizado, enfríelo tan rápidamente como sea posible a la temperatura de transformación con el fin de decrecer el tiempo total de la operación de recocido.

Si se utiliza un horno de mufla, puede ser posible -- enfriar el horno meramente cerrando las unidades de calefacción. En un horno continuo, sería posible mover el acero directamente desde la zona de temperatura de austenitización a la temperatura de transformación.

Luego que la estructura se ha transformado completamente, no hay nada de consecuencias posteriores que puedan ocurrir en el acero durante el enfriamiento desde la temperatura de transformación a la temperatura ambiente. Un enfriamiento extremadamente lento puede causar cierta aglomeración de carburos y consecuentemente cierta suavidad ligera posterior al acero, pero el efecto es depreciable en comparación con los resultados obtenidos por medio de la transformación a alta temperatura. El hecho es que después que la austenita se transforma completamente, aún cuando la transformación puede ser a temperaturas tan altas como 760 a 790°C (como lo es en muchos aceros de alta aleación como el acero rápido), el acero puede templarse en agua sin afectar la estructura o la dureza del acero recocido. Por ello, la quinta regla del recocido es:

Regla 5.- Después de que el acero se ha transformado completamente, a una temperatura que produce la microestructura y dureza deseada, enfríe el acero a la temperatura ambiente tan rápido como sea posible, para decrecer más el tiempo total de la operación de recocido.

En muchas operaciones de recocido, durante el enfriamiento desde la temperatura de transformación a la temperatura ambiente, es costumbre meramente cerrar las unidades de calefacción, abrir las puertas del horno, y permitir que el acero permanezca sobre el suelo del horno hasta que el acero esté lo suficientemente frío para ser manejado. En un horno continuo sería posible mover el acero directamente desde la zona de temperatura de transformación a una zona fría o aún en un baño de agua.

Finalmente existen 2 reglas suplementarias para el recocido:

Regla 6.- Para asegurar un mínimo de perlita laminar en la estructura de aceros para herramientas de 0.70 a 0.90% de carbono recocidos, precaliente el acero por varias horas a una temperatura de cerca de 30°C debajo de la crítica, antes de que el acero sea austenitizado, luego austenitice y transforme como de costumbre.

Regla 7.- Para obtener el mínimo de dureza en aceros aleados para herramientas hipereutectoides recocidos, caliente el acero por un tiempo largo, cerca de 10 a 15 hr., a la temperatura de austenitización y transforme como de costumbre.

Ambos de estos procedimientos tienden a establecer en la austenita carburos residuales que sirven como núcleos para la formación de carburos esferoidales burdos durante la subsecuente transformación de la austenita.

Estas siete reglas reenfatan que dos pasos importantes en el recocido del acero son: (a) calentar para formar austenita y (b) mantener subsecuentemente en el extremo superior de la región subcrítica para transformar en austenita.

4.1.2. Recocido de difusión o de homogeneización.

Como el nombre "recocido de difusión" ya lo indica, se utiliza el fenómeno de la difusión para obtener un material homogéneo (segunda denominación: "recocido de homogeneización"). El objeto del recocido de difusión es reducir la heterogeneidad química provocada por la solidificación. Esta heterogeneidad es la consecuencia de la segregación cristalina y en bloque. El recocido de difusión se aplica por ejemplo en los lingotes de acero durante el calentamiento como preparación al forjado y laminado.

Como la velocidad de difusión es una función exponencial de la temperatura, se hará el recocido de difusión a las temperaturas más altas posible. La influencia de tal procedimiento sobre las diferentes segregaciones dependen sobre todo de las diferencias en concentración, de las distancias de difusión y además de la velo-

idad de difusión de los diferentes elementos. A escala cristalina, la segregación de los elementos solubles desaparece rápidamente, ya que las diferencias de concentración y las distancias de difusión son pequeñas. La segregación en bloque de los elementos solubles será más difícil a eliminar debido a las mayores distancias de difusión. Desde luego la heterogeneidad debida a precipitaciones de fases no solubles en el estado sólido no puede ser eliminada.

El recocido de difusión también puede ser utilizado para reducir simultáneamente la heterogeneidad química y mecánica de un material deformado en caliente. Sin embargo, hay que tener en cuenta en este caso la recristalización y posible crecimiento de grano que acompaña inevitablemente el calentamiento prolongado a alta temperatura. En muchos casos, sobre todo en aceros suaves, es posible realizar un recocido de difusión en la zona homogénea α , o sea debajo de la temperatura A_{c1} . No hay que olvidar que la difusión propia del hierro y la velocidad de difusión de la mayoría de los elementos de aleación en el hierro es, a temperatura igual, más o menos de 100 hasta 1000 veces superior en el hierro- α que en la fase γ , de modo que la homogeneización por recocido de difusión se llevará a cabo con la misma velocidad en el hierro- α a 700 - 750°C como en el hierro- γ a 1000°C.

En relación con la influencia del Procedimiento de recocido de difusión sobre la estructura de un acero laminado, hay que distinguir entre los factores diferentes que determinan el llamado "estado natural". Con "estado natural" de un acero laminado, se entiende el estado final después de los tratamientos industriales normales: verter en moldes, proceso de recocido, laminado y enfriamiento en la tabla de la laminadora en la planta de laminación. Desde luego, esos tratamientos difieren de una planta a otra y dependen además de los diferentes tipos de acero. En general, el término "estado Natural" implica solo que el producto laminado no ha experimentado ningún tratamiento especial.

En el estado de colada (bloque), la diferencia en las propiedades mecánicas entre la dirección longitudinal y transversal del lingote no es muy grande, aunque la heterogeneidad cristalina parece muy

grande en este caso. De hecho, esa heterogeneidad es muy grande por ejemplo entre la capa exterior y el corazón del lingote. Pero cuando se determinan las Propiedades mecánicas en dirección longitudinal y transversal, cada vez a la misma distancia de la capa exterior, no aparecen diferencias importantes.

La heterogeneidad química, consecuencia de la segregación en bloque; solo se reduce poco por el laminado; las zonas de concentración diferente se extienden en la dirección del laminado, de modo que el gradiente en concentración aumenta en la dirección transversal. Además, las inclusiones (metálicas y no metálicas) se extienden y se orientan en la dirección del laminado. Aunque sea posible eliminar la segregación de los elementos solubles por el recocido del lingote, eso no ocurre totalmente, porque la temperatura y/o el tiempo del recocido en general son insuficientes. De hecho, el propósito principal de este recocido industrial solo es el calentamiento del lingote hasta la temperatura de laminado en caliente, y no el recocido de homogeneización. Otro problema que impide la eliminación de la segregación son las así llamadas "barreras de difusión", debidas principalmente a inclusiones. En casos extremos, o sea de importante segregación de bloque, poca influencia de difusión y extensión importante por el laminado, aparece en la metalografía una estructura típica de bandas.

Además de la heterogeneidad química, proveniente en principio del lingote, pero cuya direccionalidad aumentó por el proceso de laminado, este proceso también provoca una heterogeneidad cristalina, debido a la extensión de los granos. Ya que el tamaño del grano tiene mucha influencia sobre las propiedades mecánicas y que la extensión de los granos provoca una diferencia en la superficie relativa de los límites de grano en las direcciones longitudinales y transversales, las propiedades mecánicas también serán diferentes en las dos direcciones. El efecto de las inclusiones extendidas actúa en el mismo sentido.

La influencia total de la heterogeneidad química, o sea de las estructuras en bandas más o menos pronunciadas y de las inclusiones extendidas, así como de la heterogeneidad cristalina, o sea del gra-

no extendido, aparece en el llamado "través", o sea en la diferencia en propiedades según la dirección transversal o longitudinal.

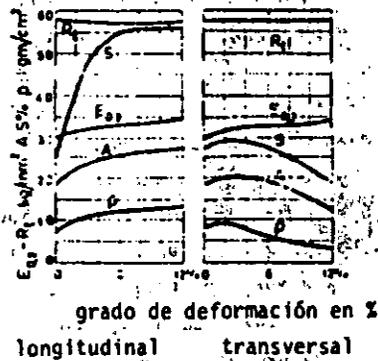


Figura 130 : Propiedades mecánicas en relación con el grado de deformación en el laminado de un lingote de acero de 3 ton. con C = 0.36 %

La figura 130, muestra esta diferencia en propiedades en función del grado de deformación. En este ejemplo, el través se debe sobre todo a una extensión relativamente ligera. Cuando además se forma una estructura en bandas y el grado de deformación es mucho mayor, la diferencia en propiedades según la dirección será aún más importante, por ejemplo la resistencia a la ruptura (R_t en la figura) dependerá también de la dirección.

Es claro que el grado de deformación en el laminado pocas veces es constante sobre toda la sección del perfil. Las diferencias en grado de deformación son máximas en el caso de perfiles planos y sobre todo de lámina, en la cual se consideran tres direcciones: la del laminado, la del ancho y la del espesor.

Como las propiedades mecánicas dependen principalmente de la forma y número de las inclusiones, es claro que el grado de pureza del acero y además el método de colada y la forma del lingote jugarán un papel muy grande con respecto a la dependencia direccional de las propiedades en esta "natural". Como se ve en la figura, estas diferencias aparecen sobre todo en la elongación, estricción y resistencia al impacto de las probetas. Una estructura claramente fibrosa también se reconoce a la superficie de fractura de la probeta.

4.1.3. Recocido de suavización (ablandamiento).

El propósito del recocido de suavización es obtener una estructura de acero que corresponda a la dureza mínima: esa estructura es aquella de carburos globulares en una matriz ferrítica. La dureza mínima corresponde a la óptima deformabilidad en procesos de conformado no cortante, como doblar, laminar en frío, embutición, etc. Para conformado cortante, como aserrar, torneear, taladrar, fresar y cepillar, también vale lo anterior para aceros con más de 0.5% en carbono.

En el caso de los aceros suaves, el estado de suavizado es desfavorable para el conformado cortante, ya que las virutas pegan y provocan una superficie rugosa. Para esos tipos de acero, la estructura normalizada con perlita y ferrita corresponde a la mejor maquinabilidad.

La mejor maquinabilidad se obtiene con las microestructuras mencionadas en la tabla siguiente, en función del contenido en carbono.

% Carbono	Microestructura óptima
0.06 a 0.20	Como rolado (más económico)
0.20 a 0.30	ϕ 3" : normalizado ϕ 3" : como rolado
0.30 a 0.40	Recocido para obtener perlita gruesa y un mínimo de ferrita.
0.40 a 0.60	Perlita gruesa laminar a esferoidal

Es posible acelerar el proceso de la globulización disolviendo parcialmente los carburos y dejándolos precipitarse otra vez sobre las partes no disueltas. El principio es que si se calienta brevemente la perlita hasta arriba de la temperatura Ac_1 , los angulos agudos y las laminillas delgadas, se disolverán de preferencia. Durante el enfriamiento consecuente debajo de Ac_1 , el carbono se precipitará sobre las partículas de carburo no disueltas, las cuales funcionan como núcleos de modo que se forman carburos más gruesos y más redondos que las laminillas originales.

Es posible aplicar este principio de dos maneras diferentes: calentando un tiempo determinado exactamente arriba de Ac_1 , seguido por una recrystalización isotérmica exactamente debajo de Ac_1 , ó dejando de oscilar la temperatura alrededor de Ac_1 . Este último método da los mejores resultados, pero solo puede aplicarse a cantidades relativamente pequeñas de acero en hornos chicos, cuya inercia térmica permita dichas oscilaciones rápidas de la temperatura.

La velocidad de globulización depende también del grado de Distribución de la perlita. Las laminillas delgadas y agudas de cementita se disuelven más rápidamente y forman carburos globulares en distribución muy regular con un mínimo en dureza y máximo en ductilidad. Por eso se hace a veces una normalización (véase 4.1.4) antes del recocido de suavización con el propósito de obtener una estructura perlítica muy fina y regular. También es posible acelerar la globalización rompiendo las laminillas de cementita por una deformación en frío. Esto es usual en el estirado de alambre cuando una primera deformación en frío precede al recocido de suavización.

La tabla de la página 282 indica unas temperaturas de recocido para obtener una matriz ferrítica con carburos esferoidizados.

En resumen, los diferentes métodos de esferoidización son los siguientes:

- 1) Mantener prolongadamente a una temperatura apenas por debajo de Ac_1 .
- 2) Calentar y enfriar alternadamente a temperaturas que están un poco arriba y un poco abajo de Ac_1 .
- 3) Calentando a una temperatura arriba de Ac_1 ó Ac_3 y luego enfriando ya sea muy lentamente en el horno o manteniendo a una temperatura apenas por debajo de Ac_1 .
- 4) Enfriando a una velocidad conveniente desde la temperatura mínima a la cual todo el carbono es disuelto, para evitar la reformación de una red de carburo, y luego recalentando de acuerdo a los métodos 1 y 2. (aplicable a aceros hipereutectoides conteniendo una red de carburos).

4.1.4 Normalización.

La normalización (a veces llamada "perlitización") tiene como propósito de obtener una estructura perlítica de grano fino y distribución homogénea, la cual corresponde a las propiedades mecánicas óptimas de un acero perlítico. Este tratamiento se efectúa principalmente sobre aceros hipo-eutectoides y eutectoides y consiste en un calentamiento arriba de la temperatura Ac_3 (figura 132), seguido por un enfriamiento determinado. Así se elimina sobre todo la influencia de heterogeneidades mecánicas y cristalinas provenientes del laminado o de una distribución heterogénea de los granos característica para el estado de colada.

En realidad, la normalización consiste en dos recrystalizaciones por transformación: una primera es la transformación de ferrita y perlita a austenita y una segunda en la transformación de austenita a ferrita y perlita. Cada transformación de fase provoca una recrystalización y afinamiento de grano, cuyo efecto además, puede ser regulado. Sobrepassando la temperatura Ac_3 en el calentamiento, los granos de ferrita y perlita forman pequeños granos de austenita, cuyo número depende principalmente del grado de nucleación, y entonces de la velocidad con la cual se sobrepassa la temperatura de transformación. Lo mismo vale para el enfriamiento para la formación de un gran número de granos más pequeños de ferrita y perlita a partir de la fase austenítica. Es posible no solo afinar el grano, sino también reducir la dependencia de la velocidad.

estructura primaria (figura 133).

Es claro que el grado de afino de grano depende mucho de la velocidad del tratamiento: en el calentamiento, el afino de grano será cuanto más importante tanto como la zona de temperatura superior a A_{c3} se llega más rápidamente. Sin embargo, una alta temperatura y/o un recocido prolongado en la zona γ tendrán como consecuencia un crecimiento de grano. Un enfriamiento rápido no solo ayuda al afino de grano, sino que también disminuye la distancia entre las laminillas de perlita. Sin embargo, la velocidad de enfriamiento está limitada por la posibilidad de fenómenos de endurecimiento por templado. El máximo afino de grano se logra por un templado en un baño de metal o de sal líquida a una temperatura ligeramente inferior a A_{r1} (normalización isotérmica). Desde luego, es posible repetir esas operaciones varias veces, para obtener una estructura muy fina a partir de un grano original muy burdo.

Exactamente como para el recocido de suavización de los aceros hipereutectoides, se evita generalmente calentar el acero hasta arriba de la línea ES, ya que el grano austenítico crece muy rápidamente a esa temperatura. El acero muy burdo obtenido por este tratamiento se llama "acero supercalentado" o "acero quemado". Sin embargo, si hay que romper la red de cementita que aparece en los aceros muy hipereutectoides, se aconseja efectuar primero un recocido intermedio cerca de la temperatura A_{cm} , seguido por una normalización repetida para reducir el grano grueso (regeneración).

A veces para los aceros suaves, se substituye la normalización por un recocido de suavización, para obtener la mejor maquinabilidad, sobre todo con respecto al acabado de la superficie que se logra a las grandes velocidades de corte que permite el grano fino y la perlita laminar.

La siguiente tabla compara la variación de las propiedades mecánicas de acero normalizado y de acero recocido en función de su contenido en carbono.

Tabla de comparación para los valores de las propiedades mecánicas de acero al carbono recocido y normalizado

Carbono (%)	Límite elástico kg/mm ²	Resistencia a tracción kg/mm ²	Alargamiento (%) en 2 plgs.	Estricción (%)	Dureza Brinell
Acero normalizado (laminado en caliente)					
0.01	18.3	31.6	45	71	90
0.20	31.6	45.0	35	60	120
0.40	35.8	59.7	27	43	165
0.60	42.2	76.6	19	28	220
0.80	49.2	94.2	13	18	260
1.00	70.3	106.8	7	11	295
1.20	70.3	107.5	3	6	315
1.40	67.5	104.0	1	3	300
Acero recocido					
0.01	12.6	28.9	47	71	90
0.20	25.2	41.5	37	64	115
0.40	30.9	52.7	30	48	145
0.60	34.4	67.5	23	33	190
0.80	36.5	80.8	15	22	220
1.00	36.5	75.9	22	26	195
1.20	35.8	71.7	24	39	200
1.40	35.1	69.6	19	25	215

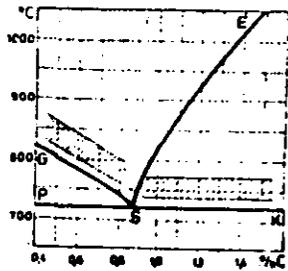


Figura 132 : Representación esquemática de la zona de temperatura adecuada para el normalizado

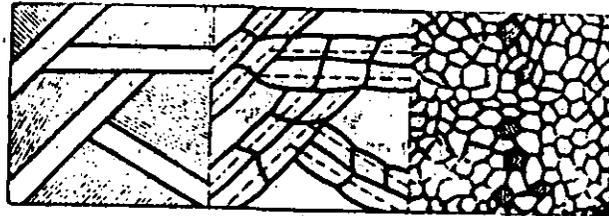


Figura 133 : Representación esquemática del afino de grano por la normalización : a. después de colada, b. después de austenitización c. después de la perlitización

Dependiendo de las propiedades mecánicas requeridas, el normalizado puede ser substituído por un endurecimiento convencional, cuando el tamaño y forma de la pieza a tratar es tal que el templado en líquido puede resultar en un agrietamiento, distorsión o cambio excesivo en las dimensiones. En estos casos, piezas con cambios bruscos de sección y formas complejas pueden normalizarse y revenirse, siempre y cuando las propiedades obtenidas son aceptables.

Algunos rangos de temperatura recomendados para el normalizado del acero al carbono y aleados se dan en siguientes:

Temperaturas de Normalizado Típicas para varios aceros al carbono.

Acero	Temperatura de normalizado °F	Acero	Temperatura de normalizado °F
1015	1650 a 1700	1045	1550 a 1600
1020	1650 a 1700	1050	1550 a 1600
1035	1600 a 1650	1060	1500 a 1550
1040	1550 a 1600	1095	1500 a 1550

Basadas en experiencia en producción, las temperaturas de normalizado pueden variar tanto como 28°C debajo y 56°C arriba de las temperaturas indicadas. El acero debe ser enfriado en aire tranquilo desde las temperaturas indicadas.

Temperaturas de Normalizado Típicas para aceros aleados estándar.

Temperaturas típicas de normalizado para aleaciones estándar

Steel	Tempera- ture, °F	Steel	Tempera- ture, °F								
1320	1650	4130	1650	4718	1700	5155	1600	8615	1600	50840	1600
1335	1600	4135	1600	4720	1700	5160	1600	8650	1600	501145	1600
1340	1600	4137	1600	4815	1700	6118	1700	8655	1600	501148	1600
3135	1600	4140	1600	4817	1700	6120	1700	8660	1600	501350	1600
3140	1600	4142	1600	4820	1700	6150	1650	8720	1700	601600	1600
3170	1700	4145	1600	5046	1600	8617	1700	8740	1700	811845	1600
4027	1650	4147	1600	5120	1700	8620	1700	8742	1600	811845	1600
4028	1650	4150	1600	5120	1650	8622	1700	8822	1700	801145	1600
4032	1650	4350	1700	5132	1650	8625	1650	9260	1650	84315	1700
4037	1600	4337	1600	5135	1600	8627	1650	9272	1650	841117	1700
4042	1600	4340	1600	5140	1600	8630	1650	9310	1700	841120	1650
4047	1600	4520	1700	5145	1600	8637	1600	9840	1600	841110	1650
4063	1600	4620	1700	5147	1600	8640	1600	9850	1600		
4118	1700	4621	1700	5150	1600	8642	1600				

Basados en experiencia en producción, las temperaturas de normalizado pueden variar tanto como 28°C debajo y 56°C arriba de las temperaturas indicadas.

4.1.5 Proceso de recocido:

Todos los tratamientos térmicos de este grupo se efectúan en -

una zona de temperatura debajo de A_{c1} y tienen como propósito la reducción y eliminación de las tensiones mecánicas internas provocadas por la solidificación y el enfriamiento, por deformación en frío, tratamientos térmicos, etc.

Estos tratamientos térmicos no son específicos para el acero, ya que no tienen ninguna relación directa con el diagrama de equilibrio Fe-C.

Las zonas de temperatura de los tratamientos descritos y sus efectos no pueden ser distinguidos estrictamente. Sobre todo el proceso de recocido se extiende sobre un intervalo muy largo de temperatura determinada.

Para tratamientos largos, es sobre todo la termofluencia que hay que considerar. Las tensiones internas disminuyen en función del tiempo y de la temperatura y solo desaparecen a la temperatura de recristalización de la fase ferrítica.

4.1.6 Recocido isotérmico.

El recocido isotérmico es aplicado más convenientemente a aceros aleados con alto contenido de carbono o aceros simplemente aleados, debido a que en estos aceros se obtienen los mejores beneficios en economía de tiempo y habilidad del horno para obtener la microestructura deseada.

Las reglas seguidas para establecer un ciclo de recocido isotérmico pueden ser brevemente enunciadas como sigue:

- 1) Las temperaturas de austenitización más altas promueven la formación de una microestructura laminar, las temperaturas de austenitización más bajas promueven una estructura esferoidal.
- 2) La estructura más suave se obtiene cuando se usan temperaturas mínimas de austenitización y temperaturas máximas de transformación.
- 3) Se ahorra tiempo de permanencia en el horno, enfriando rápidamente de la temperatura de austenitización a la de transformación y enfriando rápidamente (sacando del horno) cuando el acero se haya transformado completamente.

Este proceso puede dar la microestructura y propiedades desea-

das, en tan solo la mitad del tiempo usado en el recocido normal.

4.1.7 Terminología del recocido.

Los siguientes son definiciones de términos identificando el método de recocido o la condición de un material después del tratamiento:

Recocido negro: Para láminas de aleaciones ferrosas, tiras o alambre.

Recocido azul: Calentando una lamina ferrosa laminada en caliente dentro de un horno abierto a una temperatura dentro del rango de transformación y luego enfriando al aire, con el fin de suavizar el metal. La formación de un óxido azulado sobre la superficie es incidental.

Recocido en caja: Recociendo un metal o aleación en un recipiente sellado bajo condiciones que minimizan la oxidación. En el recocido en caja de un metal ferroso, la carga se calienta lentamente hasta una temperatura generalmente debajo del rango de transformación pero algunas veces arriba dentro de él, y luego se enfría lentamente; esto también es llamado "recocido cerrado" o "recocido de olla".

Recocido brillante: Recocer en un medio protector para evitar una decoloración superficial.

Recocido por flama: Recocido en el cual el calor se aplica directamente mediante una flama.

Recocido intermedio: Recocido de metales suaves en una ó más etapas durante su manufactura y antes del tratamiento térmico final.

Recocido isotérmico: Austenitizando una aleación ferrosa y luego enfriando y manteniéndola a una temperatura a la cual la austenita se transforma a un agregado relativamente suave de carburo ferrita.

4.2.6 Temperatura del Medio de temple.

La temperatura del líquido afecta marcadamente su habilidad para extraer calor. Mayores temperaturas del líquido aumentan la duración de la etapa A. De cualquier manera el punto de ebullición no varía. Mayores temperaturas del líquido pueden disminuir la viscosidad, afectar el tamaño de burbujas o influir sobre el agotamiento y punto de combustión de ciertos aceites y compuestos. Así también las temperaturas altas disminuyen la velocidad de transferencia de calor en la etapa C.

4.2.7 Temperatura de la Pieza de Trabajo.

El aumentar la temperatura de la pieza de prueba tiene relativamente poco efecto sobre su habilidad para transferir calor al medio de temple. La velocidad de transferencia de calor puede aumentarse simplemente debido a que existe una mayor diferencia de temperatura. El cambio más notable en la habilidad para transferir calor probablemente viene de la más rápida oxidación de la superficie de la pieza de prueba a temperaturas mayores. Esto puede ya sea aumentar o disminuir la habilidad de transferencia de calor, dependiendo del espesor del óxido desarrollado.

4.2.8 Evaluación de Severidad de Templado.

La habilidad de un medio de temple para extraer calor de una pieza de trabajo caliente puede expresarse en términos del valor "H" (severidad de templado). Si el valor de H de agua sin agitación se toma como 1.0, los valores de H del aceite, agua y salmuera son como están tabulados en la siguiente tabla:

Agitación	Aceite	Agua	Salmuera
Ninguna	0.25 a 0.30	1.0	2.0
Suave	0.30 a 0.35	1.0 a 1.1	2.0 a 2.2
Moderada	0.35 a 0.40	1.2 a 1.3
Buena	0.40 a 0.50	1.4 a 1.5
Fuerte	0.50 a 0.80	1.6 a 2.0
Violenta	0.80 a 1.1	4.0	5.0

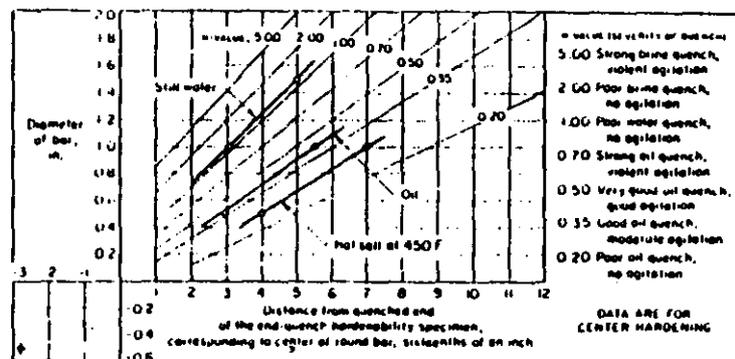


Figura 137 : Gráfica de Grossmann, relacionando el diámetro de la barra, la templabilidad del acero y la severidad del templado (H). En el texto se explica la utilización del diagrama.

Las relaciones entre el diámetro de la barra, la templabilidad inherente, y el valor de H pueden graficarse como se muestra en la fig. 137. A una gráfica de este tipo se le conoce en algunas ocasiones como diagrama de Grossmann, que viene del nombre de M. A. Grossmann, quien desarrolló el concepto del valor de H y su aplicación en la templabilidad. La carta se utiliza como sigue: Si se temple una pieza de un diámetro de 1 pulg. en aceite con "agitación buena", la carta muestra que leyendo a través de la línea horizontal de un diámetro de 1 pulg. hasta el valor de H de 0.5 y luego hacia abajo, se obtiene un valor de 5/16 pulg. del extremo de temple hecho del mismo acero que se está templando.

La aplicación de la carta es limitada debido a que los templados que implica son descritos en términos generales (por ejemplo, "un temple muy bueno de aceite-buena agitación"). Una complicación adicional es el hecho de lo que parece ser buena agitación en un sistema de templado que no contiene ninguna pieza en él, y que puede ser malo cuando se sumerge una carga de piezas en el baño.

Warren F. Rushman ha descrito una prueba simple para evaluar el poder de enfriamiento de un baño de temple bajo cualquier condición de carga. La prueba está basada en el uso de la fig. 137 como sigue: Si la templabilidad del acero y el diámetro de la barra se conocen, es posible graficar un punto en la curva de severidad de templado. Por ejemplo, si el punto de 5/16 pulg. en el espécimen de templabilidad muestra una dureza de Rockwell 45 C. y una barra de un diámetro de 1 pulg. del mismo acero se temple en el baño a ser evaluado tiene una dureza en el centro de 45 Rockwell C. el resultado muestra una severidad en el temple de 0.5. Independientemente de la dureza obtenida en el centro de la barra de prueba de la fig. 137 y su localización correcta. Por ejemplo, si la dureza en el centro hubiera sido Rockwell C 48, y si la curva de templabilidad para la barra de acero probada hubiera mostrado Rockwell C 48 a 4/16 pulg. la línea de 4/16 de pulg. y la línea de un diámetro de 1 pulg. se intersectarían con una severidad de templado de 0.70.

Como se muestra en la fig. 137 para el templado en aceite las varias líneas de severidad de la carta de Grossmann convergen en un punto fuera del rango normal de la carta. Este punto de intersección puede utilizarse como un segundo punto para dibujar cualquier línea de severidad nueva. En la fig. 137 se ilustra un ejemplo real por la línea gruesa indicada como "aceite" (oil). Los dos puntos experimentales sobre esta línea fueron obtenidos templando una barra de acero de templabilidad conocida teniendo dos diámetros (1 pulg. y 1/2 pulg.). El uso de una barra con dos diámetros ofrece un medio excelente de hacer los resultados debido a que provee tres puntos sobre la línea. Los resultados de tres templados diferentes de operación comercial, como fueron determinados con dos barras de prueba con dos diámetros, se grafican en la fig. 137.

La ventaja principal de esta prueba es que el espécimen puede tratarse junto con otras piezas de trabajo, como si fuera una pieza de producción; por lo tanto, el temple se evalúa bajo condiciones de temperatura y agitación que realmente prevalecen en el templado de producción de la carga de las piezas.

La barra de prueba debe ser de un diámetro tal que la dureza de temple en el centro de la barra caerá sobre la porción de la pendiente de la curva de templabilidad del acero que se está templando. La prueba puede

llevarse a cabo con mayor conveniencia con un acero de poca profundidad de endurecimiento debido a que este tipo de aceros permite el uso de barras de prueba de diámetro menor que son más fáciles de manejar en el torno y de sectionar después de templarlas. El uso de aceros de endurecimiento poco profundo no afecta de ninguna manera la validez de los resultados de la prueba, debido a que la severidad del temple es una característica inherente del baño y no se ve afectada por el tamaño y templabilidad de la pieza.

4.2.9 Comparación de los Medios de Temple.

Agua.

El agua y las soluciones en base a agua son los medios de temple menos caros y se usan siempre y cuando la pieza no se distorsione excesivamente o sea agriete durante el templado.

Como medio de temple, el agua simple se aproxima a la máxima velocidad de enfriado que es posible obtener en un líquido. Otra ventaja es que se puede usar sin problemas de contaminación o daño a la salud, y es un medio efectivo de romper las escamas de óxido de la superficie de piezas de acero que son templadas desde hornos que no utilizan atmósferas de protección.

Una desventaja del uso de agua simple, como medio de temple es que su baja temperatura persiste a lo largo del rango bajo de temperatura, en donde es probable que ocurra una distorsión o agrietamiento. Por lo tanto el agua está restringida al temple de piezas sencillas, simétricas hechas de acero de grados de poca profundidad de endurecimiento (al carbono o bajo aleados). Otra desventaja de usar agua simple es que la "etapa de capa de vapor" (etapa "A") puede prolongarse. Esta prolongación que varía con la complejidad de la pieza tratada favorece la retención del vapor y con la temperatura del agua de temple, da como resultado una dureza mal distribuida y una distribución de esfuerzos desfavorables, lo cual puede producir una distorsión o agrietamiento. Las piezas de acero templadas en agua pueden oxidarse a menos que sean tratadas inmediatamente con un medio preventivo especial.

Para obtener reproducibilidad en el templado en agua, la temperatura, agitación y contaminación deben controlarse.

Salmuera.

El término salmuera como se aplica al temple se refiere a la solución acuosa conteniendo varios porcentajes de sal (cloruro de sodio o cloruro de calcio), junto con aditivos especiales e inhibidores de corrosión.

Ventajas de la Salmuera.

La salmuera ofrece las siguientes ventajas sobre agua simple o sobre aceite, para el templado:

1) La velocidad de enfriamiento es mayor que aquella del agua para una misma agitación, o menos agitación se requiere para una velocidad de enfriamiento dada.

2) La temperatura es menos crítica que para el agua, requiriendo por lo tanto de menor control.

3) La posibilidad de manchas suaves debido a bolsas de vapor es menor que en el templado por agua.

4) La distorsión es menos severa que en el temple en agua.

5) Los cambiadores de calor son menos usados para el enfriamiento en baños de salmuera que lo que son para el temple en agua o aceite.

6) Complejos sistemas de templado son por lo general innecesarios en el uso de salmuera.

Ordinariamente, las desventajas de la salmuera en el templado no evitarán su uso, debido a que el templado en salmuera se usa únicamente cuando los medios de temple de agua y aceite no proveen los resultados deseados. Algunas de estas desventajas son como sigue.

Desventajas.

1) La naturaleza corrosiva de la salmuera requiere que, para una vida de servicio razonable, el tanque de templado, las bombas, transportadores y demás equipo se está en contacto constante con la salmuera sea protegido de la corrosión mediante un recubrimiento.

2) Un extractor chimenea puede ser necesario para extraer los vapores corrosivos que emanan de los baños de salmuera.

3) El costo es mayor que para el agua, principalmente debido al costo de los aditivos o de los inhibidores corrosivos que deben utilizarse.

4) El costo de trabajo se aumenta debido a la necesidad de llevar a cabo pruebas para el control de las soluciones.

5) Aumentan los peligros de quemaduras y toxicidad cuando se utilizan soluciones que contienen hidróxido de sodio o ciertos aditivos.

Aceite.

Los aceites de templado discutidos aquí son de dos tipos generales, "convencional" y "rápido". Las emulsiones de agua-aceite son un tercer tipo de medio de temple en aceite, clasificable como convencional o rápido.

Un aceite para templado convencional es un aceite que no contiene aditivos que alteran sus características de enfriamiento. Los aceites convencionales son producidos por la destilación de aceites crudos y combinados con viscosidades de cerca de 100 SUS a 38°C.

Los aceites rápidos son combinaciones, generalmente de menor viscosidad, que contienen propiedades aditivas especialmente desarrolladas, que afectan las características de enfriamiento de los aceites y proveen una velocidad de temple mayor.

Los aceites se usan con mayor amplitud en aquellos casos en

los cua. se desea templear piezas de forma complicada o en el que se desea el mínimo de distorsión.

Selección del Medio de Temple.

Para cada caso se requerirá de un medio de temple especial según sean las necesidades y restricciones.

El agua y las soluciones acuosas de sales inorgánicas tienen las mayores velocidades iniciales de temple pero de todos modos, debido a que estas altas velocidades de temple persisten a bajas temperaturas, el uso de agua para el temple está restringido en su mayoría a formas sencillas y aceros de poca templeabilidad.

Con aceites convencionales de temple, la duración de la etapa de capa de vapor es mayor que aquella para el agua. La velocidad en la etapa de transporte de vapor es considerablemente más lenta, y la duración de la etapa de transporte es menor. Por lo tanto el poder de temple de tales aceites es mucho menor que la del agua y a veces resulta inadecuada. De cualquier manera, la transición de la etapa de transporte de vapor a la etapa de enfriamiento es más gradual, es por este motivo que es menos probable que los aceites minerales convencionales produzcan distorsión, por lo menos en formas simples tales como bolas o cilindros cortos.

Los aceites rápidos de temple se acercan bastante a la velocidad inicial de temple del agua sin modificar las ventajas del temple en aceite convencional. Con estos aceites la duración de la etapa de capa de vapor es considerablemente menor que para los aceites convencionales. El enfriamiento en la etapa de transporte de vapor empieza antes y dura más, y la velocidad de enfriamiento en esta etapa aumenta considerablemente. La velocidad de la etapa de enfriamiento en estos aceites es casi la misma que la de los aceites convencionales:

4.2.10 La templeabilidad.

Cuando una pieza de acero se templea en un medio de templeado, la velocidad de enfriamiento es máxima en la superficie y disminuye en direc-

ción hacia el centro. La formación de martensita solo ocurre en la parte de la pieza en la cual se sobrepasa la velocidad de enfriamiento crítica. Entonces, un templeado total con formación de martensita hasta el centro, llamado "templeado total", solo ocurrirá cuando la velocidad de enfriamiento sea superior a la velocidad crítica hasta el núcleo de la pieza. Para aceros no-aleados, esa velocidad crítica es tan alta, que solo se obtiene en una capa relativamente delgada, aún con un templeado en agua. El transcurso de la velocidad de enfriamiento desde la superficie hasta el centro está determinado por la relación entre masa y superficie y es función del diámetro para piezas isoformas, como barras cilíndricas.

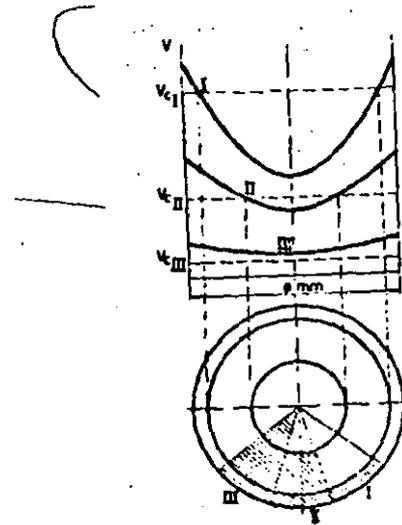


Figura 138 : Representación esquemática de la endurecibilidad de diferentes aceros :
 I : acero al carbono templado en agua
 II : acero con 2 % Ni, templado en aceite
 III : acero con 1 % Cr - 4 % Ni, endurecido al aire

La figura 138 representa esquemáticamente la velocidad de enfriamiento en función del diámetro de una barra cilíndrica, para tres tipos diferentes de acero, respectivamente con un templeado en agua, en aceite y al aire. Sigue de esa figura que el acero al carbono I templado en agua solo alcanza la velocidad crítica V_{c1} en una capa delgada: después del templeado este acero solo presentará una zona muy delgada con estructura martensítica.

La velocidad de enfriamiento crítica V_{CII} para el acero al Nickel II es mucho más baja, de modo que aún templando en aceite, el material experimenta una transformación martensítica más profunda. Finalmente, la velocidad crítica V_{CIII} del acero III es tan baja, que se transforma completamente en martensita con un enfriamiento al aire.

La fig. 139 representa la dureza en función del diámetro para barras de un mismo acero, pero con diámetros diferentes y templadas en agua en condiciones idénticas. Ya que la velocidad de enfriamiento en la superficie es casi igual, las durezas superficiales no son muy diferentes. Por otro lado las velocidades de enfriamiento y entonces también la dureza disminuyen más rápidamente hacia el centro cuando el diámetro aumenta. Si se supone una dureza mínima de $38 R_C$ para la estructura martensítica de este acero, entonces es evidente que un templado total de este acero solo ocurre en barras con un diámetro máximo de 50 mm. Es claro que la dureza no puede variar bruscamente en la transición de zona martensítica a zona intermedia, de modo que para obtener una profundidad de templado hay que elegir el punto de flexión de la curva dureza distancia, o una dureza de referencia o una dureza de referencia o la zona media martensítica.

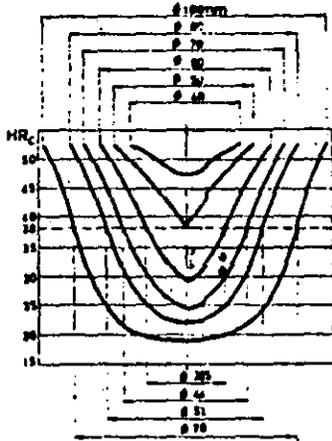


Figura 139 : Curvas de dureza contra diámetro en el templado en agua de un acero con 0.3 % C - 3 % Ni

La templabilidad de un acero depende de muchos factores. En primer lugar, la velocidad crítica de enfriamiento depende de la estabilidad de la austenita y de la nucleación durante la transformación. La estabilidad de la austenita depende principalmente de los elementos de aleación - (Ver capítulo 3). Como también el carbono extiende la zona " γ " (porque es estabilizador de austenita), la descomposición de la austenita en sus productos ferrita y cementita está reprimida cuando aumenta la concentración en carbono, de modo que la velocidad crítica disminuye (Fig.). La descomposición, como fenómeno de nucleación y crecimiento, también está influida por la superficie de los límites de grano y por carburos no disueltos que actúan como núcleos: cementita precipitada y carburos complejos aumentarán entonces la velocidad crítica de enfriamiento, mientras que un recocido prolongado o una alta temperatura de austenitización disolverán una gran parte de los núcleos presentes y harán crecer el grano, lo que bajará la velocidad crítica.

De esto podemos sacar algunas conclusiones. En las mismas condiciones de templado, la profundidad de templado y la dureza máxima obtenida en un acero al carbono aumentará hasta el contenido en carbono correspondiente a la concentración eutectoide. A un contenido constante en carbono, es posible aumentar la profundidad de templado por una austenitización a temperaturas superiores. Como se trata aquí de disolver carburos y núcleos ajenos y además de un crecimiento de granos, no será tanto la temperatura de templado sino más la máxima temperatura obtenida en la fase austenítica que es de importancia primordial. Es claro que en este caso la mayoría de las propiedades mecánicas del acero pueden sufrir mucho por el crecimiento excesivo de los granos. Un método usual para averiguar la influencia de la temperatura de austenitización sobre la profundidad de templado se efectúa con probetas primero templadas desde diferentes temperaturas y luego fracturadas en ensayos mecánicos. Se examina la superficie de ruptura para determinar la zona de templado y además la zona de crecimiento de grano que da un aspecto rugoso a la fractura. Diferentes cualidades de un acero con el mismo contenido en carbono pueden presentar un comportamiento muy diferente con respecto a la profundidad de templado y sensibilidad al sobrecalentamiento, sobre todo en relación con el grado de pureza y método de elaboración del acero considerado.

Debido a los numerosos factores que tienen influencia sobre la templabilidad de un acero, se propusieron varios métodos para determina

rimentalmente un factor de templabilidad. Se trata siempre de poder reproducir exactamente las condiciones experimentales (temperatura y tiempo de austenización, método de templado, volumen y forma de las probetas). La prueba más conocida es la de Jominy, originalmente propuesta por Charpy y Grenet.

4.2.10.1 La prueba Jominy

Este método describe el procedimiento para determinar la templabilidad del acero mediante la prueba Jominy o de la punta templada. La prueba consiste en templar en agua un extremo de un espécimen de prueba cilíndrico de 1 pulg. de diámetro y medir hasta que extensión del extremo templado el acero se endurece.

La "templabilidad" se hace aparente en el grado al cual el material se endurece cuando se temple a diferentes velocidades de enfriamiento. Se mide cuantitativamente, observando generalmente la extensión o profundidad de endurecimiento de un espécimen de prueba de tamaño y forma estándar en un temple estandarizado. En la prueba Jominy la "profundidad de endurecimiento" es la distancia a lo largo del espécimen del extremo o punta templada para un grado dado de endurecimiento.

Aparato:

Soporte para Especimen de prueba.

Un accesorio para sostener al espécimen de prueba verticalmente de tal manera que el extremo inferior del espécimen se encuentre a una distancia de 1/2 pulg. arriba del orificio del dispositivo de temple en agua. Un soporte de tipo satisfacto para el espécimen estándar de 1 pulg. se muestra en la fig. 140.

Dispositivo de Agua de Temple.

Un dispositivo para temple en agua de una capacidad conveniente para proveer un chorro vertical de agua que se controla a alturas de 2 1/2 pulg. cuando pasa a través de un orificio de 1/2 pulg. de diámetro. Un tanque de capacidad suficiente con una bomba pequeña y válvulas de control

serán satisfactorias. La línea de abastecimiento de agua debe también ser provista con una válvula de apertura rápida.

Especímenes de Prueba.

El espécimen de prueba debe ser de 1 pulg. de diámetro por 3 ó 4 de longitud, con medios para colgarlo en una posición vertical para el templado de la punta. Las dimensiones del espécimen preferido y de dos especímenes opcionales se dan en la fig. 141. El espécimen debe ser maquinado

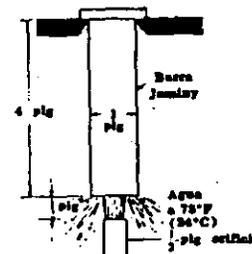


Figura 140 : Representación simplificada del dispositivo para efectuar la prueba de templabilidad según Jominy

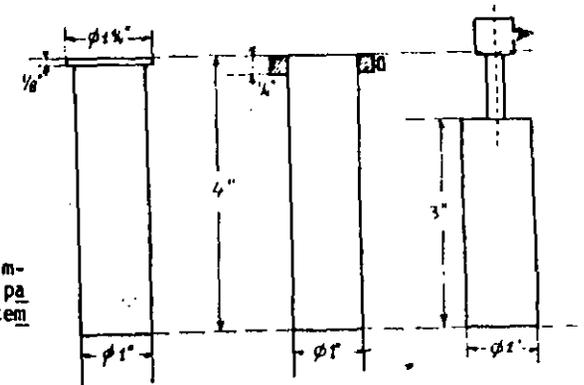


Figura 141 : Especimen estándar para prueba Jominy y dos variantes

de una barra previamente normalizada y de tamaño tal que permita la remoción de toda decarburización cuando se maquina a un diámetro de 1 pulg. El extremo del espécimen a ser enfriado en agua debe tener un acabado razonablemente suave, preferentemente producido por el desbastado. El normalizado puede obtenerse por acuerdo entre el vendedor y el comprador. La historia térmica del espécimen probado debe siempre ser registrada.

Procedimiento:

Calentamiento.

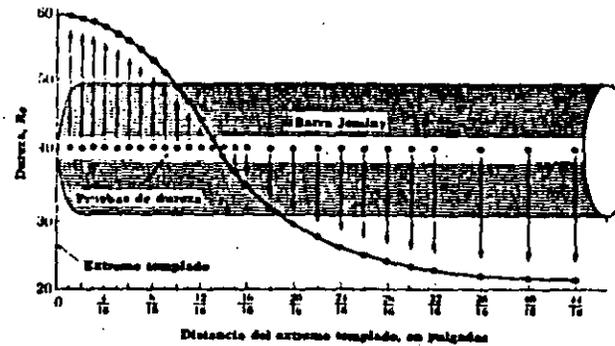
El espécimen de prueba debe calentarse a la temperatura de endurecimiento apropiada para el acero que se prueba (entre 30 y 40 min.), y mantenerse a esa temperatura por 20 min. Es importante calentar al espécimen en una posición vertical en un recipiente con una tapa fácilmente removible conteniendo una capa de virutas de fundición con la cara inferior del espécimen descansando sobre los pedacitos de hierro. Cuando se utiliza un recipiente es necesario determinar por medio de un termopar el tiempo requerido para que el espécimen de prueba alcance la temperatura requerida.

Templado.

El dispositivo de temple de agua debe ajustarse de tal manera que el chorro de agua suba a una altura libre de 2 1/2 pulg. arriba del orificio de 1/2 pulg. sin el espécimen en posición. El soporte para el espécimen debe estar seco al principio de cada prueba. El espécimen calentado debe colocarse entonces en el soporte de tal manera que su cara inferior se encuentre 1/2 pulg. arriba del orificio, y el agua prendida por medio de una válvula de apertura rápida. El tiempo entre la remoción del espécimen del horno y el inicio de temple no debe ser mayor de 5 seg. El chorro de agua a una temperatura de 4.5 a 20.5°C debe dirigirse contra la cara inferior del espécimen por un tiempo no menor de 10 minutos. Tanto como sea posible, debe mantenerse una condición de aire tranquilo alrededor del espécimen durante enfriamiento. Si el espécimen no está frío cuando se remueve del horno, deberá de templarse inmediatamente en agua.

Medición de Dureza.

Se efectúan mediciones de dureza Rockwell "C" sobre el espécimen con intervalos de 1/16 de pulg. La serie de lecturas de dureza se numera a partir del extremo templado del espécimen. Las superficies sobre las cuales se hacen las lecturas de dureza deben ser superficies planas mutuamente paralelas (18°), desbastadas a lo largo del espécimen. Las superficies planas deben ser desbastadas 0.015 pulg. de profundidad. Cuando se utiliza una superficie



Representación de un perfil de dureza determinado sobre una muestra de acero enfiada en el dispositivo Jominy

A. S. T. M. END QUENCH TEST
FOR RANGE H48.111
OF STEEL (A 255-481)

DATE _____
LABORATORY _____
TYPE SPECIMEN _____
TEST NO. _____

TYPE	HEAT NO.	CHAR. NO.	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	Temp. (F)	Quench
15.20	15.20.2	1	0.2	0.35	0.005	0.005	0.25	0.005	0.005	0.005	0.005	1500	1.000

REMARKS

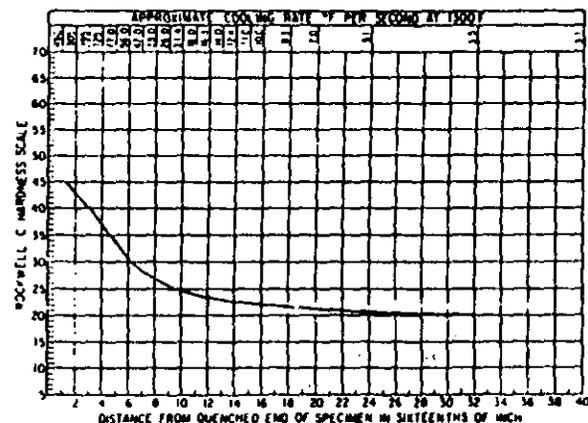


Figura 142 : Curva típica de templabilidad según Jominy en su carta específica

plana como base, se remueven por medio de un desbastado las huellas de penetración anteriores.

La posición exacta de cada lectura de dureza con respecto al extremo de temple del espécimen debe conocerse, para lograr exactitud en las comparaciones entre diferentes pruebas. Se debe tener cuidado de asegurar que no exista ningún movimiento vertical en la unión del espécimen de prueba, yunque y tornillo elevador cuando se aplica a la carga.

La operación de desbastado para preparar las superficies planas debe llevarse a cabo con gran cuidado. Las superficies deben ser planas. Para asegurarse contra reportes de dureza tomadas en superficies que sufrieron un revenido durante el desbastado, se recomienda un ataque específico el cual se describe en la literatura.

Gráfica de los resultados de la prueba.

Los resultados de la prueba se grafican en una gráfica de templabilidad estándar preparada para este propósito, en donde las ordenadas representan la dureza Rockwell en la escala "C" y la abscisa representa la distancia entre el extremo de temple del espécimen y la determinación de la dureza correspondiente. La gráfica contiene también una escala para graficar la velocidad de enfriamiento en grados Fahrenheit por segundo desde 1300°F - - - (704°C), la cual provee medios para hacer comparaciones directas entre pruebas de aceros usando especímenes redondos de 1 pulg. de diámetro y especímenes de otros tamaños y formas. Un facsímil de la carta estándar de templabilidad de la ASTM sobre la cual se han graficado curvas típicas de templabilidad se muestra en la fig. 142.

Índice de Templabilidad.

La templabilidad de un acero se designa mediante un código que indica la distancia o distancias del extremo templado del espécimen dentro de la cual la dureza designada es obtenible.

Ejemplo: Un acero aleado conteniendo 0.44 por ciento de carbono podría especificarse que tiene una templabilidad de $J_{50} = 7$, lo cual

significa que el requisito mínimo para este acero sería una dureza Rockwell de C 50 a una distancia de 7/16 de pulg. del extremo de temple. Si se requiriera de ambos límites mínimo y máximo, el índice de templabilidad puede especificarse como $J_{50} = 3$ a 12.

Reporte.

El reporte debe incluir la información siguiente, la cual puede registrarse en la carta de templabilidad de la ASTM:

1. Historia térmica previa del acero, incluyendo la temperatura de normalizado.
2. Composición química.
3. El tamaño de grano ASTM (McQuaid-Ehn) a menos que se indique de otra manera.
4. Temperatura de endurecimiento utilizada en la prueba, y
5. Una notación prominente en la carta estándar de templabilidad si se utilizan especímenes de prueba de otra forma o tamaño. (Para -- otras formas y tamaños consulte el apéndice de la ASTM sobre este tema).

4.2.10.2 Uso de los datos de templabilidad.

Las curvas de templabilidad según Jominy (punta templada), son de gran valor práctico, porque

- a. Si la rapidez de enfriamiento de un acero en cualquier temple es conocida, la dureza puede leerse directamente de la curva de templabilidad de ese acero y
- b. Si la dureza puede medirse en cualquier punto, la rapidez de enfriamiento en ese punto puede obtenerse de la curva de endurecibilidad para ese acero.

Para seleccionar un acero para que satisfaga una dureza mínima en un punto dado en una pieza templada bajo condiciones dadas, la velocidad de enfriamiento en el punto dado debe ser primeramente conocida y el punto de referencia en la barra de la prueba Jominy teniendo la misma velocidad de enfriamiento debe determinarse. La relación entre la barra de la prueba - - - Jominy y los puntos central y radio medio para varios tamaños de perfiles templados bajo diferentes condiciones se muestra en la figura 143 y 144.

Estas figuras hacen uso de un valor H conocido como severidad de templado (Ver párrafos anteriores). Consideremos una aplicación práctica de la prueba Jominy. Consideremos una compañía que requiere hacer una flecha de acero con un diámetro de 2 pulg. con una dureza mínima especificada en el centro después de templado de Rockwell C 42. Planean usar un buen temple en aceite y agitación moderada ($H = 0.35$). Les gustaría usar una barra de acero 4140 cuya curva de templabilidad se muestra en la fig. 145. El problema consiste en determinar si el acero satisficará las especificaciones anteriores. Con el fin de resolver el problema es primeramente necesario conocer cual es la velocidad real de enfriamiento en el centro de una barra redonda de 2 - - pulg. de diámetro cuando se temple bajo las condiciones dadas, o la distancia a lo largo de la barra de prueba Jominy que tiene la misma velocidad de enfriamiento. Refiriéndonos a la fig. 143, para una barra con un diámetro de 2 -- pulg. y $H = 0.35$, se localiza el punto x.

Por lo tanto, a $3/4$ ó $12/16$ del extremo enfriado de la barra de la prueba Jominy tiene la misma velocidad de enfriamiento como el centro de una sección redonda de 2 pulg. templada bajo las condiciones dadas. Refiriéndonos ahora a la fig. 145, se dibuja una línea vertical de $12/16$ intersectando la curva del acero 4140 como se muestra. La dureza, leída a la izquierda, es de Rockwell C 37. Ya que la dureza requerida era de Rockwell 42, este acero no satisficará los requisitos bajo estas condiciones de temple. Supongamos que el medio fuera cambiado a agua sin ninguna agitación ($H = 1$). Volviendo a la fig. 143, se localiza el punto y, lo cual da una distancia de - - $7/16$ del extremo de temple en agua. Dibujando una línea vertical a $7/16$ en la fig. 145 que intersecte la curva 4140 muestra que la dureza ahora será - - de Rockwell C 45. Por lo tanto, yendo a un temple en agua satisficará los requisitos de dureza. Supongamos sin embargo, que no se puede utilizar un temple en agua. Entonces no existe otra alternativa que utilizar un acero de mayor templabilidad. Refiriéndonos a la fig. 145 muestra que un acero 4340 sa-

Para seleccionar un acero para que satisfaga una dureza mínima en un punto dado en una pieza templada bajo condiciones dadas, la velocidad de enfriamiento en el punto dado debe ser primeramente conocida y el punto de referencia en la barra de la prueba Jominy teniendo la misma velocidad de enfriamiento debe determinarse. La relación entre la barra de la prueba - - - Jominy y los puntos central y radio medio para varios tamaños de perfiles templados bajo diferentes condiciones se muestra en la figura 143 y 144.

Estas figuras hacen uso de un valor H conocido como severidad de templado (Ver párrafos anteriores). Consideremos una aplicación práctica de la prueba Jominy. Consideremos una compañía que requiere hacer una flecha de acero con un diámetro de 2 pulg. con una dureza mínima especificada en el centro después de templado de Rockwell C 42. Planean usar un buen temple en aceite y agitación moderada ($H = 0.35$). Les gustaría usar una barra de acero 4140 cuya curva de templabilidad se muestra en la fig. 145. El problema consiste en determinar si el acero satisficará las especificaciones anteriores. Con el fin de resolver el problema es primeramente necesario conocer cual es la velocidad real de enfriamiento en el centro de una barra redonda de 2 - - pulg. de diámetro cuando se temple bajo las condiciones dadas, o la distancia a lo largo de la barra de prueba Jominy que tiene la misma velocidad de enfriamiento. Refiriéndonos a la fig. 143, para una barra con un diámetro de 2 -- pulg. y $H = 0.35$, se localiza el punto x.

Por lo tanto, a $3/4$ ó $12/16$ del extremo enfriado de la barra de la prueba Jominy tiene la misma velocidad de enfriamiento como el centro de una sección redonda de 2 pulg. templada bajo las condiciones dadas. Refiriéndonos ahora a la fig. 145, se dibuja una línea vertical de $12/16$ intersectando la curva del acero 4140 como se muestra. La dureza, leída a la izquierda, es de Rockwell C 37. Ya que la dureza requerida era de Rockwell 42, este acero no satisficará los requisitos bajo estas condiciones de temple. Supongamos que el medio fuera cambiado a agua sin ninguna agitación ($H = 1$). Volviendo a la fig. 143, se localiza el punto y, lo cual da una distancia de - - $7/16$ del extremo de temple en agua. Dibujando una línea vertical a $7/16$ en la fig. 145 que intersecte la curva 4140 muestra que la dureza ahora será - - de Rockwell C 45. Por lo tanto, yendo a un temple en agua satisficará los requisitos de dureza. Supongamos sin embargo, que no se puede utilizar un temple en agua. Entonces no existe otra alternativa que utilizar un acero de mayor templabilidad. Refiriéndonos a la fig. 145 muestra que un acero 4340 sa-

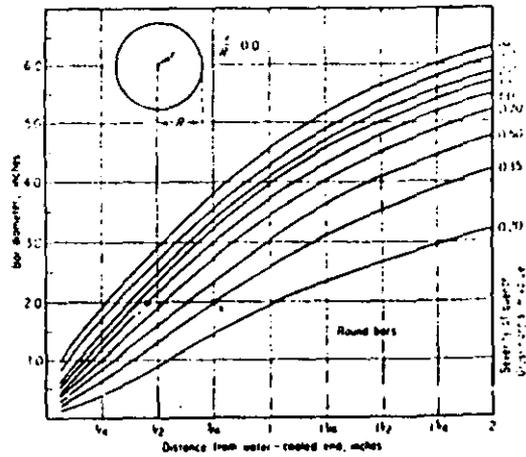


Figura 143 : Curvas de equivalencia entre los puntos de una probeta Jominy y el centro de barras de distintos diámetros en diversas condiciones de temple

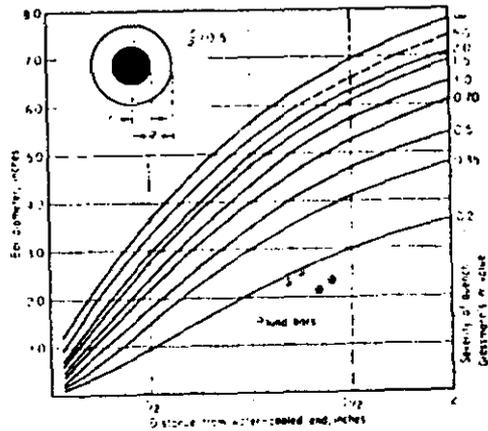


Figura 144 : Curvas de equivalencia entre los puntos de una probeta Jominy y los puntos de barras de distintos diámetros, distantes la mitad del radio del centro, en diversas condiciones de temple

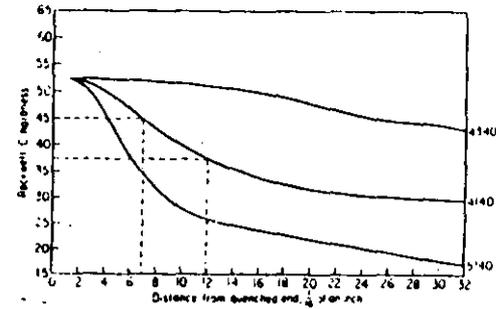


Figura 145 : Curvas de templabilidad de extremo templado para muestras individuales de aceros aleados 4340, 4140 y 5140

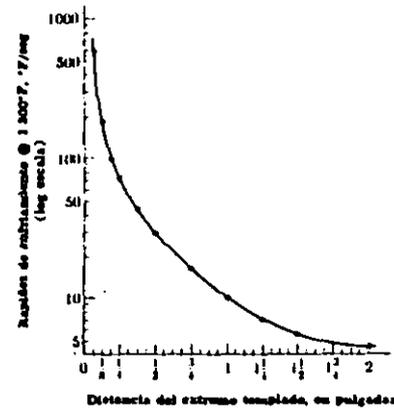


Figura 146 : Gráfica de la rapidez de enfriamiento contra posición de temple en el extremo. Estas velocidades de enfriamiento varían insignificativamente entre los varios aceros al carbono y de baja aleación

tisfacerá seguramente los requisitos originales, pero la dureza de Rockwell C 52 es probablemente demasiado alta.

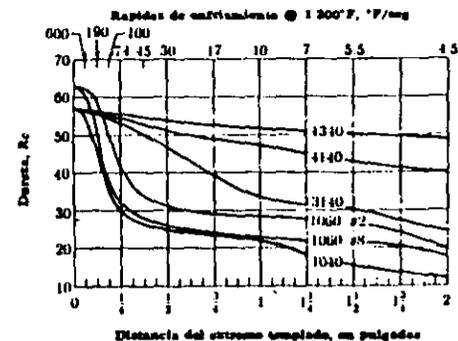
La velocidad de enfriamiento aproximada, bajo condiciones fijas de temple, en cualquier localización en cualquier pieza de forma irregular puede determinarse si se dispone de la curva de templabilidad del acero.

Cuando se compra un acero en base a una especificación de templabilidad, el comprador está seguro que obtendrá las propiedades mecánicas deseadas después del tratamiento térmico. Esto tiene como resultado un número menor de rechazos o re-tratamientos y mayor economía.

Otra aplicación de la curva de Jominy

La fig. 147 presenta la curva de templabilidad en ensayo Jominy para un acero SAE 1040 con el tamaño de grano y composición indicada. La punta templada de la probeta tiene la dureza máxima para acero al carbono de 0.40% porque el enfriamiento fue muy rápido y solo se formó martensita. Sin embargo, directamente detrás de la punta templada, la velocidad de enfriamiento no fue suficientemente rápida para evitar una ligera formación de la ferrita y carburo, de modo que no se logró la dureza máxima en este punto (compare la dureza máxima en este punto (compare la dureza máxima indicada en la fig. 147 con la dureza máxima para este acero en la fig. 148).

También es posible determinar las velocidades de enfriamiento de barras de acero. La tabla siguiente, por ejemplo, indica las velocidades de enfriamiento a temperatura eutécticoide para la superficie, diferentes fracciones de radio y centro de una barra de 3 pulg. de diámetro, templadas en agua agitada y aceite agitado. Estas velocidades de enfriamiento fueron determinadas por termopares embebidos en las barras durante la operación de temple. Datos similares pueden obtenerse para barras de otros diámetros. Estos datos se muestran en resumen en la fig. 149.



	C	Mn	Ni	Cr	Mo	GS
1040	0.39	0.89	0.01	0.01	—	8
1060	0.62	0.81	0.02	—	—	2 y 8
3140	0.38	0.73	1.35	0.50	—	8
4140	0.38	0.79	0.01	1.01	0.22	8
4340	0.40	0.75	1.71	0.77	0.32	8

Figura 147 : Curvas de templabilidad para seis aceros con las composiciones indicadas y los tamaños de grano austenítico indicados. La latitud de especificaciones químicas normales producen algo de dispersión en las curvas de templabilidad

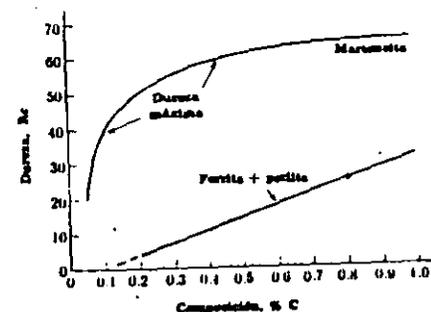


Figura 148 : Dureza máxima contra contenido en carbono de acero al carbono, mostrando durezas máximas provenientes de martensita comparadas con durezas desarrolladas por microestructuras perlíticas

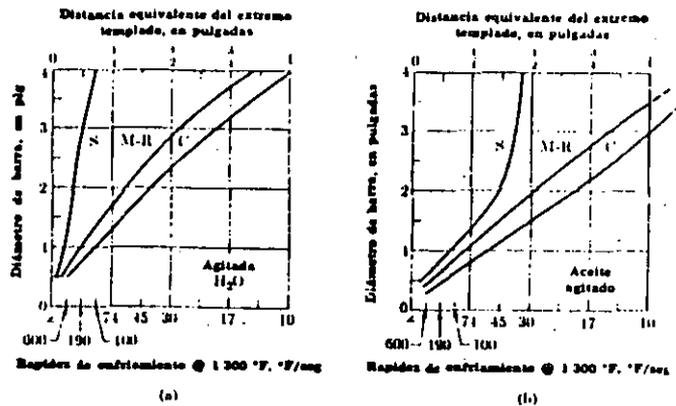


Figura 149 : Representación gráfica de las rapidezces de enfriamiento de barras redondas de acero templado en agua (a) y en aceite (b). Abscisa inferior : velocidad de enfriamiento desde 1300 °F, abscisa superior : posiciones equivalentes en una barra de templabilidad según Jominy (C=centro, M-R=radio medio, S=superficie)

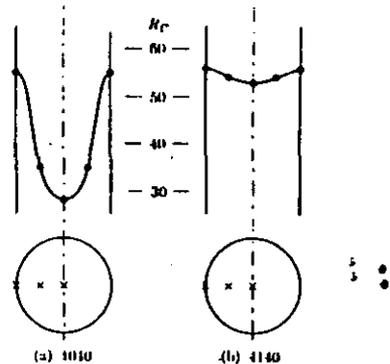


Figura 150 : Gráfica de dureza transversal, según ejemplo del texto

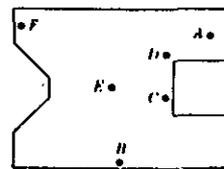


Figura 151 : Dureza contra posición para una barra en V de dos aceros diferentes (ver ejemplo en el texto)

Tabla : Velocidades de enfriamiento a 704°C en barras de acero (diámetro 3 pulg.).

Posición	Templado en Agua agitada	Templado en Aceite agitado.
Superficie	106 ° C / seg.	20.5 ° C / seg.
3/4 radio	25	11.1
1/2 radio	14.4	8.3
1/4 radio	12.2	6.6
Centro	11.1	5.6

Con el empleo de los datos de la fig.149 y una curva de templabilidad, la dureza que pudiera existir en un acero después del templado puede ser calculada. Por ejemplo, el centro de una barra de tres pulgadas templada en aceite tiene una rapidez de enfriamiento de 10°F por segundo. Dado que el centro de esta barra tiene la misma velocidad de enfriamiento como una barra de prueba Jominy del mismo acero a una distancia de una pulgada de la punta templada, la dureza en el centro de la barra será la misma que aquella en el punto a una pulgada de la barra Jominy. Por lo tanto, si la barra es acero 1040 (Fig.147), la dureza del centro será 22 R_C.

La fig. 147 muestra que las siguientes durezas del centro pueden esperarse para barras de los siguientes aceros cuando son enfriados a 5.55°C (= 10°F) por segundo).

SAE	1040	4140	3140	4340	1060 (GS-8)	1060 (GS-2)
R _C	22	47	34	52	23	29

Ejemplo 1

Dos barras redondas con un diámetro de 1.5 pulg. son templados en agua. Sus composiciones corresponden a SAE 1040 y 4140, respectivamente.

Las durezas transversales para los dos aceros se muestran en la tabla siguiente y en la fig. 150.

Posición	Velocidad aproximada de enfriamiento a 705°C	Velocidad de enfriamiento a 705°C	SAE 1040	SAE 4140
Superficie	332 ° C / seg.	315.5 ° C/seg.	55R _C	56H _C
1/2 radio	55.5°C / seg.	37.8 ° C/seg.	35R _C	54R _C
Centro	36 ° C / seg.	18.3 ° C/seg.	28R _C	53R _C

No obstante que las durezas de la superficie de los dos son prácticamente idénticas, la diferencia en su endurecibilidad (templabilidad) produce una dureza en el centro más elevada para el acero SAE 4140. Como se indica, este acero tiene un contenido de aleación más elevado, que hace más lenta la transformación de austenita a ferrita y carburo. Consecuentemente, se puede formar más martensita.

Ejemplo 2

La fig. 151 muestra los puntos en la sección transversal de una forma irregular de barra de acero SAE 3140 en la cual las siguientes durezas fueron obtenidas después de un templeado en aceite. ¿Qué valores de dureza podrán obtenerse para una forma de barra idéntica de acero SAE 1060 (G5-8)?

Punto	SAE 3140 de la figura 147		SAE 1060 (G5-8) de la figura 147	
	Dureza	Velocidad aproximada de enfriamiento a 1300°F (704°C)	Velocidad de enfriamiento a 1300°F	Dureza
A	53 R _C	70°F (38.9°C)/seg.	70°F/seg.	32 R _C
B	52 R _C	60°F (33.2°C)/seg.	60°F/seg.	30 R _C
C	51 R _C	45°F (25.0°C)/seg.	45°F/seg.	28 R _C
D	48 R _C	35°F (19.4°C)/seg.	35°F/seg.	27 R _C
E	47 R _C	30°F (16.6°C)/seg.	30°F/seg.	26 R _C
F	56 R _C	600°F (332°C) / seg.	600°F/seg.	60 R _C

4.3 El revenido del acero.

4.3.1 Generalidades.

El revenido del acero comprende el calentamiento del acero endurecido o a veces normalizado a una temperatura debajo de la crítica o de transformación y enfriándolo a una velocidad conveniente, principalmente para aumentar la ductilidad y la tenacidad.

El acero templado en el estado martensítico es demasiado frágil para la mayoría de las aplicaciones. La formación de la martensita también deja esfuerzos residuales altos en el acero. La finalidad del revenido es producir un alivio de esfuerzos residuales y mejorar la ductilidad y tenacidad del acero. Este aumento en ductilidad es generalmente obtenido con un sacrificio de dureza y resistencia mecánica.

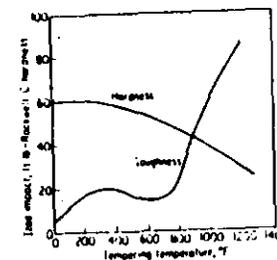


Figura 152 : Variación de la dureza y de la resistencia al impacto de acero 4140 después de un revenido de 1 hora a diferentes temperaturas

Por lo general a lo largo del amplio rango de temperaturas de revenido, hay un decremento en dureza y un mayor aumento en tenacidad, conforme aumenta la temperatura del revenido.

Sin embargo, este último sólo es cierto si se determina la tenacidad por medio de la reducción de área durante un ensayo a la tracción, pero no es el caso si se determina la tenacidad por medio de una prueba de impacto de tipo Charpy o Izod. En realidad, la mayoría de los aceros presenta una reducción de la tenacidad en prueba de impacto cuando se efectúa un revenido entre 400 y 800 °F (equivalente a 200 - 425°C), aunque la pieza pierde simultáneamente dureza y resistencia mecánica. La razón de este comportamiento todavía no se conoce completamente. La figura 152 representa una variación típica de la dureza y de la tenacidad en impacto para acero al carbono o de baja aleación.

El rango de temperaturas de 200 a 425°C representa una zona divisoria entre aquellas aplicaciones que requieren dureza y aquellas que requieren tenacidad. Si la principal propiedad deseada es la dureza o resistencia al desgaste la pieza se reviene a menos de 200°C; si se desea que la principal propiedad sea la tenacidad, la pieza se reviene arriba de 425°C.

La figura 153 representa la variación de las propiedades mecánicas de un acero de baja aleación 4140 en función de la temperatura de revenido.

Como es sabido ya, dependiendo de la velocidad de enfriamiento de la austenita, se obtienen diferentes microestructuras con diferentes propiedades que varían en dureza y resistencia en la siguiente forma: perlita burda Rc 15, perlita media Rc 30, perlita fina Rc 40, bainita Rc 40-60, con velocidades de enfriamiento aproximadas de 1°F/seg., 20°F/seg., 60°F/seg., o un temple rápido o bien la martensita (con una dureza de Rc 64) que se obtiene con velocidades de enfriamiento de 250°F/seg. en el temple para un acero eutectoide.

La martensita como se ha definido previamente, es una solución sólida supersaturada de carbono atrapado en una estructura tetragonal a cuer

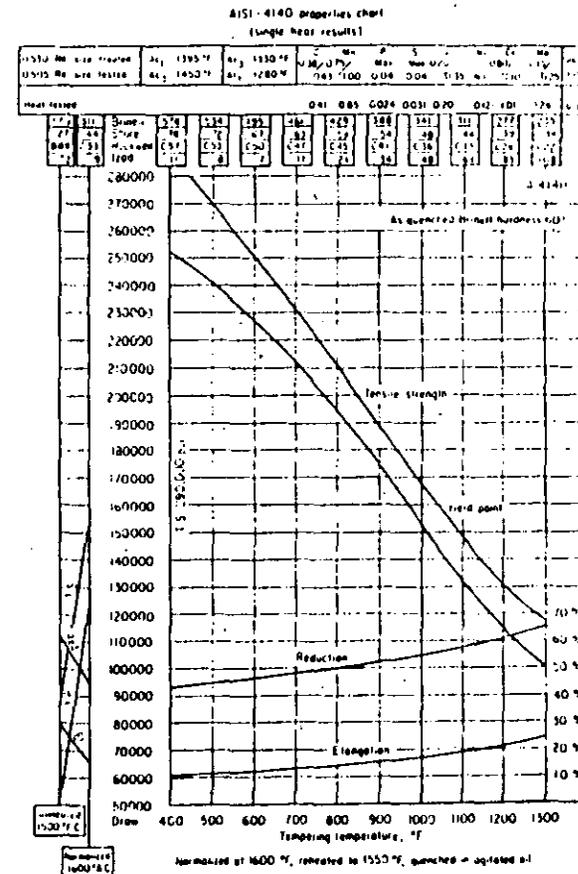


Figura 153 : Propiedades mecánicas de un acero 4140 después de templado en aceite y revenido a diferentes temperaturas

po centrado. Esta es una condición metaestable, y mientras se aplica energía mediante el revenido, el carbono se precipitará como carburo y el hierro se hará cúbico a cuerpo centrado. Habrá difusión y formación del carburo conforme se aumente la temperatura de revenido.

Cuando se calienta acero al carbono en el rango de 38 a 204°C, la estructura se hace negra y es a veces conocida como martensita negra. La martensita original en la condición de temple está empezando a perder su estructura cristalina tetragonal mediante la formación de un "carburo de transición" hexagonal compacto (carburo epsilon) y martensita de bajo carbono. Los estudios de rayos X, fig.154 muestran el decremento en la razón a/c conforme el carbono de la martensita se precipita formando carburo elipson.

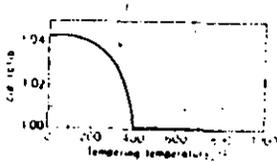


Figura 154 : Relación axial c/a de la martensita en función de la temperatura de revenido. Con c/a = 1.00, la martensita se descompuso en ferrita y una fase de carburo (ver texto)

La precipitación del carburo de transición puede causar un ligero aumento en dureza, particularmente en aceros de alto contenido de carbono. El acero tiene alta resistencia, alta dureza, baja ductilidad, y baja tenacidad, y muchos de los esfuerzos residuales son aliviados.

Calentando en el rango de 232 a 400°C cambia el carburo epsilon a cementita ortorrómbica (Fe_3C), la martensita de bajo carbono se hace ferrita cúbica a cuerpo centrado, y cualquier austenita retenida se transforma en bainita. Los carburos son demasiado pequeños para ser resueltos mediante el microscopio óptico, y la estructura entera se colora rápidamente en una masa negra llamada troostita. Mientras que la resistencia ha bajado, es aún muy alta, más de 200,000 psi. (140 Kg/mm^2). La ductilidad ha aumentado ligeramente, pero la tenacidad es aún baja. La dureza ha decrecido a entre Rockwell C 40 y 60 dependiendo de la temperatura de revenido.

El revenido en el rango de 400 a 650°C continúa el crecimiento de partículas de cementita. Esta unión de las partículas de carburo permite que se pueda ver más de la matriz ferrítica, causando que la muestra se colore más claramente que el producto que se obtiene a menor temperatura. Las propiedades mecánicas en este rango son: resistencia a la tensión - - - - 125,000-200,00 psi ($88 \text{ a } 140 \text{ Kg/mm}^2$), elongación 10-20 por ciento en 2 pulg. - dureza Rockwell C 20-40. Lo más significativo es el aumento rápido en tenacidad, como se muestra en la fig.152.

Calentando en el rango desde 650 a 720°C produce partículas de cementita globular grandes. Esta estructura es muy suave y tenaz y es similar a la estructura de la cementita esferoidizada obtenida directamente de la austenita mediante el recocido de esferoidización. (Ver representación gráfica de estas transformaciones en la figura 155).

4.3.2 Variables principales.

La microestructura y propiedades mecánicas del acero revenido dependen de la temperatura y duración del revenido; las partículas de carburo se hacen progresivamente mayores y menos en número conforme la temperatura y el tiempo aumenta; este cambio de microestructura tiene generalmente como resultado una menor resistencia y dureza pero una mayor ductilidad y tenacidad.

Bajo ciertas condiciones, la dureza puede permanecer ya sea inafectada por el revenido o aún aumentada como un resultado de ella. Por ejemplo, reviniendo un acero endurecido a temperaturas de revenido muy bajas puede no producir ningún cambio en la dureza pero puede lograr un aumento deseado en la resistencia a la cedencia. Además, aquellos aceros aleados que contienen varios porcentajes de uno o mas de los fuertes elementos formadores de carburo (cromo, molibdeno, vanadio y tungsteno) son capaces de un "endurecimiento secundario", esto es, estos aceros se pueden hacer más duros como resultado del revenido. (Fig. 156 y 158).

La temperatura y el revenido son variables interdependientes en el proceso de revenido. Dentro de los límites, bajando la temperatura y aumentando el tiempo pueden generalmente producir el mismo resultado que aumentando la temperatura y disminuyendo el tiempo.

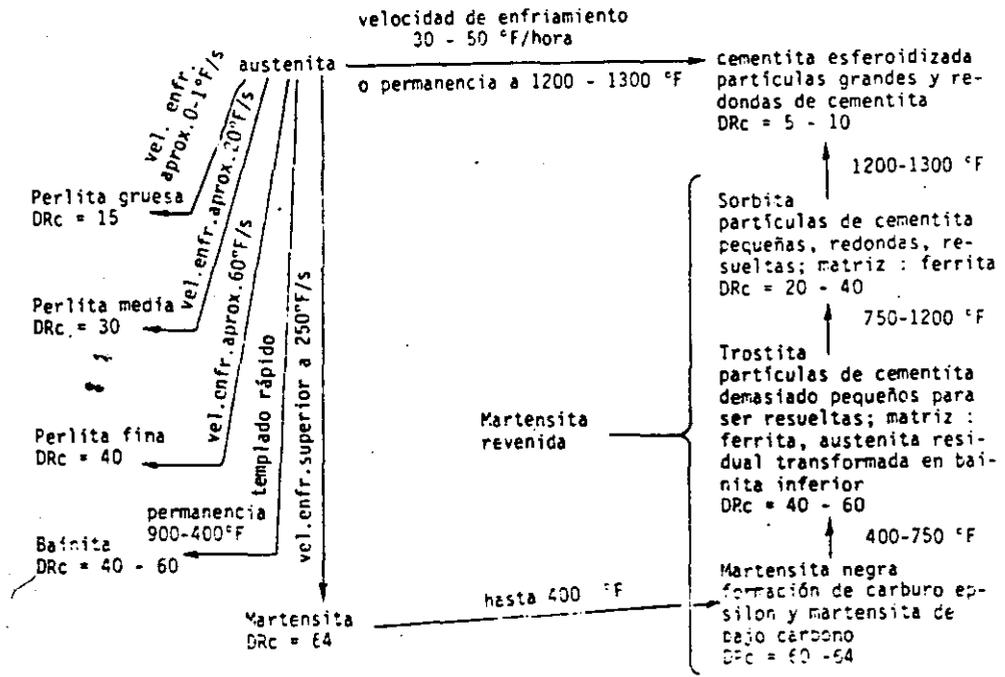


Figura 155 : Productos de transformación de la austenita y de la martensita para un acero eutectoide

Figura 159 : Efecto del revenido sobre la dureza de la capa carburizada de acero al carbono

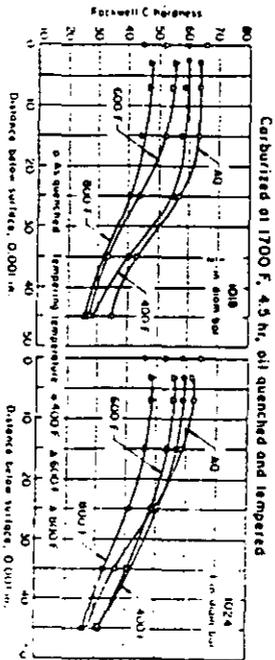


Figura 158 : Efecto de la temperatura de revenido y del tiempo sobre la dureza de un acero rápido M2 (comp. : C=0.85, Mn=6.0, Mo=5.0, Cr=4.0, V=1.0)

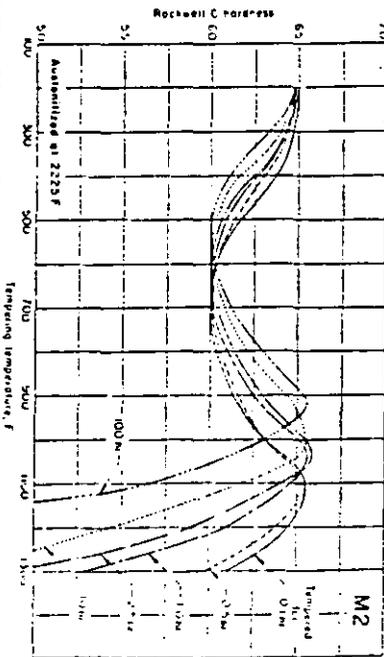
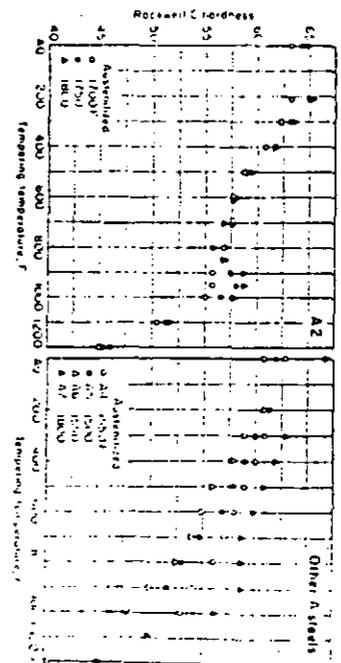


Figura 156 : Efecto de la temperatura de revenido sobre la dureza de aceros de media aleación templables al aire (comp. A2 : C=1.0, Mo=1.0, Cr=5.0;)



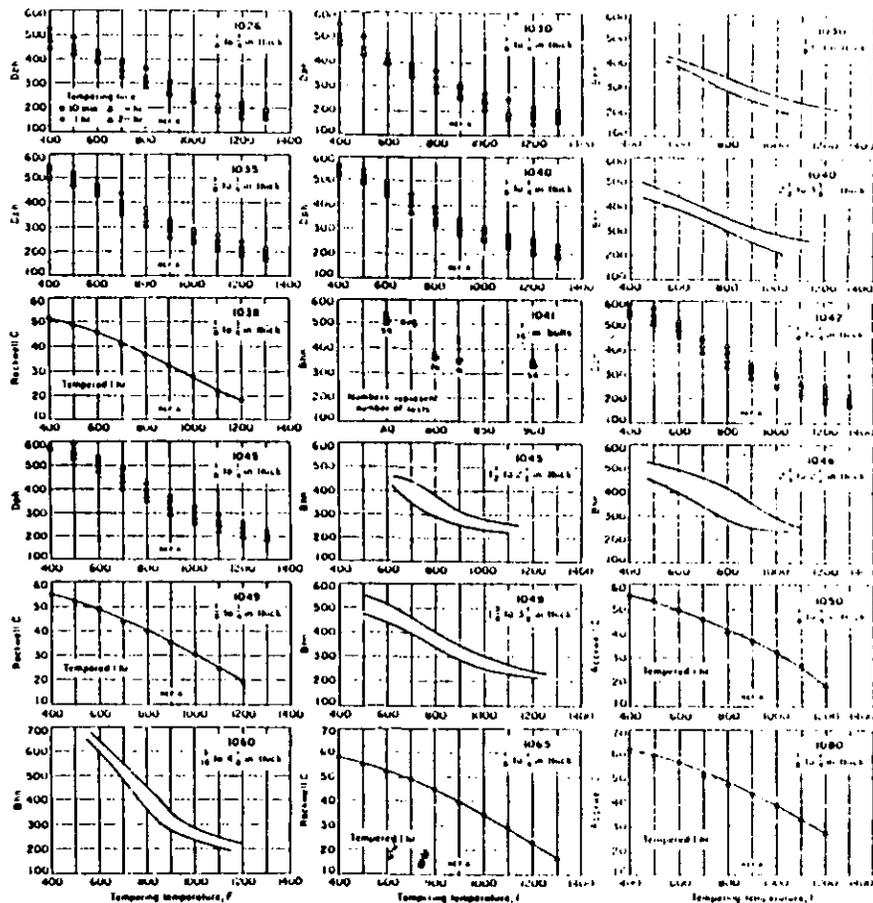


Figura 157 : Influencia de la temperatura de revenidosobre la dureza de acero al carbono templado, para cuatro tiempos de revenido, según símbolos de la gráfica superior izquierda

La figura 160 representa el efecto del tiempo sobre el ablandamiento de un acero eutectoide para cuatro temperaturas de revenido. Nótese que la mayor parte del ablandamiento ocurre durante los primeros minutos y que solo se reduce ligeramente la dureza cuando aumenta el tiempo de revenido de, por ejemplo, 1 hora a 5 horas.

Es importante realizar, que cuando se efectúan mediciones de tenacidad con el fin de comparar diferentes tipos de acero, las comparaciones deben hacerse la misma dureza o nivel de resistencia y a la misma temperatura de prueba.

Cuando se requiere un acero con resistencia mediana a la tensión, uno podría preguntarse porqué es necesario formar primero una estructura totalmente martensítica y luego reducir sustancialmente su resistencia por medio de un revenido, mientras se puede obtener la misma resistencia a la tracción, con menos problemas de templeo, por medio de mezclas de martensita y bainita o martensita y perlita.

Veamos el ejemplo siguiente: unas muestras de acero de baja aleación y medio carbono se trataron térmicamente según tres procesos diferentes.

- Templeo a martensita.
- Transformación isotérmica parcial a bainita y templeo para formar una mezcla de bainita y martensita, y
- Transformación isotérmica parcial a ferrita y perlita y templeo, resultando una estructura mezclada de perlita y martensita.

Luego las tres muestras se revinieron a la misma resistencia de 125,000 psi y se ensayaron. El material que era 100% martensítico antes del revenido presentó el mayor límite elástico, la mayor ductilidad, la mayor resistencia a la fatiga y la mayor tenacidad. La figura 161 representa la resistencia al impacto en función de la temperatura para las tres estructuras. Estas curvas dan la temperatura de transición entre la fractura frágil y dúctil del material e indican claramente que la estructura con 100% martensita revenida presenta la mayor tenacidad a temperatura ambiente y superior, pero sobre todo una temperatura de transición muy baja, lo que representa una alta ductilidad hasta baja temperatura.

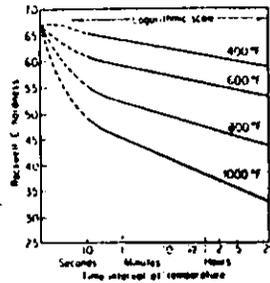


Figura 160 : Efecto del intervalo de tiempo a cuatro diferentes temperaturas de revenido sobre el ablandamiento de un acero al carbono templado con 0.82 % C

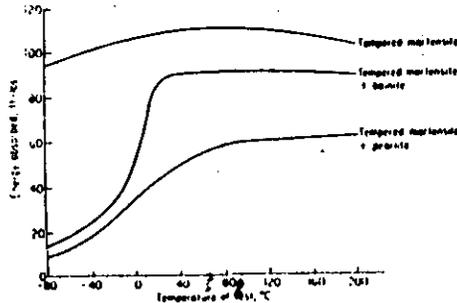


Figura 161 : Variación de la tenacidad en prueba de impacto con la temperatura de ensayo para tres estructuras templadas y revenidas a la misma resistencia a la tracción de 125,000 psi

4.3.3 Aceros al carbono.

La capacidad de revenido de los aceros al carbono decrece con un aumento en el contenido de carbono. Esto se demuestra en la fig. 157 que presenta datos de dureza para 12 aceros al carbono que fueron revenidos a temperaturas variando desde 204 a 704°C y tiempos variando de 10 min a 24 hr. Los datos fueron obtenidos en especímenes lo suficientemente pequeños en sección (1/8 a 1/4 pulg.) para asegurar virtualmente una transformación completa en martensita durante el temple; los valores no reflejan la extensión de dureza que se puede obtener para cada grado como resultado de variaciones de composición, de calentamiento en calentamiento.

Los datos adicionales de revenido dados en la fig. 157 para los aceros 1030, 1040, 1045, 1046, 1049 y 1060 indican la extensión de dureza para el rango de tamaños de sección anotados en cada carta.

4.3.4 Aceros aleados.

La función principal de los elementos de aleación en el acero es la de aumentar la templabilidad. En el revenido, el efecto de los elementos de aleación es retardar la velocidad para suavizarse. Por lo tanto, los aceros aleados requieren de mayores temperaturas de revenido que los aceros al carbono para alcanzar una dureza dada en un tiempo dado.

Las características de revenido de seis aceros bajo aleados austenitizados y templados son dados en la fig. 162.

4.3.5 Efecto de la Microestructura Previa.

Las piezas de acero como son templadas en producción son raramente enteramente martensíticas. Frecuentemente, únicamente un 50 a 90% de martensita está presente en el centro de la sección, y en algunas ocasiones -- la estructura central puede ser principalmente bainita y perlita. Para un diseño racional de tales piezas y como una ayuda en el tratamiento térmico de ellas, es importante conocer la capacidad de revenido de otras estructuras ade-

más de la martensita.

Idealmente esta información debería de proveerse para todas las estructuras encontradas en las barras de la prueba Jominy de los aceros estándar.

La figura 163 muestra los resultados obtenidos después del revenido de barras de templabilidad de una sola colada de acero 4063 durante 1 hora a "temperaturas diferentes". La figura 164 muestra el efecto de la temperatura de revenido para aceros al carbono-molibdeno con estructuras iniciales y durezas totales diferentes. La figura 165 ilustra el efecto del tiempo de revenido para una serie de acero diferentes en su contenido en carbono pero con estructura principalmente martensítica.

4.3.6 Equipo para el Revenido.

El acero es generalmente revenido en un horno de aire, o baños de sales. También se utilizan baños de metales fundidos, baños de aceite, así como unidades calentadas por flama o por inducción. Los hornos de aire que se utilizan con mayor amplitud son los hornos de convección de recirculación o circulación forzada ya sean de carga (de pozo u horizontales) o continuos.

Los hornos de baños de sales pueden emplearse para revenir a temperaturas de 160°C y mayores. La convección natural en el baño promueve la uniformidad en temperatura de la pieza de trabajo.

Toda la humedad debe ser removida de las piezas antes de ser puestas en el baño de sal, debido a que la sal fundida reacciona violentamente con la humedad. Si se introducen en el baño piezas sucias o con aceite, la sal se contaminará y requerirá de una rectificación más frecuente.

Todas las piezas revenidas en sal deben limpiarse rápidamente después de ser removidas después del baño, debido a que cualquier sal que se adhiera a ellas es higroscópica y puede provocar una corrosión muy severa. Las piezas con agujeros muy pequeños de los cuales pueda resultar difícil limpiar la sal no deben ser revenidas en sal.

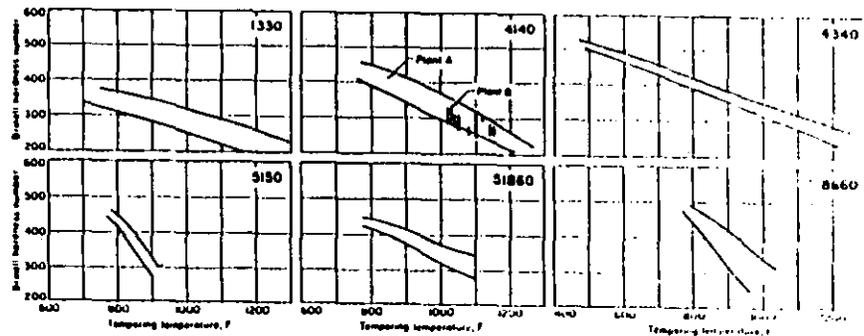


Figura 162 : Rangos de dureza superficial después de revenido para aceros aleados templados en aceite desde 1550 °F (1600 °F para 1330).

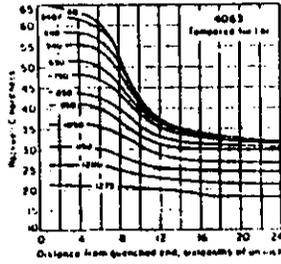


Figura 163 : Variación de la dureza en muestra de templabilidad según Jominy después de diferentes revenidos

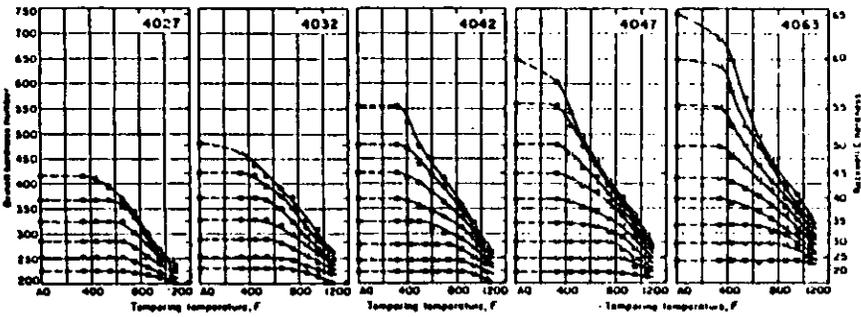


Figura 164 : Efecto de la temperatura de revenido sobre aceros al carbono-molibdeno con diferentes microestructuras previas y dureza de templado (AQ)

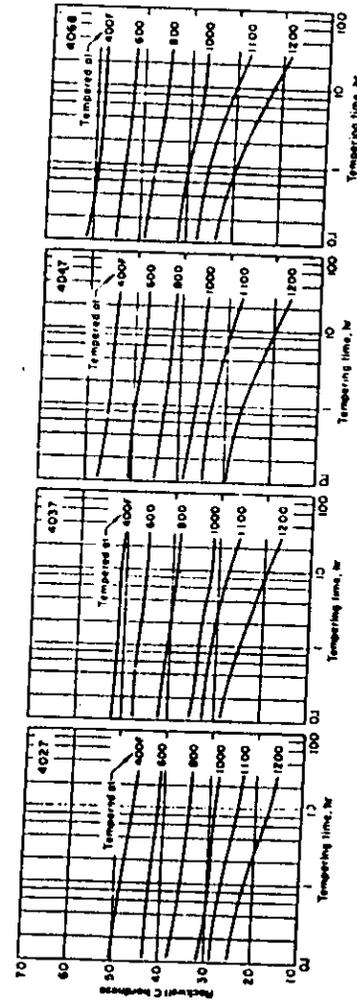


Figura 165 : Efecto de la duración de revenido a seis temperaturas de revenido sobre la dureza de aceros al carbono-molibdeno con diferentes contenidos en carbono pero con estructura martensítica previa

Estos suelen emplearse hasta temperaturas de 204°C. Para temperaturas mayores se recomienda el uso de baños de sales. Siempre teniendo en cuenta la temperatura a la cual se incendia el aceite.

Baños de metales fundidos.

Para el revenido han sido ampliamente substituidos por los baños de sales. Cuando se emplean, un baño de metal fundido está compuesto de plomo puro comercial, que se funde a 327°C y ha probado ser el más conveniente de todos los metales y aleaciones. Aunque para aplicaciones especiales, se han utilizado aleaciones con base de plomo teniendo puntos de fusión menores.

El plomo se oxida fácilmente. Aunque el plomo no se adhiere al acero limpio, la adherencia de óxido a las superficies de acero es un problema, especialmente a altas temperaturas de revenido. Dentro del rango de temperatura generalmente empleado, una capa de sal fundida protegerá la superficie del baño de plomo, y la pieza será limpiada con facilidad. Arriba de los 480°C se puede usar un material granulado de carbono como cubierta protectora.

Debido a su alta conductividad térmica, el plomo es útil para un calentamiento local rápido o un revenido selectivo.

Debido al alto peso específico del plomo, las piezas revenidas en un baño de plomo flotarán a menos que se utilicen accesorios especiales.

Otras formas.

Otros métodos utilizados para el revenido del acero son por inducción y por flama.

4.3.7 Revenidos especiales.

Revenido Selectivo.

Los baños de plomo o el revenido por flama pueden resultar útiles para el revenido selectivo.

Revenido Múltiple.

El revenido múltiple se usa principalmente para:

a) Alivio de esfuerzos provenientes del templeado o enderezamiento de las piezas en piezas irregulares de aceros al carbono y aleados y por lo tanto disminuir la distorsión

b) Eliminar la austenita retenida y mejorar la estabilidad dimensional en piezas como componentes de cojinetes y bloques calibradores.

c) Para mejorar la resistencia a la cedencia y al impacto sin disminuir la dureza.

Revenido Pronto.

Debido a sus contenidos de carbono o aleaciones, es probable que algunos aceros se agrieten si se permite que se enfríen hasta la temperatura ambiente durante o inmediatamente después de la operación de revenido. Esta susceptibilidad se verá acentuada con cambios bruscos de sección, esquinas agudas, agujeros y muescas.

Por ello, estos aceros deben removerse del medio de temple y puestos en el horno de revenido mientras están en el rango de temperatura de 93 a 150°C.

Algunos de los aceros que se sabe son susceptibles a este tipo de agrietamiento son 1060, 1090, 1340, 4063, 4150, 4340, 52100, 6150, 8650 y 9850.

Otros aceros menos susceptibles son: 1040, 1050, 1137, 1144, 4047, 4132, 4640, 8632. Algunos aceros como 1020, 1038, 1132, 4130, 5130 y 8630, no son sensibles; en general, esto es cierto para aceros al carbono con teniéndolo no más de 0.40% de C y para aceros aleados con teniéndolo no más de 0.35% de C.

4.3.8 Fragilidad del Revenido.

En el revenido de aceros al carbono y muchos aceros de baja

aleación a temperaturas de revenido específicas bajas, hay un aumento gradual en elongación a la ruptura conforme se aumenta la temperatura de revenido hasta cerca de 20°C. Sin embargo, en un revenido en la vecindad de 260 a 315 -- frecuentemente resulta en una tenacidad en prueba de impacto menor que para el acero no revenido. Se ha encontrado que el mismo rango de temperatura de revenido tiene un efecto adverso sobre la capacidad del acero de fluir en el corte durante una prueba de torsión. Temperaturas de revenido mayores generalmente aumentan la resistencia al impacto a valores mucho más altos.

Otra forma de resistencia al impacto decreciente se desarrolla particularmente en aceros de endurecimiento profundo (templables) al crononíquel, en el curso de enfriamiento desde la operación de revenido. Este fenómeno se manifiesta después de un enfriamiento lento desde temperaturas de revenido de 590°C o mayores, o después del revenido en el rango de temperatura entre 450 y 490°C. Un acero susceptible a este tipo de fragilidad puede -- perder mucho de su plasticidad, como se indica por una prueba de impacto durante el enfriamiento lento desde una temperatura de revenido de 620°C, aunque -- el mismo acero tendrá una tenacidad satisfactoria si es templado desde la misma temperatura de revenido. Por lo tanto, el procedimiento para templar desde la temperatura de revenido es una práctica común para evitar una tenacidad decreciente. Si aceros que son susceptibles a la fragilidad de revenido se revienen de 450 a 590°C, un templado desde la temperatura de revenido no restaurará la tenacidad.

El efecto del templado directo y el enfriamiento lento desde la temperatura de revenido sobre la resistencia al impacto de un acero 5140 se -- muestra en la figura

4.3.9 Templado desde la Temperatura de Revenido.

Como se hizo notar en la sección anterior, los aceros susceptibles a la fragilidad de revenido que se revienen arriba 590°C deben templarse desde la temperatura de revenido.

Tales piezas deben templarse inmediatamente después de ser removidas del horno. Existen otros dos tipos de trabajo que son comúnmente templados desde la temperatura de revenido, por las siguientes razones:

1) Para proveer una superficie mejorada.

2) Para enfriar piezas para un manejo inmediato o para remover la sal. Las piezas revenidas en sal fundida son comúnmente templadas en agua como una ayuda para remover la sal. Luego de que las piezas se templan requieren de una limpieza y enjuague adicional para evitar la oxidación.

Para el temple de piezas revenidas se utilizan generalmente agua o mezclas de agua. No se requiere de un control de temperatura cuando el volumen de trabajo mantiene al medio de temple caliente.

4.4 El templado superficial

4.4.1 Endurecimiento por inducción.

4.4.1.1 Generalidades.

Es posible generar el calor necesario para el templado o revenido de piezas de acero a través de la inducción electromagnética. Cualquier conductor eléctrico puede ser calentado por inducción electromagnética: cuando una corriente eléctrica alterna pasa por una bobina, se induce un campo magnético de alta concentración y alternando rápidamente, cuya intensidad depende primordialmente de la magnitud de la corriente en la bobina.

Este campo magnético a su vez induce un potencial eléctrico en la pieza a calentar, el cual produce una corriente eléctrica, ya que la pieza representa realmente un corto circuito, y se calienta el material debido a la resistencia eléctrica y a las pérdidas de tipo I^2R .

El patrón de calentamiento obtenido por medio de la inducción está determinado por:

- La forma de la bobina inductora del campo magnético
- El número de vueltas de la bobina,
- La frecuencia de operación y
- La potencia de entrada de la corriente alterna.

La figura 166 da 4 ejemplos de los campos magnéticos y corrientes inducidas producidas por algunas bobinas de inducción.

La velocidad de calentamiento obtenida por medio de bobinas de inducción depende de la intensidad del campo magnético al cual está expuesta la pieza de trabajo. En esta, la velocidad de calentamiento es una función de las corrientes inducidas y de la resistencia del material. En general, se

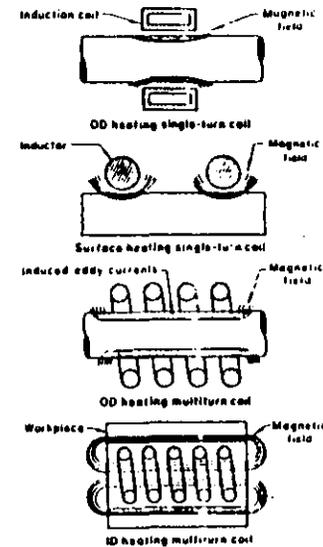


Figura 166 : Campos magnéticos y corrientes inducidas producidas por varias bobinas de inducción

utiliza corriente de alta frecuencia para endurecimiento con poca profundidad y frecuencias bajas o intermedias para aplicaciones en las cuales se requiere mayor profundidad de temple.

La mayoría de las aplicaciones de endurecimiento superficial por inducción requiere una potencia relativamente alta y ciclos de calentamiento cortos para restringir el calentamiento al área superficial.

4.4.1.2 Aplicaciones.

Las principales ventajas metalúrgicas que pueden ser obtenidas por medio del tratamiento mencionado incluyen:

- Mayor resistencia al desgaste
- Mayor resistencia a la fatiga (esfuerzos cíclicos).

4.4.1.2.1 Endurecimiento para resistencia al desgaste.

Una ligera profundidad de endurecimiento, en el rango de - - 0.010 a 0.060 pulg. procure una zona con buena resistencia al desgaste en aplicaciones con carga ligera hasta moderada.

Para lograr este endurecimiento de profundidad reducida, el calentamiento tiene que limitarse a la profundidad deseada utilizando equipo en el rango de 10 Kc (10 kilociclos por segundo) a 2 mc (megaciclos = 10^6 ciclos).

Sin embargo, en los aceros de carga pesada o de tipo impacto, hay que aumentar la profundidad de endurecimiento de 0.06 a 0.250 pulgada para lograr un soporte adecuado y resistencia al desgaste. Para obtener estas profundidades se recomienda un rango de frecuencia de 1 a 10 Kc.

4.4.1.2.2 Endurecimiento para aumentar la resistencia a la fatiga.

El endurecimiento superficial por inducción hasta profundi-

dades de 1/8 a 1/2 pulg. de barras y ejes aumentó mucho su resistencia a la fatiga en flexión y torsión. Además, este proceso permitió en algunas aplicaciones reducir el costo gracias a la sustitución por acero al carbono de aceros de alta templabilidad.

Barras y ejes largos pasan usualmente a través de una bobina de inducción y son templados por medio de un calentamiento y templado progresivo. En general, estas piezas se ponen en rotación para obtener resultados más uniformes durante el procedimiento. Se recomiendan en general un equipo con un rango de frecuencia de 1 a 10 kc.

Cuando algunos ejes u otras partes tienen áreas con esfuerzos críticos, es posible llevar a cabo un endurecimiento selectivo por inducción para aumentar las propiedades de fatiga en flexión y torsión. En función de la aplicación específica del endurecimiento deseado, se usan rangos de frecuencia de 3 a 450 kc.

4.4.1.3 Selección de las variables del proceso

4.4.1.3.1. Selección de la frecuencia.

La distribución de la corriente inducida en una pieza es máxima en la superficie y disminuye rápidamente en el interior. La penetración efectiva de la corriente aumenta con una reducción de la frecuencia. Además, la distribución de la corriente inducida depende de las características magnéticas y eléctricas de la pieza a calentar, y como estas propiedades se modifican con la temperatura, la distribución de corriente varía durante el calentamiento.

Ya que el calor difunde rápidamente hacia el interior de la pieza por conducción térmica desde que la superficie se calienta, la profundidad efectiva de calentamiento está determinada por la duración del calentamiento, la densidad de potencia (o sea Kw/pulg.² de superficie expuesta al inductor) y desde luego por la frecuencia. Se logra la menor profundidad de calentamiento por medio de máxima densidad de potencia, mínima duración del calentamiento y alta frecuencia.

El rango de frecuencias usuales en la industria varía de - - - 10,000 a 50,000 Hz. La tabla siguiente muestra el efecto de la frecuencia -- sobre la profundidad de endurecimiento; como se mencionó en el párrafo anterior

es posible lograr mayor profundidad de endurecimiento a la misma frecuencia aumentando el tiempo de calentamiento.

Tabla: Efecto de la frecuencia sobre la Profundidad de Endurecimiento por Inducción.

Frecuencia (Hz.)	Profundidad teórica de penetración de la energía eléctrica (plg.)	Profundidad práctica de endurecimiento (plg.).
1,000	0.059	0.180 a 0.350
3,000	0.035	0.150 a 0.200
10,000	0.020	0.100 a 0.150
120,000	0.006	0.060 a 0.100
500,000	0.003	0.040 a 0.080
1,000,000	0.002	0.010 a 0.030

En los procesos discontinuos, se controla generalmente la temperatura a través del tiempo del ciclo, el cual se automatiza fácilmente. En procesos continuos, la velocidad de desplazamiento de la pieza a través de la bobina se ajusta para obtener la temperatura deseada. Debido a que estos métodos de control de temperatura son indirectos, las condiciones que producen la profundidad de endurecimiento deseada se determinan en general por experimento. Es posible utilizar un pirómetro de radiación para determinar y controlar la temperatura real de pieza, para mejorar la uniformidad del endurecimiento. Es importante templar la pieza rápidamente después de que se haya establecido la temperatura deseada.

4.4.1.3.2 Selección del diseño de la bobina

El éxito de muchas aplicaciones del endurecimiento por inducción depende de la selección y del diseño del inductor o bobina de trabajo apropiado. Existen muchos factores de influencia sobre el inductor: dimensión y configuración de la pieza a calentar, patrón de distribución de calor deseado, si la pieza se calienta en toda su longitud de una vez o progresivamente, número de elementos a calentar al mismo tiempo, cantidad de potencia disponible, etc.

La intensidad del campo magnético dentro del inductor es el factor básico que determina la velocidad de calentamiento. Por eso, con el fin de lograr las máximas velocidades de calentamiento, se diseñan inductores que pueden llevar un máximo flujo de corriente y un acercamiento máximo entre pieza e inductor.

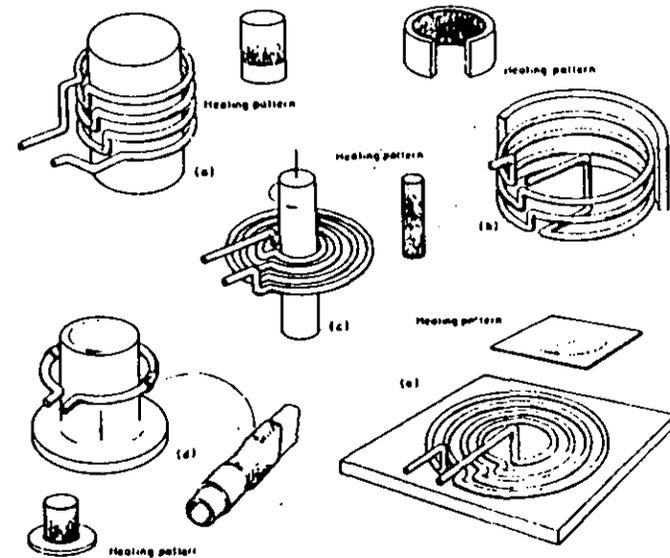


Figura 167 : Bobinas típicas de trabajo para unidades de alta frecuencia

Existen cinco tipos de diseño básico para bobinas de inducción de alta frecuencia (mas de 200 KHz), los cuales se representan en la figura 167.

- Solenoide simple para calentamiento externo (a)
- Bobina para calentamiento interno (b)
- Bobina tipo "pastel" para producir alta densidad de corriente en una zona delgada para aplicaciones de barrido (scanning) (c).
- Bobina de una sola vuelta para calentamiento por barrido de una superficie en rotación (d)
- Bobina tipo "sartén" para calentamiento local (e).

Las bobinas del primer tipo (solenoides) para calentamiento externo y son las más efectivas y hay que darles preferencia cuando posible. Las bobinas se hacen con tubo de cobre comercial con una sección suficiente para permitir el flujo de agua de refrigeración.

4.4.1.3.3 Selección del medio de enfriamiento y de su aplicación.

En la mayoría de las aplicaciones del endurecimiento por inducción se utiliza agua como medio de enfriamiento. En algunos casos se usa aceite, aceite soluble, aire comprimido, etc. ...

La figura 168 representa esquemáticamente ocho dispositivos básicos para el endurecimiento por inducción, los cuales se explican brevemente a continuación.

- a. bobina de calentamiento; la pieza se retira manualmente de la bobina para templarla en un tanque con medio de templado; se usa cuando la producción limitada no justifica un equipo automatizado;
- b. bobina con función de calentamiento y templado simultáneamente;
- c. Bobina con elementos calentados y elementos enfriados: después de calentar con el anillo superior, el anillo inferior de templado se -- deslaza y efectua el enfriamiento; método aplicable por barrido;

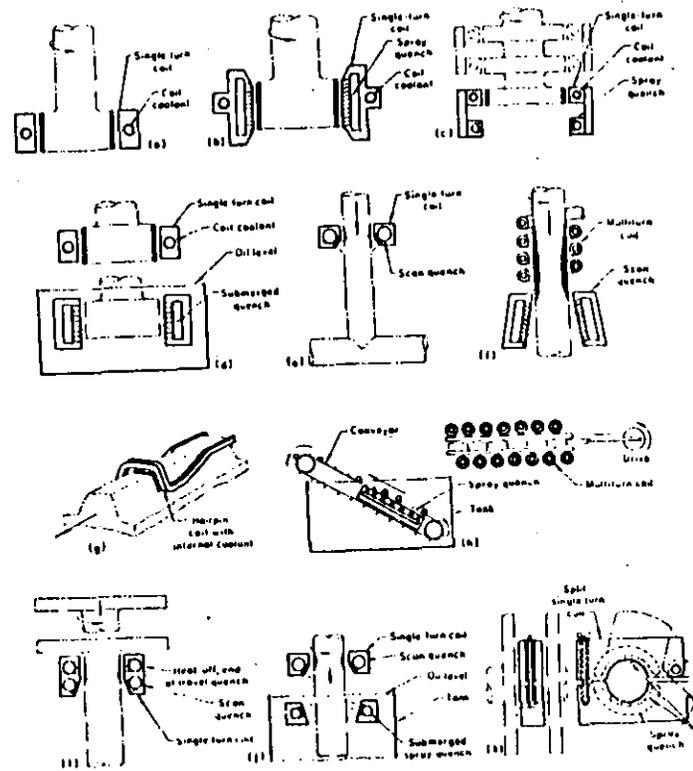


Figura 168 : Once arreglos básicos para el templado por inducción (explicaciones en el texto)

d. Calentamiento por bobina, luego la pieza baja hidráulicamente al tanque de templado, en el cual el medio de templado se agita con hélice o rocfo;

e. Inductor de barrido horizontal o vertical con sistema de rocfo integrado de una sola vuelta, utilizado para endurecimiento poco profundo;

f. Inductor de barrido horizontal o vertical con bobina de varias vueltas y anillo templador separado, con varias hileras de agujeros, utilizado para endurecimiento profundo o hasta el corazón;

g. Bobina de una sola vuelta, barriendo y calentando la pieza; templado propio o con aire comprimido; se usa en aplicaciones especiales con aceros de alta templabilidad;

h. Sistema automático con transporte horizontal de las piezas a través de bobinas de calentamiento, luego templado por inmersión en tanque con medio de temple agitado por rocfo;

i. Barrido vertical con inductor de una vuelta en combinación con templado dual integrado: un anillo de templado para endurecimiento por barrido y un segundo anillo (figura) para templado estacionario cuando termina el barrido; se usa para piezas con un diámetro local (p. ej. brida) demasiado largo para pasar a través del inductor, pero que necesitan templado hasta la zona más ancha;

j. Inductor de simple vuelta para barrido vertical con templador integral por rocfo sumergido en tanque;

k. Inductor partido y templador partido en forma de anillo, usado para el endurecimiento de la superficie de cigueñales en contacto con los cojinetes.

El templado con rocfo de agua se aplica con éxito para la mayoría de las aplicaciones con acero al carbono y acero estructural de baja aleación. Se utiliza aceite para aceros de mayor templabilidad y para piezas con

sección variable cuando se temen problemas de agrietamiento y distorsión. A veces se utiliza aire comprimido, el cual se inyecta a través de los anillos templadores de la figura

4.4.1.4 Selección del acero para endurecimiento por inducción

La selección del acero se basa en la totalidad de los procesos de fabricación así como en las exigencias del material en servicio. Debido a la interdependencia de los factores de producción e ingenieriles, la selección final está determinada pocas veces por una sola variable.

Para una discusión completa nos referimos al capítulo II de la monografía sobre "endurecimiento y revenido por inducción" de la American Society for Metals. La microestructura del material antes de endurecer es también de suma importancia para el buen desarrollo del proceso de endurecimiento por inducción: las estructuras obtenidas después de un templado y revenido contienen carburos finos y en dispersión uniforme, lo que permite una buena austenitización, y, en consecuencia, se logra una profundidad mínima de endurecimiento con máxima dureza superficial utilizando velocidades de calentamiento muy altas. Las estructuras "perlita-ferrita" típicas de aceros normalizados, laminados en caliente y recocidos, con un contenido de carbono entre 0.40 y 0.50% también se comportan satisfactoriamente durante un tratamiento de endurecimiento por inducción.

Para mayor información práctica referente al endurecimiento por inducción, nos referimos al Volumen II del "Metals Handbook", editado por la American Society for Metals.

4.4.2 Endurecimiento por flama.

El endurecimiento por flama es un tratamiento térmico en el cual la superficie de una aleación ferrosa templable es calentada rápidamente arriba de la temperatura de transformación mediante la incidencia directa de una flama de alta temperatura y luego enfriada a una velocidad determinada para obtener la dureza y otras propiedades deseadas. La flama de alta temperatura se obtiene por la combustión de una mezcla de gas combustible con oxígeno o aire. Mediante este procedimiento se pueden obtener profundidades de

endurecimiento desde cerca de 1/32" a 1/4" o más, dependiendo de los combustibles usados, del diseño del soplete, de la duración del calentamiento, de la templabilidad del material de trabajo, del medio de temple y del método de temple utilizado.

4.4.2.1 Aplicaciones.

El endurecimiento por flama se aplica a una amplia diversidad de piezas de trabajo y de materiales ferrosos en los cuales se pueden obtener las propiedades mecánicas requeridas por endurecimiento selectivo o local, por una o más de las siguientes razones:

1. Las piezas son tan grandes que los hornos convencionales para calentamiento y templado son poco prácticos y no son costeables. Engranajes grandes, troqueles y cilindros grandes, son ejemplos típicos de este caso.

2. Se requiere de un tratamiento térmico únicamente en un pequeño segmento, sección o área de la pieza o un tratamiento térmico de toda la pieza sería perjudicial para su funcionamiento. Ejemplos típicos de esto son: extremos de vástagos de válvulas, las superficies de levas y palancas.

3. La exactitud dimensional de una pieza determinada es impráctica o difícil de obtener o controlar por medio de un calentamiento en horno y templado. Un ejemplo típico de ello lo constituye un engrane grande de diseño complejo, para lo cual el endurecimiento por flama de los dientes no alteraría las dimensiones del engrane.

4. El endurecimiento por flama permite construir una pieza de un material menos costoso, teniendo como resultado un ahorro de costo total - en comparación con otros métodos, técnicamente aceptables. Un ejemplo típico de ello lo puede constituir una pieza carburizada de un acero aleado de bajo contenido de carbono que puede ser sustituida con menor costo por un acero al carbono endurecido por flama.

4.2.2.2 Métodos para el endurecimiento por flama.

La versatilidad del equipo para endurecimiento por flama y el amplio rango de condiciones de calentamiento obtenibles con quemadores de gas

permiten una variedad de métodos para el endurecimiento por flama, de los cuales los principales son:

- de punto o estacionaria,
- progresivo,
- giratorio
- combinación de progresivo y giratorio.

En el primer método se utilizan flamas colocadas adecuadamente para calentar solamente áreas locales seleccionadas, templándolas posteriormente. (fig. 169). Este método se presta a automatización:

En el método progresivo, el soplete viaja longitudinalmente - para calentar la pieza y permite así calentar piezas con dimensiones considerables (Ver. p.ej. figura 170).

La velocidad con que el soplete debe viajar sobre la superficie está regido principalmente por la capacidad de calentamiento de la cabeza, la profundidad de endurecimiento requerida, la composición y forma del trabajo, y el tipo de temple empleado. Velocidades de 2 a 12 pulg. por minuto son típicas con sopletes de oxiacetileno.

A veces se combinan el método progresivo con el giratorio - (fig.): mientras se hace girar la pieza, el anillo que contiene los sopletes va caminando progresivamente a lo largo de la pieza de manera conveniente. Este método es especialmente útil para flechas o cilindros. Conforme avanza el anillo y la pieza es calentada actúa inmediatamente un sistema de temple por medio de rocío y dentro del mismo anillo.

4.4.2.3 Gases combustibles

Se utilizan varios gases combustibles diferentes para efectuar endurecimiento por flama. Para seleccionar el gas más adecuado, hay que considerar la velocidad de calentamiento necesaria, el costo del gas y el costo inicial del equipo y de su mantenimiento.

La siguiente tabla da los principales gases combustibles y algunos de sus datos más importantes. - 361 -

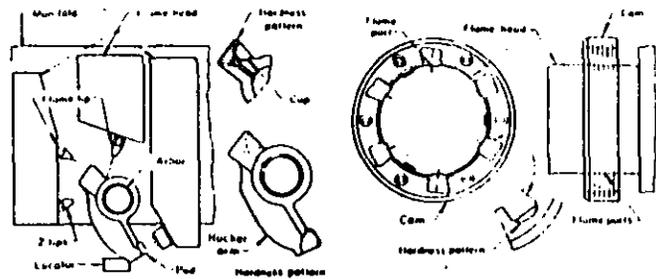
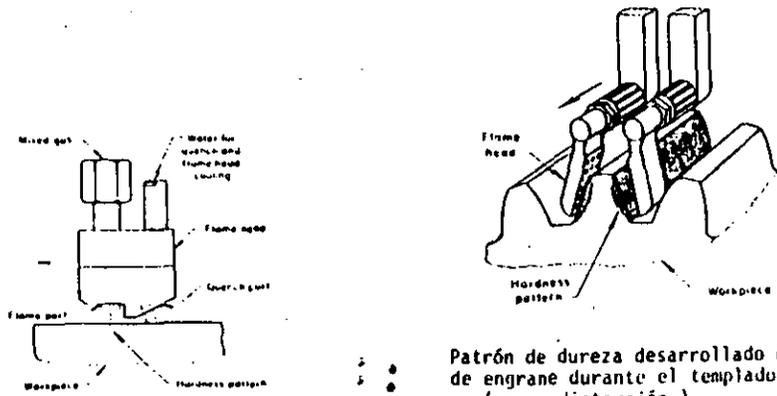


Figura 169 : Representación simplificada del equipo para templado por flama con calentamiento local



Patrón de dureza desarrollado en dientes de engrane durante el templado por flama (poca distorsión)

Figura 170 : Representación esquemática del método progresivo de calentamiento para templado por flama

Gas	Calor generado Btu/ft ³	Temperatura de la flama		Velocidad de quemado pulg./seg.	Intensidad de combustión.
		+O ₂	+ aire		
Acetileno	1433	3100° C	2350° C	21	15,036
Gas doméstico	300 a 900	2500°C	2000°C	Variable	variable
Gas natural (metano)	1000	2700	1870	11	4,004
Propano	2520	2630	1925	12	6,048

El dato denominado "intensidad de combustión" o también "salida específica de flama" es un parámetro bien correlacionado con las velocidades reales de calentamiento: es el producto de la velocidad normal de quemado multiplicado por el valor neto de calentamiento de la mezcla de gas combustible más conveniente para una velocidad específica de endurecimiento y profundidad de endurecimiento. Los combustibles de mayor interés comercial se clasifican por la intensidad de combustión (en razones metalúrgicamente convenientes de mezcla con oxígeno) en el siguiente orden: acetileno, propano, metano.

4.4.2.4 Profundidad de endurecimiento

Sólo pueden obtenerse durezas de poca profundidad (menos de 0.125 in. de profundidad) con combustibles oxígeno-gas. Debido a las flamas de alta temperatura, los combustibles oxígeno-gas poseen una transferencia de calor rápida, necesaria para una localización efectiva del patrón de calentamiento. Patrones más profundos de dureza permiten el uso de ya sea combustibles oxígeno-gas o aire-gas. Los combustibles oxígeno-gas localizan bien el calor, pero se requiere de cuidado en su aplicación, para evitar el sobrecalentamiento de la superficie. Los combustibles aire-gas, con sus velocidades de transferencia de calor más lentas (temperaturas de flama más bajas), minimizan o eliminan el sobrecalentamiento de la superficie, pero generalmente extienden el patrón de calentamiento más allá del patrón de dureza deseado. Por este motivo, el endurecimiento por flama aire-gas está generalmente limitada a aceros que se templan a poca profundidad. De esta manera, el patrón de dureza se controla por el temple más que por el calentamiento. El calor más profundo producido por flamas de aire-gas puede excluir el uso de estas mezclas, porque puede ocurrir una distorsión excesiva.

Con el fin de aprovechar la máxima temperatura de la flama de gas oxígeno-combustible, la distancia del extremo del cono interno de la flama a la pieza debe ser de 1/16 in.

4.4.2.5 Operación y control del procedimiento.

El éxito de muchas aplicaciones de endurecimiento por flama depende grandemente en la habilidad del operador. Esto es especialmente cierto cuando el volumen de trabajo es tan pequeño o tan variado que el costo del equipo de control automático no se justifica.

Las principales variables de operación son:

- distancia del cono interior de la flama de gas oxígeno-combustible a la superficie de la pieza de trabajo, o distancia entre el soplete aire-combustible y la pieza,
- presiones y flujos de gas,
- velocidad de recorrido de la flama (soplete) o de la pieza de trabajo,
- tipo, volumen y aplicación del temple.

Estas variables deben ser controladas cuidadosamente para asegurar duplicidad de dureza superficial deseada y profundidad de dureza.

Las velocidades de la flama deben ser constantes y adecuadas para obtener la profundidad deseada.

Las temperaturas de endurecimiento deben ser controladas, lo cual generalmente puede ser hecho con facilidad por el operador competente, pero resulta difícil para aquel que no tiene experiencia. El uso de pirómetros de radiación y ópticos puede resultar conveniente.

4.4.2.6 Medios de Temple.

Un templado de tipo rocío ya sea integrado en la cabeza de flama o por bloques separados de temple con agua o bien con una solución diluida de aceite soluble es usado como medio de temple. No se debe permitir que los aceites de temple entren en contacto con el oxígeno o que contaminen el equipo que lo usa.

Cuando se reduce la presión del medio de templado, la velocidad de enfriamiento puede ser reducida de la máxima capacidad para la cual fueron diseñados los sistemas de calentamiento y enfriamiento. Un aumento en la distancia entre la última fila de flamas y el punto en el cual incide el medio de temple permite a la masa de metal debajo del área a extraer calor y de esta manera reducir la severidad del temple.

A continuación se discutirán algunos medios de enfriamiento muy usuales.

Aire Forzado.

En operaciones de endurecimiento progresivo se utiliza con frecuencia aire forzado como medio de temple para aceros que son considerados aptos para ser templados en aceite. El agua no se usa inmediatamente después del calentamiento, debido a que la rápida velocidad de enfriamiento puede tener como resultado agrietamiento superficial. Debido a que la mayoría de estos aceros tienen una temperatura de transformación A_{r3} , relativamente baja, el aire forzado reduce rápidamente la temperatura de la superficie a un punto al cual el agua puede ser luego aplicada sin producir agrietamiento. De esta manera, la dureza obtenida es generalmente cercana a aquella obtenida con un temple directo con aceite. Por ejemplo, un acero S2100 templado con aire forzado seguido por agua adquiere una dureza superficial de Rockwell C 60 a 61.

El templado con aire forzado es también usado en aplicaciones donde se requiere una dureza intermedia. Un ejemplo de ello lo constituyen los rieles de ferrocarril, donde se endurecen los extremos del riel para reducir el impacto que existe entre riel y riel.

Templado de Inmersión.

Los medios de templado varían de acuerdo al tipo de metal usado, la dureza y profundidad deseada, y la masa, diseño y tolerancias dimensionales de la pieza. Los medios de temple pueden ser soluciones caústicas o -- salmuera, agua, emulsiones de aceite soluble o cualquiera de la gran variedad de aceites.

Templado propio.

Durante cualquier endurecimiento por flama que no sea endurecimiento total, la masa del metal frío debajo de la capa calentada ayuda en el temple extrayendo calor. De esta manera, durante el endurecimiento progresivo de dientes de engranes hechos de aceros de contenido medio de carbono tales -- como 4140, 4150, 4340 o 4640, la combinación de la rápida velocidad de calentamiento y el gradiente de temperatura entre la superficie y el interior del engrane tiene como resultado un temple propio sustancial que es igual al temple en aceite.

4.4.2.7 Revenido de piezas endurecidas por flama.

Generalmente es deseable revenir las piezas que han sido endurecidas por flama; la necesidad de producir martensita revenida es la misma a pesar del método de tratamiento térmico utilizado para obtenerla. El acero endurecido por flama responderá al tratamiento de revenido de la misma manera que si fuera endurecido al mismo grado por cualquier otro método.

Piezas grandes generalmente endurecidas por el método progresivo pueden ser inmediatamente revenidas recalentando la superficie endurecida con una cabeza de flama colocada a poca distancia del medio de temple.

En piezas largas endurecidas por flama a profundidades de cerca de 1/4 in. o más, el calor residual presente después del templado puede ser suficiente para lograr un alivio de esfuerzos suficientes, y un revenido subsiguiente en una operación separada puede resultar innecesario (revenido propio).

4.4.2.8 Selección del material.

La aplicación del endurecimiento por flama está limitada a los aceros templables.

Aceros al carbono

Los aceros al carbono en el rango de 0.37 a 0.55% son los que se usan con mayor amplitud para aplicaciones por el endurecimiento por flama. Pueden ser endurecidos a través de secciones de hasta 3/8 o 1/2 in. Este comportamiento permite el uso de acero al carbono para la construcción de pequeños engranes, flechas y otras piezas de sección transversal pequeña en donde se requiere de propiedades uniformes a lo largo de toda la sección. Estos -- mismos aceros pueden ser usados para piezas más grandes donde se requieren de durezas poco profundas de 1/32 a cerca de 1/4 in.

Los aceros al carbono 1035 a 1053 son convenientes para el endurecimiento por flama; los 1042 y 1045 son los más disponibles y son recomendados para la mayoría de las aplicaciones de endurecimiento por flama.

Aceros aleados

El uso de aceros aleados para el endurecimiento por flama es -- justificable únicamente en los siguientes casos:

1. Cuando se necesita una alta resistencia en el interior de la pieza (lo que se logra por medio del tratamiento térmico anterior al endurecimiento por flama), y los aceros al carbono resultan inadecuados para lograr esta resistencia en las secciones de trabajo.

2. Cuando la forma o masa de la pieza, restricciones respecto a la distorsión, o el peligro de agrietamiento imposibilitan el uso de acero -- al carbono templado en agua.

3. Cuando ciertos grados de aleación pueden ser obtenidos con mayor facilidad que los grados de acero al carbono apropiados para alguna aplicación.

4.5 Templados especiales.

4.5.1 Martempering, martemplado o templado interrumpido.

El Martempering del acero se representa esquemáticamente en la figura 171 y consiste en:

a) templado desde la temperatura de austenitización en aceite caliente o sal fundida a una temperatura en la parte superior (o ligeramente arriba) el rango de martensita.

b) Mantener en el medio de temple hasta que la temperatura en toda la masa del acero sea substancialmente uniforme y

c) Enfriamiento (generalmente en aire) a una velocidad moderada, para evitar cualquier gran diferencia de temperatura entre el interior y el exterior de la pieza.

La formación de martensita ocurre con buena uniformidad a través de toda la pieza durante el enfriamiento hasta temperatura ambiente, evitando de esta manera la formación de cantidades excesivas de esfuerzos residuales. Sin embargo, el martempering (también conocido como martemplado) no reemplaza el revenido: después de que las piezas martempladas se han enfriado a temperatura ambiente, se someten a un revenido de la misma manera como si hubieran sido templadas convencionalmente.

Las curvas de la figura 171 representan las diferencias que existen entre el templado con revenido convencional y el martemplado. Debido al enfriamiento relativamente lento durante el martempering, las secciones ligeras y pesadas se transforman en la superficie y en el centro de la pieza, -- casi al mismo tiempo.

De esta manera, el martempering minimiza o elimina la distorsión que es resultado de velocidades de transformación desiguales, las cuales ocurren normalmente en el templado convencional.

Por lo tanto, el martempering minimiza la distorsión de la pieza y se desarrollan menos esfuerzos residuales que en un templado convencional.

Cuando la templabilidad del acero es adecuada (o sea suficiente), el martempering provee un control dimensional mejor que el templado convencional, debido a las variaciones dimensionales más uniformes entre piezas y lotes. Además, menos esfuerzos residuales dañinos se desarrollan en el martempering, debido a que las mayores variaciones térmicas ocurren mientras que el acero está en la condición austenítica relativamente plástica, y debido a que la transformación final y los cambios térmicos ocurren a través de toda la pieza aproximadamente al mismo tiempo. En la tabla siguiente se comparan los efectos de un martempering y revenido sobre las propiedades de un acero 1095 con los efectos obtenidos mediante un templado convencional, y revenido.

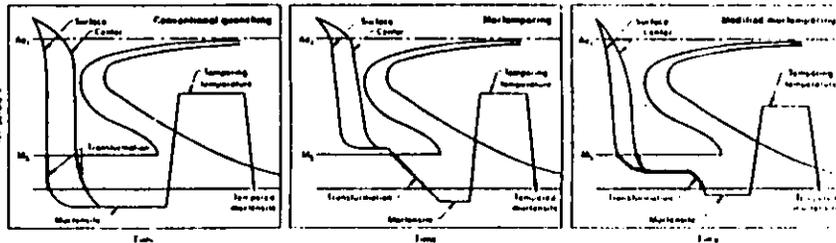


Figura 171 : Diagramas TTT o de transformación isotérmica con superposición de curvas de enfriamiento, representando esquemáticamente los procesos de : templado y revenido convencional (izquierda), martemplado o templado interrumpido (centro), martemplado modificado (derecha)

Propiedades mecánicas de un acero 1095 tratado térmicamente por dos métodos.

Especimen	Tratamiento Térmico	Dureza Rockwell C	Resistencia al impacto ft. lb	Elongación en 1 in. %
1	Templado en agua y revenido	53.0	12	0
2	Templado en agua y revenido	52.5	14	0
3	Martempering y revenido	53.0	28	0
4	Martempering y revenido	52.8	24	0

En muchos casos, el martempering ha eliminado la necesidad del uso de dispositivos de sujeción durante el templado, los cuales se utilizaban para minimizar la distorsión durante el templado convencional, y ha reducido por ello el costo de herramienta y manejo. Sin embargo, cuando se cambia del templado convencional al martempering, puede ser necesario estudiar las variaciones dimensionales en piezas individuales antes de establecer las dimensiones.

4.5.1.2 Martempering Modificado.

El martempering modificado difiere del martempering "estándar" únicamente en que la temperatura del baño de temple es más baja, variando desde apenas por debajo del punto Ms hasta cerca de 100°C (figura 171, gráfica de la derecha). Se obtienen velocidades de enfriamiento más rápidas con el martempering modificado que con el proceso estándar debido a la mayor diferencia de temperatura entre austenitización y baño de martemplado. Esto es importante para aceros de menor templabilidad que requieren de un enfriamiento más rápido con el fin de endurecer a una profundidad suficiente. Por lo tanto, el martempering modificado es aplicable a un rango más amplio de composiciones de acero que en el proceso estándar.

Otra ventaja del martempering modificado es que las menores temperaturas del medio de temple permiten con frecuencia el uso de un equipo de templado más sencillo. Además debido a que el aceite es invariablemente el medio de temple empleado en el martempering modificado, el equipo existente puede ser modificado a bajo costo.

En general, se obtienen resultados uniformes y reproducibles por ambos métodos, el estándar y el modificado. Sin embargo, es probable que el proceso modificado provoque distorsión en partes sensibles. Por lo tanto, se puede requerir de mayores tolerancias para el maquinado u otro acabado cuando se utiliza el proceso modificado.

4.5.1.3 Medios de Martempering.

La sal fundida o el aceite caliente son ambos ampliamente usados para el martempering. Varios factores deben ser considerados cuando se busca elegir entre la sal o el aceite. La temperatura de operación es el factor decisivo más común. Los aceites son ampliamente usados para el martempering hasta los 200°C y en algunos casos hasta 250°C. La sal fundida es usada para el martempering en un rango de 200 a 400°C.

4.5.1.4 Aceros para el martemplado.

Siempre que se vaya a hacer un martemplado se debe considerar cuidadosamente la capacidad de endurecimiento del acero (templabilidad) y el tamaño de la sección.

Los aceros de bajo contenido de carbono tienen una curva TTT muy hacia la izquierda, lo que no permite que se obtenga una estructura completamente martensítica. Estos aceros requieren un enfriamiento de mayor velocidad, lo que hace que no sean apropiados para el martempering. Los aceros aleados son generalmente más adaptables al martemplado que los aceros al carbono. En general cualquier acero que pueda ser templado en aceite puede ser martemplado.

Algunos grados de acero martemplables para obtener dureza completa son por ejemplo: 1090, 4130, 4150, 4340, 4640, 5140, 6150, 8630, 8640, 8740, y 8745. Grados para carburización tales como 3312, 4620, 5120, 8620 y 9310 son también comúnmente martemplados después de ser carburizados.

El éxito de un martempering se basa en el conocimiento de las características de transformación (curvas TTT) del acero considerado. El rango de temperatura de formación de martensita es especialmente importante. La figura 172, muestra los rangos de temperatura para formación de martensita para 14 aceros al carbono y aleados. Se pueden observar dos tendencias en estos datos:

1. Conforme aumenta el contenido de carbono, el rango de martensita se amplía y se reduce la temperatura de transformación de martensita.

2. El rango de martensita de un acero triple aleado (Ni-Cr-Mn) es generalmente más bajo que aquel de ya sea un acero con una sola aleación o doble aleado con un contenido de carbono semejante.

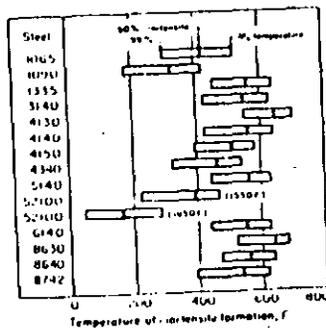


Figura 172 : Rangos de temperatura de formación de martensita en 14 aceros al carbono y de baja aleación

El acero escogido para el martempering debe contener una cantidad suficiente de elementos de aleación o carbono para mover la nariz de la curva TTT hacia la derecha, lo que permite entonces el templado de las piezas de trabajo y que no se corte la nariz de la curva TTT.

El diagrama de un acero hipoeutectoide de baja aleación (5140) conveniente para el martempering es mostrado en la figura 173. El cromo de este acero causa la forma característica de la curva TTT cerca de los 1000°F (533°C).

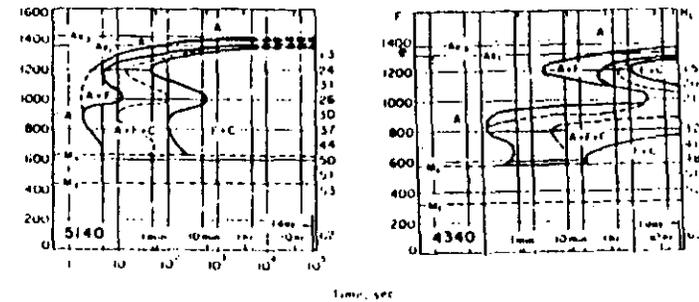


Figura 173 : Diagramas TTT de aceros 4340 y 5140. La temperatura de austenitización para ambos aceros fué de 1550 °F, tamaño de grano : 7-8 para 4340 y 6-7 para 5140

El diagrama TTT para un acero con una templabilidad extremadamente alta (4340) es también mostrada en la figura 173. El efecto combinado de níquel, cromo y molibdeno sobre la templabilidad es ilustrada en este diagrama. Estos elementos causan una nariz doble sobre la curva TTT. La nariz que ocurre cerca de 900°F (480°C) es más significativa en el martempering que la que ocurre cerca de los 1200°F (650°C). Los aceros teniendo una templabilidad tan alta son fácilmente martemplados para producir estructuras enteramente martensíticas.

Los aceros de bajo y medio contenido de carbono desde el 1008 hasta el 1040 tienen una templabilidad demasiado baja para ser martemplados con éxito, a menos que sean carburizados. La curva TTT para un acero 1034 (ver capítulo 3) es característica de un acero que no es conveniente para el martempering: con excepción de secciones de únicamente unas cuantas milésimas de pulgada de espesor, sería imposible templar el acero en sal caliente o aceite sin encontrar productos de transformación superiores (bainita, perlita, etc.).

Grados límites.

Algunos aceros al carbono de mayor contenido de manganeso, tales como el 1041, pueden ser martemplados con éxito cuando las secciones son delgadas. Aceros de baja aleación que tienen aplicaciones limitadas para un martemplado exitoso son enlistados abajo; los grados de menor carbono son carburizados antes de martemplarse:

1330 a 1345	4520
4012 a 4042	5015 y 5046
4118 a 4137	6118 y 6120
4422 y 4427	8115

La mayoría de los aceros aleados anteriores son convenientes para el martempering en secciones hasta 5/8 o 3/4 in. El martemplado a temperaturas menores de 400°F (204°C) mejorará la respuesta al endurecimiento aunque la distorsión puede ser mayor que cuando se lleva a cabo el martempering a altas temperaturas.

4.5.1.5 Efecto de Masa.

La limitación del espesor de la sección o la masa debe ser considerada en el martemplado. Con una severidad de templado dada, hay un límite al tamaño de la barra cuyo centro se puede enfriar lo suficientemente rápido para transformarse enteramente en martensita. Esto es ilustrado en la figura 174, que compara el diámetro máximo de la barra que puede ser endurecido por el martemplado, el templado en aceite y templado en agua de un acero 1045 y cinco aceros aleados de varias templabilidades.

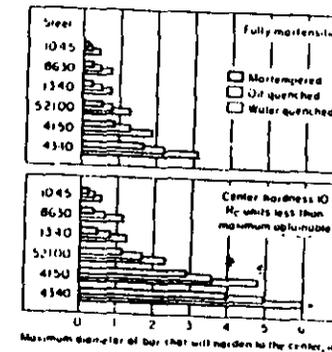


Figura 174 : Diámetro máximo aproximado de barras que pueden ser endurecidas por martemplado, templado en aceite y templado en agua

Para algunas aplicaciones no es enteramente necesario obtener una estructura enteramente martensítica y una dureza en el centro de 10 unidades Rockwell C menor que el máximo que puede ser obtenido para un contenido de carbono dado puede ser aceptable. El diámetro máximo de la barra mediante este criterio es desde 25 a 300% mayor que el diámetro máximo que puede ser hecho enteramente martensítico (gráfica inferior de la figura 174).

Los aceros seleccionados para el martempering deben ser juzgados en base a la templabilidad y al tamaño de la sección. Para formar la misma cantidad de martensita, para una sección dada, el contenido de carbono o el contenido de aleación, o ambos, deben ser un tanto mayores para el martempering que para el templado convencional (ininterrumpido).

4.5.1.6 Control de las variables del proceso.

El éxito de martempering depende de un cuidadoso control de las variables en el proceso entero. Es importante que la estructura previa del material que se austenitiza sea uniforme. Así también se requiere del uso de una atmósfera protectora (o sal) en la austenitización, debido a que el óxido actúa como una barrera para uniformizar el templeado en aceite caliente o sal.

Las variables de proceso que deben ser controladas en el martempering incluyen la temperatura de austenitización, grado de homogeneización y solución de carburo, porque afecta la temperatura Ms, que es importante para establecer los procedimientos de martempleado.

El control de temperatura durante la austenitización es el mismo para el martempleado que para el templeado: una tolerancia de $\pm 10^\circ\text{F}$ (5.5°C). Las temperaturas de austenitización que más comúnmente se utilizan para una cantidad de aceros diferentes son indicadas en la tabla de la página siguiente.

En la mayoría de los casos, las temperaturas de austenitización para el martempleado serán las mismas que para el templeado convencional en aceite. Ocasionalmente, sin embargo, aceros de medio contenido de carbono son austenitizados a temperaturas mayores previo al martempleado, para aumentar la dureza de temple.

Para piezas carburizadas, temperaturas de austenitización bajas darán generalmente mejor control de tamaño durante el martempleado. Para obtener cambios dimensionales mínimos, se debe usar la mínima temperatura de austenitización que dará propiedades satisfactorias en el núcleo. El porcentaje de la razón de profundidad de pared a núcleo, puede ser también un factor de control, particularmente sobre tamaños y formas de sección crítica.

4.5.1.7 Enfriamiento desde el baño de martempering.

El enfriamiento desde el baño de martempering es hecho ordinariamente en aire quieto, para evitar grandes diferencias de temperatura entre la superficie y el interior del acero. Ocasionalmente se utilizan ventiladores para un enfriamiento con aire forzado en secciones de más de 3/4 de espesor.

Tabla : Temperaturas típicas de austenitización y martempleado :

Acero	Temperatura en $^\circ\text{F}$		
	Austenitización	Martempleado en aceite	sal
Aceros de endurecimiento completo			
1024	1600	275	-
1070	1550	350	-
1146	1500	350	-
1330	1550	350	-
4063	1550	350	-
4130	1550	-	400 a 500
4140	1550	300	-
4140	1525	-	450 a 525
4140	1500	-	450 a 525
4340, 4350	1575	375	-
52100	1550	-	350 a 475
52100	1550	-	350 a 475
8740	1525	-	450 a 525
Aceros para carburización			
3312	1500	-	350 a 375
4320	1525	-	350 a 375
4615	1750	375	-
4720	1550	-	350 a 375
8617, 8620	1700	300	-
8620	1575	-	350 a 375
9310	1500	-	350 a 375

b. el tiempo requerido para completar la transformación de austenita en bainita a la temperatura de austempering, y

c. La localización del punto Ms.

Como se indica en la figura 176, el acero al carbono 1080 posee características de transformación que lo proveen con una conveniencia limitada para el austempering.

El enfriamiento desde la temperatura de austenitización al baño de austempering debe llevarse a cabo en cerca de un segundo para evitar la nariz de la curva TTT y evitar de esta manera la transformación en perlita, durante el enfriamiento. Dependiendo de la temperatura, la transformación isotérmica en el baño se completa dentro de un periodo variando desde unos cuantos minutos hasta cerca de 1 hr. Debido a la alta velocidad de enfriamiento requerida, el austempering de un acero 1080 únicamente puede llevarse a cabo cuando se trata de secciones delgadas. (cerca de 0.2 in. max).

El acero de baja aleación 5140 es conveniente para el austempering, como lo indica la curva TTT para este acero mostrado en la figura 176. Se tienen 2 seg. para evitar la nariz de la curva TTT, y la transformación en bainita se completa dentro de 1 a 10 min. de 600 a 750°F (316 a 400°C). Las piezas hechas de un acero 5140 o de otros aceros cuyas características de transformación son similares a aquellas del 5140 son adaptables para el austempering en tamaños de sección mayores que los que son posibles para un acero 1080, debido al mayor tiempo permisible para evitar la curva nariz de la curva.

Además de los aceros previamente mencionados (1080 y 5140) otros aceros adaptables del austempering incluirían:

1. Aceros al carbono conteniendo de 0.50 a 1.00% C y un mínimo de 0.60% Mn.
2. Aceros de alto contenido de carbono conteniendo más de 0.90% C y, posiblemente, un poco menos de un 0.60% de Mn.
3. Ciertos aceros al carbono (tales como el 1041) con un con-

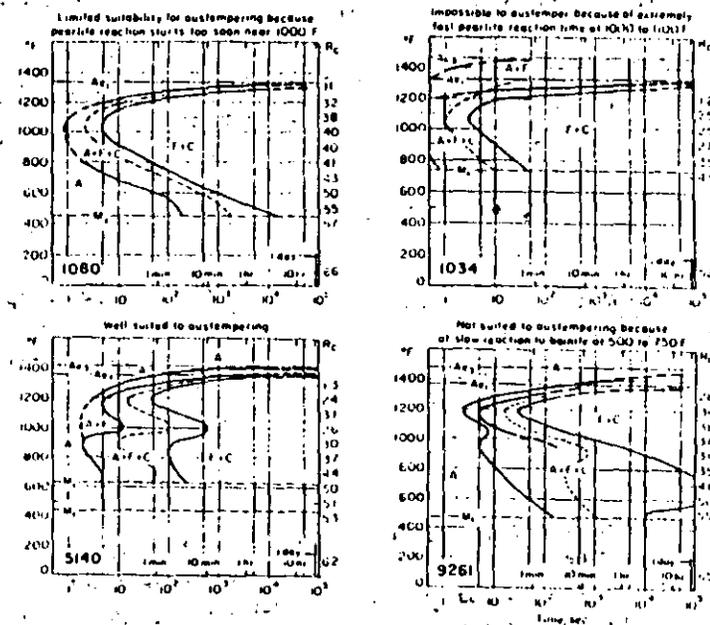


Figura 176: Características de transformación de acero 1080, 5140, 1034 y 9261 en relación con su posibilidad de ser sometido a un austemplado (ver texto)

tenido de carbono de menos de 0.50% pero con un contenido de manganeso en el rango de 1.00 a 1.65%.

4. Ciertos aceros de baja aleación (tales como los aceros de las series 52100) conteniendo mas de 0.30% C; los aceros de las series 1300 a 4000 con contenido de carbono en exceso de 0.40%; y otros aceros, tales como el 4140, 6145 y 9440.

Algunos aceros a pesar de tener una cantidad suficiente de carbono o de elementos de aleación para ser endurecidos, son límites o imprácticos para el austempering debido a :

a. La transformación en la nariz de la curva TTT empieza en mucho menos de un segundo, haciendo de esta manera virtualmente imposible el templar en la sal fundida una sección que no sea delgada sin obtener algo de perlita, o

b. Requieren de periodos excesivamente largos de tiempo para la transformación. Un ejemplo típico de un acero perteneciendo a esta categoría es el 1034, cuyas características de transformación, son mostradas gráficamente en la figura 176. Las características de transformación de un acero 9261 (también mostrado en la figura 176) indican que no existe ninguna dificultad para evitar la curva en el templado, pero el tiempo requerido para la transformación isotérmica en bainita (cerca de 24 hr.) es excesivo. Otros aceros que tienen tiempos excesivos de transformación incluyen aquellos de las series 4300, 4600, y 4800.

4.5.2.4 Temperatura de Austenitización

Conforme aumenta la temperatura de austenitización de un acero de alto contenido de carbono, su temperatura Ms disminuye debido a una solución más completa de carbono. El efecto directo de los elementos de aleación sobre el punto Ms es mucho menos pronunciado que el efecto de carbono. Sin embargo, los elementos formadores de carburo, tales como el molibdeno y el vanadio, pueden amarrar al carbono como carburos de aleación y evitar una solución completa de carbono. La temperatura Ms aproximada, en °F, de un acero completamente austenitizado puede ser calculado por medio de la siguiente fórmula:

$$M_s = 1000 - (650 \times \% C) - (70 \times \% Mn) - (35 \times \% Ni) - (70 \times \% Cr) \quad (^\circ F).$$

La temperatura de austenitización tiene un efecto significativo sobre el tiempo al cual empieza la transformación. Conforme se aumenta la temperatura de austenitización arriba de la normal (para un acero específico), la nariz de la curva TTT se mueve hacia la derecha, debido a la formación de un grano más grueso.

En algunas ocasiones se hace uso práctico de este fenómeno con el fin de procesar composiciones o tamaños de sección que de otra manera resultarían límites para el austempering. Sin embargo, los tamaños de grano -- más burdos que resultan como consecuencia de temperaturas de austenitización mayores pueden ser perjudiciales para algunas propiedades deseadas. Por ello, se recomienda se de preferencia a temperaturas de austenitización estándar para el austempering.

4.5.2.5 Aplicaciones.

En general el austempering se utiliza en lugar de un templado convencional seguido por un revenido por una o ambas dos razones:

- Para obtener propiedades mecánicas mejoradas (particularmente mayores en ductilidad o tenacidad a una determinada dureza alta), y
- Para disminuir la posibilidad de agrietamiento y distorsión.

En algunas aplicaciones, el austempering es menos caro que el templado convencional y revenido. Esto es más probable cuando piezas pequeñas son tratadas en un sistema automatizado donde el templado convencional y revenido comprende una operación de tres pasos, esto es: austenitización, templado y revenido. El austempering requiere únicamente de dos pasos de procesamiento: austenitización y transformación isotérmica en un baño de austempering.

El rango de aplicaciones del austempering abarca generalmente - piezas fabricadas a partir de barras de diámetro pequeño o a partir de hojas o tiras con una sección transversal pequeña. El austempering es aplicable par-

ticularmente a secciones delgadas de piezas de acero al carbono que requieren de una tenacidad excepcional a una dureza de cerca de 50 Rockwell C.

En piezas austempladas de acero al carbono, la reducción de área es generalmente mucho mayor que en piezas templadas convencionalmente y revenidas, como se indica en la siguiente tabulación para barras con diámetro de 0.180 de diámetro de un acero al carbono con 0.85% de carbono:

	Austempladas	Templado y Revenido.
Resistencia a la tensión, psi	258,000	260,000
Límite elástico, psi	210,000	225,000
Reducción de área, %	45	28
Dureza Rockwell C	50	50

4.5.2.6 Austempering modificado.

Son comunes en la práctica industrial las modificaciones en el austempering que dan lugar a estructuras mezcladas de perlita y bainita. Las cantidades de perlita y bainita pueden variar ampliamente en diferentes aplicaciones de procesamiento.

El patentado, un tratamiento usado en la industria del alambre, es una forma significativa y útil del austempering modificado, en la cual el alambre austenitizado o varilla se temple continuamente en un baño mantenido a 905 a 1000°F (510 a 538°C) y se mantiene en el baño por periodos que varían desde 10 seg. (para alambre pequeño) hasta 90 seg. (Para varilla). El patentado provee una combinación de una resistencia moderadamente alta y una ductilidad alta. Como se indica en la figura 177 mediante la línea designada como "práctica modificada", el proceso varía del austempering real en que la velocidad de temple, en vez de ser lo suficientemente lenta para intersectar la nariz, lo cual tiene como resultado la formación de perlita fina.

Una práctica similar es empleada con utilidad en aplicaciones que implican aceros al carbono cuando una dureza de entre Rockwell C 30 a 40 es deseable o aceptable. La dureza de un acero al carbono templado a una velocidad que intersecta la nariz de la curva TTT variará con el contenido de

carbono. (figura 178).

Se pueden aplicar prácticas modificadas a piezas que tengan secciones más espesas que las que son consideradas normales para el austempering.

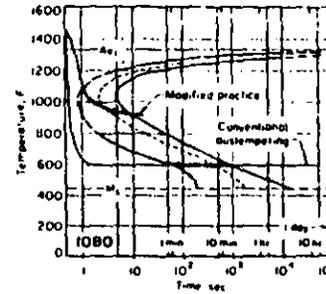


Figura 177 : Diagrama TTT de un acero 1080 mostrando la diferencia entre el austemplado convencional y modificado

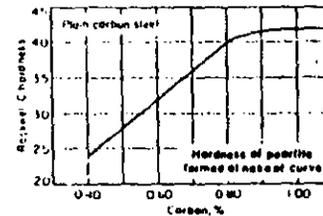


Figura 178 : Efecto del contenido en carbono en acero al carbono sobre la dureza de la perlita fina formada cuando la curva de temple intersecta la nariz del diagrama TTT de transformación isotérmica

4.6 Tratamientos termoquímicos.

Numerosas aplicaciones industriales requieren una superficie dura y resistente a la abrasión, simultáneamente con un núcleo relativamente suave, sobre todo de alta tenacidad. Además de promedio del templado superficial descrito en el párrafo 4.4, es posible obtener estas características por medio de la adición superficial de un elemento endurecedor o templador. En la práctica, se usa en general C y / o N, cuales elementos se pueden ofrecer en un medio gaseoso, líquido o sólido. A continuación se dará una breve explicación referente a cada uno de los procedimientos de tratamiento superficial de tipo termoquímico.

4.6.1 Carburización del acero.

Como se discutió en el capítulo 3 del presente curso, el carbono es el principal elemento endurecedor del acero, pero causa al mismo tiempo una pérdida de ductilidad. En muchas aplicaciones conviene el uso de un núcleo de acero con 0.20% C y una capa superficial del mismo acero, pero con por ejemplo 0.5 a 0.7% C para proporcionar resistencia al desgaste.

El carbono puede ofrecerse en tres fases diferentes: en estado gaseoso o por medio del uso de gases o productos volátiles como hidrocarburos, en estado líquido por medio de mezclas de sales fundidas y en estado sólido por medio de productos sólidos conteniendo carbono y activadores, como se describirá a continuación.

4.6.1.1 Carburización con gas.

4.6.1.1.1 Fuentes gaseosas de carbono.

La tabla siguiente presenta la composición de los principales gases usados para cementación o carburización con gas:

Composición % vol	Gas Natural			Gas de horno de Coke	Butano comercial normal	Propano comercial
	Pitts- burgh	Kansas City	India- napolis			
CO ₂	-	0.8	0.4	2.2	-	-
O ₂	-	-	0.4	0.8	-	-
N ₂	0.8	8.4	6.0	8.1	-	-
CO	-	-	-	6.3	-	-
H ₂	-	-	-	46.5	-	-
CH ₄	83.4	84.1	87.2	32.1	-	-
C ₂ H ₆	15.8	6.7	6.0	-	-	-
C ₂ H ₄	-	-	-	3.5	-	2.5
C ₆ H ₆	-	-	-	0.5	-	-
C ₄ H ₁₀	-	-	-	-	93.0	-
C ₃ H ₈	-	-	-	-	7.0	96.0
C ₄ H ₁₀ ^{iso}	-	-	-	-	-	1.5

Fuente: Metals Handbook.

El butano se usa poco y tiene que ser butano normal y no isobutano. En algunos casos de baja demanda de carbono, puede usarse gas endotérmico. Las fuentes de carbono preferidas son el gas natural y el propano, cuando son disponibles con suficiente pureza. Se ha utilizado propano con contenido en azufre hasta de 8 g/100 pie³ sin problemas. El uso de gas donético no es muy recomendable cuando hay que esperar variaciones en su composición química, lo que lleva a carburizaciones irregulares y no reproducibles.

Para lograr una carburización uniforme, es necesaria una circulación de los gases del horno. Debido a la gran cantidad de carbono que proporcionan los gases hidrocarburos, sólo se requieren flujos muy reducidos de gas. En varias instalaciones es preciso instalar ventiladores en el horno para asegurar una buena circulación de los gases.

Otra práctica común es el uso de gas endotérmico o de gas exotérmico purificado como portador y de enriquecerlo con un hidrocarburo. La relación entre portador y carburizante depende de muchos factores y varía en la práctica de 8-1 a 30-1.

En algunos equipos se utilizan hidrocarburos líquidos como fuente de carbono, los cuales pueden ser puros hidrocarburos como metano, dipenteno, benceno o hidrocarburos oxigenados como alcoholes, glicoles o quetones. Se deja gotear el líquido sobre un blanco caliente en el horno. El líquido se evapora y disocia térmicamente en CO_2 , CO , CH_4 , H_2O , etc..., propiciándose una atmósfera carburizante. En un horno sellado, el ajuste del flujo de líquido permite un control exacto de potencial de carbono.

La ventaja del uso de líquido reside en el costo inicial bajo del equipo (ninguna tubería exterior o generador de gas), pero los carburizantes gaseosos son generalmente más baratos.

4.6.1.1.2 Equipo.

Los hornos de carburización gaseosa pueden clasificarse en dos categorías: los continuos y los discontinuos, usándose el segundo tipo sobre todo para alta producción de piezas con baja profundidad de caja (de cementación).

Los hornos discontinuos o de carga pueden ser:

- Verticales (amplio rango de capacidades).
- Horizontales (para cargas inferiores a 2000 Lb.), pueden permitir un templado sin contacto con la atmósfera.
- De retorta (cargas de 100 a 1500 Lb): caja cerrada en rotación, calentándose en un horno.

Los hornos continuos se usan de preferencia para cargas superiores a 400 lb/hora y requiriendo la misma profundidad de caja o para procesos que permiten una operación continua las 24 horas. Se logra una profundidad de cementación uniforme si las piezas se cargan de manera uniforme y en términos de su peso y área seccional y si el gas carburizante tiene buena circulación.

Los hornos continuos pueden ser de los siguientes tipos:

- Tipo Shaker: Una vibración mueve las piezas a través del horno; el control de la vibración permite variar el tiempo de permanencia en el horno y así la profundidad de caja.

- Tipo Retorta, comparable al horno discontinuo, pero con posibilidad de carga y descarga automática; una muesca espiral en el horno en rotación proporciona el movimiento a las piezas de la carga.

- Tipo empujo: las piezas son empujadas a través del horno (apto para alta producción).

4.6.1.1.3 Principales variables del proceso.

Las variables principales son: temperatura, tiempo y composición de la atmósfera. El éxito de la operación de carburización gaseosa depende del control exacto de estas tres variables.

Temperatura:

La temperatura afecta fuertemente la velocidad de difusión del carbono en el acero: por ejemplo la razón de adición de carbono a 925°C es aproximadamente 40% superior a aquella a 875°C .

La temperatura de carburización gaseosa más común es de 1700°F (equivalente 925°C), la cual permite una carburización razonablemente rápida - sin deterioración excesiva del equipo del horno, principalmente de las aleaciones refractarias.

Tiempo:

La siguiente fórmula permite estimar el efecto del tiempo y de la temperatura sobre la profundidad de caja para carburización normal:

$$\text{Profundidad} = \frac{31.6 \sqrt{t}}{10^{(6700/T)}}$$

en donde la profundidad se expresa en pulgadas, t es el tiempo de permanencia a la temperatura, expresado en horas y T es la temperatura absoluta expresada en grados Rankine ($^{\circ}\text{F} + 460$).

Para una temperatura de carburización específica, la relación es simplemente:

$$\begin{aligned} \text{Profundidad de Caja} &= K \sqrt{t} \\ &= 0.025 \sqrt{t} \quad \text{para } 1700^{\circ}\text{F} \\ &= 0.021 \sqrt{t} \quad \text{para } 1650 \\ &= 0.018 \sqrt{t} \quad \text{para } 1600 \end{aligned}$$

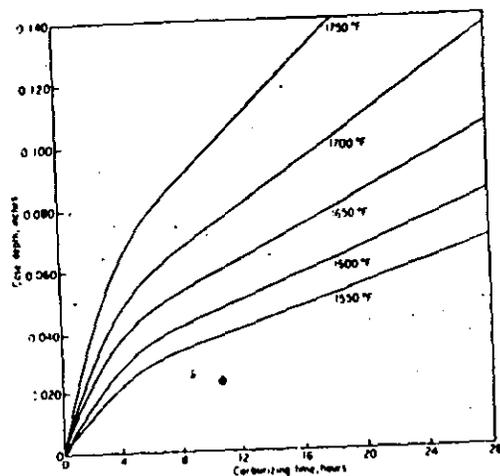


Figura 179 : Relación entre tiempo - temperatura y profundidad de caja

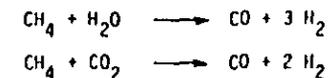
La tabla siguiente da valores de profundidad de caja para tiempos de 2 a 36 h para tres temperaturas usuales de carburización.

Profundidad de Carburización (pulg.).

Tiempo (horas)	A 1600°F	A 1650°F	A 1700°C
2	0.025	0.030	0.035
4	0.035	0.042	0.050
8	0.050	0.060	0.071
12	0.061	0.073	0.087
16	0.071	0.084	0.100
20	0.079	0.094	0.112
24	0.086	0.103	0.122
30	0.097	0.116	0.137
36	0.108	0.126	0.150

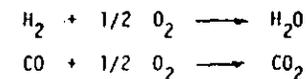
Control de la atmósfera:

Además de proporcionar el carbono necesario para la reacción de carburización, los hidrocarburos gaseosos pueden aumentar el potencial de carbono, reduciendo el punto de rocío ($\% \text{H}_2\text{O}$) y el contenido en CO_2 de acuerdo a las siguientes reacciones:



Sin embargo, estas reacciones son relativamente lentas y no se aconseja utilizar un gas portador con alto punto de rocío y alto porcentaje de CO_2 y tratar de "limpiarlo" en el horno por medio de las reacciones mencionadas.

El potencial de carbono de la atmósfera puede ser reducida rápidamente por medio de la adición de pequeñas cantidades de aire, lo que causa las siguientes reacciones rápidas:



4.6.1. Gradientes de concentración.

La figura 180 representa un gradiente de carbono normal, como se produce durante una carburización normal, o sea con austenita saturada en la superficie.

Se obtienen varias modificaciones del gradiente normal de carbono por medio del control de temperatura, tiempo y composición de la atmósfera. Este control afecta también la concentración superficial en -- carbono, como se observa en la figura 181.

Con el fin de cumplir con las especificaciones de dureza superficial, es necesario controlar la cantidad de austenita residual, lo que depende a su vez del porcentaje de carbono disuelto. La figura 182 muestra la relación que existe entre la dureza de la carburización y el contenido en carbono de un acero 1024 carburizado.

Existe actualmente una fuerte tendencia en la práctica de la carburización para utilizar concentraciones superficiales de carbono de composición eutectoide o ligeramente superiores. Cuando se usan aceros aleados, a menudo es muy importante aprovechar la máxima templabilidad del acero, lo que se obtiene en general con una composición aproximadamente eutectoide. Los carburos en exceso podrían reducir la templabilidad.

4.6.1.2 Carburización en caja (sólida)

La carburización en caja y la carburización gaseosa son similares ya que ambas emplean monóxido de carbono como fuente de carbono. En la carburización en caja, el monóxido de carbono se deriva de un compuesto carburizante sólido que reacciona dentro del recipiente carburizante, y en la carburización gaseosa es una componente de la atmósfera gaseosa preparada fuera del horno.

En ambos procesos, el carbono naciente absorbido por el acero se forma por la descomposición del monóxido de carbono en carbono y dióxido de carbono. En la carburización en caja, el bióxido de carbono reacciona inmediatamente con un material carbonoso presente en el compuesto sólido carburizante para producir monóxido de carbono fresco. Esta reacción se mejora por

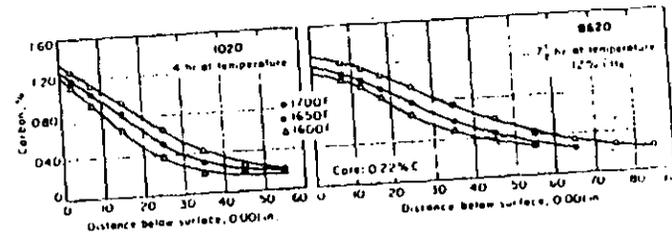


Figura 180 : Gradientes de carbono para aceros 1020 y 8620 carburizados a tres temperaturas diferentes

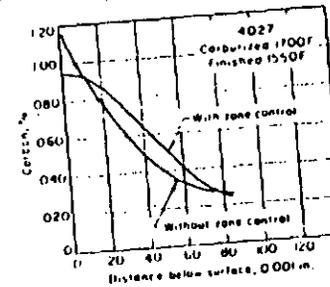


Figura 181 : Efecto del control de la atmósfera sobre el gradiente de carbono de un acero 4027 carburizado en horno continuo

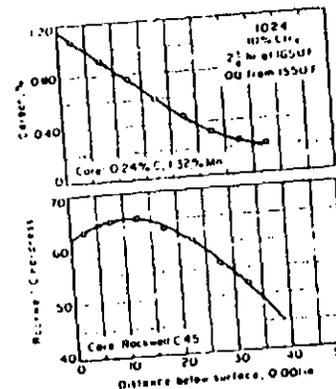
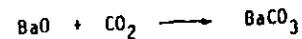
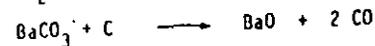
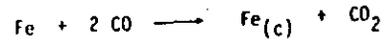


Figura 182 : Gradiente en carbono y de dureza de un acero 1024, observándose el efecto de la austenita residual

energizadores o catalizadores, tales como el carbonato de Bario (BaCO_3) y carbonato de Sodio (Na_2CO_3), que están presente en el compuesto carburizante y reaccionan con carbono para formar monóxido de carbono adicional y un óxido de compuesto energizante. Este óxido en cambio reacciona en parte con bióxido de carbono para rehacer carbonato. De esta manera, en un sistema cerrado, el energizador está siendo usado y reformado continuamente.

Reacciones químicas:



El proceso de carburización continúa mientras que existe suficiente carbono para reaccionar con el exceso de bióxido de carbono.

4.6.1.2.1 Comparación entre carburización gaseosa y sólida.

Ventajas.

El uso continuo del proceso de carburización en caja es grandemente el resultado de mejoras que han sido hechas en el proceso, junto con ventajas inherentes en ciertas aplicaciones de carburización. Entre las principales ventajas que ofrece la carburización en caja están las siguientes:

- 1) Puede hacer uso de una mayor variedad de hornos, ya que no se requiere del uso de atmósferas preparadas.
- 2) Es eficiente y económico para el procesamiento individual de lotes pequeños de piezas y de piezas grandes y masivas.
- 3) Incorpora un método sencillo para enfriar la pieza a una velocidad lenta desde la temperatura de carburización, que puede ser ventajoso para piezas que deben recibir un maquinado de acabado después de la carburización y antes del endurecimiento.

4) Comparado con la carburización gaseosa, ofrece una selección más amplia de técnicas para una carburización selectiva.

Desventajas.

Debido a la naturaleza y tamaño particular de los sólidos usados en la carburización en caja o paquete, otros procesos de carburización son más limpios y convenientes para trabajar. Otras desventajas generalmente asociadas con la carburización en caja incluyen los siguientes:

- 1) No es conveniente para la producción de capas carburizadas delgadas que deben controlarse con tolerancias pequeñas.
- 2) No puede proveer el grado de control preciso de carbono superficial y gradiente de carbono que pueden obtenerse en la carburización gaseosa.
- 3) No es conveniente para el templado directo.
- 4) No provee el grado de flexibilidad en el control de condiciones carburizantes que pueden obtenerse con la carburización gaseosa.
- 5) El peso del material de paquete y del recipiente reducen las velocidades de calentamiento y enfriamiento, y como resultado un mayor tiempo en el proceso.

4.6.1.2.2 Compuestos carburizantes.

Los compuestos carburizantes comerciales comunes son rehusables y contienen una mezcla de cerca de 10 a 20% de alcali y carbonatos metálicos ligados a carbón vegetal o a coke por aceite, alquitrán y melaza. El carbonato de bario es el principal energizador, generalmente comprendiendo cerca del 50 al 70 % del contenido total de carbonato. El resto del energizador generalmente está hecho de carbonato de calcio, aunque el carbonato de sodio también puede usarse. Debido a que es mucho más reactivo que el coke, el carbón vegetal es la fuente de carbono más comúnmente usada. Sin embargo, el coke ofrece ciertas ventajas, tales como un encogimiento mínimo, buena potencia -

calor. La. Por ello, la mayoría de los compuestos carburizantes contienen ambos carbón vegetal y coke, constituyendo el carbón vegetal la mayor proporción. Únicamente cuando se desea o es importante que existan propiedades no inflamables el contenido de coke excede el de carbon vegetal.

4.6.1.2.3 Potencial de Carbono y Gradiente de Carbono.

El potencial de carbono de la atmosfera generada por el compuesto carburizante, así como el contenido de carbono en la superficie, aumenta directamente con un aumento en la razón de CO a CO₂. Por ello, mayor carbono se hace disponible en la superficie de trabajo mediante el uso de energizadores, y materiales carburizantes que promueven la formación de monóxido de carbono.

El gradiente de concentración de carbono de piezas carburizadas es influenciado principalmente por el potencial de carbono, la temperatura y el tiempo de carburización, y la composición química del acero.

4.6.1.2.4 Temperaturas de Carburización.

La carburización en caja se lleva a cabo normalmente a temperaturas de 816 a 954°C. En años recientes, los límites superiores han sido aumentados y se han reportado temperaturas tan altas como 1093°C. Los procesos de fabricación del acero han mejorado al extremo de que se mantiene un grano fino a temperaturas acercándose o excediendo los 1038°C. Arriba de estas temperaturas, el grano se hace más grande únicamente después de un calentamiento prolongado, permitiendo un tratamiento a alta temperatura sin un aumento excesivo de grano burdo.

4.6.1.2.5 Velocidad de Carburización.

La velocidad a la cual la capa carburizada se forma aumenta rápidamente con la temperatura. Si un factor de 1 es representativo de 816°C, el factor aumenta a 1.5 a 871°C y a más de 2.0 a 927°C. Recipientes mejorados, aceros de grano fino, y otras mejoras permiten ahora el uso de una gran variedad de condiciones de temperatura.

Sin embargo la velocidad de carburización es más rápida al principio del ciclo y disminuye gradualmente conforme se extiende el ciclo. (fig.183).

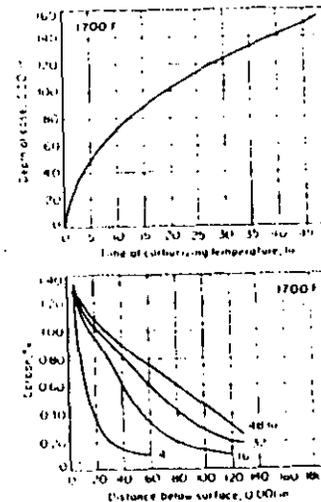


Figura 183 : Efecto de la duración del tratamiento de carburización en caja sobre la profundidad de caja y gradiente de carbono en un acero 3115

4.6.1.2.6 Profundidad de Capa.

Debido a la variación inherente en la profundidad de la capa y el costo de materiales de empaque, la carburización en caja normalmente no se utiliza en trabajos que requieren una profundidad de capa de menos de 1/32". Ya que aún con un buen proceso de control, es difícil obtener un espesor de capa que tenga una variación total de menos de 0.010 pulg. de máximo a mínimo para una carga determinada, asumiendo temperaturas de carburización de cerca de 927°C. Estas tolerancias llegan a ser de $\pm 1/32$ " en espesores de capa mayores. La fig.183 muestra la curva de profundidad de capa-tiempo para una temperatura dada. Cuando se requiere de una capa de carburización gruesa tal como sucede en equipo industrial pesado, la carburización en paquete produce buenos resultados a temperaturas de 927 a 954°C.

4.6.1.2.7 Aceros para carburización en Caja.

Cualquiera de los grados de carburización de carbono o acero aleado son convenientes para la carburización en caja. Está generalmente acordado que el grado de difusión en el acero no está influenciado marcadamente por la composición química del acero.

4.6.1.2.8 Equipo para la Carburización en Caja.

La conveniencia de un horno para carburización en caja depende de su habilidad para:

- a) proveer una capacidad térmica adecuada y uniformidad de temperatura (los hornos deben ser controlables dentro de $\pm 5^{\circ}\text{C}$ y deben ser capaces de calentar uniforme y enteramente dentro de ± 8 a $\pm 11^{\circ}\text{C}$),
- b) proveer soporte adecuado para los recipientes y piezas de trabajo a las temperaturas requeridas, y
- c) Satisfacer ambos requisitos a bajo costo.

Los tres hornos más comúnmente usados para la carburización en caja son los siguientes: del tipo caja, de carro inferior y del tipo hueco.

Los hornos para la carburización en caja requieren de un número mínimo de piezas sujetas a un desgaste fuerte o gran mantenimiento. Muy poca aleación dentro del horno está sujeta a fatiga térmica, y un mínimo de equipo auxiliar es necesario. El personal requerido para operar estos hornos no requiere de un entrenamiento técnico extensivo.

Recipientes para la Carburización.

Son hechos de acero, acero al carbono con recubrimiento de aluminio, y de aleación resistente al calor de níquel-cromo. Siendo los de acero de recubrimiento de aluminio los de más bajo costo por hora por libra carburizada. Siempre que sea posible las piezas deben empaquetarse con su dimensión más grande en la posición vertical a la base del recipiente. Esto es de

extrema importancia en el proceso de piezas largas tales como flechas, por ejemplo porque minimiza la tendencia de estas piezas a combarse.

4.6.1.2.9 Tratamiento Térmico después de la Carburización.

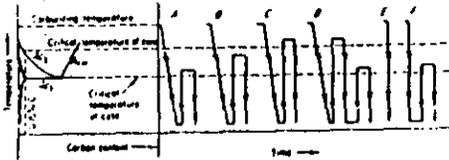
Debido a que el acero se carburiza en la región de austenitización, el temple directo desde la temperatura de carburización endurecerá ambos la capa y el núcleo si la velocidad de enfriamiento es mayor que la velocidad crítica de enfriamiento. El temple directo de acero de grano grueso frecuentemente conduce a la fragilidad y distorsión, de tal manera que este tratamiento debe aplicarse únicamente a aceros de grano fino. Los aceros aleados son raramente usados en la condición de temple directo debido a la gran cantidad de austenita retenida en la capa endurecida.

La fig. 184 muestra una representación diagramática de varios tratamientos de endurecimiento para aceros carburizados junto con las propiedades de la capa y el núcleo.

Cuando la pieza carburizada se endurece, la capa aparecera como una zona martensítica clara seguida por una zona de transición mas oscura. La profundidad efectiva de capa se mide desde la superficie hasta la parte media de la zona oscura. De la naturaleza del gradiente de carbono, la capa dura contiene la porción de la capa arriba de 0.40% de C y es aproximadamente igual a las dos terceras partes de la capa total. También se pueden utilizar mediciones de recorrido de dureza para determinar la profundidad de capa efectiva, ya que la mitad de la zona de transición se encuentra aproximadamente a Rockwell C 50.

4.6.1.3 Carburización líquida.

La carburización líquida es un método de endurecimiento superficial del acero o hierro, manteniéndolo arriba de Ac_1 en un baño fundido de cianuro de tal manera que el carbono se difunda del baño al metal y produzca una pared comparable con una resultante de una carburización gaseosa en una atmósfera conteniendo algo de amoníaco. La carburización líquida puede ser distinguida de la cianurización (que es llevada a cabo en un baño conteniendo un porcentaje de cianuro) por el carácter y composición de la pared producida. La pared cianurizada contiene más nitrógeno y menos carbono; lo inverso es cierto en paredes por carburización líquida. Las paredes cianurizadas son rara vez aplicadas a profundidades mayores de 0.010 pulg.; los baños carburizados producen paredes tan profundas como 0.250 pulg. Para paredes muy delgadas, la carburización líquida con baños de baja temperatura puede ser empleada en lugar de la cianurización.



Tratamiento	Caja	Núcleo
A. mejor adaptado para aceros de grano fino	Fina, carburos en exceso no disueltos	Sin afino, suave y maquinable
B. mejor adaptado para aceros de grano fino	Ligero crecimiento, alguna disolución de carburos en exceso	Afino parcial, más fuerte y tenaz que A
C. mejor adaptado para aceros de grano fino	Ligero crecimiento, disolución de carburos en exceso favorecida, mucha aust. residual en acero de alta aleación	Afino, máxima resistencia y dureza del núcleo, mejor combinación resistencia-tenacidad que B
D. mejor tratamiento para aceros de grano grueso	Fina, disolución de carburos excedentes favorecida, mínima retención de austenita residual	Afino, suave y maquinable, máxima tenacidad y resistencia al impacto
E. sólo adaptado para aceros de grano fino	Sin afino, disolución de carburos en exceso, austenita retenida, distorsión mínima	Sin afino pero endurecido
F. sólo adaptado para aceros de grano fino	Afino, disolución de carburos en exceso favorecida, mínima retención de austenita residual	Sin afino, tenacidad aceptable

Figura 184 : Diferentes tipos de tratamientos térmicos de aceros carburizados

4.6.1.3.1 Tipos de Baño.

Los términos caja de poca profundidad y caja profunda son términos arbitrarios que han sido asociados con aplicaciones de carburización líquida. Hay necesariamente cierta sobreposición de composición de baño para los dos tipos de pared. En general, los dos tipos son distinguibles con mayor facilidad por sus temperaturas de operación, que por la composición del baño. Por ello los términos baja temperatura y alta temperatura son preferidos.

Baños de baja temperatura.

Los baños de sales de baja temperatura (carburización delgada) son aquellos generalmente operados en el rango de temperatura de 1550 a 1650°F (843 a 899°C), aunque para ciertos efectos específicos, este rango de temperatura en algunas ocasiones extendido para operar de 1450 a 1700°F (788 a 927°C). Los baños de baja temperatura son más convenientes para la formación de paredes de 0.003 a 0.030 pulg. de profundidad. Son baños acelerados de cianógeno conteniendo varias combinaciones y constituyentes enlistados en la tabla de la página siguiente. Son operados con una cubierta protectora de carbono.

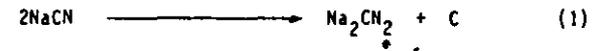
La química de los baños de baja temperatura es compleja. De

Tabla : Composiciones de operación de baños de carburización líquida

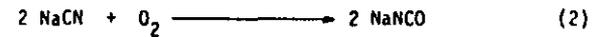
Constituyente	Composición del baño	
	Poco profundo baja temperatura 1550-1650 °F	Profundo alta temperatura 1650-1750 °F
Cianuro de sodio	10 a 23	6 a 16
Cloruro de bario	0 a 40	30 a 55
Sales de otros metales	0 a 10	0 a 10
Cloruro de potasio	0 a 25	0 a 20
Cloruro de sodio	20 a 40	0 a 20
Carbonato de sodio	30 máx.	30 máx.
Aceleradores	0 a 5	0 a 2
Cianato de sodio	1.0 máx.	0.5 máx.
Densidad de la sal fundida	110 lb/pie ³ a 1650 °F	125 lb/pie ³ a 1700 °F

los productos finales e intermedios formados, es evidente que varias reacciones ocurren simultáneamente, dependiendo de la composición del baño. Entre los productos finales e intermedios formados están los siguientes: carbono (C), carbonato alcali (Na_2CO_3 o K_2CO_3), nitrógeno (N_2 ó 2N), monóxido de carbono (CO), dióxido de carbono (CO_2), cianamida (Na_2CN_2 ó BaCN_2) y cianato (NaCN).

Algunas de las reacciones mayores implican únicamente una pequeña fracción de la composición del baño. Entre éstas está la transformación de cianamida y formación de cianato según:



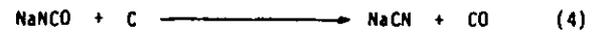
y ya sea:



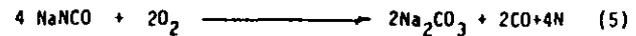
ó



sigue:



y ya sea:



ó:



Las reacciones (5) y (6) agotan la actividad del baño y llevan a una pérdida eventual de efectividad de carburización a menos que se lleve a cabo una práctica de abastecimiento efectiva. Las reacciones (1) y (3) son,

por lo menos parcialmente, reversibles. Las reacciones que producen ya sea CO ó C son benéficas para obtener la pared carburizada deseada, como por ejemplo:



y



Tabla : Relación de la temperatura de operación con el contenido en cianuro de sodio en baños líquidos de carburización

Temperatura (°F)	Cianuro de sodio (NaCN), %		
	mínimo	aconsejado	máximo
1500	14	18	23
1550	12	16	20
1600	11	14	18
1650	10	12	16
1700	8	10	14
1750	6	8	12

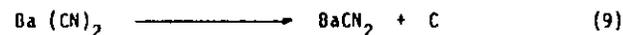
Los baños de baja temperatura (pared delgada) son generalmente operados con contenidos de cianuro más altos que los baños de alta temperatura (pared profunda). Los contenidos de operación preferidos de cianuro mostrados en la tabla arriba proveeran una penetración de pared de densidad normal de carbono que es ampliamente eutectoide.

Si se desea una pared hipoeutectoide, resulta conveniente una operación en el límite inferior del rango temperatura -cianuro para lograr este propósito. Opuestamente, operando en el extremo superior del rango sugiere la formación de una zona hipereutectoide más extensa.

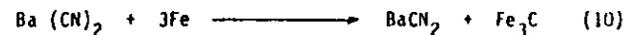
Baños de Alta temperatura

Son operados generalmente en el rango de 1650 a 1750°F (900 a 950°C). Este rango puede ser ampliado, aunque a menores temperaturas la carburización se lleva a cabo con lentitud extrema y a temperaturas mayores se produce un mayor deterioro en el equipo y el baño. Ya que a temperatura entre 1800 a 1900 °F (980 a 1040°C) se obtienen penetraciones bastante rápidas.

Los baños de alta temperatura son usados para producir profundidades de pared de 0.020 a 0.120 in. En algunas ocasiones se producen paredes hasta más gruesas (hasta 0.25 in), pero el uso más importante de estos baños es la obtención rápida de paredes entre 0.040 a 0.080 in. Estos baños consisten de cianuro y una proporción mayor de cloruro de bario (tabla de la página anterior) con o sin aceleración suplementaria de otras sales de metales alcalino terréos. Aunque las reacciones mostradas para la carburización líquida a baja temperatura son aplicables en cierto grado, la reacción principal es la transformación de cianamida. Esta reacción es reversible:



En la presencia de hierro la reacción es:



Las paredes producidas con baños de carburización líquida de alta temperatura consisten esencialmente de carbono disueltos en hierro. Se dispone de la suficiente cantidad de nitrógeno (2N en lugar de N₂) para producir una ligera capa conteniendo nitruros, que ayudan en resistencia al desgaste y también resiste al revenido si la pieza es recalentada.

En ambos casos de alta y baja temperatura se proporciona cianuro en cantidades variables para satisfacer los requisitos de la actividad de carburización (potencial de carbono) dentro de las limitaciones de arrastre normal y abastecimiento.

4.6.1.3.2 Profundidad de Caja.

Esta está determinada principalmente por la temperatura de carburización y la duración del ciclo de carburización. Los efectos de la composición del acero son relativamente menos importantes. Una fórmula sencilla para estimar profundidades de pared que se pueden obtener en la carburización líquida es:

$$C = k \sqrt{t}$$

En donde C es la profundidad de la pared en pulgadas, k es una constante que representa la penetración en la primera hora de calentamiento y t es el tiempo de calentamiento en horas. Valores de K a 3 temperaturas diferentes son: 0.012 in. (1500°F - 816°C), 0.018 in. (1600°F - 871°C), 0.025 in. (927°C - 1700°F).

4.6.1.3.3 Equipo.

Hornos de Calefacción Externa.

Los hornos de calefacción externa pueden ser calentados por medio de gas o aceite, o por medio de elementos de resistencia eléctrica. (Ver figura 185 a y b).

Hornos de flama por aceite o gas.

Similar en diseño como el que es mostrado en la figura 185 a son usados convenientemente para la carburización líquida. Estos hornos son generalmente menores en costo inicial que los hornos de electrodos o de resistencia eléctrica y son fáciles de instalar y operar. Estos hornos utilizan crisoles de acero o aleados que pueden ser redondos o rectangulares.

Hornos de resistencia eléctrica.

Para la carburización líquida, tal y como el mostrado en la fig. 185 b, son usados con menor frecuencia que los hornos de quemador. Estos son calentados por una serie de resistencia de calentamiento que rodean al crisol.

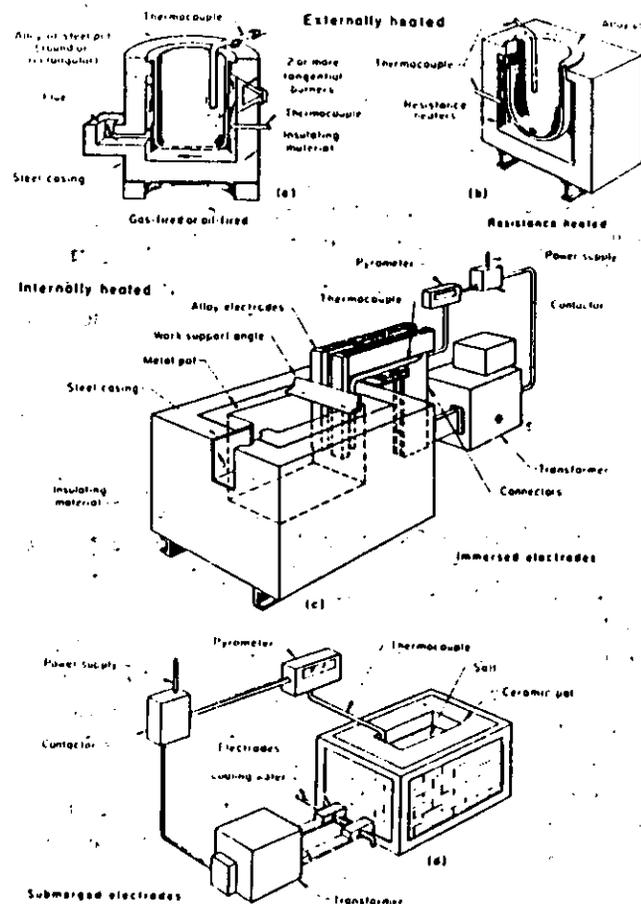


Figura 185 : Principales tipos de hornos de baño de sal calentados internamente y externamente para carburización líquida (ver texto para mayor detalle)

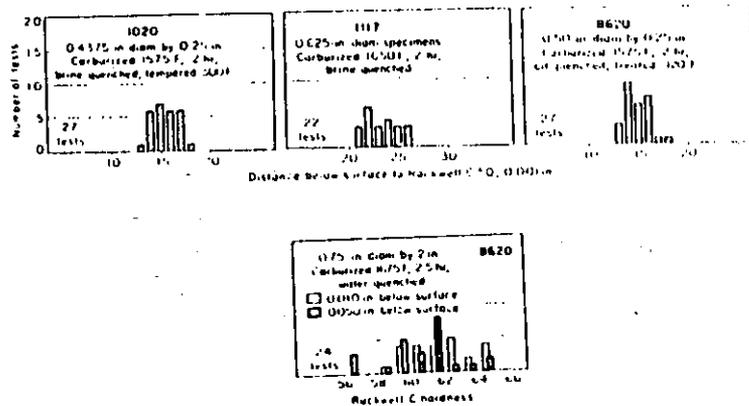


Figura 187 : Comparación entre profundidad de caja y valores de dureza obtenidos por carburización líquida de tres aceros diferentes con proceso controlado

Datos adicionales de profundidad de pared como función del tiempo y la temperatura son dados para algunos aceros en la fig.188. Estos datos también reflejan varios criterios que han sido aplicados para evaluar la profundidad de pared. Note, por ejemplo los datos relacionando la profundidad de pared con un mínimo de dureza, contenido de carbono y contenido de perlita.

4.6.1.3.5 Aplicaciones típicas.

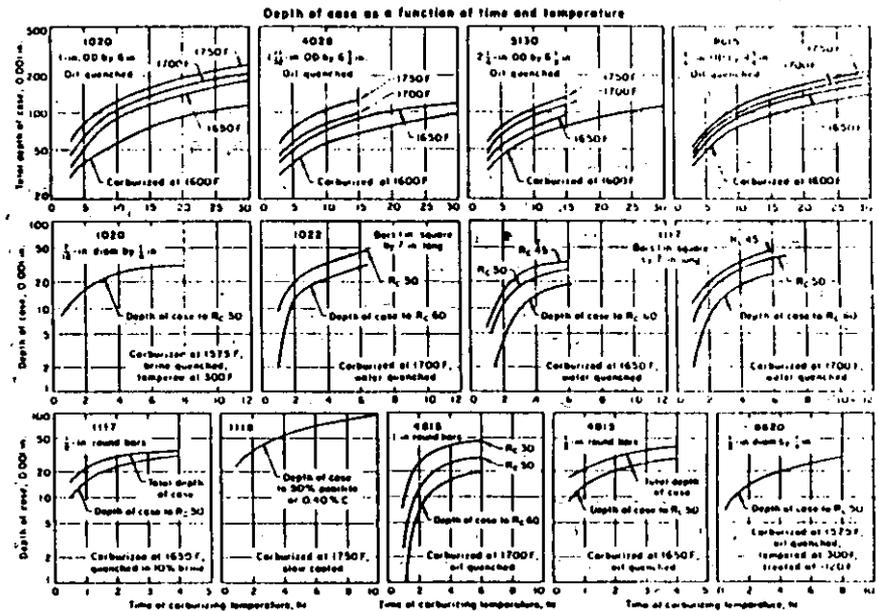


Figura 188 : Efecto del tiempo y de la temperatura sobre la profundidad de caja de aceros carburizados en líquido

En general la carburización líquida es más conveniente para piezas de tamaño pequeño y medio. Las piezas demasiado grandes, de tamaños de 20 pies de longitud o 7 pies de diámetro, son demasiado grandes para ser procesadas convenientemente en sal, y son comúnmente carburizadas mediante métodos de carburización en caja. Debido a los problemas asociados con la remoción de sal, no se recomienda la carburización en baños de sales de piezas que tengan agujeros pequeños, hilos o áreas con depresiones que resulten difíciles de limpiar.

4.6.2 Carbonitruración.

4.6.2.1 Carbonitruración gaseosa.

La carbonitruración, también conocida como cianurización seca, cianurización gaseosa, nitrocarburización, es un tratamiento de endurecimiento superficial en el cual aceros al carbono y aceros aleados se exponen a alta temperatura (generalmente superior a la crítica) a una atmósfera gaseosa de la cual absorben simultáneamente carbono y nitrógeno, luego se enfrían hasta temperatura ambiente con una velocidad que produce las propiedades deseadas de la capa y del núcleo del material. El carbono se obtiene por medio de cualquier gas rico en carbono o de hidrocarburo líquido evaporizado apto para carburizar y el nitrógeno se obtiene a partir de amoníaco.

La diferencia entre la carburización gaseosa y la carbonitruración gaseosa consiste entonces en la introducción de amoníaco al gas de carburización, con el fin de añadir nitrógeno a la capa de carburización. En términos de características de la caja, la carbonitruración gaseosa difiere de la carburización y de la nitruración en que:

- la capa carburizada no contiene nitrógeno
- la capa nitrurada no contiene mayor carbono que el material original.

La principal razón del carbonitrurado es la obtención de una capa dura y resistente al impacto, con espesor de 0.003 a 0.030 plg. Una capa carbonitrurada tiene mayor templabilidad que una carburizada, de modo que el templado proporciona mayor dureza a menor costo.

Los aceros más usuales para la carbonitruración son los tipos 1000, 1100, 1200, 1300, 4000, 4100, 4600, 5100, 6100, 8600 y 8700 con un contenido en carbono hasta de 0.25% aproximadamente.

4.6.2.2 Aplicaciones.

Aunque la carbonitruración es un proceso modificado de

carburo, tiene mucho menos aplicación que éste, sobre todo por su limitación respecto a la profundidad de endurecimiento, inferior a 0.030 plg. Sin embargo, la resistencia de la superficie carbonitrurada al ablandamiento durante un revenido es marcadamente mayor, y además existen otras diferencias en términos de patrón de esfuerzos residuales, estructura metalográfica, resistencia a la fatiga y al impacto determinado nivel de dureza, etc...

Para muchas aplicaciones, la carbonitruración de aceros menos caros proporciona propiedades equivalentes a aquellas obtenidas en los aceros aleados carburizados con gas.

4.6.2.3 Composición y estructura superficial.

La composición de la capa carbonitrurada depende de la temperatura, del tiempo, de la composición de la atmósfera y del tipo de acero. A mayor temperatura de carbonitruración, el amoníaco es menos efectivo en la atmósfera. Menores temperaturas favorecen mayor concentración superficial de nitrógeno y un gradiente de nitrógeno más fuerte.

La figura 189 representa los gradientes de carbono y nitrógeno y la dureza de la capa para un acero al carbono (1018) y un acero de baja aleación (8620), los cuales se carbonitruraron durante 4 h a una temperatura de 1550° F (850°C).

Una de las principales ventajas de la carbonitruración es que el nitrógeno absorbido en la superficie durante el proceso reduce la velocidad de enfriamiento crítica del acero, de modo que la templabilidad de la capa carbonitrurada es mucho mayor que aquella de una capa carburizada (ver figura 190). Esta ventaja permite utilizar aceros en los cuales no sería posible lograr una dureza superficial uniforme por medio de simple carburización y templeado. La carbonitruración permite a veces el uso de aceros 1010, 1020, 1113 con templeado en aceite, reduciendo así los costos de materia prima y obteniéndose mejor maquinabilidad. Otra ventaja es la reducción de distorsión y mejor control dimensional, de modo que se pueden evitar operaciones finales de rectificado y en drezamiento.

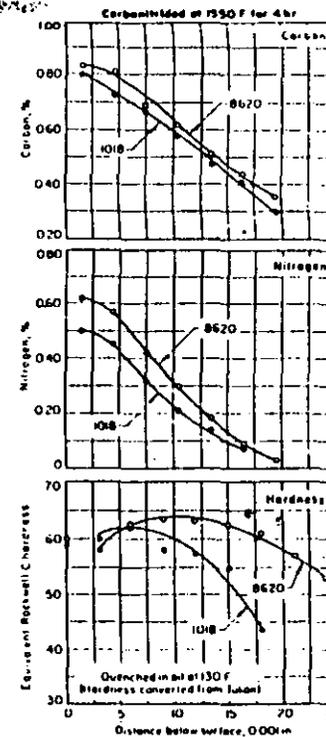


Figura 189 : Gradientes de carbono, nitrógeno y dureza para aceros carbonitrurados 1018 y 8620

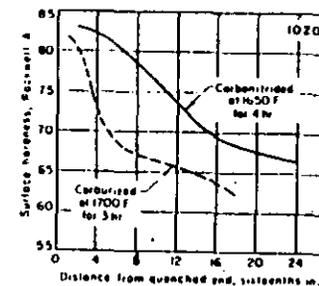


Figura 190 : Curva de templabilidad de punta templada de acero 1020 carbonitrurado a 1650 °F, comparada con la curva para el mismo acero carburizado a 1700 °F

Profundidades de capa de 0.001 a 0.003 plg. se aplican a veces en piezas delgadas que requieren resistencia al desgaste con cargas ligeras. Profundidades hasta de 0.030 plg. pueden aplicarse a elementos expuestos a altas cargas de compresión. Se aplican profundidades de capa de 0.025 a 0.030 plg en ejes y engranes sujetos a altos esfuerzos de tensión o compresión, debido a cargas torsionales, flexionantes o de contacto.

Aceros de medio carbono con durezas centrales de Rockwell C 40 a 45 requieren normalmente menos profundidad de capa que aceros con centros a 20 R_C o menos. Aceros de baja aleación de medio carbono, como p. ej. para engranes de automóvil, se utilizan a menudo con profundidades de capa de 0.004 a 0.006 plg.

Control de austenita residual.

Debido a que el nitrógeno reduce las temperaturas de transformación de la austenita, una capa carbonitrurada contiene más austenita residual que una capa similar carburizada, lo que resulta en una dureza superficial reducida e indeseable en muchas aplicaciones, sobre todo en unidades móviles, en las cuales la transformación de la austenita a martensita resulta en un aumento volumétrico que puede bloquear el sistema.

Un enfriamiento a -40 hasta -150°F (de -40 a -100°C) puede reducir apreciablemente la cantidad de austenita residual en piezas templadas. Otros factores del proceso que pueden modificar la cantidad de austenita residual son:

- temperatura del horno: con mayor temperatura se reduce la cantidad superficial de nitrógeno
- potencial de carbono: en general, se controla el potencial de carbono por medio de adiciones de hidrocarburos para obtener una concentración superficial en carbono de 0.70 a 0.85%

- contenido en amoníaco: se reduce al mínimo necesario para lograr la templabilidad y propiedades metalúrgicas deseada. En general, se emplea una pieza con 5%.

4.6.2.2 Carbonitruración líquida o cianurización.

En este proceso, el acero se calienta hasta temperatura superior a A_{c1} en un baño de sales de cianuro fundidas, durante lo cual la superficie del material absorbe carbono y nitrógeno. Después del templado consiguiente (en aceite, agua o salmuera) se obtiene una superficie dura y con bastante resistencia al revenido. Estas capas contienen más nitrógeno y menos carbono que las simplemente carburizadas y el control de la composición del baño y temperatura de tratamiento permite regular las cantidades relativas de carbono y nitrógeno en la capa superficial.

NOTA IMPORTANTE:

En caso de ingerencia, los cianuros son veneno fatal. En caso de contacto con heridas (aún leves), son extremadamente tóxicos. Cuando cianuros entran en contacto con ácidos, se producen gases altamente venenosos.

4.6.2.2.1 Operación de los baños.

Las reacciones químicas que producen los elementos de nitruración y carburización son totalmente análogas a las mencionadas en el párrafo sobre carburización líquida.

La velocidad de formación y descomposición de los cianatos, liberando carbono y nitrógeno en la superficie de l acero, determina la actividad del baño. A la temperatura de operación, con mayor concentración de cianatos, más rápida es la descomposición. La actividad del baño depende también de la temperatura de operación: a mayor temperatura, mayor actividad.

Una composición de baño típica es la siguiente: 30% NaCN,

40% Ni y 30% NaCl. Se añaden las sales al cianuro para proporcionar fluidez y controlar el punto de fusión. La tabla siguiente presenta composiciones y propiedades de mezclas para cianurización:

Constituyente o Propiedad	Grado			
	96-98	75	45	30
Composición en %				
Cianuro de sodio	97	75	45.3	30.0
Carbonato de sodio	2.3	3.5	37.0	40.0
Cloruro de sodio	trazas	21.5	17.7	30.0
Propiedades				
Punto de fusión (°F)	1040	1094	1058	1157
(°C)	560	590	570	625
Peso específico				
a 77°F (25°C)	1.50	1.60	1.80	2.09
a 1590°F (860°C)	1.10	1.25	1.40	1.54

Cuando se recubre el baño con carbono para reducir pérdidas de calor y humos, hay que añadir oxígeno en forma de aire o de CO₂ para mantener la producción del cianato, ya que sin oxígeno, la actividad cianurizante del baño se detiene.

El contenido en carbono de la capa aumenta con mayor concentración en cianuro: un baño a 1500 - 1550°F con 2-4% de cianuro puede restaurar el carbono en aceros descarbonizados con 0.3 a 0.4% C en el centro, mientras que un baño con 30% de cianuro a la misma temperatura producirá una capa de 0.005 plg. con 0.65% C superficial en 45 min.

La siguiente tabla muestra la influencia de la concentración de NaCN sobre la profundidad de la capa en acero 1020 (30 min a 1500°F).

% NaCN	prof.	% NaCN	prof.	% NaCN	prof.
94.3	0.0060	43.0	0.0060	15.1	0.0050
76.0	0.0070	30.2	0.0060	10.8	0.0040
50.8	0.0060	20.8	0.0055	5.2	0.0020

El rango de temperatura para los baños de cianurización varía entre 1400 (760) y 1600°F (870°C). Las temperaturas inferiores permiten minimizar las distorsiones de templado, mientras que las mayores temperaturas, superiores a Ac₃, permiten mayor penetración de elementos.

La figura 191 representa datos específicos de cianurización de acero 1022 a diferentes temperaturas, mientras que la tabla siguiente muestra el efecto de la temperatura de cianuración sobre la profundidad de caja y contenido en carbono superficial:

Acero	Prof. plg.	% C superf.	Acero	Prof. plg.	% C superficial
1 h a 1550°F			1 h a 1600°F		
1020	0.010	0.62	1020	0.010	0.50
3115	0.010	0.63	3115	0.010	0.38
3 h a 1550°F			3 h a 1600°F		
1020	0.018	0.74	1020	0.015	0.65
3115	0.020	0.69	3115	0.018	0.60

El templado consiguiente a la cianurización se efectúa en aceite o soluciones acuosas, según el tipo de acero y su futuro uso.

4.6.2.2.2 Aplicaciones.

A parte de la cianurización convencional, es bastante usual llevar a cabo una cianurización selectiva, por ejemplo sólo sumergiendo la parte de la pieza que tiene que ser tratada. También puede calentarse toda la pieza al rojo vivo y luego echarle polvo de ferrocianuro de potasio (no tóxico), recalentar, reecharle sal y templar. El uso de un recubrimiento de cobre para evitar localmente la cianurización tiene su restricción en que los baños con 30% de cianuro disuelven rápidamente el cobre.

4.6.3 Nitruración.

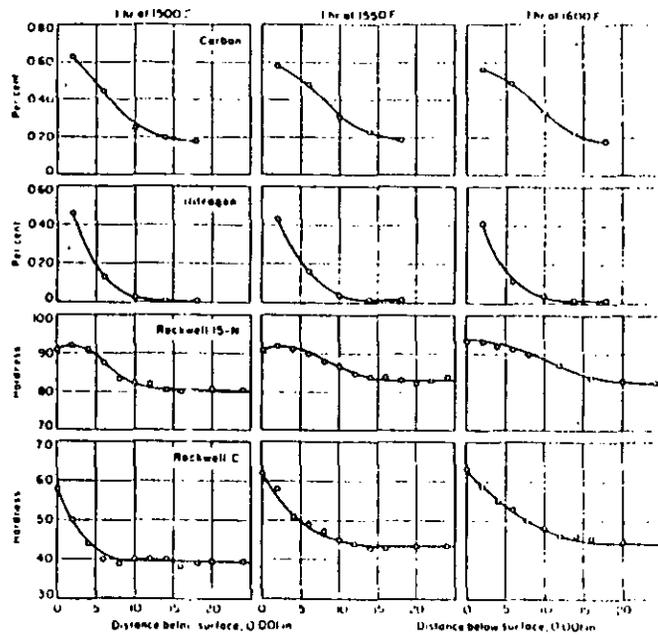


Figura 191 : Efecto de la temperatura del baño de cianurización sobre el contenido en carbono y nitrógeno y la dureza de la caja obtenida en un acero 1022

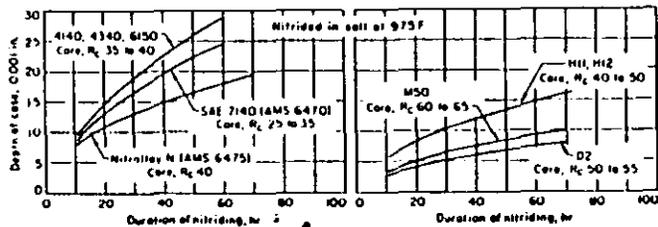


Figura 192 : Profundidad de caja para diferentes aceros de baja aleación conteniendo cromo, conteniendo aluminio y acero de herramienta después de una nitruración líquida en un baño convencional a 975 °F durante 70 horas

4.6.3.1 Nitruración líquida.

La nitruración líquida (en baño de sal líquida) se efectúa en un rango de temperatura de 950 a 1050°F (510 a 565°C). De modo análogo como para la carburización líquida y cianurización, el medio de tratamiento es cianuro fundido. Sin embargo, la nitruración líquida se efectúa a una temperatura inferior a la de transformación del acero tratado. Además, la nitruración añade más nitrógeno y menos carbono al acero que los procesos tratados anteriormente.

En general, el uso de la nitruración líquida y gaseosa es similar o idéntico. Se puede preferir la nitruración gaseosa en aplicaciones que requieren mayores profundidades de caja, mientras que la nitruración líquida es única en su capacidad de producir una capa nitrurada satisfactoria en aceros al carbono. Sin embargo, ambos procesos proporcionan las mismas ventajas: mayor resistencia al desgaste y a la fatiga, menor distorsión por temperatura.

4.6.3.1.1 Procedimiento.

Un baño comercial típico para nitruración, se compone de una mezcla de sales de sodio y potasio. Las sales de sodio, representando un 60-70% del peso total de la mezcla consisten en 96.5% NaCN, 2.5% Na₂CO₃ y 0.5% NaCNO. Las sales de potasio, 30-40% del peso total, consisten en 96% KCN, 0.6% K₂CO₃, 0.75% KCNO y 0.5% KCl. Esta mezcla se opera a 1050°F (565°C) y se usa mucho para la nitruración de acero de herramienta, incluyendo acero rápido y una variedad de aceros de baja aleación, incluyendo los aceros de nitruración conteniendo aluminio.

A veces se añade NH₃ gaseoso al baño de cianuro-cianato, manteniéndolo bajo presión de 1 a 30 psi. El gas se introduce en la parte inferior y fluye verticalmente.

4.6.3.1.2 Profundidad de caja y dureza

La figura 192 muestra datos de profundidad de dureza ob-

tenidos en varios aceros por nitruración líquida en un baño comercial a 975 °F durante 70 horas. Las curvas se refieren a tres aceros de baja aleación con cromo (4140, 4340 y 6150), dos aceros de nitruración con aluminio (SAE 7140 y AMS 6475) y cuatro aceros de herramienta (H11, H12, M50 y D2).

4.6.3.2 Nitruración gaseosa

La nitruración gaseosa es un proceso de endurecimiento superficial en el cual se introduce amoníaco en la superficie de una aleación ferrosa sólida, permaneciendo la pieza a una temperatura adecuada (debajo de A_c1 para aceros ferríticos) en contacto con un gas nitrogenado, en general amoníaco. No se requiere ningún templado para la producción de una superficie dura. La temperatura de nitruración para todos los aceros varía entre 925 y 1050 °F (495 - 565 °C).

4.6.3.2.1 Factores de aplicación

Las principales razones para la nitruración son :

1. obtener alta dureza superficial
2. aumentar la resistencia al desgaste y a la excoiación
3. aumentar la vida en fatiga
4. aumentar la resistencia a la corrosión (excepto en los aceros inoxidables)
5. obtener una superficie resistente al efecto suavizador del calor a temperaturas hasta la de nitruración.

Debido a la temperatura relativamente baja que se emplea en este proceso, la nitruración causa menos distorsión y deformación que la carburización o el templado convencional. Ocurre un ligero crecimiento de grano como consecuencia de la nitruración, pero los cambios volumétricos son relativamente pequeños.

Aceros para nitruración

De los elementos de aleación comúnmente utilizados en aceros comerciales, el aluminio, cromo, vanadio y molibdeno son benéficos

en la nitruración porque forman nitruros estables a la temperatura de nitruración. El molibdeno, además de su contribución como formador de nitruros, reduce el riesgo de fragilización a las temperaturas de nitruración. Otros elementos de aleación, como el níquel, cobre, silicio y manganeso no tienen prácticamente ningún efecto sobre las características de nitruración.

Aunque, cuando se alcanza una temperatura adecuada, todos los aceros son capaces de formar nitruro de hierro en presencia de nitrógeno nascente (nitrógeno en proceso de formación), los resultados de la nitruración son más favorables en aquellos aceros que contienen uno o más de los principales elementos de aleación formando nitruros. Como el aluminio es el elemento de aleación común con más tendencia a formar nitruro, los aceros al aluminio (0.85 a 1.50 % Al) proporcionan los mejores resultados en términos de nitruración. Los aceros conteniendo cromo pueden aproximarse a estos resultados si su porcentaje en cromo es suficientemente alto. Aceros al carbono no aleados no son muy adecuados para la nitruración gaseosa, ya que forman una capa extremadamente frágil.

Los siguientes aceros fueron nitrurados para aplicaciones específicas :

1. Aceros de baja aleación conteniendo aluminio : ver tabla siguiente :

Acero			c o m p o s i c i ó n								Temperatura de aust. / revenido °F	
SAE	AMS	Nitr alloy	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Al	Se		
-	-	G	0.35	0.55	0.30	1.2	-	0.20	1.0	-	1750	1050-1300
7140	6470	135 M	0.42	0.55	0.30	1.6	-	0.38	1.0	-	1750	1050-1300
-	6475	N	0.24	0.55	0.30	1.15	3.5	0.25	1.0	-	1650	1200-1250
-	-	EZ	0.35	0.80	0.30	1.25	-	0.20	1.0	0.20	1750	1050-1300

2. Aceros de medio carbono, aceros de baja aleación conteniendo cromo de las series 4100, 4300, 5100, 6100, 8600, 8700, 9300 y 9800
3. Aceros para matrecería en caliente con 5 % Cr, como el H11, H12 y H13
4. Aceros inoxidables ferríticos y martensíticos de las series 400
5. Aceros inoxidables austeníticos de las series 300
6. Aceros inoxidables de endurecimiento por precipitación, como el 17-4 PH, 17-7 PH y A-286.

Tratamiento térmico previo

Todos los aceros templables deben ser endurecidos y revenidos antes del tratamiento de nitruración. La temperatura de revenido tiene que ser suficientemente alta para garantizar una estabilidad estructural durante la permanencia a la temperatura de nitruración. La temperatura mínima de revenido es generalmente por lo menos 50 °F más alta que la temperatura máxima que se usará durante la nitruración.

En determinadas aleaciones, como los aceros de series 4100 y 4300, la dureza de la capa nitrurada se modifica apreciablemente por la dureza del núcleo, de la siguiente manera: una reducción de la dureza del núcleo provoca una reducción de la dureza superficial. Por consecuencia, para lograr máxima dureza superficial, es necesario proveer estos aceros con la máxima dureza de núcleo, lo que se obtiene por medio de un revenido a la menor temperatura permisible.

4.6.3.2.2 Operación

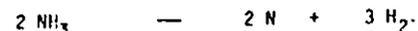
Después del templado y revenido, pero antes de la nitruración, es preciso limpiar cuidadosamente las piezas, lo que puede efectuarse por desengrase con vapor y limpieza abrasiva con arena de óxido de aluminio inmediatamente antes de nitrurar o por aplicación de un recubrimiento de fosfato.

Después de cargar y sellar el horno al inicio del ciclo de nitruración, hay que eliminar el aire de la retorta (contenedor) antes de calentar el horno arriba de 300 °F, para evitar la oxidación de las piezas y de componentes del horno. También finalizando la operación hay que purgar la retorta para eliminar o diluir el amoníaco presente, con el fin de evitar molestias de los trabajadores que abren la retorta. Esta purga puede hacerse con aire, pero sólo cuando la temperatura del horno bajó a menos de 300 °F (145 °C).

Velocidad de disociación

El proceso de nitruración se basa en la afinidad del nitrógeno naciente para formar nitruro de hierro y de determinados elementos

metálicos. El nitrógeno naciente se produce por la disociación del amoníaco gaseoso cuando éste entra en contacto con las piezas de acero caliente:



Aunque es posible utilizar con éxito diferentes velocidades de disociación para nitrurar, es importante iniciar el ciclo de nitruración con una velocidad de disociación de 15 a 30 %, manteniéndose ésta así durante 4 a 10 horas, en función de la duración total del ciclo. La temperatura debe mantenerse a 975 °F (525 °C) aproximadamente.

Durante la mayoría de los ciclos de nitruración, la disociación varía ligeramente, aunque los factores de control (flujo de amoníaco, área superficial y temperatura de nitruración) quedan constantes. En general, la disociación aumenta poco a poco cuando el ciclo va procediendo con un flujo constante de amoníaco. Sin embargo, este incremento, en general, no afecta significativamente las características de la nitruración.

Una vez terminado el ciclo de nitruración, se enfría el horno con la ayuda de un intercambiador de calor con flujo de agua o por circulación forzada de aire. Después de purgar el horno y de dejar que se enfríe a menos de 150 °C (300 °F), se puede abrirlo.

4.6.3.2.3 Control de la profundidad de caja

La profundidad de caja y su dureza, los principales parámetros finales del proceso, no sólo dependen de la duración y de otras condiciones de la nitruración, sino también de la composición del acero, de su estructura previa y de su dureza en el núcleo.

Aceros conteniendo aluminio

De los aceros para nitruración conteniendo aluminio, el más usado es el SAE 7140 (AMS 6470). La figura 193 representa los gra-

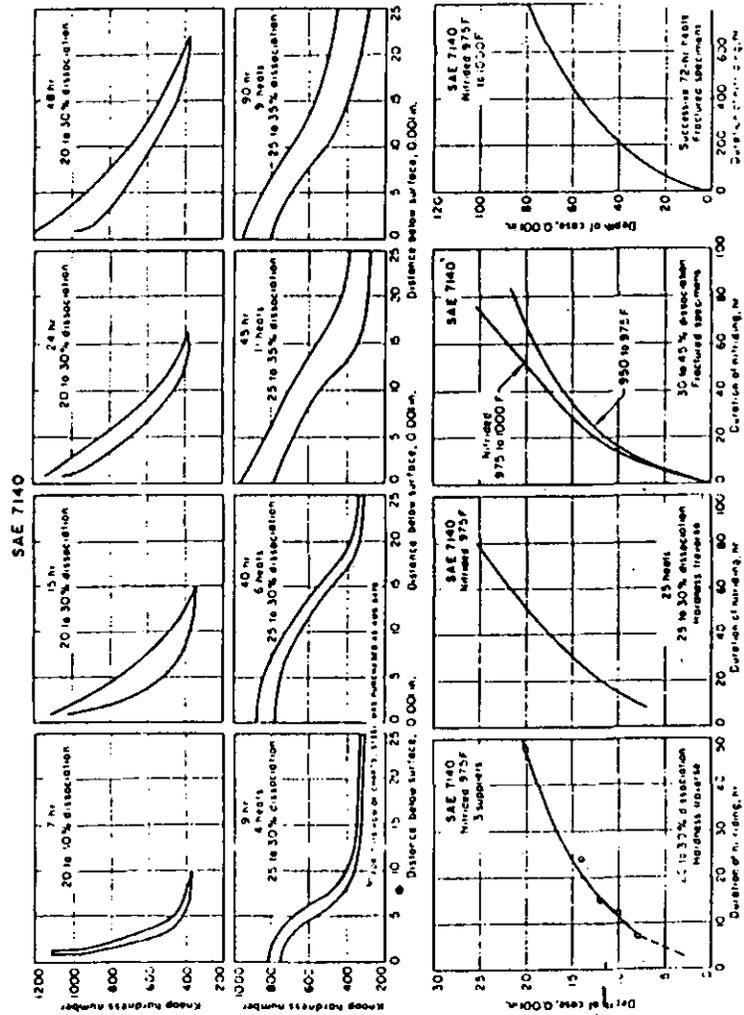


Figura 193 : Gradientes de dureza y relaciones de profundidad de caja para aceros conteniendo aluminio, después de nitruración

dientes de dureza y profundidades de caja obtenidas con este acero en función de la duración del ciclo y condiciones de nitruración. Es aparente que la velocidad de nitruración disminuye en periodos de tiempo largos : la profundidad de caja obtenida después de 800 horas es sólo tres veces mayor que en 100 horas.

Aceros de baja aleación conteniendo cromo

Las figuras 194 y 195 relacionan la profundidad de caja con el tiempo y las condiciones de nitruración para varios aceros de baja aleación conteniendo cromo, principalmente : 4140, 4337, 4340 y R640. Entre estos aceros, el 4140 presenta las mejores características de nitruración debido a su mayor contenido en cromo y ausencia de níquel.

Aceros de herramienta conteniendo cromo

Los aceros H11, H12 y D2 proporcionan alta resistencia en el núcleo con alta dureza de caja, lo que representa una excelente combinación para aplicaciones que involucran cargas fuertes de impacto y altas cargas locales. La figura 195 representa resultados de profundidad de caja para nitruración simple a 975 °F y 975 a 1000 °F. La poca profundidad de caja refleja el efecto de retraso sobre la difusión del nitrógeno debido al alto contenido en cromo.

Cambios dimensionales

Durante la nitruración, las partes aumentan ligeramente en dimensión debido al aumento en volumen en la capa nitrurada. Esto causa un alargamiento del núcleo, resultando en esfuerzo de compresión en la superficie después del enfriamiento a temperatura ambiente. Estos fenómenos pueden causar crecimiento y distorsión de la pieza, dependiendo de la composición de la pieza, su temperatura de revenido, duración y temperatura de nitruración, espesor relativo de caja y núcleo y forma.

4.6.3.2.4 Equipo

Existen muchos hornos con diferentes tipos de diseño, pero

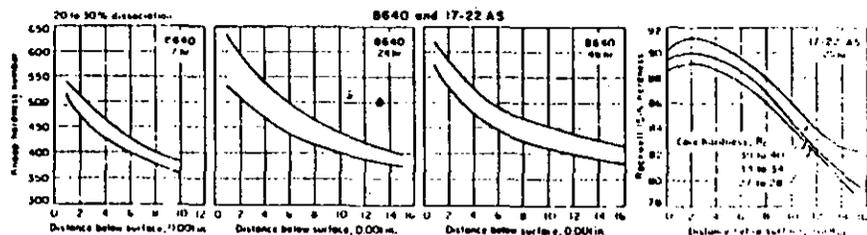
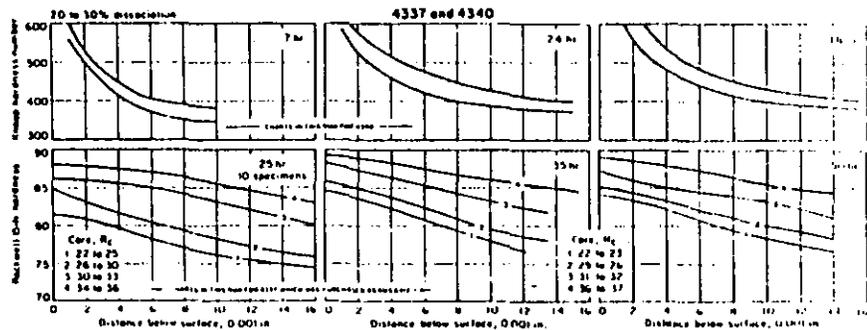
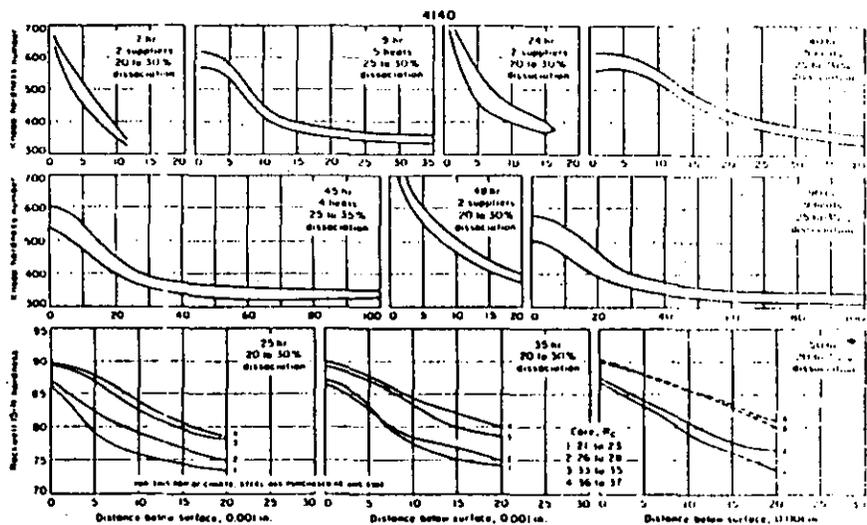


Figura 194 : Gradientes de dureza para aceros de baja aleación conteniendo cromo, después de nitruración

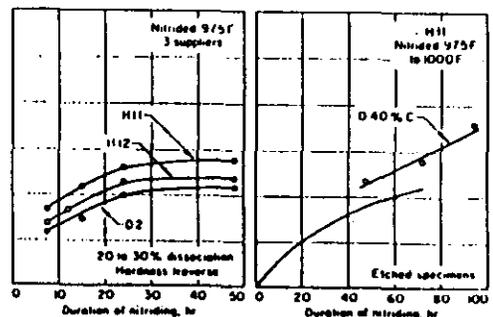
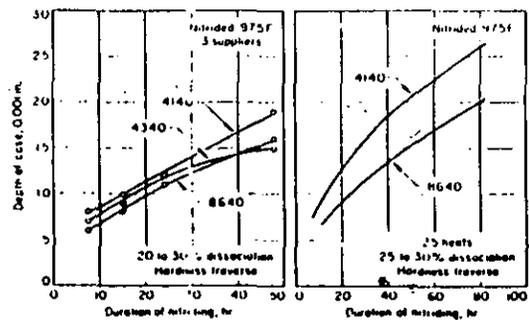


Figura 195 : Profundidad de caja en función de la duración de la nitruración, para aceros de baja aleación conteniendo cromo y para aceros de herramienta

- La mayoría son discontinuos y presentan algunas características comunes :
- posibilidad de sellar la carga para excluir aire y otros contaminantes cuando contiene la atmósfera controlada
 - línea de entrada para introducción de una atmósfera y línea de salida para retirar la atmósfera usada
 - sistema de calentamiento con control adecuado de temperatura
 - sistema para hacer circular la atmósfera en el contenedor (retorta) y para uniformizar la temperatura en el horno (por ejemplo : ventilador).

La figura 196 representa un horno de retorta vertical y la figura 197 un horno móvil de tipo campana.

En condiciones de nitruración, el amoníaco y los productos de disociación reaccionan químicamente con la retorta y los materiales en la retorta, como ventiladores, canastas, ganchos, etc..., lo que contribuye a una mayor disociación del amoníaco, acaparando nitrógeno atómico y produciendo un exceso de hidrógeno. Para reducir esta reacción a un mínimo, es usual hacer los elementos críticos del horno en aleaciones con alto contenido en níquel y cromo, como se observa en la siguiente tabla:

Materiales recomendados para elementos interiores de hornos para nitruración :

Parte	Material	
	Conformado	Colado
Retortas	Acero tipo 330; Inconel	inusual
Ventiladores	Acero tipo 330; Inconel	35-15 o equivalente
Charolas, canastas, fijaciones,...	Acero 310, 330; Inconel	35-15 o equivalente
Tubo de protección de termopar	Acero tipo 330; Inconel	inusual

4.6.3.2.5 Nitruración de aceros inoxidable

Debido a su alto contenido en cromo, todos los aceros inoxidable pueden ser nitrurados hasta cierto grado. Aunque la nitruración reduce la resistencia a la corrosión, también aumenta la dureza superficial

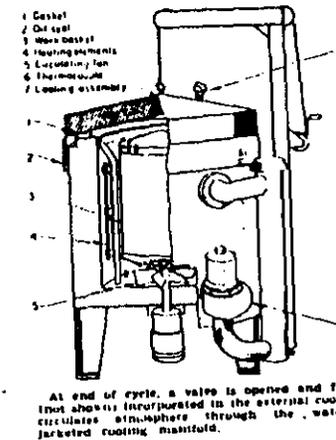


Figura 196 : Horno vertical de retorta para nitruración

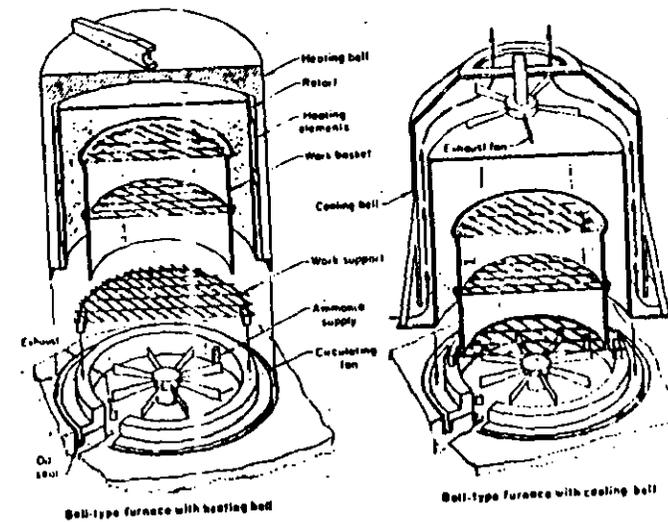


Figura 197 : Esquema de horno de tipo campana, mostrando la base estacionario y la campana

y da un coeficiente de fricción inferior, aumentando así la resistencia a la abrasión.

Aleaciones austeníticas y ferríticas

Aunque los aceros de la serie 300 son muy difíciles de nitrurar, esta operación se llevó a cabo con éxito sobre los tipos 301, 302, 303, 304, 308, 309, 316, 321 y 347. De los aceros serie 400, se trataron los 430 y 446.

Aleaciones templables

Las aleaciones martensíticas pueden obtener una dureza inferior suficiente para soportar la caja nitrurada. También se nitruraron con éxito las aleaciones para endurecimiento por precipitación, como 17-4 PH, 17-7 PH y A - 286.

4.7 Tratamientos Termomecánicos.

4.7.1. Introducción

En los últimos años se trabajó intensamente para conseguir materiales de mayor resistencia que los usuales, desarrollando, entre otros, nuevos tratamientos para aprovechar hasta el máximo las calidades potenciales de los materiales.

En trabajos de investigación de las posibles mejoras y variantes de los tratamientos de templado descritos en los párrafos anteriores, se ensayaron combinaciones de tratamientos térmicos con deformaciones mecánicas simultáneas del material, en alguna fase de su proceso. Así fue posible elevar la resistencia mecánica de algunos aceros de 205 Kg/mm² a 280 Kg/mm², cifra realmente notable en comparación con las resistencias corrientes de los aceros.

Los tratamientos termomecánicos más usuales que se practican actualmente son tres:

- a) el ausforming, basado en la deformación de la austenita inmediatamente antes de su transformación en martensita,
- b) el Mar-straining o zerolling, en el que se deforma la martensita sin revenido y,
- c) el andeforming o marforming, en el cual se deforma la martensita revenida.

4.7.2 El ausforming.

El ausforming (de "forming", deformación, y "aus", austenita) es un tratamiento derivado del templado martensítico normal y se realiza deformando del 60% al 90% el acero, una vez calentado a la temperatura prealable al templado y, por tanto, en estado austenítico, enfriándolo después bruscamente para transformar la austenita en martensita en la forma acostumbrada.

A veces, este tipo de tratamiento térmico se denomina "trata-

Tipo y estado	Aerol	Composición química										Módulo de elasticidad
		C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Al	
Figueroa y colab (10)	...	0.35	0.50	1.50	A
Guillou y colab (11)	...	0.32	0.45	0.37	0.016	0.017	0.12	5.23	0.47	B
Guillou y colab (11)	450	0.41	0.76	0.51	0.011	0.017	1.75	0.81	0.55	C
Schwartz y colab (9)	812	0.35	...	1.56	0.01	0.01	0.81	1.46	D
Schwartz y colab (9)	812	0.43	...	1.55	0.01	0.015	1.15	1.45	E
Schwartz y colab (9)	A 70	0.39	...	1.45	0.01	0.015	1.44	F
Guillou y colab (11)	0.56	0.42	0.55	1.00	1.32	1.70	0.25	G
Guillou y colab (11)	0.70	0.35	0.47	1.10	1.10	1.35	0.35	H
Ruby y Pharo (8)	0.13	0.35	0.72	0.24	0.01	0.015	1.25	0.81	0.73	I
Schwartz y colab (9)	...	0.45	0.55	0.50	1.3	1.65	0.50	J
Schwartz y colab (9)	...	0.45	0.55	0.50	1.3	1.65	0.50	K
Harckell (13)	100	0.36	0.69	0.31	0.015	0.017	1.25	0.72	0.26	L
Levy y colab (14)	...	0.35	0.52	0.41	0.016	0.015	...	0.75	M
Levy y colab (14)	A 31	0.35	0.55	0.50	1.02	2.22	0.41	0.55	...	N
Levy y colab (14)	A 41	0.45	0.45	0.44	1.05	2.23	0.44	0.52	...	P
Schwartz y colab (9)	A 47	0.42	1.10	0.76	1.15	2.22	0.55	0.51	...	Q
Higgins y colab (10)	16.50	0.41	0.51	0.52	0.011	0.015	1.35	1.25	0.21	R

Cuadro I

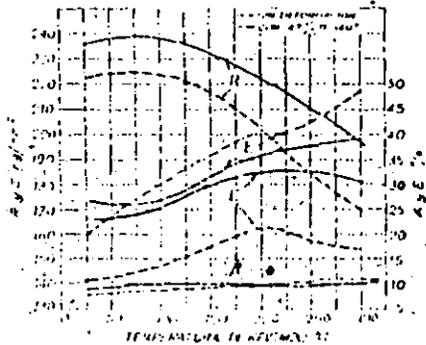


Figura 201 : Características mecánicas obtenidas después de un ausforming

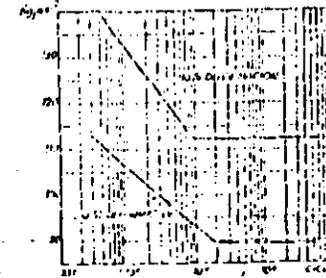


Figura 202 : Curvas de fatiga del acero Vascojet 1000 de 0.4 C, 0.5 Mn, 5 Cr, 0.5 V, 1.3 Mo, después de templado (9 % deformación) y con ausforming (90 % deformación)

RESULTADOS OBTENIDOS CON EL TRATAMIENTO AUSFORMING DE LOS ACEROS DEL CUADRO NUM. 29-1 (García Poggio)

N.º del acero	Temperatura		Estrés (kg/cm²)		Elongación (%)		Alargamiento (%)		Resaca	
	Temp. °C	%	Distorsión	Quiebre	Distorsión	Sin de-formar	De-formado	Sin de-formar	Temp. °C	Tiempo horas
A	201	207	12	12
B	622	50	126	158	105	100	100	3
C	622	35	217	217	196	165	204	1
D	537	75	226	200	205	170	7.4	8.0	260	1
E	537	75	235	215	218	180	6.5	7.6	260	1
F	537	75	233	207	210	196	5.7	7.5	260	1
G	537	52	246	215	210	177	4	5	537	...
H	457	45	223	204	176	171	5	5	537	...
I	537	72	219	191	193	165	260	...
J	270	...	255	...	5	...	215	...
K	...	90	254	...	255	...	5	...	260	...
L	537	18	300	...	193
M
N	454	93	255	200	254	162	315	1
P	454	93	274	...	225	204	315	1
Q	454	93	274	...	270	190	315	1
R	450	46	184	154	137(*)	109(*)	16	18	250	1

Cuadro II

4.7.3 El marstraining o zerolling.

El mar-straining, también denominado zerolling, es un tratamiento termomecánico que se realiza deformando de un 8 a un 10% determinados aceros una vez templados y sin revenir. Como esta deformación es generalmente un estirado del material, o sea, de la martensita, la denominación de este tratamiento se deriva de esta operación (mar, martensita; straining, estirado).

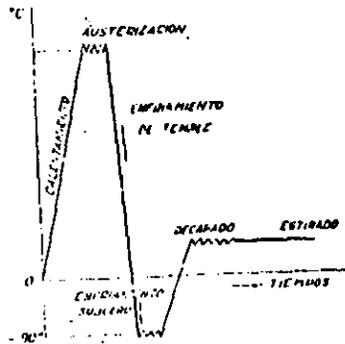


Figura 203 : Representación esquemática del transcurso temperatura-tiempo y deformaciones correspondientes para un tratamiento de marstraining

El tratamiento se realiza de la manera siguiente: (fig. 203)

1. Se calienta el acero hasta la temperatura de temple para austenizarlo.
2. Se enfría a continuación a la velocidad requerida por el acero, según sea su templabilidad, para transformar la austenita en martensita.
3. Una vez el material a la temperatura ambiente y en estado martensita, se sigue enfriando hasta 90° bajo cero.

- 444 -

4. Se decapa el acero a continuación.

5. Finalmente, se estira en hilera, dándole una deformación de 8 a 10%: 300 Kg/mm², con una estricción del 30% y alargamiento de 3 a 4%. La resistencia a la fatiga supera en un 35% a la del acero templado normalizado.

Los aceros experimentales y los resultados obtenidos se dan en los cuadros III y IV de la página siguiente.

El aumento de resistencia mecánica se atribuye a una cierta acritud adquirida por el material, que en las condiciones en que ha tenido lugar la deformación no perjudica mucho la ductilidad del material.

4.7.4 Andeforming o marforming.

El andeforming, también denominado cuando se aplica a las aleaciones maraging, es un tratamiento compuesto de una pequeña deformación del material, combinada con un tratamiento de envejecimiento o maduración artificial que eleva el límite elástico de ciertos tipos de aceros.

La deformación se realiza sobre los aceros templados y revenidos, y desde luego a la temperatura ambiente. En general, la deformación no es superior al 1%, aunque en las aleaciones maraging, se llega hasta un 60%.

Después de la deformación se da al material un tratamiento de envejecimiento artificial o maduración, calentándolo a 200° durante dos horas (fig. 204).

Con este tratamiento se eleva el límite elástico del acero de 10 a 20%, sin ninguna variación del alargamiento si la deformación no ha superado el 0.4%. La estricción se mantiene sin variación hasta un 1% de deformación. También aumenta la resistencia a la fatiga un 25% (fig. 205).

Aplicaciones de marforming.

El marforming se aplica a los aceros martensíticos de baja aleación, a los de matricería, aceros inoxidable y semi-inoxidables y a los inoxidables martensíticos.

- 445 -

Acero	C	Mn	Si	Pb	Cr	V	Mo	W
Aceros de bajo ultración								
300 M	0,40	0,75	1,6	1,8	0,0	0,1	0,40	—
D 6 A C	0,46	0,75	0,2	0,4	1,0	0,1	1,0	—
W C M-1	0,50	0,60	2,0	5,0	1,0	0,1	0,5	—
W C M-4	0,40	0,50	2,0	5,0	1,0	0,1	0,5	—
W H C (*)	0,50	0,50	1,5	4,0	1,0	0,25	0,5	1,0
Mod. S-5	0,50	0,90	1,8	—	—	0,25	0,5	—
Hj-Tuf	0,25	1,30	1,5	1,8	—	—	0,4	—
Aceros de martensita								
Vasojel 1.000	0,40	0,5	—	—	5,0	0,5	1,3	—
Aceros semi austeníticos								
AM-355 (**)	0,13	0,93	0,25	4,3	15,5	—	2,75	—
Aceros martensíticos								
AISI-422	0,20	0,75	0,75	—	12,0	0,25	1,0	1,0

(*) Mn 0,2 % Cu
 (**) Mn 0,10 % Ni.

Cuadro III

RESULTADOS OBTENIDOS CON EL TRATAMIENTO MARSTAINING DE LOS ACEROS DEL CUADRO NUM. 29-3 (García Poggio)

Acero	Temperatura de austenización °C	Enfriamiento	Temperatura de temple °C	Martensita después de temple (%)	Límite elástico E _{lim} (MPa) (antes y después de temple)	Débil de una deformación de 1% (antes y después de temple)
300 M	900	Soles (*)	315	790	172	176
D 6 A C	845	Soles (*)	315	790	166	194
W C M-1	900	Aire (**)	315	790	122	230
W C M-4	900	Aire (**)	315	790	125	214
Mod. S-5	900	Soles (*)	300	790	203	230
W H C	900	Aire (**)	315	790	194	223
Hj-Tuf	870	Aire	270	700	138	168
Vasojel 1.000	1.010	Aire	540	430	157	193
AM-355	1.010	Aire (**)	455	370	120	150
AISI-422	1.640	Aire	430	400	130	165

(*) Baño de sales a 175 °C
 (**) Enfriamiento a 20 °C bajo cero después del temple

Cuadro IV

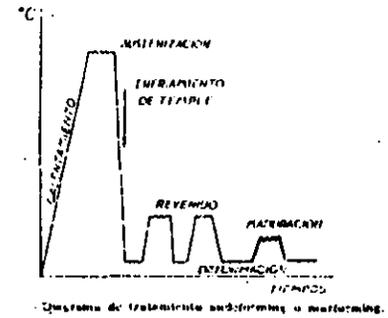


Diagrama de tratamiento andeforming o marforming.

Figura 204 : Diagrama de tratamiento andeforming o marforming

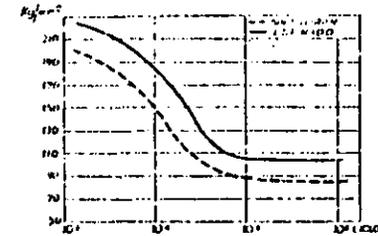


Figura 205 : Curvas de resistencia a la fatiga de acero tratado con andeforming (línea continua) y templado (línea de trazos)



**FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.
DIVISION DE EDUCACION CONTINUA**

*CURSOS ABIERTOS
I CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES
MODULO 2: METALES Y CERAMICOS*

*PRINCIPIOS GENERALES DE LA SELECCION DE ACEROS PARA
TRATAMIENTOS TERMICOS ESPECIFICOS*

EXPOSITOR: DR. YRAN HOUBEART IRMEN

*JUNIO
1992*

Capítulo 3 : Transformaciones en el acero

3.1 El hierro puro

Desde luego, la denominación "hierro puro" es relativa. Las propiedades del hierro absolutamente puro no se conocen más que aproximadamente por extrapolación, ya que el grado de pureza absoluta no puede ser obtenido y además no tiene importancia práctica. Sin embargo, la expresión "hierro puro" tiene un sentido especial cuando se utiliza en contraposición al término "acero" con que se denomina siempre a una aleación de hierro con carbono, y sobre todo, cuando el verdadero grado de pureza del "hierro" es disponible.

Durante los últimos años se hicieron progresos muy importantes en la producción de hierro con muy alto grado de pureza. Los procesos técnicos usuales de producción se basan en la purificación del hierro puro después de la reducción de los óxidos, para lo cual existen métodos muy diversos como electrólisis, la oxidación selectiva en estado líquido, recocido o fundición en alto vacío y repetición de cristalizaciones controladas en el proceso de la fusión fraccionada o fusión en zonas.

En la tabla 9 se dan las composiciones de algunas variedades usuales de hierro técnicamente puro.

TABLA 9 : VARIEDADES TECNICAS DE HIERRO PURO

DENOMINACION	C %	Si %	Mn %	P %	S %	O %
HIERRO ARMCO	0.015	0.01	0.02	0.01	0.02	0.15
HIERRO CARBONIL	0.01	TRAZAS	--	TRAZAS	0.004	0.5
HIERRO ELECTROLITICO	0.008	0.007	0.002	0.006	0.003	--
HIERRO DE ALTO VACIO	0.001	0.003	--	0.0005	0.0026	0.0004

El nombre "hierro ARMCO" es un nombre comercial derivado del fabricante inicial, la "American Rolling Mill Co".

En realidad, el hierro ARMCO es un acero producido en el horno Siemens-Martin, en el cual el carbono y los elementos de elaboración Si y Mn son reducidos hasta un mínimo por oxidación. Este material se utiliza sobre todo por sus propiedades magnéticas y como material de base para la producción de aceros aleados.

El "Hierro Carbónil" se utiliza sobre todo en la metalurgia de polvo, por su alto grado de pureza y porque es producido precisamente en forma de polvo. Durante la sinterización en vacío o en atmósfera de hidrógeno, se bajan aún más los contenidos de C, S y N.

El hierro electrolítico es producido en una proporción relativamente pequeña. Con frecuencia es purificado además por fundición en alto vacío o por cristalización múltiple en fusión de zonas. De esta manera es posible elevar tanto el grado de pureza que la suma de las impurezas no es superior a unas cuantas partes por millón.

3.1.1 Propiedades físicas y mecánicas del hierro puro

Constantes físicas

Peso atómico	:	55.85 g/mol
Estructura cristalina	:	CCuC α : parámetro a (910°C) = 2.866 Å CCuC δ : parámetro a (1425°C) = 2.94 Å CCaC γ : parámetro a (950°C) = 3.656 Å
Densidad relativa (20°C)	:	7.87
Punto de fusión	:	1539°C
Calor específico	:	α (20°C-700°C) 0.1075-0.230 $\frac{\text{cal}}{\text{gr} \cdot ^\circ\text{C}}$ γ (25°C-1500°C) 0.1220-0.171 $\frac{\text{cal}}{\text{gr} \cdot ^\circ\text{C}}$
Calor latente de fusión	:	64.9 cal/mol
Coefficiente de dilatación térmica	:	α (100-600°C) : (12.6-16) $\times 10^{-6}$ / °C γ (900-1110°C) : promedio (23.4) $\times 10^{-6}$ / °C
Resistividad eléctrica (0-900°C)	:	9.8-114 $\mu \Omega \cdot \text{cm}$.
Coefficiente de conductividad térmica (0-800°C)	:	0.18-0.07 cal/cm ³ seg °C
Punto de Curie	:	768°C

Propiedades Mecánicas

Resistencia máxima (última)	: 18-29 Kg/mm ²	= σ_R
Límite elástico	: 10-17 Kg/mm ²	= σ_E
Porcentaje de elongación	: 40-50%	
Estricción (reducción de área):	80-93%	
Dureza (Brinell)	: 45-55 DB	
Módulo de elasticidad	: 21000 Kg/mm ²	

Con excepción del módulo de elasticidad, las propiedades mecánicas dependen mucho de la estructura.

3.1.2 Estructura cristalina y transformaciones del hierro puro

Varios metales como el hierro, el estaño, el cobalto, el manganeso, el plutonio, etc., son polimorfos, es decir, a una temperatura determinada la red cristalina cambia de un tipo a otro. Esta transición es una recristalización y por lo tanto un fenómeno de nucleación y de crecimiento de los núcleos. (polimorfismo, transformación alotrópica).

Una vez que la temperatura termodinámica real de la transición está excedida en sentido ascendente o en sentido descendente, se forman núcleos de la nueva fase.

Este tipo de recristalización tiene mucho más semejanza con la solidificación que con la recristalización de un metal deformado en frío, ya que encontramos aquí una transición de fase, es decir, una reconstrucción total de la estructura cristalina durante la cual los límites de grano no se conservan de ninguna manera. En general el nuevo grano va a distinguirse en tamaño, forma y límites, de los demás (existen algunas excepciones).

Los cambios en las propiedades del metal que acompañan a tal transformación, son principalmente la consecuencia de la modificación de la red cristalina que determina las propiedades intrínsecas del metal y mucho menos la consecuencia de los cambios de distribución, es decir, del nuevo grano de la masa policristalina. En general, es por el cambio súbito de una pro

iedad intrínseca (p. ej. volumen específico) que se determina el punto de transformación alotrópica.

De todas las transformaciones alotrópicas de metales, las más importantes son las del hierro. Estas transformaciones son aparentes en la curva de calentamiento (diagrama de fundición) y de enfriamiento (diagrama de solidificación) en la figura 46. La curva de la izquierda (de enfriamiento) muestra de arriba hacia abajo en primer lugar el importante alto de temperatura que se manifiesta en el punto de solidificación. El hierro cristaliza en una red cúbica centrada en el cuerpo; esta fase es estable desde la temperatura de solidificación de 1539°C hasta 1400°C y se llama hierro δ .

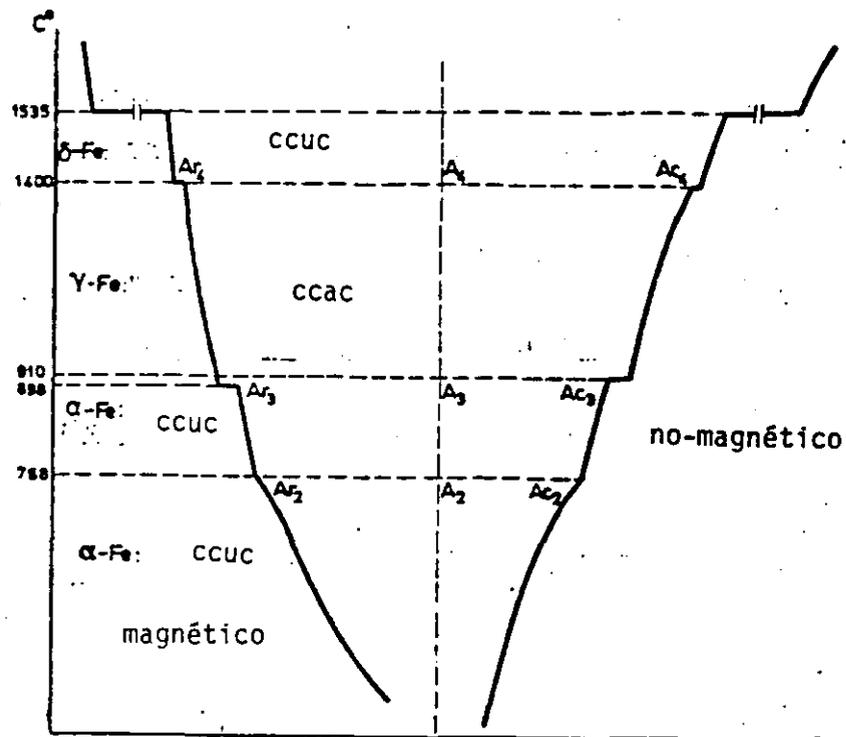


Figura 46 : Transformaciones alotrópicas del hierro puro.

A la temperatura de 1400°C se produce la primera recristalización: la red cúbica centrada en el cuerpo se transforma en una red cúbica de caras centradas (hierro γ).

Como se observa por el alto de temperatura durante la transformación y según la regla de las fases de Gibbs ($V = 1 + 1 - 2 = 0$), la transformación ocurre a temperatura constante. La nueva red cristalina se llama red γ y tampoco se conserva hasta la temperatura ambiente, ya que a los 898°C se transforma otra vez en una red cúbica centrada en el cuerpo, la que ahora llamamos red α . Lo anterior también ocurre a una temperatura constante. Las temperaturas de transformación de la figura

46 corresponden a un calentamiento o enfriamiento muy lento y pueden entonces ser aceptadas como temperaturas de equilibrio. La posición del punto Ar_3 es muy sensible a la velocidad de enfriamiento o de calentamiento. Para una velocidad de enfriamiento de $2^{\circ}\text{C}/\text{minuto}$ el punto Ar_3 se localiza a 898°C y para una velocidad de enfriamiento de $12^{\circ}\text{C}/\text{minuto}$ se localiza a 892°C .

Estas transformaciones, en principio reversibles, no ocurren a las temperaturas de equilibrio, sino con un subenfriamiento o un sobre-calentamiento que depende de la velocidad de enfriamiento o calentamiento.

La diferencia entre Ar_3 y Ac_3 se llama histéresis térmica. Es sobre todo la transformación en enfriamiento que está retardada y ocurre siempre con un sub-enfriamiento.

Los calores de transformación de los diferentes niveles son:

solidificación	:	65 cal/gramo
$\delta \longrightarrow \gamma$:	1.7 cal/gramo
$\gamma \longrightarrow \alpha$:	3.68 cal/gramo

Tiene lugar además otra anomalía a los 768°C . Aquí no se trata como se pensaba anteriormente, de una transformación alotrópica, sino solamente de un cambio a nivel atómico acompañado de un cambio en las propiedades magnéticas.

El punto A_2 (r y c) no corresponde a un verdadero escalón en la curva temperatura-tiempo, sino solamente es un codo representativo de la variación del calor específico. Este sube rápidamente desde 0.23 a 700°C has

ta 0.32 a 768°C y recae en seguida para llegar a 0.21 a los 800°C.
(Figura 52).

El punto A_2 se llama punto de Curie o temperatura de Curie; por debajo de este punto el hierro es ferromagnético, por arriba de este punto el hierro es paramagnético. También se habla de hierro α magnético y no-magnético. La transición de una variedad a otra muestra una discontinuidad pronunciada a los 768°C, pero en realidad se extiende sobre una cierta zona de temperatura.

Una verdadera recristalización ocurre únicamente en los puntos A_4 y A_3 . En relación con las letras universalmente utilizadas para indicar las transformaciones alotrópicas del hierro, es conveniente mencionar el origen de éstas.

A = inicial de la palabra francesa "Arrêt"	=	parada, alto.
r = inicial de la palabra "refroidissement"	=	enfriamiento.
c = inicial de la palabra "chauffage"	=	calentamiento.

La primera discontinuidad de la curva temperatura-tiempo fué descubierta en los aceros y nombrada A_1 ; de ahí la serie de símbolos A_1, A_2, A_3, A_4 cuando no se especifica, y Ac_1, Ac_2, Ac_3, Ac_4 en calentamiento, Ar_1, Ar_2, Ar_3, Ar_4 en enfriamiento. Más adelante se explicará porqué A_1 no aparece en la curva de enfriamiento/calentamiento del hierro puro.

Las denominaciones de hierro α , hierro γ , hierro δ , fueron introducidas hace mucho tiempo y son utilizadas en forma general, derivadas del análisis térmico como aparece en la figura 46. Esto sucedió mucho antes de que se supiera que a las diferentes variedades del hierro correspondían diferentes redes cristalinas, lo cual se descubrió en 1921 mediante el análisis con rayos X. En estos experimentos apareció también que en realidad no había más que dos variedades de hierro, es decir, el hierro α y el hierro γ , ya que el hierro α y el hierro δ son idénticos en estructura. El parámetro de la red del hierro α extrapolado hasta la zona δ concuerda con el valor encontrado experimentalmente para el hierro δ . (Ver figura 47).

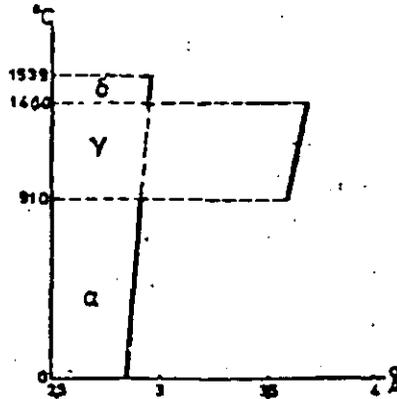


Figura 47 : Parámetro de las redes cristalinas del hierro puro en función de la temperatura.

Las transformaciones alotrópicas del hierro están acompañadas de un cambio súbito de volumen. Debido a eso, el hierro γ tiene a la misma temperatura que el hierro α una densidad más grande: Fig. 48 .

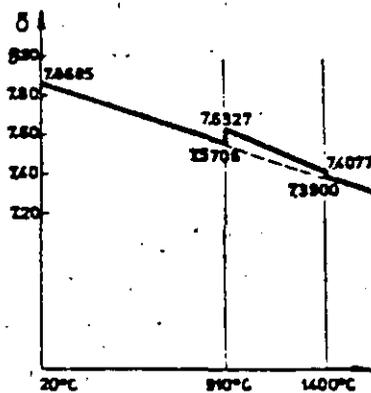


Figura 48 : Densidad del hierro en función de la temperatura.

Los puntos de transformación del hierro y del acero se determinan a menudo por dilatometría. Actualmente, los métodos dilatométricos se utilizan aún más que los térmicos, o sea, que los métodos basados sobre el cambio súbito del contenido total de calor.

Se supuso mucho tiempo que los fenómenos de histéresis térmica en el hierro dependían solamente del grado de pureza y de la velocidad de enfriamiento o calentamiento, y se pensó poder concluir que ésta histéresis desaparecería en el hierro muy puro y con cambios de temperatura muy lentos. Como no es el caso, se acepta ahora que en éstas transformaciones los niveles de energía de los últimos electrones de la capa del átomo de hierro, los cuales son responsables de las fuerzas de atracción y por tanto de la red cristalina, se cambian de repente, y que por ésto se necesita una energía de activación. Esto se confirma por mediciones del calor específico.

La posición de los puntos de transformación A_C y A_T depende de varios factores. Una compresión muy alta, baja los puntos A_3 aproximadamente 5°C por cada 1000 Kg/cm^2 . Sin embargo, la influencia principal se debe a los elementos de aleación como se analizará posteriormente.

Durante las diferentes transformaciones, la mayoría de las propiedades físicas como densidad, coeficiente de dilatación térmica, capacidad de conducción, etc., experimentan un cambio brusco. El cambio más importante es el de la solubilidad de los mayores elementos de aleación, principalmente del carbono. Esto es la base de la técnica de los tratamientos térmicos del acero.

Otro aspecto interesante de la relación que existe entre las fases α y δ aparece cuando se examina la mayoría de las propiedades físicas del hierro, especialmente de las constantes de la red, en función de la temperatura. La curva para la fase δ se encuentra exactamente sobre la prolongación de la curva para la fase α , como si la variación de una constante física en el trayecto de temperatura solamente se hubiera interrumpido temporalmente durante la aparición de la fase γ . Esto es visible en la curva de los parámetros de la red del hierro en la figura 47.

Esta continuidad aparece aún mejor en muchas aleaciones binarias del hierro con otros elementos, ya que muchos elementos pueden reducir la zona γ (véase más adelante).

3.1.3 Propiedades mecánicas del hierro puro y de monocristales de hierro

Las propiedades mecánicas de monocristales son claramente anisotrópicas. Incluso en un material policristalino con orientación de granos totalmente arbitraria, las propiedades mecánicas del material no serán el promedio aritmético de aquellas medidas en un monocristal en diferentes direcciones cristalográficas. Esto aparece por ejemplo en la relación de Hall-Petch sobre la influencia del tamaño del grano sobre las propiedades mecánicas: $\sigma_E = \sigma_0 + K d^{-1/2}$, en donde

σ_E = límite elástico

σ_0 = constante

k = constante de Hall-Petch

d = diámetro del grano

Muchas veces, durante la deformación de un metal, los granos se orientan más o menos según ciertas direcciones preferidas. Debido a esto, la anisotropía de las propiedades mecánicas de los granos aislados puede también aparecer en la masa policristalina.

Es posible medir muy precisamente la anisotropía de cristales de hierro por medio del módulo de elasticidad en diferentes direcciones cristalográficas. En cristales muy puros se determinaron los valores siguientes:

en la dirección [100] (arista de la celda)	13500 Kg/mm ²
en la dirección [111] (diagonal en el espacio)	29000 Kg/mm ²
en la dirección [110] (diagonales de cara)	21600 Kg/mm ²

Es claro que la mayor resistencia a la deformación elástica se produce en la dirección de mayor empaquetamiento.

La deformación plástica tiene lugar principalmente por deslizamiento en la dirección de la diagonal espacial, sobre los planos de mayor empaquetamiento, como el (110). Sin embargo, hay deslizamiento también en diferentes direcciones cristalinas no precisas.

El esfuerzo cortante crítico depende mucho del grado de pureza y aumenta con una reducción de temperatura porque hay menos posibilidades de deslizamiento. Por éso, los valores medidos demuestran una dispersión importante. Para hierro Armco a temperatura ambiente se encontraron los siguientes valores extremos:

límite elástico ——— $\sigma_E = 8.2 - 13.2 \text{ Kg/mm}^2$
 resistencia a la ruptura ——— $\sigma_R = 15.6 - 22.8 \text{ Kg/mm}^2$
 porcentaje de elongación ——— $\epsilon = 84 - 17 \%$

3.1.4 Propiedades físicas del hierro puro

1) Ya que la magnetización se debe a una orientación de pequeños dominios dentro de la red cristalina, la fuerza para ésto dependerá mucho de su dirección con referencia a la red cristalina. Por éso se distinguen en los monocristales direcciones de magnetización fáciles y difíciles. Esta sensibilidad a la dirección es menos pronunciada para la red cúbica centrada del hierro que para la red hexagonal del cobalto. (Figura 49a y 49b).

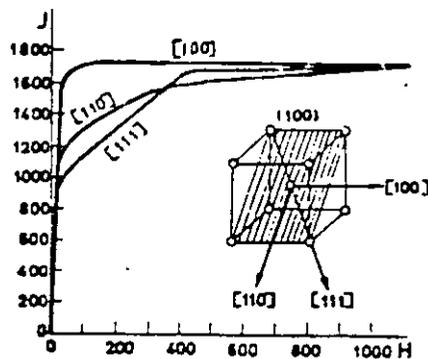


Figura 49a : Curvas de magnetización del cristal de hierro puro.

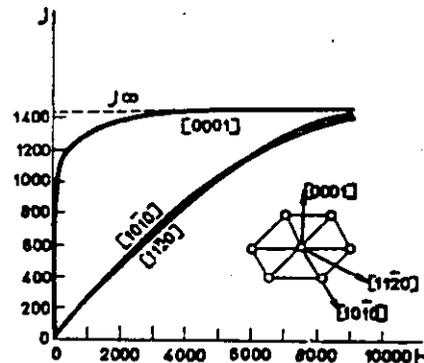
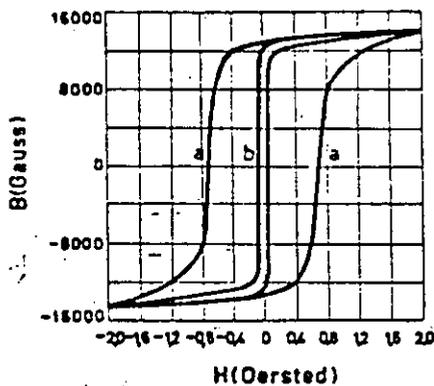


Figura 49b : Curvas de magnetización del cristal de cobalto puro.

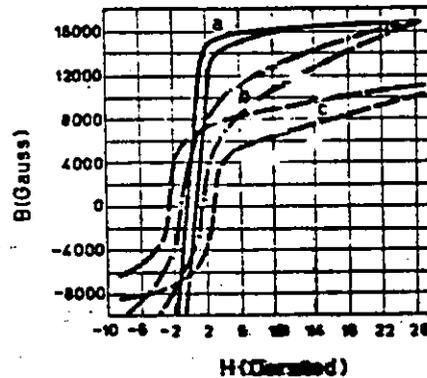
En un material magnético blando, se busca el mínimo de obstáculos al movimiento de las paredes entre los dominios magnéticos. Queda por tanto claro que las propiedades magnéticas del hierro dependen mucho del grado de pureza y del tamaño del grano. Esto está ilustrado en las figuras 50 y 51 por la influencia de un proceso de purificación con hidrógeno y del grado de deformación en frío sobre la curva de histéresis del hierro.

Figura 50 : Curva de histéresis de hierro Armco.



- a. recocido
- b. recocido en hidrógeno

Figura 51 : Curvas de histéresis de hierro electrolítico.



- a. recocido
- b. deformación en frío: 18%
- c. deformación en frío: 75%

En contraposición a esto, la posición del punto de Curie depende sólo ligeramente de los pequeños contenidos de impurezas.

2) El calor específico del hierro depende mucho menos del grado de pureza que las propiedades magnéticas.

La variación del calor específico es sobre todo importante en los puntos de transformación, como se puede apreciar en la figura 52. Como ya se dijo anteriormente, el calor específico presenta una variación fuerte cerca del punto de Curie (A_2). En la gráfica de enfriamiento (Figura 46) aparece por eso un cambio en la pendiente en forma de codo. En el punto A_3 , la curva tiene un valor mayor para el hierro α y un valor menor para el hierro γ (Figura 52). En el punto A_4 se produce lo contrario y la extrapolación de la curva de la zona α coincide con la curva del hierro δ .

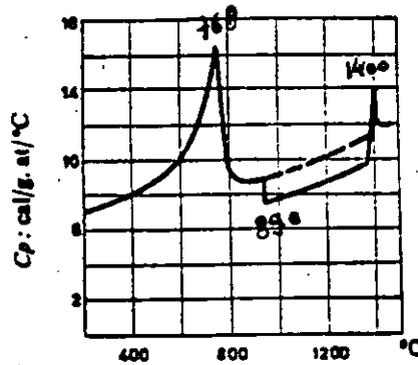


Figura 52 : Calor específico c_p del hierro en función de la temperatura.

3) Como para la mayoría de los sólidos, el coeficiente de expansión o dilatación térmica del hierro sube con la temperatura. Esto es válido igualmente en las zonas α , γ y δ . Sin embargo, ocurre una anomalía en la zona α para el punto A_2 , como se aprecia en la figura 53.

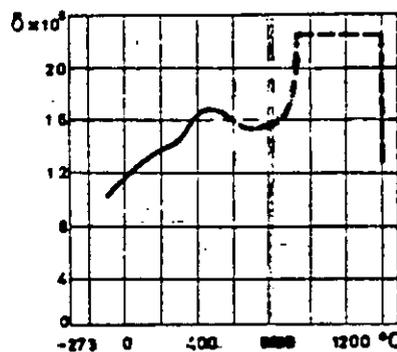


Figura 53 : Coeficiente de dilatación térmica lineal δ del hierro en función de la temperatura.

Durante la transición del estado ferromagnético al estado paramagnético, desapareciendo poco a poco el magnetismo espontáneo, ocurre un efecto de "magnetoestricción" que reduciría el volumen hasta en un 1.6% aproximadamente si no fuera que existe una compensación por la dilatación térmica.

Entonces, la trayectoria del coeficiente de extensión como se representa en la figura 53, está definida por debajo del punto A_2 por la suma algebraica de la reducción de volumen por magnetostricción y del aumento de volumen por dilatación térmica. Esto explica el aumento brusco del coeficiente de extensión arriba del punto A_2 .

Entre temperatura ambiente y 100°C , el coeficiente de dilatación del hierro α es de 10×10^{-6} a 12×10^{-6} / $^\circ\text{C}$, del hierro γ de 900 a 1000°C 21×10^{-6} a 23.5×10^{-6} . Los valores para el hierro δ , o sea 16×10^{-6} a 19.5×10^{-6} / $^\circ\text{C}$ a 1400°C , corresponden con los valores del hierro extrapolados hasta esa temperatura.

4) Como la conductividad térmica y eléctrica del hierro puro es industrialmente menos importante que la de los metales cobre y aluminio, se conocen menos datos sobre la influencia de pequeños contenidos de impurezas. Sin embargo, aquí también es válida la regla de que la conductividad eléctrica y térmica disminuye por la adición de pequeñas cantidades de elementos ajenos y que el efecto depende del alejamiento en el sistema periódico entre el elemento aleado y el elemento de base, (regla de Norbury).

El aumento de la resistividad eléctrica del hierro puro con la añadidura de varios elementos, está ilustrada por los siguientes datos (en micro-ohm para un por ciento atómico del elemento ajeno).

Elemento	Co	Ni	Cu	Au	Cr	Al	P	C
Aumento	1.0	1.5	4.5	4.9	5.0	5.8	6.1	7.3

5) En la serie electroquímica de los elementos, el hierro tiene un potencial standard de 0.42V anódico comparado con hidrógeno, o sea el hierro es menos noble que el hidrógeno, entonces, activo. También es menos noble que el Cu (0.34V catódico), pero más noble que el cinc (0.76V anódico). Por tanto, el hierro es atacado por el agua y por ácidos rápidamente. Sin embargo, la resistencia a la corrosión depende mucho del grado de pureza del metal.

Puede ocurrir en el hierro el fenómeno de la "pasivación" en un medio oxidante (por ejemplo ácido nítrico concentrado) por la formación de una capa de óxido que impide la continuación de la oxidación. Además, debido a la presencia de determinados elementos de aleación como el cromo, ya ocurre pasivación con contenidos muy bajos en oxígeno del medio oxidable.

Las aplicaciones muy importantes de los aceros inoxidable se basan sobre este comportamiento, el cual será discutido más adelante.

3.2 Aleaciones hierro-carbono

El carbono puede encontrarse en aleaciones Fe-C, en tres formas diferentes:

- en solución intersticial.
- en forma elemental, como grafito.
- en forma del compuesto carburo de hierro: Fe_3C

El carbono en su forma elemental solamente ocurre en fundición (véase más adelante). El único carburo de hierro que puede existir aunque en forma inestable, o sea no-termodinámico, al lado de soluciones sólidas de carbono en hierro, es el Fe_3C romboédrico, llamado cementita, por lo cual en el diagrama de fases Fe-C, solamente se refiere al carburo de hierro Fe_3C . Sin embargo pueden existir en aleaciones Fe-C, carburos de composiciones diferentes, pero estos carburos solamente se forman y existen a temperaturas debajo de $300^{\circ}C$. Durante el revenido de la martensita a baja temperatura se forma el carburo hexagonal Fe_2C , con frecuencia llamado carburo- ϵ en analogía con el nitruro- ϵ de hierro que tiene una red cristalina muy semejante. La composición de ese carburo depende de las condiciones de formación y sobre todo de la temperatura. Como se desvía mucho de la fórmula Fe_2C , se puede considerar ese carburo como una fase intermedia con zona de solución muy larga. Sólo se puede identificar en esa zona el "Percarburo" $Fe_{20}C_9$, que se forma durante el revenido de la martensita a los $300^{\circ}C$, pero no se conoce exactamente la estructura cristalina. El mecanismo según el cual estos carburos se convierten en cementita arriba de los $300^{\circ}C$, tampoco está completamente conocido hasta ahora.

Las aleaciones industriales de Fe-C se clasifican independientemente de los demás elementos de aleación, según el contenido en carbono, con clasificación principal:

- . acero : menos de 1.7 %
- . fundición : más de 1.7 %

Nota: la concentración límite entre el acero y fundición corresponde a un determinado punto del diagrama Fe-C cuyos datos de concentración y temperatura varían según la literatura utilizada.

En los aceros el nombre se refiere a la relación que existe entre el contenido en carbono y la dureza, o sea:

- . muy suave : C < 0.1 % también se usa "dulce"
- . suave : 0.1 - 0.25 % en lugar de "suave"
- . medio-suave : 0.25 - 0.40 %
- . medio-duro : 0.40 - 0.60 %
- . duro : 0.60 - 1.0 %
- . extra-duro : > 1 %

Además se consideran, en relación directa con el diagrama de fases, los aceros:

- . Eutectoides con C = 0.87 % (el dato varía según la literatura utilizada)
- . Hipo e Hpereutectoides
- . Ledeburíticos o sea conteniendo el eutéctico ledeburita, y perteneciendo entonces ya a las fundiciones. Sin embargo este nombre solamente se utiliza para calidades de aceros muy altamente aleados donde ya se forman carburos complejos a concentraciones de carbono inferiores al 1.7%.

Aunque el acero se define como aleación de hierro con carbono, es inevitable que tenga también otros elementos, clasificados en la clase de impurezas como S, P, O, N, ... y en la clase de elementos de elaboración como Si y Mn; necesarios para la producción del acero.

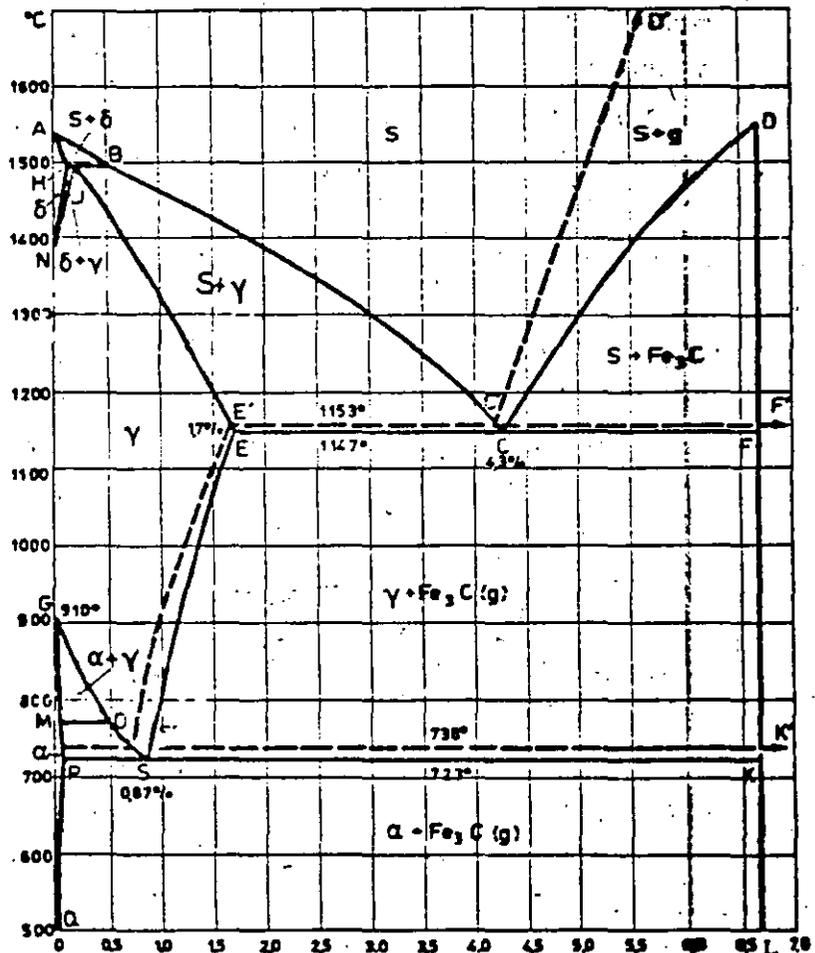
Su influencia no se tomará en cuenta en la siguiente discusión de la estructura de los aceros con el diagrama de fases Fe-C, pero se discutirá más adelante (aceros aleados).

3.2.1 El sistema Fe-C

La característica más extraña del diagrama Fe-C es la existencia (casi) simultánea de dos sistemas: un sistema estable y un sistema metaestable.

Figura 54 :
Diagrama de estado Fe-C.

— Sistema metaestable.
- - - Sistema estable.



El sistema estable puede ser considerado en gran parte como un sistema binario hierro-grafito, del tipo de solubilidad total en el estado líquido, en el cual se presenta un eutéctico con una solubilidad reducida en el estado sólido al lado del hierro y una insolubilidad total al lado del grafito (Figura 54). El carbono baja el punto de fusión del hierro de 1539°C hasta 1153°C en el punto eutéctico C (ledeburita). La línea de líquidus hacia el grafito tiene una pendiente muy pronunciada

da desde el punto C' hasta el punto de fusión del carbono ($\pm 3500^{\circ}\text{C}$). Es preciso notar en este contexto que para las temperaturas usuales, debido a lo pronunciado de la línea de líquido C'D', el límite de solubilidad ya se alcanza con un carbono de 5%.

El sistema metaestable Fe-Fe₃C es completamente análogo al estable de hierro-grafito.* En el diagrama Fe-Fe₃C la línea vertical DL representa su límite hacia la derecha. No se sabe si el punto D es un máximo o un codo en la línea de líquido, como sería normal para un producto intermetálico. La existencia de límites de solubilidad cerca de la vertical de concentración DL solamente está conocida para temperaturas bajas en condiciones muy inestables (véase el carburo- ϵ).

La diferencia entre el sistema estable y el metaestable es muy relativa: el grado de estabilidad depende de muchos factores, principalmente de la temperatura y de los elementos de aleación adicionales. En aceros, solamente existe el sistema metaestable, mientras que en la fundición pueden coexistir los dos sistemas en proporciones que dependen mucho de la velocidad de enfriamiento y de la presencia de ciertos elementos de aleación. Aunque en la zona del acero (o sea $C < 2.0\%$) el carburo de hierro Fe₃C tampoco se encuentra en estado de equilibrio termodinámico, la velocidad de la descomposición según:



es tan pequeña que se puede aceptar que el hierro se queda en condiciones de equilibrio "metaestable". Podemos considerar el diagrama binario Fe-Fe₃C en esta zona de acero como un diagrama de equilibrio y para la discusión de los aceros, solamente se utilizará este diagrama metaestable.

En primer lugar tenemos que llamar la atención sobre los datos de concentración y temperatura, dados en los diagramas de este texto, ya que pueden desviarse bastante de otros valores que aparecen en la literatura específica.

Hansen, por ejemplo da los puntos siguientes para elementos muy puros y en condiciones de equilibrio:

P:0.02%C; S:0.50%C; E:2.06%C; H:0.10%C; J:0.16%C; B:0.51%C.

Hace poco tiempo, se encontraron en condiciones experimentales óptimas los valores:

C:1158°C; C:1150°C; E:2.1%C; S:727°C y 0.76% C.

Debido a las 3 variedades alotrópicas del hierro (α , γ y δ) y a las diferencias con respecto a la solubilidad del carbono en estas formas alotrópicas, aparecen en el diagrama de equilibrio las zonas de solubilidad sólida homogénea y las zonas bifásicas correspondientes.

La pequeña zona de existencia de la fase δ homogénea está separada del metal fundido y de la fase γ respectivamente por las zonas bifásicas AHB (líquido + δ) y HNJ (γ + δ); la zona homogénea de solución sólida α está limitada por las zonas bifásicas GPS (α + γ) y PQLK (α + Fe_3C). Por otro lado, la zona de solución sólida γ , la cual es mucho más extendida debido a la gran solubilidad del carbono en la red ccac, está limitada por una primera zona bifásica donde γ está en equilibrio con el metal fundido, por una segunda zona en donde está en equilibrio con δ y por una tercera donde está en equilibrio con Fe_3C .

En realidad, las líneas que delimitan las diferentes zonas del diagrama representan las variaciones de las transformaciones en el acero en función del contenido en carbono y de la temperatura. Conviene observar aquí que con excepción de la transformación magnética A_2 (línea M_0), todos los cambios de fase están afectados mucho por variaciones relativamente ligeras de la concentración en carbono, como se describe a continuación.

El punto de fusión del hierro disminuye con mayor contenido en carbono y esto en mayor grado durante la formación de la fase δ , donde se alcanza más rápidamente la saturación, que durante la formación de la fase γ . Por otro lado, el punto de la transformación A_4 sube y aquel de

La transformación A_3 baja con mayor contenido en carbono. Además, debido a la ocurrencia de zonas bifásicas, se extiende sobre una zona de temperatura más larga. La temperatura de la transformación magnética únicamente baja muy poco con aumento de carbono. Desde el punto 0 la temperatura de transformación magnética en función de la concentración sigue la línea OS, o sea coincide con la temperatura de la transformación ($\gamma + \alpha$).

Desde una concentración de carbono de 0.87%, coincidiendo con el punto eutectoide S, las transformaciones magnéticas y de fase $\gamma + \alpha$ se quedan a la temperatura fija de 723°C, los puntos A_3 y A_2 coinciden con el punto A_1 . También el carburo de hierro Fe_3C experimenta una transformación magnética, pero de poca importancia, situada a unos 210 - 220°C. El punto de Curie de los per-carburos (Fe_2C) es superior, lo que permite una identificación de los carburos.

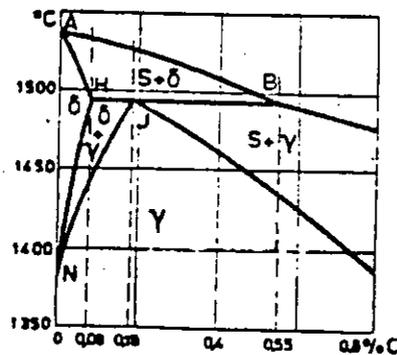


Figura 55 : Detalle del diagrama Fe-C, fase - δ .

En el estudio de la solidificación y de las diferentes transformaciones del acero, se diferencia entre los aceros con menos de 0.55% C, los cuales forman la fase δ durante la solidificación, y los que tienen más carbono, solidificando directamente en la red cúbica a caras centradas de la fase γ (Figura 55). A su vez, éste último grupo puede dividirse en los aceros hipoeutectoides e hipereutectoides, depen-

diendo de si tienen menos o más de 0.87 de carbono.

Transformaciones de equilibrio durante el enfriamiento lento:

1º. A partir de un acero líquido con menos de 0.08% de carbono (Fig. III-2-2), se precipita durante el enfriamiento, pasando la línea de líquido AB, una solución sólida de carbono de hierro cúbico centrado en el cuerpo, llamada fase δ , cuya concentración en carbono varía según la línea de sólidos AH. Cuando esta solución insaturada llega a la línea HN, se forma desde ésta la fase γ , correspondiendo a la línea JN, hasta que la transformación $\delta \rightarrow \gamma$ sea completa y no quede más que solución sólida γ .

Con un contenido entre 0.08 y 0.18% de carbono, se forma en primer lugar la fase δ , mientras que el metal líquido se enriquece en carbono hasta el punto B, de modo que a partir de este momento se formará también la fase γ según la reacción peritética:



hasta que el líquido B esté agotado. Durante el enfriamiento ulterior, la composición de las dos fases evoluciona según las líneas HN y JN: ambas fases disminuyen en contenido en carbono, pero la cantidad relativa de la fase γ aumenta hasta que la fase δ desaparezca totalmente, quedando solamente cristales γ .

También aceros con contenido entre 0.18 y 0.55% de carbono forman en primer lugar la fase δ , hasta que el metal líquido logre la composición B. A esta temperatura transcurre la reacción peritética con la formación de γ_J , ahora hasta el consumo total de fase δ . Durante el enfriamiento ulterior, la composición de la fase γ evoluciona según JE hasta que el líquido sea consumido y quede solamente la fase γ .

2º. De un acero líquido con contenido en carbono entre 0.55 y 1.7% cristalizan durante la solidificación directamente cristales de la fase γ . La zona bifásica muy larga ($S + \gamma$) y el intervalo de so-

lidificación, son dos factores importantes que favorecen una segregación de solidificación.

A pesar de la gran velocidad de difusión del carbono disuelto intersticialmente, pueden ocurrir importantes diferencias de concentración en los casos de enfriamiento relativamente rápido cuyas consecuencias se observan sobre todo durante las transformaciones ulteriores de la fase γ . Sin embargo, los diferentes tratamientos a los cuales está sometido la mayoría de los aceros, como recocido, laminado, forjado, etc., los cuales se efectúan a temperaturas de existencia de la fase γ , bastan generalmente para asegurar la homogeneización de la concentración de carbono.

3.2.2 Impurezas e inclusiones

Incluso impurezas disueltas en el metal líquido pueden ocasionar fenómenos de segregación muy importantes en el metal solidificado. Sobre todo los elementos S y P pueden ser comparados con el carbono a este respecto, pero las consecuencias de estas segregaciones son mucho más graves y peligrosas, porque es casi imposible eliminarlas por un recocido de homogeneización.

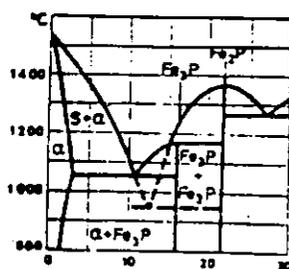


Figura 56 : Diagrama de equilibrio Fe-P.

El sistema binario Fe-P (Figura 56) presenta al lado rico en hierro una zona de solución sólida, así como una importante zona bifásica de separación de fases que termina con un eutéctico Fe-Fe₃P. A pesar de que el contenido en fósforo de un acero sea generalmente mucho menor que el contenido en carbono, la segregación en el caso del fósforo es mucho más importante porque la difusión de sus átomos muy grandes es mucho más lenta, y también mucho más peligrosa porque se trata de una impureza que puede empeorar mucho las propiedades mecánicas del acero cuando los límites de grano se enriquecen de fósforo.

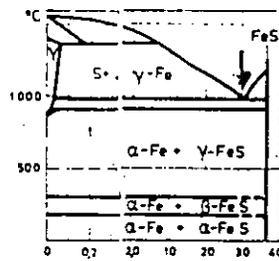


Figura 57.: Diagrama de equilibrio Fe - S.

Al contrario del fósforo, cuya solubilidad en el estado sólido puede compararse con la del carbono, el azufre casi es insoluble en el estado sólido del hierro (Figura 57). Como se muestra en el diagrama de equilibrio Fe-S, aún pequeñas concentraciones de azufre formarán en los límites de grano el eutéctico Fe-FeS, con bajo punto de fusión, especialmente durante el fin de la solidificación. Este aparece generalmente en la conocida "segregación en bloque" de azufre en lingotes de acero.

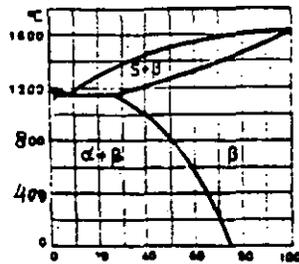


Figura 58 : Diagrama de equilibrio
FeS - MnS.

Por suerte existe la posibilidad de reducir esta segregación de azufre por la adición de Mn (manganeso). El sulfuro de manganeso MnS tiene un punto de fusión más alto que el acero, de modo que los cristales de MnS se cristalizan primero, lo que evita en gran parte una segregación nefasta de azufre en los límites de grano y reduce también la segregación en bloque (Figura 58).

Muchas otras impurezas producen inclusiones en el acero en forma de óxidos, silicatos, aluminatos, etc... Generalmente, estas inclusiones tienen un punto de fusión más alto que el acero y por eso su distribución será arbitraria con referencia a la estructura primaria del acero. Una excepción es el óxido de hierro FeO que tiene un punto de fusión de 1388°C. Este óxido aparece solamente en aceros no desoxidados o insuficientemente desoxidados, donde el óxido segrega en los límites de grano y provoca junto con el FeS la fragilidad en caliente que lleva a la formación de grietas.

La forma y localización de estas inclusiones depende fundamentalmente de la interacción entre los diferentes elementos, de modo que su influencia sobre las propiedades mecánicas del acero puede ser reducida al elegir cuidadosamente la concentración y la proporción de los elementos de elaboración y de las impurezas.

El estudio de las inclusiones en el acero puede dar indicaciones importantes sobre las posibilidades de utilización y sobre la elaboración anterior de un determinado acero, ya que se puede deducir del tipo de inclusión, de su forma, tamaño y cantidad no solamente el grado de pureza y unas propiedades mecánicas, sino también a menudo el método de elaboración, el tipo de adiciones y el tipo de conformado (laminado, forjado, etc.,) al cual fué sometido el acero.

Las inclusiones se clasifican según su composición en inclusiones metálicas (MnS, FeS) e inclusiones no metálicas (óxidos, silicatos, etc.), según su tipo de formación en inclusiones endógenas y exógenas.

Las inclusiones endógenas se forman durante la solidificación del metal fundido, o bien por cristalización, o bien por reacción química. Las inclusiones exógenas constan en gran parte de escorias y partes del material refractario que se incluyen durante la solidificación.

1º.- Inclusiones Endógenas.-

Este grupo se refiere principalmente a los sulfuros, óxidos, silicatos, aluminatos y nitratos de hierro y de los principales elementos acompañándole, que se formaron por reacciones en el metal fundido o durante la solidificación. De este grupo importante solamente trataremos los más sobresalientes.

- FeS

En el diagrama de equilibrio (Fe-FeS (Figura 57) se observa que la solubilidad máxima del azufre en el hierro γ es de unos 0.05%. Esta solubilidad se reduce aún más con reducción de temperatura y llega casi hasta cero para el hierro - α . Se podría esperar entonces que el azufre se encontrara como eutéctico en los límites de grano. Sin embargo, Fe y FeS forman un eutéctico anormal en presencia de grandes cantidades de cristales primarios de Fe durante el cual el Fe eutéctico crece sobre los cristales γ existentes, de modo que los límites de grano sólo contiene FeS puro.

En la metalografía se puede reconocer el FeS en el acero por su color amarillo marrón, su forma oblonga y su localización en los límites de grano.

La segregación en bloque del azufre puede ser demostrada con el proce-
dimiento de BAUMANN: un papel fotográfico está impregnado con una so-
lución de 3% de ácido sulfúrico y apretado sobre la superficie pulida.
En las zonas donde hay azufre, se forma el gas H_2S , el cual reacciona
con la sal de plata de la emulsión fotográfica y forma una negrura lo-
cal de sulfuro de plata. Un fijador fotográfico usual permite conser-
var la "imagen" de la distribución del azufre.

Pequeñas cantidades de FeS que no forman un contorno continuo de los
granos, provocan la llamada "fragilidad roja" que fragiliza el acero
y dificulta su forjado en el rango de temperatura de $800^\circ - 1000^\circ C$.
Este efecto desaparece a temperaturas superiores. Cantidades mayores
de FeS que contornan casi totalmente el grano, provocan la llamada
"fragilidad en caliente" por arriba de $1000^\circ C$, provocado por un comien-
zo de fusión en los límites de grano.

- MnS

Se podría esperar del diagrama de la Figura 58 que cristales de so-
lución sólida FeS-MnS aparecieran en todos los aceros. En realidad,
se encuentran casi solamente inclusiones de MnS, los cuales, por con-
secuencia de su formación primaria, pueden crecer libremente en el me-
tal fundido hasta formar cristales poliédricos y se encuentran siempre
fuera de los límites de grano del hierro - γ . Sin embargo, los lími-
tes de grano del hierro - α , después de la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$, pa-
san a menudo a lo largo de estas inclusiones. En metalografía se reco-
noce el MnS a su forma poliédrica y su color gris-azul.

- Los sulfuros de los elementos de aleación Ni y Mo forman inclusio-
nes de bajo punto de fusión análogas al FeS, mientras que los sulfuros
de los elementos Cr, Be, y Zn cristalizan primero como en el caso de

MnS, debido a sus altos puntos de fusión.

Las inclusiones de sulfuros son bastante plásticas a la temperatura de laminado o de forjado del acero. Se deforman plásticamente durante estas deformaciones de amasar y los productos finales demuestran una orientación pronunciada.

- FeO

Entre los diferentes óxidos de hierro, casi solamente aparece el FeO como inclusión, debido a las bajas concentraciones de oxígeno en el acero. Este óxido, llamado "wustita", es una fase intermedia entre Fe y O con amplios límites de solubilidad, que funde a una temperatura entre 1370 y 1424°C y pertenece entonces a los componentes de última solidificación. El óxido aparece generalmente en forma de bolitas de aspecto vidrioso, cuyo color puede variar desde amarillo-verde hasta rojo. Como FeO y FeS pueden formar un eutéctico, ambas formas de inclusión se encuentran generalmente en unión: en el centro de la inclusión compleja está el compuesto que está en exceso, envuelto con el eutéctico de los dos compuestos.

- MnO.

Debido a su alto punto de fusión (1700°C), el MnO cristaliza primariamente y se encuentra generalmente en el centro de los granos de hierro - γ . Su forma es menos poliédrica que aquella del MnS y con contenidos altos de Mn se forman pequeñas dendritas de color marrón oscuro hasta negro, dentro de los granos.

- SiO₂ y silicatos.

El silicio, utilizado como desoxidante, forma SiO₂ durante el procedimiento de afino del acero o con el oxígeno disuelto, el cual puede ocurrir como inclusión libre o formar silicatos con otros óxidos metálicos. SiO₂ forma inclusiones redondas, de aspecto vidrioso, que pueden identificarse fácilmente por medio de la luz polarizada. Los silicatos

endógenos son generalmente inclusiones redondeadas y vidriosas de color muy variable, a menudo asociadas con óxidos y sulfuros. Son constituyentes muy duros que casi no se deforman en el laminado y forjado y pueden distinguirse por ésto de los óxidos y sulfuros.

- Al_2O_3

El aluminio, que también se utiliza en la desoxidación, forma pequeños cristales duros de Al_2O_3 con punto de fusión de $2050^{\circ}C$. Estos cristallitos se encuentran a menudo en dispersión irregular como aglomeraciones o bandas.

2º.- Inclusiones exógenas.

Estas se introducen al acero durante la colada y constan principalmente de silicatos en general, proveniente de la erosión del material refractario del equipo de colada o de adiciones no disueltas de elementos o aleaciones de alto punto de fusión. Inclusiones grandes de silicatos se reconocen generalmente por su estructura vidriosa y la forma redondeada; su color puede variar mucho según la composición.

3.2.3 Macroestructura del acero

Cuando se examina una probeta metalográfica de acero con pequeña ampliación, de modo que las diferentes fases no aparecen, se observa que en general y especialmente después de un ataque adecuado, una estructura homogénea solamente ocurre en casos excepcionales. Esta macroestructura (o sea el aspecto, macroscópico de la heterogeneidad) es la consecuencia de heterogeneidades cristalográficas y químicas, de distribuciones irregulares de inclusiones y fases, lo que aparece después del ataque como zonas con diferentes grados de corrosión. Además, heterogeneidades físicas como diferencias en tamaño de grano u orientaciones locales preferidas pueden aparecer de este modo.

Con excepción de las estructuras que se forman durante los tratamientos térmicos o por diferencias locales en la velocidad de enfriamiento, la macroestructura está ocasionada por fenómenos que ocurren durante la solidificación. Los tratamientos ulteriores que el acero experimenta, como forjado y laminado, pueden modificar totalmente la estructura primaria, pero generalmente estos procesos no tienen la posibilidad de hacer desaparecer las heterogeneidades químicas. Como la cristalización primaria (es decir: la solidificación) es decisiva para la heterogeneidad final y además influye mucho en la macroestructura del producto deformado, se habla en esta relación del "carácter hereditario" que existe entre el producto acabado y la estructura primaria. Debido a eso, es posible deducir hechos referentes a la solidificación primaria y a otros tratamientos que experimentó el material a partir del examen macroscópico del acero acabado. En muchos casos es posible sacar conclusiones de este examen sobre la calidad de una determinada clase de acero o de un producto acabado.

3.2.3.1 El lingote

El acero destinado al laminado o forjado se vacía casi únicamente en forma de lingotes en moldes de fundición, llamados lingoteras. La solidificación y entonces también la estructura primaria dependen sobre todo del tamaño y de la forma del lingote.

Examinamos primero el mecanismo de la solidificación del acero líquido contra la pared fría y maciza del molde. Debido a las diferencias en condiciones de solidificación, especialmente en el alcance de la velocidad de enfriamiento, es posible discernir 3 zonas diferentes desde la pared del molde hasta el corazón del lingote: Figura 59.

1º.- La zona de templado.

Debido a la muy alta velocidad de enfriamiento de la capa delgada de acero líquido que está en contacto directo con la pared del molde, ocurre localmente un fuerte subenfriamiento y un alto grado de nucleación, el cual produce muchísimos cristalitas muy pequeños, con una orientación casi al azar.

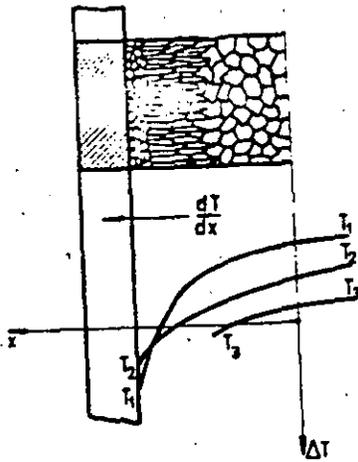


Figura 59 : Solidificación de un lingote.

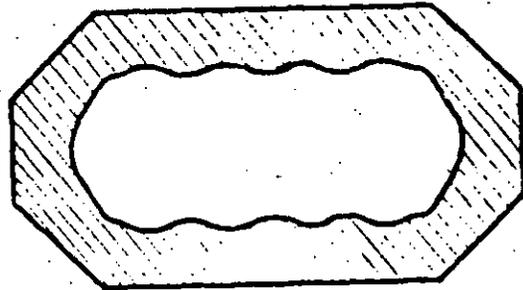
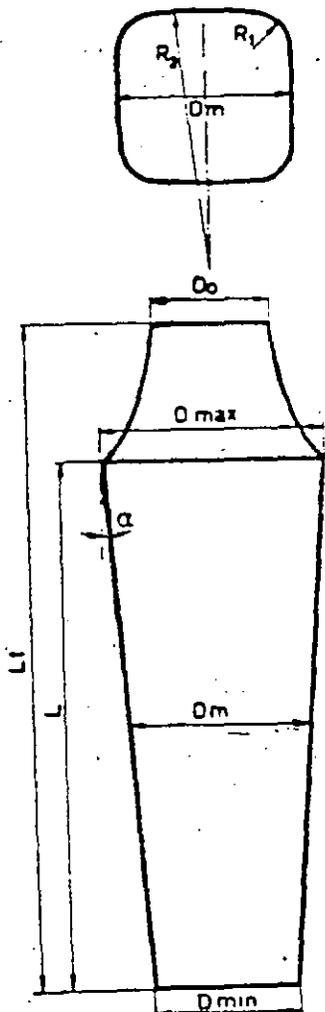


Figura 61 : Perfil transversal de molde del tipo: "corrugated mould"

Figura 60 : Forma y proporciones de lingote usual : $L_t = 1,25 L$
 $D_m = L/3$
 $0,15 D_m R_1$ $0,2 D_m$
 $R_2 = 1,5 D_m$
 Conicidad 7 a 8 %

2º.- La zona columnaria o de tallos.

Esta zona, representa el mayor volumen del lingote. La velocidad de crecimiento de los cristales es máxima en la dirección del mayor gradiente de temperatura, o sea perpendicular a la pared del molde. Así se forman "cristales de tallos", o sea cristales de forma alargada o dendritas dirigidas hacia el centro del lingote.

3º.- La zona central no dirigida.

Debido a la reducción de la velocidad de enfriamiento, los cristales de la zona central del lingote pierden poco a poco su dirección de crecimiento preferencial y no forman una estructura dirigida. Además se segregan en esta zona la mayoría de las impurezas.

Desde luego la transición entre estas zonas es paulatina y el volumen relativo de cada zona está determinado por varios factores, como la masa relativa del lingote y del molde, la temperatura de colada, las condiciones de enfriamiento, etc...

Un molde con pared completamente plana dirige las dendritas primarias de modo paralelo en una sola dirección, o sea perpendicularmente a la pared del lingote. Esto significa que la orientación preferencial, y entonces también la dependencia de la dirección (anisotropía) de las propiedades mecánicas, la cual es muy nefasta para el laminado y forjado, será tanto más grande cuanto más grande sea la superficie plana de la pared del lingote.

La superficie en la dirección longitudinal del lingote, tiene que ser plana para posibilitar la salida del lingote de su molde. Sin embargo, en la dirección transversal, se puede modificar la cristalización primaria por la opción de un determinado perfil de lingote.

El perfil transversal más sencillo es el circular. Sin embargo, el perfil circular tiene desventajas importantes, por las cuales casi nunca se utiliza: las dendritas primarias convergen hacia un solo punto y la segregación en el corazón del lingote es tan favorecida que la acumulación de impurezas haría inutilizable el lingote. Además en un lingote de forma circular, aparecen dendritas del mismo tamaño por toda el área lo que es desfavorable para la deformabilidad. Finalmente la forma redonda es muy poco práctica para el taller de laminado y forjado.

En la práctica, se trata no sólo de modificar la dirección de crecimiento de las dendritas utilizando superficies curvadas, sino además de variar la longitud de las dendritas impidiendo su crecimiento y disminuyendo de esta manera lo más posible la segregación de los elementos de última solidificación. Sin embargo, el criterio final para la forma de un lingote será la facilidad del laminado, que depende en gran parte de la estructura primaria.

Los perfiles de lingote utilizados en la práctica representan inevitablemente un compromiso entre las exigencias en relación a la homogeneidad y laminabilidad de los lingotes y el rendimiento en la colada y en el laminado. Es comprensible que tanto la forma como el tamaño de los lingotes depende mucho de la clase de acero. En general se pueden distinguir 3 categorías principales de lingotes:

1º.- Para aceros finos y aleados, que se vacían en lingotes relativamente pequeños (máximo 2000 Kg.) se utilizan casi únicamente moldes de forma cuadrada con "hot top", representado en la Figura 59. El "hot top" o "cabeza perdida" se obtiene con un molde separado de conicidad contraria, colocado sobre el molde principal, recubierto interiormente con material refractario para conservar la parte superior del molde durante un tiempo lo más grande posible en el estado líquido, y localizar así el rechupe y la segregación en la parte superior, la cual se elimina después. A menudo, la superficie libre del lingote se cubre inmediatamente después de la colada con una capa de polvo aluminó - térmico ($FeO + Al$).

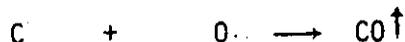
Con la representación esquemática de la Figura 60, la cual indica las dimensiones estandar de moldes para aceros especiales, se puede llegar a una vista general de los factores que determinan finalmente la forma de un molde. La conicidad del lingote, necesaria para poder sacar el lingote de su molde, se reduce lo más posible para evitar diferencias estructurales en la dirección longitudinal. El centro de curvatura de los planos curvados (R_2) y de las esquinas (R_1) se sitúa fuera del centro del lingote, de modo que las dendritas crecen hacia puntos diferentes. Además se eligen forma y tamaño del "hot top" para obtener una pérdida pequeña, pero lo suficiente para incluir totalmente el rechupe.

Para lingotes más grandes (superiores a 2 toneladas) la influencia de los planos en este tipo de molde se vuelve demasiado importante y se utiliza de preferencia una superficie ondulada ("corrugated mould"), de modo que la dirección de las dendritas varíe más, mientras que en unos casos se aumenta aún más la superficie relativa de las paredes, utilizando una sección de tipo rectangular (Figura 61).

2º.- Este último tipo, y también el tipo cuadrado no ondulado se usa sobre todo para la producción en masa de acero corriente, el llamado "tonnage steel". La sección es cuadrada o rectangular, según el tipo de laminado (perfiles, productos planos), y los lingotes se cuelan sin "cabeza perdida", sea en colada por abajo, o en colada por arriba. La colada por abajo se usa en general para lingotes bastante pequeños que se cuelan en grupos por un canal central de colada con las ramificaciones necesarias. Los lingotes más pesados se cuelan únicamente por arriba, y a menudo en moldes de conicidad invertida (apertura grande por abajo).

3º.- La colada de acero no-calmado, o sea "acero efervescente" ocupa una posición especial, no tanto por el tipo de molde en cual es totalmente análogo a aquel para la colada de arriba de "tonnage steel", sino por la macroestructura muy especial. Como se sabe, la desoxidación de un acero efervescente es incompleta, de modo que durante la solidificación la desoxidación por medio del carbono tiene lugar según la

reacción:



El grado de desoxidación se elige para que la reacción sólo empiece cuando una capa de espesor determinado ya está solidificada contra la pared, de modo que el contenido en oxígeno de la zona líquida aumenta y la producción de gas comienza de repente. Ya que la producción del gas CO sigue durante toda la solidificación, se forman varios huecos. Sin embargo, esa porosidad no es inconveniente en el laminado, a condición de no llegar a la superficie, donde podrían producirse grietas. Las paredes de los huecos internos no son oxidadas (contacto con el gas CO), y se sueldan perfectamente cuando se aplanan durante el laminado.

El acero efervescente tiene unas propiedades interesantes. Por la producción de gas, el crecimiento y la dirección de las dendritas está perturbado, y la masa en solidificación se queda en movimiento. Por eso, la segregación es menos pronunciada: se encuentra siempre una primera zona de segregación en contacto con la zona exterior sin porosidad, llamada "capa de tocino" y una segunda zona en el centro. La "capa de tocino" tiene una pureza bastante alta y buena deformabilidad, lo que es especialmente importante para el laminado de productos planos que tienen generalmente criterios severos en relación a defectos de la superficie.

La macroestructura de un lingote proporciona información importante en relación con la forma del bloque, la temperatura de colada, la nucleación, la segregación de impurezas y la laminabilidad.

3.2.3.2 La macroestructura del producto deformado en caliente

Los tratamientos mecánicos como laminado y forjado cambian totalmente la estructura primaria: los ejes de las dendritas se rompen y se orientan en el sentido de la elongación del metal. Así se originan las lla

madas "fibras" del metal. Esta estructura fibrosa es una medida de la heterogeneidad que apareció durante la solidificación y además es determinante para el grado de deformación. La importante orientación preferencial provocada por las deformaciones mecánicas, y la elongación de las inclusiones acompañándola, son la causa de la diferencia de propiedades según la dirección en un producto laminado o forjado. Esta diferencia en propiedades se llama "el través" y las propiedades de resistencia mecánica y de ductilidad pueden ser bastante superiores en la dirección longitudinal que transversal.

3.2.4 Microestructura del acero

3.2.4.1 La transformación de la austenita

Todas las aleaciones con menos de 1.7% recorren durante su enfriamiento después de la solidificación total la zona homogénea γ . En este intervalo de tiempo y de temperatura, el acero se compone de un solo componente, llamado "austenita" (según Sir Robert Austin). Todos los constituyentes que pueden ser observados a temperatura ambiente con el microscopio y formados en condiciones de equilibrio o con enfriamiento relativamente lento, se forman entonces a partir de la austenita. Según el diagrama de equilibrio Fe-C (Figura 54) hay que distinguir dos transformaciones diferentes: la determinada por la disminución de la solubilidad del carbono con baja de temperatura según la línea ES, y aquella provocada por la transformación alotrópica de $\gamma \rightarrow \alpha$ según la línea GS.

La formación de fases, a partir de una solución sólida, como p. ej. la austenita, es totalmente análoga a la cristalización a partir de una solución líquida. Sin embargo, hay que tener en cuenta dos factores importantes: en las transformaciones en estado sólido el establecimiento del equilibrio es en general mucho más lento y la difusión juega un papel mucho más importante que en estado líquido. Por otro lado,

la solución sólida es menos homogénea que la solución sólida (desde el punto de vista químico) y cristalográficamente totalmente heterogénea. Esto significa sobre todo que la estructura cristalográfica de la austenita influirá inevitablemente en los constituyentes futuros, no sólo en lo que se refiere a su nucleación, sino también a su forma ulterior.

- Cuando la austenita contiene más de 0.87% C, se precipita Fe₃C durante el enfriamiento según la línea de saturación ES. Esta cementita contiene 1 átomo de carbono y 3 de hierro por "molécula", o sea 25% atómico de carbono. En porcentaje de peso obtenemos:

$$\frac{12}{12 + (3 \times 56)} \times 100 = 6.67\% \text{ C}$$

Como para la mayoría de los carburós, se trata de un compuesto muy duro, el cual se sitúa en la escala de dureza Mohs entre feldespato (6) y cuarzo (7). En un acero normal, la cementita contiene siempre Mn₃C, pero estas pequeñas cantidades de Mn (manganeso) modifican muy poco la estructura cristalina y tampoco varía el contenido en carbono, porque los pesos atómicos de Fe (56) y Mn (55) se diferencian poco.

La precipitación de cementita empieza siempre en los límites de grano de la austenita, de modo que alrededor de los granos originales de austenita se forma una red de cementita, tanto más gruesa cuanto más alto es el contenido de carbono. La cantidad de cementita que se forma de este modo, es proporcional al contenido en carbono superior al punto eutectoide, y esta dada por:

$$\text{Cm (\%)} = \frac{\text{C \%} - 0.87}{6.67 - 0.87} \times 100 \text{ y tiene entonces el valor}$$

máximo de

$$\frac{1.7\% - 0.87}{6.67 - 0.87} \times 100 = 14.3 \%$$

- Cuando la austenita tiene menos de 0.87% C, la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ empieza cuando se llega a la línea GS. La fase α precipitada se llama "ferrita". Como la solubilidad de carbono en ferrita es muy pequeña, la concentración de la austenita residual aumenta según GS.

- El punto eutectoide pertenece a ambas curvas de saturación GS y ES. Esto significa que durante la formación de la ferrita según GS, la austenita no puede disolver más carbono cuando llega al punto S, ya que alcanzó la saturación total. Para una composición hipereutectoide, ($C > .87\%$) la fase austenítica llega al mismo punto S después de la precipitación de "cementita" secundaria según ES. En S tiene que ocurrir la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$: en este punto se forman simultáneamente ferrita y cementita, casi siempre como mezcla eutectoide normal, llamada "perlita".

El mecanismo de esa transformación se discutirá en detalle más adelante. Por ahora se puede decir que la perlita se forma por la división de la fase austenita en las fases ferrita y cementita. Ambas fases crecen como laminillas alternadas con un frente de crecimiento común, saliendo del límite de un grano de austenita y avanzando hacia el interior de dichos granos.

Además observamos en el diagrama de equilibrio que ni la ferrita primaria (formándose desde γ según GS), ni la ferrita que es parte de la perlita, es puro hierro- α . A la temperatura del punto eutectoide la ferrita puede disolver 0.025% C, lo que entonces representa el contenido teórico mínimo de la ferrita formada como uno de los constituyentes de la perlita. Además, los elementos de elaboración Mn y Si, así que las impurezas P y S se distribuyen con determinados coeficientes de distribución entre el hierro - α y la cementita Fe_3C , de modo que la ferrita de hecho se compone de una solución sólida compleja de pequeñas cantidades de estos elementos en hierro - α .

La solubilidad de C en hierro- α , que a 723°C es de 0.025 %, disminuye con baja de temperatura según la línea PQ (Figura 54). Durante un enfriamiento en condiciones de equilibrio a partir de la temperatura eutectoide, el exceso en carbono se precipita en forma de películas delgadas de cementita alrededor de los granos de ferrita. La formación de esa "cementita de límite de grano" se reprime en un acero conteniendo perlita, ya que la cementita saliendo de la ferrita en el enfriamiento crece de preferencia sobre las laminillas ya existentes de cementita.

Un fenómeno análogo se produce en la formación de cantidades muy pequeñas de perlita en el punto eutecticoide. Según el diagrama se espera la formación de perlita en el punto S para cada acero con un contenido en carbono de más de 0.025%. Sin embargo, se observa la perlita a partir de un contenido en carbono de 0.06%. Para contenidos en carbono entre esos dos valores no se forma un eutético normal en el punto S, sino que la ferrita crece sobre los cristales primarios de ferrita, mientras que la cementita Fe_3C se precipita en forma de cementita de límites de grano.

3.2.4.2 Apariencia cristalográfica de los constituyentes

La microestructura del acero se deduce de las observaciones anteriores relacionadas con la transformación de la austenita y se presenta en gráfica en la Figura 62 en la cual se observa que un acero hipoeutectoide se compone de ferrita + perlita, un acero eutectoide únicamente de perlita y un acero hipereutectoide de perlita + cementita.

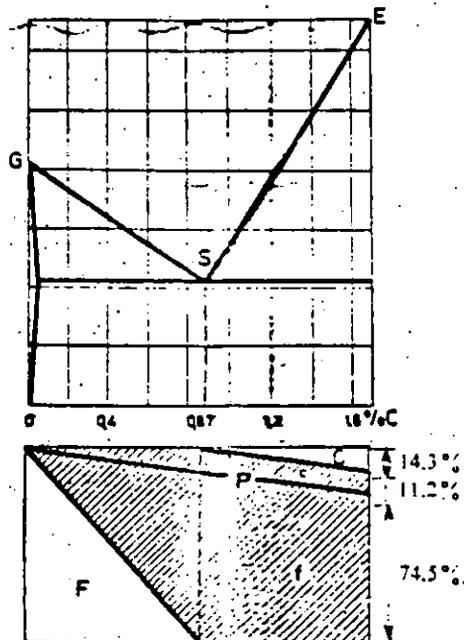


Figura 62 : Diagrama estructural de acero:

- F = % ferrita libre
- c = cementita en perlita
- P = % perlita
- f = ferrita en perlita
- C = % cementita libre

En la denominación de los constituyentes se hace una diferenciación según el momento de formación:

se distingue para ferrita (Figura 62).

- ferrita proeutectoide : formada sobre GS.
- ferrita eutectoide : formada en el punto S.

para cementita:

- cementita primaria (en fundición) : formada sobre DC.
- cementita eutéctica (en fundición) : formada en C.
- cementita secundaria o proeutectoide : formada sobre ES.
- cementita eutectoide : formada en S.
- cementita terciaria (en general cementita de límite de grano): formada sobre PQ.

La apariencia metalográfica de los constituyentes de una serie de aceros con contenido en carbono aumentando se ilustra en varias micrografías. En relación con la forma y el tamaño de los granos, hay que observar que esos no tienen ninguna relación con el tamaño original de la austenita, ya que la transformación de la austenita empieza en los límites de grano de la austenita (nucleación), de modo que el centro de los granos de ferrita corresponde más o menos con los límites primarios originales de la austenita. En general, el número de granos de ferrita será más grande que el número original de granos de austenita. La perlita se forma en principio como pequeñas islas entre los granos de ferrita, y con contenidos más altos en carbono está rodeada por una red de ferrita. El acero eutectoide es totalmente perlítico, los granos se pueden distinguir únicamente por la orientación diferente de la perlita.

En el acero hipereutectoide aparece una red continua de cementita secundaria o proeutectoide. Esta se forma en los límites de grano de la austenita, mientras que los granos de perlita crecen desde las líneas de cementita hacia el interior de los granos originales de austenita.

En las micrografías se observa que durante el ataque normal con nital (3% HNO₃ en alcohol) ni la ferrita, ni la cementita proeutectoide se

coloran. Sin embargo, el constituyente perlita, que es la mezcla eutectoide de las fases ferrita y cementita, tiene un color oscuro. Con ampliaciones pequeñas hasta medias, el constituyente perlita aparece de color gris. Estas mismas zonas observadas en ampliaciones superiores (p. ej. 1300), se disuelven claramente en zonas de líneas alternadas blancas y negras. Entonces se puede preguntar ¿qué fase de la perlita tiene el color oscuro?. Además, es extraño que aún en ampliaciones ópticas muy fuertes, la anchura de las líneas blancas y negras en perlita es casi igual, a pesar de que se sabe que la perlita contiene 13 % de cementita y 87 % de ferrita. La proporción en volumen entre cementita y ferrita es entonces de 1/6.5.

En fotografías con el microscopio electrónico aparece claramente que el contraste en la imagen se forma en realidad por una desnivelación formada por el ataque, durante el cual la cementita es menos atacada, y su aparición en relieve es aún aumentada (como es la fase más dura, ya tenía un relieve después del pulido). En un ataque ligero, son en primer lugar los límites entre ferrita y cementita que se disuelven, en un ataque más fuerte, se excava la ferrita entre las laminitas de cementita.

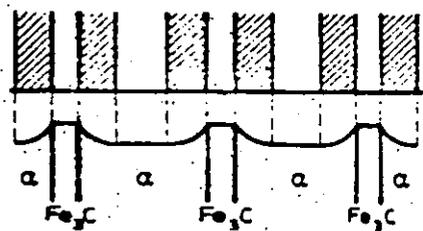


Figura 63 : Representación esquemática del relieve de perlita atacada y de la imagen óptica.

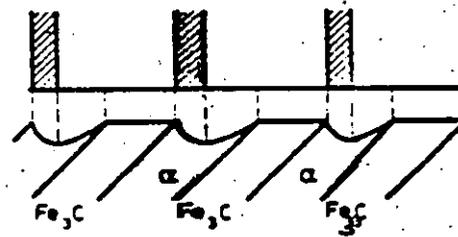


Figura 64 : - Reducción del número de líneas en corte inclinado.

Las líneas oscuras de la perlita en el microscopio óptico se deben a la dispersión de la luz en las paredes inclinadas de la ferrita (Figura 63). Eso explica también porqué en la imagen óptica de la perlita, la distancia aparente entre las laminillas varía mucho con la inclinación de éstas en relación con el plano de pulido (Figura 64). Cuando las laminillas de cementita forman un ángulo pequeño con el plano de pulido, la excavación se vuelve asimétrica, de modo que el número de líneas oscuras disminuye a la mitad.

3.2.4.3 Propiedades mecánicas de los constituyentes

Las propiedades mecánicas de los constituyentes en forma de monocristales o de granos separados tienen sobre todo un valor teórico. Sin embargo, si se dan como valores promedio de una masa policristalina de un solo constituyente, es posible calcular con esos las propiedades mecánicas de un acero en función de su estructura (Fig. III-2-9 y III-2-12). En relación con ésta, queda claro que no existe una resistencia real a la ruptura para cementita, mientras que el valor hipotético de 3.5 Kg/mm^2 tiene poca importancia en la práctica.

Como valores aproximados se utilizan:

	ruptura	A	D. Brinell
ferrita	28 Kg/mm^2	50 %	80
perlita	80 Kg/mm^2	10 %	200
cementita	- - -	0 %	700

Estas propiedades dependen de la estructura, por ejemplo del tamaño del grano y de la composición, los valores indicados valen para la composición de un acero normal y para la estructura perlítica normal. Con estos valores se puede calcular la resistencia a la ruptura para aceros hipoeutectoides en estado normal, con contenidos normales en impurezas, en función del porcentaje en ferrita (F), perlita (P) y del contenido en carbono (C).

$$\sigma_r = \frac{28 F + 80 P}{100} = 0.28 F + 0.80 P$$

$$\sigma_r = 0.28 + 0.52 P \quad (\text{ya que } F=100-P)$$

$$\sigma_r = 28 + \frac{0.52 C}{0.87} \times 100 = 28 + 59.77 C = 28 + 60 C$$

La Figura 65 da las propiedades mecánicas de un acero normal con estructura normal en función del contenido de carbono.

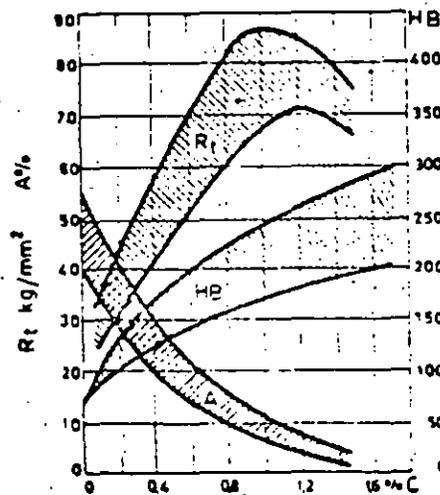


Figura 65 : Propiedades mecánicas de acero en función del contenido en carbono.

3.3 Transformaciones de las aleaciones Fe-C

3.3.1 Austenitización

Se entiende con el término "austenitización de acero" la formación de la fase austenita, más o menos homogénea, a partir de la mezcla de las fases ferrita más cementita. De hecho, aún si se empieza con martensita, este constituyente se descompone en ferrita y cementita durante el calentamiento, y esto ocurre además antes de alcanzar el punto figurativo de la composición en la zona austenítica homogénea.

En este caso, se trataría de una dispersión muy alta de las partículas de cementita en la matriz de ferrita y la austenitización se aceleraría, pero en principio se trata igualmente de formar austenita a partir de la mezcla de las fases ferrita y cementita.

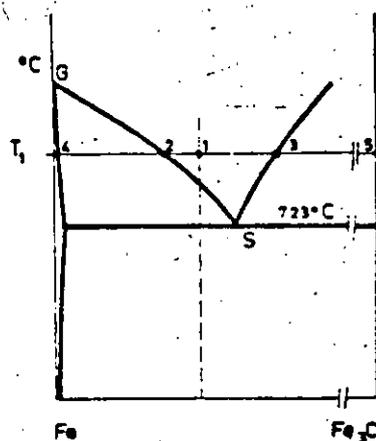


Figura 66 : Concentraciones durante el proceso de austenitización

Es muy importante estudiar el mecanismo de la formación de austenita. Para eso, tomemos un acero de composición hipoeutectoide 1 (Figura 66). Debajo de la temperatura eutectoide encontramos partículas de cementita en una matriz de ferrita. Si calentamos la probeta a la temperatura T₁, la cementita (punto 5) en contacto con ferrita (punto 4)

ya no es estable. A la temperatura dada la cementita reacciona en seguida con la ferrita adyacente, formando una capa de austenita alrededor de la partícula de cementita. Desde que una parte de austenita se formó entre la cementita y la ferrita, aparece la configuración siguiente: cementita (punto 5), austenita en contacto con cementita (punto 3), la misma austenita en contacto con ferrita (punto 2) y ferrita (punto 4). Se observa entonces, que desde el principio, la fase austenítica tiene un gradiente de concentración en carbono (de 3 a 2). Durante el crecimiento ulterior de la zona austenítica, los valores límites 2 y 3 de la concentración en carbono permanecen constantes en la austenita hasta que la última partícula de cementita se disuelve. Mientras esto ocurre, la concentración máxima en carbono en austenita se reduce poco a poco del punto 3 al punto 1.

La concentración mínima en carbono en austenita (punto 2) también permanece constante tanto tiempo como esté presente la ferrita.

Cuando la última ferrita se transforma en austenita, esta concentración mínima evoluciona del punto 2 hacia el punto 1. Finalmente, la austenita tiende a la concentración homogénea en carbono representada por el punto 1. Para una composición hipereutectoide, el mecanismo de la austenización es análogo, sólo que la ferrita desaparece en primer lugar y la cementita después.

3.3.2 Influencia de la velocidad de enfriamiento sobre la transformación γ - α

Durante la discusión de la transformación del hierro puro se observó ya que el punto de transformación γ - α se desplaza hacia menores temperaturas cuando aumenta la velocidad de enfriamiento. El carbono en solución aumenta aún más este fenómeno, de modo que la represión de esta transformación aumenta con el contenido en carbono para una velocidad de enfriamiento constante. Mientras que esta represión en el hierro puro es principalmente un fenómeno de histéresis y relacionado con la energía de nu-

cleación del hierro - α , en las aleaciones hierro - carbono ocurre además un desplazamiento del equilibrio local por la difusión lenta del carbono en la austenita.

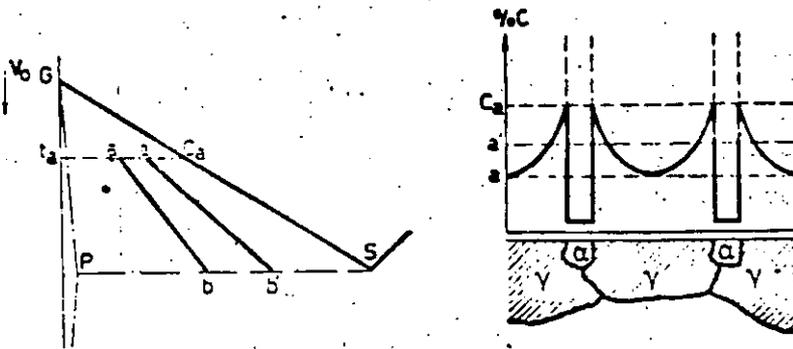


Figura 67 : Influencia de la velocidad de enfriamiento sobre la transformación gama-alfa

Si por ejemplo, un acero con un contenido en carbono de 0.2% se enfría desde la zona homogénea austenítica con una velocidad de enfriamiento constante, la formación de los primeros cristales de ferrita no empieza sobre la línea de equilibrio FS (Figura 67), sino en un punto "a" situado más abajo. Si en "a" se han formado los primeros cristales de ferrita, el carbono que estaba en este lugar se está desalojando hacia la austenita alrededor y ésta austenita, en contacto con la ferrita, tiene entonces una concentración representada por C_a (Figura 67), ya que ésta es la concentración de la austenita en equilibrio con ferrita a la temperatura T_a . Con el enfriamiento ulterior, la concentración en carbono de la austenita evoluciona en el límite austenita-ferrita según $C_a S$ y en la austenita a distancia máxima de ese límite según una línea como ab . La concentración promedio del carbono en la austenita evoluciona según $a'b'$. La línea ab representa además las temperaturas de comienzo de la transformación en función del contenido en carbono para la velocidad de enfriamiento $V = V_0$. La línea ab no sólo está situada abajo de GS , sino que además tiene una mayor inclinación, ya que la estabilidad de la austenita y también el subenfriamiento, aumentan cuando el

contenido en carbono de la austenita residual aumenta. La distribución del carbono que se establece en este mecanismo está representado esquemáticamente en la Figura 67.

En las zonas de austenita con menor contenido en carbono, pueden formarse nuevos cristales de ferrita, lo que reduce la distancia de difusión y afecta el subenfriamiento de la transformación. Como se discutirá más adelante, también la forma de los cristales de ferrita depende de la velocidad de enfriamiento.

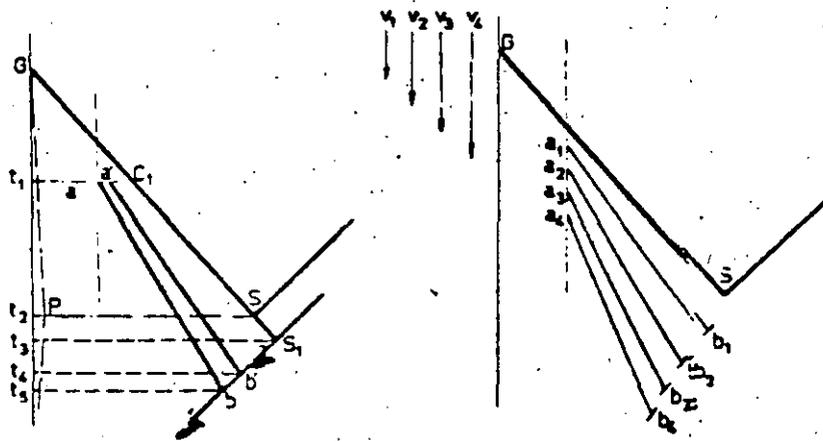


Figura 68 : Influencia de la velocidad de enfriamiento sobre la posición de la línea GS

La distribución heterogénea del carbono en la austenita, debido a la difusión insuficiente, tiene una influencia importante sobre la formación de perlita. Cuando la formación de ferrita, a una velocidad de enfriamiento determinada (Figura 68), comienza en "a" a la temperatura T_1 , la austenita en contacto directo con la ferrita, evoluciona durante el enfriamiento ulterior según la línea de equilibrio GS, la austenita más pobre en carbono según ab y la composición promedio según a'b'. Cuando la austenita en equilibrio llega al punto S, no se forma inmediatamente perlita a la temperatura T_2 , sino con un pequeño subenfriamiento en S_1 a la temperatura T_3 . La austenita que no está en contacto con la ferrita y que tiene un contenido en carbono menor, solamente llega al límite de saturación a una temperatura todavía más baja, por ejemplo T_4 , mientras que la austenita más pobre en carbono tan sólo llega a la satura--

ción en carbono en el punto b y precipita cementita a partir de la temperatura T_5 . La línea a'b' representa la concentración promedio de la austenita y el punto b' representa la composición promedio de la perlita.

Por lo tanto, la consecuencia es que con aumento de la velocidad de enfriamiento ($V_1 \dots V_4$) el punto eutectoide se desplaza hacia temperaturas inferiores y concentraciones en carbono inferiores (de $S_{b_1} \dots b_4$). La perlita se empobrece en carbono y la cantidad de perlita sobrepasa la cantidad que se puede deducir del diagrama de equilibrio.

3.3.3 Influencia de la velocidad de enfriamiento y del contenido en carbono sobre la transformación : austenita - ferrita

El mecanismo de la formación de ferrita se puede observar exactamente por medio de la metalografía. Cuando se temple una probeta desde la zona de transformación en agua, el crecimiento de los cristales de ferrita ya formados se detiene repentinamente. La austenita residual no se conserva sino que se transforma a un constituyente nuevo, llamado martensita, que discutiremos más adelante. De esa manera, a temperatura ambiente es posible distinguir exactamente entre la ferrita formada antes del enfriamiento rápido y la austenita residual, transformada en martensita durante el templado.

Durante tal estudio de la formación de ferrita, se modifican de preferencia tres factores independientemente: el contenido en carbono de las diferentes probetas, la velocidad de enfriamiento y el grado de transformación en el momento del templado. En estas diferentes condiciones se distinguen tres formas de cristales de ferrita, con una evolución paulatina de una forma u otra.

1º. Con velocidad de enfriamiento pequeña, contenido en carbono bajo y al comienzo de la transformación se forman en los límites de grano de la austenita cristales regulares y poliédricos de ferrita, cuyos ángulos y

aristas están más o menos redondeados por la tensión de superficie.

2º . Con un grado de deformación más avanzado, o con mayor velocidad de enfriamiento o con mayor contenido de carbono, estos cristales se forman de manera menos regular: los ángulos y las aristas aparecen más agudos.

3º . Cuando con velocidad de enfriamiento bastante grande, uno de los demás factores aumenta más, se forman cristales grandes en forma de agujas, creciendo desde los límites de grano hacia el interior de los granos de austenita y con una orientación recíproca pronunciada.

Se observa entonces que los tres factores discutidos actúan en el mismo sentido para modificar la formación de cristales desde una forma regular hasta una forma irregular de agujas. Esto se puede explicar como sigue. Durante la formación de un cristal de ferrita, el crecimiento de éste está determinado por un lado por la velocidad con la cual se transporta el calor latente de transformación y por otro lado, por la expulsión de carbono, que no puede disolverse en la ferrita formada. Cuando el calor producido y el carbono pueden ser transportados con velocidad suficiente, el cristal puede desarrollarse libremente en su forma poliédrica, con ángulos y aristas creciendo más rápidamente, pero al mismo tiempo redondeándose por la energía de superficie.

Cuando aumenta la velocidad de enfriamiento y al mismo tiempo la velocidad de transformación, es preciso transportar por unidad de tiempo más calor latente y más carbono. Esto favorece el crecimiento de las aristas y puntas de los cristales de ferrita, ya que en ellos el calor puede ser intercambiado con el medio en varias direcciones, mientras que en un plano, esto únicamente ocurre en una dirección perpendicular a éste. Lo mismo sucede para la difusión de carbono que sale de la austenita. Según sigue la transformación, el contenido en carbono de la austenita aumenta en zonas cercanas de la ferrita, o, si el contenido en carbono original era alto, la difusión se hace más difícil y los cristales de ferrita crecen en forma angulosa y finalmente como agujas creciendo hacia el centro de los granos

de austenita, donde está más bajo el contenido de carbono.

Además, durante la difusión del carbono en la austenita, la anisotropía cristalográfica juega un papel importante. En la red cúbica centrada en las caras de la austenita, la velocidad de difusión del carbono es mayor en una dirección paralela a los planos más compactos, o sea los planos (111). Además existe una relación cristalográfica entre la austenita y la ferrita: los planos (111) de la austenita se transforman en los planos (110) de la ferrita centrada en el cuerpo. Esto explica porqué los cristales de ferrita en forma de placas o agujas que se forman con velocidades de enfriamiento y contenidos en carbono relativamente grandes, aparecen con ángulos constantes sobre grande superficies de la probeta metalográfica, en correspondencia con la austenita original. Esto es la estructura "Widmann-Stätten", o estructura de ferrita acicular que ocurre con frecuencia en acero de colada y de soldadura.

3.3.4 Influencia de la velocidad de enfriamiento sobre la formación de perlita

Se estudia la formación de la perlita en el acero de la misma manera como la formación de la ferrita. Sin embargo, existe en este caso el problema siguiente: la formación de la perlita no ocurre durante un intervalo de temperatura determinado, sino, por lo menos en condiciones de equilibrio, a temperatura constante. Sin embargo, con una velocidad de enfriamiento bastante grande, también la transformación eutectoide se extiende sobre un determinado intervalo de temperatura, lo que facilita el templado (enfriamiento rápido) en la zona de transformación.

La formación de la estructura eutectoide está determinada por dos factores: la nucleación y el crecimiento de los núcleos. La perlita siempre se nuclea por medio de la cementita: los núcleos de cementita se forman generalmente en los límites de grano de la austenita donde la energía de superficie a producir es mínima y crecen hacia la fase austenítica (Fi-gura 69a). En la cercanía inmediata de esta primera laminilla de cemen

tita, la austenita se hace más pobre en carbono, lo que provoca la precipitación de ferrita sobre la cementita ya existente (nucleación recíproca; eutéctico normal). Esa precipitación de ferrita provoca un aumento en el contenido en carbono de la austenita adyacente y se forma un segundo núcleo de cementita (figura 69b). Ambas fases crecen finalmente con un frente común (Figura 69c) hacia el centro del grano de austenita.

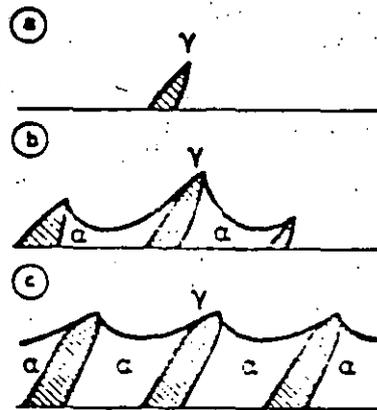


Figura 69 : Representación esquemática de la nucleación y del crecimiento de perlita

En relación con la forma del frente de cristalización de la perlita, se puede preguntar cual de las 2 fases, ferrita o cementita, tiene la preferencia en el fenómeno de crecimiento. En observaciones realizadas con el microscopio electrónico se pudo ver claramente que las laminillas de cementita avanzan lo más lejos hacia dentro de la austenita. El mecanismo del crecimiento está representado de manera esquemática en la Figura 70.

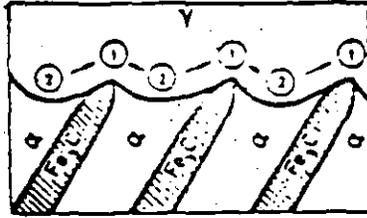


Figura 70 : Representación esquemática del mecanismo de crecimiento de perlita

El contenido en carbono de la austenita es máximo frente a la mitad de la laminilla de ferrita (punto 2) de modo que éste dirige una superficie concava hacia la austenita. El contenido en carbono de la austenita es mínimo frente a la laminilla de cementita (punto 1). En el límite austenita-perlita el carbono difunde de 2 hacia 1 de modo que la laminilla de cementita penetra en la austenita perpendicularmente al frente común de crecimiento.

De manera análoga como para la formación de ferrita es posible investigar la reacción del sistema sobre un aumento en la velocidad de enfriamiento. En este caso ocurre un efecto totalmente diferente a aquel de la formación de ferrita, sobre todo porque la transformación $\gamma - \alpha$ ocurre aquí simultáneamente con la formación de otra nueva fase.

Con una velocidad de enfriamiento aumentada y a una temperatura de transformación disminuida, ocurre una aceleración pronunciada de la transformación austenita-perlita.

La influencia de la temperatura de transformación disminuida sobre el mecanismo de la transformación se produce como sigue:

1º. Con baja de temperatura el coeficiente de difusión del carbono disminuye; en cambio, el gradiente de concentración aumenta como consecuen-

cia de la reducción de la distancia entre las laminillas;

2º. Con un subenfriamiento importante, el potencial de nucleación aumenta y se forman más núcleos, de modo que los granos de perlita se vuelven más pequeños y más numerosos; esto es seguramente un factor acelerante;

3º. Con una baja temperatura, la perlita tiende a desarrollarse en forma de abanico o esferoidal, lo que aumenta la superficie de contacto entre la austenita y el frente de crecimiento perlítico; este factor también aumenta la velocidad de transformación.

El efecto total de estos tres factores es un aumento de la velocidad de transformación con la disminución de temperatura de transformación cuando aumenta la velocidad de enfriamiento.

En el aspecto metalográfico, esto aparece sobre todo en una estructura eutectoide más fina; las demás consecuencias acompañando el fenómeno, o sea la reducción del tamaño de los granos de perlita y el crecimiento en forma de abanico, son mucho más difíciles de observar.

Al comienzo de la investigación científica del acero, la perlita muy fina no se podía observar como tal al microscopio óptico y se consideraba como constituyente separado, llamado entonces sorbita (según Clifton Sorby, inventor del examen microscópico en la metalografía). Sin embargo, con estudios sistemáticos de las transformaciones del acero y la utilización del microscopio electrónico en la metalografía, se demostró que no hay diferencia entre la sorbita y la perlita, ni en la formación, ni en la estructura.

Con aumento de la velocidad de enfriamiento, la formación de perlita puede ser reprimida en parte o totalmente. La velocidad de enfriamiento máxima a la cual la transformación perlítica puede ocurrir totalmente para una composición determinada de acero se llama "velocidad crítica". La Figura 71 muestra la temperatura de la formación de perlita en función de la velocidad de enfriamiento. Estos puntos de transfrmación dinámica se llaman Ar' . Desde la velocidad crítica V_c la temperatura de

transformación baja repentinamente: un nuevo mecanismo de transformación aparece: la formación de martensita en Ar'' .

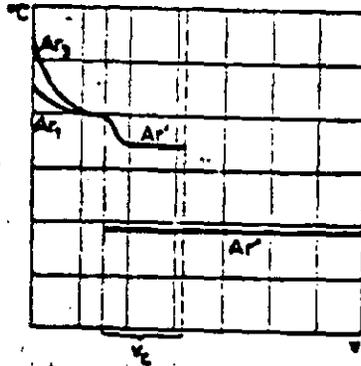


Figura 71 : Reducción de la temperatura del punto de transformación Ar_1 en función de la velocidad de enfriamiento

3.3.5 Martensita

La transformación perlítica es una reacción cuyo mecanismo está determinado por nucleación y crecimiento de los núcleos; la fase perlítica se desarrolla por el movimiento paulatino del frente de transformación, con una velocidad determinada principalmente por la difusión. El mecanismo de la formación de martensita (llamada según del metalurgista alemán Martens) es totalmente diferente: debido a la importante reducción de la temperatura de transformación, la difusión del carbono disminuye y al mismo tiempo aumenta la tendencia a la transformación, de modo que la transformación $\gamma - \alpha$ ocurre de una vez sin ninguna difusión de carbono, con un cambio brusco de la red cristalina.

En este mecanismo no se puede hablar del movimiento de un frente de reacción: llegando a una temperatura determinada (M_s = Martensita "Start" = comienzo) la transformación empieza al mismo tiempo en lugares diferentes, donde se forman partículas de martensita con aspecto de agujas, por medio de un cambio brusco de determinadas zonas de la austenita. Este

cambio brusco ocurre con una velocidad cercana a aquella de la velocidad del sonido en el acero. Únicamente bajando más la temperatura podrán transformarse otras partes de la austenita en martensita y la transformación total ocurre llegando a una temperatura mínima llamada M_f (final).

3.3.5.1 Influencia de la velocidad de enfriamiento y del contenido en carbono sobre la transformación martensítica

La Figura 72 muestra la posición de la temperatura del comienzo (M_s) y del final (M_f) de la transformación austenita-martensita en función del contenido en carbono. En esta figura se observa que la estabilidad de la austenita aumenta con el contenido en carbono y que por eso bajan los puntos M_s y M_f . Además, el intervalo M_s - M_f aumenta. Por otro lado, M_s y M_f casi no dependen de la velocidad de enfriamiento (Figura 71). Sin embargo, es preciso tener una velocidad de enfriamiento suficiente para llegar a la transformación martensítica sin formación precedente de perlita.

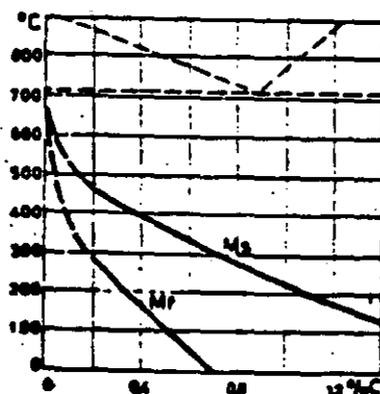


Figura 72 : Temperatura del inicio (M_s) y del fin (M_f) de la transformación martensítica en función del contenido en carbono

En relación con la Figura 72 hay que observar que la zona entre las líneas Ms y Mf no puede ser utilizada como una zona de segregación, en la cual se podría determinar con la posición de un punto, el porcentaje de cada fase según la regla de la palanca, ya que estas curvas no son líneas de equilibrio, sino que indican el comienzo y el final de un fenómeno dinámico.

3.3.5.2 La estructura de la martensita

El término "martensita" era anteriormente una denominación metalográfica para una determinada estructura de acero templado, de modo que hay que distinguir entre el término cristalográfico "martensita" que determina una solución supersaturada de carbono en hierro y el término metalográfico "estructura martensítica", ya que en dicha estructura pueden existir al mismo tiempo martensita, cementita, ferrita y sobre todo austenita residual.

Hubo muchas discusiones durante varios años en relación con la estructura cristalográfica de la martensita y su relación con el hierro - α . Mediciones exactas de los parámetros de la red por difracción de rayos X, resolvieron el problema. De la resistencia eléctrica elevada y de la densidad se pudo concluir que se trata de una solución sólida de carbono en hierro, mientras que las propiedades magnéticas demuestran una relación con el hierro - α . Se demostró en 1922 por Westgren y Phragmen, que los parámetros de aceros templados cambian mucho en función del contenido en carbono. Con aumento del contenido en carbono la red cúbica centrada en el cuerpo se transforma en una red tetragonal, con una arista (la arista "C") que aumenta linealmente con el contenido en carbono equivalente a la concentración eutectoide. Ya que la variación del parámetro "a" es relativamente pequeña, se da en general la relación c/a, la cual es una medida de la deformación de la red cúbica α (Figura 73).

En la Figura 74 se muestra la distorsión de Bain en el acero. En estos dibujos, las posiciones que ocupan los átomos de carbono se muestran por medio de puntos negros. Debe reconocerse, sin embargo, que realmen-

La forma de la curva de comienzo de transformación también tiene que ver con el mecanismo de la transformación. Como ya se discutió con respecto a la formación de la perlita, esta reacción se nuclea por la cementita, ya que se observa durante el crecimiento lento de la perlita que las laminillas de cementita sobresalen del frente de transformación. Durante este mecanismo, la orientación cristalográfica de la ferrita depende sobre todo de la dirección de crecimiento.

La difusión se hace cada vez más difícil cuando baja la temperatura, lo que dificulta la formación de cementita y favorece la formación de ferrita. Como se estudió en la formación de constituyentes intermedios (3.3.6), la formación de ferrita ocurre en este caso de manera coherente con la red austenítica: la reacción continúa con nucleación y crecimiento de los núcleos, pero la orientación cristalográfica está determinada por la red austenítica original.

La diferencia entre la perlita laminar (formada arriba de la rodilla perlítica) y los constituyentes más finos como trostita (entre N y B) estriba sobre todo en la orientación de la ferrita.

En el diagrama TTT, de los aceros hipoeutectoides, se traza a menudo una línea de carburos (precipitación de carburos) en la zona de la perlita, ya que en estos casos la transformación empieza con la formación de ferrita proeutectoide. En estos casos, la curva de comienzo del diagrama TTT da el inicio de la formación de ferrita, mientras que la línea de carburo da el comienzo de la formación de perlita. La línea de carburo se desplaza hacia la izquierda con aumento en el contenido de carbono. Es obvio que esta línea se acerca más y más a la línea de comienzo de la transformación cuando baja la temperatura: de forma análoga como cuando aumenta la velocidad de enfriamiento, el punto eutectoide se desplaza hacia menores concentraciones en carbono y la perlita formada se vuelve más pobre en carbono, mientras que la cantidad de ferrita disminuye.

A partir del punto B, el tiempo de incubación disminuye nuevamente, como la velocidad de difusión disminuye siempre, este nuevo fenómeno sig-

nifica un cambio total en el mecanismo de transformación y de nucleación. Las investigaciones de Mehl y Hultgren demostraron que el producto de transformación obtenido, llamado "bainita" se nuclea por ferrita.

Esta ferrita (llamada ferrita probainítica) se forma mediante un mecanismo de cambio brusco de la red austenítica, mientras que se expulsa el carbono y la cementita se forma en segundo lugar. Debido a esto, el frente de transformación tiene una forma totalmente diferente que en la transformación perlítica: agujas de ferrita penetran según los planos octaédricos de la austenita y entre esas agujas ferríticas se precipitan pequeñas partículas de cementita. Bajando aún más la temperatura, se hace cada vez más difícil la precipitación del carbono, la ferrita se sobresatura y alcanzando la temperatura M_s el cambio brusco de la red austenítica ocurre sin difusión, formándose la red tetragonal de la martensita.

La relación entre los mecanismos de formación de la bainita y de la martensita aumenta cuando la transformación isotérmica ocurre a temperaturas más bajas. Según la teoría de Jellinghaus, basada en varios resultados experimentales, la ferrita bainítica se nuclearía por núcleos de martensita.

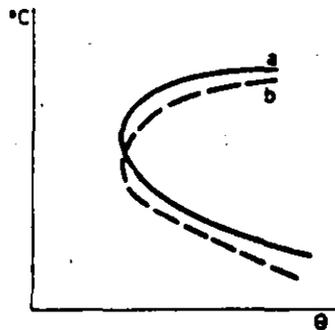


Figura 78 : Traslape de las curvas de inicio de transformación de la perlita (a) y de la bainita (b)

Como ya se mencionó la figura 77 representa un diagrama TTT de un acero aleado, porque en estos diagramas las zonas perlítica y bainítica están claramente separadas. Al contrario, en un acero no aleado (al carbono), las dos zonas se superponen en gran parte, ya que la rodilla bainítica sólo está ligeramente más baja que la rodilla perlítica. El resultado de la superposición de ambas transformaciones, es que el diagrama TTT muestra solamente una rodilla, que se denomina usualmente rodilla perlítica (figura 78).

3.4.1.2 Interpretación de los diagramas TTT.

a. Acero al carbono.

Consideremos como ejemplo la curva TTT de un acero al carbono, no aleado, tipo AISI 1055, correspondiendo a un XC 55 en norma francesa (figura 79).

Las líneas enteras indican el inicio y el fin de la transformación isotérmica: la de la izquierda corresponde a la aparición de los primeros granos de ferrita y/o de bainita, la de la derecha a 97-100% de austenita transformada. Tramos con líneas de puntos y trazos corresponden a zonas de determinación inexacta debido a la alta velocidad de transformación.

La línea de puntos finos corresponde aproximadamente a una transformación de 50%. Las líneas intermedias enteras representan la aparición de nuevos micro constituyentes con la siguiente abreviación:

A = austenita	F = ferrita
C = carburos	M = martensita
(p.ej. cementita)	

Estas líneas no indican necesariamente el límite de la zona de formación de algún constituyente obtenido anteriormente. Por ejemplo, en la zona de traslape de los dominios perlíticos y bainíticos, ambas reacciones pueden ocurrir simultáneamente.

Para entender mejor la utilización del diagrama TTT de la figura 79, sigamos por ejemplo la línea horizontal que corresponde a una permanencia

Composición del acero XC 55 estudiado

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %	V %
0,53	0,70	0,35	0,010	0,020	0,24	0,09	< 0,10	0,52	< 0,03

Austenitización a 850 °C durante 15 min.

Tamaño de grano : 11

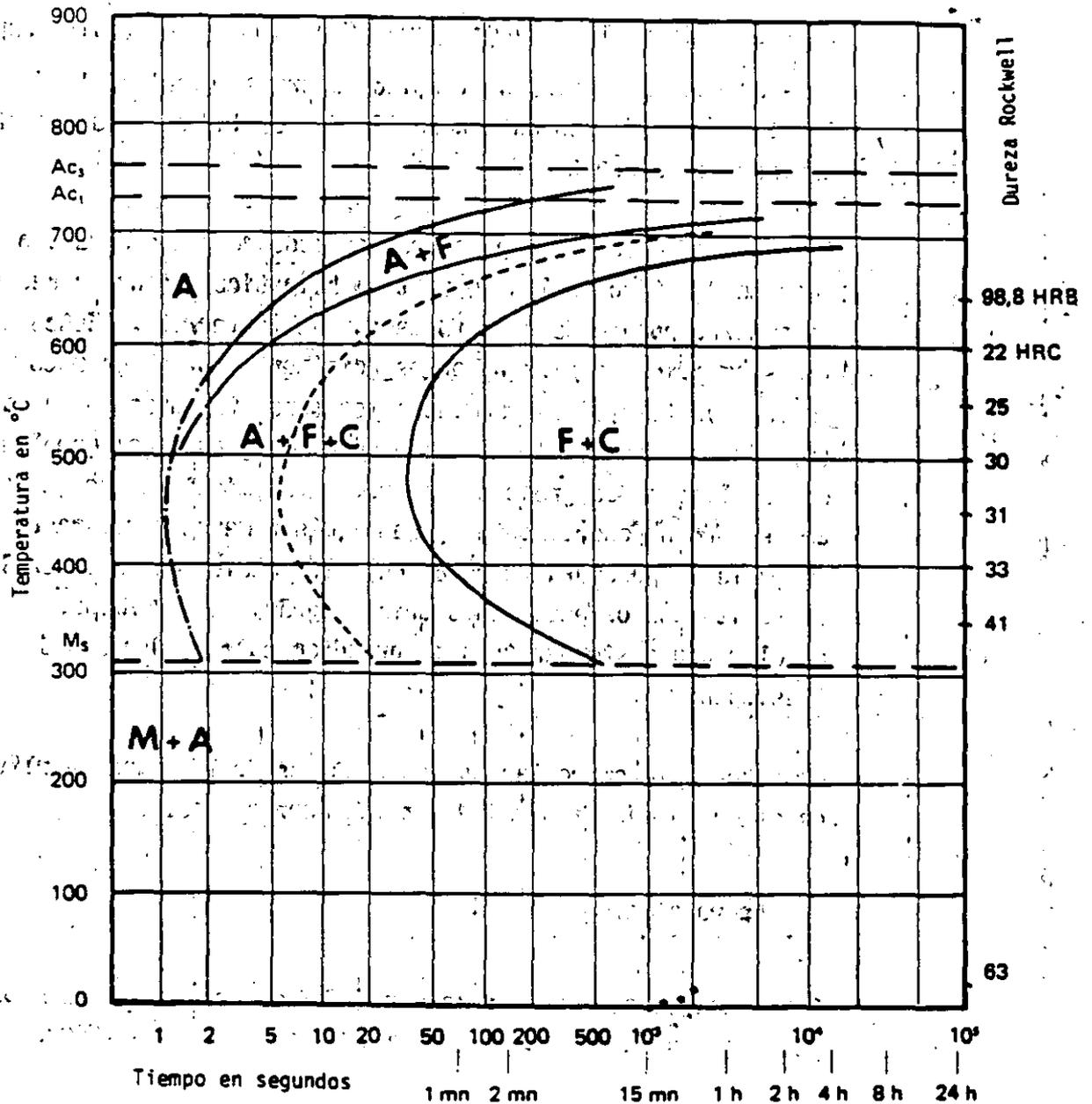


Figura 79 : Curva TTT o de transformación isotérmica de un acero XC 55 o 1055

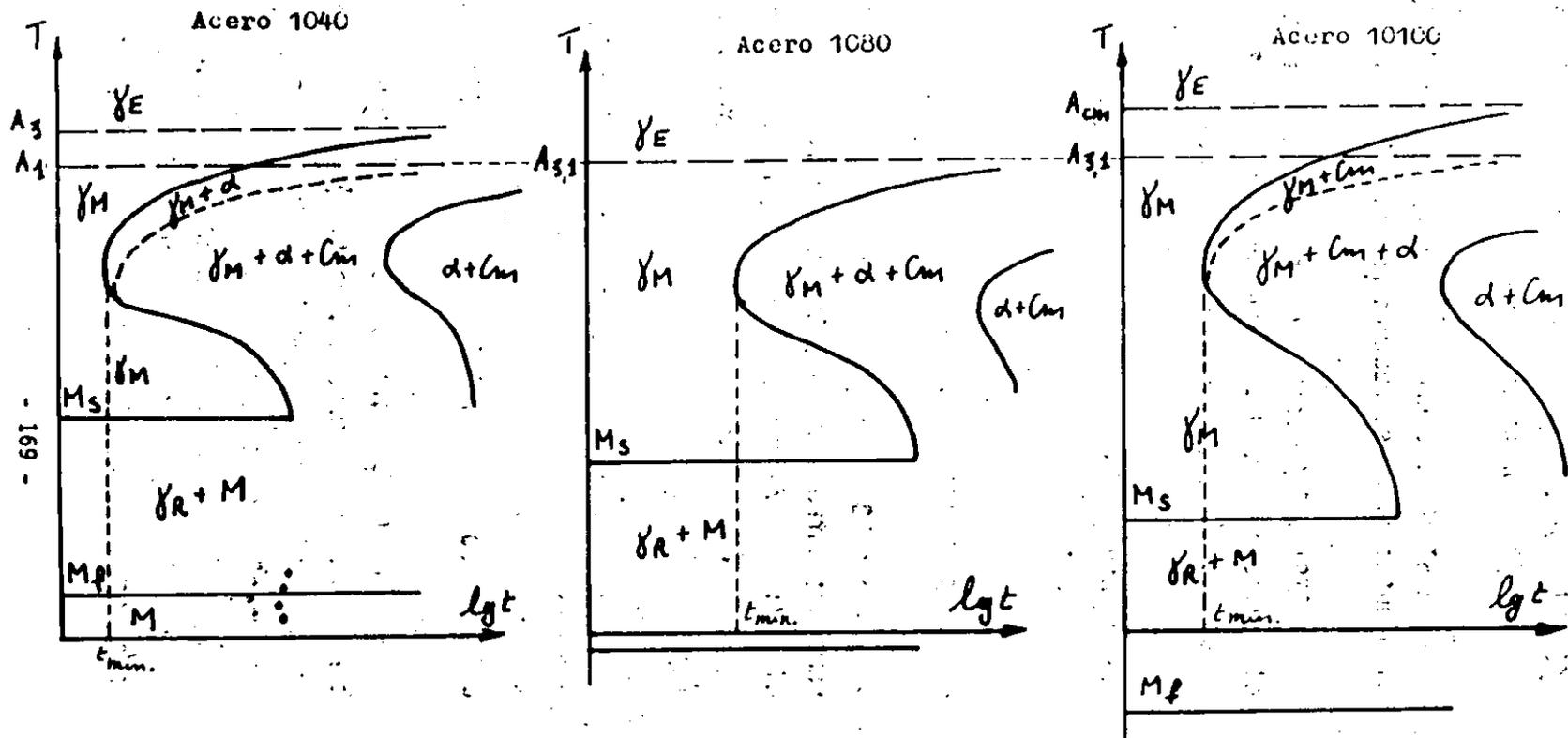


Figura 81 : Representación esquemática para fines de comparación de los diagramas TTT de los aceros 1040, 1080 y 10100

b. posición de la nariz perlítica.

El acero 1080 presenta la transformación más lenta (t_{\min} de varios segundos), mientras que tanto el acero 1040 como el 10100 se transforman más rápidamente ($t_{\min} < 1$ segundo). Explicación: el acero hipoeutectoide se transforma más rápidamente debido a la baja cantidad de carbono disuelto y el acero hipereutectoide por el alto potencial de nucleación debido a la gran cantidad de carbono disuelto y eventualmente por la precipitación previa de carburos.

c. temperaturas Ms y Mf de la transformación martensítica.

Como se representó en la figura 72, estas temperaturas dependen mucho del contenido en carbono y son, para los aceros mencionados:

Acero	Ms	Mf
1040	400°C	160°C
1080	280°C	-50°C
10100	220°C	-150°C

3.4.2 Curvas CCT o de enfriamiento continuo.

3.4.2.1: Introducción.

Como se discutirá más adelante referente a las aplicaciones de las curvas TTT, éstas solamente pueden ser utilizadas para el estudio de las transformaciones isotérmicas de los aceros, pero no proporcionan información correcta en el caso de enfriamiento continuo, como por ejemplo durante el enfriamiento al aire tranquilo cuando una muestra se saca del horno de recocido. Los tratamientos de enfriamiento continuo son mucho más usuales que los tratamientos isotérmicos y se plantea la necesidad de diagramas de transformación con enfriamiento continuo o curvas CCT (del inglés: continuous cooling transformation).

Se propusieron diferentes métodos para trazar estas curvas: algunos autores por ejemplo calcularon las curvas CCT a partir de los datos de las curvas TTT. Sin embargo, el método más usual y más directo para obtener

las curvas CCT, es por dilatometría.

La representación gráfica de las transformaciones en condición de enfriamiento continuo se hace en un diagrama temperatura/logaritmo del tiempo (análogo al diagrama TTT) en el cual aparece para cada velocidad de enfriamiento:

- la representación gráfica de la velocidad de enfriamiento de la muestra

- la indicación, sobre esta curva, de los puntos de inicio y fin de la transformación.

La curva CCT se obtiene por la unión de los puntos correspondientes de inicio, fin y eventualmente 50% de transformación. En general, un estudio metalográfico sirve de complemento al estudio dilatométrico para obtención de un diagrama CCT. Finalmente es usual determinar la dureza de la muestra al terminar su enfriamiento (temperatura ambiente) e indicar esta en el diagrama.

3.4.2.2. Interpretación de los diagramas CCT.

La figura 82 representa las diferentes velocidades de enfriamiento según las cuales se enfriaron muestras para obtener los diagramas CCT que discutiremos a continuación. En esta figura, las anotaciones corresponden a lo que sigue:

ATM análisis térmico y magnético

- 1 templado en agua
- 2 templado en aceite
- 3 enfriamiento en aire comprimido 1 kg/cm^2
- 4 enfriamiento en aire comprimido 0.5 kg/cm^2
- 5 enfriamiento al aire libre
- 6 enfriamiento en mufla # 2
- 7 enfriamiento en mufla # 3
- 8 enfriamiento en mufla # 5
- 9 enfriamiento en horno abierto con mufla # 2

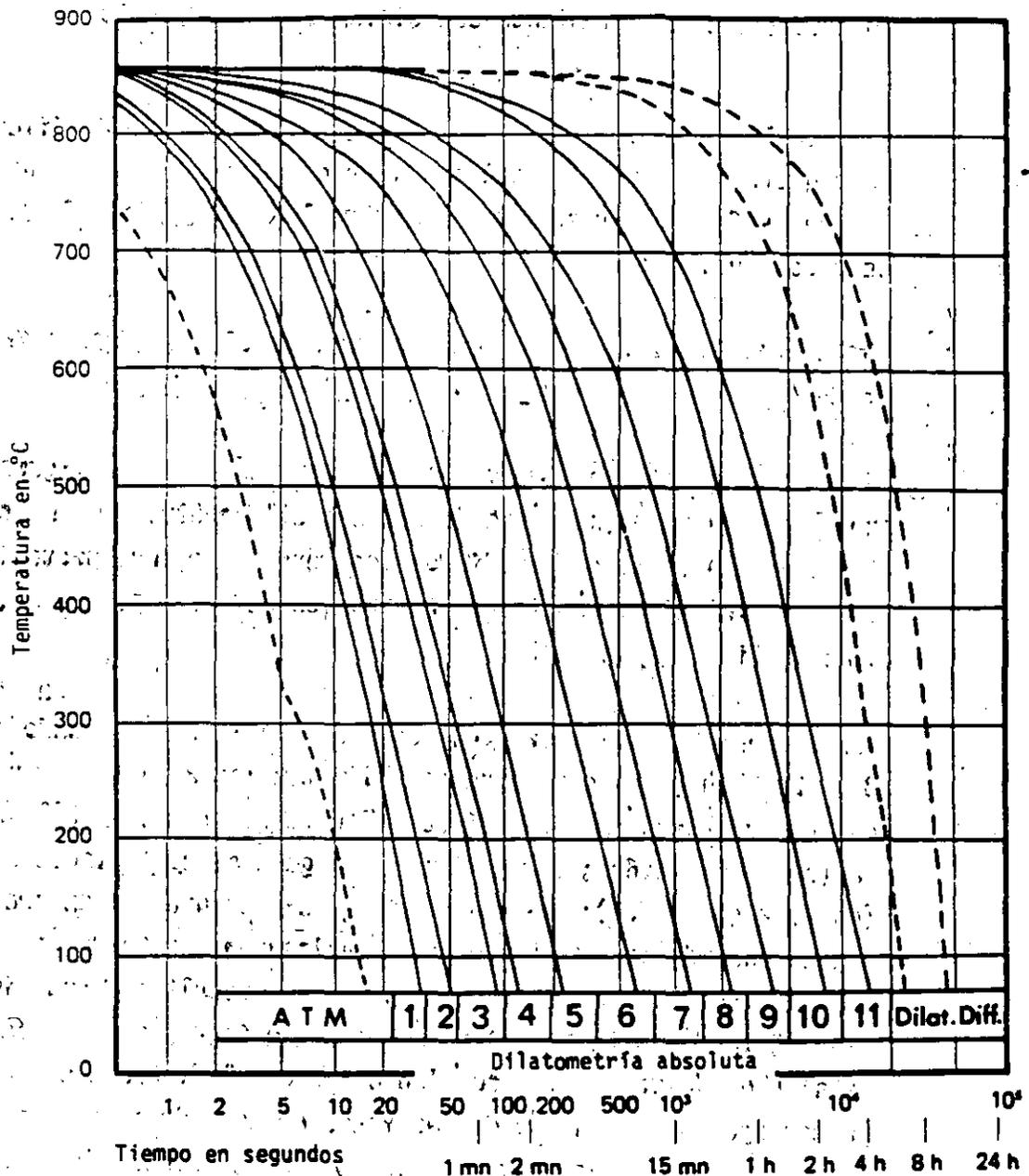


Figura 82 : Curvas de enfriamiento de las muestras utilizadas en IRSID para obtener las curvas CCT o de enfriamiento continuo (ver texto)

tal parámetro Δt es suficiente para las aplicaciones de caracterizar el enfriamiento de una pieza determinada, se verificó que dicho parámetro -- podría ser relacionado a la relación volumen entre superficie de la pieza por medio de una ley de tipo:

$$\lg \Delta t = a + b \lg \frac{V}{S}$$

en donde a y b son constantes.

En general, se prefiere aproximar las leyes de enfriamiento de algunos puntos características de la pieza estudiada por medio de unas muestras suficientemente pequeñas (temperatura homogénea) las cuales sirvieron para establecer el diagrama con enfriamiento continuo.

Una vez aclarada la noción de velocidad de enfriamiento, es posible caracterizar la templabilidad de un acero por medio de un determinado número de velocidades críticas correspondiendo a los límites de aparición de determinadas estructuras:

- Velocidad de enfriamiento más baja permitiendo obtener únicamente martensita (generalmente: velocidad crítica de templado).
- Velocidad de enfriamiento más baja por la cual no existe formación de ferrita (valor inferior o igual al anterior).
- Velocidad de enfriamiento más elevada por la cual ocurre una transformación total de austenita en ferrita o perlita.

Para comparar la estabilidad de la austenita y apreciar la rapidez de la transformación en las diferentes zonas de temperatura, puede también ser interesante seguir en el diagrama CCT la curva de puntos correspondiendo a 50% de austenita transformada.

3.5.2.2. Aplicación a los tratamientos térmicos.

En la práctica el problema se puede poner de 2 maneras di-

ferentes.

- Selección de un tipo de acero permitiendo la obtención de una pieza con dimensiones determinadas, enfriada de manera determinada, con características mecánicas determinadas.

- Una pieza siendo fabricada con un tipo de acero determinado, estimar el tratamiento térmico necesario para obtener algunas características especiales.

La Curva CCT permite contestar estas preguntas a condición de conocer con suficientemente exactitud la curva de enfriamiento de la pieza (con eventualmente, para una pieza grande, las leyes de enfriamiento de algunos puntos característicos), durante cada uno de los tratamientos considerados y que esta curva se encuentre cercana a aquellas de las muestras dilatométricas que sirvieron para establecer el diagrama.

Para resolver el primer problema puesto anteriormente, es suficiente superponer la curva de enfriamiento de la pieza sobre los diagramas CCT de diferentes tipos de acero hasta obtener en la parte inferior de esta curva la dureza deseada, o, eventualmente la estructura deseada.

Para el 2º problema, es suficiente determinar en el diagrama de transformación del tipo de acero considerado la curva de enfriamiento que permite obtener la estructura y las características deseadas: el tratamiento térmico elegido deberá someter el metal a una ley de enfriamiento cercana.

Más a menudo, se ponen sobre el diagrama CCT del tipo de acero en cuestión las curvas de enfriamiento que corresponden a las diferentes posibilidades de tratamiento térmico para seguir los efectos sobre la dureza que se lee debajo de cada una de estas curvas.

Desde luego, en ambos casos, hay que tomar en cuenta la evolución de las Propiedades de la estructura considerada durante el reve-

nido que se lleva generalmente a cabo después del primer tratamiento térmico de templado. Esta evolución se puede estimar con la ayuda de gráficas disponibles en la literatura.

De todos modos, no hay que esperar más que resultados aproximados, ya que en primer lugar, el diagrama CCT de determinado acero solo representa aproximadamente su comportamiento (debido por ejemplo a ligeras variaciones en la composición química) sobre todo si la pieza fabricada, es colada, grande y complicada, y, segundo, la ley de enfriamiento de las piezas estudiadas muchas veces no se conoce con mucha exactitud y puede ser notablemente diferente de aquélla de las muestras dilatómetricas. Por ejemplo, el fuerte recalentamiento observado durante la aparición de la perlita fina en las muestras pequeñas puede provocar perturbaciones en piezas grandes por la evolución calorífica en zonas cercanas de metal que no experimentan el mismo enfriamiento.

Es interesante comparar las curvas de enfriamiento de muestras metalográficas con aquéllas de productos con forma sencilla tomados como referencia en la práctica, o sea barras. Esta comparación, llevado a cabo sobre un acero 35CD4 (AISI 4135), permitió por un lado, determinar la curva CCT a partir de probetas dilatómetricas obtenidas desde barras de 10 mm. \varnothing , y por otro lado, de determinar las curvas en enfriamiento y las durezas en el corazón de barras de \varnothing 20, 40, 60, 80, 120 mm. después de una austenitización idéntica y cada uno de los siguientes tratamientos: templado en agua, templado en aceite y enfriamiento al aire libre. Luego, estas diferentes curvas de enfriamiento se representaron sobre la curva CCT (figura 85, para templado en aceite) y las durezas fueron leídas o interpoladas en la parte inferior de la gráfica. La figura 86 representa, en función del diámetro del redondo, la comparación entre las durezas medidas directamente sobre los redondos y aquéllas leídas sobre el diagrama CCT: en este caso, la exactitud es muy satisfactoria. Esta exactitud es menor para el enfriamiento al aire y relativamente burda para el templado en agua. Como previsto, en este último caso (templado en agua) las curvas de enfriamiento de los redondos difieren más claramente de aquéllas de las muestras dilatómetricas.

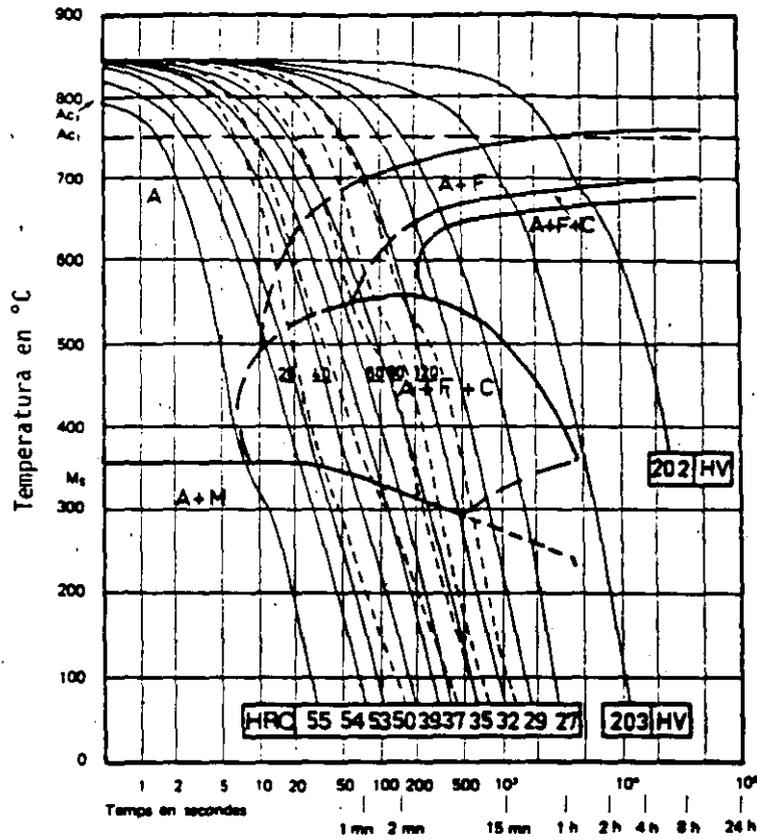


Figura 85 : Acero 35 CD 4 (4135) con : 0.34 % C, 0.76 % Mn, 0.92 % Cr y 0.22 % Mo. Curva CCT sobre la cual se reportaron las curvas de enfriamiento en el centro de barras redondas de diámetros de 20, 40, 60, 80 y 120 mm, templadas en aceite después de austenitización a 850 °C.

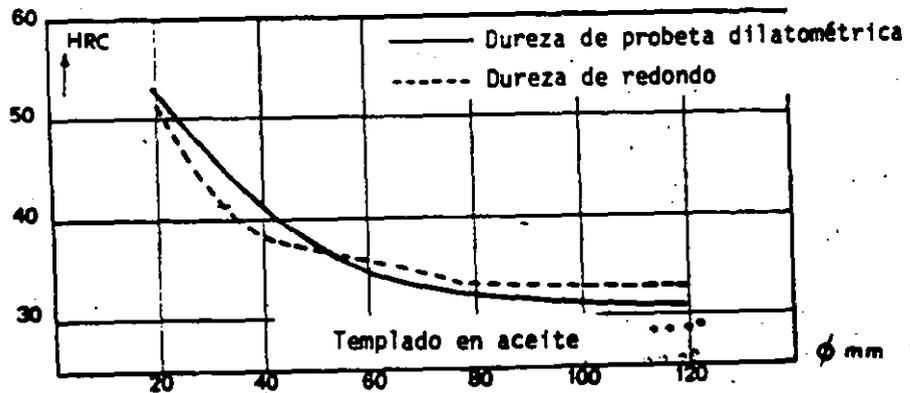


Figura 86 : Acero 35 CD 4 : comparación entre las durezas en el centro de redondos templados en aceite y valores obtenidos para muestras dilatométricas con enfriamientos parecidos

3.5.2.3 Utilización de curvas de enfriamiento trazadas sobre lámina transparente.

En el atlas de las curvas CCT y TTT elaborado por IRSID (Francia), se encuentran curvas de enfriamiento en el corazón y en la superficie de redondos con diferentes diámetros templados desde 850°C en agua, aceite o aire libre, respectivamente. Estas curvas se reproducen sobre láminas transparentes a la misma escala como los diagramas CCT del atlas.

Para evaluar la dureza final obtenida y la naturaleza de los constituyentes formados durante el enfriamiento desde 850°C de un redondo - con un diámetro determinado se coloca la lámina transparente correspondiente al tratamiento sobre el diagrama CCT del acero en cuestión: las diferentes zonas por las cuales pasa la curva promedio de enfriamiento indican cuales constituyentes se formaron durante el tratamiento y su proporción final (como se explicó en párrafos anteriores, mientras que la dureza final de la estructura resultante se obtiene fácilmente en la parte inferior del diagrama.

Si la temperatura de austenitización del acero estudiado no coincide exactamente con la de 850°C, es suficiente desplazar la lámina transparente para que coincida la temperatura de inicio de enfriamiento con la verdadera temperatura de austenitización.

Desde luego, el mismo procedimiento puede ser utilizado para un producto de forma cualquiera, a condición de conocer su ley de enfriamiento. Además, las curvas de enfriamiento en el corazón, trazadas sobre transparentes y representadas a escala reducida en las figuras 87, 88 y 89, permiten establecer curvas como la de la figura 90, representando la variación del parámetro A_{t700} en función del diámetro de redondos templados desde 850°C en diferentes medios. Estos valores pueden ser interesantes para establecer comparaciones, o fijar ordenes de tamaño.

3.5.2.4 Aplicación de las curvas CCT para prever el contenido en austenita residual de piezas templadas.

Como se discutió anteriormente, algunas variedades de acero pueden contener cantidades a veces considerables de austenita residual después de haber sido templado. Esta austenita puede afectar algunas propiedades

Modo de enfriamiento : AGUA

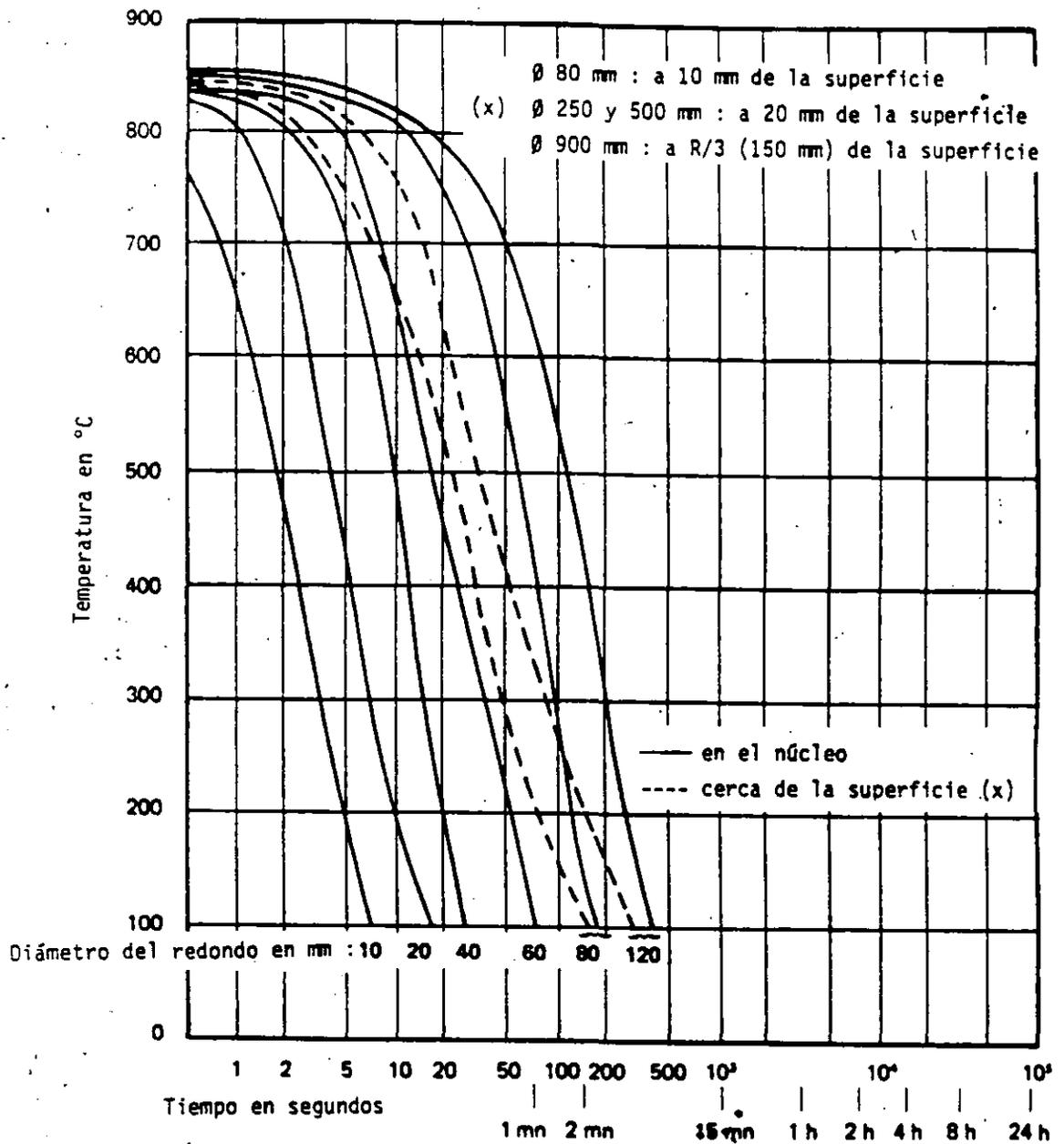


Figura 87 : Copia de las curvas de enfriamiento para templado en agua de redondos con diámetro variable, para determinación de dureza de templado y estructura final

Modo de enfriamiento : ACEITE

Ø 80 mm : a 10 mm de la superficie

(x) Ø 250 y 500 mm : a 20 mm de la superficie

Ø 900 mm : a R/3 (150 mm) de la superficie

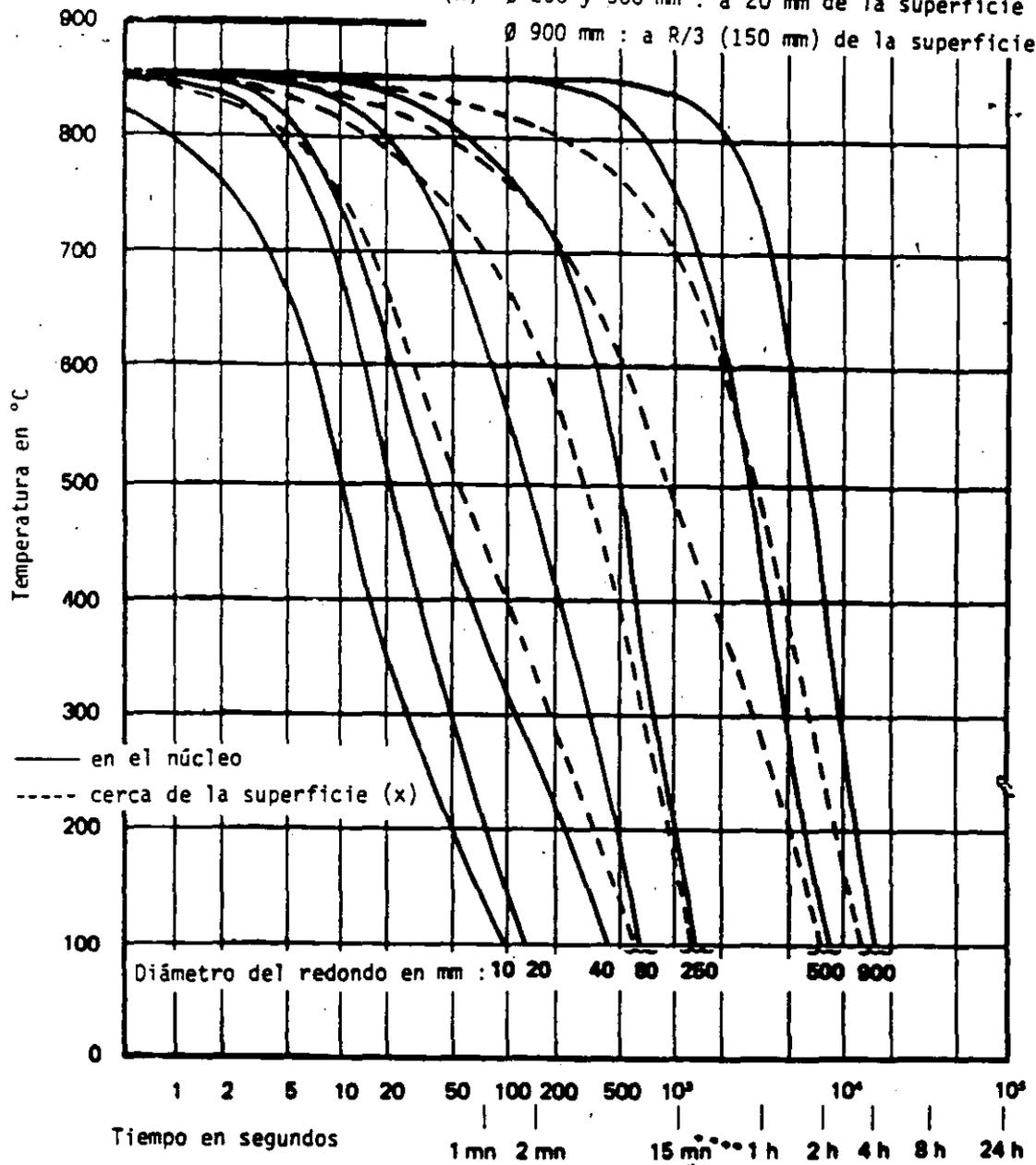


Figura 88 : Copia de las curvas de enfriamiento para el templeado en aceite de redondos con diámetro variable, para determinación de datos de templeado

\varnothing 80 mm : a 10 mm de la superficie
 Modo de enfriamiento : AIRE (x) \varnothing 250 y 500 mm : a 20 mm de la superficie
 \varnothing 900 mm : a R/3 (150 mm) de la superficie

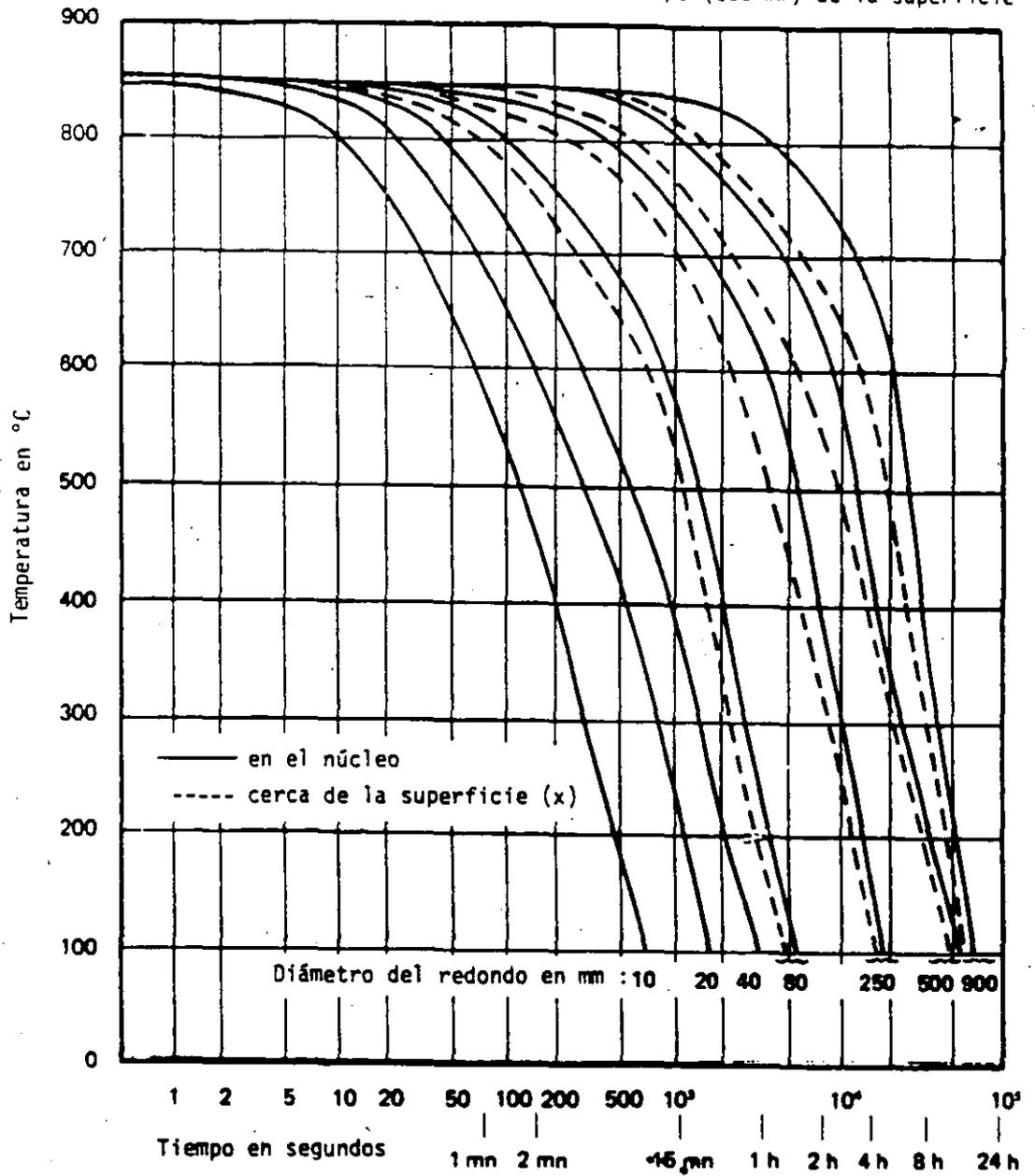


Figura 89 : Copia de las curvas de enfriamiento para el templeado en aire de redondos con diámetro variable, para determinación de datos de templeado

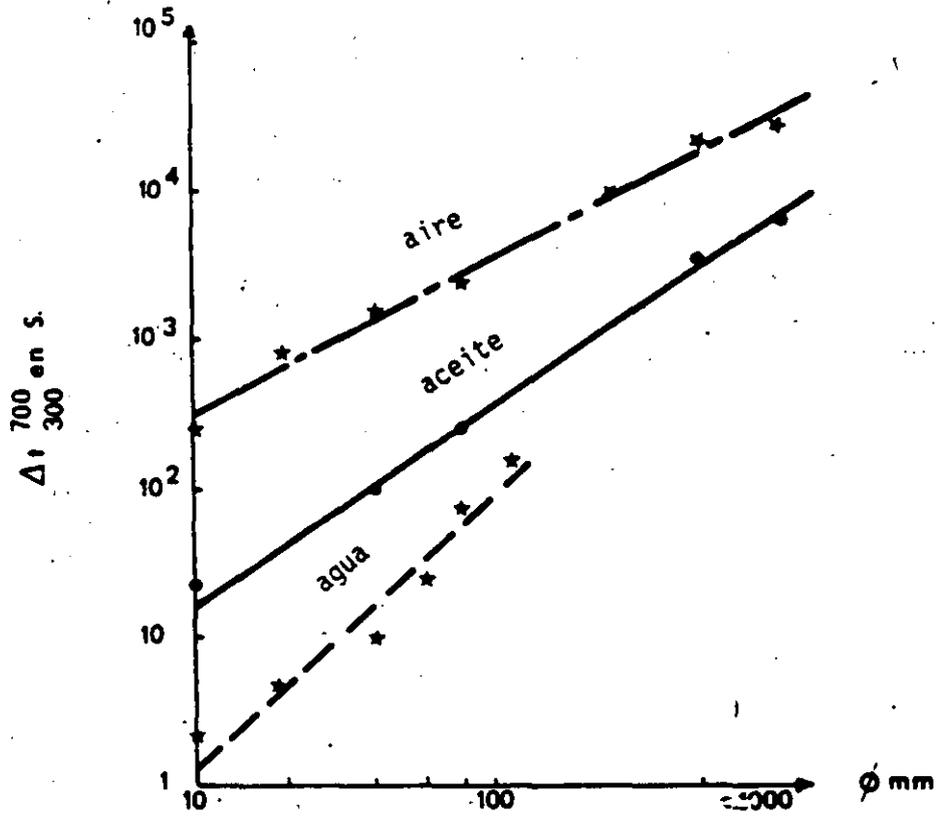


Figura 90 : Variación del parámetro Δt_{300}^{700} en función del diámetro de redondos templados en diferentes medios de temple desde 850 °C.

del acero considerado, como por ejemplo:

- Características mecánicas
- Comportamiento en fatiga.
- Estabilidad dimensional.

La posibilidad de prever la cantidad de austenita residual - - después de un determinado tratamiento térmico puede ayudar a los usuarios, sobre todo a aquéllos que no poseen métodos de determinación, como rayos X, micrografía cuantitativa, dilatométrica diferencial, etc. ...

La organización IRSID estableció un diagrama en base a una relación empírica determinada por los investigadores Koistinen y Marburger, la cual representa la cinética de la transformación martensítica de aceros al carbono, para el templado rápido de acero de baja o media aleación y también válida para acero de herramientas. Para todos estos aceros, el contenido en austenita residual γ_R después de un templado rápido hasta la temperatura final T de un acero caracterizado por una temperatura M_s se acerca a:

$$\gamma_R = \exp[-0.011 (M_s - T)]$$

Para estos mismos aceros, es posible prever el efecto de un enfriamiento continuo más lento hasta la temperatura ambiente en la zona martensítica, introduciendo el tiempo de enfriamiento Δt de 700°C a 300°C en la relación anterior.

Incluso es posible generalizar la relación en el caso de la formación de una fracción X de otro constituyente (como perlita, bainita, ...) antes del inicio de la transformación martensítica. Si M'_s es la temperatura del inicio de la transformación de la austenita todavía no disociada, la cantidad de austenita residual a 20°C se da aproximadamente por la siguiente relación:

$$\gamma_R = (1-X) \exp. [- 0.011 (M'_s - 20) (1 - \mu)]$$

en donde μ depende del criterio de enfriamiento $\Delta t \begin{matrix} 700 \\ 300 \end{matrix}$ ó Δt según la relación empírica:

$$\mu = 0.41 [1 - \exp. (- 0.03 \Delta t^{0.6})].$$

El diagrama de la fig. 91 fue establecido para templados hasta 20°C. Los datos necesarios para utilizar la gráfica

- En abscisa el criterio Δt de enfriamiento de la pieza.
- En ordenada la temperatura M_s del acero considerado.

En el caso de redondos, es posible utilizar la parte inferior de la curva para obtener el criterio de enfriamiento Δt , directamente en el correspondiente.

Si se formó bainita u otro constituyente antes de la transformación martensítica, será necesario determinar X y M_s' en el diagrama CCT correspondiente y efectuar las correcciones correspondientes como se indica en las siguientes.

Ejemplos:

Consideremos el acero 50NCD6 (aproximadamente equivalente al 50) cuya curva CCT se representa en la figura 92. Examinemos los siguientes enfriamientos:

- Pura transformación martensítica.
- Formación de 12% de bainita antes de la transformación martensítica.
- Formación de 91% de bainita antes de la transformación martensítica ($M_s' = 190^\circ\text{C}$)

El problema a resolver es el siguiente: ¿Cuál es el porcentaje de bainita residual probable en una barra cilíndrica de 80 mm. de diámetro templada en aceite desde 850°C. Frente al punto M de la gráfica de la figura 91 leemos un criterio de enfriamiento $\Delta t = 250$ seg. (enfriamiento en la figura 92) y frente al punto P, correspondiente a la

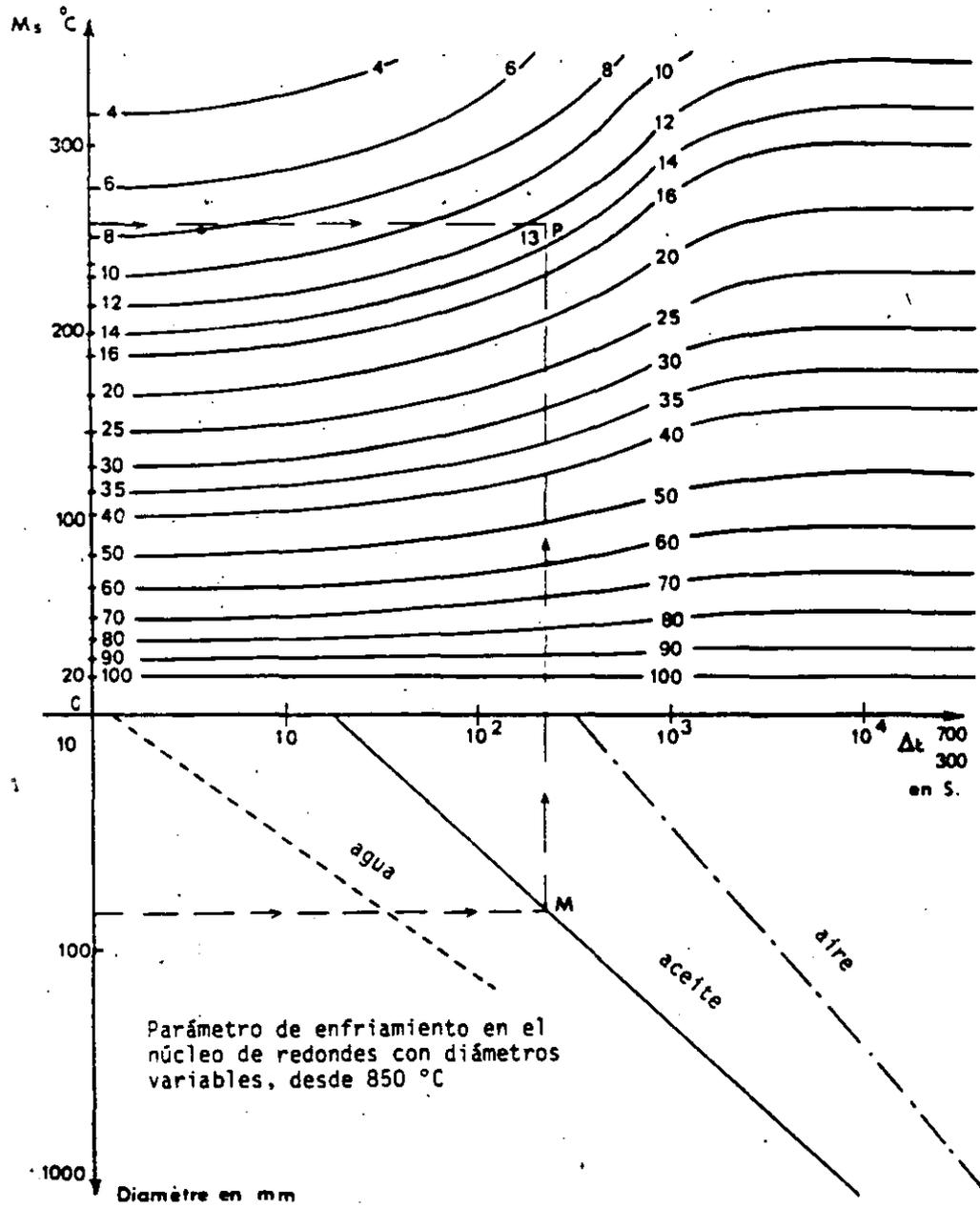


Figura 91 : Nomograma de previsión del porcentaje de austenita residual en piezas templadas

Composición del
acero del diagrama

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %
0,49	0,57	0,26	0,012	0,011	1,62	0,83	0,24	0,13

Austenitizado a 850 °C durante 30 minutos

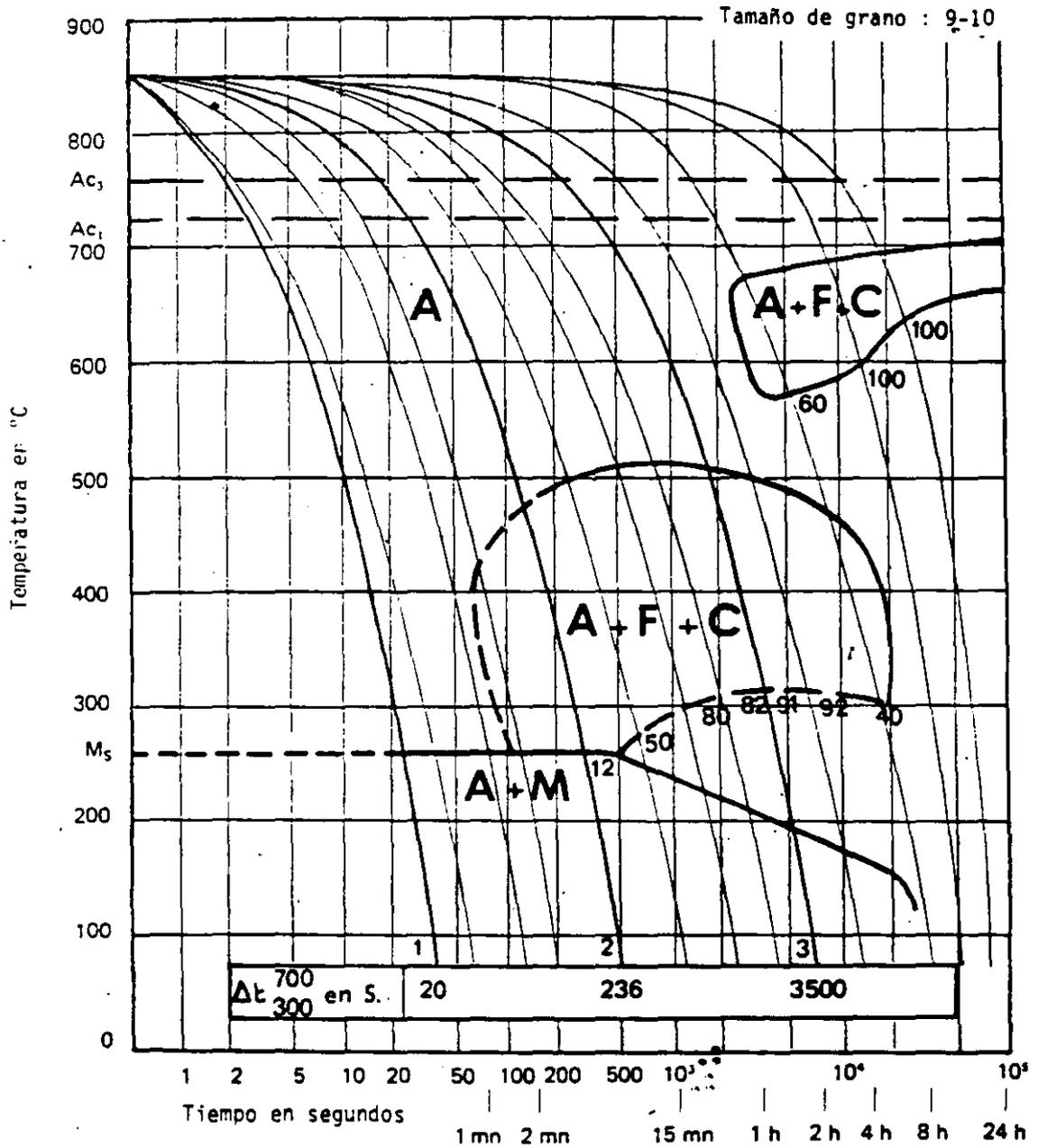


Figura 92 : Ejemplo de diagrama cct para utilización del nomograma de la figura 91 (acero 50 NCD 6)

temperatura M_s del acero 50 NCD 6, una cantidad ficticia $\gamma_R = 13\%$. Como la de austenita en bainita, la cantidad de austenita residual final en la barra de 80 mm. es de aproximadamente $(\frac{100 - 12}{100}) \times 13 = 0.88 \times 13 = 11.5\%$.

La siguiente tabla indica las cantidades probables de austenita residual para los enfriamientos mencionados antes de un acero 50 CND 6 austenitizado a 850°C.

Número de referencia del enfriamiento	1	2	3
M_s o M'_s en °C	260	260	190
Δt en segundos	20	263	3500
Fracción y de austenita no transformada a M_s o M'_s	1	0.88	0.09
γ'_R según el nomograma de la figura 91 (%)	8	13	33
Porcentaje de austenita residual a 20 °C $\gamma_R = y\gamma'_R$	8	12	3



**FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.
DIVISION DE EDUCACION CONTINUA**

CURSOS ABIERTOS

I CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES

MODULO 2: METALES Y CERAMICOS

CERAMICOS ELECTRICOS Y MAGNETICOS

EXPOSITOR: M. EN C. ALFONSO HUANOSTA

*JUNIO
1992*

OK

**" ELECTROLITOS SOLIDOS:
CARACTERISTICAS, APLICACIONES Y UNA
TECNICA DE ANALISIS "**

**Alfonso Huarosta Tera (*)
Instituto de Investigaciones en Materiales, UNAM
Apdo. Postal 70-360, C.P. 04510
Coyoacán, D. F. México.**

(*) El autor es estudiante del programa de Doctorado del CICESE.

RESUMEN.

El descubrimiento y posterior desarrollo de materiales conductores de iones ha convertido el tema de la conductividad iónica en una de las áreas clásicas de la física-química. Esto ha provocado también un gran interés tecnológico en una amplia gama de materiales cerámicos, debido a su gran potencial de uso en dispositivos tales como, baterías, sensores, ... etc. En el proceso de caracterización de estos electrolitos sólidos, o conductores superiónicos como también se les ha llamado, se han implementado técnicas y otras han cobrado auge, tal es el caso de la técnica de espectroscopía de impedancias.

La espectroscopía de impedancias se ha convertido en un valioso instrumento en el estudio y comprensión de sistemas conductores de iones. Una de las ventajas de esta técnica es que los datos experimentales pueden analizarse utilizando un modelo de circuitos equivalentes. Los elementos del circuito equivalente representan los diversos procesos involucrados en el fenómeno de conducción. En esta nota se describen algunas características sobresalientes de los electrolitos sólidos, algunas aplicaciones y los principios de la técnica de espectroscopía de impedancias.

ABSTRACT.

Since the discovery of ionic conductors the interest in exploring for new materials in which the conduction of the electrical current is practically exclusively caused by ions is considerable. The interest to understand the ionic conductivity phenomena is increasing and even its becoming into a broad interdisciplinary field involving physics and chemistry. Technological applications of a wide variety of ceramic ionic conductors is now possible in several electrochemical devices. The current procedures to research the electrical behaviour of solid electrolytes are becoming important, particularly impedance spectroscopy.

Impedance spectroscopy appears as a powerful method of characterizing many of the electrical properties of new materials. One of the first advantages in the use of this method is that ideally the analysis of the charge transport processes in a material can be made using an equivalent circuit comprised of ideal resistors and capacitors. Some characteristics and applications of ionic conductors and the impedance spectroscopy technique are briefly reviewed.

I. Introducción.

1.1.- El principio.

Algunos materiales cerámicos se conocen desde hace mucho tiempo, pero fue hasta los años 30 de este siglo que los materiales cerámicos comenzaron a estudiarse sistemáticamente. La estructura del LiNbO_3 fue descrita por Zachariasen en 1928. A partir de entonces el interés por conocer y estudiar los sistemas cerámicos ha crecido. Las últimas tres décadas han contemplado una verdadera explosión en el número de compuestos cerámicos obtenidos en los laboratorios, por medio de síntesis de estado sólido. Muy interesantes han resultado ser aquellos sistemas cerámicos susceptibles de modificar alguna o algunas de sus propiedades físicas o químicas cuando se incorporan a sus estructuras cristalinas diversos iones. Actualmente se conoce una serie de compuestos cerámicos capaces de conducir iones a través de su estructura, esto es, sólidos formados por una red rígida de iones a través de la cual otros iones pueden migrar. [1,2,3,4].

A estos compuestos se les conoce ahora, genéricamente, como electrolitos sólidos o conductores superiónicos. Estos sistemas, conductores de iones, incluyen aquellos materiales en los cuales la existencia de defectos de la red, o de estructuras de canales, permiten que los iones fluyan rápidamente a través de ellos.

1.2.- La Historia.

En la década de los 60 Yao y Kummer reportaron que un compuesto cerámico no estequiométrico conocido como Sodio- β -Alúmina podía alcanzar una conductividad comparable a la del NaCl (0.1 molar) acuoso [$1.1 \times 10^{-2} (\text{Ohm-cm})^{-1}$], a temperatura ambiente. Ellos aseguraron que los portadores de carga eran iones Na^+ . Se puede decir que esto marcó el inicio de una verdadera revolución tecnológica en el diseño y construcción de baterías a base de electrolitos sólidos. [5]. En la búsqueda de materiales conductores de iones útiles en la construcción de baterías se han encontrado numerosos problemas, uno de los principales es que los conductores de iones con frecuencia también conducen electrones y esto es incompatible con una de las condiciones que debe llenar toda batería: que la rapidez de auto-descarga sea

muy pequeña. Cuando el componente de conductividad electrónica es alto, la rapidez de auto-descarga aumenta.

Las características que debe llenar un material susceptible de utilizarse como electrolito sólido son: elevada conductividad iónica; muy baja conductividad electrónica y estabilidad hacia los electrodos a la temperatura de uso.

Han pasado muchos años y ahora se conoce una serie de compuestos que están siendo utilizados como electrolitos sólidos, y más aún, el estudio de la conductividad iónica en materiales sólidos es, hoy en día, una de las áreas clásicas de la química, física, ciencia de materiales y aún ingeniería.

1.3.- Usos, posibilidades y dificultades.

De la misma forma como el número de electrolitos sólidos aumentó en años recientes, así mismo las posibilidades de uso de estos materiales se ha diversificado, en el área de la electroquímica principalmente. Pueden usarse en baterías primarias o secundarias (recargables), sensores, bombas de gas, reactores electroquímicos, supercapacitores, síntesis de nuevos materiales por intercambio de iones[6], carátulas luminosas de estado sólido (displays).... etc.

También en dispositivos ópticos es posible encontrar aplicaciones de estos materiales, pues la inserción de pequeñas cantidades de iones en el compuesto apropiado puede inducir modificaciones importantes en sus propiedades ópticas. [7].

Por una parte la variedad de electrolitos sólidos conocidos ahora incluye compuestos en los que los portadores de carga son iones de H, Ag, Cu, Li, F, Na, K, Al, entre otros. Pero por otra parte existen problemas, respecto a la fenomenología involucrada en el proceso de conducción, que no están totalmente resueltos. Por ejemplo se hacen esfuerzos para comprender la naturaleza del movimiento individual y colectivo de los iones dentro del sólido. También se busca entender como pueden estar relacionadas la energía de activación para el movimiento de los iones y la estructura del electrolito.

2.- Modelos de Frenkel y Shottky.

En el estudio de los electrolitos sólidos resulta particularmente interesante la caracterización de estructura cristalina, de enlace iónico y de movimiento de iones a través de la estructura. En la actualidad para hacer este tipo de estudios es posible usar técnicas como difracción de Rayos-X y de neutrones, resonancia magnética nuclear, difusión y mediciones de conductividad, espectroscopía Raman y de infrarrojo, entre otras.

Además de la necesidad de utilizar diversas técnicas de investigación, como las mencionadas, es indispensable contar con modelos físico-matemáticos que permitan avanzar en la descripción fenomenológica de los procesos involucrados.

Los iones portadores de carga en un conductor iónico podrán viajar a través del sólido si satisfacen al menos dos condiciones; a) que puedan ganar suficiente energía para salvar barreras de potencial que les impidan moverse; b) que dispongan de conjuntos de sitios energéticamente equivalentes interconectados formando canales de transporte a través de sólidos.

Frenkel y Schottky [8] desarrollaron los modelos para hacer una descripción, microscópica clásica, de la forma en que los iones saltando entre sitios vacantes, o sitios intersticiales, de la red pueden dar como resultado migración iónica de largo alcance en una red cristalina. Los modelos se conocen como; por vacancias; por intersticiales y; por intersticialidad.

El modelo de vacancias involucra el movimiento de una vacancia, a través de la red, por saltos sucesivos del ión en dirección opuesta al movimiento de las vacancias. En el esquema de intersticiales un ión se mueve a través de una serie de sitios intersticiales. Por su parte el mecanismo de intersticialidad involucra un movimiento cooperativo en el cual un ión de la red salta hacia un sitio intersticial y otro ión intersticial llena la vacancia generada. Esto se ilustra en la fig.1. Este es, por cierto, un modelo sencillo pero permite explicaciones consistentes en muchos casos.

Un mecanismo de conducción iónica particularmente interesante lo presenta la estructura de la β -alúmina. Se dice que este es un conductor bidimensional

los iones de Sodio, Na^+ , migran en forma prácticamente libre en planos de conducción localizados entre bloques de espinela, fig. 2, estos planos contienen un mayor número de sitios disponibles para el Na^+ , que los Na^+ existentes, esto favorece el transporte iónico. [9]. La espinela es una estructura cristalina que se presenta en forma de "bloques", su fórmula química general es AB_2O_3 . Los bloques de espinela son cuatro capas de óxido, en las cuales las capas de óxido están en una secuencia de apilamiento abca. Los bloques están separados por capas deficientes en oxígeno, en las cuales está el Na^+ , éstas constituyen en realidad los planos de conducción. La celda unitaria es exagonal con $a = 5.6$ y $c = 22.5$ Armstrongs

Para todos estos mecanismos la conductividad iónica, σ , puede describirse por una ecuación de Arrhenius (σ ó σT) = $\sigma_0 \text{Exp}(-E_a/kT)$. Donde σ_0 puede estar relacionada con cantidades que involucran carga iónica, concentración de iones móviles, frecuencia de intento y distancia de salto.

De esta breve discusión se desprende que, para que un sólido tenga alta conductividad iónica a temperaturas mucho más bajas que su punto de fusión debe satisfacer tres requisitos; i) alta concentración de portadores de carga potenciales; ii) elevada concentración de vacancias o sitios intersticiales; iii) la energía de activación requerida para que los iones salten de sitio a sitio de la red debe ser pequeña.

La conductividad iónica es muy sensible al valor de E_a , consecuentemente la condición (iii) resulta ser la más difícil de llenar.

Experimentalmente se ha encontrado que muchos sistemas cerámicos muestran una dependencia de la conductividad respecto a la temperatura que satisface la ecuación de Arrhenius.

De cualquier forma, un problema central en la teoría de la conductividad de electrolitos sólidos es la identificación de los principales factores que influyen la energía de activación aparente, E_a . Es decir la energía de activación que se mide experimentalmente y que puede estar formada por términos de entropía y energía relacionados con la creación y proceso de saltos de los portadores de carga móviles. En el caso de conductores por defectos la energía de activación ha sido desdoblada [9] en términos que representan la creación y migración de defectos puntuales. La

porque los iones de Sodio, Na^+ , migran en forma prácticamente libre en planos de conducción localizados entre bloques de espinela, fig. 2, estos planos contienen un mayor número de sitios disponibles para el Na^+ , que los Na^+ existentes, esto favorece el transporte iónico. [9]. La espinela es una estructura cristalina que se presenta en forma de "bloques", su fórmula química general es AB_2O_3 . Los bloques de espinela son cuatro capas de óxido, en las cuales las capas de óxido están en una secuencia de apilamiento abca. Los bloques están separados por capas deficientes en oxígeno, en las cuales está el Na^+ , éstas constituyen en realidad los planos de conducción. La celda unitaria es exagonal con $a = 5.6$ y $c = 22.5$ Amstrongs

Para todos estos mecanismos la conductividad iónica, σ , puede describirse por una ecuación de Arrhenius (σ ó σT) = $\sigma_0 \text{Exp}(-E_a/kT)$. Donde σ_0 puede estar relacionada con cantidades que involucran carga iónica, concentración de iones móviles, frecuencia de intento y distancia de salto.

De esta breve discusión se desprende que, para que un sólido tenga alta conductividad iónica a temperaturas mucho más bajas que su punto de fusión debe satisfacer tres requisitos; i) alta concentración de portadores de carga potenciales; ii) elevada concentración de vacancias o sitios intersticiales; iii) la energía de activación requerida para que los iones salten de sitio a sitio de la red debe ser pequeña.

La conductividad iónica es muy sensible al valor de E_a , consecuentemente la condición (iii) resulta ser la más difícil de llenar.

Experimentalmente se ha encontrado que muchos sistemas cerámicos muestran una dependencia de la conductividad respecto a la temperatura que satisface la ecuación de Arrhenius.

De cualquier forma, un problema central en la teoría de la conductividad de electrolitos sólidos es la identificación de los principales factores que influyen la energía de activación aparente, E_a . Es decir la energía de activación que se mide experimentalmente y que puede estar formada por términos de entropía y energía relacionados con la creación y proceso de saltos de los portadores de carga móviles. En el caso de conductores por defectos la energía de activación ha sido desdoblada [9] en términos que representan la creación y migración de defectos puntuales. La

de potencial medible entre los dos electrodos. En la fig. 4, se muestra el mecanismo bajo el cual opera un sensor, el potencial generado entre los electrodos, V, es una función del cociente de las presiones parciales de oxígeno en los dos compartimientos.

$$V \propto \ln \frac{p'_{O_2}}{p_{O_2}}$$

Esta ecuación puede correlacionarse con la concentración de oxígeno a determinar.

3.3.- Bombas de Oxígeno.

El mismo principio utilizado por los sensores de oxígeno puede usarse en las bombas de oxígeno. Si los dos electrodos se cortocircuitan entonces el oxígeno puede bombearse de un compartimiento a otro.

3.4.- Reactores Electroquímicos.

En este caso opera el mismo principio descrito en (3.2), aquí ocurre una oxidación parcial electroquímica de hidrocarburos (gas natural) para obtener productos industrialmente útiles, tales como CH₃OH y C₂H₄. Otras aplicaciones pueden encontrarse en las referencias [5,6].

4.- Espectroscopía de impedancias.

4.1.- Planteamiento del problema.

En la caracterización de procesos de transporte en los electrolitos sólidos esta ganando terreno la técnica conocida como espectroscopía de impedancias. Quizá el aspecto más atractivo de esta técnica como instrumento para investigar propiedades eléctricas y electroquímicas de sistemas sólidos, y aún líquidos, es la conexión directa que frecuentemente existe entre el comportamiento de un sistema real y el comportamiento de un modelo idealizado de circuitos consistentes de componentes eléctricos discretos. El investigador sólo tiene que comparar los datos experimentales, en términos de impedancias por ejemplo, con las curvas teóricas generadas por el o los circuitos

8

cuestión, en este caso, es si esta aproximación puede extenderse realísticamente a conductores iónicos en los cuales el movimiento de los iones es altamente cooperativo o correlacionado.

3.- Algunas aplicaciones de los electrolitos sólidos.

Como se mencionó antes, existen diversas aplicaciones de los electrolitos sólidos. Aquí se describirán someramente algunos de ellos.

3.1.- La pila Na/ β -alúmina/S.

Esta pila usa dos líquidos como reactantes, Na y S, a 300-350°C, separados por el electrolito sólido β -alúmina. La β -alúmina es químicamente estable al Na y al S. conduce por iones y prácticamente no participan electrones en el proceso de conducción. En la fig. 3 se muestra el diagrama de fases y la pila del sistema de Na/ β -alúmina/S. Al inicio de la descarga, mientras los productos de descarga están en la región de inmiscibilidad de líquidos, el voltaje es de 2.08V y cae gradualmente hasta 1.78V y se comienza a obtener Na₂S₂ precipitado. En esta etapa se considera que la pila alcanza su estado descargado. Estas pilas tienen una densidad de potencia teórica de 760W h/kg.

La pila Na/ β -alúmina/S puede considerarse como una pila de alta temperatura. Otras pilas en desarrollo son aquellas que emplean compuestos poliméricos, compuestos de Li y compuestos de plata como electrolitos sólidos.

3.2.- Sensores de Oxígeno.

Los sensores de oxígeno son importantes en múltiples aplicaciones para determinar contenido de oxígeno en gases y líquidos. Estos sensores son utilizados por ejemplo, para determinar la cantidad de oxígeno disuelto en metales fundidos. En la interface electrodo/electrolito un átomo metálico de uno de los electrodos podría ser oxidado a ión metálico el cual entra al electrolito, utilizándolo como medio de transporte, para migrar hacia el otro electrodo. El flujo de iones a través del electrolito se balancea por flujo de electrones en el circuito externo, provocando una diferencia

características propias de cada material. La configuración final sería entonces electrodo/electrolito/electrodo.

En el esquema de circuitos equivalentes, un electrolito sólido policristalino puede modelarse pensando en que; una resistencia (R) representa una trayectoria de conducción, bien a través de los granos o a través de las fronteras de grano. Así, una resistencia (R) en particular podría explicar la conductividad del cristal o bien alguna transición química y/o cristalográfica. Elementos capacitivos (C) e inductivos (L) se asocian generalmente a regiones de polarización de carga espacial y también con absorción específica y procesos de electrocristalización en los electrodos. [17].

Un ejemplo sencillo de modelaje se muestra en la fig. 5 En este caso supondremos que se trata de un conductor iónico policristalino sinterizado en forma de pastilla y con electrodos en sus caras planas. Es posible imaginar a la pastilla policristalina como formada por un apilamiento de barras como la que se muestra en la fig. 5 [11].

Cada barra puede tener un número elevado de granos (g) isotrópicos y homogéneos y fronteras de grano (fg). Una suposición que se hará aquí es que las fronteras de granos poseen una resistencia muy elevada al paso de los iones y que los electrodos no conducen portadores de carga iónicos. En la práctica estas dos condiciones no representan una restricción fuerte para el modelo. En el primer caso es posible darse cuenta a partir de información experimental si las fronteras permiten, o no, el paso de portadores de carga y en el segundo basta elegir adecuadamente el material de los electrodos para que estos se comporten como bloqueadores efectivos de cargas eléctricas.

Aplicar una diferencia de potencial en los electrodos de la pastilla debe tener el efecto de provocar migración de cargas en el interior de los granos. La acumulación de carga en la vecindad cercana a las fronteras de grano hace pensar en un sistema de dipolos orientados. Esto se aprecia también en la fig. 5.

Para completar el modelaje sólo resta construir el circuito equivalente. En esta etapa es importante tener una idea clara de los procesos físicos que estén ocurriendo, esto ayudará a utilizar las combinaciones de elementos eléctricos, y las interconexiones de combinaciones, que mejor simulen el comportamiento experimental del electrolito sólido. En nuestro ejemplo R_g describiría una trayectoria de conducción en los

equivalentes elegidos para representar los procesos físicos que tengan lugar en el sistema que se está investigando. [10,11,12,13,14].

El modelo no intenta una descripción exacta del movimiento individual de los portadores de carga, sin embargo los parámetros manejados en el modelo podrían ser considerados como promedios de los parámetros que se manejan en un modelo microscópico.

La síntesis de nuevos electrolitos sólidos, particularmente cerámicos, se hace por técnicas de estado sólido y generalmente se obtienen en forma de microcristales. Para ser utilizados en dispositivos, estos materiales deben ser conformados a través de técnicas de sinterizado y moldeado. Cualquiera que sea la forma final del material electrofítico, éste estará constituido por un apiñamiento de granos en contacto unos con otros. Caracterizar eléctricamente el material implica conocer las propiedades de conducción de los granos pero también de las fronteras de grano, las cuales pueden jugar un papel importante en el comportamiento eléctrico global del material. Normalmente la respuesta eléctrica de los granos y las fronteras exhiben diferente dependencia de la frecuencia, para una temperatura dada. Esta circunstancia se aprovecha ventajosamente utilizando el método de análisis de espectroscopía de impedancias, pues es posible determinar las propiedades de conducción eléctrica de los granos y las fronteras de grano de manera paralela pero independiente. [11,15].

4.2 Modelaje.

El principio básico de la técnica de espectroscopía de impedancias descansa en el análisis de la respuesta eléctrica del sistema frente a un estímulo eléctrico dependiente del tiempo. El intervalo de frecuencia que llegan a usarse en estos estudios puede ser muy amplio (10^{-3} Hz- 10^{12} Hz) dependiendo del interés particular. Esta es una razón de peso para utilizar esta técnica como un poderoso instrumento de investigación. [16].

Una vez que un electrolito sólido ha sido conformado como paralelepípedo o como pastilla, entonces es necesario colocarle, en caras planas opuestas, algún material que funcione como electrodo, puede ser plata, oro, platino.... etc, dependiendo de

Este es el esquema matemático más conveniente para el análisis de circuitos eléctricos. Aquí $j = (-1)^{1/2}$.

En este lenguaje es fácil ahora escribir una ecuación para la impedancia total del modelo electrodo/electrolito/electrodo elaborado en la sección 4.2 ilustrado en la fig. 6.

$$Z^* = \frac{R_g}{1+(\omega R_g C_g)^2} + \frac{R_{fg}}{1+(\omega R_{fg} C_{fg})^2} + \frac{R_{el}}{1+(\omega R_{el} C_{el})^2} \\ - j \left[\frac{\omega C_g R_g^2}{1+(\omega R_g C_g)^2} + \frac{\omega R_{fg}^2}{1+(\omega R_{fg} C_{fg})^2} + \frac{\omega R_{el}^2 C_{el}}{1+(\omega R_{el} C_{el})^2} \right]$$

La cual define idealmente una superposición de tres semicircunferencias en el plano complejo (Z, Z^*). Los radios de los semicírculos y la separación de sus centros depende de los valores de los parámetros R y C involucrados. Esta combinación de tres mallas RC en paralelo conectadas en serie surgió de consideraciones físicas relativamente simples.

Recurriendo exclusivamente a la teoría de circuitos eléctricos es posible encontrar otras combinaciones de los elementos RC que produzcan el mismo valor de la impedancia total del sistema. La fig. 7 muestra tres circuitos que producirían la misma impedancias a todas las frecuencias. Estos modelos son matemáticamente equivalentes con una selección apropiada de valores de los parámetros RC involucrados.

El problema surge cuando se requiere de interpretación o predicción respecto al proceso físico en cuestión, en este caso lo recomendable es no perder de vista la física del problema. En la práctica se ha encontrado que cuando se elige el modelo de Maxwell, fig. 7b, conviene realizar el cálculo de parámetros usando el plano de admitancias complejas, en tanto que si se elige el modelo de Voigt, fig. 7a, resulta de mayor utilidad el empleo del plano de impedancias complejas.

4.4 Cálculo de parámetros.

granos y debe combinarse en paralelo con C_g , que describe la polarización del mismo grano, porque estos elementos son físicamente inseparables. Con las fronteras de grano ocurre algo semejante, R_{fg} y C_{fg} van en paralelo. Pero granos y fronteras de grano son "vecinos", entonces los circuitos RC que los describen deben conectarse en serie, como en la fig. 5. Esta línea de razonamiento conducirá finalmente al diseño completo del circuito equivalente. En este caso se ha considerado que no se requieren elementos inductivos en el circuito equivalente.

4.3 Circuitos Eléctricos.

La solución de un problema que involucra voltajes y corrientes dependientes del tiempo puede convertirse en un problema algebraico engorroso, éste se puede simplificar un poco si se expresa el voltaje y la corriente alternos en términos de números complejos.

Un esquema aceptable de presentar y procesar información experimental de carácter eléctrico es el formalismo de impedancias complejas, aunque existen otras posibilidades, equivalentes en principio, como son los formalismos de Admitancias complejas, Y^* , permitividad compleja, ϵ^* , y módulo complejo, M^* [18]. Donde $Y^* = (Z^*)^{-1}$, $M^* = j\omega\epsilon_0 Z^*$ y $\epsilon^* = -jY^*/\omega\epsilon_0$, ϵ_0 es la permitividad del vacío y ω la frecuencia angular. El concepto de impedancia eléctrica fue introducido por Oliver Heaviside alrededor de 1880 y fue desarrollado posteriormente en forma de representación compleja por A.E. Kennelly y C.P. Steinmets. El concepto de impedancia es un concepto más general que el de resistencia debido a que la impedancia toma en cuenta diferencias de fase entre voltaje y corriente, cuando estas tienen un carácter periódico.

Para un sistema puramente resistivo con un voltaje, V , aplicado y la corriente, i , resultante vienen relacionados simplemente por $R = v/i$. Pero si el voltaje es de la forma $V(t) = V_m \sin(\omega t)$, donde $\omega = 2\pi f$, f la frecuencia de la señal, y se aplica a un sistema no puramente resistivo, entonces resultará una corriente estacionaria $i(t) = I_m \sin(\omega t + \theta)$. θ representaría la diferencia de fase entre el voltaje y la corriente. Convencionalmente se define la impedancia como $Z(\omega) = V(t)/i(t)$, con $|Z(\omega)| = V_m/I_m$ y ángulo de fase $\theta(\omega)$. En términos complejos la impedancia se define como $Z(\omega) = Z' + jZ'' = |Z(\omega)| \exp(j\theta)$, con $\theta = \tan^{-1} |Z''/Z'|$, $|Z(\omega)| = [(Z')^2 + (Z'')^2]^{1/2}$ y $\exp(j\theta) = \cos\theta + j\sin\theta$.

En resumen, una combinación adecuada del manejo de los parámetros que se vayan obteniendo en la aplicación de esta técnica puede tener alcances en ocasiones insospechados. [25,26,27].

5.- Comentarios finales.

El interés en el manejo de la técnica de espectroscopía de impedancias es creciente y parece destinada a jugar un papel destacado en la caracterización de materiales susceptibles de usarse en los campos de la electroquímica y ciencia de materiales en general.

Se ha hecho énfasis en que el análisis de la respuesta eléctrica de electrolitos sólidos puede hacerse, en principio, en términos de circuitos equivalentes con elementos dependientes de la frecuencia. Estos elementos estarán relacionados a fenómenos de migración cooperativa de portadores de carga en el material. Incidentalmente, este rearrreglo interno asociado a la traslación de cargas relajará el campo eléctrico aplicado y esto puede aprovecharse para investigar procesos de relajación en los materiales.

También se ha hecho notar que el comportamiento eléctrico de un electrolito sólido podría describirse matemáticamente por funciones de la forma $A^* = B(\omega^n) + jC(\omega^n)$ cuya complejidad final dependerá de la respuesta experimental del sistema físico en cuestión y de la habilidad que se tenga para elegir el circuito equivalente adecuado. Las bondades de esta técnica son innegables, pero deben reconocerse sus limitaciones. Después de todo los modelos siempre conllevan simplificaciones de problemas frecuentemente muy complejos, consecuentemente no puede evitarse la posibilidad de incertidumbre en las conclusiones que se alcancen ni aún posibles ambigüedades en la interpretación.

Por último, una gran cantidad de materiales conductores de iones se ha sintetizado e investigado. Aunque no todos han podido ser utilizados en alguna aplicación, por una u otra razón, todo el trabajo de investigación realizado ha permitido avances sustanciales en la comprensión de los fenómenos químico-físicos involucrados. Se reconocen los problemas, por supuesto, pero es de esperarse que estos vayan encontrando solución paulatinamente.

La respuesta eléctrica del sistema electrodo/electrolito/electrodo, esquematizada en la fig. 6, mostraría un comportamiento un tanto ideal, pues los centros de los semicírculos están sobre el eje real, Z' , de la impedancia, no hay deformación de las curvas y la resolución entre los tres semicírculos es perfecta. En la práctica esto no sucede. Es más bien difícil encontrar sistemas conductores de iones que exhiban un comportamiento ideal. La aplicación de esta técnica, sin embargo, ha rendido buenos resultados en un gran número de casos, de aquí su aceptación prácticamente generalizada. [17].

Para ilustrar la extracción de parámetros se usará el mismo sistema de la sección 4.2.

De la Fig. 6 es evidente que las resistencias R_g , R_{fg} y R_{el} pueden calcularse simplemente como el valor de la intersección de los correspondientes semicírculos con el eje Z' .

Los puntos máximos de cada semicírculo satisfacen la relación $\omega_{max}RC=1$, donde R es justamente el diámetro del semicírculo, entonces C puede conocerse para cada caso. El valor de C determina el elemento del sistema del cual proviene cada semicírculo en particular [19] pF para los granos, nF para las fronteras de grano y μ F para los electrodos. Con los valores de R calculados generalmente en función de la temperatura se pueden construir gráficas $\log(R^{-1})$ vs $1/T$, esquema de Arrhenius, para obtener valores de la energía de activación para conducción E_a . Mediante gráficas C vs T es posible investigar posible comportamiento ferroeléctrico, por ejemplo, en materiales susceptibles de presentar ferroelectricidad. [19,20].

Manejando gráficas de $\log[Z(\omega)]^{-1}$ vs $\log f$, puede conocerse el componente d.c. de la conductividad y de la región de bajas frecuencias de estas mismas gráficas es posible determinar si el tipo de portadores de carga son realmente iones. [21].

Las componentes real e imaginaria de la impedancia, por ejemplo, graficadas contra la frecuencia pueden revelar comportamientos característicos de los materiales en intervalos particulares del espectro de frecuencias.

Otro ejemplo, la conductividad de un conductor iónico está determinado por la concentración de iones móviles y por la rapidez con que los portadores saltan de sitio en sitio de la red, usando esta técnica es posible calcular la "rapidez de salto" y estimar la concentración de iones móviles [22,23,24].

REFERENCIAS.

- 1) R.D. Shannon, B.E. Taylor and T. Berzins.
Electrochimica Acta 22 (1977) 783-796.
- 2) Robert A. Huggins.
Electrochimica Acta 22 (1977) 773-781.
- 3) Solid Electrolytes and Their applications , Editado por E.C. Subbarao,
Plenum Press, New York (1980).
- 4) Anthony R. West.
Solid State Chemistry and its applications, John Wiley & Sons.
EUA (1984).
- 5) C. Julien, Materials Science and Engineering, B6 (1990) 9-28.
- 6) Anthony R. West.
J. Mater. Chem., 1 (1991) 157-162.
- 7) M. E. Villafuerte-Castrejón, A. R. West and J. Rubio O.
Radiation Effects and Defects in Solids. 114 (1990) 175-187.
- 8) Gregory C. Farrington and Jacqueline L. Briant, Science 204
(1979) 1371-1380.
- 9) M. D. Ingram and C. A. Vincent,
Chem. Br., Marzo (1984) 235-239.
- 10) J. E. Bauerle.
J. Phys. Chem. Solids 30 (1969) 2657.
- 11) Hsiu-Fung Cheng.
J. Appl. Phys. 56 (6) (1984) 1831.

6. Agradecimientos.

Se agradece al Fís. Esteban Amano T. sus sugerencias y apoyo técnico.

- 24) D. P. Almond, G. K. Duncan and A. R. West.
J. Non-Crystalline Solids 74 (1985) 285-301.
- 25) D. C. Sinclair and A. R. West.
Phys. Rev. B 39 (1989) 13486-13492.
- 26) A. K. Jonscher.
Dielectric Relaxation in Solid (Chelsea Dielectrics, London, 1983).
- 27) J. T. S. Irvine, E. Amano and R. Valenzuela.
Mat. Sci. Eng., A 133 (1991) 140-142.

- 12) K.S. Cole and R. H. Cole.
J. Chem. Phys. 9 (1941) 341.
- 13) J.T.S. Irvine and A. R. West, A. Huanosta and R. Valenzuela.
Proceedings ICF-5 (1989) India 221-225.
- 14) K. Pathmanathan, L. A. Dissado, R. M. Hill.
J. Mater. Sci. 20 (1985) 3716-3728.
- 15) P.G. Bruce and A. R. West.
J. Electrochem. Soc.: Solid-State Science and Technology 130
(1983) 662-669.
- 16) A. K. Jonscher.
J. Mater. Sci. 16 (1981) 2037-2060.
- 17) Impedance spectroscopy.
Editado por J. Ross Macdonald, John & Sons (1987).
- 18) I. M. Hodge, M. D. Ingram and A. R. West.
J. Electroanal. Chem. 74 (1976) 125.
- 19) John T. S. Irvine, Dereck C. Sinclair and Anthony R. West.
Advanced Materials 2 (1990) 132-138.
- 20) A. Huanosta and A. R. West.
J. Appl. Phys. 61 (1987) 5386.
- 21) Catherine C. Hunter, Malcom D. Ingram, Anthony R. West.
J. Mater. Sci. Letters 1 (1982) 522-524.
- 22) D. P. Almond, G. K. Duncan, A. R. West.
Solid St. Ionics 8 (1983) 159-164.
- 23) D. P. Almond, C. C. Hunter, A. R. West.
J. Mater. Sci. 19 (1984) 3236-3248.

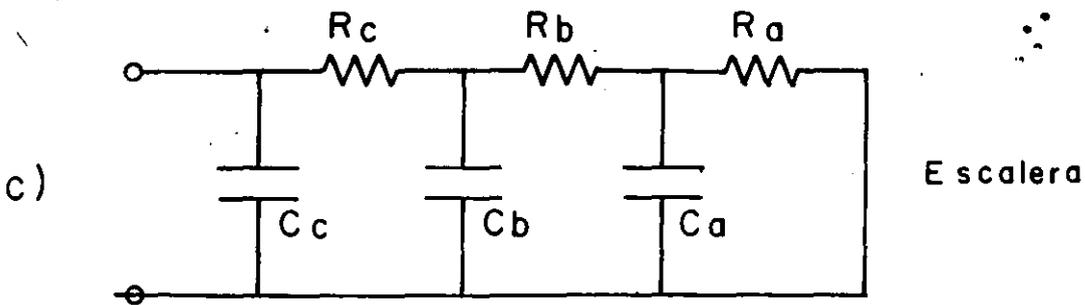
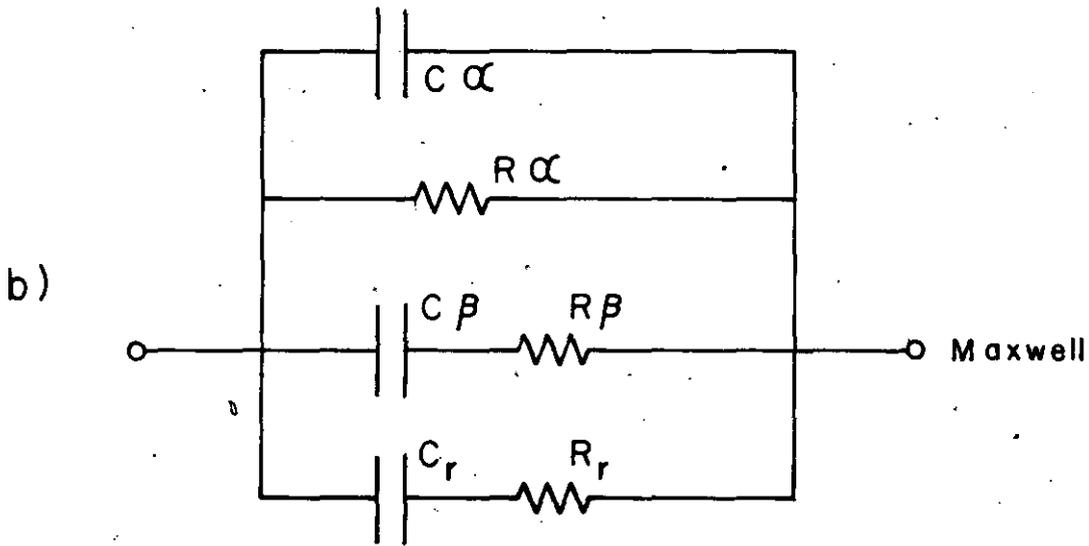
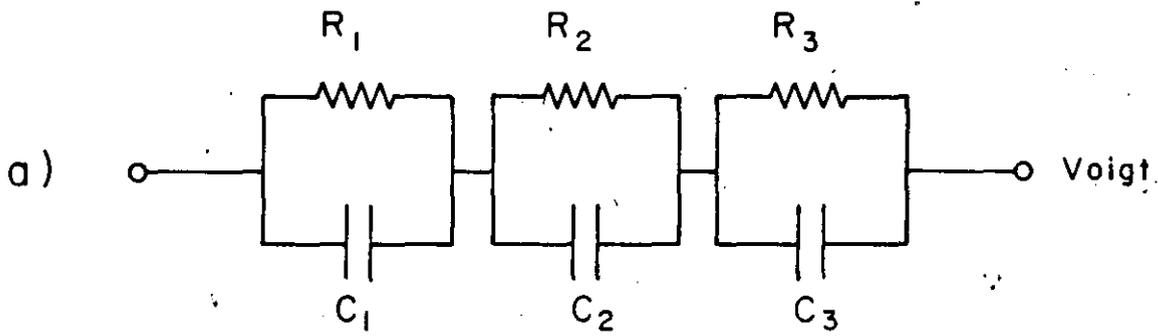


fig 7

PIES DE FIGURA.

Fig. 1.- Aquí se ilustran los tres mecanismos clásicos para conductividad iónica en sólidos cristalinos. Referencia [8]. En esta figura la flecha con línea continua indica el movimiento del ión hacia la vacancia. La línea de trazos describe el movimiento del ión de un sitio intersticial a otro del mismo tipo. La trayectoria punteada más larga es la que seguiría un ión de la red hasta un sitio intersticial y la trayectoria corta indica como otro ión intersticial ocupa la vacancia generada.

Fig. 2.- Esquema de un conductor bidimensional [9].

Fig. 3.- Diagrama de fases [6] y pila del sistema Na / β - alúmina / S.

Fig. 4.- Ilustración esquemática del funcionamiento de un sensor a base de electrolitos sólidos.

Fig. 5.- Representación de un electrolito sólido sinterizado en forma de pastilla. En el esquema se muestra una barra formada por microgranos y fronteras de grano, también se observa un circuito equivalente para la barra.

Fig. 6.- Semicírculos generados por tres mallas RC en paralelo combinados en serie.

Fig. 7.- Circuitos equivalentes que producen el mismo valor de la impedancia con valores apropiados de los elementos RC.

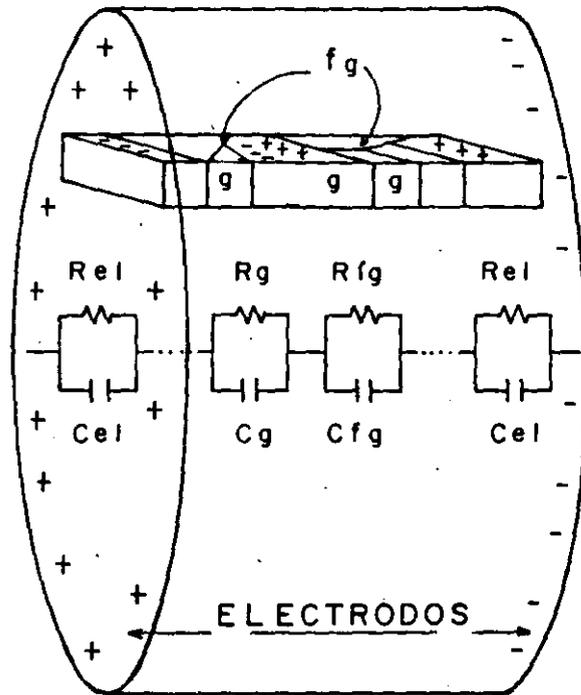


fig 5

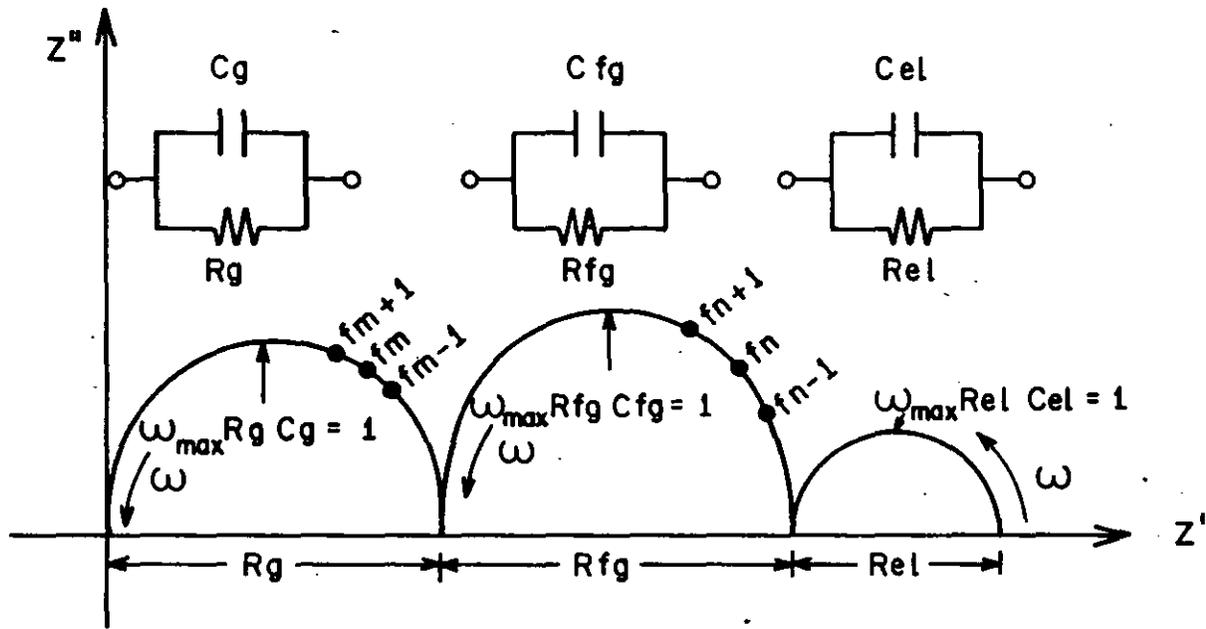


Fig 6

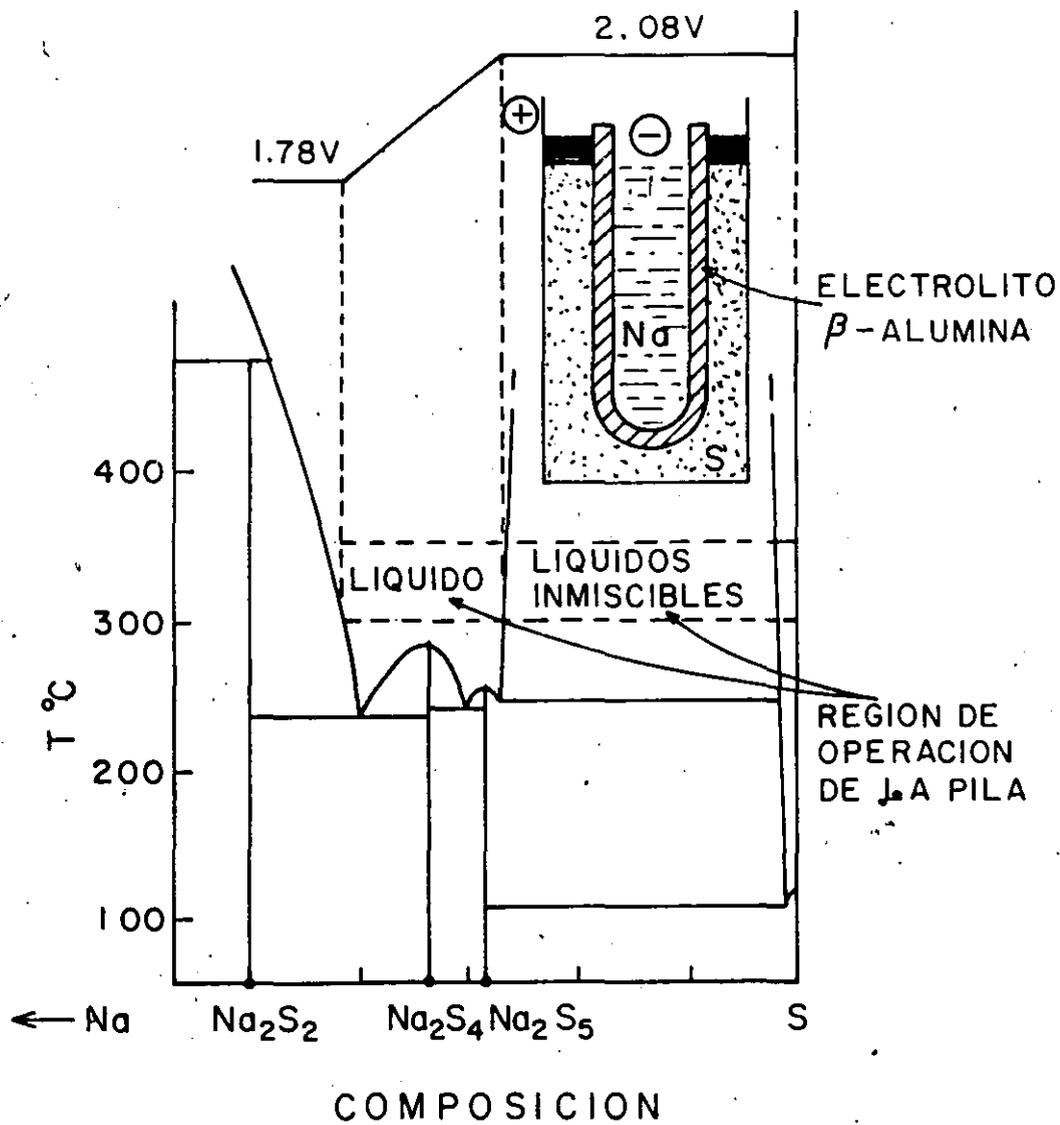


fig 3

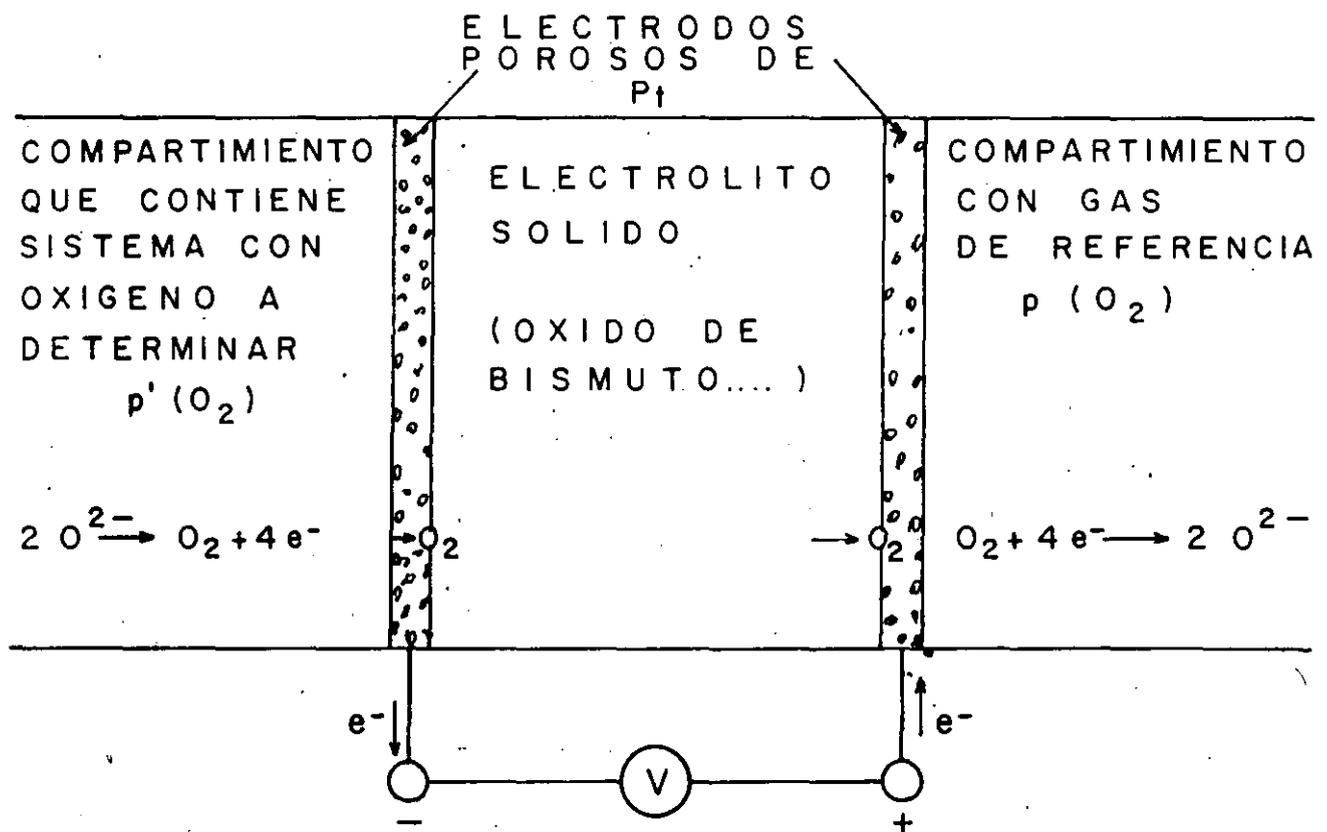


fig 4

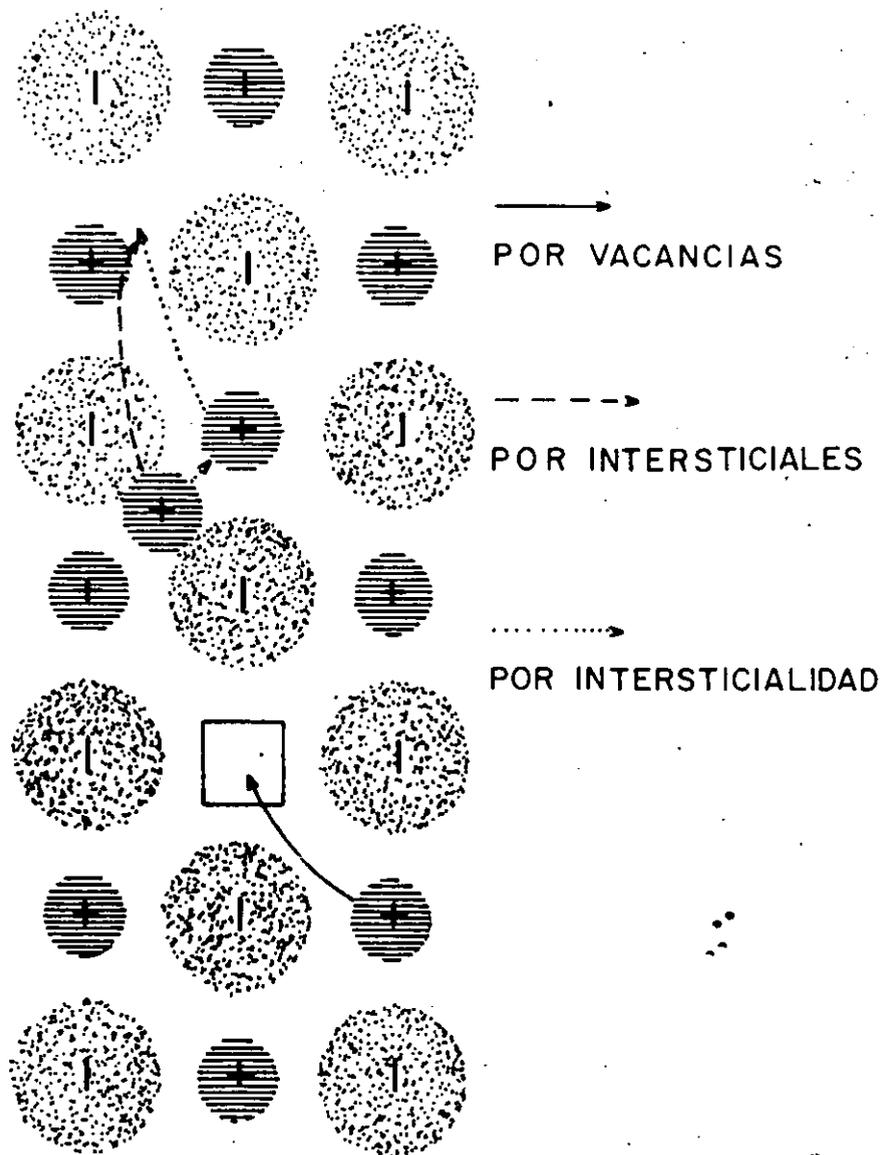


fig 1



IONES DE Na



COLUMNA DE OXIGENOS

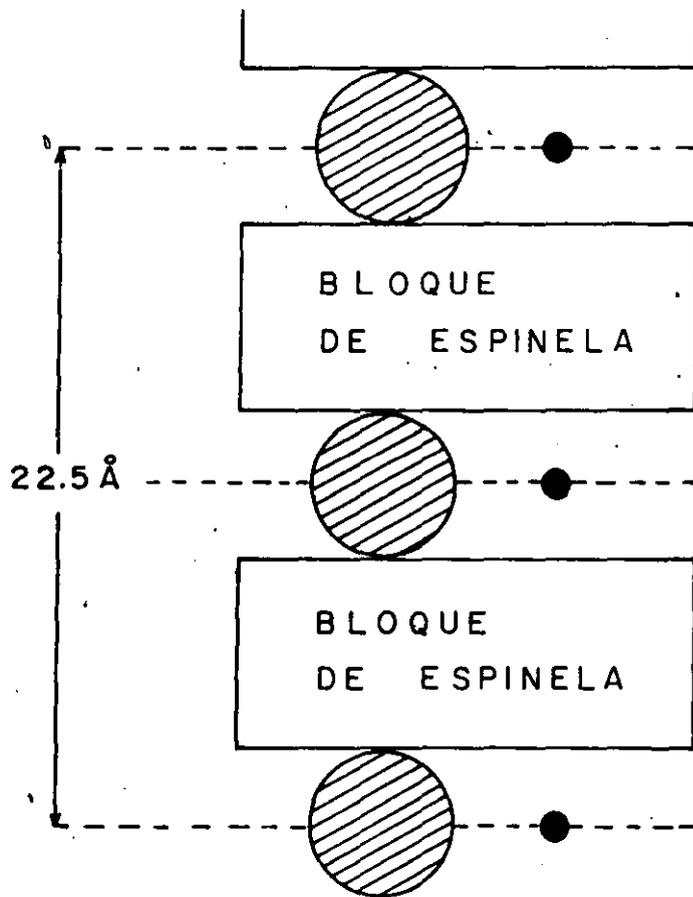


fig 2



**FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.
DIVISION DE EDUCACION CONTINUA**

CURSOS ABIERTOS

I CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES

MODULO 2: METALES Y CERAMICOS,

SUPERCONDUCTORES

EXPOSITOR: DR. ROBERTO ESCUDERO

*JUNIO
1992*

SUPERCONDUCTORES CERAMICOS DE ALTA TEMPERATURA

R. Escudero

Introducción

Superconductividad debe su nombre a su descubridor el físico holandés Heike Kamerlingh Onnes. A principios de 1900 Kamerlingh Onnes logró realizar la licuefacción del helio. La habilidad para bajar la temperatura a sólo unos cuantos Kelvin por encima del cero absoluto (el helio líquido hierve a 4.2K a presión atmosférica) abrió para el estudio de las ciencias físicas un gran campo en lo que respecta a propiedades térmicas así como a propiedades de transporte a tan bajas temperaturas. Kamerlingh Onnes, usó su nueva herramienta para estudiar en particular la variación de la resistencia eléctrica de metales a esas bajas temperaturas. En 1911, mientras medía la resistencia del mercurio, encontró un resultado sorprendente: a alrededor de 4K, la resistencia eléctrica repentinamente disminuía a valores tales que era imposible detectarla. El mercurio no fue el único elemento en mostrar ese comportamiento de transición abrupta a un estado de resistencia cero, también otros elementos metálicos exhibían el mismo comportamiento a temperaturas de unos cuatro grados Kelvin. Esta curiosa característica eléctrica fue tratada como una forma de diagnóstico de un nuevo estado de la materia, el estado superconductor.

Es interesante hacer notar que K. Onnes, realmente no se dio cuenta de la magnitud del fenómeno que había descubierto, puesto que el estado superconductor, tal como él lo caracterizó no significa únicamente resistencia eléctrica igual a cero o conductividad infinita, sino que como posteriormente fue demostrado por Meissner y Ochsenfeld en 1933. También significa cambios notables en sus propiedades magnéticas. De hecho, el experimento de Meissner y Ochsenfeld, muestra que cuando un metal en presencia de un campo magnético, como por ejemplo el plomo, se vuelve superconductor, éste en el preciso instante en que pasa por su temperatura crítica, expelle totalmente el campo magnético de su interior; lo cual significa que el material pasa a un estado diamagnético perfecto. A este efecto, que es la parte magnética del fenómeno de la superconductividad se le ha llamado efecto Meissner, muy injustamente para Ochsenfeld que tuvo parte importante en este experimento.

grande de nuevos materiales cerámicos que presentan propiedades físicas sumamente interesantes, y que eventualmente con mayor estudio podrían dar lugar también a aplicaciones tecnológicas, como por ejemplo en la construcción de magnetos, detectores de oxígeno, semiconductores cerámicos, detectores de humedad, etc. Entre los materiales cerámicos que se han sintetizado recientemente y que presentan superconductividad se encuentran los siguientes:

1.- Compuestos que forman las estructuras tipo K_2NiF_4 . En estos

compuestos se encuentran: $La_{2-x}Sr_xCuO_{4-\delta}$

$La_{2-x}Ba_xCuO_{4-\delta}$

$La_{2-x}Ca_xCuO_{4-\delta}$

al variar el contenido del alcalino térreo se logra incrementar la temperatura crítica. La figura 6 muestra cómo varía esta dependiendo de x , o de la concentración de hoyos. En esta misma figura se muestra también la estructura cristalográfica del compuesto, así como una celda unitaria de una perovskita típica.

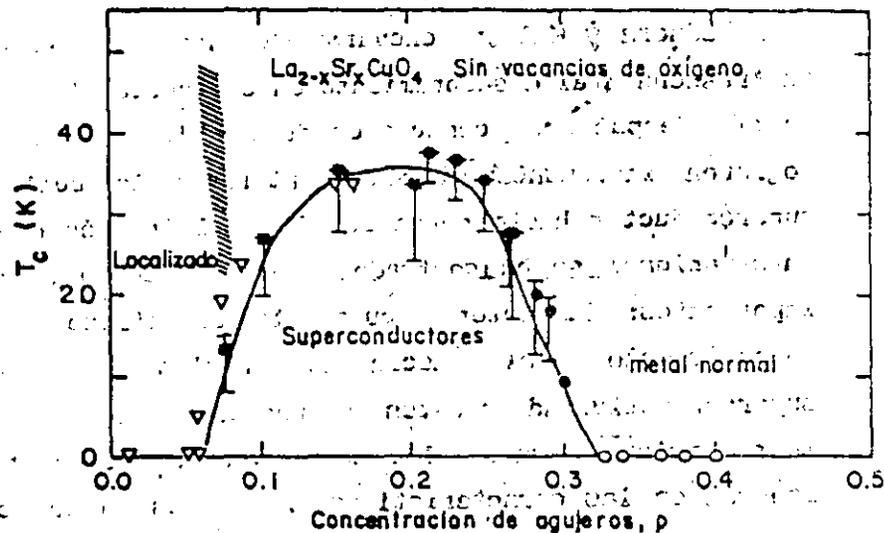


Fig. 6. Variación de la temperatura crítica con la concentración de agujeros o con el valor de x .

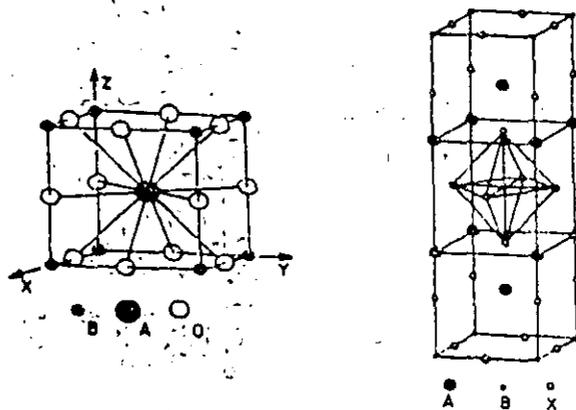


Fig. 6a. También se ilustra la estructura cristalina del compuesto así como una celda básica de una perovskita.

La síntesis química del compuesto se obtiene partiendo de los respectivos carbonatos de alcalino térreo, óxido de lantano y óxido de cobre. La reacción inicial se logra a temperaturas del orden de 800°C . por unas cuantas horas con el fin de descarbonatar parte del compuesto, a continuación se eleva la temperatura de la mezcla hasta temperaturas cercanas a 1100°C , temperatura a la cual la reacción química se lleva a cabo, después de un período que puede variar entre unas cuantas horas hasta varios días, el compuesto así formado se enfría muy lentamente en presencia de una atmósfera de oxígeno puro.

2. - Compuestos de la familia $\text{R}_1\text{Ba}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$.

Esta clase de compuestos son los materiales actualmente más estudiados, y a los cuales se les asignan perspectivas tecnológicas muy amplias. El prototipo de esta familia lo forma el compuesto $\text{Y}_1\text{Ba}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$. En esta familia R significa que todas las tierras raras se pueden ir sustituyendo para formar el compuesto; las excepciones son Ce, Pr y Tb. También se le conoce como el compuesto "123". La estructura que forma está basada en una perovskita, al igual que en el sistema anterior. Este sistema se puede considerar formado, por el apilamiento de tres perovskitas deficientes de oxígeno. La figura 7 muestra la estructura cristalina del compuesto "123" con seis oxígenos en cuyo caso se obtiene una red cristalina tetragonal y con siete oxígenos, que da una estructura ortorrómbica. Es interesante

Las densidades de corriente en los cerámicos superconductores son bajas y es un serio problema que aún no está resuelto en materiales policristalinos (bulk materials), sin embargo, los reportes de las densidades en películas delgadas, crecidas con técnicas epitaxiales son bastante alentadores y prometedores. Bastarán algunos ejemplos de los órdenes de magnitud, y claro es conveniente compararlos con los llamados compuestos AIS o intermetálicos, que son los materiales hoy en día más usados. Recientemente se ha logrado:

Material	J_c (A/cm ²)	B (Teslas)	Temp. (K)
----------	----------------------------	------------	-----------

Películas delgadas de

$Y_1Ba_2Cu_3O_{7-\delta}$ en 2×10^6 a 10^7 a 77.3K

substratos de $SiTiO_3$ 6.5×10^4 a $27^{\frac{1}{2}}$ a 77.3K

La figura 17 muestra el comportamiento de las corrientes críticas de cerámicas, respecto al campo magnético aplicado.

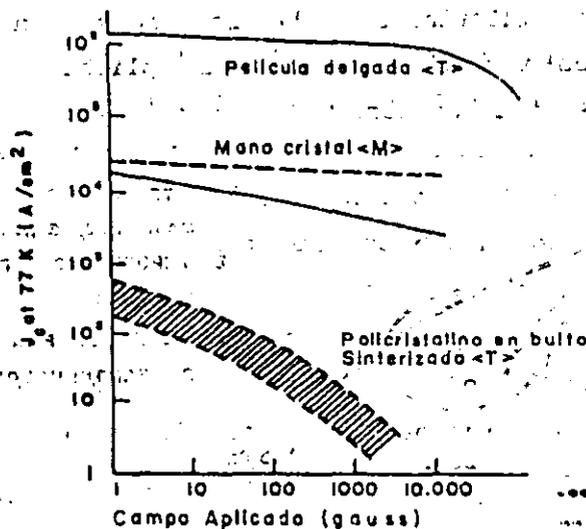


Fig. 17. Comportamiento de corrientes críticas en función del campo magnético aplicado.

Aplicaciones para superconductores de alta temperatura.

Pensando en la tecnología de hoy en día, y después de dos décadas de trabajo activo en aplicaciones de superconductividad con superconductores tradicionales, se pueden resumir en:

- magnetos.
- transmisión de potencia.
- interconexiones en sistemas digitales y computadoras.
- dispositivos Josephson.
- instrumentación y electrónica de alta velocidad.
- aplicaciones en medicina.
- dispositivos sensores.

Sin embargo, es de esperarse, que con el impacto de materiales que no requieren helio líquido para que se vuelvan superconductores, muchas aplicaciones surjan en el futuro una vez que los grandes retos que presentan estos materiales, comiencen a ser superados. Actualmente por ejemplo, las aplicaciones de superconductores de alta temperatura, pudieran concentrarse en: investigación y en educación. Investigación es una rama obvia, puesto que el campo se encuentra actualmente en la etapa de conocimiento básico. Respecto a educación, es una de las ramas de ataque de gran importancia que deben ser priorizadas en nuestro país, la facilidad de fabricación de estos materiales cerámicos, los hace sumamente apropiadas para que estudiantes del nivel secundario, escuelas técnicas y niveles de preparatoria y primeros años de universidad, tengan acceso a la cultura científica en tópicos de frontera y así probablemente en el futuro en nuestro país, la cultura científica sea parte integrante de nuestras vidas diarias y no sea una característica ajena, como hasta ahora lo ha sido. Considero que, guiando a mayor número de jóvenes hacia las áreas científicas y tecnológicas llevará a que el país despegue en muchos aspectos tecnológicos. Cabe recordar que en países desarrollados, el pronto contacto de gente común y corriente con tecnologías de alto nivel, ocasiona que en un momento dado se creen fuentes de desarrollo y se incremente el número de ideas nuevas e interesantes. Un caso que ilustra este punto con gran claridad, es el desarrollo de microcomputadoras y software en los Estados Unidos.

Aplicaciones futuras y desarrollo.

Las propiedades de los materiales son las que norman los tipos de aplicaciones, por lo que los parámetros de los materiales superconductores son de suma importancia, entre estos los más importantes son: la densidad de corriente crítica, J_c , y los campos críticos, H_{c2} . Entre las aplicaciones sobresalientes de los superconductores convencionales, hoy en día, están; la construcción de bobinas o magnetos, los cuales son capaces de crear campos magnéticos muy intensos, hasta del orden de 20 teslas. las aplicaciones comerciales incluyen:

Imágenes médicas por medio de la técnica de resonancia magnética nuclear. Esta aplicación es actualmente uno de los factores dominantes en el mercado mundial de los superconductores. El primer dispositivo de este tipo, fue lanzado al mercado hace apenas 9 años. Aunque los materiales usados en estos dispositivos no fuerzan al máximo las características intrínsecas de los alambres superconductores usados, si sería de gran impacto usar magnetos con los nuevos superconductores, por el solo hecho de usar como refrigerante nitrógeno líquido, lo cual reduciría notablemente los costos. Las aplicaciones de superconductores con el advenimiento de usos en medicina, se han incrementado continuamente, el año pasado redituaron alrededor de \$ 20 millones de dólares principalmente en lo que respecta a alambres y cintas construidas de NbTi y Nb₃Sn, usados principalmente para la construcción de magnetos. Cabe recalcar que alrededor del 70-80% en las aplicaciones magnéticas estuvieron concentradas a medicina, en donde generalmente los sistemas magnéticos, representa del orden de 250 mil dólares, de tal forma que considerando que alrededor de 500 unidades fueron vendidas (1988) el mercado representa del orden de 125 millones de dólares anuales. El restante remanente está generalmente dedicado a instrumentación sofisticada para laboratorios de investigación. En el futuro se espera que las posibilidades para los nuevos cerámicos sea prácticamente tan amplio como el campo de electricidad y magnetismo. La tabla siguiente muestra por ejemplo, algunas aplicaciones para el futuro, considerando únicamente los requerimientos de J_c :

APLICACION	Jc(A/cm ²)
Magnetos superconductores	3 x 10 ⁵
Medicina	5 x 10 ⁴
Líneas de alimentación y transmisión de potencia	5 x 10 ⁴
Sistemas de interconexión con tecnología compatible con CMOS	2 x 10 ⁶
Sistemas de redes y alambrados en computadoras o electrónica en general	2 x 10 ⁴
Lógica de circuitos ultrarápidos i.e. Josephson	5 x 10 ⁴
Sensores ópticos, infrarrojos o SQUIDS	2 X 10 ⁴

PUNTOS DE VISTA DE INVERSIONISTAS EN CAPITAL DE RIESGO

Una expresión comúnmente usada en el mundo de la tecnología y de las inversiones es que: "Superconductividad representa la próxima revolución tecnológica". Sin embargo, desde el punto de vista de inversionistas de capital de riesgo, existe división sobre qué ramas serán las mas próximas a desarrollarse, y cómo serán reforzados los actuales puntos débiles de los superconductores cerámicos; preguntas que surgen también, referentes a si será posible en un futuro próximo contar con materiales superconductores que superconduzcan a temperaturas cercanas al ambiente, o mayores, etc., y por supuesto la pregunta obvia: ¿Valdrá la pena invertir actualmente o todavía podemos esperar?

De todos los argumentos anteriores, algunos muy difíciles de responder, sin embargo si se puede observar una tendencia: Todos saben que si hay que invertir. Las anteriores conclusiones han sido alcanzadas, después de que la revista "Venture Magazine" entrevistó a 100 de los inversionistas más activos en el área de capital de riesgo.

En esa misma encuesta una cierta minoría (~ 27%) opinan que superconductividad ofrece un potencial tan grande, que en poco tiempo daría interesantes dividendos. De hecho, la opinión de algunos es que, "es el

camino para obtener ganancias increíbles". Sin embargo, la mayoría (60%) opina que el estado del arte en superconductores cerámicos está todavía en etapas demasiado tempranas para la industria y mas bien parecería que todavía muchos de esos proyectos que se han propuesto para inversión de capital, más bien parecen proyectos de investigación básica.

En otra serie de encuestas realizadas con inversionistas, 29% opinaron que, la tecnología actualmente está cambiando tan aceleradamente que, es preferible permanecer como observadores, y entre los problemas que se observan con estos cambios tan rápidos, es que no se puede predecir que tipo de ideas podrían eventualmente ser comercializadas.

Dudas e incertidumbres de inversionistas.

Mientras que para muchos inversionistas de capital de riesgo el negocio en la superconductividad es una puerta abierta que hay que tomar, para otros las dudas e incertidumbres son aspectos que los hacen detenerse un poco; sin embargo alrededor de la tercera parte de ellos opina que "ellos están concientes acerca e los caminos que se abren en tecnología debido a la superconductividad". Este grupo tiende a ver a la superconductividad como el siguiente gran paso en la revolución industrial.

Quince de los "creyentes" en superconductividad, o lo que es lo mismo alrededor de la mitad han actualmente fundado compañías con fines de explotar los próximos desarrollos en superconductividad. Al respecto citan tres razones principales por las cuales han sido llevados a invertir:

1. Creencias firmes en el potencial de las nuevas tecnologías (73%).
2. Filosofía en que hay que invertir a términos largos para redituar más (67%), y
3. Confidencia en la gente que está involucrada en capitales de riesgo (67%).

De esos pioneros se han desarrollado siete compañías con capital de riesgo con un costo de 3.2 millones de dólares en la primera ronda de

financiamiento. Ellos esperan comenzar a desarrollar productos en los próximos dos a cinco años (las iniciativas que ellos conciben son realmente bastante más rápidas que los que no creen en las nuevas tecnologías). Sin embargo hay que aclarar que también ellos simplemente consideran que el verdadero potencial será desarrollado en más de cinco años.

Posibilidades Actuales de los Capitales de Riesgo

Las actuales escalas en capital de riesgo discutidas anteriormente, pueden calificarse, (usando una escala del 1-10, en donde 10 representa el mayor riesgo) con una calificación de alrededor de 6.7 puntos, concerniente a riesgo tecnológico.

Riesgo de desarrollo califica como 6.6 puntos, riesgo en desarrollo de productos para el mercado califica como 4.8, lo cual confirma el hecho de que la gente que ha invertido realmente considera una buena inversión, y cree en el posible mercado y en el potencial del producto.

El último factor que los inversionistas consideraron dentro de las posibilidades de éxito en empresas de este tipo, fue el factor administración. Ellos aseguraron una calificación de 4.4 puntos respecto al factor de riesgo y pérdida por causa de administración riesgosa en la inversión.

Pasando al factor de "ganancia esperada", en general estos inversionistas "pioneros", esperan grandes dividendos de su inversión; por supuesto aquí nuevamente consideramos que "existe gran riesgo" pero como se ve evolucionar el producto, ellos prevén después de varios años que "el negocio marche viento en popa" y consideran que debido a la forma que evolucionará la tecnología, traerá como consecuencia una segunda ola de inversionistas de capital de riesgo en uno o dos años a lo más. Esta predicción se puede observar en la gráfica mostrada a continuación, en la cual se tienen el total de inversionistas de capital de riesgo, divididos en tres secciones; la primera, hombres de negocios que ya han invertido (alrededor de 15%); inversionistas no interesados (24%); y la parte más grande y que en el futuro pudiera ser la más importante: inversionistas interesados, que aún no han invertido (59%).

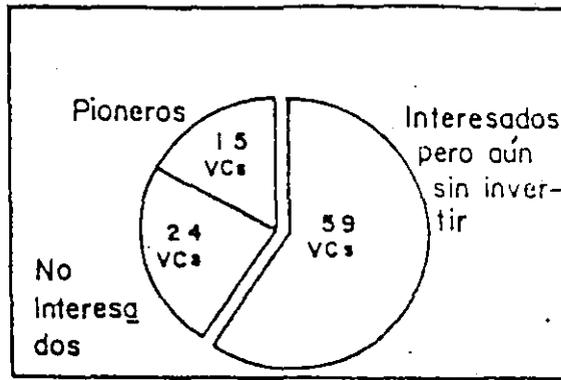


Fig. 18. Inversionistas con intereses en materiales superconductores.

De este 59% de inversionistas, existen subdivisiones muy interesantes, que también deben ser analizadas:

a) Alrededor de un 15% ya están comenzando a observar seriamente como evolucionan los conocimientos básicos y se calcula que en un lapso no mayor de un año se encuentren engrosando las filas del otro 15% que muestra la figura anterior.

b) Un porcentaje cercano al 75% estudia y analiza inversiones en superconductividad, enfatizando y observando la serie de acontecimientos en Japón y por supuesto observando la evolución de las compañías actualmente existentes. Se calcula que en un lapso máximo de cinco años estarán dentro del mercado.

c) El último grupo de este 59% o sea del orden de 10% no saben como pudieran invertir. Pudiera ser un pequeño grupo que con cualquier pequeño tropiezo pudieran caer al lado de inversionistas no interesados, o engrosar el caudal del 75% mencionado en el inciso b.

Patentes en Cerámicas Superconductoras.

Es interesante mencionar que, en medio de todo el maremagnum, hay grandes descubrimientos, y miles de científicos trabajando arduamente en superconductividad desde febrero de 1987 hasta ahora, la oficina de patentes de Estados Unidos de Norteamérica sólo ha concedido una patente en lo que concierne a cerámicas superconductoras de alta temperatura. En marzo pasado esa oficina de patentes, concedió a la compañía AKZO Chemicals, una compañía basada en capital holandés, la primer patente para fabricar

materiales de alta temperatura. El proceso patentado fue desarrollado por investigadores del centro de investigación de AKZO en Dobbs Ferry, Nueva York. Este proceso permite que itrio, bario y cobre, sean simultáneamente precipitados para dar un plano uniforme. Cabe mencionar también que la oficina de patentes, previamente había concedido una patente el propio Departamento de Energía de EU para un proceso para fabricar superconductores, pero esa patente fue retirada, a fin de ser reexaminado el proceso. Asimismo, también se encuentra en proceso de análisis otra propuesta de patente a MIT y a la compañía American Superconductors, para un proceso para fabricar alambres, pero la patente todavía no se ha otorgado.

Por último para terminar con este reporte, considero que para la gente todavía no convencida de los avances que superconductividad traerá en el futuro, de la revolución industrial que se avecina, y de lo necesario que es para un país como México, en vías de desarrollo, fundamentar su futuro, en nuevos cauces tecnológicos, que le permitan en los próximos años contar con tecnología propia, para lo cual una necesidad fundamental radica en crear desarrollo científico, para posteriormente desarrollar tecnología, me gustaría mostrar las preocupaciones de gobiernos más evolucionados que el nuestro y con visión bastante hacia el futuro. Se trata por supuesto de los puntos de vista de dos países altamente desarrollados: Estados Unidos y Japón. Ambos países han formado programas nacionales, para atacar, estudiar y comercializar problemas en superconductores cerámicos; por qué? por la simple visión hacia el futuro, gracias a recomendaciones de sus mejores hombres de ciencia, en ambos países se han creado comisiones que supervisan y en un momento inyectan de capital tanto a laboratorios de investigación científica, como a laboratorios de desarrollo. Estas prioridades han hecho, que en Estados Unidos, por ejemplo, exista una comisión nacional, los integrantes de esta comisión simplemente ilustran los intereses compaginados de industrias y universidades y el propio estado.

Ernest Ambler, Director, National Institute of Standards and Technology
Kent Bowen, Professor, Massachusetts Institute of Technology
Praveen Chaudhari, Vice President of Science, IBM
Michael Darby, Assistant Secretary, U.S. Dept. of the Treasury
William Fairbank, Professor, Stanford University
Donna Fitzpatrick, Under Secretary, U.S. Dept. of Energy
Theodore Geballe, Professor, Stanford University
Ralph Gomory, Senior Vice President for Science and Technology, IBM
John Goodenough, Professor, University of Texas, Austin
K. Theodore Hartwig Jr., Assoc. Professor, Texas A&M Univ.
Siegfried Hecker, Director, Los Alamos Nat'l Laboratory
George Keyworth II, Director of Research, Hudson Inst.
Stephen Markman, Assistant Attorney General, U.S. Dept. of Justice
David McCall, Director, Chemical Research Lab, AT&T Bell Labs
Thomas Moore, Member, President's Council of Economic Advisors
Richard Nicholson, Assistant Director, National Science Foundation
Alan Schriesheim, Director, Argonne National Laboratory
Irving Shain, Vice President and Chief Scientist, Olin Corp.
Fred Singer, Chief Scientist, U.S. Dept. of Transportation
Arthur Sleight, Research Manager, E.I. Du Pont de Nemours & Co.
Martin Sokoloski, Manager, Sensor and Communication Tech., NASA
Edward Teller, Professor Emeritus, University of California

† As of 1/26/89

COMISION DE SUPERCONDUCTIVIDAD EN E.U.

Otro aspecto, que también es importante de observar acerca de lo que sucede en países desarrollados, es que por ejemplo, en EU se han integrado laboratorios nacionales encargados de llenar las pautas en lo que investigación y desarrollo se refiere. Por medio de estos laboratorios sus hombres de ciencia e ingenieros se explora y supervisa continuamente los avances en EU, tanto como en otros países.

EL ESTADO DEL ARTE EN MEXICO

La investigación en cerámicas superconductoras y desarrollo tecnológico se realiza en México, exclusivamente en las universidades e institutos de investigación. El inicio del estudio de las cerámicas superconductoras en México, comenzó en enero de 1987 en el Instituto de Investigaciones en Materiales (IIM), de la UNAM. Sin embargo, esto no quiere decir que este grupo sea nuevo en investigación en superconductores. El grupo fue formado hace aproximadamente 15 años, en el entonces Centro de Investigaciones en Materiales, Por lo cual se tiene amplia experiencia, la cual se refleja inmediatamente en el extenso número de contribuciones que se han realizado en cerámicas superconductoras.

Actualmente en la República Mexicana existen diversos grupos interesados en superconductividad. Los grupos de investigación que realizan trabajo en este campo son los siguientes:

INSTITUCION	INVESTI- GADORES	ESTU- DIANTES	TIPO DE PROYECTOS		No. APROX. PUBLICACION
			BASICO	APLICADO	
IIM-UNAM	9	17	✓	✓	55
Instituto de Física	10	3	✓		6
Facultad de Ciencias	5	2	✓		5
Facultad de Química	5	2	✓		2
Universidad de Puebla	3	2	✓		0
Universidad de Sonora	3	2	✓		0
Universidad de S.L.P.	2	0	✓		2
Cinvestav Mérida	2	1	✓		1
UAM	2	1	✓		
IMP	3		✓		2

Apoyos Económicos

Debe notarse que, de entre todos estos grupos, el único instituto que realiza investigación, tendiente a desarrollar tecnología, es el IIM. Actualmente se desarrollan estudios experimentales, con el fin de fabricar alambres y cintas superconductoras en colaboración con personal del grupo CONDUMEX. Otro aspecto que se observa de la tabla es el raquitismo del campo en este país, y la UNAM, es la única impulsora de la investigación y de creación de infraestructura.

A partir de la segunda mitad de 1987 la UNAM creó un programa de apoyo a las investigaciones en superconductores cerámicos; este programa, nominado: Programa Universitario de Superconductores Cerámicos de Alta Temperatura Crítica (PUSCAT) ha aportado hacia la investigación hasta 1989 del orden de un millón de dólares.

Otros Apoyos

Petróleos Mexicanos ha considerado que esta rama de la investigación es de interés nacional y a principios de 1989 aporta al PUSCAT un millón de dólares, el financiamiento está enfocado hacia la realización de proyectos de investigación en cerámicas superconductoras en aspectos básicos y aplicados.

Por último otro de los apoyos externos recibido en esta misma área es por el grupo Condumex. El cual ha aportado hasta ahora una cantidad cercana a \$ 150,000 dólares, distribuido en dos tipos de proyectos: Investigación para desarrollar tecnología de alambres, e investigación básica.

Apoyo Gubernamental.

El Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología, se ha involucrado alguna manera en los apoyos hacia cerámicas superconductoras, aunque en forma escasa, las instituciones que han recibido apoyo económico son:

UNAM Y CINVESTAV - MERIDA.

Líneas de Investigación

Se podría decir que el desarrollo que se ha logrado en investigación en México, pese a su escaso personal involucrado, es bastante satisfactorio, y fundamentalmente ha sido enfocado a resolver problemas de investigación básica.

También se ha centrado hacia el aprendizaje de técnicas de fabricación y sinterización de cerámicas superconductoras. Este aspecto es de gran importancia tecnológica, puesto que simplemente representa contar con la tecnología necesaria para disponer de la materia prima, que en este caso son los materiales superconductores. Al respecto, se puede decir que esta

tecnología se domina, y se continúa con investigaciones para desarrollar nuevos métodos y formas de fabricación de materiales a fin de contar con los elementos óptimos de trabajo.

Desarrollo y búsqueda de nuevas cerámicas.

Esta línea es una de las que se consideran fundamentales, se ha continuado la exploración, con diferentes materiales, a fin de encontrar nuevos cerámicos de mas alta temperatura critica y también con mejores características físicas.

Por último, desde el punto de vista netamente básico se han realizado y se continuan diferentes investigaciones que puedan en el futuro, brindar nueva luz, acerca de los mecanismos microscópicos que ocasionan superconductividad en estos compuestos.

Futuro de la superconductividad en México.

En México, como en todo país subdesarrollado, las tareas relacionadas con investigación básica, desarrollo tecnológico y vinculación de las universidades o centros de enseñanza superior, con el desarrollo industrial del país y mercado de consumo es muy pequeña, se considera que el apoyo financiero para realizar estas tareas será definitivo para el desarrollo futuro del país. Baste decir que si en fechas próximas, los financiamientos minimos para realizar investigación, no se otorgan, en México se volverá a caer en el rezago tecnológico que ocurrió un poco después de la invención del transistor. Los cuadros que se requieren formar para el desarrollo de esta área específica son:

PERSONAL ESPECIALIZADO	A Ñ O S			
	1-4	4-8	8-15	15-25
Personal Científico Doctorados en Ciencias e Ingeniería	10	30	60	150
Técnicos especialistas de alto nivel	20	40	100	200
Personal en formación	50	120	200	400

cabe enfatizar que en cuestiones de ciencia y tecnología, se prevee que en el futuro, el área de estado sólido o materia condensada verá incrementados sus campos de acción, debido a las amplias perspectivas de aplicación debido al uso generalizado de materiales cerámicos, no solamente en el campo de la superconductividad, pero también en otras áreas de investigación y desarrollo. Es pues, tarea prioritaria, incrementar, lo mas pronto posible, nuestra experiencia científica, tecnológica e infraestructura humana a fin de que en un futuro próximo, estemos capacitados para atacar a los múltiples problemas que se avecinan.

Fuentes Naturales de materias primas en el país.

Los principales materiales que se emplean en la fabricación de cerámicas superconductoras, son óxidos y sales de los siguientes elementos:

carbonatos de: bario

estroncio

calcio.

óxidos de: ytrio, lantano, cerio, praseodimio, neodimio,

samario, europio, gadolinio, dysprosio, holmio,

erbio, yterbio y lutecio.

Así como: óxidos de bismuto, talio, plomo y cobre.

La información sobre yacimientos naturales en la republica mexicana es escasa, y dentro de los óxidos de elementos llamados tierras raras no se conocen en el país los lugares en donde se puedan encontrar, así como tampoco su abundancia.

La última serie de la lista, o sea bismuto, plomo, talio y cobre considero que son materiales de gran estrategia en cerámicas superconductoras, afortunadamente se puede suponer la existencia de grandes yacimientos tanto de bismuto como de plomo y cobre, con la reserva de que tampoco se tiene una cuantificación correcta; sin embargo, parece que en particular la abundancia de bismuto es de las mayores del mundo. Respecto al cobre no es necesario mencionar que México tiene una extensa riqueza de ese mineral.

BIBLIOGRAFIA

Libros y Antologias

- Introduction to Superconductivity.
Rose-Innes, A.C. and Rhoderick, E.H.
Pergamon: Oxford 1976.
- Superconductor Industry.
Revista Trimestral publicada por: Rodman Publishing Corp.
New Jersey 07446, USA
- High Tc oxide superconductors.
M.B. Maple MRS. Bull XIV, 20 (1989).
- Superconductor applications: SQUIDS and Machines, ed. B.B. Schwartz and S. Foner (Plenum Press, New York 1976).
- Novel Superconductivity eds. S.A. Wolf and V.Z. Kresin (Plenum Press, 1987).

Articulos

- J.G. Bednorz and K.A. Müller.
Possible High Tc Superconductivity in the Ba-La-Cu-O Systems.
Z. Phys. B64, 189 (1986).
- R. Escudero, L.E. Rendón-Díazmirón, T. Akachi, J. Heiras, C. Vázquez, L. Baños, F. Estrada and G. González.
Superconductivity at 90 K in the Y-Ba-Al-Cu-O System.
Jap. J. of Appl. Phys. 26, L1019, (1987).
- R. Escudero, T. Akachi, R. Barrio, L. E. Rendón-Díazmirón, C. Vázquez, L. Baños, G. González and F. Estrada.
Solid State Commun, 64, 235 (1987).
- R. Escudero, T. Akachi, R.A. Barrio, and J. Tagüeña-Martínez.
Evidence of High Energy Excitations in High Tc Superconductors.
Novel Superconductivity edited by S.A. Wolf and V.Z. Kresin

Plenum Press. page 1011-1016, 1987.

- .- R. Escudero, L.E. Rendón-Díazmirón, T. Akachi, J. Heiras, C. Vázquez, L. Baños, F. Estrada and G. González.
High-Tc Superconductivity in a New Mixed-Phase Y-Ba-Al-Cu-O Compound System.
Rev. Mex. de Fis. 33, 167 (1987).
- .- R. Escudero, L. Rendón, T. Akachi, R.A. Barrio and J. Tagüeña-Martínez.
Electron Tunneling in the high-Tc superconductor Y-Ba-Cu-O.
Phys. Rev., B36, 3910 (1987).
- .- R. Gómez, S. Aburto, M.L. Marquina, M. Jiménez, V. Marquina and C. Quintanar. T. Akachi, R. Escudero, R.A. Barrio and D. Ríos-Jara.
Indication of high local fields in the $YBa_2Cu_{2.9375}Fe_{0.0625}O_8$ superconductor by Mössbauer Spectroscopy.
Phys. Rev. B36, 7226 (1987).
- .- F. Estrada, L. Baños, C. Vázquez, R. Escudero.
Método de Preparación de Cerámicas Superconductoras de Alta Temperatura de Transición.
Publicado en Memorias del VII Congreso Nal: de Física de Superficies e Interfaces sep. 1987, pág. 11-13, Morelia, Mich.
- .- D. Ríos-Jara, G. González, C. Vázquez and R. Escudero.
Study of the Influence of Fe and Zn Substituting Cu in $Y_1Ba_2Cu_3O_y$.
Publicado en Progress in High Temperature Superconductivity, Vol. 9, 445-448, 1988.
- .- R. Escudero and F. Morales.

Electron Tunneling in Ceramic Superconductors (invited paper).
Publicado en Progress in High Temperature Superconductivity,
vol. 9, 194-201, 1988.

- .- E. Chavira, R. Escudero, D. Ríos-Jara and L.M. León.
Influence of Lead on the Formation of the 110K Superconducting
phase in the Bi-Sr-Ca-Cu-O compounds.
Phys. Rev. B38, 9272 (1988).
- .- R. Escudero, F. Morales, F. Estrada and R.A. Barrio.
Tunneling Measurements in the Bi Superconductors.
Modern Physics. Letters B, Vol. 3, No. 1 (1989)
73-78. Rapid Commun in High Tc.
- .- H. Murrieta, G. Aguilar, S.J. Ramírez, T. Akachi, R.A. Barrio,
R. Escudero and J. Rubio.
An electron paramagnetic resonance study of Y-Ba-Cu-O. Type
ceramics in superconducting and non-superconducting phases.
J. Phys. C: Solid State Phys, 21, 4999 (1988).
- .- R. Gómez, S. Aburto, V. Marquina, M.L. Marquina, M. Jiménez, C.
Quintanar, T. Akachi, R. Escudero, R.A. Barrio and D.
Ríos-Jara.
Evidence of structural changes near Tc in a $Y_{1-x}Ba_xCu_3O_{7-x}$
Superconductor.
In Progress in High-Temperature Superconductivity, vol. 5, 1988.
World Scientific Publishing.
- .- Arthur B. Ellis.
Superconductors.
J. of Chem. Education 64, 836 (1987).
- .- M.K. Wu, J.R. Ashburn, C.J. Torng, P.H. Hor, R.L. Meng, L. Gao,

- Z. J. Hang, Y. Q. Wang and C. W. Chu.
Phys. Rev. Lett 58, 908 (1987).
- I. K. Schuller and J. D. Jorgensen.
Structure of high Tc oxide Superconductors.
MRS. Bull. XIV, 27 (1989).
- A. W. Sleight, M. A. Subramanian and C. C. Torardi.
High Tc Bismuth and Thallium Copper oxide Superconductors.
MRS Bull XIV, 45 (1989).
- W. J. Neillis and L. D. Woolf.
- R. Gómez, S. Aburto, V. Marquina, M. L. Marquina, M. Jiménez, C. Quintanar, T. Akachi, R. Escudero, R. A. Barrio and D. Ríos-Jara.
Anomalous Behaviour of Mössbauer parameters of a YBa₂Cu₂.875Fe_{0.125}O₈. Superconductor Around 110 K.
Physics C. 153-155, 1557 (1988).
- M. E. López-Morales, D. Ríos-Jara, J. Tagüeña-Martínez, R. Escudero and J. Gómez-Lara.
On the Crystallographic Structure and Electronic Behaviour of PrBa₂Cu₃O₈.
Physics C. 153-155, 942 (1988).
- L. Govea, R. Escudero, C. Piña, D. Ríos-Jara and F. Morales.
Superconducting and Structural Properties of Er_(1-x)R_xBa₂Cu₃O_y Compound with R=Y, Gd, Yb, La, Ho and Eu.
Physics C. 153-155, 940 (1988).
- R. Escudero.
Ceramic Materials and High-Tc Superconductivity: The 1:2:3 compound.

- Progress in High Temperature Superconductivity, page 54-60, vol. 5; Proceedings of the IX Winter Meeting on Low Temperature Physics. Editors J. heiras, R.A. Barrio, T. Akachi and J. Tagüeña. World Scientific Publishing Co. 1988.
- L. Govea, R. Escudero, D. Ríos-Jara, C. Piña, C. Wang and R.A. Barrio.
The Orthorhombic to Tetragonal Phase Transition in the $\text{Er}_{(1-x)}\text{La}_x\text{Ba}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$.
Progress in High Temperatura Superconductivity. page 237-242, vol. 5; World Scientific Publishing Co. 1988.
 - C. Piña, A. Montoya, P. Bosch and R. Escudero.
Study of the Superconductors Ceramics of the type $\text{Yb}_2\text{Ba}_4\text{Cu}_6\text{O}_y$, $\text{YbGdBa}_4\text{Cu}_6\text{O}_y$ and $\text{Gd}_2\text{Ba}_4\text{Cu}_6\text{O}_y$.
Progress in High Temperatura Superconductivity page 284-288, vol. 5, World Scientific Publishing Co. 1988.
 - G. Aguilar, H. Murrieta, J. Ramírez, T. Akachi, R.A. Barrio and R. Escudero.
Some Remarks on EPR Studies of Y-Ba-Co-O Compounds.
Progress in High Temperatura Superconductivity. page 264-267, vol. 5, World Scientific Publishing Co. 1988.
 - E. Chavira, R. Escudero, D. Rios-Jara and L.M. León.
High Tc Superconductivity in the Bi-Sr-Ca-O System.
Publicado en Progress in High Temperature Superconductivity vol. 9 279-282, 1988. Proc. of the I LACHTS edited by: R. Nicolsky, R.A. Barrio, O.F. de Lima, and R. Escudero.
 - R.W. Gómez, S. Aburto, M.L. Marquina, V. Marquina, M.L. Jiménez and C. Quintanar, T. Akachi, R. Escudero, R.A. Barrio and D.

Ríos-Jara.

Analysis of Low Velocity Mössbauer Spectra of $\text{YBa}_2(\text{Cu}_{1.9503}\text{Fe}_{0.0417})_3\text{O}_\delta$ Superconductor as a Function of Temperature.

Progress in High Temperature Superconductivity, vol. 9, 315-318 (1988).

.- G. González, D. Ríos-Jara y R. Escudero.

Estudio de las Características Estructurales del Compuesto $\text{TlBa}_2\text{Cu}_3-x\text{Fe}_x\text{O}_{7-\delta}$ por Difracción de Polvos.

Publicado en Memorias del VII Congreso Nal. de Física de Superficies e Interfaces. sep. de 1987, pág. 17-19, Morelia, Mich.

.- R. Escudero.

Superconductores Cerámicos de alta Temperatura.

Trabajo publicado en el II Simposio Nal. de Estado Sólido, Cuernavaca, Mor. octubre 1987, Vol. 10, No. 3, 1987. pág. 6-20 (Conferencia invitada).

.- G. González, D. Ríos-Jara, L. Baños, T. Akachi y R. Escudero.

Estudio de las Características Estructurales de Compuestos Superconductores $\text{Y}_1\text{Ba}_2\text{Cu}_3-x\text{O}_{7-\delta}$.

Memorias del II Simposio Nal. de Física del E. Sólido, Cuernavaca, Mor. vol. 10, No. 3, 1987, pág. 71-73.

.- T. Akachi, R. Escudero, R.A. Barrio, D. Ríos-Jara y L. Baños.

Estudio de la Degradación de Compuestos Superconductores de Alta T_c $\text{Gd}_1\text{Ba}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$.

Publicado en Memorias del II Simposio Nal. de Física del Estado Sólido, Cuernavaca, Mor. Vol. 10, No. 3, 1987 pág. 75-76.

- .- E. Guarner, D. Ríos, G. Torres y R. Escudero.
Fabricación de Superconductores de Alta Tc por Aglomeración.
Publicado en Memorias del VII Congreso Nal. de Física de Superficies e Interfaces. Pág. 14-16 Morelia, Mich. Sep. 1987.
- .- D. Ríos-Jara, C. Varea, A. Robledo, A. Huanosta, J.M. Domínguez, J. Omaña, T. Akachi and R. Escudero.
On the Twin Formation in Orthorhombic $Y_1Ba_2Cu_3O_{7-x}$.
High Temperature Superconductors. MRS, Vol. 99, edited by M.E. Brodsky R.C. Dynes, K. Kitazawa and H.L. Tuller, page 233-238, 1988.
- .- R.A. Barrio, C. Wang, J. Tagüeña-Martínez, D. Ríos-Jara, T. Akachi and R. Escudero.
Magnetic Transitions in High-Tc Superconductors.
MRS Vol. 99, page 899-902. Boston 1988.
- .- T. Akachi, R. Escudero, R.A. Barrio, D. Ríos-Jara and L. Baños.
Degradation effects in the High-Tc Superconductor $GdBa_2Cu_3O_{7-\delta}$.
J. Phys. C: Solid State Phys. 21 (1988) 2565-2570.

APENDICE I

APLICACIONES DE CERAMICAS SUPERCONDUCTORAS

En este apéndice se describirán someramente algunas de las aplicaciones actuales y futuras de las cerámicas superconductoras.

EPOCA	APLICACION
Actualmente.	Investigación en materiales educación: enseñanza en preparatorias, escuelas técnicas, universidad
1-10 años	Generación de campos magnéticos. Algunas aplicaciones en electrónica como: SQUIDS, computadoras, magneto-medicina (tomografía), electrónica de alta velocidad (electrónica Josephson). Dispositivos detectores de alta frecuencia como: detectores de ondas milimétricas, detectores infrarrojos cavidades resonantes.
8-20 años	Electrónica de alta frecuencia. Detectores de alta velocidad, generación de campos magnéticos de muy alta intensidad. Comienzan aplicaciones de transmisión de potencia por medio de superconductores. Tecnología Josephson-Silicio.

30-40 años

Transmisión de potencia, vehículos levitados, detectores de ultra-alta velocidad (10^{-14} segundos).

Más de 3 décadas

Grandes aplicaciones de electrónica Josephson-Silicio, etc. almacenamiento de energía interfaces -Superconductores- energía solar.

APENDICE II

CENTROS DESTACADOS DE DESARROLLO

A nivel internacional, los centros más importantes de desarrollo y estudio de cerámicas superconductoras son tres:

- Estados Unidos
- Japón
- Europa

En Estados Unidos, Japón y algunos países europeos, como Inglaterra, se han formado laboratorios nacionales, encargados de activar y dirigir la investigación que se realice en cerámicas.

Fundamentalmente las metas que se han planteado en esos laboratorios son:

1o. encontrar nuevas cerámicas que sean superconductoras, y buscar los materiales con las más altas temperaturas críticas.

2o. Perfeccionar los materiales encontrados, hasta obtener las mejores características que puedan dar luz hacia los/el mecanismos que producen superconductividad y lograr las más altas corrientes críticas y campos magnéticos críticos.

3o. Desarrollar aplicaciones tecnológicas.

Actualmente los centros más importantes por mucho son Estados Unidos y Japón. En estos países el empuje que a nivel nacional se ha dado, ha sido colosal y baste ver por ejemplo lo que pasa en Japón, el cual desde muchos puntos de vista está dando la pauta en lo que a aplicaciones se refiere.

ESTRUCTURA DEL PROGRAMA JAPONES

La Agencia de Ciencia y Tecnología (ACT) es uno de los organizadores más importantes en ese rubro. Dedicó en 1988 un total de aproximadamente 25 millones de dólares, de los cuales del orden de 16 millones fueron dedicados a superconductores cerámicos y de éstos cerca de 8.5 millones fueron dedicados hacia la parte de desarrollo de campos magnéticos muy intensos.

El Ministerio de Industria y Comercio ha creado en 1988 el Centro Internacional de Tecnología de Superconductores. Este centro básicamente realizará: Investigación básica, desarrollo, procesamiento tecnológico en cerámicas superconductoras y la factibilidad de aplicaciones de las cerámicas. Destinó el año pasado 26.4 millones de dólares, de los cuales el rubro más importante 12.7 millones fueron destinados al desarrollo de generadores superconductores y el segundo hacia el desarrollo de nuevos materiales y dispositivos.

Otros ministerios han destinado (1988) del orden de 21 millones de dólares, dando por tanto un gran total de 72.9 millones de dólares, destinado prácticamente por completo al desarrollo e investigación de nuevos materiales superconductores.

PROGRAMA DE DESARROLLO EN ESTADOS UNIDOS

En los Estados Unidos se han creado también organizaciones y se han nombrado laboratorios nacionales encargados de coordinar los programas de superconductividad. Existen del orden de cuatro laboratorios nacionales encargados directamente del estudio, factibilidad tecnológica y desarrollo de materiales cerámicos superconductores. Los organismos que están patrocinando estos proyectos son:

Departamento de Defensa	61 millones de dólares
Departamento de Energía	15 millones de dólares
National Science Foundation	6 millones de dólares
NASA	4 millones de dólares
National Bureau of Standards	2 millones de dólares
T O T A L .	88 millones de dólares

De lo que se puede observar, a pesar de lo similar de las cantidades destinadas a cerámicas superconductoras, Japón realmente dedica mucha mayor parte al desarrollo de esta nueva tecnología, puesto que el presupuesto japonés, mencionado aquí, no incluye gastos por salarios, los cuales se consideran en otros rubros. También es importante enfatizar que en Japón existe mucha mayor colaboración entre universidades, industria, ministerios de ciencia. Por último es importante mencionar que el crecimiento observado, por ejemplo en Estados Unidos es como sigue:

Fondos destinados a la investigación en superconductores por el
Departamento de Defensa

1987	\$ 22.3 millones de dólares
1988	\$ 61.6 millones de dólares
1989	\$ 74.5 millones de dólares



**FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.
DIVISION DE EDUCACION CONTINUA**

CURSOS ABIERTOS

I CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES

MODULO 2

METALES Y CERAMICOS

HEAT-TREATING CHARACTERISTICS OF SOME CARBON STEELS

DR. YVAN HOUBAERT IRMEN

JUNIO
1992

Using the Grossmann multiplying factors (see Chapter 6 and Appendix V) for a comparison, the multiplying factor for D_I (ideal critical diameter) of the high residuals is 1.562. In a 0.45% carbon steel of grain size 7 with 0.75% Mn the heats would have calculated D_I 's of 0.828 for low residuals and 1.235 for high, which can be significant in many heat-treating processes.

Often it is preferable to use low-residual steel because its response to heat treatment is usually more consistent. When maximum hardened depth is required (e.g., for components requiring abrasive wear resistance), high-residual steel is distinctly advantageous. Firms that heat-treat substantial tonnages of steel by different methods and/or for different reasons may find it advantageous to have two specifications for the carbon steels they use, with a minimum and maximum chemical factor for each. The chemical factor specification is described in Chapter 6.

HEAT-TREATING CHARACTERISTICS OF SOME CARBON STEELS

The following comments and recommendations are general in nature and based largely on our own experience:

- 1015, 1017, 1020, 1023, 1025. Not recommended for heat treatment except when produced by a high-residual mill because of the low manganese content.
- 1016, 1018, 1019, 1022. Recommended for carburizing and water quenching or carbonitriding. The 0.70% minimum Mn grades are preferred.
- 1033, 1035, 1037 low-residual. Suitable for induction hardening with water quenching of parts that are somewhat nonuniform in section and irregular in shape; for example, the rear axle shaft of a passenger car.
- 1040, 1042, 1045 low-residual. Suitable for induction hardening with water quenching of parts of simple regular shape and uniform cross section. For hardened depths greater than 0.125 in. high-residual grades with soluble oil or synthetic quench are suggested. Low-residual grades are ideal for hot-caustic quenching in a roller die machine.
- 1046, 1049, 1050. Low-residual steel is suitable only for induction heating, with water quenching in regular cylindrical shapes. High-residual material may require soluble oil or synthetic quench.
- 1055 to 1075. Limited use in heat-treated parts because of danger of quench cracking in aqueous quenches; hardenability, however, is inadequate to respond properly in oil.
- 1080, 1085, 1090. High-residual material is preferred to austempering parts

- such as tools and cutting devices. Hardenability is generally inadequate for oil quenching; will usually crack in water.
- 1078, 1086, 1095. Suitable for shallow hardening applications to high-surface hardnesses that employ water or, preferably, brine or caustic quenching. Holes, grooves, and notches present cracking problems.
- 1108, 1109, 1115, 1120. Adequate hardenability only for cyanide hardening with water quenching or carbonitriding. Rockwell 15-N hardness of 85 min can be achieved.
- 1116, 1117, 1118, 1119. All grades in high- and low-residual type suitable for carbonitriding up to 1.25 in. diameter to a Rockwell 15-N surface hardness of 88 min. For carburizing 1118 is a popular grade, especially the high-residual variety, when purchased as silicon-killed, fine-grained. Sulfide inclusions, however, strongly detract from the transverse toughness.
- 1132, 1137 low-residual. Suitable for water quenching and tempering to machinable hardnesses. Also suitable for induction hardening with water quenching.
- 1141, 1144. Especially when made with low residuals, these grades in sections up to 2.00 in. diam. require water quenching at the low side of the composition range, but will crack with heats on the high side. With high residuals, the high-side composition only will respond properly in oil quenching. Suitable for induction hardening; however, cracking is often a serious problem especially with 1144, which is particularly difficult to heat treat.
1524. Suitable for lightly loaded carburized gears, especially when produced with high residuals. Poor machinability is a problem with expensive cutting tools such as hobs.
- 1536, 1541. Suitable for direct hardening; however, high manganese tends to produce microsegregation. The result is poor fracture toughness. Low-side heats (especially 1541) require a vigorous quench, such as water; high-side heats will crack if water-quenched. Difficult to heat treat.

HEAT TREATING CHARACTERISTICS OF SOME ALLOY STEELS

- 1300 series. Difficult steels to process because of poor machinability, wide range in hardenability, and poor fracture toughness. The tendency of manganese to float in the melt can create serious manufacturing problems. Generally a poor selection for a heat-treated part.
- 4000 series up to 4027. An economical direct-quench carburizing steel for gears. Either low or high residual should be specified and should not be

mixed in order to narrow the hardenability band as much as possible. Tendency to microcrack is very low.

4032 to 4047. Little need for using these grades because more economical steels can be substituted.

4100 series. In spite of their wide use, this series is erratic in heat-treating response. The reason seems to be the banding of carbon-molybdenum-rich areas in the steel. In a normal heat of 4140, for example, an electron-microprobe traverse through a 1-in. diameter bar showed several areas containing up to 1.5% carbon and 1% molybdenum as opposed to the nominal composition of 0.40% C and 0.20% Mo. Some producers also have had difficulty in making these grades with an acceptable surface and internal cleanliness. These steels also have a reputation of quench cracking when the nominal carbon content exceeds 0.40%. Therefore care should be taken in recommending them for a complex heat-treated part. Exceptions are parts for which mild oil quenches can be used (50% martensite acceptable) or parts to be nitrided.

4320 and 4320 modified (with 0.70 to 0.90 Mn). These grades are excellent steels for heavily loaded carburized gears with contact stress over 250,000 psi. Can be made very clean and are popular rolling bearing grades. These steels can be carburized with great freedom from microcracking and have good short- and long-cycle fatigue properties. A major disadvantage is cost. Comparative current grade extras are as follows*:

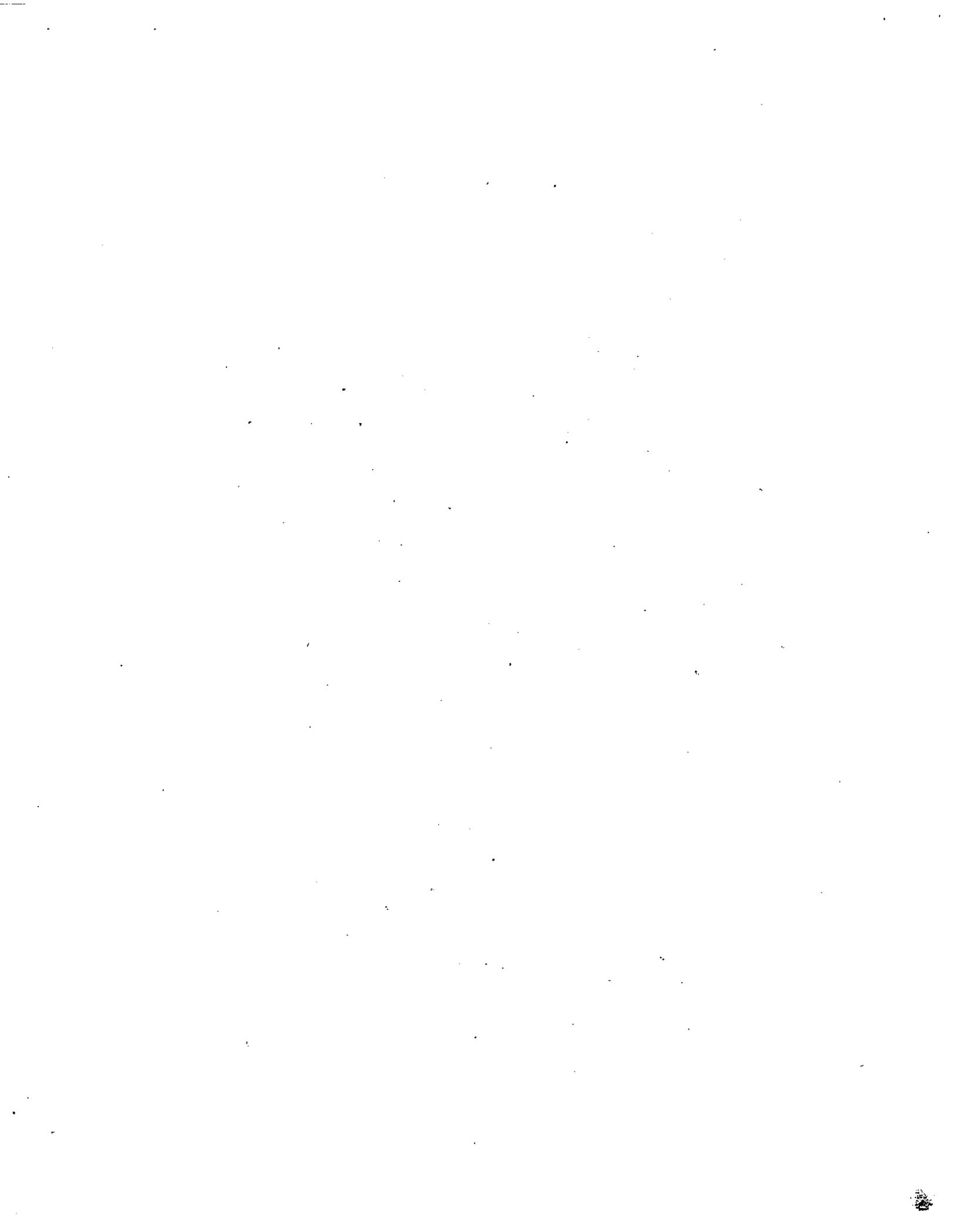
4023	3.15 #/lb
4118	3.10
4320	9.60
4620	9.20
4820	15.55
8620	5.50
8822	6.45
9310	19.40

X 4340. Outstanding as an engineering material, especially in 2-to-5-in. sections. Can be melted clean, heat-treats with a minimum of difficulty, but, as in the case of 4320, is very expensive. The beneficial effect of the nickel content on short-cycle fatigue properties can be an important advantage.

4400 series. These carburizing steels contain substantial amounts of molybdenum and are prone to microcracking when quenched directly from the carburizing furnace.

*Source. U.S. Steel Alloy Steel Bar Price Book - 1976.

- 4600 series. These carburizing grades machine and heat-treat uniformly with good case hardenability; however, the core hardenability, with the possible exception of 4626, is low. Because 4626 has only 0.70 to 1% Ni, it exhibits much lower case hardenability than the other grades in the series. (In general, 4320 provides better value than 4626, even though it is priced slightly higher.)
- 4815, 4817, 4820. These steels have exceptionally high case hardenability and excellent resistance to short- and long-cycle fatigue. Excellent for heavily loaded carburized gears. The high case hardenability requires that case carbon content must be held between 0.65 and 0.80% to prevent excessive austenite formation when direct quenching is required.
- 5015 and 5046. Little need for these grades in heat-treated condition. Carbon steel with 0.80 to 1.10% Mn obtained from high-residual producers can be used at substantial cost saving.
- 5115 through 5160, 6118, 6150, 8115. Little need for these as well. Suggested substitute is C-Mn-B steels with appropriate source selection for residuals.
- 8615 through 8627. Excellent carburizing steels for fine- and medium-pitch gears. Case carbon should be controlled to 0.95% max to prevent microcracking with direct quenching when used in six-pitch or finer gears.
8630. An excellent steel for abrasive wear resistance when water quenched and tempered at 400 F.
8637. Suitable for water quenching in sections up to 2-in. round and tempering to a machinable hardness.
8640. Suitable for oil quenching in thin sections.
- 8642 to 8645. Suitable for oil-quenching sections to 2-in. diameter or equivalent in flats.
- 8655 to 8660. Excellent steel for hot-wound, quenched, and tempered coil springs and torsion bars to 2-in. diameter and leaf springs to 1.50 in. thick.
- 8700 series. The usefulness of these steels is seriously questioned. The \$3/ton grade premium over the 8600 series can seldom be justified from an engineering standpoint.
8822. An excellent steel for heavy-duty carburized gearing but will usually microcrack in direct quenching and requires vigorous oil quenches when reheated for hardening to prevent bainite formation.
- 9254, 9255, 9260. These steels are rather difficult to produce clean and roll with a good surface because of the high silicon content. When used for valve coil springs, these grades have a reputation for developing transverse cracks. A chromium-vanadium valve spring wire is often preferred. For heavy springs the 50B60 or 51B60 grades are often a better value.
- 50B44, 50B46, 50B50. Can be replaced with C-Mn-B steels at a lower price.



50B60 and 51B60. Outstanding values in steels for heavy springs.

81B45. This steel can usually be replaced with a high-residual C-Mn-B grade.

86B45. An excellent steel for heavy shafts and forgings at a substantial saving over 4340.

94B17. Although not widely used today, this grade, or a modification of it, could be a popular carburizing steel in the future.

94B30. This steel can often be replaced with a high-residual C-Mn-B grade at a lower cost.

As noted, many of the constructional grades of alloy steel are, in our opinion, of limited value. In later chapters this is further explained and justified.

EFFECT OF PHOSPHORUS AND SULFUR

Phosphorus content in carbon steel is normally specified as 0.040% max and in alloy steels, as 0.035% max. Steels with phosphorus content at these levels will tend to be brittle when quenched and tempered to hardnesses above Rockwell C40. Constructional steels made today usually have less than 0.025% P; a preferable maximum is 0.015%. When maximum toughness is required, steels can be made consistently with sulfur as low as .005% max. There is an extra cost for this low sulfur content, but in certain applications, it may be justifiable.

EFFECT OF M_s TEMPERATURE

An important characteristic of constructional steels which is often overlooked is the temperature at the start of martensite transformation (M_s) and the temperature range through which transformation occurs. Whenever possible, a steel should be selected with the highest possible M_s to minimize the tendency to quench-crack. The M_s can be calculated from the formula developed by R. A. Grange and H. M. Stuart [1]:

$$M_s (^{\circ}F) = 1000 - (650 \times \% C) - (70 \times \% Mn) - (35 \times \% Ni) \\ - (70 \times \% Cr) - (50 \times \% Mo)$$

Note. Boron has an insignificant effect on the M_s temperature.

The martensite transformation temperature range is particularly important when decarburization is involved. Leeper [2] used an example of 8660 decarburized to 0.30% C on the surface. Cracking occurred because the 0.30% C

layer had completely transformed to 90% martensite before the transformation in the interior of the steel, containing 0.60% C, had started. The expansion of the 0.60% C martensite beneath the transformed 0.30% C surface initiated cracks. This same phenomena, in reverse, contributes to the compressive residual stress found in carburized cases in which the expansion due to transformation in the case is restrained by the previously transformed core.

REFERENCES

- 1 R. A. Grange and H. M. Stuart, *Metals Tech.*, American Institute of Mining, Metallurgical, and Petroleum Engineers, 167, 467, June 1946.
- 2 W. A. Leeper, letter to *Metal Progr.*, 100, No. 5, 15 (1971).



**FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.
DIVISION DE EDUCACION CONTINUA**

CURSOS ABIERTOS

I CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES 1992

MODULO 2

METALES Y CERAMICOS

CERAMICOS ESTRUCTURALES

EXPOSITOR: DR. HEBERTO BALMORI RAMIREZ

JUNIO
1992

CERAMICOS ESTRUCTURALES

Heberto Balmori Ramírez
Depto. de Ingeniería Metalúrgica
E.S.I.Q.I.E.-Instituto Politécnico Nacional

1) Introducción.

Los cerámicos son materiales inorgánicos no metálicos compuestos por un ión metálico y uno no-metálico, caracterizados por poseer un enlace químico iónico o covalente. Pueden ser cristalinos, como los óxidos y carburos, o amorfos, como los vidrios. Dependiendo del grado de sofisticación de la tecnología involucrada en su procesamiento, se dividen en cerámicos tradicionales y avanzados. Los primeros son fundamentalmente materiales a base de arcillas y silicatos. En su fabricación se emplean polvos de origen mineral, impuros y con una granulometría grande, que típicamente resultan en piezas porosas.

Los cerámicos avanzados, por su parte, son óxidos, carburos, boruros, nitruros, etc., fabricados a partir de polvos de origen artificial o químico, de muy alta pureza química y de granulometría muy fina, a menudo inferior a 1 μm . Las tecnologías empleadas para fabricarlos deben permitir la obtención de piezas muy densas de grano pequeño. Dependiendo del uso que tendrán se clasifican en:

- a) Cerámicos estructurales o termomecánicos. Son materiales que se emplearán bajo sollicitación mecánica, por lo que se deben optimizar sus propiedades tales como dureza, resistencia y tenacidad. El término "termomecánico" se refiere al hecho de que muchos de ellos deben usarse a temperaturas elevadas.
- b) Cerámicos electrónicos. Son materiales cerámicos especialmente diseñados para aplicaciones eléctricas, magnéticas u ópticas.
- c) Cerámicos químicos. Son materiales que se emplean explotando algunas características químicas y fisicoquímicas, como los catalizadores para la industria química.
- d) Cerámicos energéticos. Son materiales cerámicos empleados en la generación de energía, como el UO_2 en la industria nuclear.
- e) Cerámicos biomédicos. Son materiales empleados en el área biomédica como implantes médicos y dientes artificiales debido a su estabilidad química en el medio humano.

De la lista anterior, los materiales más importantes económica y tecnológicamente son los cerámicos electrónicos. Sin embargo, los cerámicos estructurales han tenido un gran avance en la última década debido a varios descubrimientos y desarrollos tecnológicos. Los principales materiales en este grupo son la

alúmina (Al_2O_3), el carburo de silicio (SiC), el nitruro de silicio (Si_3N_4), los diferentes tipos de cerámicos a base de zirconia (ZrO_2) y el SIALON, que está compuesto por Si, Al, O y N. Otros materiales menos importantes son la mulita ($3\text{SiO}_2\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$), la magnesia (MgO), etc. El resto de este trabajo estará dedicado a ellos, analizando las cualidades que los hacen atractivos para usos en la industria mecánica.

2) Propiedades Físicas.

En esta sección mencionaremos únicamente las propiedades físicas de los cerámicos relevantes para aplicaciones termomecánicas, como el coeficiente de expansión térmica (α), el módulo de Young (E), la densidad (ρ) y la dureza (HVN). Para cerámicos densos, estas propiedades dependen directamente de la naturaleza del enlace químico y del empaquetamiento iónico. Las propiedades de algunos materiales seleccionados se dan en la tabla I.

a) Coeficiente de expansión térmica.- El coeficiente de expansión térmica de los cerámicos varía entre $1 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ y $1 \times 10^{-5} \text{ K}^{-1}$, que son los valores más bajos para los materiales de ingeniería, salvo el conocido como INVAR. Este hecho, aunado a su alta refractariedad (alto punto de fusión o descomposición) y a su generalmente baja conductividad térmica, hace de estos materiales candidatos ideales para aislamientos térmicos.

b) Módulo de Young.- El módulo de Young (E) de los cerámicos densos varía entre 180 GPa y 1000 GPa, por lo que son los materiales más rígidos de todos los conocidos. Comparando los valores de E para cerámicos y metales, se observa que el límite inferior de los primeros se traslapa con el superior de los metales. Por ejemplo, los aceros tienen un $E = 200 \text{ GPa}$.

La composición química y la microestructura afectan el módulo de Young de los cerámicos. En el caso de materiales polifásicos, una primera aproximación del valor de E es dada por la regla de las mezclas. La porosidad y las microgrietas disminuyen sensiblemente esta propiedad. La relación entre la porosidad y E está dada por una ecuación de la siguiente forma:

$$E = E_0(1 - f_1 p + f_2 p^2) \quad (1)$$

donde E es el módulo de Young del material poroso y E_0 el del material denso, p es la fracción volumen de poros y f_1 y f_2 son constantes que dependen de la geometría de los poros. Para poros esféricos aislados, $f_1 = 1.9$ y $f_2 = 0.9$.

La influencia de las microgrietas sobre E es aproximada por la relación:

$$E = E_0(1 + 16fs/9)^{-1} \quad (2)$$

donde f_s es la densidad de microgrietas. Esta situación es importante considerarla en cerámicos con un tamaño de grano grande. Por ejemplo, la alúmina densa con granos de 10 μm casi siempre está microagrietada, lo que provoca una fuerte disminución de E .

c) Densidad.— Los cerámicos son materiales menos densos que las aleaciones metálicas; salvo las aleaciones de aluminio. Su densidad varía entre 3 Mg/m^3 y 6 Mg/m^3 . La combinación de esta característica con su elevado módulo de Young hacen de estos materiales candidatos muy atractivos para aplicaciones limitadas por la deflexión bajo carga y por el peso de los componentes estructurales, aunque antes deberán resolverse los problemas asociados con su resistencia mecánica y su tenacidad.

d) Dureza.— Los cerámicos son quizás mejor conocidos por su gran dureza, que es mayor que 700 MPa en la escala Vickers. Por esta razón, los cerámicos son materiales imbatibles como abrasivos y excelentes candidatos para aplicaciones de desgaste por frotamiento.

3) Resistencia a la ruptura.

En los cerámicos, la resistencia a la ruptura o módulo de ruptura (MDR) es medida mediante ensayos de flexión en 3 o 4 puntos (fig. 1) debido a la dificultad para maquinarse probetas de tensión. Una curva típica obtenida en este ensayo se muestra en la fig. 2. Se observa un comportamiento elástico hasta la fractura, es decir, los cerámicos son materiales frágiles. Solo unos cuantos cerámicos, como la zirconia parcialmente estabilizada, muestran una pequeña región plástica, causada por una transformación de fase. En algunas ocasiones, en las curvas aparecen pequeñas caídas o cambios de pendiente debidos a la generación de microgrietas.

La resistencia a la ruptura de algunos cerámicos estructurales se enlista en la tabla II. Teóricamente, esta debiera ser de 20 a 50 GPa, pero los valores más altos reportados en la literatura son de alrededor de 2 GPa para zirconia policristalina tetragonal reforzada con un 20% de alúmina. La mayoría poseen valores inferiores a 1 GPa, con los que, no obstante, compiten adecuadamente con las aleaciones metálicas.

Los valores del MDR dados en la tabla II deben ser tomados con precaución puesto que dependen del proceso de fabricación de las piezas cerámicas (fig. 3).

La microestructura también afecta el MDR. Por ejemplo, los cerámicos de grano fino son más resistentes, como se aprecia en los siguientes datos para la alúmina:

G (µm)	MDR (MPa)
0.3	1000
1.0	570
10.0	400
200.0	100
500.0	<100

G: Tamaño de grano

Por otro lado, cualquier incremento en la porosidad hace disminuir el MDR. La influencia de estos dos parámetros sobre la resistencia mecánica se puede expresar en una ecuación como la siguiente:

$$\text{MDR} = K G^{-a} e^{-bP} \quad (3)$$

donde G es el tamaño de grano en µm; p es la fracción de poros y a, b y K son constantes. La variación del MDR según el proceso de fabricación se debe en parte a las dificultades para obtener cerámicos densos de grano fino.

Finalmente, el MDR de los cerámicos no es una propiedad perfectamente definida, sino que presenta una gran variabilidad aún dentro de piezas producidas exactamente bajo las mismas condiciones. Por ejemplo, en un trabajo sobre fabricación de alúmina con 20% de ZrO₂ se reporta un MDR de 542 MPa ± 90 MPa, o sea que en el mismo lote puede haber muestras con resistencias de 452 MPa o de 632 MPa. Con una desviación estándar tan grande, la estadística convencional no es adecuada para el análisis y debe recurrirse a otro tipo de estadística llamada de Weibull, la cual considera que, en el caso de materiales cerámicos, la ruptura ocurrirá en el "eslabón" más débil, o sea, en el defecto más crítico sometido a esfuerzos. En esta estadística, la probabilidad de sobrevivencia de una muestra de volumen V, con una resistencia a la ruptura σ_f , está dada por la siguiente ecuación:

$$P_s(V) = 1 - \exp\left[-V \left[\frac{\sigma - \sigma_u}{\sigma_0}\right]^m\right] \quad (4)$$

donde $P_s(V)$ es la probabilidad de sobrevivencia de la muestra de volumen V; σ_u es un esfuerzo debajo del cual la fractura no ocurrirá; σ_0 es un factor de normalización y m es una constante llamada módulo de Weibull. Tomando el doble logaritmo de la ecuación anterior se obtiene una recta de pendiente m. Mientras mayor sea el valor de m, menor es la variación del MDR en un lote determinado de muestras y mayor la confianza que se puede tener en estas piezas. Un ejemplo de este tipo de análisis se muestra en la fig. (4).

4) Tenacidad.

La tenacidad es una propiedad mecánica muy importante que puede definirse como la habilidad de un material para obstaculizar u oponerse a la creación y avance de grietas bajo la aplicación de un esfuerzo.

Cuando se aplica un esfuerzo a un cuerpo que contiene alguna forma de discontinuidad geométrica, como grietas o defectos, los esfuerzos reales en la vecindad de estos defectos alcanzan valores varias veces más altos que el externo. Esta situación puede expresarse como sigue:

$$\sigma_p = \frac{1}{Y} \left[\frac{K_T}{c^{1/2}} \right] \quad (5)$$

donde σ_p es el esfuerzo en la vecindad del defecto; K es el factor de concentración de esfuerzos, que indica el grado de incremento de σ_p respecto al esfuerzo externo; c es una dimensión característica del defecto o grieta e Y es una constante geométrica. Cuando σ_p alcanza el valor de la resistencia a la fractura del material, σ_f , la ecuación (6) toma la forma:

$$\sigma_f = \frac{1}{Y} \left[\frac{K_{Ic}}{c^{1/2}} \right] \quad (6)$$

donde K_{Ic} es el factor crítico de intensidad de esfuerzos. Esta ecuación es semejante a la obtenida por Griffith:

$$\sigma_f = \frac{1}{Y} \left[\frac{2E \gamma_i}{c} \right]^{1/2} \quad (7)$$

donde γ_i es la energía superficial efectiva. De (7) y (8):

$$K_{Ic} = (2E \gamma_i)^{1/2} \quad (8)$$

Tanto K_{Ic} como $(E \gamma_i)$ son constantes de cada material que indican su tenacidad. Mientras mayores sean, mayor es su tolerancia a la presencia de defectos, o sea, mayor es la tenacidad. Algunos valores de K_{Ic} para cerámicos y algunos metales se dan en la tabla II. Es evidente que los metales son mucho más tenaces que los cerámicos, los más tenaces de los cuales no sobrepasan $K_{Ic} < 16 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Sin embargo, con este valor los cerámicos a base de zirconia tienen propiedades semejantes a las de algunas aleaciones de Al o de Zn y a los hierros vaciados, todas las cuales tienen diversos usos industriales y domésticos.

La ecuación (6) nos ayuda a comprender porque el MDR de los cerámicos es varias menor que el teórico, porque varía con el proceso de manufactura, así como algunas de las razones de la poca reproductibilidad de esta propiedad.

Sustituyendo valores típicos de σ_f y de K_{Ic} en (6), resulta que el tamaño de los defectos críticos, c , es del orden de 100 μm . Además, pequeñas variaciones de c tienen cambios muy fuertes

en el valor del MDR. Por ejemplo, en la alúmina con 20% de ZrO_2 mencionada en la sección anterior, que tiene un $K_{Ic} = 8 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$, los valores de c son los siguientes (con $Y = 1$):

MDR (MPa)	c (μm)
452	313
542	218
632	160

Obviamente, es muy fácil introducir defectos de este tamaño durante el procesamiento, y es muy difícil eliminarlos. Los defectos más comunes en los cerámicos incluyen poros, granos grandes, regiones mal sinterizadas, inclusiones, defectos de maquinado, etc. Algunos ejemplos se muestran en la fig. (5).

5) Mecanismos de Reforzamiento.

El módulo de ruptura de los cerámicos y su reproductibilidad pueden incrementarse mejorando los procesos de manufactura para que disminuya el tamaño de los defectos críticos y aumentando la tenacidad K_{Ic} de los cerámicos para hacerlos más insensibles a la presencia de defectos.

La segunda vía consiste en activar un mecanismo que permita a los materiales transformar la energía elástica introducida en un cuerpo solicitado mecánicamente en algún fenómeno diferente de la creación de nuevas superficies libres, o sea, evitar o retrasar la aparición y propagación de grietas. Por ejemplo, la mayoría de los metales se deforman plásticamente y endurecen antes de romperse. Los cerámicos no pueden hacerlo debido a la poca actividad de las dislocaciones en los cristales iónicos y covalentes, por lo que pasan directamente del comportamiento elástico a la fractura.

Los mecanismos de reforzamiento comunes en los cerámicos incluyen:

- a) Reforzamiento por transformación (fig. 6).
- b) Reforzamiento por microagrietamiento (fig. 7).
- c) Reforzamiento con fibras o whiskers (fig. 8).
- d) Reforzamiento por dispersión de partículas (fig. 8).
- e) Reforzamiento por fases dúctiles (fig. 9).

a) Reforzamiento por transformación. Este es uno de los mecanismos de reforzamiento más exitosos, y se ha probado fundamentalmente en los cerámicos a base de zirconia. El mecanismo consiste en que, bajo ciertas condiciones, pueden ocurrir transformaciones de fase en una región adyacente a la superficie de una grieta contenida en un cuerpo tensionado. El estado de esfuerzos asociado con la grieta sería la fuerza motriz para la transformación. Este fenómeno consume energía y relaja los esfuerzos en la punta de la grieta. Para que esta pueda

continuar creciendo, debe aumentarse el esfuerzo externo, lo que es percibido como un incremento de la tenacidad.

Los cerámicos a base de zirconia son los mejores exponentes de este mecanismo, y hasta la fecha son los únicos. Bajo ciertas condiciones, la ZrO_2 tetragonal puede ser retenida a temperatura ambiente. Esta fase es metaestable, pues la forma estable es la monoclinica. Ahora bien, en la vecindad de una grieta tensionada, el campo de esfuerzos puede inducir la transformación tetragonal a monoclinica. Esta transformación es semejante a la transformación martensítica inducida por deformación en algunos aceros.

Como consecuencia de este mecanismo, se tienen los cerámicos más tenaces conocidos hasta la fecha. Se han reportado valores de $K_{Ic} = 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ para cerámicos de ZrO_2 aleados con CeO_2 . Desafortunadamente, las aplicaciones de este tipo de cerámicos se limitan a temperaturas inferiores a 1000°C .

b) Reforzamiento por microagrietamiento. En este mecanismo, se busca que los esfuerzos en la punta de una grieta tensionada provoquen la aparición de una atmósfera discreta de microgrietas independientes entre sí rodeando a la grieta principal. Al igual que en el caso del reforzamiento por transformación, el fenómeno consume energía, relaja los esfuerzos en la vecindad de la grieta principal, provoca un cambio en el módulo de Young de la región adyacente a ella y, en consecuencia, aumenta la tenacidad pues es necesario incrementar el esfuerzo externo para que la grieta principal avance nuevamente. Este mecanismo ha sido activado en Al_2O_3 pura con un tamaño de grano cercano a $10 \mu\text{m}$ y en algunos tipos de Al_2O_3 con una dispersión de partículas de ZrO_2 monoclinica de tamaño inferior a $1 \mu\text{m}$.

En ocasiones, las microgrietas existen en el material desde antes de tensionar la probeta. En este caso, las microgrietas pueden atraer a la grieta principal, desviándola de su curso, o encadenarse con ella, provocando una ramificación. Ambos fenómenos aumentan la tenacidad del cerámico pero existe el inconveniente de que su MDR y su módulo de Young iniciales son pequeños.

c) Reforzamiento por fibras o whiskers. En este caso, se dispersan fibras o whiskers en una matriz cerámica. Las fibras más populares son de SiC o de grafito, aunque existen de otros tipos. Las fibras desvían la grieta principal, consumen energía al ser "extraídas" de la matriz, provocan un puenteo de la grieta principal y pueden introducir microgrietas. El principal aporte a la tenacidad proviene de la extracción de fibras. La tenacidad de un compuesto de este tipo es varias veces mayor que el de la matriz. Por ejemplo, el K_{Ic} de un compuesto Al_2O_3 -SiC es de $8 - 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, contra $4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ de la Al_2O_3 pura. Este es uno de los

mecanismos mas activamente investigados para materiales de muy alta temperatura.

d) Reforzamiento por dispersión de partículas. Consiste en dispersar partículas cerámicas en una matriz cerámica. La Al_2O_3 reforzada con partículas de TiC es un ejemplo importante que encuentra aplicación como herramientas de corte. La tenacidad de estos materiales aumenta porque las partículas desvían la grieta principal y porque esta puede arquearse al interaccionar con un par de partículas de una manera semejante a la interacción de dislocaciones con partículas o precipitados en las aleaciones metálicas. El reforzamiento obtenido es modesto. En la $Al_2O_3 - TiC$ la tenacidad alcanza $4.5 MPa\sqrt{m}$, y en la $Al_2O_3 - ZrO_2$ (cúbica) es de $4.7 MPa\sqrt{m}$.

e) Reforzamiento por fases dúctiles. En los materiales reforzados con fases dúctiles se introduce una fase metálica continua que rodea a las partículas cerámicas. Un ejemplo típico son los cermetts de WC - Co usados como herramientas de corte. Al tensionar el material, la fase dúctil se deforma en una pequeña región constreñida por las partículas duras, puede haber apilamiento de dislocaciones y la fase dúctil puede atrapar las grietas. La tenacidad de estos materiales alcanza valores de $K_{Ic} = 16 MPa\sqrt{m}$. Un desarrollo nuevo e interesante consiste en hacer crecer "in situ" la fase cerámica en un baño metálico. Los materiales LANXIDE, formados por una matriz de Al interconectada con partículas alargadas de Al_2O_3 , pertenecen a este tipo de materiales.

Los mecanismos descritos arriba tienen diferentes grados de eficacia y pueden actuar simultáneamente. La tenacidad de diferentes materiales se enlista a continuación.

a) Reforzamiento por transformación.	K_{Ic} ($MPa\sqrt{m}$)
- Zirconia parcialmente estabilizada ($ZrO_2 - MgO$)	9 - 12 $MPa\sqrt{m}$
- Alúmina reforzada con ZrO_2 tetragonal	6.5 - 15
- Policristales de ZrO_2 tetragonal ($ZrO_2 - Y_2O_3$ o $ZrO_2 - CeO_2$)	6 - 30
b) Reforzamiento por microagrietamiento.	
- Alúmina con granos de 10 μm	8
- $Al_2O_3 - ZrO_2$ monoclinica	6 - 9
c) Reforzamiento con fibras.	
- $Al_2O_3 - SiC$	6 - 10
- SiC - SiC	8 - 15

d) Reforzamiento por partículas.

- Al ₂ O ₃ - TiC	4.2 - 4.5
- Al ₂ O ₃ - ZrO ₂ (cúbica)	4.7
- SiC - TiB ₂	4.5

e) Reforzamiento con fase dúctil.

- WC - Co	16
-----------	----

Regresando a la ecuación (6), se observa que cualquier incremento de la tenacidad mejora el MDR de los cerámicos, por lo que la mayoría de los materiales enlistados arriba son mas resistentes que las respectivas matrices. Adicionalmente, son mas tolerantes a la presencia de defectos. Desafortunadamente, las expectativas generadas por cualquier incremento de la tenacidad no siempre se realizan, pues a menudo el procesamiento de estos materiales es complicado. Por ejemplo, es difícil densificar a los cerámicos reforzados con fibras, por lo que en estos casos el MDR esta limitado por la fracción de poros.

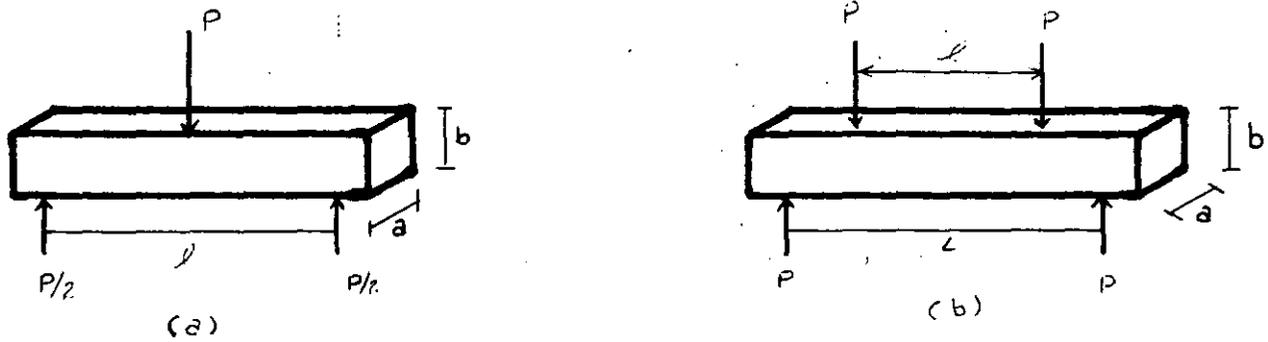


Figura 1.- Métodos para la medición del módulo de ruptura en cerámicas. a) Flexión 3 puntos; b) Flexión 4 puntos

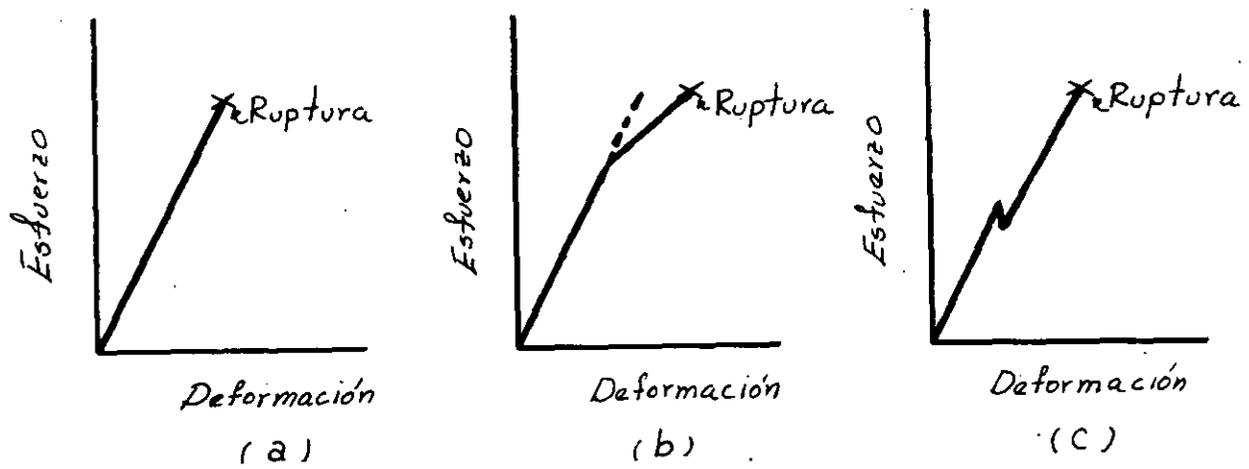
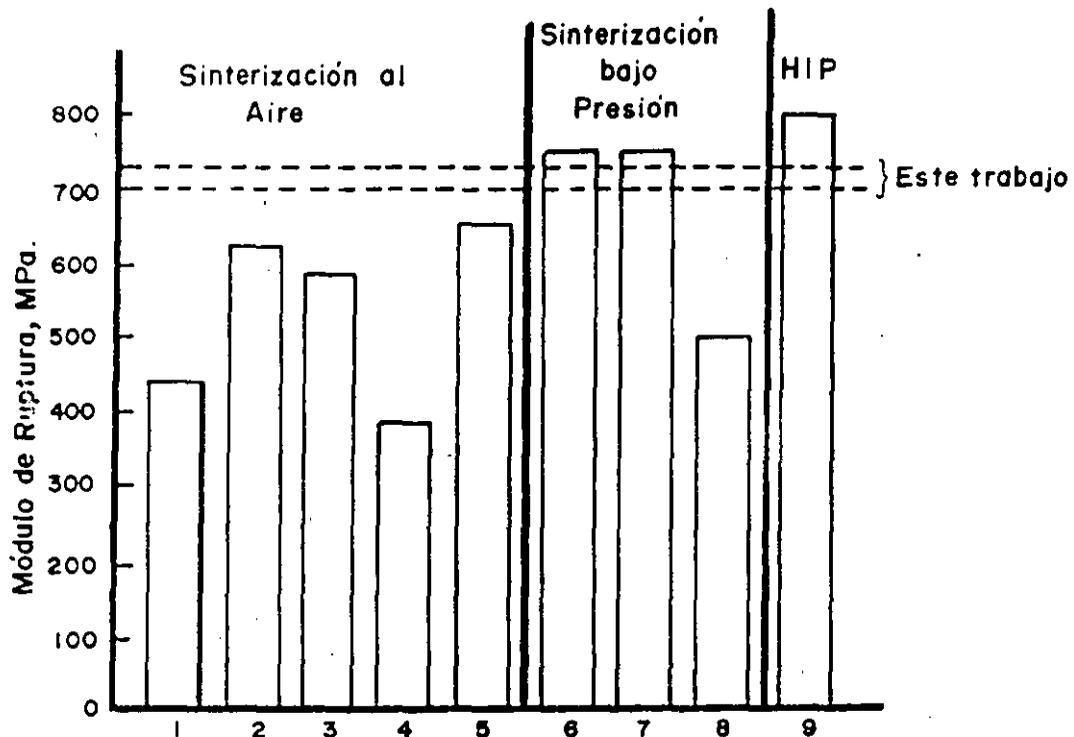


Figura 2.- Ejemplos de curvas esfuerzo-deformación de cerámicos. a) Comportamiento típico; b) cedencia pseudo-plástica; c) curva de un material mostrando microagrietamiento.



No.	%ZrO ₂ en peso	Método de fabricación	MDR (MPa)	Ref
Sinterización al aire				
1	15	Atomización	450	11
2	10	Vaciado forzado	630	4
3	14	Atomización	580	4
4	5	Comolienda, comprimido uniaxial	380	12
5	15	Co-deposición CVD	650	6
Sinterización bajo presión				
6	15	Sol-gel	750	5
7	14	Atomización	750	11
8	22	Comolienda, comprimido uniaxial	500	2
Isocompresión en caliente				
9	5 a 15	Co-deposición CVD	800	6

Figura 3.- Variación del módulo de ruptura de compuestos Al₂O₃-ZrO₂ según el proceso de fabricación.

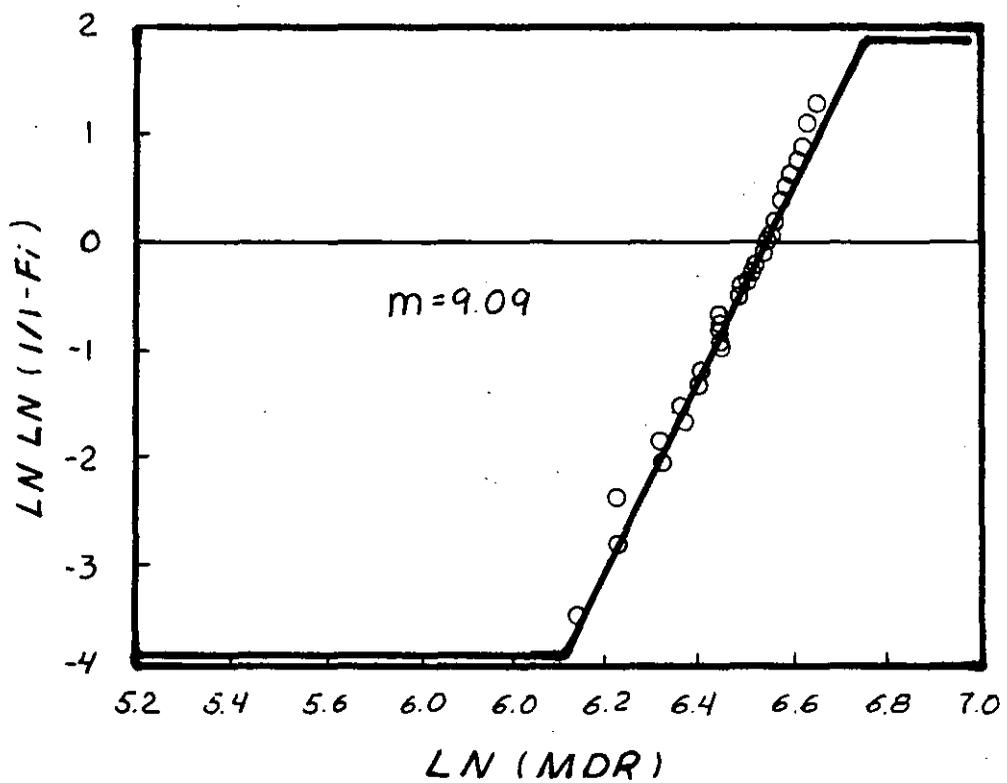
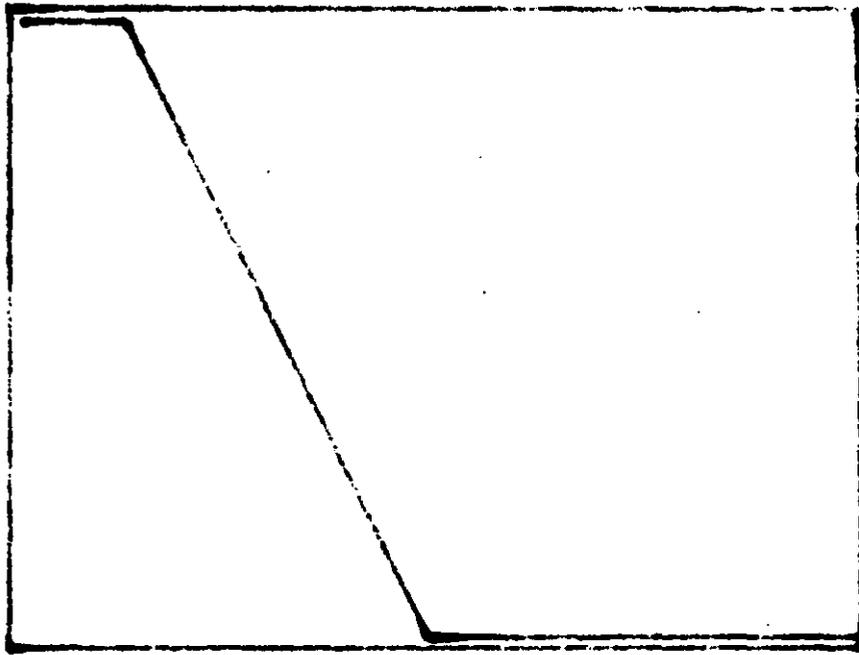
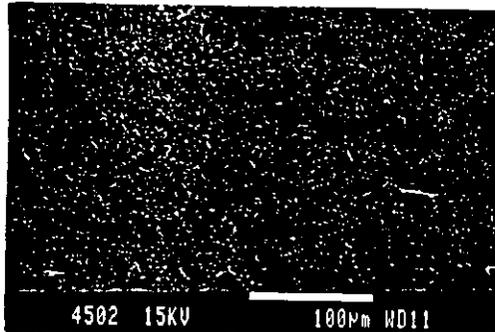
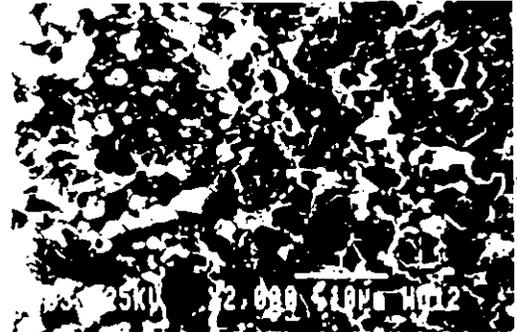


Figura 4.- Distribución del módulo de ruptura de un compuesto alúmina-zirconia, analizada según la estadística de Weibull.

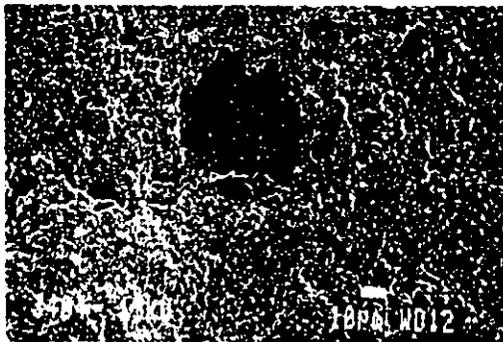




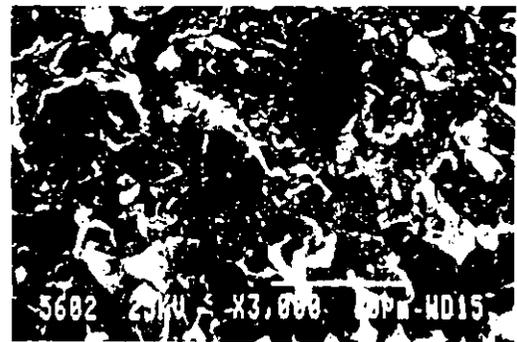
a) Pore irrégulière.



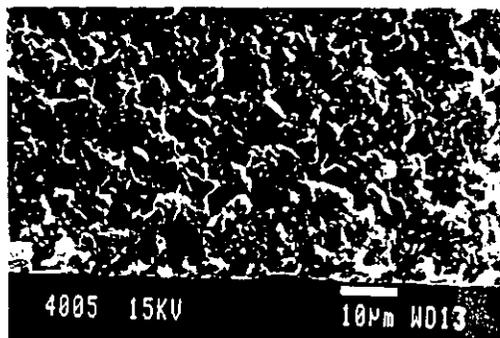
b) Pore rond.



c) Gros grain



d) Phase vitreuse.



e) Région 'mal-frittée'.

Figura 5.- Ejemplos de defectos críticos en materiales cerámicos.
 a) poró irregular; b) poro redondo; c) grano grande;
 d) fase vítrea; e) región mal sinterizada.

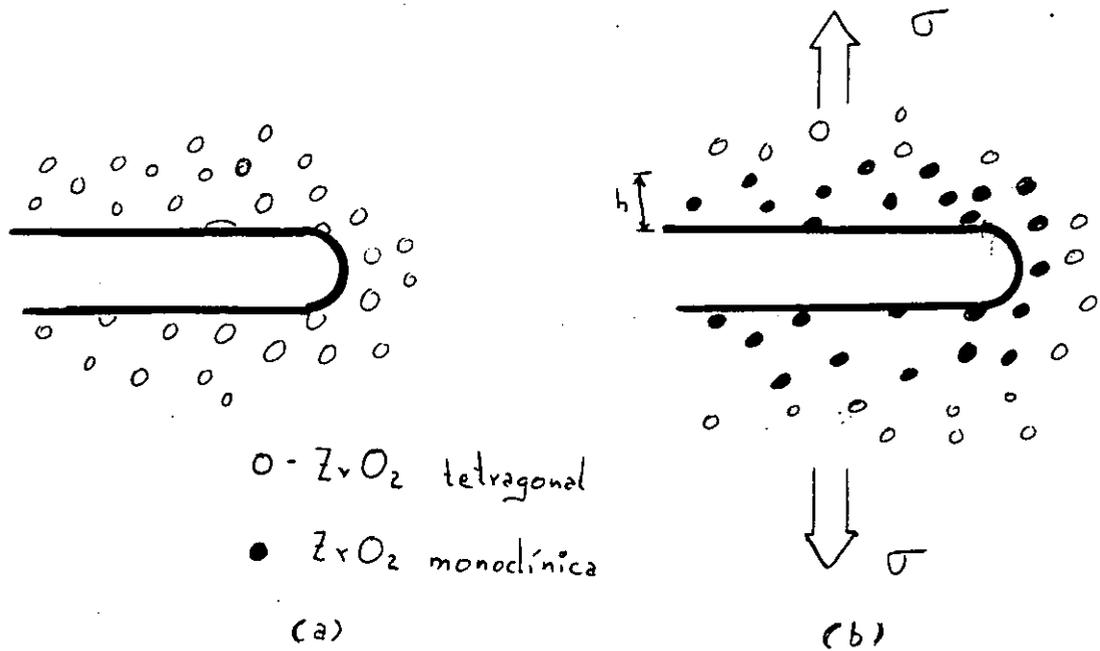


Figura 6.- Ilustración del mecanismo de reforzamiento por transformación en cerámicos a base de zirconia. a) Todas las partículas de ZrO son tetragonales al inicio; b) Al tensionar, las partículas en la zona adyacente a la superficie de fractura se transforman en monoclinicas.

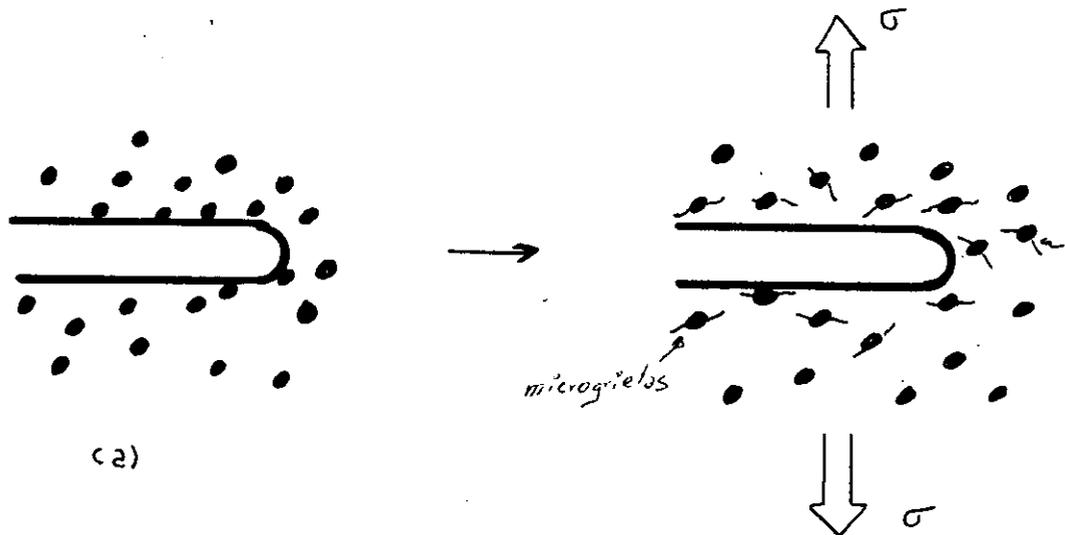


Figura 7.- Ilustración del mecanismo de reforzamiento por microagrietamiento. En a), hay una dispersión de partículas asociadas con un campo de esfuerzos r residuales. b) Al tensionar, aparece una atmósfera de microgrietas en la vecindad de la grieta

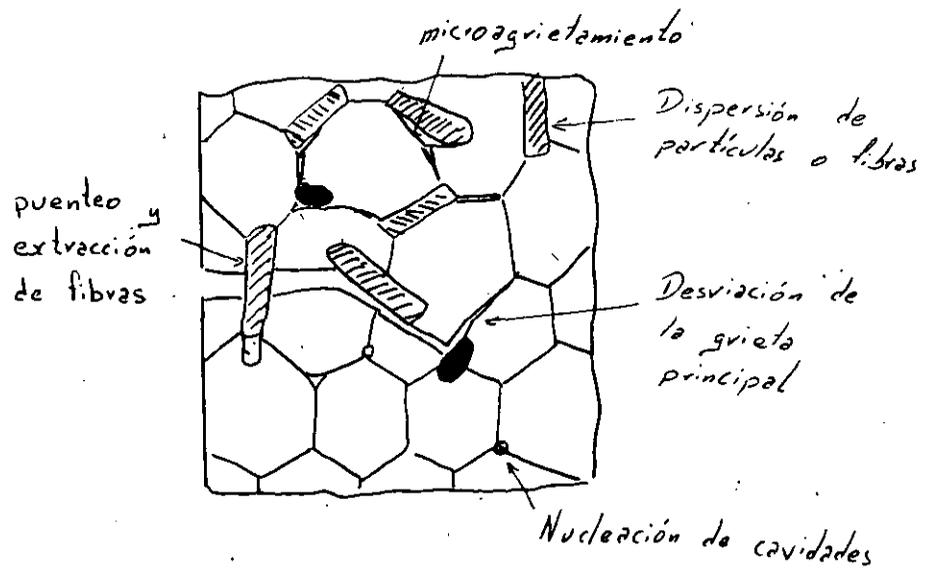
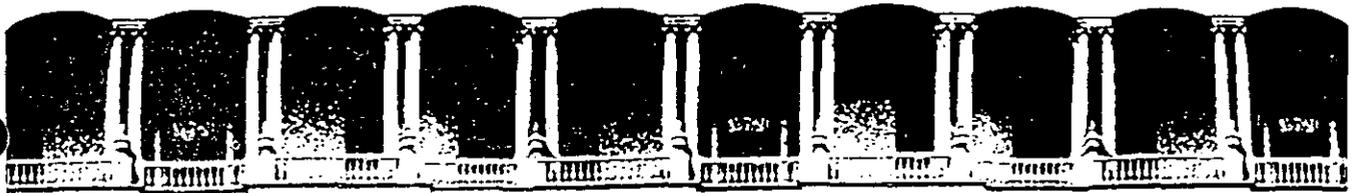


Figura 8.- Ilustración de los mecanismos de reforzamiento por una dispersión de partículas, fibras o whiskers.



**FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.
DIVISION DE EDUCACION CONTINUA**

CURSOS ABIERTOS

I CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES 1992

MODULO 2

METALES Y CERAMICOS

CERAMICAS MAGNETICAS

DR. RAUL VALENZUELA

JUNIO
1992

Las cerámicas magnéticas ocupan un lugar destacado entre los materiales magnéticos. En la industria de la grabación, contribuyen en forma de dispositivos para audio, video, cabezas de grabación, etcétera.

EL ATRACTIVO DE LAS CERÁMICAS MAGNÉTICAS

Desde una bocina hasta las microondas

RAÚL VALENZUELA*

En una manifestación científica muy reciente, la Sexta Conferencia Internacional sobre Metales Enfriados Rápidamente (Montreal, agosto de 1987), en donde se presentan trabajos sobre metales amorfos, resultó un poco sorprendente que para resaltar los avances logrados en metales amorfos magnéticos la comparación se hiciera con ferritas, materiales *cerámicos magnéticos*, y no con metales

* Instituto de Investigaciones en Materiales, UNAM.

crystalinos. Este hecho es muy significativo por la trascendencia tecnológica y económica que poseen las cerámicas magnéticas o ferritas. Es decir, los avances logrados en materiales amorfos magnéticos, considerados de vanguardia, se validan contra un grupo de materiales cuya importancia está actualmente bien establecida.

En este artículo se intenta fundamentar las razones por las cuales las cerámicas magnéticas ocupan un lugar destacado entre los materiales magnéticos. Desde el punto de vista económico, representan aproximadamente 60% del total de las ventas de materiales magnéticos en los Estados Unidos. En la industria de la grabación magnética, cuyas ventas en 1985 en EE.UU. ascendieron a un total de 20 mil

millones de dólares, las ferritas contribuyen significativamente en forma de dispositivos para audio, video, cabezas de grabación, materiales para cintas y discos de grabación magnética. Esta industria es particularmente dinámica, y se prevé un aumento a 100 mil millones para 1990.

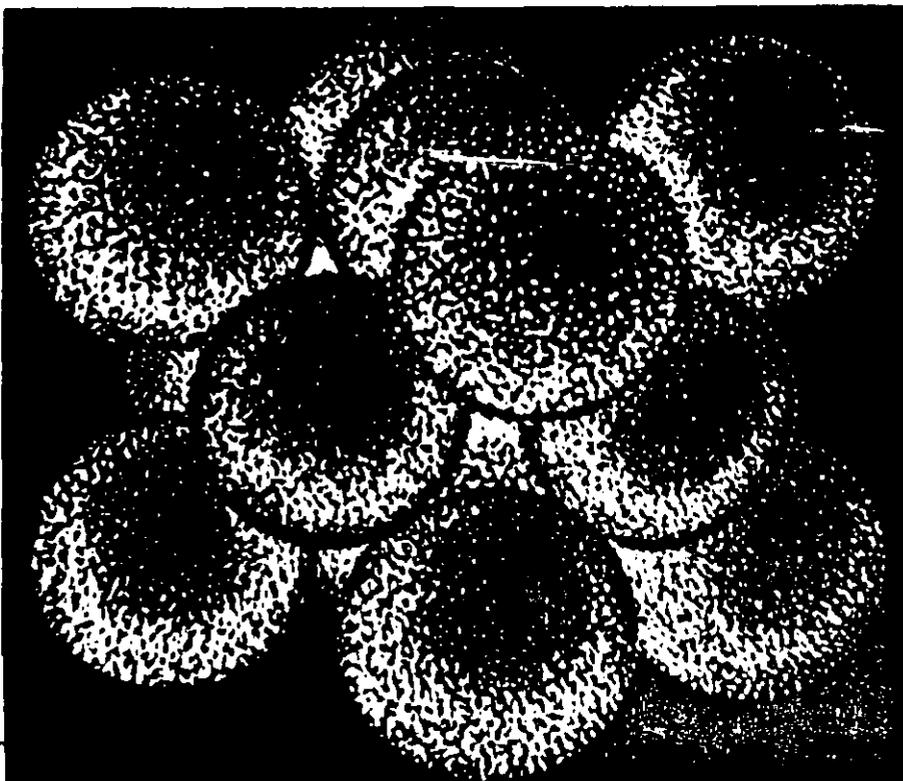
En la producción de ferritas se utiliza gran diversidad de composiciones químicas; las diferentes tecnologías han producido un enorme número de compuestos sintéticos, si bien la primera ferrita aprovechada por sus propiedades magnéticas, la magnetita natural (Fe_3O_4), parece haber dirigido al ejército de un emperador chino, Huang-Ti, en 2600 a. de C. Sus aplicaciones van desde un "simple" imán permanente, hasta dispositivos originales para la filtración y el manejo de las microondas.

Desde el punto de vista de la investigación básica, las ferritas también han contribuido de manera notable al entendimiento de las interacciones entre átomos, que dan por resultado un orden magnético espontáneo, así como de los mecanismos que explican las propiedades generales de todos los materiales magnéticos.

¿Cerámicas o metales?

A primera vista, los metales magnéticos (aleaciones de hierro, cobalto o níquel) parecen mucho más ventajosos que las cerámicas magnéticas. Casi todas las propiedades magnéticas de los metales son superiores a las de las cerámicas: la magnetización máxima (el número de imanes atómicos por unidad de volumen) es prácticamente el doble que en las cerámicas; el campo coercitivo (campo que se aplica para invertir la magnetización) puede ser mil veces mayor en las cerámicas; la permeabilidad magnética (magnetización producida por unidad de campo aplicado) más

Estructura cristalina simple de un metal.



alta que se conoce es $\sim 1\,000\,000$ en "supermalloy", mientras que en una ferrita es 40 mil (la permeabilidad del vacío es 1).

Si se observa la estructura, la comparación también es desfavorable para las ferritas: en éstas se necesitan 56 átomos para entender la celda unitaria (el arreglo mínimo) de la ferrita más simple, mientras que en las aleaciones metálicas a veces cuatro átomos son suficientes. En general, en la escala microscópica, prácticamente todos los metales magnéticos tienen sus "espines" (imanes microscópicos asociados a cada átomo) arreglados paralelamente; en cuanto a las cerámicas, siempre existen arreglos antiparalelos, triangulares, e inclusive se han encontrado casos en los que parece haber un orden helicoidal.

Para completar el cuadro, debe mencionarse que las tecnologías de los metales (colado, laminado, forjado, etcétera) se conocen desde hace muchos años; en tanto que en las ferritas, que se producen en general por los métodos cerámicos (molienda, prensado y "sinterizado"), aún no se sabe con precisión los fenómenos físico-químicos que conducen a una pieza sólida y resistente.

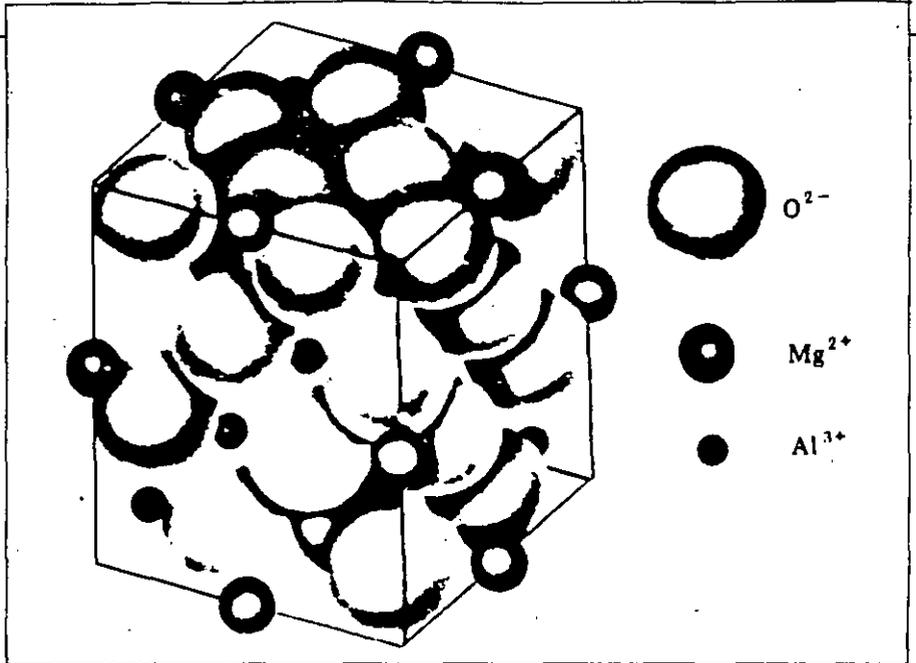
El secreto de las ferritas

Existe, sin embargo, una propiedad en la que los metales, por su naturaleza intrínseca, no pueden competir con las cerámicas: la *resistividad eléctrica*. En un metal, la resistividad es sumamente pequeña, del orden de 0.001 ohm cm, mientras en una ferrita llega a 10^{14} ohm cm. Esta diferencia se debe fundamentalmente al tipo de "enlace" entre los átomos; es decir, al arreglo de los electrones externos para formar un sólido.

En los metales, el arreglo es tal que subsisten electrones libres que conducen la corriente eléctrica muy fácilmente; en las cerámicas, en cambio, se forman iones que controlan muy fuertemente a los electrones y los localizan en los alrededores de cada ion. La consecuencia que nos interesa consiste en que a medida que aumenta la frecuencia de trabajo, las propiedades magnéticas de los metales decaen rápidamente debido a pérdidas por conducción, en tanto las ferritas conservan sus propiedades magnéticas hasta frecuencias de trabajo del orden de 100 MHz. Así, hay innumerables aplicaciones en que intervienen altas frecuencias de trabajo, en las cuales sólo pueden utilizarse las ferritas.

Las ferritas son óxidos derivados del óxido férrico, en los que existen otros iones metálicos. Existen fundamentalmente tres tipos de ferritas: *espinelas*, *hexagonales* y *granates*.

Las espinelas, cuyo nombre proviene del hecho de que su estructura cristalina es la misma que el mineral espinela natural $MgAl_2O_4$, tienen como fórmula química general $M^2+Fe_2O_4$. M^{2+} representa ion bivalente que puede ser Fe^{2+} ,



Estructura cristalina de la espinela natural en las ferritas; Ni^{2+} sustituye el Mg^{2+} y Fe^{3+} al Al^{3+} , respectivamente.

Ni^{2+} , Co^{2+} , Mn^{2+} , Mg^{2+} , Cd^{2+} , Zn^{2+} , o bien una combinación de ellos, como $Ni_xZn_{1-x}Fe_2O_4$, $0 < x < 1$. Es decir, forman soluciones sólidas totales. La estructura es sumamente estable, pues también se puede substituir el hierro, total o parcialmente por otro ion trivalente como Al^{3+} o Mn^{3+} . La enorme ventaja de ello es que las propiedades magnéticas varían linealmente con la composición, por lo cual es posible obtener las propiedades deseadas por medio de la composición adecuada.

Las ferritas hexagonales poseen una estructura cristalina muy compleja; la más simple es la ferrita de bario $BaFe_{12}O_{19}$. También pueden adicionarse otros iones bivalentes como estroncio, cobalto, zinc, magnesio. La fórmula química general es $BaM_2Fe_{16}O_{27}$, en donde M puede ser alguno de los iones citados, o una combinación de ellos.

Las ferritas de tipo granate, con la estructura cúbica del granate natural $Mn_3Al_2Si_3O_{12}$, tienen por fórmula general RF_3O_{12} , en donde R es un ion trivalente de tierra rara, como Y, Gd, Tb, Dy, Ho, o bien una combinación de ellos. Todas estas ferritas son sintéticas.

El término general de *cerámicas magnéticas* con que se conocen todos estos materiales proviene de que se preparan por métodos idénticos a los que se utilizan en la cerámica tradicional. Es decir, se inicia con una molienda de los polvos de los constituyentes; en seguida, se les da la forma deseada por medio de un prensado. A continuación, se efectúa un tratamiento térmico a alta temperatura, entre 1 000 y 1 400 °C, sin llegar a la fusión. Este tratamiento se conoce como "sinterizado" y permite obtener una pieza densa y resistente a partir de los polvos. Una vez obtenida la pieza, se hace un rectificado para

aquellas aplicaciones en que las dimensiones son determinantes.

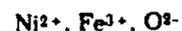
Como las cerámicas tradicionales, las ferritas son duras, frágiles, muy resistentes al ataque químico y la corrosión, además de excelentes aislantes eléctricos.

Magnetismo en sólidos (de lo microscópico a lo macroscópico)

El magnetismo en los sólidos es uno de los fenómenos más complejos de la naturaleza. Sólo con el desarrollo de la física moderna, y en particular de la mecánica cuántica, se ha llegado a una comprensión satisfactoria del magnetismo.

Un método para formarse una visión del magnetismo en sólidos consiste en analizar los fenómenos de lo microscópico a lo macroscópico; ir de los electrones y átomos, hasta una pieza de dimensiones normales. El material elegido como ejemplo es la ferrita de níquel ($NiFe_2O_4$), una de las cerámicas magnéticas más simples.

El hierro y el níquel son átomos magnéticos; es decir, poseen electrones cuyos momentos magnéticos o espines no están compensados. Si suponemos que el enlace o arreglo de electrones que existe para formar el sólido es de tipo iónico, tendremos las siguientes valencias para los tres componentes de la ferrita:



de tal modo que $NiFe_2O_4$ es un compuesto eléctricamente neutro. Para los Ni^{2+} y Fe^{3+} , los valores de los momentos magnéticos o espines son dos magnetones de Bohr y cinco magnetones de Bohr, respectivamente. (Un magnetón de Bohr es la

unidad de momento magnético que corresponde al espín de un electrón.) En otras palabras, una vez ionizados, subsisten dos electrones en el níquel y cinco en el hierro que no están compensados por otros electrones. En el oxígeno, en cambio, todos los espines de los electrones se encuentran compensados, por lo que no poseen ningún momento magnético.

La estructura cristalina de esta ferrita es compleja; sin embargo, es posible simplificarla para observar que existen tres tipos de "sitios" o lugares que pueden ser ocupados por los iones, a uno y otro lado de cada oxígeno. Así hay un Fe^{3+} de un lado, y un Ni^{2+} y el otro Fe^{3+} del otro lado. Los espines no están dirigidos en cualquier dirección; la configuración estable es antiparalela, por lo que el momento magnético neto es simplemente la diferencia de los momentos en cada dirección:

$$5 + 2 - 5 = 2$$

$$(Fe^{3+}) (Ni^{2+}) (Fe^{3+})$$

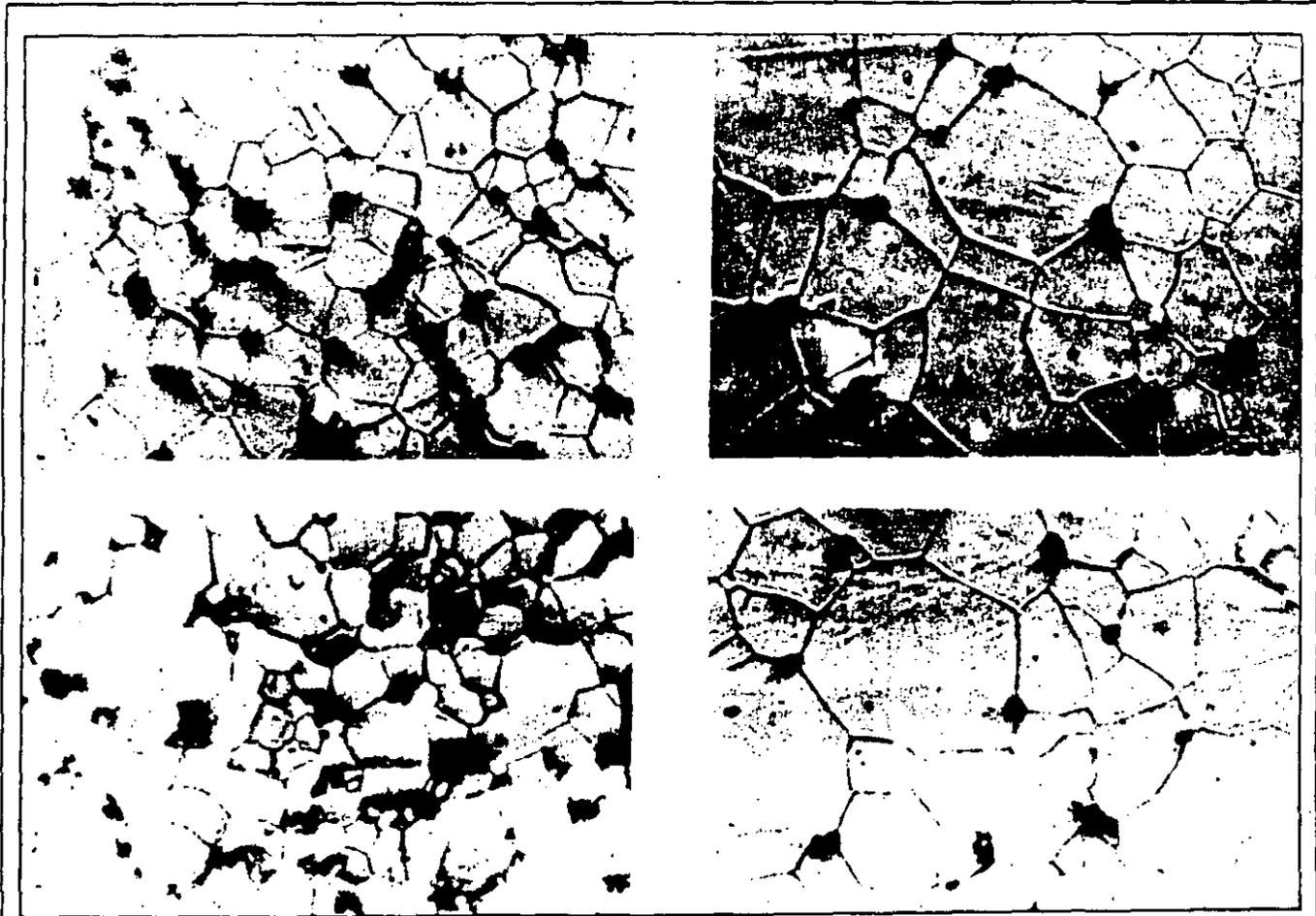
Esto es cierto solamente a cero grados Kelvin, pues al aumentar la temperatura, la agitación térmica perturba el orden de momentos magnéticos y lo elimina

a 858 K, que es la temperatura de Curie o de transición. El material deja de ser magnético a temperaturas mayores de 858 K (585 °C). Es muy importante observar que este orden magnético espontáneo a $T < 858$ °K es una consecuencia directa del tipo de átomos que forman al material y del tipo de enlace que hay entre ellos para conformar el sólido. El material está magnetizado espontáneamente en ausencia de cualquier campo externo. Sin embargo, este estado magnetizado no se manifiesta externamente. O sea, dos trozos de ferrita de níquel (al igual que dos de hierro dulce) no se atraen ni se repelen mutuamente.

La primera explicación a este hecho aparentemente contradictorio (un material con orden magnético espontáneo microscópico que no se manifiesta macroscópicamente) la propuso Pierre Weiss en 1906. Su interpretación consiste en considerar que, si bien hay un orden espontáneo a nivel atómico, el material se subdivide en pequeñas regiones llamadas "dominios", en donde existe el orden magnético; pero cada dominio tiene una orientación magnética diferente, por lo que se compensan mutuamente, anulándose así el

efecto macroscópico. Estos dominios están separados por "paredes magnéticas", fronteras en las que cambia la orientación magnética de un dominio al siguiente, y que se hallan en un equilibrio muy sensible. Los dominios magnéticos fueron observados experimentalmente en 1948, y más tarde, con el uso de la microscopía electrónica, también se han observado muestras claras de la existencia de las paredes. Las dimensiones de los dominios son típicamente de 5 micrómetros, y las paredes, de 0.1 micrómetro.

La estructura de dominios se modifica fácilmente con la aplicación de un campo externo; por ejemplo, enrollando un cable alrededor del material y haciendo circular una corriente eléctrica por el cable. Lo más interesante del asunto es que con un campo pequeño se producen desplazamientos de paredes para hacer crecer dominios en una dirección, a expensas de los dominios en la dirección opuesta, que dan por resultado magnetizaciones netas muy grandes. En algunos materiales, un campo aplicado de 1 puede producir magnetizaciones ¡1 000 000 de veces más grandes que el campo aplicado! Además, al eliminar este campo, la magne-



Ejemplos de la estructura granular de una ferrita. Las líneas oscuras son las fronteras de grano y los puntos oscuros, la porosidad.

tización no desaparece, sino que el material conserva el estado magnetizado. Si ahora se aplica un campo en la dirección opuesta, la magnetización no desaparece, sino que se invierte. Es decir, pueden tenerse dos estados de magnetización, $+M_R$ y $-M_R$, claramente definidos para dos valores de campo aplicado $+H_c$ y $-H_c$.

Este fenómeno, llamado *histeresis magnética*, se explica por medio de desplazamientos de las paredes, entre dos estados estables, en los que las paredes se encuentran ancladas a los defectos del material. Así, los campos característicos para los dos estados de magnetización pueden controlarse por medio de los defectos (dislocaciones, granulometría, precipitados, impurezas) del material.

Finalmente, la forma de la muestra magnética es importante. En general, el flujo magnético es más estable si sigue la geometría de la pieza; por ello, se busca siempre que se forme un circuito cerrado con el material magnético. Una aplicación importante y diferente es el caso de los imanes permanentes, en los que se busca mantener permanentemente un estado de magnetización. Para ello, se parte de un material con estructura cristalina de menor simetría, y se introducen defectos de manera controlada. Después de producirlo, se somete a un campo muy intenso para llevarlo al estado $+M$. El campo para invertir la magnetización es entonces muy elevado, y en general se conserva dicho estado.

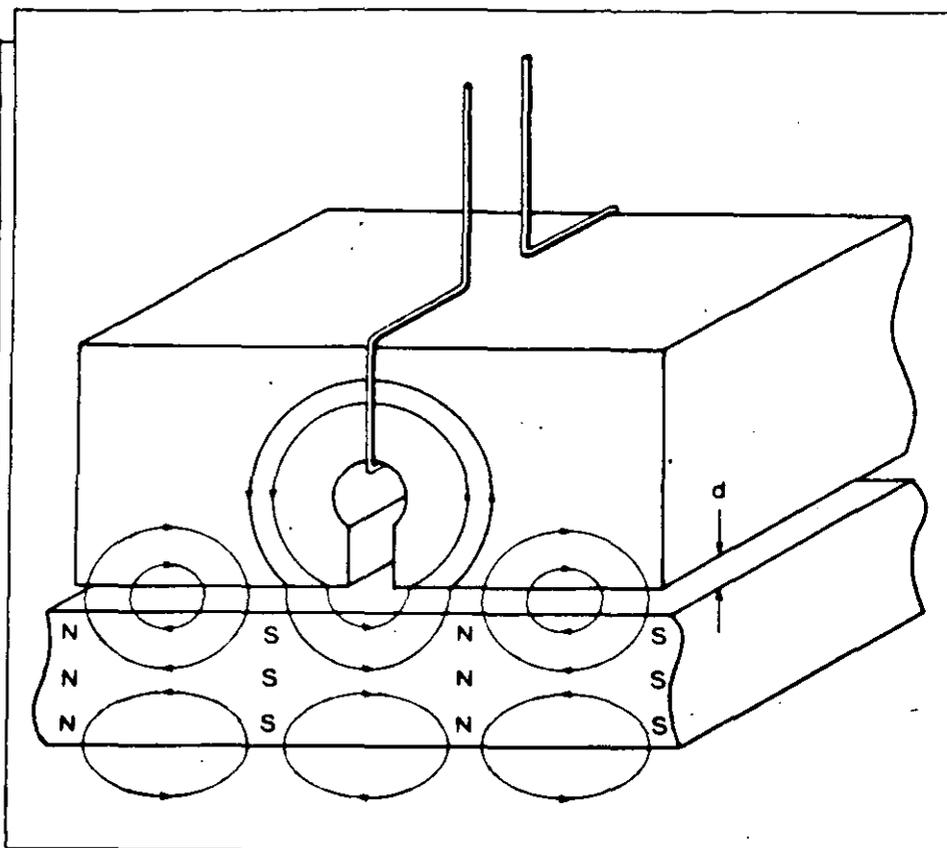
¿Para qué sirven las ferritas?

Existen tres tipos de aplicaciones generales para las ferritas.

1. *Inducción*. Se busca que el campo aplicado produzca grandes variaciones de magnetización, y que las inversiones se den con campos aplicados pequeños. Se utilizan ferritas "suaves", del tipo $NiZn_{1-x}Fe_2O_4$ y $MnZn_{1-x}Fe_2O_4$. Su aplicación principal es en transformadores de alta frecuencia y, en general, como inductores en circuitos de electrónica, tales como circuitos resonantes para sintonía de radios.

2. *Imanes permanentes*. Se intenta que el material conserve su estado de magnetización y, con ello, produzca una fuerza constante. Aunque hay imanes metálicos muy potentes, las ferritas derivadas de la ferrita de bario, ($BaFe_{12}O_{19}$) tienen la ventaja de ser baratas y su tecnología relativamente bien conocida. Se emplean en gran escala en la fabricación de bocinas de audio, campos para motores eléctricos de DC, en forma de polvo mezclado en el hule de cierre de las puertas de refrigeradores, etcétera.

3. *Magnetostricción*. Un fenómeno interesante es que, al magnetizarse un material, existe una pequeña contracción en la dirección de la magnetización. De esta manera, se utilizan como transductores de alta frecuencia para sistemas de sonar en



Esquema de una cabeza de grabación y lectura de cintas magnéticas. Se indican los flujos magnéticos en la cabeza, que se cierran en la cinta. La letra *d* es la distancia entre la cinta y la cabeza.

navegación y para dispositivos de ultrasonido. La ferrita que se emplea es $CoFe_2O_4$.

4. *Aplicaciones no convencionales*. En estas aplicaciones se utilizan las propiedades particulares de algunos materiales, en condiciones muy especiales. Por ejemplo, las cabezas de grabación magnética, que deben transformar una señal eléctrica de tipo digital en campos magnéticos que posean las mismas características de la señal eléctrica original. Para cabezas de grabación se usan ferritas de manganeso.

Una aplicación cada día más importante es en los sistemas de almacenamiento de información por medio de grabación magnética, en forma de discos y cintas. En ellos, la ferrita está en forma de partículas muy pequeñas, adheridas a la cinta de plástico. Se desea que cada partícula tenga un estado de magnetización bien definido, que se puede invertir con la señal de la cabeza de grabación, y almacenar así la información. Se emplea Fe_2O_3 y magnetita, Fe_3O_4 .

Otra aplicación no convencional de gran importancia son los dispositivos de microondas; aquí se manejan señales eléctricas de muy alta frecuencia, en la gama de los gigahertz (10^9 Hz). Los fenómenos están basados directamente en la resonancia de los espines, por lo que se necesitan materiales particularmente puros y homogéneos. Las ferritas que responden a

estas necesidades son las de tipo "granate", con iones de tierras raras, como itrio y gadolinio: $Y_3Fe_5O_{12}$ y $Gd_3Fe_5O_{12}$ son ejemplos de ellas.

Cerámicas magnéticas en el IIM-UNAM

El grupo de cerámicas magnéticas del IIM-UNAM inició sus labores de investigación en 1975, orientándose al estudio de los mecanismos de magnetización, desde un punto de vista básico.

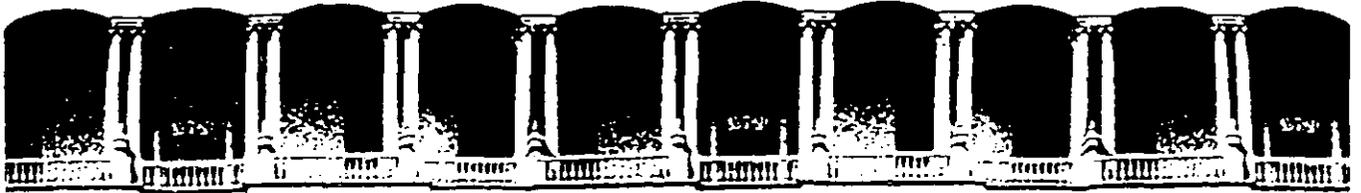
Se ha desarrollado un modelo teórico que permite la predicción de las propiedades magnéticas, con muy buen acuerdo con el experimento.

Asimismo, se han desarrollado dispositivos electrónicos originales para medir experimentalmente las propiedades magnéticas.

Se ha investigado también el efecto de la adición de cationes como Ti en las ferritas, al igual que las desviaciones a la estequiometría sobre las propiedades de las ferritas.

Actualmente se trabaja en la extensión del modelo a otros tipos de materiales, en particular a las cerámicas ferromagnéticas y los amorfos magnéticos.

El grupo ha producido más de cuarenta artículos de investigación, siete tesis de maestría, cinco de licenciatura y se prepara un libro sobre ferritas. □



**FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.
DIVISION DE EDUCACION CONTINUA**

CURSOS ABIERTOS

1er. CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES

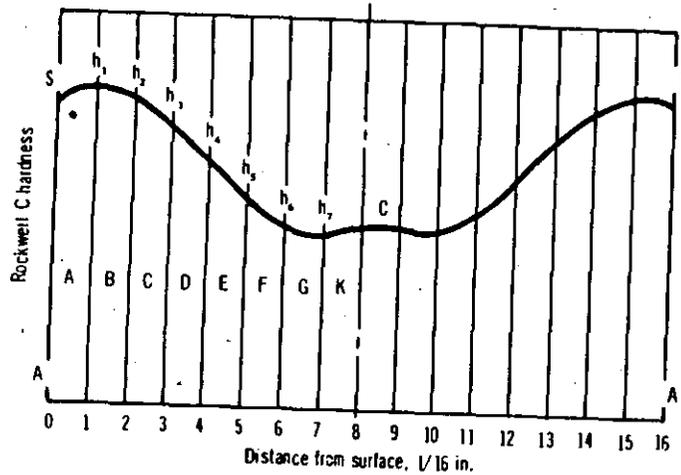
*Módulo 2: "METALES Y CERAMICOS"
Del 8 al 12 de junio de 1992.*

**HARDENABILITY AND
TEMPERING PARAMETER**

DR. YVAN HOUBEART IRMEN

JUNIO - 1992

HARDENABILITY AND TEMPERING PARAMETER



Let S = average surface hardness
 $h_1, h_2, h_3,$ and so forth = average hardness at depths indicated
 C = average center hardness

Then: area of $A = \frac{S + h_1}{2} \times \frac{1}{16}$ area of $B = \frac{h_1 + h_2}{2} \times \frac{1}{16}$

total area = $2(A + B + C + D + E + F + G + K)$

$= \frac{1}{8} \left(\frac{S}{2} + h_1 + h_2 + h_3 + h_4 + h_5 + h_6 + h_7 + \frac{C}{2} \right)$

Fig. 6.2 Calculating A in the SAC hardenability test (from *SAE Handbook*, 1972, p. 20).

Grade	Hardenability ^a (Rockwell inches)	Carbon ^b (%)
1	33-41	0.31-0.45
2	*35-43	0.33-0.47
3	37-45	0.35-0.49
4	42-50	0.37-0.51

^aFrom tests at bottom of first ingot and top of last ingot representing product supplied.

^bAll billet or bloom checks shall be within this range.

Another typical specification calls for 0.43 to 0.50% ladle C, 0.60% min Mn, and hardenability of 43 to 51 Rockwell inches.

Part of the work of Burns, Moore, and Archer was the development of a method for determining the chemical factor of a heat of steel. As used today,

SAC TEST REPORT

DATE _____ TEST NO. _____

LABORATORY _____ SOURCE _____

GRADE	HEAT NO.	GRAIN	ANALYSIS										
			C	Mn	S	P	Si	Ni	Cr	Mo			

NORMALIZING TEMP (F) _____ QUENCHING TEMP (F) _____

REMARKS _____

S	INDIVIDUAL READINGS			AVERAGE ORDINATES	S	INDIVIDUAL READINGS			AVERAGE ORDINATES
				8/2					8/2
1				1	1				1
2				2	2				2
3				3	3				3
4				4	4				4
5				5	5				5
6				6	6				6
7				7	7				7
C				C/2	C				C/2
TOTAL ORDINATES					TOTAL ORDINATES				
AREA = TOTAL ORDINATES DIVIDED BY 8					AREA = TOTAL ORDINATES DIVIDED BY 8				
HARDENABILITY RATING				S A C	HARDENABILITY RATING				S A C

Fig. 6.3 Typical SAC hardenability test report form (from *SAE Handbook*, 1972, p. 20).

this formula is as follows:

$$\text{Chemical factor} = 1000 (\% \text{ C}) + 500 (\% \text{ Mn}) + 400 (\% \text{ Cr}) + 100 (\% \text{ Ni}) \\ + 25 (\% \text{ Cu}) + 1000 (\% \text{ Mo}) \quad (6.1)$$

A good relationship was found between chemical factor and Rockwell-inch hardenability, as shown in Fig. 6.4.

This test method has helped to control cracking in parts made of carbon steel, either induction-heated or furnace-heated and water-quenched. One such part was a crawler-tractor track-link forging with section thicknesses of 0.25 to 0.875 in. that was furnace-heated and quenched in 5% caustic solution. Before the SAC test was adopted it was believed that carbon content was the controlling factor in quench cracking, but data for hundreds of heats showed no correlation. Manganese was also suspected but, likewise, no clear relationship could be established. Finally, a plot of percentage of parts cracked versus Rockwell-inch hardenability showed hardenability to be the controlling factor (see Fig. 6.5).

The SAC test has three serious shortcomings:

- 1 It is suitable only for direct-hardenable carbon steel with 0.30 to 0.50% C.

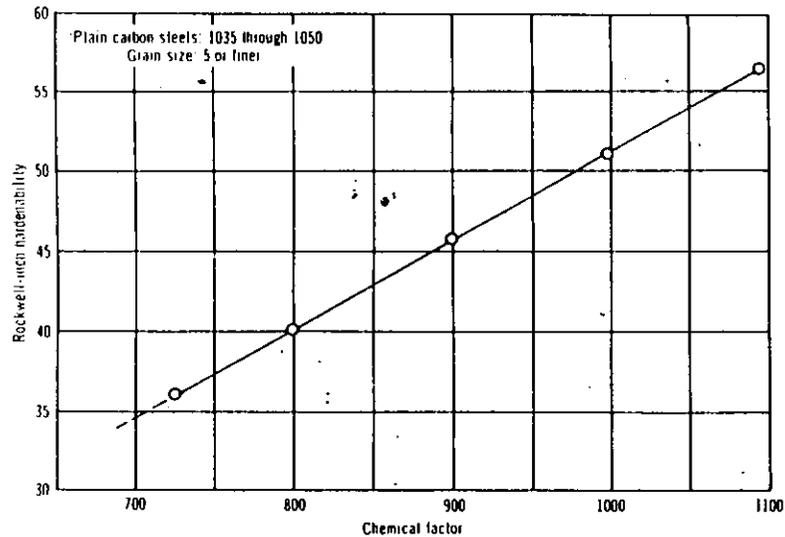


Fig. 6.4 Relationship between chemical factor and Rockwell-inch hardenability [1].

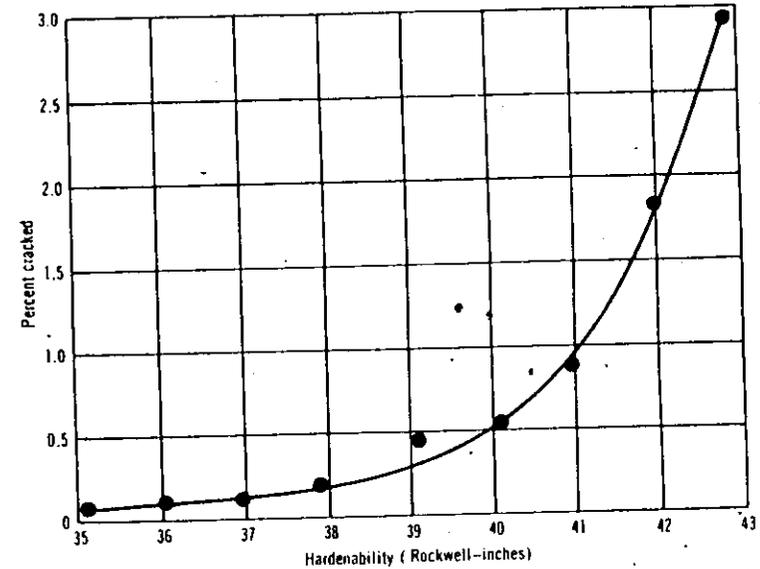


Fig. 6.5 Relationship between percentage of parts quench cracked and Rockwell-inch hardenability.

- 2 The Rockwell-inch value provides no means of predicting accurately the hardness that would be obtained in a part with various quench-cooling rates.
- 3 In trying to meet specifications for a certain hardened depth, the SAC test may give misleading data because the specified Rockwell-inch value can be obtained with curves of different shape (see Fig. 6.6).

The last-mentioned problem is serious because on an induction-hardened gear, for example, the depth of 50 Rc would differ substantially for the two steels shown in Fig. 6.6 but would not be predictable from the SAC hardenability rating, which is nearly the same for these steels. This led to specifications in which a minimum and maximum Rockwell C hardness at some depth from the surface on the SAC traverse is required. A typical specification may state

45 Rc min @ 3/16 in. depth
40 Rc max @ 7/16 in. depth

In order to meet this specification, factors for composition of a low-residual steel can be developed (see Table 6.1). Hardness depth equals the sum of the fac-

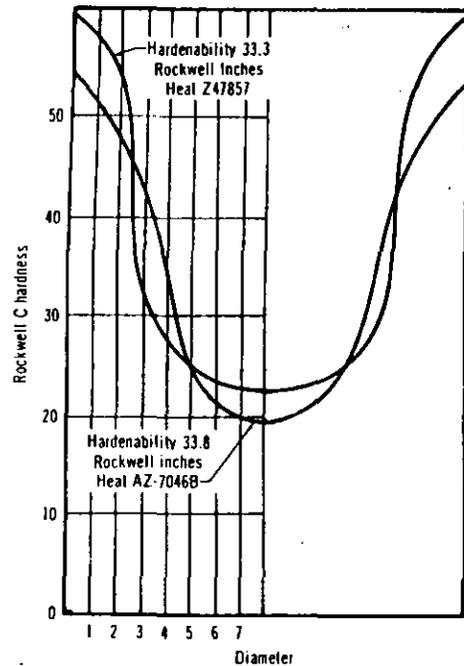


Fig. 6.6 SAC Test hardness traverses. Part requires 40 R_C min. at 0.125-in. depth, a location having a quench-cooling rate of 3/16 in. on SAC traverse. Heat AZ-7046B will meet specification; heat Z47857 will not.

tors given for percentages of carbon, manganese, sulfur, and residuals (residuals are the sum of nickel and chromium content minus molybdenum). This method has proved to be successful for steels with the following ladle composition limits:

Carbon	0.37 -0.51
Manganese	0.56 -1.32
Phosphorus	0.004-0.042
Sulfur	0.014-0.044
Silicon	0.15 -0.30
Copper	0.00 -0.11
Nickel	0.00 -0.09
Chromium	0.00 -0.08
Molybdenum	0.00 -0.03

Table 6.1 Factors for Estimating Rockwell C at 3/16-in. Depth in SAC Test

Con- tents (%)	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Carbon										
0.3						0.73	1.60	2.47	3.35	4.22
0.4	5.10	5.98	6.86	7.73	8.61	9.49	10.37	11.24	12.12	13.00
0.5	13.88	14.75								
Manganese										
0.5							4.83	5.18	5.54	5.89
0.6	6.25	6.60	6.96	7.31	7.66	8.02	8.37	8.73	9.08	9.43
0.7	9.79	10.14	10.50	10.85	11.21	11.56	11.91	12.27	12.62	12.98
0.8	13.33	13.69	14.04	14.39	14.74	15.10	15.46	15.81	16.16	16.52
0.9	16.87	17.23	17.58	17.93	18.29	18.64	19.00	19.35	19.71	20.06
1.0	20.41	20.77	21.12	21.48	21.83	22.19	22.54	22.89	23.25	23.60
1.1	23.96	24.31	24.67	25.02	25.37	25.73	26.08	26.44	26.79	27.14
1.2	27.50	27.85	28.21	28.56	28.92	29.27	29.62	29.98	30.33	30.69
1.3	31.04	31.40	31.75	32.10	32.45	32.80	33.16	33.51		
Sulfur										
0.01					1.68	1.81	1.93	2.05	2.17	2.29
0.02	2.41	2.53	2.65	2.77	2.89	3.02	3.14	3.26	3.37	3.50
0.03	3.62	3.74	3.86	3.98	4.10	4.22	4.34	4.46	4.58	4.70
0.04	4.82	4.95	5.07	5.19	5.31					
Residual: (Nickel + Chromium - Molybdenum)										
0.0		17.57	18.09	18.61	19.13	19.65	20.17	20.69	21.21	21.73
0.1	22.25	22.77	23.29	23.81	24.33	24.85	25.37	25.89	26.41	

By specifying the hardness values at different depths on the SAC traverse the ability of a steel to harden at given cooling rates is established. *Note.* The center of the SAC specimen cools at the same rate as a point 3/16 in. from the quenched end of a Jominy specimen.

The SAC test is useful for controlling the hardenability of plain carbon steels with 0.35 to 0.50% C and 1.20% Mn max. Susceptibility to cracking on one hand and the need to meet a substantial depth requirement on the other represent a problem that can be solved at minimum cost with the SAC test. The end-quench test, discussed next, has not been very useful in the control of these grades of steel.

THE END-QUENCH TEST

About the same time the SAC test was announced W. E. Jominy and A. L. Boegehold* developed a test for hardenability, originally intended for carburizing steels [3]. This is called the Jominy or end-quench test and is widely used today; the details are also covered in SAE Standard J406a [2].

In this test the cooling rates at various positions are determined (see Fig. 6.7). The hardening response of a steel at each specific cooling rate in the end-quench test is known as the end-quench curve, and steel can be purchased to minimum and/or maximum hardnesses at specified distances from the quenched end or to hardenability bands, as shown in Appendix VI and published in the SAE Handbook [4, 5] and the AISI Steel Products Manual [6]. For specification purposes the customer has the option of calling for several variations in hardenability requirements (see Fig. 6.8). It should be noted that when the hardenability combination requirement is specified, as shown by A, B, C, D, or E, no other part of the band may be specified without extra charge except the maximum and minimum hardness at 1/16 in. When the full H band is specified, the hardenability can be described without cost penalty by hardness values at 1, 2, 4, 8, 12, 16, 20, 24, 28, and 32 sixteenths from the quenched end. In this

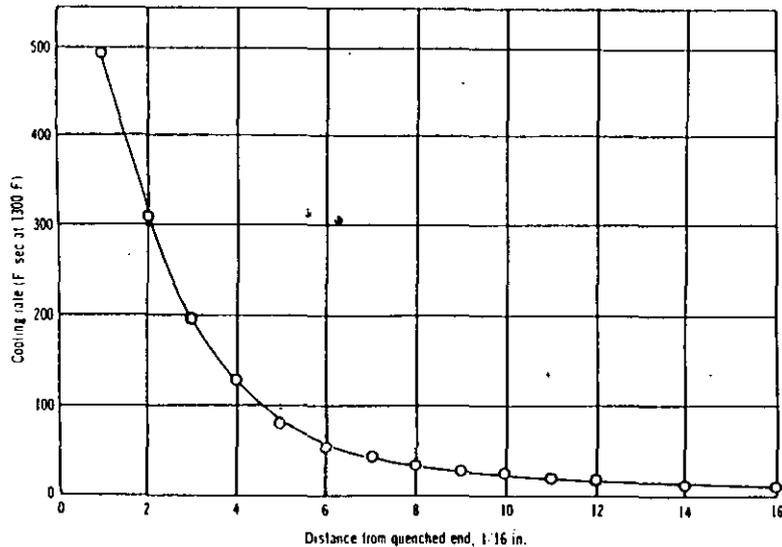


Fig. 6.7 Cooling rates at various positions on Jominy end-quench test specimen.

HARDENABILITY BAND 8630 H

C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo
.27 / .33	.80 / .95	.20 / .35	.35 / .75	.35 / .65	.15 / .25

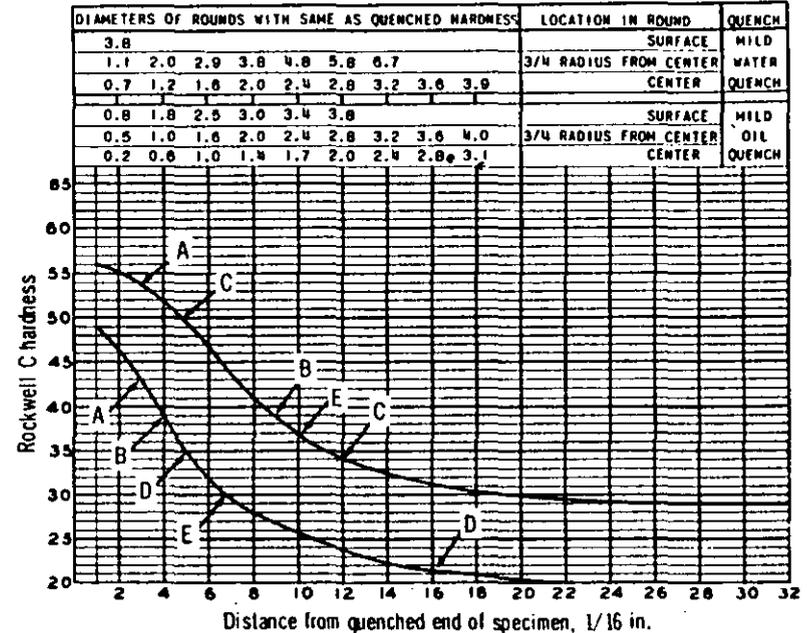


Fig. 6.8 Specification of hardenability requirements using H bands (from AISI Steel Products Manual for Alloy, Carbon, and High Strength, Low Alloy Steels Semifinished for Forging; Hot Rolled Bars; Cold Finished Bars, Copyright AISI, 1977).

instance it is customary to accept a tolerance of two points Rockwell C over a small portion of the upper or lower curve.

Alloy steels can be purchased to restricted hardenability (usually 50% of the published spread) for an extra 10% of the base price plus the BOH or BOP grade extra and rounded to the nearest \$.05/cwt. The purchase of restricted hardenability can sometimes be a satisfactory cost-reduction measure (see Fig. 6.9) where restricted hardenability 8720H met the minimum requirement at substantially lower cost than the closest standard steel (4820H).

The end-quench test has made it possible to predict, with a fair degree of accuracy, the mechanical properties in a heat treated steel part. This is pos-

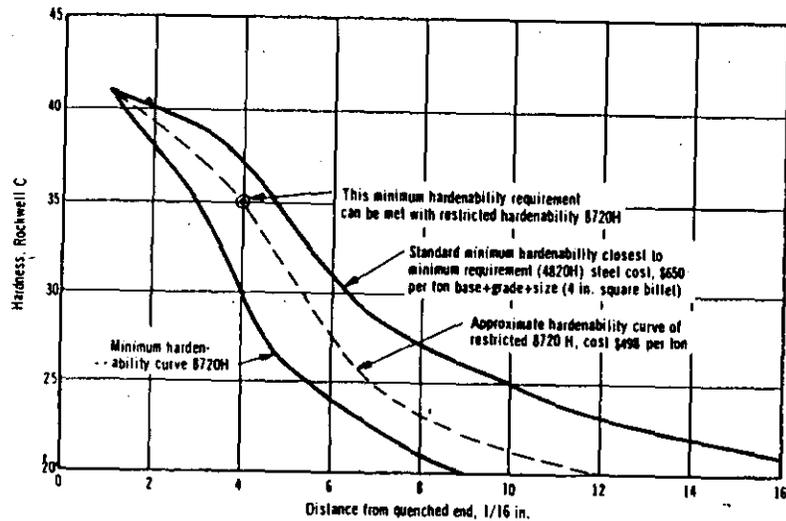


Fig. 6.9 Cost reduction by purchasing a restricted-hardenability steel.

sible through the use of equivalent cooling rates in terms of Jominy distance (J), as shown in Figs. 6.10 through 6.14. It should be kept in mind that these cooling rates are for scale-free steel, furnace-heated in a controlled atmosphere. For hot-rolled steel products and uncleaned forgings, or for steel heated in an oxidizing atmosphere, the cooling rate will be not only lower than shown but very erratic, depending on the tightness of the scale.

Figure 6.15 shows how to determine quench-cooling rates at important locations in a part:

- 1 Obtain at least two test parts made from the same heat of steel.
- 2 Machine the parts to the condition in which they will be hardened. Process parts by heat-treating operations for times estimated to be approximately those for the production part. Quench part No. 1 in a manner as close to production as possible (no temper).
- 3 Cut, grind, and polish hardened sections from part No. 1 so that hardness readings may be taken (see Fig. 6.15).
- 4 Machine end-quench hardenability test specimens from part No. 2. Test location on hardenability specimens should correspond to depth D below surface for maximum accuracy. Harden end-quench specimens from the same temperature as part No. 1. Sample test results are as follows:

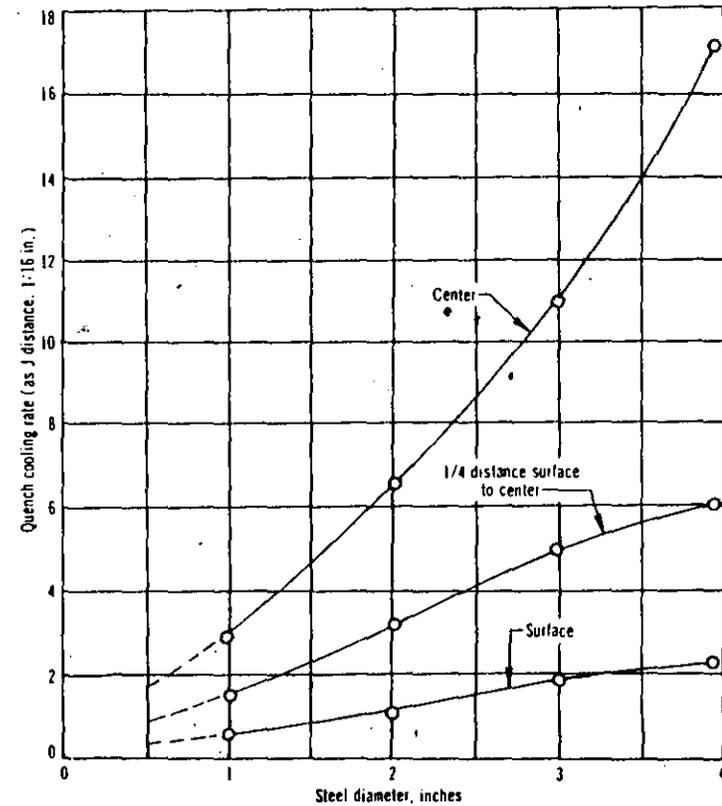


Fig. 6.10 Quench-cooling rates of round steel bars (water quench at 200 ft/min flow).

Distance from quenched end, 1/16 in.	1	2	3	4	5	6	8
Hardness; Rc	56	55	55	54	52	48	43

- 5 By comparing hardness results obtained at reference location on Step 3 (Rc 42.7) to end-quench results (Step 4) it can be seen that this hardness occurs at 8/16 in. on the end-quench curve. The quench-cooling rate at the reference point is approximately equal to 8/16 in. (J 8) in the end-quench-test.
- 6 Confirm the cooling rate subsequently on a number of different heats or

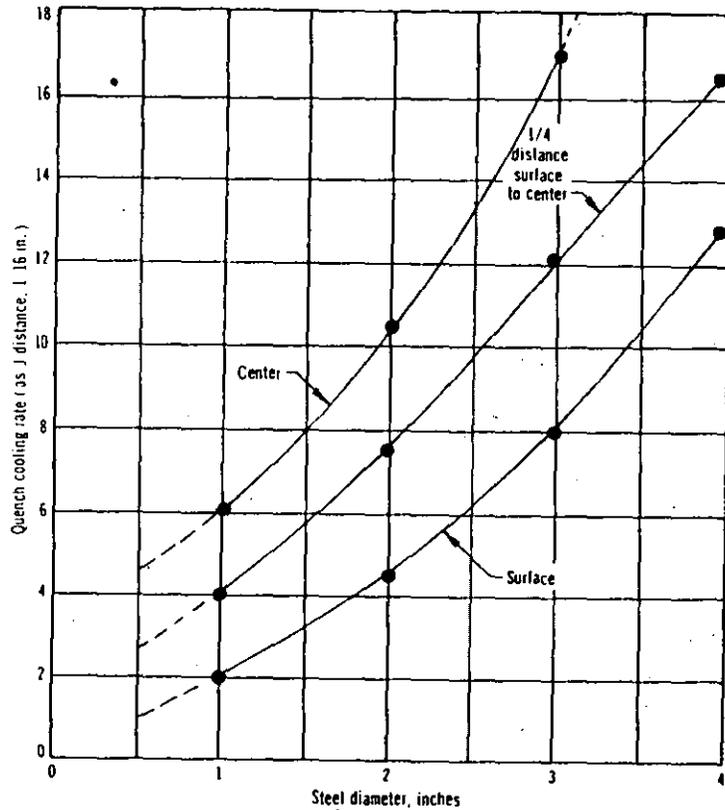


Fig. 6.11 Quench-cooling rates of round steel bars (oil quench at 200 ft/min flow).

production parts and adjust material or heat treatment or both to obtain the engineering requirements consistently.

With this method the quench-cooling rate for parts of irregular shapes can be determined quite accurately if due care is exercised. It must be remembered that the total tolerance on a series of operations is the sum of the individual tolerances for each step; for example, if the hardness tester is erratic by one or two points or if the sample was burned slightly in cutting (use nital etch to check), the estimate of cooling rate could vary significantly. If the quench cooling rate in the core of a carburized gear of 8620H, for example, varies from 4/16 to 6/16 J, the estimated hardness would be expected to range from 21 to 41 Rc.

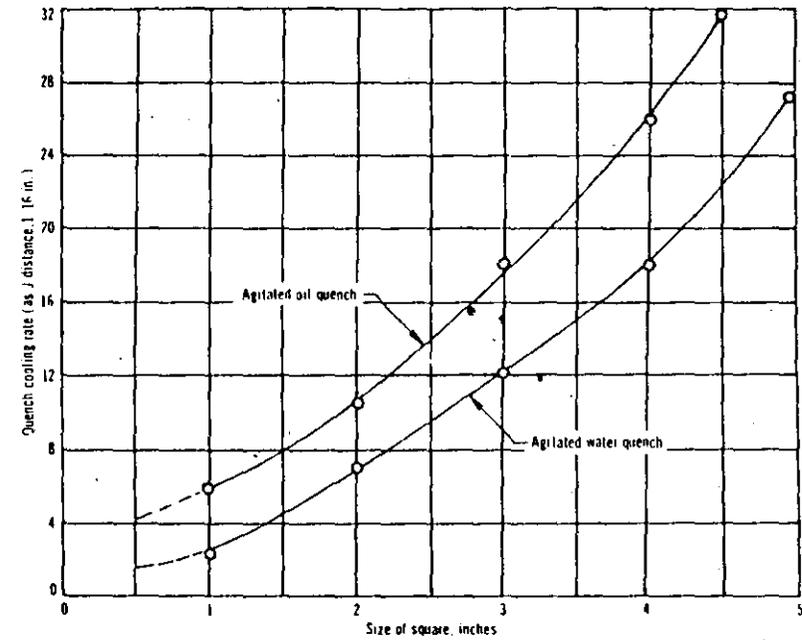


Fig. 6.12 Quench-cooling rates at center of square steel bars.

The surface of the trepanned Jominy specimen on which the hardnesses are taken should represent, if at all possible, the same position that will be used for the "as-quenched" hardness readings. This is required for maximum accuracy, for, due to segregation, the hardenability throughout a section is not completely uniform. This can be confirmed by carefully cutting a quenched Jominy specimen transversely at a selected position and comparing the surface readings with those across a diameter.

In some applications it may be desirable to make the test parts from a steel with a definitive end-quench curve shape. The 5100 series of steels has been used for this purpose because its sloping Jominy curve makes cooling-rate determinations more accurate. Also, when a drastic change in material is contemplated for a forging in which a hammer setup is costly and the steel in the forgings on hand is unsuitable for accurate cooling-rate determinations, a steel casting of more suitable grade can be made by using the forging for the pattern.

Quite often the material on which it is necessary to determine the hardenability is too thin to make a standard end-quench specimen. In this situation a

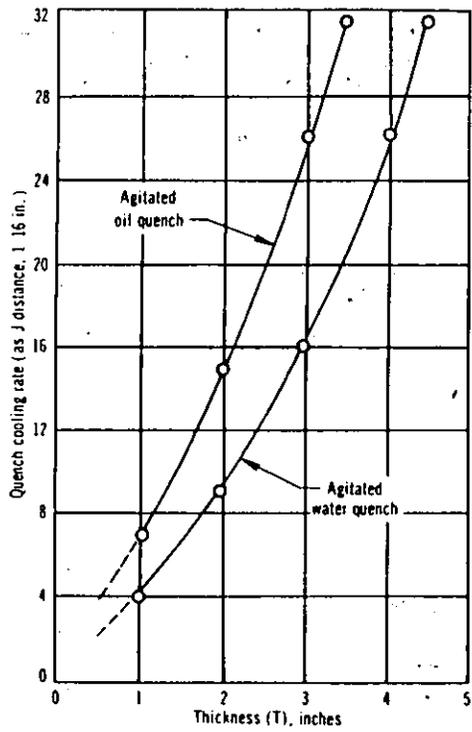


Fig. 6.13 Quench cooling rates of centers of 7×27 flat bars.

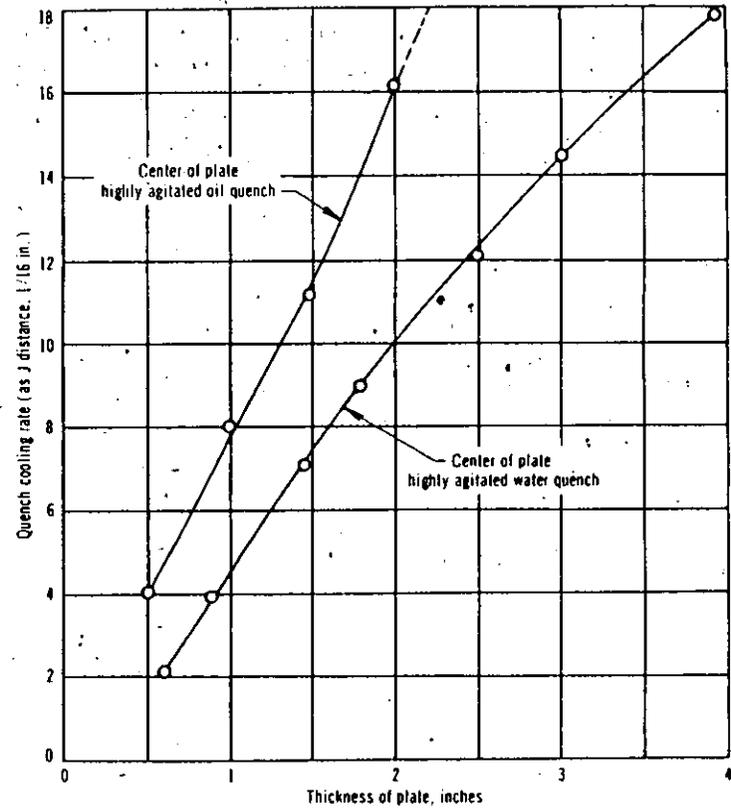


Fig. 6.14 Quench-cooling rates of steel plates.

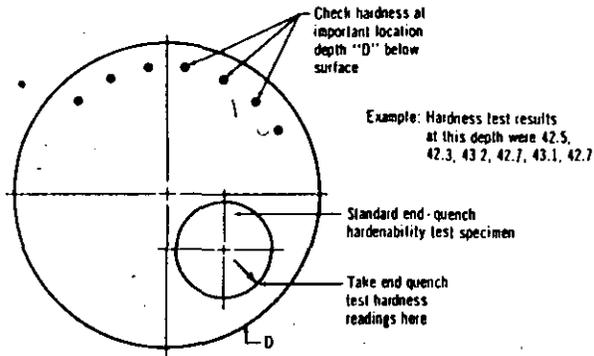
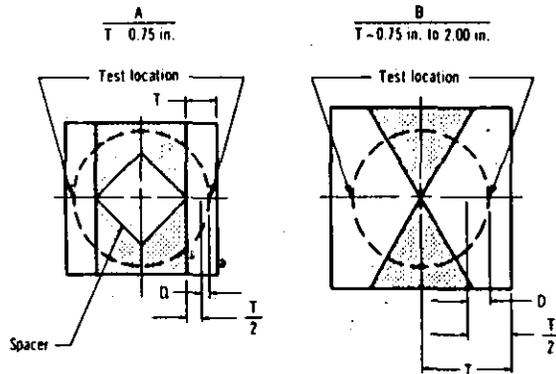


Fig. 6.15 Determination of quench-cooling rate in a part (from *Selecting Steels and Designing Parts for Heat Treatment*, Copyright ASM, 1969).

fabricated specimen can be prepared (see Fig. 6.16). After welding the composite should be normalized or annealed for machining along with the parts to be hardened. The Jominy quench temperature should always be the same as the quench temperature for the part. In determining the quench-cooling rates, tests



□ Denotes weld

T—Thickness of flat rolled product to be tested

D— $\frac{1}{4}$ from center of product

Welded assemblies may be made up by the above means and machined, after normalizing to the dimensions of the standard end-quenched specimen.

Care should be exercised so as not to excessively overheat the material to be tested (2000 F max). Welding practice shall be such as to provide complete penetration at roots of welds

Fig. 6.16 Welded construction of basic 1.00-in. round end-quench hardenability specimen from flat-rolled products.

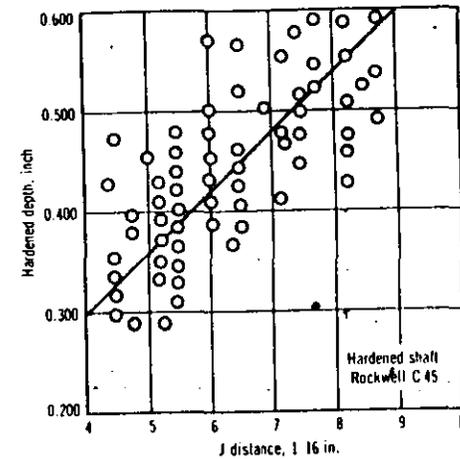


Fig. 6.17 Typical scatter when attempting to correlate case depth of an induction-hardened shaft to producer's end-quench data.

should be run, if at all possible, with at least two and preferably three different heats of steel and the results, averaged.

Using steel producers' Jominy data usually lead to inaccuracies because of segregation and the probability that the austenitizing temperature will not be the same as that employed in production. The chart in Fig. 6.17 illustrates this phenomenon for identical induction-hardened shafts heat-treated by the same procedure. Each point for this curve represents a shaft from a different heat of steel. The hardness found at the specified depth was located on the end-quench curve of that heat and its J distance, plotted. The scatter in this approach made it impossible to apply the data to any useful purpose.

CALCULATED HARDENABILITY

Shortly after the announcement of the end-quench test it became apparent that a method was needed to calculate the Jominy hardenability from composition and grain size. Grossmann [9], Field [10], and Boyd and Field [11] did just that. The method involved the use of multiplying factors known as Grossmann factors. Tables of these factors, along with methods of calculation, appear in Appendix VII. This appendix also includes methods developed by Climax Molybdenum Co. [12, 13], Crafts and Lamont [14], and Jatczak and Girardi [15, 16].

A procedure recently developed by Grange of the Research Department of the U.S. Steel Corp. is also described in Appendix VII. The hardenability is expressed as the diameter at which a steel will harden to 90% martensite at the center. This procedure is particularly useful in selecting steels for parts of simple shapes such as fasteners, but it can also be adapted for complex shapes that require at least 90% martensite through critical sections.

Using the tables in the appendix, hardenability can be calculated and the boron factor of a boron-treated steel, determined. As noted in the appendix, the *estimated* boron factor is given by

$$B_f = 1 + 1.60(1.01 - \%C) \quad (6.2)$$

The *actual* boron factor is determined from the equation

$$B_f = \frac{\text{actual } D_f \text{ of a heat}}{\text{calculated } D_f \text{ of the heat without boron}} \quad (6.3)$$

In order to make this calculation, the composition, grain size, and end-quench hardness data of a heat must be known. (Ideal diameter, D_f , is defined as the diameter of a steel that will harden to a microstructure of 50% martensite at the center with a quench of infinite severity. The D_f is also a useful means of expressing hardenability in a single number.) The hardness at 50% martensite can be obtained from Table VII.3 (from Hodge and Orehoski [17]). The distance at which 50% martensite occurs determines the actual D_f , shown in Table VII.4 (J distance in sixteenths of an inch from quenched end); for example, assume the following composition and grain size:

Carbon	0.40%
Manganese	0.85%
Silicon	0.25%
Phosphorus	0.030%
Chromium	0.10%
Nickel	0.15%
Molybdenum	0.03%
Boron	0.0015%
Copper	0.15%
Vanadium	0.02%
Zirconium	0.05%
Grain size	ASTM 8

The Rc hardnesses at different J distances on the end-quench bar were

	J	1	2	3	4	5	6	7	8	10	12
R _c		56	56	55	53	50	48	43	39	36	33

From Table VII.3 it can be seen that the hardness at 50% martensite in a 0.40% carbon steel is 39.0 Rc. For the example heat it will be noted from the end-quench data that this hardness occurs at 8/16 in. From Table VII.4 we find that a heat with 50% martensite at a J distance of 8 has an actual DI of 2.97 in.

Using the published Grossmann and Crafts-Lamont values, we calculated hardenability of the example heat *without boron* and with a grain size of ASTM 8 as follows:

Carbon	0.40%	0.1976
Manganese	0.85%	3.833
Silicon	0.25%	1.175
Sulfur	0.035%	0.973
Phosphorus	0.030%	1.078
Chromium	0.10%	1.216
Nickel	0.15%	1.055
Molybdenum	0.03%	1.090
Copper	0.15%	1.000
Vanadium	0.02%	1.030
Zirconium	0.05%	1.120

Calculated D_f (without boron) = $0.1976 \times 3.833 \times 1.175 \times 0.973 \times 1.078 \times 1.216 \times 1.055 \times 1.090 \times 1.00 \times 1.030 \times 1.120 = 1.50$. The actual boron factor (B_f), then, is $2.97 \div 1.50 = 1.980$. In other words, the presence of approximately 0.03 lb of boron in a ton of this steel nearly doubles hardenability. The actual boron factor compares well with the estimated boron factor of 1.976 from (6.2); therefore this is properly produced boron steel that can be expected to exhibit good fracture toughness and notch tensile strength as discussed in Chapter 15.

DEFICIENCIES OF THE JOMINY END-QUENCH TEST

The end-quench test has three serious weaknesses:

- 1 The cooling rates up to 5/16 in. from the quenched end decrease far too rapidly and rates 6/16 in. and greater, too slowly (see Fig. 6.7.). This makes the test difficult to use on somewhat shallow hardening steels and

to correlate with heat-treating results on deep hardening steels. Use of different types of specimen for the lower hardenability steels has been suggested, but this idea has not yet gained significant acceptance; even the SAE lists a 1045H steel based on the standard end-quench specimen. Modified quench procedures to increase cooling rates, shown in Fig. 6.18, have seen only limited usage. Another method employs a simple round, quenched in the same manner as the SAC specimen, and utilizes the surface-to-center traverse in 2-mm steps as the hardenability curve.

- As a result of the unusual cooling rates in the test, it has been difficult to devise an accurate means of calculating hardenability from composition. Accuracy of the results obtained with the calculation methods proposed by Grossman et al. should not be expected to be better than $\pm 10\%$ of the actual hardenability. Several years ago G. Walters of International Harvester Co., and Kern proposed the regression analysis of hardenability data by computer for each 1/16-in. position on the end-quench specimen. Because of the few accurate hardenability test results of various compositions, the usefulness of this method so far is limited to narrow composition ranges; for example, Kern's work, based on 338 sets of data, is useful for steels within the following ranges of composition:

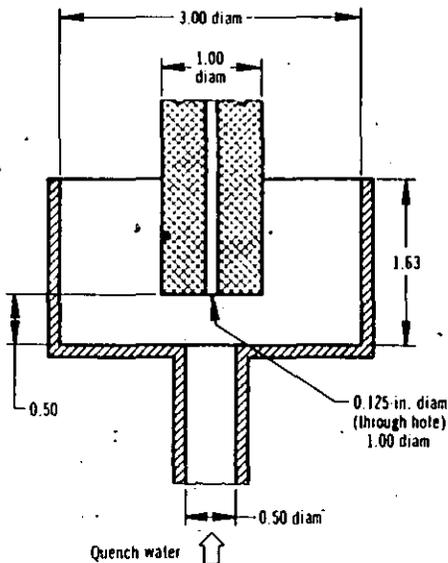


Fig. 6.18 Modified end-quench test for shallow hardening steels.

Carbon	0.28	-0.46%
Manganese	0.80	-1.40%
Silicon	0.13	-0.39%
Nickel	0.00	-0.28%
Chromium	0.05	-0.25%
Molybdenum	0.01	-0.06%
Copper	0.08	-0.22%
Boron	0.0001-0.0019%	

Grain size was not included, but was within the range of ASTM 8-12.

Most of the heats were of 35 to 175 tons, made by single slag practice in electric arc furnaces. The formulas for hardness as a function of heat composition for J distances of 1 through 20 are shown in Table 6.2.

The inability to calculate hardenability accurately means that a steel producer will know the hardenability of a heat only after it is cast. Accordingly, the H bands must, for economic reasons, remain excessively

Table 6.2 Equations for Hardness as a Function of Composition Based on Regression Analysis of 338 Heats

Jominy Distance (1/16ths)	Hardness (Rc)
1	$204.C + 4.3Si + 8.32Cu - 241.3C^2 + 11.03$
2	$207.9C + 7.06Cu - 246.3C^2 + 400MnB + 9.94$
3	$226.3C + 2.28Mn + 6.15Cu - 281.7C^2 + 7.43 \times 10^3 C^2 B + 4.176$
4	$7.02Ni - 13.07Cr + 23.9 \times 10^3 CB - 9.01 \times 10^6 CB^2 + 47.76$
5	$17.88Ni - 11.76Cr + 33.8 \times 10^3 CB - 19.0 \times 10^6 CB^2 + 5.29$ $\times 10^3 MnB + 39.8$
6	$41.73Ni - 80.32MnS + 23.5 \times 10^3 CB - 23.1 \times 10^6 CB^2 + 10.27$ $\times 10^3 MnB + 32.9$
7	$8.46Mn - 115.6S + 64.4Ni + 24.7Cr - 17.4 \times 10^6 CB^2 + 12.47$ $\times 10^3 Mn^2 B + 18.1$
8	$14.34Mn - 80.34S + 68.77Ni + 36.84Cr - 16.13 \times 10^6 CB^2 + 9.89$ $\times 10^3 Mn^2 B + 7.7$
9	$27.15Mn + 136.3P + 69.07Ni + 33.6Cr + 1.715Mn^2 B - 9.329$
12	$14.01Mn + 87.59P + 31.33Ni + 21.17Cr + 70.76Mo + 5.49$
16	$22.93C + 9.173Mn + 50.54P + 16.36Ni + 13.29Cr + 57.44Mo$ $+ 1.696$
20	$29.11C + 10.41Mn + 10.2Ni + 12.71Cr + 50.43No - 2.93$

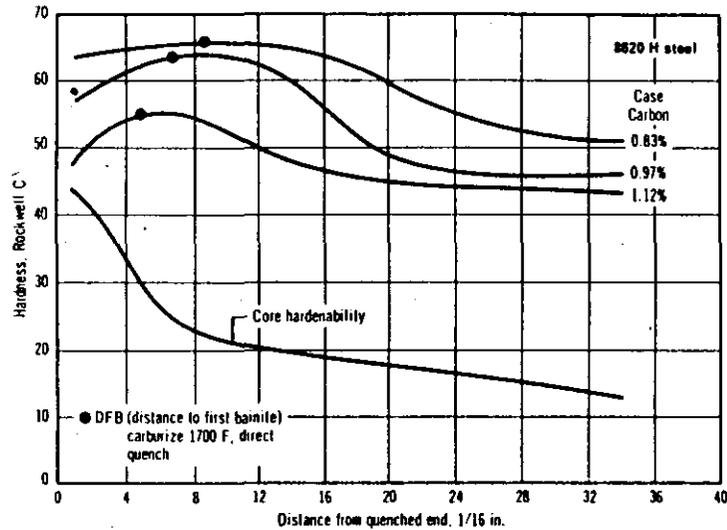


Fig. 6.19 Typical microstructural capability of 8620H steel (composition 0.17 C, 0.70 Mn, 0.19 Si, 0.53 Cr, 0.41 Ni, 0.17 Mo, 0.18 Cu).

wide; this, however, reduces their usefulness to the engineer and heat treater.

- Most of the important engineering characteristics of heat-treated steel are dependent on microstructure rather than hardness (see Table 1.1). The percentage of martensite in the "as-quenched" microstructure can be estimated from the hardness if carbon content is known but in some cases with only disastrously low accuracy. This is illustrated in Fig. 6.19. Hardnesses higher than 60 Rc with 0.83 and 0.97% c are usually assumed to be 100% martensitic; yet in the example shown for 8620H bainite occurs at 0.97% C, as seen by the DFB (Jominy distance to first bainite) at a cooling rate of 6.5 sixteenths; with 0.83% C bainite is present at 9.5 sixteenths. This undesirable transformation product exists even though the hardness is approximately 65 Rc.

IMPORTANCE OF MICROSTRUCTURAL CAPABILITY

In our opinion the microstructural capability of the constructional steels is the ultimate measure of hardenability. As specific engineering demands become

higher and higher, the need to know this capability assumes greater importance.

Applications in which hardenability, in terms of microstructure, is of utmost importance are in parts like heavily loaded carburized gears and rolling bearings. Traditionally, selection of steels to obtain optimum microstructure has been largely by trial and error. More recently, rough screening, using the Jominy test on a carburized specimen, has provided helpful data for the selection process.

In 1972 [18] Kern described a method based on a factor known as DFB (J distance to first bainite, sometimes referred to as "quenching pearlite"). The purpose of this test was twofold: first, to determine the lowest quench-cooling rate a steel could tolerate without forming any upper bainite, and, second, to determine the specific effect on this capability of each alloying element. It was found that this distance varied not only with composition but with heat-treating practice. Different case carbon contents would also obviously have a marked effect (see Fig. 6.19). Limited testing resulted in the data shown in Table 6.3 for steels carburized to 1% C. A regression analysis of this data gave formulas for DFB for two methods of heat treatment:

- Carburize at 1700 F, furnace-cool to 1500 F, direct quench:

$$\begin{aligned} \text{DFB (in.)} = & 4.038 (\% \text{ Si}) - 0.448 (\% \text{ Mn}) + 0.319 (\% \text{ Ni}) \\ & - 0.813 (\% \text{ Cr}) + 3.942 (\% \text{ Mo}) - 0.107 (\text{if B treated}) \\ & - 12.804 (\% \text{ S}) - 56.414 (\% \text{ P}). \end{aligned} \quad (6.4)$$

- Carburize at 1700 F, furnace-cool to room temperature, reheat to

$$\begin{aligned} & 1500 \text{ F, quench:} \\ \text{DFB (in.)} = & 0.215 (\% \text{ Mn}) - 0.494 (\% \text{ Si}) + 0.586 (\% \text{ Ni}) \\ & + 0.583 (\% \text{ Cr}) - 2.094 (\% \text{ Mo}) + 0.54 (\text{if B treated}) \\ & - 1.343 (\% \text{ S}) + 2.789 (\% \text{ P}) \end{aligned} \quad (6.5)$$

Although these results were obtained on the steels shown in Table 6.3, the small amount of data and its analysis may only be an indication of tendencies. Hodge and Orehoski [17] reported J distances to 99.9% martensite. With additional data it should be possible to predict the effect of each alloying element on microstructure to permit actual design of carburizing steels for their microstructural capabilities in terms of J distance to first bainite. Also, in hypoeutectoid steels it may be possible to establish the J distance to first ferrite, which is important in some applications.

In selecting steels for heat-treated parts, it is often necessary to know the capability of developing the desired final microstructure, at least as estimated from hardness; for example, in choosing a steel for a high-strength fastener, it is desirable to have a microstructure of 99.9% martensite completely to the

Table 6.3 Typical Bainite Sensitivity of Carburizing Steels (Distance to First Bainite in Inches From Water-Quenched End of Jominy Specimen Carburized to 1% C)

Steel Grade ^a	Carburize at 1700 F, Cool to 1500 F, Direct Quench	Carburize at 1700 F, Cool to Room Temperature, Reheat to 1500 F, Quench
10B16 mod	...	0.122
1018	0.075	0.055, 0.080
10B22	...	0.105
10B24	0.122	0.116
1117	0.122	0.116
1213	0.122	0.118
3310	2.000+	2.000+
4118	...	0.085
4120 ^a	...	0.114
41B16 mod	...	0.186
4320	0.960 ^b	...
4620	...	0.272
4620 (0.40 Mo)	...	0.250
	2.000 ^b	2.000+
5120	...	0.080
EX-15	...	0.116
EX-24	0.385 ^b	...
EX-29	0.760 ^b	...
EX-31	2.000 ^b	...
8620	0.232 ^b	0.108
8720	...	0.132
8822 low chem	...	0.189
8822 med chem	1.270	0.300
X9115	...	0.104
9120	...	0.084
94B17	...	0.173

^a 0.20% C, 0.80% Mn, 1% Cr, 0.05% Ni, 0.25% Mo.

^b Test results courtesy of Climax Molydenum Co.

Table 6.4 Estimated Minimum Microstructural Capabilities of Constructional Steels (Maximum J Distance in Relation to Percentage of Martensite)

Grade	99.9% (min)	95.0% (min)	90.0% (min)	Grade	99.9% (min)	95.0% (min)	90.0% (min)
1330H	2	3+	4	5147H	2	5	6+
1335H	1	3	4	5150H	3	4+	5+
1340H	1	3+	5	5155H	2	4+	5+
1345H	3	5	5+	5160H	1-	5	6
4027H	1+	2	2+	8617H	1	2	2+
4037H	1	2+	2+	8620H	1	2	2+
4047H	1+	2+	3	8622H	1	2+	3
4118H	1	2	2+	8625H	1+	2+	3
4130H	2	3	3+	8627H	2	2+	3
4137H	2	6+	8	8630H	2	3+	4
4140H	1	6	8	8637H	2	4+	5+
4142H	3	8	10	8640H	1+	4+	6
4145H	3	9	12	8642H	2	5	6+
4147H	4	11	12	8645H	3	5+	6+
4150H	7	11	12+	8655H	3	6	8
4161H	1-	14	16	8720H	1	2+	3
4320H	1	2+	3	8740H	2	5	6
4340H	7	13	18	8822H	2	3+	3+
4620H	1	1+	2	9260H	2	3	3+
4621H	1	2+	3	50B44H	4	6+	7
4815H	1	3	3+	50B46H	1	3	4
4820H	1	4+	5	50B50H	4	6+	7
5120H	1-	1+	2	50B60H	5	6+	7+
5130H	1+	3	3+	51B60H	5	7	8+
5132H	2	3	3+	81B45H	5	8	9
5135H	1+	3	4	86B45H	3	10	14
5140H	1	3	4+	94B17H	2	5	5+
5145H	2	4	5	94B30H	5	8	8+

center of the part. From the curves in Fig. 6.10 or 6.11 the quench-cooling rate can be estimated in the center of round sections. Suppose, for example, that a manufacturer of studs wishes to select steel for a 1-in. diameter part using a water quench for hardening. Figure 6.10 indicates that the cooling rate in the water quench at the center of a 1-in. round corresponds to that at 3/16 in. from the end of the end-quench specimen. For maximum freedom from quench cracking a steel with nominal carbon content of 0.30% max should be used. Referring to Table 6.4, we find that the only standard steel meeting the requirements

of 99.9% martensite min at a J distance of 3/16 in. min with 0.30% nominal C is 94B30H. This grade is not widely used and therefore has limited availability, so it may be necessary to go to a higher carbon steel and oil quench. To meet the microstructure requirements with oil quenching we must have a steel that shows 99.9% martensite at 6/16 in. (from Fig. 6.11). Table 6.4 shows only two steels that have this level of hardenability: 4150H and 4340H. The excessively high carbon content of 4150H, as well as other factors, make it an undesirable choice. Therefore 4340H would be the best choice for oil quenching.

An examination of Table 6.4 reveals some interesting facts:

- 1 With the exception of 4340H and the boron-treated steels, few have any significant capability to harden fully; that is, to 99.9% martensite.
- 2 The extremely high cooling rates necessary to achieve this quality of microstructure (99.9% martensite) indicate that for sections of any significant size water quenching must be employed.
- 3 Although not determined for all the steels shown, the microstructural capability of most of the steels varies widely from low side to high side in composition and H-band limits. The following are three examples:

	Maximum J Distance in Relation to Percentage of Martensite		
	99.9%	95.0%	90.0%
4140H (low side)	1	6	8
4140H (high side)	11	18	20+
8620H (low side)	1	2	2+
8620H (high side)	3	4+	4+
94B30H (low side)	5	8	8+
94B30H (high side)	12	15+	18

For 4140H the microstructural capability from high to low side for 99.9% martensite is 11:1, for 8620H, 3:1; for 94B30H, 2.4:1. At other percentages of martensite the range is of the order of 2:1 to 3:1. There is little wonder that we encounter cracking and size control difficulty in heat treating!

As the microstructural capability of steels is examined in Table 6.4, the true value in terms of engineering characteristics becomes of interest. Expecting microstructures of 99.9% martensite in production, however, is, in general, unrealistic, and only the severest applications should require this quality of structure. Nevertheless, on page 191 of The American Society for Metals (ASM) Metals Handbook, Vol. 1, the advice is properly given that in most dynamically

loaded parts the surface and some percentage of the cross section should have an as-quenched microstructure of at least 90% martensite.

TEMPERING PARAMETER

Once a steel is selected to harden fully to the proper depth, the next problem is to determine the tempering cycle (temperature and time) to achieve the desired final hardness. The temperature-time parameter method of Holloman and Jaffe [7], as modified by Grange and Baughman [8], makes it possible to estimate an appropriate tempering cycle from chemical composition as long as tempering occurs in the range 650 to 1200 F. This method provides a reasonably reliable estimation of the hardness of the resulting tempered martensite (generally about ± 1 Rockwell C units or ± 10 diamond pyramid hardness units) for AISI-SAE carbon and alloy steels containing 0.2 to 0.85% C and less than 5% total alloying elements.

The combined effect of temperature and time of tempering is expressed by Holloman and Jaffe [7] in the parameter $T(c + \log t) \times 10^{-3}$, where T is the absolute temperature equal to degrees $F + 460$, t is time in hours, and c is a constant for a particular steel. The use of a single value of 18 for c , suggested by Grange and Baughman [8], gives the same parameter for all steels so that the curves of different steels are directly comparable. Figure 6.20 shows the effect

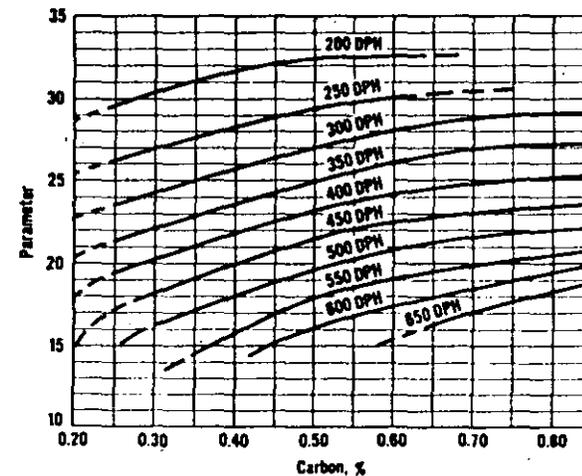


Fig. 6.20 Variation in parameter value with carbon content at each indicated hardness level [8].

of carbon content in plain carbon steels on the parameter at a number of hardness levels. Table 6.5 lists factors for predicting the increment of hardness added to carbon steels by a number of alloying elements. Figure 6.21 shows the relationship of the parameter, $T(18 + \log t) \times 10^{-3}$ to temperature and time.

The following example illustrates the construction of an estimated hardness curve. The composition of AISI-SAE 4340 steel in weight percent is

C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo
0.42	0.78	0.24	1.85	0.81	0.27

Step 1. Construct on a parameter chart (Fig. 6.22) a tempering curve for a base plain carbon steel of identical carbon content (0.42%), using values from Fig. 6.20.

Step 2. Adjust the 1042 curve for effects of alloying elements from values in Table 6.5 for a series of parameters; for example, at parameter 20

$$5 \times \% \text{ Ni} + 50 \times \% \text{ Cr} + 20 \times \% \text{ Mo} = 55 \text{ dph}$$

Repeat for parameters 22, 24, 26, 28, and 30 until the 4340 estimated curve is developed.

If, for example, we wish to know the hardness after tempering a specimen of fully hardened 4340 steel for five hours at 1000 F, the parameter for this tempering treatment would be 27.3 (see Fig. 6.21); according to the estimated curve in Fig. 6.22 the hardness would be 368 dph or 37.5 Rc. Incidentally, this

Table 6.5 Factors for Predicting the Hardness of Tempered Martensite^a

Element	Range	Factor at Indicated Parameter Value					
		20	22	24	26	28	30
Manganese	0.85-2.1%	35	25	30	30	30	25
Silicon	0.3-2.2%	65	60	30	30	30	30
Nickel	Up to 4%	5	3	6	8	8	6
Chromium	Up to 1.2%	50	55	55	55	55	55
Molybdenum	Up to 0.35%	40	90	160	220	240	210
Vanadium(c)	Up to 0.2%	(20) (b)	(45) (b)	(80) (b)	(110) (b)	(120) (b)	(105) (b)
		0	30	85	150	210	150

^aGrange and Baughman [8].

^bIf 0.5-1.2% Cr is also present, use this factor.

^cFor AISI-SAE chromium-vanadium steels; may not apply when vanadium is the only carbide formerly present.

Note: Boron factor is 0.

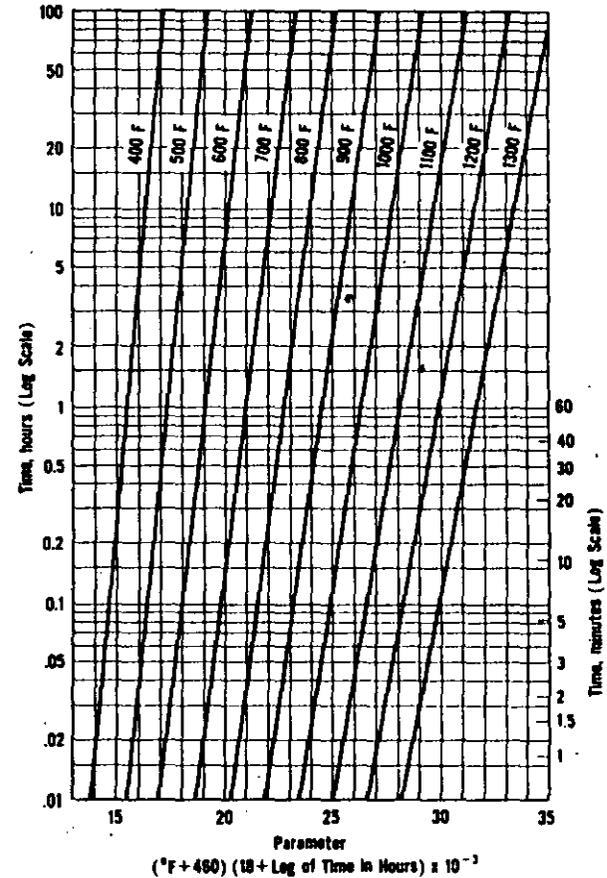


Fig. 6.21 Time-temperature parameter chart with $C = 18$ to temperature and time (after Grange and Baughman [8]).

is within 0.6 Rc of the measured value. Similarly, 10 hours at 1100 F gives a parameter of 29.65 and a hardness of 32 Rc.

In another example we wish to know the tempering time at 1200F to give the same hardness, 32 Rc, obtained in 10 hr at 1100F. The time indicated in Fig. 6.21 by the intersection of parameter = 29.65 and the 1200F curve is 0.7 hr or 42 min. The same result may be calculated with the parameter relation

$$T_1 (18 + \log t_1) = T_2 (18 + \log t_2)$$

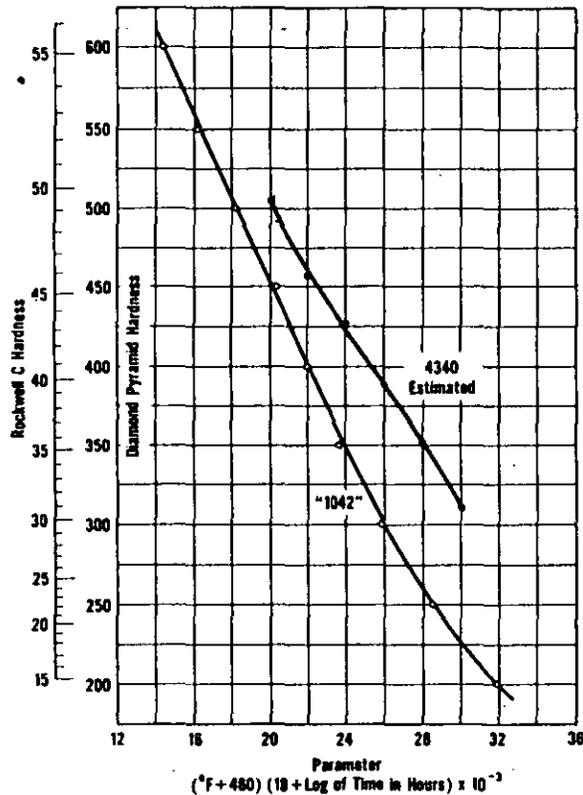


Fig. 6.22 Estimated hardness of tempered martensite of a 4340 steel (after Grange and Baughman [8]).

where $T_1 = 1100 + 460 \text{ F}$, $t_1 = 10 \text{ hr.}$, $T_2 = 1200 + 460 \text{ F}$ and t_2 is the time to be found. Substituting and solving gives $t_2 = 0.7 \text{ hr}$ or 42 min as above. Areas in a part not fully hardened will temper somewhat softer than the tempered martensite. Whenever possible, tempering schedules should be selected to avoid tempering in the range of 475 to 750 F inclusive because of possible temper embrittlement (see Chapter 3).

REFERENCES

- 1 J. L. Burns, T. L. Moore, and R. S. Archer, *ASM Trans.*, 26, No. 1, 1 (1938).
- 2 Methods of Determining Hardenability of Steels – SAE J406a, *SAE Handbook*, New York, 1972, p. 15.

REFERENCES

- 3 W. E. Jominy and A. L. Boegehold, *ASM Trans.*, 26, 574 (1938).
- 4 Hardenability Bands for Carbon H Steels – SAE J776d, *SAE Handbook*, New York, 1974, p. 21.
- 5 Hardenability Bands for Alloy H Steels – SAE J407c, *SAE Handbook*, New York, 1974, p. 24.
- 6 *AISI Steel Products Manuals*, American Iron and Steel Institute, New York.
- 7 J. H. Hollomon and L. D. Jaffe, *Trans. AIME*, 162, 223 (1945).
- 8 R. A. Grange and R. W. Baughman, *ASM Trans.*, 48, 165 (1956).
- 9 M. A. Grossmann, *Trans. AIME*, 150, 227 (1942).
- 10 J. Field, *Metal Progr.*, 43, No. 3, 402 (1943).
- 11 L. C. Boyd and J. Field, Calculation of the Standard End-Quench Hardenability Curve From Chemical Composition and Grain Size, *Contributions to the Metallurgy of Steel*, No. 12, American Iron and Steel Institute, New York.
- 12 A. F. deRetana and D. V. Doane, *Metal Progr.*, 100, No. 3, 65 (1971).
- 13 I. R. Kramer, S. Siegel and J. G. Brooks, *Trans. AIME*, 167, 670 (1946).
- 14 W. Crafts and L. Lamont, *Trans. AIME*, 158, 157 (1944).
- 15 C. F. Jaczak and D. J. Girardi, *ASM Trans.*, 51, 335 (1959).
- 16 C. F. Jaczak, *Met Trans.*, 4, 2267 (1973).
- 17 J. M. Hodge and M. A. Orehoski, *Trans. AIME*, 167, 627 (1946).
- 18 R. F. Kern, *Metal Progr.*, 102, No. 4, 127 (1972).



**FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.
DIVISION DE EDUCACION CONTINUA**

CURSOS ABIERTOS

1er. CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES

*Módulo 2: "METALES Y CERAMICOS"
Del 8 al 12 de junio de 1992.*

**VII METHODS OF CALCULATING THE HARDENABILITY OF
HEAT TREATING GRADES OF STEEL**

DR. YVAN HOUBEART IRMEN

VII Methods of Calculating the Hardenability of Heat Treating Grades of Steel

Four methods are described: A. The Grossmann Method. B. The Climax Molybdenum Method. C. The Jatzcak and Girardi Method. D. The R. A. Grange Method.

A The Grossmann Method

In 1942 M. A. Grossmann published a method for deriving the hardenability of steel from chemical composition and grain size by the use of hardenability multiplying factors (Ref. 6.9). Further work by J. Field (Ref. 6.10) made it possible to derive the familiar end-quench hardenability curve. By the use of the following tables it is possible to predict the end-quench hardenability curve of a steel of known chemical composition and grain size with a reasonable degree of accuracy.

Because most of Grossmann's work was done with direct-hardening grades of steel, its accuracy is at its best, approximately $\pm 10\%$. This method of calculating hardenability is also useful when working in reverse; that is, by knowing the hardenability desired it is possible to work out the various combinations of chemical composition and grain size that will produce the desired result.

The Grossmann method consists of the following steps:

- 1 Determine ideal critical diameter (D_I)^{*} from composition by using the multiplying factors for each element of the composition. These factors are taken from Table VII.1.
- 2 To predict the Rockwell hardness at various distances from the quenched end of the Jominy test bar the hardness at J_1 (1/16th from the quenched end) is divided by the appropriate factor from Table VII.2. The J_1 hardness is a function of carbon content only and is also listed in Table VII.1.

Example. Assume that the following chemical analysis and grain size = ASTM 8:

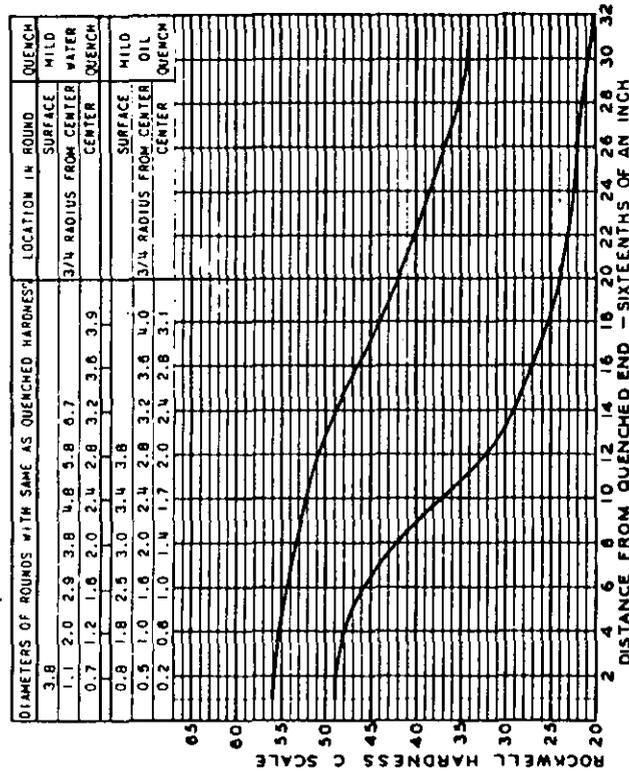
C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo
0.35	0.60	0.20	0.020	0.025	0.35	0.50	0.10

^{*} D_I is defined as the diameter round bar that will harden to 50% martensite in the center when quenched with a severity that equals the thermal conductivity of steel (ideal quench).

HARDENABILITY BAND 94B30H

C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo
.27 / .33	.70 / 1.05	.20 / .35	.25 / .65	.25 / .35	.08 / .15

* Can be expected to have 0.0005 per cent minimum boron content.



HARDNESS LIMITS FOR SPECIFICATION PURPOSES	94B30 H	
	MIN.	MAX.
1" DISTANCE SIXTEENTHS OF AN INCH	49	56
2	48	55
3	48	55
4	48	55
5	47	54
6	46	54
7	44	53
8	42	53
9	39	52
10	37	52
11	34	51
12	32	51
13	30	50
14	29	49
15	28	48
16	27	46
18	25	44
20	24	42
22	23	40
24	23	38
26	22	37
28	21	35
30	21	34
32	20	34

HEAT TREATING TEMPERATURES RECOMMENDED BY SAE
 *NORMALIZE 1650 OF AUSTENITIZE 1600 OF

*For forged or rolled specimens only.

Table VII.1 Multiplying Factors and 1/16 in. Hardness Values

%	Carbon-Grain Size				Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Rc	
	#5	#6	#7	#8						(1/16") ^a	
0.01	0.0380	0.0340	0.0319	0.0300	1.033	1.007	1.004	1.0216	1.03	...	1.02
0.02	0.0550	0.0510	0.0460	0.0430	1.067	1.014	1.007	1.0432	1.06	...	1.03
0.03	0.0680	0.0629	0.0578	0.0538	1.100	1.021	1.011	1.0648	1.09	...	1.05
0.04	0.0791	0.0727	0.0672	0.0619	1.133	1.028	1.015	1.0864	1.12	...	1.07
0.05	0.0883	0.0814	0.0750	0.0697	1.167	1.035	1.018	1.1080	1.15	...	1.09
0.06	0.0949	0.0888	0.0821	0.0762	1.200	1.042	1.022	1.1296	1.18	...	1.10
0.07	0.1050	0.0960	0.0891	0.0833	1.233	1.049	1.026	1.1512	1.21	...	1.12
0.08	0.1122	0.1029	0.0957	0.0888	1.267	1.056	1.029	1.1728	1.24	...	1.14
0.09	0.1191	0.1090	0.1014	0.0941	1.300	1.063	1.033	1.1944	1.27	...	
0.10	0.1259	0.1153	0.1065	0.0995	1.333	1.070	1.036	1.2160	1.30	39.0	
0.11	0.1319	0.1217	0.1121	0.1041	1.367	1.077	1.040	1.2376	1.33	39.5	
0.12	0.1373	0.1268	0.1177	0.1088	1.400	1.084	1.044	1.2592	1.36	40.0	
0.13	0.1430	0.1320	0.1221	0.1137	1.433	1.091	1.047	1.2808	1.39	40.5	
0.14	0.1480	0.1368	0.1270	0.1175	1.467	1.098	1.051	1.3024	1.42	41.0	
0.15	0.1528	0.1413	0.1315	0.1212	1.500	1.105	1.055	1.3240	1.45	41.5	
0.16	0.1579	0.1460	0.1355	0.1250	1.533	1.112	1.058	1.3456	1.48	42.0	
0.17	0.1622	0.1500	0.1399	0.1287	1.567	1.119	1.062	1.3672	1.51	42.5	
0.18	0.1670	0.1542	0.1438	0.1322	1.600	1.126	1.066	1.3888	1.54	43.0	
0.19	0.1720	0.1583	0.1474	0.1361	1.633	1.133	1.069	1.4104	1.57	44.0	
0.20	0.1761	0.1623	0.1509	0.1400	1.667	1.140	1.073	1.4320	1.60	44.5	
0.21	0.1810	0.1662	0.1542	0.1436	1.700	1.147	1.077	1.4536	1.63	45.0	
0.22	0.1855	0.1701	0.1579	0.1462	1.733	1.154	1.080	1.4752	1.66	45.5	
0.23	0.1897	0.1741	0.1614	0.1499	1.767	1.161	1.084	1.4968	1.69	46.0	
0.24	0.1939	0.1780	0.1642	0.1528	1.800	1.168	1.088	1.5184	1.72	47.0	
0.25	0.1980	0.1820	0.1678	0.1560	1.833	1.175	1.091	1.54	1.75	47.5	
0.26	0.2021	0.1857	0.1712	0.1589	1.867	1.182	1.095	1.5616	1.78	48.0	
0.27	0.2060	0.1891	0.1743	0.1619	1.900	1.189	1.098	1.5832	1.81	48.5	
0.28	0.2099	0.1923	0.1779	0.1642	1.933	1.196	1.102	1.6048	1.84	49.0	
0.29	0.2138	0.1960	0.1814	0.1672	1.967	1.203	1.106	1.6264	1.87	49.5	
0.30	0.2172	0.1991	0.1849	0.1700	2.000	1.210	1.109	1.6480	1.90	50.0	
0.31	0.2205	0.2022	0.1879	0.1733	2.033	1.217	1.113	1.6696	1.93	50.5	
0.32	0.2240	0.2059	0.1911	0.1760	2.067	1.224	1.117	1.6912	1.96	51.5	
0.33	0.2272	0.2088	0.1941	0.1790	2.100	1.231	1.120	1.7128	1.99	52.0	
0.34	0.2300	0.2120	0.1969	0.1819	2.133	1.238	1.124	1.7344	2.02	53.0	
0.35	0.2339	0.2154	0.2000	0.1842	2.167	1.245	1.128	1.7560	2.05	53.5	
0.36	0.2368	0.2181	0.2023	0.1869	2.200	1.252	1.131	1.7760	2.08	54.0	
0.37	0.2401	0.2214	0.2052	0.1900	2.233	1.259	1.135	1.7992	2.11	54.5	
0.38	0.2431	0.2241	0.2079	0.1922	2.267	1.266	1.139	1.8208	2.14	55.0	
0.39	0.2460	0.2273	0.2107	0.1950	2.300	1.273	1.142	1.8424	2.17	55.5	
0.40	0.2492	0.2300	0.2130	0.1976	2.333	1.280	1.146	1.8640	2.20	56.0	
0.41	0.2522	0.2331	0.2159	0.2000	2.367	1.287	1.150	1.8856	2.23	56.5	
0.42	0.2559	0.2360	0.2181	0.2181	2.400	1.294	1.153	1.9072	2.26	57.0	
0.43	0.2586	0.2390	0.2209	0.2042	2.433	1.301	1.157	1.9288	2.29	58.0	
0.44	0.2618	0.2420	0.2233	0.2065	2.467	1.308	1.160	1.9504	2.32	58.5	
0.45	0.2642	0.2440	0.2259	0.2090	2.500	1.315	1.164	1.9720	2.35	59.0	

Continued

Table VII.1 Continued

%	Carbon-Grain Size				Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Rc (1/16") ^a
	#5	#6	#7	#8						
0.46	0.2672	0.2465	0.2280	0.2117	2.533	1.322	1.168	1.9936	2.38	60.0
0.47	0.2701	0.2495	0.2301	0.2139	2.567	1.329	1.171	2.0152	2.41	60.5
0.48	0.2733	0.2521	0.2325	0.2159	2.600	1.336	1.175	2.0368	2.44	61.0
0.49	0.2762	0.2549	0.2352	0.2180	2.633	1.343	1.179	2.0584	2.47	61.5
0.50	0.2800	0.2580	0.2380	0.2200	2.667	1.350	1.182	2.0800	Factor	62.0
									= % Mo	
0.51	0.283	0.263	0.242	0.223	2.700	1.357	1.186	2.1016	X 3	62.5
0.52	0.286	0.266	0.244	0.225	2.733	1.364	1.190	2.1232	+ 1	63.0
0.53	0.289	0.268	0.246	0.227	2.767	1.371	1.193	2.1448		63.5
0.54	0.292	0.271	0.249	0.229	2.800	1.378	1.197	2.1664		63.5
0.55	0.294	0.273	0.251	0.231	2.833	1.385	1.201	2.1880		64.0
0.56	0.297	0.275	0.253	0.233	2.867	1.392	1.204	2.2096		64.0
0.57	0.300	0.277	0.256	0.235	2.900	1.399	1.208	2.2312		64.5
0.58	0.303	0.280	0.258	0.237	2.933	1.406	1.212	2.2528		64.5
0.59	0.305	0.282	0.260	0.239	2.967	1.413	1.215	2.2744		64.5
0.60	0.308	0.284	0.262	0.241	3.000	1.420	1.219	2.2960		65.0
0.61	0.311	0.287	0.264	0.243	3.033	1.427	1.222	2.3176		65
0.62	0.314	0.289	0.267	0.245	3.067	1.434	1.226	2.3392		65
0.63	0.316	0.291	0.269	0.247	3.100	1.441	1.230	2.3608		65
0.64	0.319	0.293	0.271	0.249	3.133	1.448	1.233	2.3824		65
0.65	0.321	0.295	0.273	0.251	3.167	1.455	1.237	2.4040		65
0.66	0.324	0.297	0.275	0.253	3.200	1.462	1.241	2.4256		65
0.67	0.326	0.299	0.277	0.255	3.233	1.469	1.244	2.4472		65
0.68	0.329	0.301	0.279	0.257	3.267	1.476	1.248	2.4688		65
0.69	0.331	0.303	0.281	0.259	3.300	1.483	1.252	2.4904		65
0.70	0.334	0.306	0.283	0.260	3.333	1.490	1.255	2.5120		65
0.71	0.336	0.308	0.285	0.262	3.367	1.497	1.259	2.5336	Factor	65
0.72	0.339	0.310	0.287	0.264	3.400	1.504	1.262	2.5552	= % Mo	65
0.73	0.341	0.312	0.289	0.266	3.433	1.511	1.266	2.5768	X 3	65
0.74	0.343	0.314	0.291	0.268	3.467	1.518	1.270	2.5984	+ 1.00	65
0.75	0.346	0.316	0.293	0.270	3.500	1.525	1.273	2.62		65
0.76	0.348	0.318	0.295	0.271	3.533	1.532	1.276	2.6416		65
0.77	0.350	0.320	0.297	0.273	3.567	1.539	1.280	2.6632		65
0.78	0.352	0.322	0.299	0.275	3.600	1.546	1.284	2.6848		65
0.79	0.354	0.324	0.301	0.276	3.633	1.553	1.287	2.7064		65
0.80	0.356	0.326	0.303	0.278	3.667	1.560	1.291	2.7280		65
0.81	0.358	0.328	0.305	0.280	3.700	1.567	1.294	2.7496		65
0.82	0.360	0.330	0.307	0.282	3.733	1.574	1.298	2.7712		65
0.83	0.362	0.332	0.309	0.284	3.767	1.581	1.301	2.7928		65
0.84	0.364	0.334	0.310	0.286	3.800	1.588	1.306	2.8144		65
0.85	0.368	0.336	0.312	0.287	3.833	1.595	1.309	2.8360		65
0.86	0.368	0.338	0.314	0.289	3.867	1.602	1.313	2.8576		65
0.87	0.370	0.340	0.316	0.291	3.900	1.609	1.317	2.8792		65
0.88	0.372	0.342	0.318	0.293	3.933	1.616	1.320	2.9008		65
0.89	0.374	0.344	0.319	0.294	3.967	1.623	1.324	2.9224		65
0.90	0.375	0.346	0.321	0.296	4.000	1.630	1.321	2.9440		65

Table VII.1 Continued

%	Carbon-Grain Size				Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Rc (1/16") ^a
	#5	#6	#7	#8						
0.91					4.033	1.637	1.331	2.9656	Factor = % Mo X 3 + 1.00	
0.92					4.067	1.644	1.334	2.9872		
0.93					4.100	1.651	1.338	3.0088		
0.94					4.133	1.658	1.343	3.0304		
0.95					4.167	1.665	1.345	3.0520		
0.96					4.200	1.672	1.349	3.0736		
0.97					4.233	1.679	1.352	3.0952		
0.98					4.267	1.686	1.356	3.1168		
0.99					4.300	1.693	1.360	3.1384		
1.00					4.333	1.700	1.364	3.1600		
1.01					4.367	1.707	1.367	3.1816		
1.02					4.400	1.714	1.370	3.2032		
1.03					4.433	1.721	1.375	3.2248		
1.04					4.467	1.728	1.378	3.2464		
1.05					4.500	1.735	1.382	3.2680		
1.06					4.533	1.742	1.386	3.2896		
1.07					4.567	1.749	1.389	3.3112		
1.08					4.600	1.756	1.393	3.3328		
1.09					4.633	1.763	1.396	3.3544		
1.10					4.667	1.770	1.400	3.3760		
1.11					4.700	1.777	1.403	3.3976		
1.12					4.733	1.784	1.406	3.4192		
1.13					4.767	1.791	1.411	3.4408		
1.14					4.800	1.798	1.414	3.4624		
1.15					4.833	1.805	1.418	3.4840		
1.16					4.867	1.812	1.422	3.5056		
1.17					4.900	1.819	1.426	3.5272		
1.18					4.933	1.826	1.429	3.5488		
1.19					4.967	1.833	1.422	3.5704		
1.20					5.000	1.840	1.437	3.5920		
1.21					5.051	1.847	1.440	3.6136		
1.22					5.102	1.854	1.444	3.6352		
1.23					5.153	1.861	1.447	3.6568		
1.24					5.204	1.868	1.450	3.6784		
1.25					5.255	1.875	1.454	3.7000		
1.26					5.306	1.882	1.458	3.7216		
1.27					5.357	1.889	1.461	3.7432		
1.28					5.408	1.896	1.465	3.7648		
1.29					5.459	1.903	1.470	3.7864		
1.30					5.510	1.910	1.473	3.8080		
1.31					5.561	1.917	1.476	3.8296		
1.32					5.612	1.924	1.481	3.8512		
1.33					5.663	1.931	1.484	3.8728		
1.34					5.714	1.938	1.487	3.8944		
1.35					5.765	1.945	1.491	3.9160		

Continued

Table VII.1 Continued

%	Carbon-Grain Size				Mn	Si	Ni	Cr	Mo	* Rc (1/16") ^a
	#5	#6	#7	#8						
1.36					5.816	1.952	1.495	3.9376		
1.37					5.867	1.959	1.498	3.9592		
1.38					5.918	1.966	1.501	3.9808		
1.39					5.969	1.973	1.506	4.0024		
1.40					6.020	1.980	1.509	4.0240		
1.41					6.071	1.987	1.512	4.0456		
1.42					6.122	1.994	1.517	4.0672		
1.43					6.173	2.001	1.520	4.0888		
1.44					6.224	2.008	1.523	4.1104		
1.45					6.275	2.015	1.527	4.1320		
1.46					6.326	2.022	1.531	4.1536		
1.47					6.377	2.029	1.535	4.1952		
1.48					6.428	2.036	1.538	4.1968		
1.49					6.479	2.043	1.541	4.2174		
1.50					6.530	2.050	1.545	4.2390		
1.51					6.581	2.057	1.5563	4.2616		
1.52					6.632	2.064	1.5606	4.2832		
1.53					6.683	2.071	1.5649	4.3048		
1.54					6.734	2.078	1.5692	4.3264		
1.55					6.785	2.085	1.5735	4.3480		
1.56					6.836	2.092	1.5778	4.3696		
1.57					6.887	2.099	1.5821	4.3912		
1.58					6.938	2.106	1.5864	4.4128		
1.59					6.989	2.113	1.5907	4.4344		
1.60					7.040	2.120	1.5950	4.4560		
1.61					7.091	2.127	1.5995	4.4776		
1.62					7.142	2.134	1.6040	4.4990		
1.63					7.193	2.141	1.6085	4.5208		
1.64					7.224	2.148	1.6230	4.5424		
1.65					7.295	2.155	1.6175	4.5640		
1.66					7.346	2.162	1.6220	4.5856		
1.67					7.397	2.169	1.6265	4.6072		
1.68					7.448	2.176	1.6310	4.6288		
1.69					7.499	2.183	1.6355	4.6504		
1.70					7.550	2.190	1.640	4.6720		
1.71					7.601	2.197	1.644	4.6936		
1.72					7.652	2.204	1.648	4.7152		
1.73					7.703	2.211	1.652	4.7368		
1.74					7.754	2.218	1.656	4.7544		
1.75					7.805	2.225	1.660	4.7800		
1.76					7.856	2.232	1.664			
1.77					7.907	2.239	1.668			
1.78					7.958	2.246	1.672			
1.79					8.009	2.253	1.670			
1.80					8.060	2.280	1.680			

Table VII.1 Continued

%	Carbon-Grain Size				Mn	Si	Ni	Cr	Mo	R _c (1/16") ^a
	#5	#6	#7	#8						
1.81					8.111	2.267	1.687			
1.82					8.162	2.274	1.694			
1.83					8.213	2.281	1.701			
1.84					8.315	2.288	1.708			
1.85					8.366	2.295	1.715			
1.86					8.417	2.302	1.722			
1.87					8.468	2.309	1.729			
1.88					8.519	2.316	1.736			
1.89					8.570	2.323	1.743			
1.90					8.621	2.330	1.750			
1.91					8.672	2.337	1.7529			
1.92					8.723	2.344	1.7558			
1.93					8.774	2.351	1.7587			
1.94					8.825	2.358	1.7616			
1.95					8.876	2.364	1.7645			
1.96						2.372	1.7674			
1.97						2.379	1.7703			
1.98						2.386	1.7732			
1.99						2.393	1.7761			
2.00						2.400	1.7790			

%	Ni	%	Ni	%	Ni	%	Ni	%	Ni
2.01	1.7841	2.41	2.015	2.81	2.3408	3.20	2.80	3.60	
2.02	1.7892	2.42	2.022	2.82	2.3516	3.21	2.815	3.61	
2.03	1.7943	2.43	2.029	2.83	2.3624	3.22	2.830	3.62	
2.04	1.7994	2.44	2.036	2.84	2.3732	3.23	2.845	3.63	
2.05	1.8045	2.45	2.043	2.85	2.3840	3.24	2.860	3.64	
2.06	1.8096	2.46	2.050	2.86	2.3948	3.25	2.875	3.65	
2.07	1.8147	2.47	2.057	2.87	2.4056	3.26	2.890	3.66	
2.08	1.8198	2.48	2.064	2.88	2.4164	3.27	2.905	3.67	
2.09	1.8249	2.49	2.071	2.89	2.4272	3.28	2.920	3.68	
2.10	1.830	2.50	2.078	2.90	2.4380	3.29	2.935	3.69	
2.11	1.8352	2.51	2.0857	2.91	2.4487	3.30	2.950	3.70	
2.12	1.8402	2.52	2.0934	2.92	2.4594	3.31	2.965	3.71	
2.13	1.8454	2.53	2.1011	2.93	2.4701	3.32	2.980	3.72	
2.14	1.8506	2.54	2.1088	2.94	2.4808	3.33	2.995	3.73	
2.15	1.8558	2.55	2.1165	2.95	2.4915	3.34	3.010	3.74	
2.16	1.8610	2.56	2.1242	2.96	2.5022	3.35	3.025	3.75	
2.17	1.8662	2.57	2.1319	2.97	2.5129	3.36	3.040	3.76	
2.18	1.8714	2.58	2.1396	2.98	2.5236	3.37	3.055	3.77	
2.19	1.8766	2.59	2.1473	2.99	2.5343	3.38	3.070	3.78	
2.20	1.8820	2.60	2.1550	3.00	2.5450	3.39	3.085	3.79	
2.21	1.888	2.61	2.1635	3.01	2.5575	3.40	3.10	3.80	
2.22	1.894	2.62	2.1720	3.02	2.5700	3.41	3.116	3.81	
2.23	1.900	2.63	2.1805	3.03	2.5825	3.42	3.132	3.82	

Continued

Table VII.1 Continued

416

%	Ni	%	Ni	%	Ni	%	Ni	%	Ni
2.24	1.906	2.64	2.1890	3.04	2.5950	3.43	3.148	3.83	
2.25	1.912	2.65	2.1975	3.05	2.6075	3.44	3.164	3.84	
2.26	1.918	2.66	2.2060	3.06	2.6200	3.45	3.180	3.85	
2.27	1.924	2.67	2.2145	3.07	2.6325	3.46	3.196	3.86	
2.28	1.930	2.68	2.2230	3.08	2.6450	3.47	3.212		
2.29	1.936	2.69	2.2315	3.09	2.6575	3.48	3.228		
2.30	1.942	2.70	2.240	3.10	2.67	3.49	3.244		
2.31	1.9486	2.71	2.249			3.50	3.26		
2.32	1.9552	2.72	2.258	3.11	2.696	3.51			
2.33	1.9618	2.73	2.267	3.12	2.709	3.52			
2.34	1.9684	2.74	2.276	3.13	2.722	3.53			
2.35	1.9750	2.75	2.285	3.14		3.54			
2.36	1.9816	2.76	2.294	3.15	2.735	3.55			
2.37	1.9882	2.77	2.303	3.16	2.748	3.56			
2.38	1.9948	2.78	2.312	3.17	2.761	3.57			
2.39	2.0014	2.79	2.321	3.18	2.774	3.58			
2.40	2.0080	2.80	2.330	3.19	2.787	3.59			

Sulfur Factors

Sulfur (%)	Factor	Sulfur (%)	Factor
0.020	0.985	0.060	0.955
0.030	0.977	0.070	0.947
0.040	0.970	0.080	0.940
0.050	0.962	0.090	0.932

Phosphorus Factors

Phosphorus (%)	Factor	Phosphorus (%)	Factor
0.020	1.052	0.050	1.130
0.030	1.078	0.060	1.157
0.040	1.104	0.070	1.183

Copper Factors

Copper (%)	Factor	Copper (%)	Factor
0.15	1.00		
0.20	1.07	1.00	1.35
0.25	1.09	1.25	1.40
0.50	1.18	1.50	1.55
0.75	1.30		

Zirconium Factors

Zr (%)	Factor	Zr (%)	Factor
.03	1.070	.20	1.500
.05	1.120	.25	1.625
.10	1.250	.30	1.750
.15	1.370		

^aFrom Crafts and Lamont, Ref. 6.14.

417

Table VII.2 Continued

D_I	J/4	J/8	J/12	J/16	J/20	J/24	J/28	J/32
5.10	1.00	1.07	1.16	1.28	1.37	1.43	1.49	1.53
5.20	1.00	1.065	1.145	1.26	1.345	1.40	1.455	1.495
5.30	1.00	1.06	1.13	1.235	1.32	1.375	1.425	1.46
5.40	1.00	1.05	1.115	1.22	1.295	1.345	1.395	1.43
5.50	1.00	1.04	1.10	1.20	1.275	1.32	1.365	1.40
5.60	1.00	1.035	1.085	1.18	1.25	1.29	1.33	1.365
5.70	1.00	1.03	1.075	1.16	1.225	1.265	1.30	1.335
5.80	1.00	1.025	1.065	1.145	1.20	1.24	1.27	1.305
5.90	1.00	1.02	1.055	1.125	1.18	1.215	1.24	1.275
6.00	1.00	1.015	1.05	1.11	1.155	1.19	1.215	1.24
6.10	1.00	1.01	1.04	1.09	1.135	1.165	1.185	1.215
6.20	1.00	1.01	1.035	1.08	1.115	1.14	1.16	1.185
6.30	1.00	1.005	1.025	1.065	1.095	1.12	1.14	1.16
6.40	1.00	1.005	1.02	1.05	1.075	1.10	1.115	1.14
6.50	1.00	1.00	1.015	1.04	1.06	1.08	1.095	1.115
6.60	1.00	1.00	1.01	1.03	1.05	1.06	1.08	1.095
6.70	1.00	1.00	1.005	1.02	1.035	1.05	1.06	1.075
6.80	1.00	1.00	1.00	1.01	1.02	1.035	1.045	1.055
6.90	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.02	1.03	1.04
7.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.015	1.02	1.025
7.10	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.015	1.02
7.20	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01
7.30	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00

420

Calculate D_I from factors in Table VII.1.

$$D_I = 0.1842 \times 3.000 \times 1.140 \times 0.985 \times 1.065 \times 1.128 \times 2.080 \times 1.30$$

$$D_I = 2.01 \text{ in.}$$

Hardness at J1 from Table VII.1 = Rc 53.5.

Using dividing factors from Table VII.2, calculate hardness for various Jominy positions:

Jominy Distance	Dividing Factor	Calculated Hardness (Rc)
1	...	53.5
4	1.235	43.3
8	1.78	30.0
12	2.24	23.9
16	2.56	20.1
20	2.78	19.2
24	2.92	18.3
28	3.04	17.6
32	3.125	17.1

The Grossmann method is also useful for determining the hardenability of boron-treated steel. When steel is properly made, the boron factor, or its contribution to increased hardenability, is an inverse function of the carbon content. The higher the carbon, the lower the boron factor and the less the contribution to increasing hardenability. The *approximate* effect can be expressed by the following formula to obtain a multiplying factor

$$B_f = 1 + 1.6(1.01 - \% \text{ carbon})$$

for example, if the steel in the preceding example were properly boron-treated, the hardenability (D_I) would be increased by a factor of

$$B_f = 1.1 + 1.6(1.01 - 0.35)$$

$$B_f = 2.16$$

The ideal critical diameter would be increased to

$$D_I = (2.01)(2.16) = 4.34 \text{ in.}$$

The calculated hardness values at various J distances would then increase as follows:

Jominy Distance	Dividing Factor	Calculated Hardness (Rc)
J_1	...	53.5
J_4	1.01	52.9
J_8	1.151	46.5
J_{12}	1.30	41.1
J_{16}	1.47	36.4
J_{20}	1.60	33.4
J_{24}	1.67	32.0
J_{28}	1.74	30.7
J_{32}	1.79	29.8

Calculated hardenability is useful for determining the effectiveness of the boron addition by comparing the actual D_f with its calculated D_f . The actual boron factor is expressed by the following equation:

$$\text{Actual } B_f = \frac{\text{actual } D_f}{\text{calculated } D_f \text{ (without boron)}}$$

Table VII.3 "As-Quenched" Hardness of 50% Martensite^a

Carbon (%)	Hardness (Rc)								
0.11	26.0	0.21	31.9	0.31	35.8	0.41	39.4	0.51	43.4
0.12	26.7	0.22	32.3	0.32	36.2	0.42	39.8	0.52	43.8
0.13	27.3	0.23	32.7	0.33	36.5	0.43	40.2	0.53	44.2
0.14	27.9	0.24	33.1	0.34	36.9	0.44	40.6	0.54	44.6
0.15	28.5	0.25	33.5	0.35	37.2	0.45	41.0	0.55	45.0
0.16	29.1	0.26	33.9	0.36	37.8	0.46	41.4	0.56	45.5
0.17	29.7	0.27	34.3	0.37	37.9	0.47	41.8	0.57	45.8
0.18	30.3	0.28	34.7	0.38	38.3	0.48	42.2	0.58	46.2
0.19	30.9	0.29	35.1	0.39	38.6	0.49	42.6	0.59	46.6
0.20	31.5	0.30	35.5	0.40	39.0	0.50	43.0	0.60	47.0

^aFrom Hodge and Oreoski Ref. 6.17.

To determine the actual D_f , a Jominy test must be made. The Jominy distance to 50% martensite is determined from the results Table VII.3. Once this is established Table VII.4 is used to determine actual D_f based on Jominy distance to hardness corresponding to 50% martensite; for example, consider the following Jominy test results for this boron-treated steel:

Analysis:	C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo	B
	0.35	0.60	0.20	0.020	0.025	0.35	0.50	0.10	0.001

Jominy Results:

Jominy Distance (in./16)	Rc
1	53
2	53
3	52.5
4	52
6	48.3
8	44.3
10	41.5
12	38.3
14	36.0
16	33.6
20	31.0
24	29.4
28	28
32	26

Table VII.3 indicates that the hardness of 50% martensite for a 0.35% C steel is Rockwell C 37.2. This occurs at $J = 12.5$. Referring to Table VII.4, a Jominy distance of 12.5 sixteenths to 50% martensite hardness corresponds to an actual $D_f = 3.94$ in. Therefore

$$\text{Actual boron factor} = \frac{3.94}{2.01}$$

$$B_f = 1.96$$

This corresponds well with the previously calculated boron factor of 2.16 and the boron addition was effective.

Table VII.4 Relationship Between Jominy Distance to 50% Martensite Hardness and D_I

Jominy Distance	D_I	Jominy Distance	D_I	Jominy Distance	D_I
0.5	0.27	11.5	3.74	22.5	5.46
1.0	0.50	12.0	3.83	23.0	5.51
1.5	0.63	12.5	3.94	23.5	5.57
2.0	0.95	13.0	4.04	24.0	5.63
2.5	1.16	13.5	4.13	24.5	5.69
3.0	1.37	14.0	4.22	25.0	5.74
3.5	1.57	14.5	4.32	25.5	5.80
4.0	1.75	15.0	4.40	26.0	5.86
4.5	1.93	15.5	4.48	26.5	5.91
5.0	2.12	16.0	4.57	27.0	5.96
5.5	2.29	16.5	4.64	27.5	6.02
6.0	2.45	17.0	4.72	28.0	6.06
6.5	2.58	17.5	4.80	28.5	6.12
7.0	2.72	18.0	4.87	29.0	6.16
7.5	2.86	18.5	4.94	29.5	6.20
8.0	2.97	19.0	5.02	30.0	6.25
8.5	3.07	19.5	5.08	30.5	6.29
9.0	3.20	20.0	5.15	31.0	6.33
9.5	3.32	20.5	5.22	31.5	6.37
10.0	3.43	21.0	5.28	32.0	6.42
10.5	3.54	21.5	5.33		
11.0	3.64	22.0	5.39		

From Hodge and Orehoski, Ref. 6.17.

B The Climax Molybdenum Method (Ref 6.13 and 6.14)

This method of calculating the end-quench hardenability of steel follows the same scheme proposed by Grossmann; however, it is especially useful for carburizing grades of alloy steel. It has different multiplying factors but the method of determining a calculated D_I and constructing a theoretical Jominy curve is identical to Grossman's. The recommended carbon and grain-size factors are those extrapolated from the work of Kramer (Ref. 6.14).

Table VII.5 Multiplying Factors – Climax Molybdenum Method

Carbon				Manganese			
Grain Size							
% C	ASTM 5	ASTM 7	ASTM 9	% Mn	Factor	% Mn	Factor
0.15	0.35	0.300	0.260	0.1	1.07	1.1	2.91
0.20	0.43	0.37	0.33	0.2	1.18	1.2	3.13
0.25	0.50	0.44	0.39	0.3	1.33	1.3	3.35
0.30	0.57	0.51	0.45	0.4	1.49	1.4	3.56
				0.5	1.67		
				0.6	1.87		
				0.7	2.07		
				0.8	2.28		
				0.9	2.48		
				1.0	2.70		
Nickel				Chromium			
% Ni	Factor	% Cr	Factor	% Cr	Factor		
0.5	1.15	0.1	1.04	1.1	2.25		
1.0	1.31	0.2	1.09	1.2	2.47		
1.5	1.44	0.3	1.18	1.3	2.75		
2.0	1.60	0.4	1.28	1.4	3.14		
2.25	1.73	0.5	1.41				
2.5	1.88	0.6	1.54				
2.75	2.06	0.7	1.67				
3.0	2.26	0.8	1.81				
3.2	2.50	0.9	1.95				
3.4	2.76	1.0	2.09				
3.6	3.08						

Continued

Table VII.5 Continued

Molybdenum (with Ni < 0.75%)		Molybdenum (with Ni > 0.75%)	
% Mo	Factor	% Mo	Factor
0.1	1.11	0.1	1.22
0.2	1.25	0.2	1.41
0.3	1.43	0.3	1.68
0.4	1.61	0.4	1.98
0.5	1.82	0.5	2.29
0.6	2.03	0.6	2.59
0.7	2.27	0.7	2.90
0.8	2.51	0.8	3.20
0.9	2.75	0.9	3.51
1.0	3.02	1.0	3.82

C The Jatzak and Girardi Method

This method of calculating hardenability was first announced in 1954 (Ref. 6.15). Not only was it a technical breakthrough that provided a means of calculating the hardenability of steels with more than 0.75% carbon but it gave the results in terms of microstructure (originally as 10% transformation), balance martensite, and austenite. In 1972 C. F. Jatzak announced that it had been updated to include more alloying elements, synergistic effects between them, and the effect of different austenitizing temperatures (Ref. 6.16). A means was also provided to obtain results for expressing the hardenability not only in terms of 10% transformation, but 1% as well.

The method employs multiplying factors (Tables VII.6 to VII.10) as in preceding methods, but in using this procedure for calculating hardenability there are several guidelines to keep in mind:

- 1 The multiplying factors were developed for steels that had been normalized or quenched before re-austenitization for hardening. If the steel is spheroidize-annealed before hardening, its hardenability will be slightly higher as shown in Figure VII.1.
- 2 For calculation of case hardenability of carburizing steels hardened by direct quenching from the carburizer (1700 F) use the factors in the tables as follows:

(a) If the composition is pearlitic (i.e., contains less than 1.0% nickel and 0.15% molybdenum), use the factors Mn,* Si,* Ni,* Mo,* and

Table VII.6 Multiplying Factors for Carbon (Grain Size Range 5/9 ASTM)

Percent	1475 F	1525 F	1575 F	1700 F
0.60	0.77	0.79	0.79	0.79
0.65	0.795	0.81	0.82	0.82
0.70	0.82	0.83	0.85	0.85
0.75	0.83	0.845	0.875	0.875
0.80	0.83	0.86	0.90	0.90
0.85	0.80	0.85	0.91	0.93
0.90	0.73	0.81	0.90	0.935
0.91	0.715	0.785	0.89	0.935
0.92	0.70	0.765	0.88	0.93
0.93	0.685	0.745	0.87	0.92
0.94	0.675	0.73	0.86	0.91
0.95	0.66	0.71	0.85	0.90
0.96	0.65	0.70	0.835	0.89
0.97	0.64	0.69	0.825	0.875
0.98	0.625	0.675	0.81	0.86
0.99	0.62	0.665	0.795	0.845
1.00	0.61	0.655	0.78	0.83
1.01	0.60	0.645	0.76	0.815
1.02	0.595	0.64	0.74	0.80
1.03	0.59	0.63	0.725	0.79
1.04	0.58	0.625	0.71	0.78
1.05	0.575	0.62	0.695	0.77
1.06	0.57	0.61	0.68	0.76
1.07	0.565	0.605	0.67	0.75
1.08	0.56	0.60	0.655	0.74
1.09	0.557	0.595	0.645	0.735
1.10	0.555	0.59	0.64	0.73
Av G.S.	8/9	7/8	6/7	5/7

Al with the Cr factor labeled "Carburized Steels." Multiply them together with the proper factors for carbon and boron.

- (b) If composition is bainitic (i.e., contains more than 1.0% nickel and 0.15% molybdenum), again use the factors Mn,* Ni,* Mo,* Al, and Cr "Carburized Steels," but for silicon use the factor labeled Si.† Also use the proper carbon and boron factors.

- 3 For the calculation of case hardenability of carburizing steels, which are normalized or quenched from carburizing and reheated to 1700 F for

Table VII.7 Multiplying Factors for the Calculation of Case Hardenability of Carburizing Steels and the Hardenability of High Carbon Steels Hardened After a Prior Normalize or Quench Treatment

Per- cent	Mn*				Si*				Cr*				Cr Car- burized† Steels 1700	
	1475	1525	1575	1700	1475	1525	1575	1700	1475	1525	1575	1700		
0.05	1.02	1.04	1.04	1.04	1.02	1.04	1.04	1.04	1.02	1.04	1.04	1.04	1.04	
0.10	1.06	1.06	1.06	1.06	1.06	1.06	1.06	1.06	1.06	1.06	1.06	1.06	1.06	
0.15	1.10	1.10	1.10	1.10	1.10	1.10	1.10	1.10	1.10	1.10	1.10	1.10	1.10	
0.20	1.14	1.14	1.14	1.14	1.14	1.14	1.14	1.14	1.14	1.14	1.14	1.14	1.14	
0.25	1.18	1.18	1.18	1.18	1.18	1.18	1.18	1.18	1.18	1.18	1.18	1.18	1.18	
0.30	1.26	1.26	1.27	1.26	1.19	1.19	1.20	1.24	1.22	1.22	1.24	1.23	1.30	
0.35	1.31	1.32	1.33	1.33	1.20	1.20	1.21	1.33	1.26	1.27	1.28	1.31	1.41	
0.40	1.35	1.38	1.39	1.39	1.21	1.21	1.21	1.40	1.28	1.32	1.33	1.29	1.49	
0.45	1.41	1.44	1.45	1.44	1.22	1.22	1.22	1.48	1.31	1.35	1.36	1.44	1.59	
0.50	1.45	1.47	1.48	1.47	1.23	1.23	1.24	1.54	1.33	1.38	1.39	1.47	1.67	
0.55	1.48	1.53	1.53	1.53	1.24	1.24	1.25	1.61	1.34	1.41	1.41	1.52	1.75	
0.60	1.52	1.58	1.58	1.56	1.25	1.25	1.26	1.67	1.35	1.43	1.44	1.56	1.84	
0.65	1.55	1.61	1.62	1.59	1.26	1.26	1.27	1.72	1.36	1.46	1.46	1.61	1.89	
0.70	1.59	1.65	1.67	1.61	1.27	1.27	1.28	1.78	1.38	1.47	1.47	1.66	1.95	
0.75	1.62	1.69	1.72	1.66	1.28	1.28	1.29	1.84	1.39	1.49	1.48	1.73	2.00	
0.80	1.65	1.73	1.76	1.71	1.29	1.29	1.30	1.88	1.39	1.51	1.50	1.76	2.05	
0.85	1.67	1.76	1.81	1.75	1.31	1.31	1.31	1.93	1.40	1.51	1.51	1.81	2.09	
0.90	1.69	1.81	1.86	1.81	1.32	1.32	1.32	1.96	1.41	1.52	1.52	1.86	2.12	
0.95	1.73	1.85	1.89	1.91	1.33	1.33	1.32	1.99	1.41	1.53	1.53	1.92	2.15	
1.00	1.75	1.88	1.93	2.00	1.34	1.34	1.33	2.00	1.41	1.54	1.54	1.96	2.18	
1.05	1.78	1.92	1.98	2.09	1.35	1.34	1.34	2.01	1.41	1.55	1.54	2.00	2.21	
1.10	1.80	1.96	2.00	2.19	1.35	1.35	1.34	2.01	1.41	1.56	1.55	2.06	2.24	
1.15	1.82	2.02	2.04	2.28	1.36	1.36	1.35	2.04	1.41	1.56	1.56	2.08	2.27	
1.20		2.07	2.09	2.33	1.36	1.37	1.35	2.05	1.41	1.58	1.57	2.12	2.29	
1.25		2.14	2.16	2.40	1.38	1.38	1.36	2.06	1.41	1.59	1.58	2.15	2.32	
1.30		2.21	2.23	2.45	1.39	1.39	1.38	2.07	1.41	1.59	1.58	2.18	2.35	
1.35		2.29	2.33	2.49	1.40	1.40	1.39	2.08	1.41	1.59	1.59	2.21	2.39	
1.40		2.37	2.42	2.55	1.41	1.41	1.40	2.09	1.42	1.61	1.59	2.23	2.44	
1.45		2.50	2.54	2.59	1.42	1.43	1.41	2.10	1.43	1.51	1.59	2.24	2.47	
1.50		2.58	2.62	2.62	1.43	1.45	1.43	2.11	1.44	1.61	1.59	2.25	2.50	
1.55				2.66	1.45	1.46	1.45	...	1.45	1.62	1.60	2.26	2.53	
1.60				2.69	1.47	1.47	1.46	...	1.45	1.62	1.61	2.27	2.55	
1.65				2.72	1.48	1.49	1.48	...	1.46	1.63	1.62	...	2.57	
1.70				2.75	1.50	1.51	1.51	...	1.47	1.64	1.64	...	2.60	
1.75				2.79	1.52	1.53	1.53	...	1.47	1.65	1.65	
1.80				2.82	1.54	1.55	1.55	...	1.48	1.67	1.67	
1.85				2.86	1.57	1.58	1.58	...	1.49	1.68	1.69	
1.90				2.89	1.60	1.60	1.60	...	1.52	1.69	1.70	
1.95				2.93	1.62	1.62	1.62	...	1.54	1.72	1.72	
2.00				2.95	1.66	1.66	1.65	...	1.56	1.74	1.74	
Per- cent	Ni*				Mo*				Al 1475 →1700	Multialloy Si†				Multialloy Ni and Mn†
	1475	1525	1575	1700	1475	1525	1575	1700		1475	1525	1575	1700	
0.05	1.00	1.00	1.00	1.00	1.05	1.05	1.05	1.13	1.02	1.01	1.04	1.04	1.04	See
0.10	1.01	1.01	1.01	1.01	1.10	1.10	1.10	1.27	1.05	1.06	1.06	1.06	1.06	Tables
0.15	1.03	1.03	1.02	1.03	1.15	1.15	1.17	1.42	1.08	1.10	1.10	1.10	1.10	8, 9, or
0.20	1.04	1.04	1.04	1.04	1.20	1.20	1.26	1.56	1.12	1.14	1.14	1.14	1.14	10
0.25	1.05	1.05	1.05	1.05	1.24	1.24	1.35	1.73	1.15	1.18	1.18	1.18	1.18	
0.30	1.07	1.07	1.07	1.07	1.29	1.29	1.45	1.90	1.18	1.26	1.26	1.27	1.27	

Continued

Table VII.7 Continued

Per- cent	Ni*				Mo*				Al	Multialloy Si†				Multialloy Ni and Mn‡
	1475	1525	1575	1700	1475	1525	1575	1700	1475 → 1700	1475	1525	1575	1700	
0.35	1.09	1.09	1.09	1.11	1.34	1.34	1.55	2.09	1.22	1.31	1.32	1.33	1.36	
0.40	1.11	1.11	1.11	1.14	1.39	1.39	1.65	2.27	1.27	1.35	1.36	1.36	1.46	
0.45	1.12	1.13	1.12	1.16	1.44	1.44	1.75	2.45	1.31	1.41	1.40	1.40	1.54	
0.50	1.13	1.14	1.13	1.18	1.49	1.49	1.86	2.64	1.35	1.45	1.45	1.45	1.67	
0.55	1.14	1.15	1.14	1.20	1.54	1.54	1.97	2.82	1.40	1.47	1.48	1.47	1.80	
0.60	1.15	1.16	1.15	1.22	1.60	1.60	2.09	3.03	1.45	1.49	1.50	1.49	1.92	
0.65	1.16	1.17	1.16	1.24	1.66	1.66	2.21	3.26	1.48	1.52	1.53	1.52	2.06	
0.70	1.16	1.18	1.17	1.25	1.72	1.72	2.32	3.52	1.53	1.54	1.55	1.54	2.21	
0.75	1.17	1.18	1.18	1.26	1.80	1.80	2.44	3.80	1.57	1.56	1.56	1.56	2.35	
0.80	1.18	1.19	1.19	1.27	1.87	1.87	2.55	4.08	1.61	1.58	1.58	1.58	2.51	
0.85	1.19	1.19	1.20	1.29	1.92	1.92	2.67	4.40	1.65	1.59	1.59	1.59	2.68	
0.90	1.20	1.20	1.21	1.31	2.07	2.07	2.78	4.80	1.70	—	—	—	—	
0.95	1.21	1.21	1.22	1.34	2.18	2.18	2.91	5.20	1.73	—	—	—	—	
1.00	1.22	1.23	1.23	1.35	2.33	2.33	3.03	5.50	1.77	—	—	—	—	
1.05	1.22	1.24	1.23	1.36	—	—	—	—	1.80	—	—	—	—	
1.10	1.23	1.24	1.24	1.37	—	—	—	—	1.84	—	—	—	—	
1.15	1.24	1.25	1.25	1.39	—	—	—	—	1.87	—	—	—	—	
1.20	1.25	1.26	1.25	1.41	—	—	—	—	1.90	—	—	—	—	
1.25	1.26	1.27	1.26	1.43	—	—	—	—	1.93	—	—	—	—	
1.30	1.26	1.28	1.26	1.45	—	—	—	—	1.95	—	—	—	—	
1.35	1.27	1.29	1.27	1.48	—	—	—	—	1.97	—	—	—	—	
1.40	1.28	1.30	1.28	1.52	—	—	—	—	1.99	—	—	—	—	
1.45	1.29	1.31	1.29	1.56	—	—	—	—	2.00	—	—	—	—	
1.50	1.31	1.32	1.31	1.58	—	—	—	—	2.00	—	—	—	—	

1.55	1.32	1.33	1.32	1.62
1.60	1.33	1.34	1.33	1.66
1.65	1.34	1.35	1.35	...
1.70	1.35	1.36	1.36	...
1.75	1.37	1.37	1.37	...
1.80	1.38	1.39
1.85	...	1.41
1.90	...	1.43
1.95	...	1.45
2.00	...	1.49

*These are factors applicable to "single" alloy compositions and to all multiple alloy steels when quenching from 1700 F (927 C), however, when heat treating from 1475 to 1575 F (802 to 857 C), use only for those multialloy compositions that do not have a combined Ni and Mo content above 1.0 and 0.15%, respectively; for example, a steel with 1.5 Mn, 2.0 Ni, but 0 Mo conforms to this rule.

†When hardening directly from carburizing, use "Carburizer Steels" Cr factor in place of Cr*.

‡When the Ni and Mo contents exceed 1.0 and 0.15% together, use these multialloy factors for Ni, Mn, and Si with Cr*, Mo, and Al.

Table VII.8 Nickel + Manganese Multiplying Factors (when Quenched from 1475 F)

Nickel (%)	Manganese (%)					
	0.30	0.40	0.50	0.60	0.70	0.80
0.9	1.50	1.60	1.70	1.80	1.90	2.00
1.0	1.50	1.60	1.70	1.85	2.00	2.15
1.20	1.60	1.70	1.85	2.00	2.25	2.45
1.40	1.70	1.80	2.05	2.30	2.55	2.85
1.60	1.95	2.10	2.30	2.60	3.00	3.55
1.80	2.30	2.50	2.70	3.10	3.70	4.90

Table VII.9 Nickel + Manganese Multiplying Factors (when Quenched from 1525 F)

Nickel (%)	Manganese (%)					
	0.30	0.40	0.50	0.60	0.70	0.80
0.9	1.50	1.70	1.90	2.00	2.20	2.40
1.00	1.55	1.75	1.90	2.05	2.20	2.40
1.20	1.70	1.85	2.00	2.20	2.50	2.75
1.40	1.85	2.00	2.25	2.50	2.70	3.05
1.60	2.05	2.25	2.50	2.75	3.10	3.75
1.80	2.35	2.60	3.00	3.40	4.00	4.20

Table VII.10 Nickel + Manganese Multiplying Factors (when Quenched from 1575 F)

Nickel (%)	Manganese (%)					
	0.30	0.40	0.50	0.60	0.70	0.80
0.9	1.50	1.70	1.90	2.00	2.20	2.40
1.00	1.60	1.80	1.95	2.10	2.30	2.50
1.20	1.70	1.90	2.00	2.20	2.50	2.95
1.40	1.85	2.00	2.20	2.50	2.80	3.20
1.60	2.05	2.25	2.55	2.90	3.25	3.90
1.80	2.30	2.65	2.95	3.50	4.00	5.50

Table VII.11 Multiplying Factors for Boron

	Carbon Content (%)				
	0.60	0.70	0.80	0.90	1.00
Hardened from 1525 F	1.50	1.75	1.30	1.25	1.00
Hardened from 1700 F	1.75	1.60	1.45	1.30	1.20

hardening, and for calculating the hardenability of hypereutectoid steels, which are to be normalized before rehardening from 1700 F, follow the above procedure but use the regular Cr* factor.

- 4 For calculation of case hardenability of carburizing steels and/or high carbon steels, which are normalized or quenched before rehardening from 1475 to 1575 F, use the factors as follows:

- (a) If a composition is pearlitic, use the factors labeled Mn,* Si,* Cr,* Ni,* Mo,* and Al with the appropriate carbon and boron factors.
- (b) If bainitic, use the factors Cr,* Mo,* and Al with Si.† Also include the appropriate nickel and manganese factor from Tables VII.8, VII.9, or VII.10 and the appropriate carbon and boron factors.

- 5 For the calculation of hardenability of high carbon steels hardened from a spheroidize-annealed prior structure use the procedure as set forth in (4) but convert the D_j value obtained to the annealed D_j by using Fig. VII.1.

When employing this procedure, the following facts must also be recognized:

- 1 The reheat time at the austenitization temperature during rehardening of prior normalized or spheroidize-annealed high carbon steels and carburizing steels should be reasonably close to the 35 to 40 min used by Jatczak.
- 2 Although grain-size variations need not be taken into consideration with these factors, it is recognized that slight variations exist in hardenability due to variation in grain size, particularly in pearlitic steels.
- 3 The boron factors shown apply for boron additions protected with titanium, aluminum, and zirconium. A lower effect would probably result if other boron alloys were used.

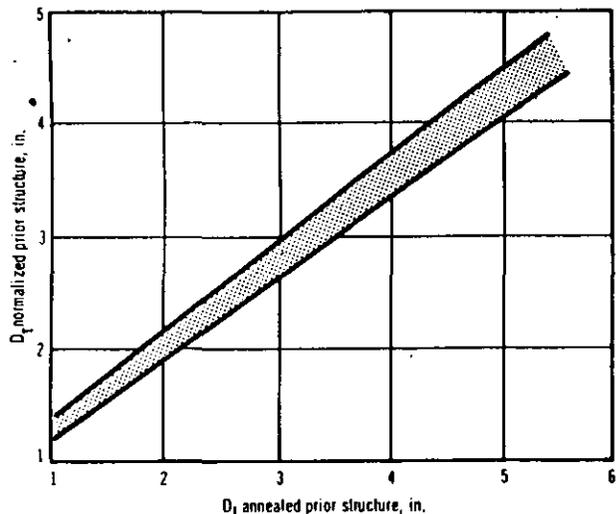


Fig. VII.1 Correlation between hardenability based on normalized and spheroidize-annealed prior structures in alloyed 1.0% carbon steels.

After the multiplying factors have been properly selected and multiplied together, the result is the D_J for 10% transformation. The location of this 10% transformation on the end-quench hardenability specimen can be determined from Fig. VII.2. The location of 1% transformation (60 to 62 Rockwell C) can then be determined from Fig. VII.3; for example, the point at which 10% transformation has taken place for a calculated D_J of 4.0 is 13/16 in. from the quenched end of the Jominy specimen. To determine the Jominy position when only 1% transformation has taken place in a bainitic steel Fig. VII.3 is used. In this example, with a D_J of 4.0, proceed horizontally to an intersection with the 10% bainite line, then vertically downward to the 1% bainite line, then back to the Y axis, at which the D_J for 1% bainite is 3.0. Going to Fig. VII.2, it will be found that 1% bainite occurs at approximately 8.5 sixteenths on the Jominy specimen.

D The R. A. Grange Method

This method as described in technical reports of the Research Laboratory of the U.S. Steel Corporation, November 1969 and June 1972 involves subjecting a small specimen of steel to various cooling rates by quenching it in brine solu-

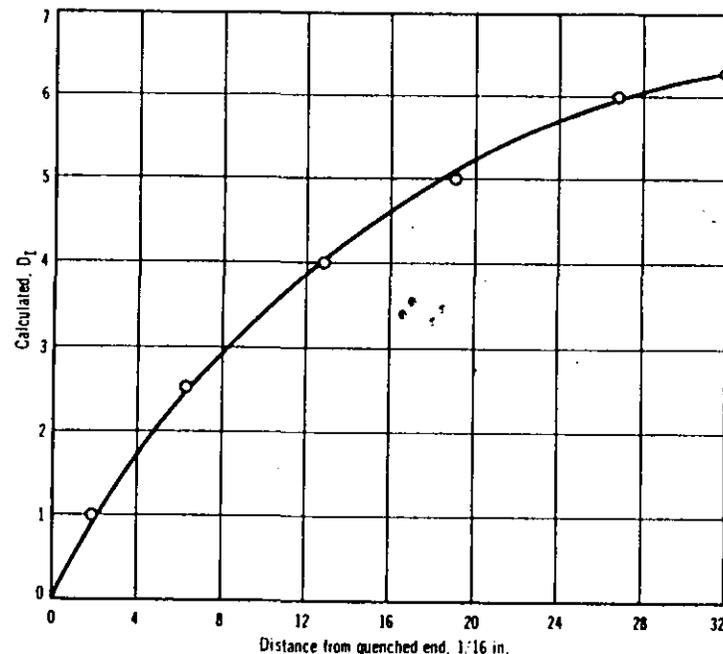


Fig. VII.2 Relationship between Jominy distance and D_J (D. J. Carney, Transactions ASM, Vol. 46, 1954, p. 882).

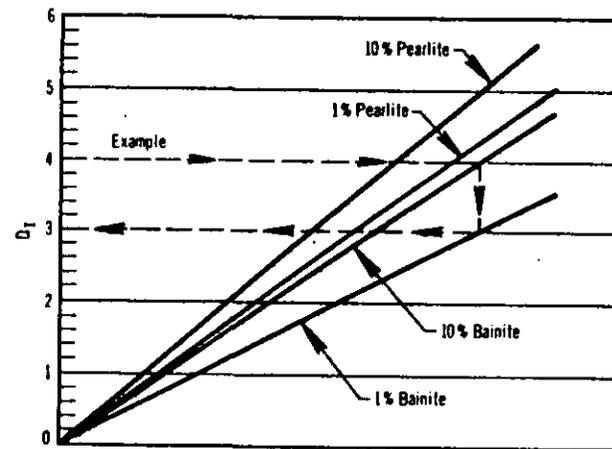


Fig. VII.3 D_J relationship for 1 and 10% structure criteria. See text for example.

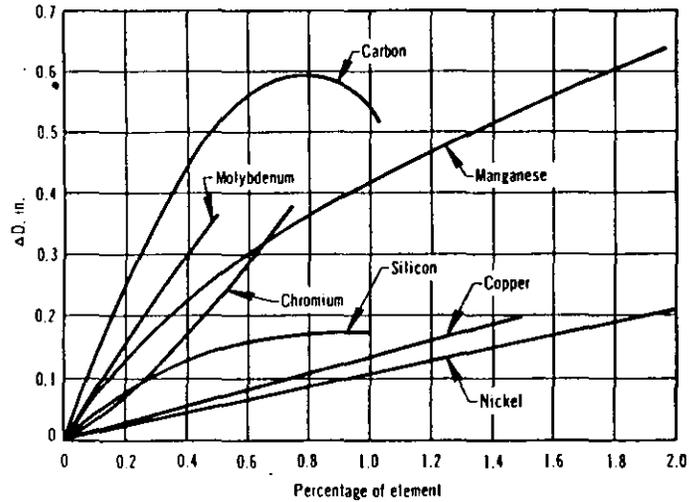


Fig. VII.4 Grange additive factors for hardenable diameter (inch).

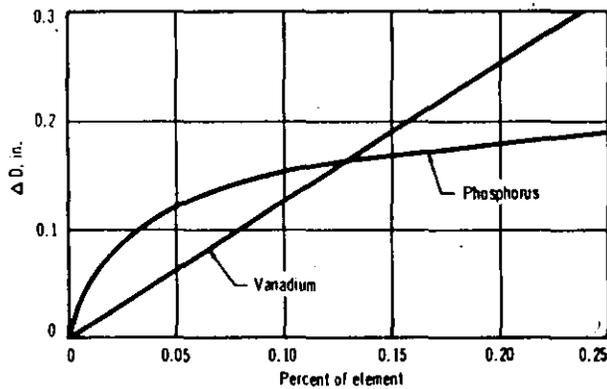


Fig. VII.5 Additive hardenability factors for vanadium and phosphorus.

tions of increasing temperatures rather than end quenching as in the Jominy test. The results are expressed as the diameter of a steel that will harden to a microstructure of 90% martensite at the center when brine-quenched (except for boron steels which were water-quenched). The factors shown are for relatively shallow hardening steels and are additive; for example, HD (hardenable diameter) = D_C (for carbon) + D_{Mn} (for manganese) + D_{Si} (for silicon) (see Fig. VII.4) This result can then be corrected for phosphorus and vanadium contents by using Fig. VII.5 and for boron, by Fig. VII.6.

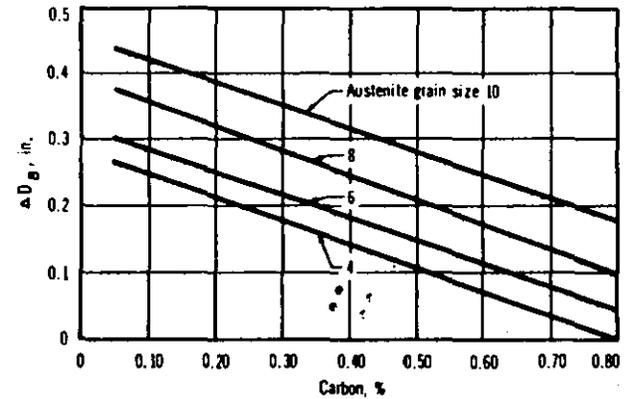


Fig. VII.6 Effect of boron on hardenability at four different grain sizes.

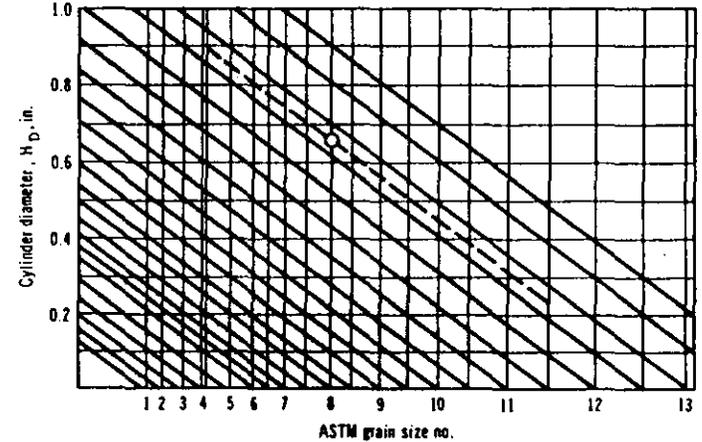


Fig. VII.7 Chart for predicting hardenable diameter (water-quenched steel, 90% martensite) for any grain size different from that at which hardenability was measured or estimated. See text for example.

To predict the hardenable diameter for grain sizes other than that of the steel used in the above calculations, use Fig. VII.7 as follows:

Suppose one has made a hardenability determination that shows a hardenable diameter of 0.65 in. at grain size of 8 (indicated by the small circle). To determine the hardenable diameter at any other grain size draw a line like the broken one shown or lay a straight edge parallel to the angular lines. It can be seen, for example, that the hardenable diameter is 0.9 for a grain size of 4 and only 0.3 for a grain size of 11.



FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.
DIVISION DE EDUCACION CONTINUA

CURSOS ABIERTOS

I CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES

MODULO II

METALES Y CERAMICOS

INTRODUCCION A LOS CERAMICOS

EXPOSITOR: M. EN C. ARTURO BARBA P.

*JUNIO
1992*

Nuevas cerámicas

Estos materiales no metálicos ni poliméricos son duros, resisten el calor y el ataque químico y adquieren propiedades eléctricas especiales. La investigación busca ahora la solución de su principal defecto: la tendencia que muestran a romperse

H. Kent Bowen

Durante miles de años, la arcilla, la primera cerámica procesada, ha sido la materia prima fundamental para la alfarería, los ladrillos y las tejas. Es, por tanto, comprensible que estos productos comunes vengan a la mente cuando se habla de cerámica.

Los científicos de materiales, por su parte, suelen definirla afirmando que se trata de un material sólido que no es metal ni polímero (aunque pueda contener elementos metálicos o poliméricos como constituyentes o aditivos). Las cerámicas pueden fabricarse a partir de una amplia gama de materias primas distintas de la arcilla (algunas de las cuales no se encuentran en la naturaleza) y se presentan en una morfología plural: vidrios, vitro-cristales, cristales monolíticos, conglomerados de cristales pequeños y combinaciones de dichas formas. Sirven como abrasivos y herramientas de corte, como protectores del calor y aislantes eléctricos, como combustible nuclear y para implantación de huesos artificiales. Las diversas aplicaciones de los materiales cerámicos los convierte en algo común e indispensable, al propio tiempo, en la sociedad moderna.

En todas sus aplicaciones, los materiales cerámicos se valoran principalmente por su capacidad de resistir el calor y el ataque químico. Estas virtudes se deben a los fuertes enlaces que mantienen a los átomos constituyentes en sus posiciones de equilibrio. La na-

turalidad de esos enlaces añade también un inconveniente crítico: la fragilidad. Un material frágil no se deforma bajo carga y, sin embargo, como puede atestiguar cualquiera que haya dejado caer una pieza de loza, la cerámica propende a romperse en añicos. Esta desafortunada propiedad hace que la cerámica sea particularmente sensible a mínimas imperfecciones en su microestructura, las cuales sirven de puntos de iniciación de grietas. Por consiguiente, se han dedicado muchos esfuerzos de la investigación cerámica a desarrollar nuevos procesos que minimicen estos defectos microscópicos; y se ha insistido en el diseño de nuevas composiciones y microestructuras que eviten el crecimiento de grietas.

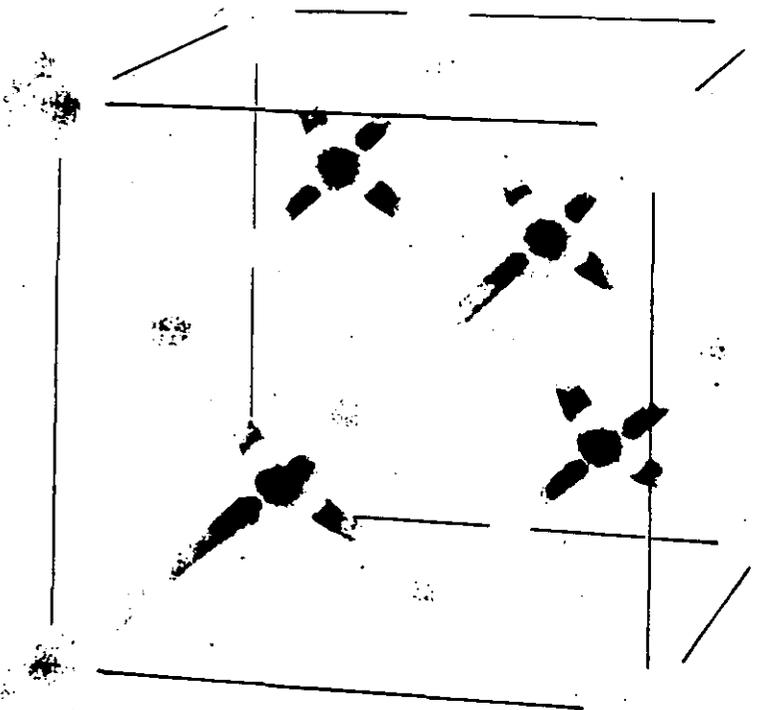
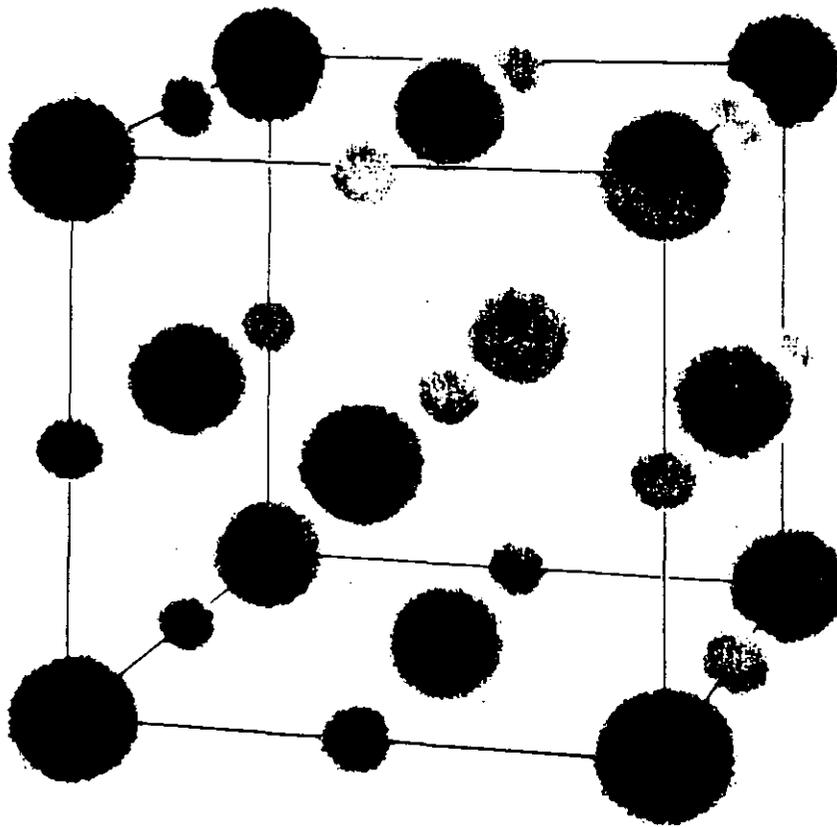
Los recientes avances en el dominio de las cerámicas no sólo han permitido mitigar el problema de la fragilidad, sino que han proporcionado también un mayor control sobre aspectos de la composición y la microestructura que gobiernan otras propiedades físicas. Tal control facilita el diseño de materiales cerámicos que satisfagan exigencias químicas, térmicas, mecánicas y eléctricas específicas, de las que ningún otro material puede dar cuenta. De hecho, los nuevos materiales cerámicos han desempeñado un papel decisivo en el desarrollo de nuevas tecnologías, tales como los ordenadores y las telecomunicaciones, y continuarán protagonizando las tecnologías del futuro.

Las propiedades características de una cerámica derivan de su estructura, tanto en un nivel atómico como a una escala cuyo rango está comprendido desde unos pocos micrometros (milionesimas de metro) hasta unos cuantos milímetros. En el nivel atómico hallamos, por lo que a las cerámicas se refiere, dos tipos de enlace: iónico y covalente. En el enlace iónico, los electrones se transfieren de un átomo a otro vecino. El átomo que cede los electrones adquiere carga positiva, mientras que el átomo que los recibe se carga negativamente. Las cargas iónicas opuestas así creadas mantienen unidos los átomos del material.

En el enlace covalente, los átomos vecinos comparten electrones de manera más o menos igual. Aunque la fuerza electrostática de atracción entre átomos adyacentes es menor que en el enlace iónico, los enlaces covalentes tienden a mostrar una fuerte componente direccional, lo que significa que resisten el movimiento de los átomos. El material más duro que se conoce, el diamante, está compuesto por átomos de carbono unidos covalentemente.

Ya sean los enlaces de carácter esencialmente iónico o esencialmente covalente, los átomos se disponen en grupos, llamados celdillas unidad, que se repiten de manera periódica a través del material. Esta disposición ordenada de celdillas unitarias constituye un cristal. Si no hay periodicidad alguna fuera de la celdilla unidad local, el material no es cristalino. En muchos casos, combinaciones iguales de átomos producen una estructura cristalina o no cristalina, según los átomos hayan tenido tiempo o no, durante el proceso de formación, para disponerse de manera periódica. Por ejemplo, si la sílice o dióxido de silicio (SiO_2) se funde y se deja enfriar lentamente y de forma controlada, las moléculas de sílice se alojan en una red que presenta un orden de largo alcance, produciendo cristales de cristo-

1. DOS TIPOS DE GRANOS o cristales pequeños aparecen en esta micrografía de luz polarizada de una muestra (a unos 400 aumentos) de un material vitrocerámico producido a partir de escorias, los desechos de la fundición de metales. Se han formado granos columnares en la superficie del material, creciendo hacia el interior, donde encuentran granos plumosos. Los materiales vitrocerámicos constituyen un nuevo tipo de material cerámico que combina el cómodo procesamiento inherente a los materiales cerámicos no cristalinos, o vidrios, con la durabilidad y resistencia al calor de los materiales cerámicos cristalinos. Los objetos vitrocerámicos se obtienen fundiendo las materias primas en un vidrio viscoso, dando forma al objeto cuando el material es maleable y provocando la aparición de granos en el material conformado. La cristalización en un objeto vitrocerámico se intensifica con la inclusión de agentes nucleantes en el fundido y mediante tratamiento térmico. La vitrocerámica de la micrografía, compuesta de sílica, o dióxido de silicio (SiO_2), óxido de calcio (CaO) y otros óxidos metálicos, puede encontrar una aplicación práctica en teselas resistentes al desgaste. La micrografía fue realizada por Rosalia N. Andrews y Martha R. Fletcher, de Birmingham.



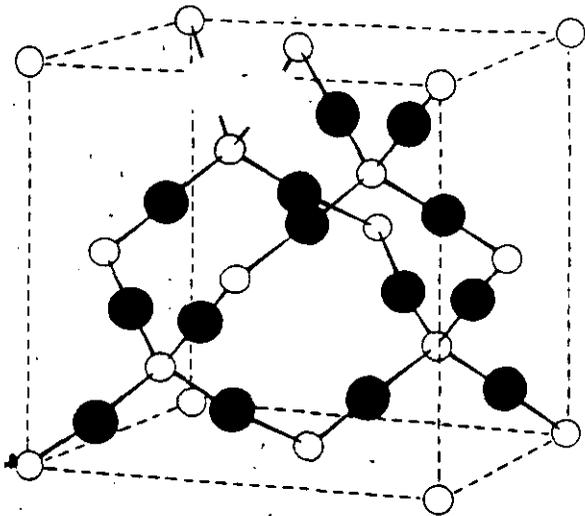
2. ENLACE EN UNA CERAMICA: puede ser iónico (*arriba*) o covalente (*abajo*). En el enlace iónico, los electrones se transfieren de un átomo a otro vecino. El donante se carga positivamente; el aceptor, negativamente. La fuerza electrostática entre los átomos los mantiene en sus posiciones. En el enlace covalente, los electrones están compartidos de manera más o menos equilibrada por átomos vecinos. A diferencia del enlace iónico, el enlace covalente (representado aquí por conexiones visibles entre los átomos) tiende a ser direccional y a oponerse al deslizamiento entre planos de átomos. Los diagramas representan casos idealizados. Un material cerámico real viene a ser un híbrido de los dos tipos de enlace entre sus átomos.

balita (variedad de cuarzo). Por otro lado, si la sílice fundida se enfría rápidamente, las moléculas carecen de tiempo suficiente para construir una red cristalina y están "congelada" en una disposición irregular, dando lugar a una sustancia no cristalina: el vidrio de sílice.

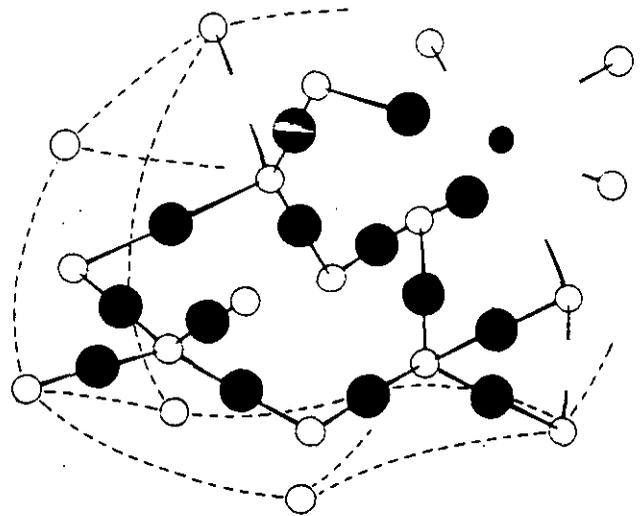
Es en este nivel atómico fundamental donde puede distinguirse la cerámica de otros materiales. Mientras que los materiales cerámicos suelen ofrecer fuertes enlaces híbridos iónico-covalentes que limitan el movimiento electrónico, los átomos de los metales forman estructuras reticulares a través de las cuales los electrones más externos de los átomos pueden moverse libremente. Las sustancias orgánicas se componen de moléculas basadas en átomos de carbono e hidrógeno; estas moléculas tienden a formar polímeros, o largas cadenas, en vez de estructuras cristalinas tridimensionales.

La diversidad de estructuras atómicas (hay catorce clases de celdillas unitarias) y la posibilidad de substituciones generales de un elemento por otro en la estructura permiten una variedad de materiales cerámicos aparentemente infinita, con un amplio rango de propiedades. Un ejemplo típico es el del óxido de aluminio. Si se entrecruzan átomos de cromo en cristales policristalinos de óxido de aluminio, se obtienen cristales de rubí que median la producción de radiación láser. Entremezclar átomos de titanio en cristales de óxido de aluminio similares produce zafiros. Las formas policristalinas (formadas de numerosos cristallitos, llamados granos) del óxido de aluminio pueden ser lo bastante transparentes como para fabricar ventanas que aguanten altas presiones y temperaturas. En forma de granos sueltos, la misma cerámica es corindón, un fuerte abrasivo; bajo forma de finas partículas en una matriz de vidrio de sílice, constituye la materia prima de aisladores eléctricos y de ladrillos refractarios (resistentes al calor).

La estructura atómica de los materiales cerámicos dotales de una estabilidad química que se manifiesta a través de la impermeabilidad a la degradación ambiental, como la disolución en disolventes. A pesar de que muchos materiales cerámicos estén compuestos de óxidos metálicos, resulta con frecuencia imposible una ulterior oxidación (por combustión o por otra reacción química). De hecho, un material cerámico de óxido metálico ha sido ya "quemado" o "corroído", de suerte



3. CERAMICAS CRISTALINAS Y VITREAS pueden fabricarse a partir de las mismas combinaciones de elementos. La diferencia entre ambos materiales se debe al ordenamiento tridimensional de sus átomos. Un cristal de sílice (izquierda) se forma a partir de un modelo fundamental de átomos de silicio (blanco) y oxígeno (rojo) que se repite periódicamente a través del material. El vidrio de



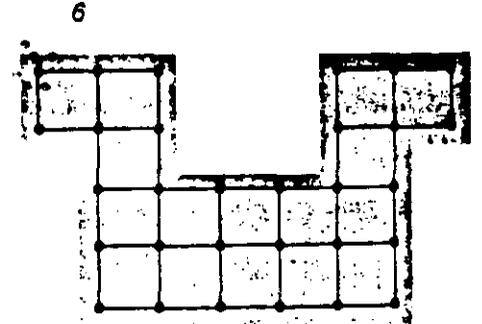
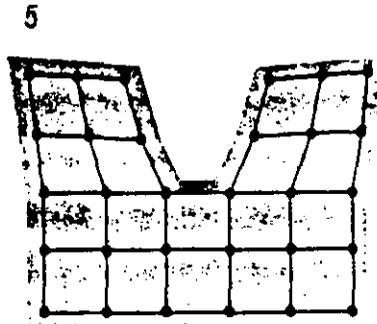
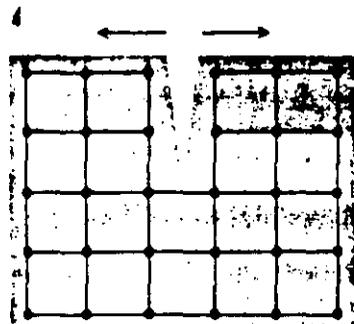
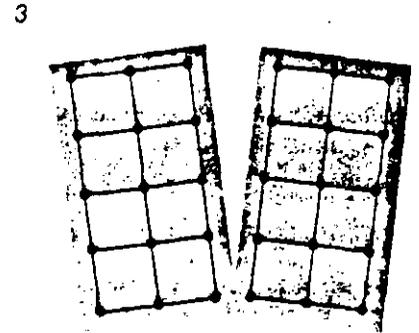
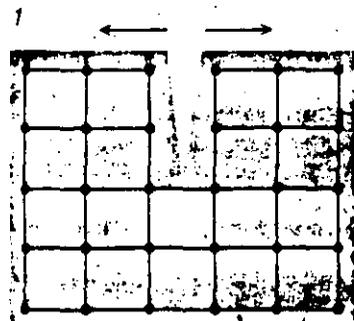
sílice (derecha), por otra parte, no muestra una periodicidad de largo alcance en su estructura atómica. Las impurezas (negro) del vidrio distorsionan la estructura cortando enlaces entre átomos de silicio y oxígeno. Un cristal se forma a partir de sílice fundida si el líquido se enfría gradualmente, permitiendo que los átomos dispongan de suficiente tiempo para situarse en la estructura.

que el objeto cerámico final no puede ser sometido posteriormente a otra degradación de éstas. La fuerza de los enlaces en los materiales cerámicos les confiere también un alto punto de fusión, dureza y rigidez.

Ahora bien, la fuerza de los enlaces en las cerámicas impide, al propio tiempo, el fácil desplazamiento de planos atómicos entre sí; el material no puede deformarse (como ocurre con

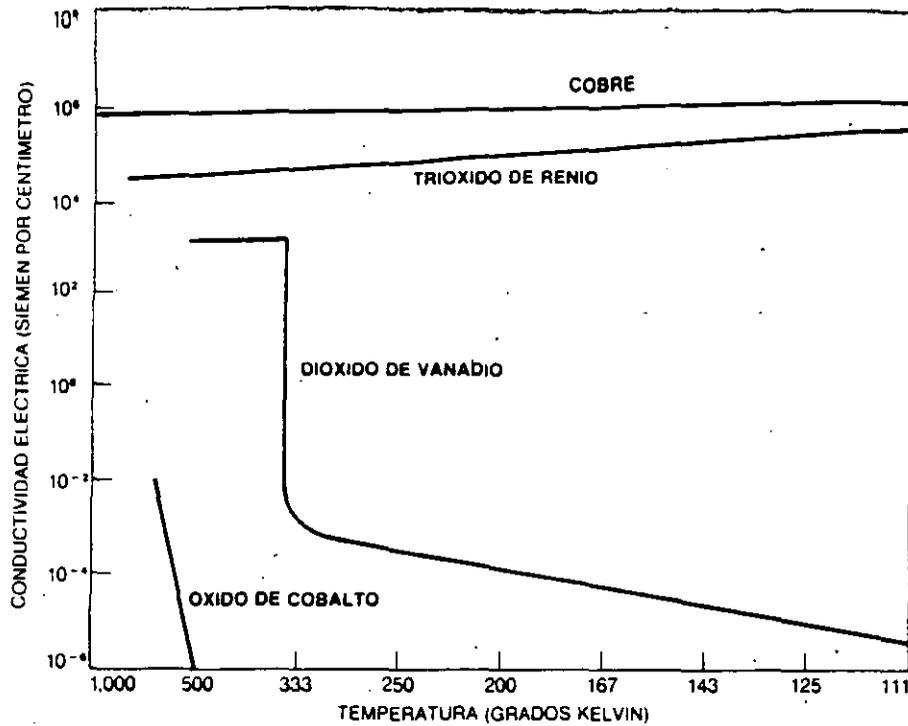
los metales dúctiles: el cobre, por ejemplo), para aliviar las tensiones impuestas por una carga. En razón de ello, los materiales cerámicos mantienen admirablemente su forma bajo una tensión, hasta que ésta excede cierto límite (el límite de fractura); entonces, los enlaces ceden de repente y el material se rompe catastróficamente. Una consecuencia de la fragilidad es que las cerámicas pueden resistir mucho mejor

cargas de compresión (que compriman el material) que cargas de tracción (fuerzas que tiran del material) o cargas de corte (fuerzas que determinan que los planos del material se deslicen en direcciones opuestas). La razón estriba en lo siguiente: bajo cargas de compresión, las grietas incipientes tienden a cerrarse; bajo cargas de tracción o de corte, las superficies de las grietas tienden, por contra, a separarse.

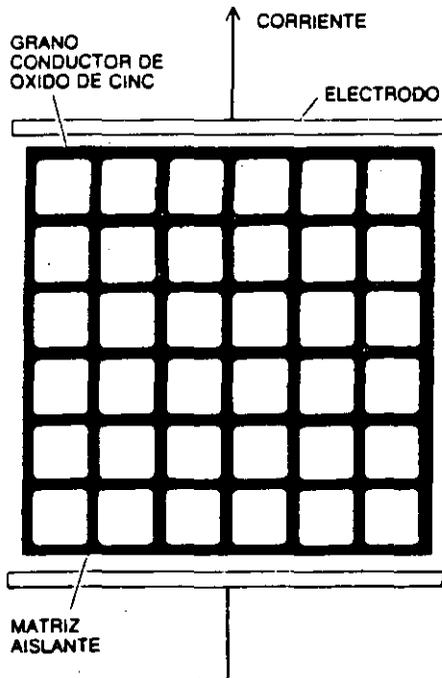


4. ENTRE LOS MATERIALES FRAGILES se cuentan los cerámicos: éstos tienen una estructura cristalina que no los hace fácilmente deformables. En consecuencia, una grieta estrecha que concentra tensiones (flechas) en su extremo que superan el límite en el que los enlaces del material se rompen, puede abrirse

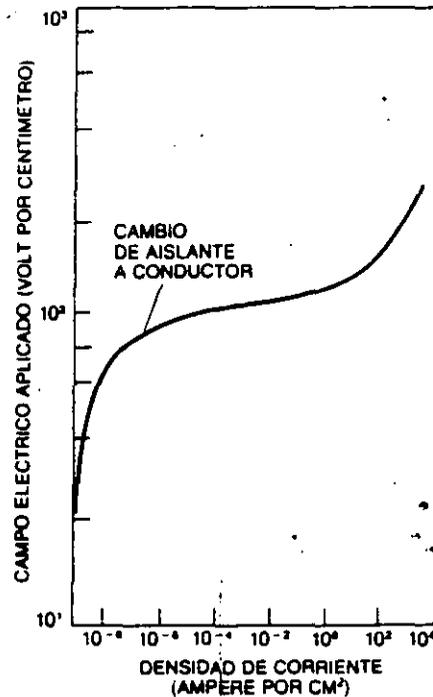
camino rápidamente a través de un material cerámico (1-3), haciendo que éste se rompa catastróficamente. Una grieta similar en un material dúctil (4) puede ensancharse y despuntarse cuando los enlaces se deforman, se rompen y se reúnen, permitiendo que los planos atómicos se deslicen mutuamente (5, 6).



5. PROPIEDADES ELECTRICAS de la cerámica: dependen de su estructura cristalina y de los estados permitidos de energía de los electrones que forman los enlaces: ambos factores vienen determinados por la composición atómica. El óxido de cobalto (CoO) tiene una estructura tal que permite a los electrones debidamente excitados viajar a través de la red del cristal, tal como lo harían en un semiconductor como el silicio. El dióxido de vanadio (VO_2) se comporta como un semiconductor, pero a 330 grados Kelvin (unos 60 grados C) sufre un ligero cambio en la estructura cristalina, con lo que los electrones pueden entonces viajar a su través como lo harían en un metal conductor. El trióxido de renio (ReO_3) se distingue por ser conductor, independientemente de la temperatura. La conductividad del cobre se muestra a título comparativo.



6. LA MICROESTRUCTURA puede manipularse, junto con la composición atómica, para conferir al material cerámico propiedades eléctricas únicas. El óxido de cinc (ZnO) es un semiconductor, pero si se incluyen ciertas impurezas en la estructura cristalina puede convertirse en un buen conductor. Si los granos de ZnO dopados se incluyen en una matriz cerámica aislante, puede construirse un varistor (un resistor variable). El material aislante entre los granos de ZnO evita que la corriente fluya a través del varistor a bajo voltaje. A voltajes altos, sin embargo, los electrones tienen suficiente energía para superar la barrera de conducción entre los granos y viajan a través del varistor. El voltaje al cual el varistor pasa de mal a buen conductor se controla variando el tamaño y el dopado de granos de ZnO y el espesor de las capas aislantes entre granos.

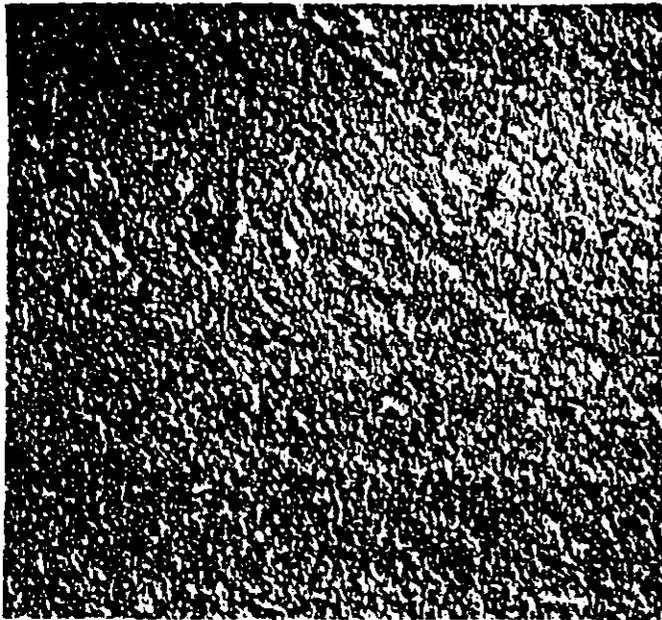


Los materiales cerámicos pueden adquirir mayor resistencia a la fractura si se eliminan los defectos minúsculos, tales como vacantes o impurezas químicas entre los granos del material. Cualquier tensión aplicada tiende a concentrarse en las posiciones defectuosas. Dado que el material cerámico no puede deformarse para aliviar las tensiones concentradas, el límite de fractura se sobrepasa fácilmente en las posiciones de esos defectos, aunque la mayor parte del material permanezca por debajo de ese umbral. Cuando se supera ese umbral en la posición de un defecto, se desarrolla una grieta. Y puesto que también concentra tensiones, la grieta se propaga rápidamente a través del material cerámico, provocando, en última instancia, su rotura.

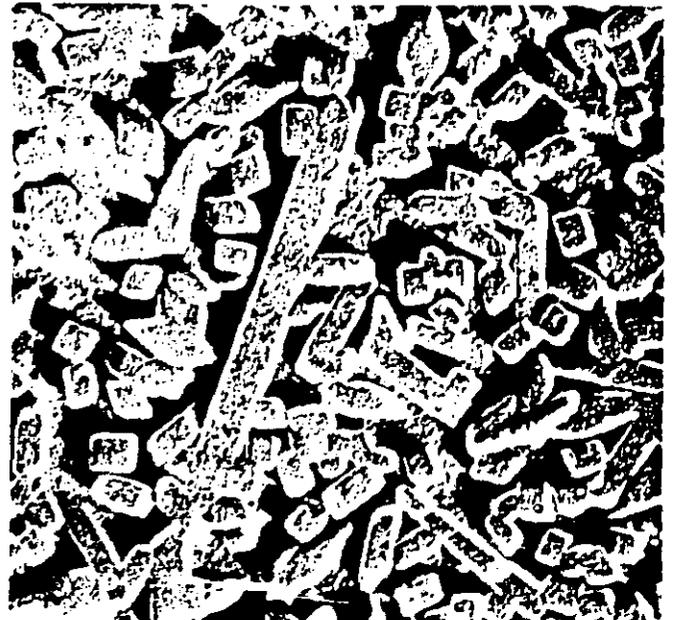
La resistencia a la rotura frágil (el grado de dificultad con el que las grietas se propagan a través de un material bajo tensión) se mide cuantitativamente por su tenacidad. Muchos metales tienen valores de tenacidad superiores a 40 megapascal (MPa) por raíz cuadrada de metro; los metales frágiles, como el hierro colado, conocen tenacidades del orden de los 20 MPa por raíz cuadrada de metro. Las cerámicas tradicionales y los materiales vítreos, por el contrario, presentan valores de tenacidad de apenas 1 MPa por raíz cuadrada de metro.

Otras propiedades macroscópicas de los materiales cerámicos dependen de la peculiar disposición de los átomos en los cristales. Por ejemplo, la estructura cristalina del óxido de cobalto permite que los electrones, si están debidamente excitados, viajen a través de la red de manera parecida a como lo harían en un semiconductor de silicio. Por la misma razón, el dióxido de vanadio también actúa como un semiconductor a bajas temperaturas. Sin embargo, y a diferencia del óxido de cobalto, el dióxido de vanadio sufre una ligera modificación en su estructura cristalina alrededor de los 330 grados Kelvin (60 grados C); los electrones del material se comportan así como en un conductor metálico. La estructura cristalina del trióxido de renio, a diferencia de la de los otros dos óxidos metálicos, permite la conducción de la electricidad igual que en un metal, independientemente de la temperatura.

Las llamadas cerámicas ferroeléctricas proporcionan un ejemplo aún mejor de las propiedades que se originan en la arquitectura atómica de un material. Al poseer una distribución de



7. GRANOS EXTREMADAMENTE PEQUEÑOS pueden cristalizar en forma de materiales vitrocerámicos. Las micrografías electrónicas, realizadas en la empresa Corning Glass Works, muestran un vidrio de aluminosilicato no cristallino (izquierda) y el mismo material después de haberse tratado térmicamente



para producir granos cristallinos (derecha). La muestra está aumentada en unos 70,000 diámetros. Debido a que granos más pequeños y más uniformes mejoran el material cerámico, los científicos encuentran en los métodos de procesado de las vitrocerámicas un camino para producir nuevos materiales cerámicos.

sigual de cargas en sus celdillas unitarias, los granos cristallinos que se encuentran en una cerámica ferroeléctrica se polarizan, es decir, una parte del grano se carga positivamente, mientras que la opuesta lo hace negativamente. No suele observarse una polarización neta de la cerámica, puesto que los granos polarizados están orientados al azar, anulando las cargas entre sí. Sin embargo, por aplicación de un campo eléctrico externo durante el procesado, los granos pueden reorientarse de forma que las direcciones de polarización se fortalezcan y confieran al material una distribución de carga macroscópicamente detectable. Ahora bien, la cerámica permanece no conductora incluso cuando está polarizada. Esta propiedad es la que se explota en la fabricación de condensadores que acumulen carga eléctrica; y por esta razón, los condensadores se fabrican principalmente con cerámicas.

Si la distribución de cargas en un cristal de una cerámica ferroeléctrica no es simétrica respecto del centro del cristal, puede producirse un cambio de polaridad por deformación del cristal. En ese fenómeno se fundan las cerámicas piezoeléctricas. Cuando éstas se deforman mecánicamente, desarrollan una considerable carga eléctrica; pero si las sometemos a un campo eléctrico, se deformarán. Como los materiales cerámicos piezoeléctricos convierten eficazmente la energía mecánica en energía eléctrica, o viceversa, se hallan

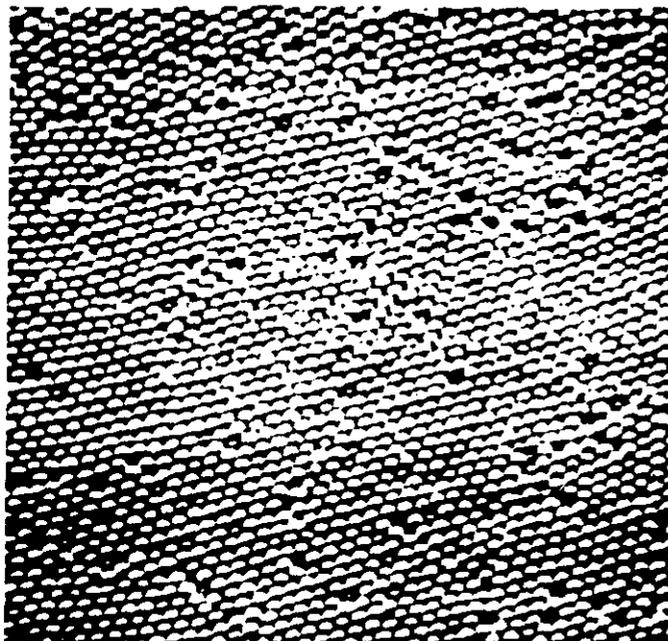
en el corazón de los transductores incorporados en los sistemas de sonar y en los equipos médicos de ultrasonidos. Las cargas generadas por la deformación mecánica de ciertas cerámicas piezoeléctricas pueden alcanzar decenas de miles de volt. Las chispas que pueden inducirse por el voltaje así producido se usan para la ignición en calentadores de gas, cocinas y mecheros.

Las propiedades implícitas de la estructura atómica de un material cerámico puede, a veces, combinarse fructíferamente con una microestructura particular para dar al material las propiedades especiales deseadas. Tal es el caso de la fabricación de varistores (resistores variables) de óxido de cinc. Los cristales de óxido de cinc (ZnO) son normalmente semiconductores, pero pueden convertirse en buenos conductores eléctricos por inclusión de ciertas impurezas en su estructura cristalina (proceso llamado de dopado). Si se introduce un conjunto ordenado de granos de ZnO dopado en una matriz cerámica aislante, las propiedades eléctricas del material resultante pueden hacerse altamente no lineales. A bajo voltaje, el material muestra una conductividad eléctrica asimismo baja, puesto que la matriz aislante impide el paso de corriente eléctrica entre los granos de ZnO. A voltajes altos, sin embargo, los electrones que transportan la corriente tienen energía suficiente para superar las barreras aislantes entre los granos conductores de

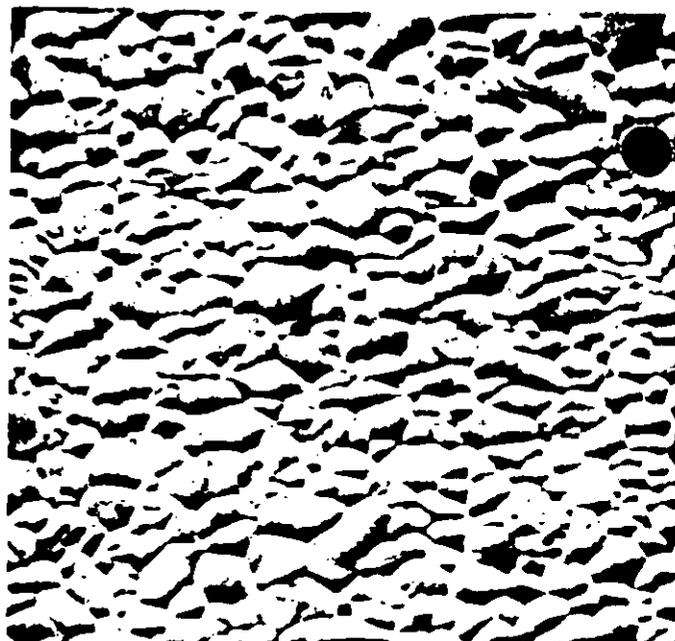
ZnO, con lo que el material resultante es altamente conductor. El voltaje al cual tiene lugar el cambio de mal conductor a buen conductor puede fijarse variando la microestructura, es decir, el tamaño de grano del ZnO y la anchura de las capas aislantes entre los granos. De esta manera, los varistores de ZnO han encontrado aplicación como protectores automáticos contra cortocircuitos en montajes eléctricos de casi cualquier voltaje.

La composición química y la microestructura de una cerámica determinan, en última instancia, todas sus propiedades macroscópicas. Y están, a su vez, determinadas por los métodos de procesamiento. Dado que es más fácil, en muchos aspectos, procesar cerámicas (al igual que metales y plásticos) a partir de un estado fundido, los vidrios y los cristales monolíticos se procesan de esta forma. Cierta tipo de cerámica moderna, la llamada vitrocerámica, combina el sencillo procesado del vidrio con la durabilidad de la cerámica policristalina.

En el procesado de materiales vitrocerámicos, que empezó en la empresa Corning Glass Works, hace unos 30 años, las materias primas se funden y el objeto se conforma mientras el material se halla en un estado vítreo. Los agentes nucleantes especiales incluidos en el fundido, y el tratamiento térmico subsiguiente, favorecen el crecimiento de minúsculos cristales en el vidrio.



8. SINTESIS QUIMICA de polvos finos a partir de los cuales se obtienen los materiales cerámicos. Se trata de otro camino para garantizar granos extremadamente pequeños en el material cerámico. En el Instituto de Tecnología de Massachusetts se ha desarrollado una técnica para precipitar partículas de titanio, u óxido de titanio, a partir de una solución. Las partículas uniformes y químicamente puras tienen menos de un micrometro de diámetro (una milésima de metro).



Como se muestra en estas micrografías, obtenidas con microscopio electrónico, las partículas pueden empaquetarse tan densamente (izquierda) que no queden huecos entre los granos de la cerámica producida cuando las partículas están sintetizadas (derecha), es decir, "soldadas" entre sí por calentamiento a una temperatura bastante inferior a la de fusión total del material. Gracias a su microestructura libre de huecos, este material cerámico es tenaz.

Merced a los granos cristalinos, las vitrocerámicas presentan mayor resistencia a la fractura y a las altas temperaturas que los vidrios convencionales no cristalinos.

Aunque el vidrio blando viscoso que puede obtenerse de un fundido cerámico está sujeto a un procesado global rápido, el rango completo de propiedades de los materiales cerámicos avanzados no puede a menudo alcanzarse si el material se encuentra en estado vítreo. De ahí que muchos materiales cerámicos avanzados se fabriquen a través de un proceso en múltiples etapas que complica notablemente la tarea de manipular la composición y la microestructura.

El proceso de fabricación de los nuevos materiales cerámicos se parece, en principio, bastante al que se sigue en la fabricación de artículos tradicionales de arcilla. Para producir en serie piezas de alfarería cocida, se muelen primero los minerales naturales y se mezclan en un polvo fino de arcilla. Se añade agua para formar una masa plástica. La masa se conforma mediante las técnicas acostumbradas de moldeado por inyección (en el que la arcilla se comprime en un molde cerrado), moldeado por extrusión (en el que la arcilla se fuerza a través de un troquel que tiene la sección deseada) o colado (en el que una suspensión acuosa de arcilla se vierte sobre un molde poroso que absorbe el

exceso de agua). El objeto conformado se seca al aire antes de introducirlo en el horno. Allí se cuece a una temperatura inferior a la de fusión completa del material, según un proceso de sinterización. Durante ésta, las partículas de arcilla se van "soldando", hasta eliminar la mayor parte de los huecos entre las partículas; por consiguiente, el objeto se contrae.

En la manufactura de los nuevos productos cerámicos se siguen pasos similares, con una salvedad: se añaden polímeros orgánicos aglomerantes, en vez de agua, para convertir el polvo fino inicial en una masa maleable. Los aglomerantes se queman y eliminan en el proceso de sinterización. Se pueden añadir también otros productos orgánicos, llamados defloculantes, para evitar la aglomeración del polvo en agregados que darían lugar a una sinterización irregular y a la formación de huecos. A veces, la aplicación de una presión antes de la sinterización, o durante la misma, ayuda a densificar el material, "estrujando" los huecos en la masa del polvo; esto ayuda también a reducir la contracción irregular y el agrietamiento.

Puesto que el talón de Aquiles de un material cerámico es su propensión a la rotura frágil, y dado que los defectos microscópicos tales como huecos, aglomerados e impurezas químicas están en las posiciones en las que se originan las

grietas, muchas de las investigaciones actuales en cerámica se han dirigido hacia la eliminación de tales defectos. Una forma de hacerlo es partir de un polvo finísimo, de alta pureza química y empaquetarlo estrechamente antes de la sinterización:

En el Instituto de Tecnología de Massachusetts (MIT), se ha desarrollado un método para precipitar partículas de una solución uniforme de titanio, u óxido de titanio (TiO_2), con un diámetro inferior al micrometro. Las partículas se suspenden luego en otra solución, a la que se han añadido polímeros orgánicos. Los polímeros se adsorben sobre la superficie de las partículas, evitando que éstas se acerquen lo suficiente como para formar aglomerados. El material cerámico policristalino que resulta tras el empaquetamiento controlado y la sinterización de las partículas tiene una densidad muy próxima a la teórica; no hay, pues, huecos entre los granos del cristal. Debido a esta microestructura libre de huecos, el material es muy resistente y tenaz.

Otro método, desarrollado también en el MIT, puede producir partículas diminutas de alta pureza química. Un compuesto gaseoso de silicio e hidrógeno se calienta mediante un láser dióxido de carbono de alta potencia. La breve e intensa aplicación de calor descompone el gas, liberando el silicio

en forma de partículas extremadamente finas. Suspendiendo estas partículas en una solución que permita controlar su carga eléctrica, se puede conseguir empaquetarlas estrechamente en una estructura libre de defectos.

Estos nuevos métodos de procesado permiten a los científicos que estudian los materiales controlar una microestructura cerámica sobre escalas que varían en ocho órdenes de magnitud; a nivel atómico (controlando la pureza química y la temperatura y presión de la sinterización), a una escala de unas cien veces el tamaño de un átomo (controlando el tamaño de las partículas y los fenómenos superficie-partícula), a una escala de milésimas de milímetro (controlando el tamaño del grano y del poro mediante un empaquetamiento apropiado del polvo) y, finalmente, a la escala macroscópica del producto que se está fabricando.

En conjunción con unos mejores métodos de procesado, diseñados con la idea de reducir el número de defectos creadores de grietas, se están desarrollando nuevas formas para aumentar la tenacidad de los materiales cerámicos, las cuales detienen las grietas, una vez se han formado por esfuerzos de tracción o tangenciales. Un método para elevar la resistencia a la propagación de grietas es el reforzamiento por trans-

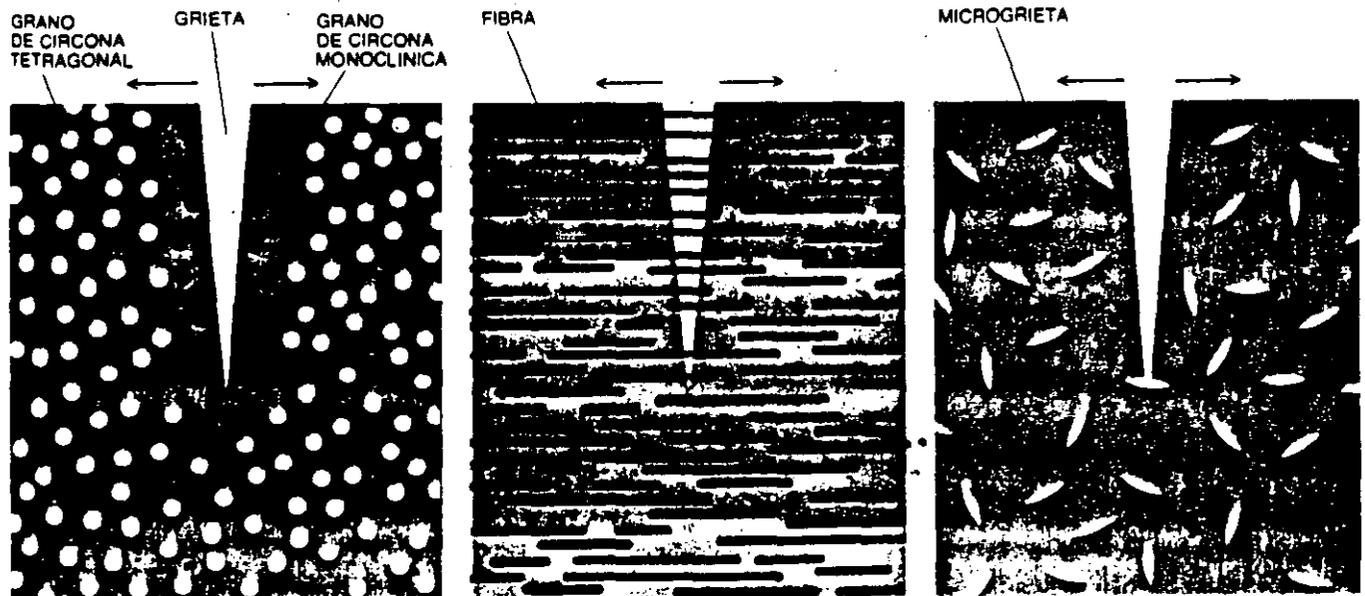
formación. En este método de reforzamiento, se aprovecha la transformación de la estructura cristalina de la circonita, o dióxido de circonio (ZrO_2), inducida mediante tensiones en el extremo de una grieta. Este cambio aumenta el volumen del cristal de circonita entre un tres y un cinco por ciento. De esta manera, una grieta que se aproxime a los granos de circonita embebidos en una matriz provoca la expansión de éstos. Expansión que induce una compresión local de la matriz: oprime la grieta y detiene su propagación. Dichos granos de circonita se han incorporado ya a muchos materiales cerámicos, algunos de los cuales muestran una resistencia a la fractura superior a los 15 MPa por raíz cuadrada de metro.

Otra vía prometedora para reforzar la tenacidad consiste en intercalar finas fibras cerámicas en una matriz cerámica o vítrea. Como en un compuesto polímero-fibra, las fibras cerámicas amarran las grietas, impidiendo su posterior ensanchamiento y crecimiento. Las fibras de carburo de silicio se han incorporado ya a materiales vítreos, vitrocerámicos y cerámicos; los compuestos resultantes han mostrado una resistencia significativa a la rotura frágil, que no distinguía precisamente a los materiales cerámicos monolíticos.

El principio en que se basa un tercer

método de reforzamiento es el mismo que subyace en el procedimiento acostumbrado para detener grietas visibles en las placas de acero. Se trata de lo siguiente: redondeando el extremo de una grieta se pueden disipar las tensiones en dicho extremo a lo largo de una gran área, reduciéndola por debajo del límite de fractura. En el caso de las placas de acero se hace taladrando un agujero en el extremo de la grieta. En el caso de los materiales cerámicos, pequeñas grietas, denominadas microgrietas, se dispersan, de intento, a través del material en el curso de su procesado. Cuando un extremo de una grieta alcanza una de las microgrietas, aquella se redondea de forma parecida.

Estos y otros avances en el procesado y diseño microestructural han permitido a los especialistas en materiales cerámicos sintetizar clases enteras de nuevos materiales con unas propiedades que los materiales metálicos u orgánicos no pueden ofrecer. En virtud de estas propiedades, los componentes cerámicos han desempeñado y seguirán desempeñando un papel principal, si no crítico, en el desarrollo de productos, procesos de fabricación e, incluso, industrias enteras. Los materiales cerámicos avanzados actúan como "generadores" de tecnología, satisfaciendo las especiales demandas que las nacien-



9. LOS MECANISMOS DE REFORZAMIENTO permiten que una grieta en un material cerámico pueda detenerse y completan las nuevas técnicas de procesado que pretenden eliminar imperfecciones iniciadoras de grietas. Los mecanismos de reforzamiento (izquierda) se basan en el cambio de estructura cristalina (de tetragonal a monoclinica) que sufren los granos de circonita, u óxido de circonio (ZrO_2), cuando se someten a tensiones en el extremo de una grieta. Dado que los granos monoclinicos tienen un volumen ligeramente superior, pueden comprimir la grieta cuando ésta se expande en el curso de la transformación.

Los materiales cerámicos también se pueden hacer resistentes a la fractura entrelazándolos con fibras cerámicas (centro), como en el caso de los materiales compuestos. Las fibras amarran la grieta y evitan que se ensanche y crezca. Una tercera vía para frenar una grieta consiste en esparcir la concentración de tensiones del extremo sobre una superficie mayor. Para conseguirlo se crean grietas diminutas, las denominadas microgrietas (derecha), en el material cerámico durante su procesado. Cuando una grieta se funde, en su aproximación, con una microgrieta, su extremo se redondea. (Esquema de George V. Kelvin.)

FLUIDOS CÓSMICOS



Eduardo Battaner

Un volumen de 272 páginas.
Labor Universitaria, Manuales.

La astrofísica abarca conceptos que dependen prácticamente de la totalidad de las ramas de la física. La mayoría de los tratados salvan la dificultad limitando su índice a un grupo de temas muy afines relacionados con un aspecto determinado de la física (física nuclear, altas energías, física del plasma, etc.), o bien yuxtaponiendo; en una exposición meramente descriptiva, los diferentes temas que se consideran propios de la astrofísica.

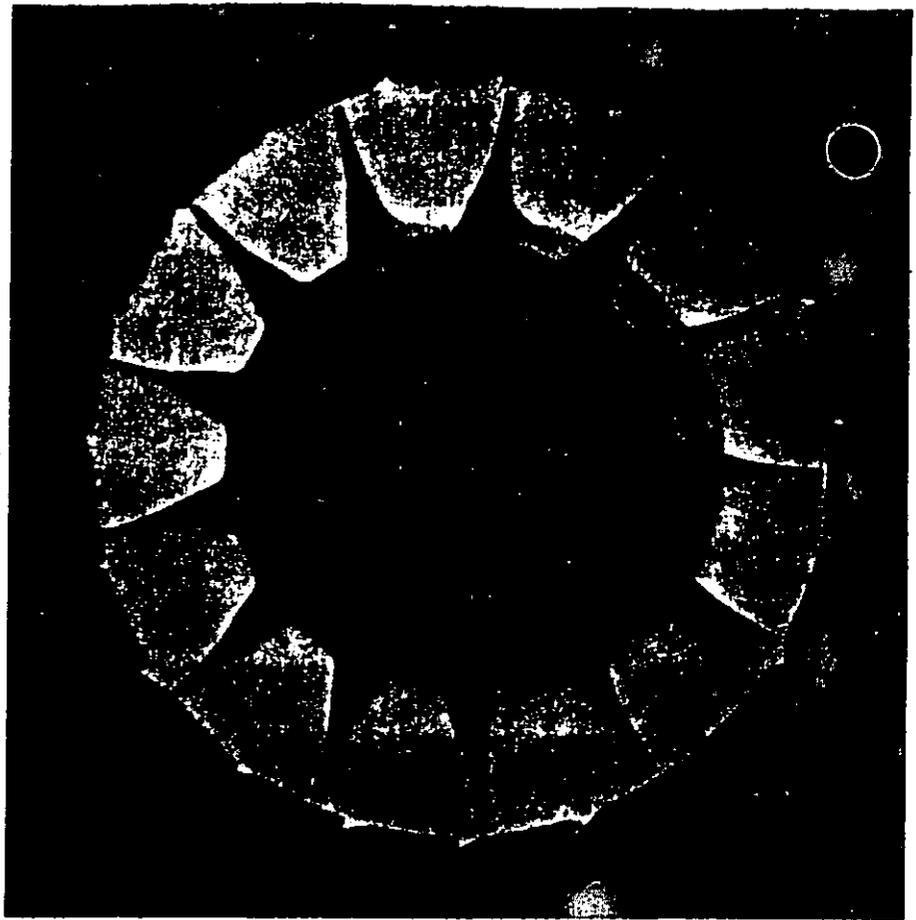
El enfoque adoptado por el profesor Battaner en FLUIDOS CÓSMICOS presenta la originalidad de unificar las cuestiones astrofísicas que plantea a partir de la mecánica estadística y la hidrodinámica, dándoles coherencia y un soporte riguroso. Es especialmente remarcable el tratamiento dado a la física de los fenómenos de transporte, elemento clave en el estudio de gran número de procesos astrofísicos.

Todo ello suministra un punto de partida sólido para el posterior estudio, en textos más especializados, de los numerosos problemas abordados.

En el aspecto formal, el autor pone de manifiesto toda su vasta experiencia investigadora y docente: las deducciones se combinan con los razonamientos según órdenes de magnitud, cosa muy necesaria para romper los esquemas excesivamente formalistas que el estudiante arrastra de sus primeros años de carrera; este libro le hará profundizar en cuestiones básicas de física e introducirse en temas que abarcan la mayor parte de las investigaciones actuales en astrofísica.



LABOR



10. UN ROTOR CERAMICO (objeto en forma de estrella) mejora el rendimiento de un nuevo turbina de gas, permitiéndole operar a temperaturas donde el rotor metálico falla. El dispositivo diseñado por las empresas Garrett y Ford, para el Departamento de Energía de EE.UU. y la

tes tecnologías hacen de nuevos materiales.

Dos ejemplos de este papel generador que ha representado la cerámica en los últimos años son el desarrollo de los imanes de ferrita para núcleos magnéticos de memoria, sin los cuales los ordenadores de alta velocidad no podrían haberse creado, y el desarrollo de fibras ópticas de sílice, sin las cuales los sistemas de telecomunicación no podrían afrontar necesidades futuras de forma rentable.

Podrían citarse otros ejemplos del pasado, pero son las nacientes aplicaciones potenciales de la cerámica avanzada las que los científicos e ingenieros buscan en muchos campos, mirando hacia el futuro. En esta línea, las cerámicas se están incorporando ahora a los motores de combustión interna. Los principales beneficios que pueden derivarse de su incorporación son altas temperaturas de funcionamiento y un menor peso total del motor, lo cual se traduce en un mayor rendimiento. Además, y debido a su excelente resistencia al desgaste, los com-

ponentes cerámicos no requieren una lubricación exhaustiva.

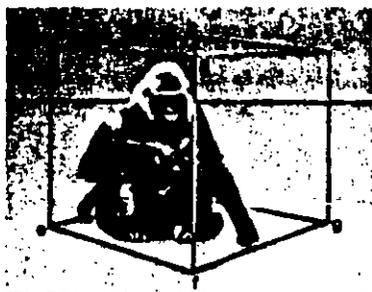
La empresa Nissan de motores, industria japonesa del sector automovilístico, ha introducido ya un vehículo con un rotor turbo de nitruro de silicio en su motor. La empresa Cummins ha estado probando un motor diesel para camiones con cabezas de pistón, cojinetes y camisas de cilindros cerámicos que permiten el funcionamiento sin un sistema de refrigeración. Varias firmas estadounidenses están desarrollando motores con turbina de gas cerámica para automóviles, y la Rolls Royce está experimentando con motores similares para helicópteros.

Los materiales cerámicos tienen también muchas aplicaciones potenciales si cambian sus propiedades eléctricas cuando se exponen a ciertos productos químicos. Las moléculas de líquidos o gases que interaccionan con una de estas cerámicas, en forma de granulos porosos, por ejemplo, podrían cambiar la resistencia eléctrica de la cerámica, de fácil medición. El diseño de un sensor basado en este prin-

ETOLOGIA DE LA VIVIENDA HUMANA

*De los nidos de gorilas y chimpancés
a la vivienda humana*

Jordi Sabater Pi



Un volumen de 14 x 22 cm y 126 páginas, con 18 figuras y 14 fotografías. Colección Labor Universitaria, Monografías.

A finales del siglo XIX se afianzó definitivamente, como ciencia, una nueva disciplina: la etología. El creciente interés de una de sus especializaciones, la Primatología, nos ha llevado a la publicación de este libro. Su autor, el doctor Jordi Sabater Pi, es uno de los pioneros de la investigación primatológica en el África ecuatorial.

Después de la segunda guerra mundial, el desarrollo de la Etología se ha plasmado de manera evidente; prueba de ello son las publicaciones aparecidas hasta la fecha, en diversos idiomas. El doctor Sabater Pi es autor de innumerables trabajos científicos publicados en libros y revistas especializadas de todo el mundo.

Entre 1966 y 1969, como becario de la National Geographic Society y de la Tulane University (EE. UU.), centró su investigación en tres campos: el descubrimiento de industrias elementales de los chimpancés en las montañas de Okoro-Bikó (Río Muni), el estudio de la transmisión cultural de los instrumentos y varios estudios etnológicos de los pueblos del África occidental. A partir de 1958, y hasta 1985, pasó a ser Conservador del Parque Zoológico de Barcelona, logrando para el mismo un ejemplar de gorila albino, único en el mundo. Actualmente es profesor titular de Etología en el departamento de Psicología de la Universidad de Barcelona. La importancia del doctor Sabater Pi radica en que ha sido uno de los introductores de esta especialidad, la Etología, en la universidad española, entre otras aportaciones fundamentales.



LABOR

cipio no encierra especial dificultad; basta, a menudo, con sólo un par de contactos eléctricos. La no reactividad y la resistencia a la corrosión de los materiales cerámicos permitiría a los sensores fabricados con estos materiales comportarse considerablemente mejor en ambientes químicos agresivos que los sensores convencionales.

Uno de esos dispositivos, que tiene miles de aplicaciones potenciales en sistemas de aire acondicionado, secadores y equipos respiratorios, es un sensor de humedad. Se han desarrollado otros sensores cerámicos para detectar la presencia de metano, constituyente principal del gas natural; pueden mejorar la seguridad en los hogares en los que se usa el gas para calentar o cocinar. Por último, un solo artefacto cerámico que sirviera como sensor de temperatura, presión, luz y calor, además de ciertos agentes químicos, podría acoplarse a un microprocesador para controlar las máquinas en el hogar, los transportes y las fábricas.

Otra área de crecimiento se encuentra en los materiales cerámicos piezoeléctricos. Limitémonos a citar dos nuevas aplicaciones del mayor interés. La primera consiste en una cabeza de inyección de tinta de imprenta de alta precisión. La cabeza consta de cientos de diminutos tinteros piezoeléctricos. Por aplicación selectiva de un voltaje a los tinteros, pueden hacerse contraer repentinamente, con lo que se inyecta tinta sobre el papel en modelos que corresponden a caracteres. Con esta cabeza impresora se pueden obtener finos detalles y coloreado; además, requiere muy poco espacio y menores voltajes, comparada con otras cabezas.

Se pueden construir también motores de conducción directa a partir de materiales cerámicos piezoeléctricos, por conversión en movimiento traslacional o rotacional de la dilatación de la pieza cerámica cuando se expone a un campo eléctrico. Estos motores son compactos, ligeros y simples, ya que no requieren cables para dirigir el campo. Pueden detenerse y comenzar sin deslizamiento, proporcionando además un par elevado a bajas velocidades; se puede mover lenta y precisamente kilogramos de carga.

Un motor de este tipo, desarrollado por la empresa de electricidad industrial Shinse, de Japón, es un motor lineal de conducción directa. La masa a mover se coloca sobre un rail fijo de cerámica piezoeléctrica. La aplicación de

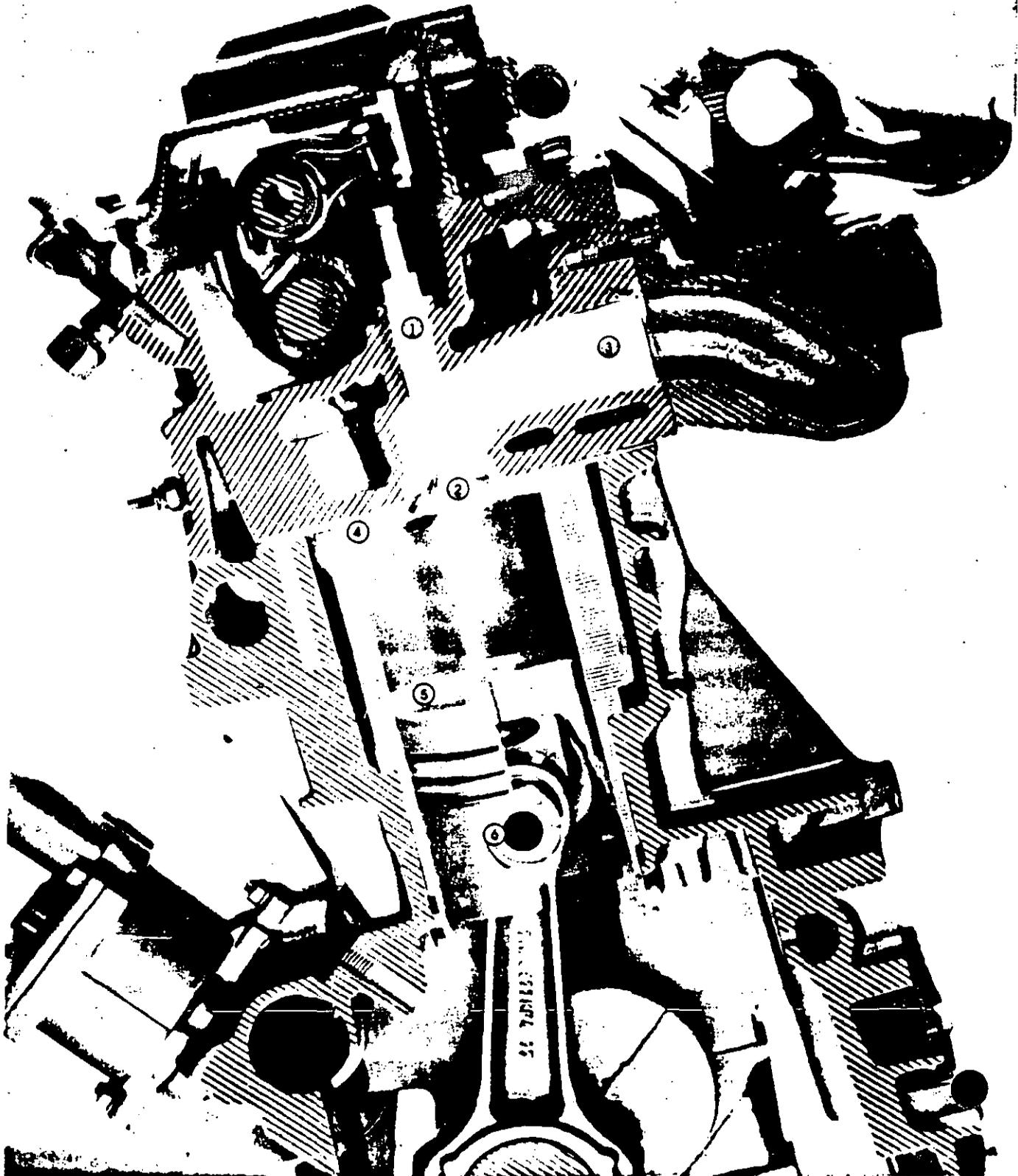
un voltaje de alta frecuencia sobre el rail produce "rizos" en su superficie, capaces de dirigir la masa hacia delante o hacia atrás sobre el rail. Se están considerando cientos de aplicaciones en máquinas, instrumentos y productos de consumo para estos motores.

En muchos sentidos, la cerámica representa la mayor oportunidad del hombre para elaborar de forma económica un producto acabado a partir de materias primas sin valor. Las propiedades físicas del material se pueden modificar o fortalecer bien mediante diminutos cambios en la composición o en la orientación de los granos, bien combinando materiales cerámicos diferentes en un material compuesto, bien eliminando (o creando intencionadamente) huecos. Los especialistas en materiales cerámicos están ganando terreno en el necesario control preciso sobre la composición y la microestructura mediante la cristalización de vidrios, el uso de polvos extremadamente finos de alta pureza química y a través del empaquetamiento químico denso de los polvos de partida. Además, las especies químicas que forman los materiales cerámicos están entre las más abundantes de la Tierra. Por consiguiente, las materias primas para la cerámica serán probablemente durante mucho tiempo más baratas que las materias primas para los materiales sustitutos más próximos, que son generalmente aleaciones metálicas especiales que contienen elementos caros y relativamente raros tales como cobalto, niobio, wolframio y cromo.

Aunque la susceptibilidad de la cerámica a pequeñas imperfecciones durante el procesado significa que no es fácil hacer y conformar cerámicas de calidad suficientemente elevada a bajo coste, el valor potencial de los materiales cerámicos crece con cada aumento en la pureza y homogeneidad, lo que hace que merezca la pena continuar explorando nuevas vías para lograr virtualmente la perfección en el procesado. Sin embargo, no basta alcanzar la perfección en el laboratorio. Los procesos de laboratorio óptimos deben trasladarse después a procesos a escala industrial sin abandonar el control exquisito de la composición y la microestructura. La investigación de técnicas de procesamiento delicadas que puedan aumentarse hasta proporciones comerciales hace del procesado de la cerámica avanzada uno de los grandes desafíos de la ingeniería para el resto del siglo.

Las cerámicas termomecánicas

por Philippe Boch



Las cerámicas, tradicionalmente reservadas a usos domésticos -vajillas, pavimentos y sanitarios-, desde hace veinte años han entrado con gran empuje en los componentes electrónicos. ¿Serán en el futuro parte integrante de las turbinas y de los motores? La puesta a punto de nuevos compuestos y de nuevas técnicas de fabricación permite actualmente la obtención de materiales de excelentes características mecánicas, especialmente a alta temperatura: las cerámicas termomecánicas. Estas podrían servir para la obtención de piezas de motor que utilizaran tanto su resistencia al calor como su propiedad termoaislante. Sin embargo, aún no se ha conseguido eliminar sus principales inconvenientes: la fragilidad y la dificultad de producir en serie objetos cerámicos de características idénticas. El gran público aún habrá de esperar, sin duda, algún tiempo antes de que los motores «ceramizados» equipen sus automóviles. Pero afortunadamente, estas cerámicas están ya en periodo de pruebas en otros sectores.

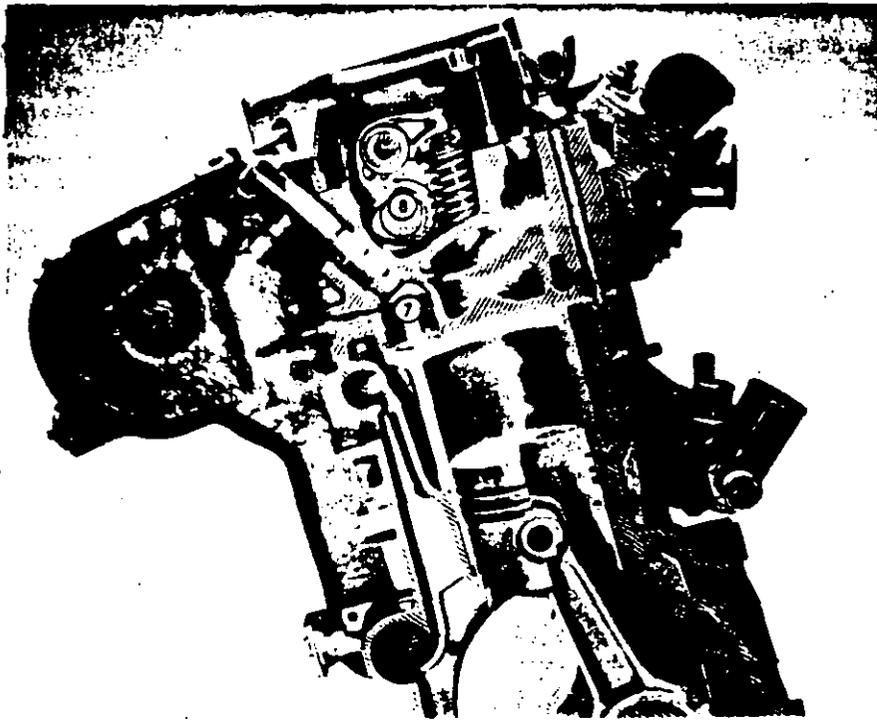


Figura 1. Las cerámicas llamadas termomecánicas, de altas prestaciones mecánicas y térmicas, podrían servir para la fabricación de piezas de motor por su resistencia a las temperaturas elevadas, sus propiedades como aislantes térmicos y también por su resistencia al desgaste. En estas fotografías puede verse en corte, un motor «ceramizado» diesel de 2 litros, actualmente en estudio en la fábrica Renault. En la fotografía de la derecha aparecen la guía de válvula hecha con zirconio (1), el asiento de la válvula también de zirconio, y la cabeza de la válvula de nitruro de silicio (2), el conducto de escape de titanato de aluminio (3), la parte superior de la camisa de zirconio (4), la parte superior del pistón revestida de zirconio (5) y, finalmente el eje del pistón de nitruro de silicio (6). Las piezas cerámicas visibles en la fotografía de la derecha son: la antecámara de combustión, de nitruro de silicio (7) y la zapata del balancín, de zirconio (8). No obstante, todavía no se ha superado el principal defecto de estos materiales: su fragilidad. Por este motivo, los motores ceramizados para automóviles destinados al gran público no son todavía cosa de mañana... (Fotos Renault.)

Desde la Antigüedad, el hombre ha dominado el arte de manipular la arcilla, materia prima abundante y poco costosa. Probablemente, a la mayoría de nosotros nos resultará sorprendente saber que las terracotas presentan un punto común con el éxito de uranio de las centrales nucleares y con el zirconio, imitación del diamante utilizado en joyería. Sin embargo, todos estos materiales pertenecen a la misma familia, la de las cerámicas. Bajo este nombre se reúnen todos los sólidos inorgánicos que no son metales, tanto si están constituidos por cristales, como el cuarzo, o son amorfos, como el vidrio. La corteza terrestre, formada en un 95 % por rocas silicoaluminosas (compuestas de silicio, aluminio y oxígeno) es la gran reserva de materias primas para las cerámicas tradicionales (lozas, gres, porcelanas...).

Actualmente, la definición de las cerámicas tiene en cuenta no sólo la composición del material, sino también la técnica utilizada para su fabricación. Se considera «producto cerámico» todo objeto obtenido por compactación de un polvo cerámico a la forma deseada, con posterior consolidación por cocción a alta temperatura que es lo que se denomina sinterización (encuadre 1). Hoy el mercado mundial de las cerámicas es del orden de 25 mil millones de dólares, cuyas tres cuartas partes corresponden a las cerámicas tradicionales y la cuarta parte restante a las cerámicas llamadas técnicas. Estas últimas se fabrican a base de materias de síntesis para su empleo en alta tecnología, como la nuclear o la electrónica. Se espera que en el año 2000 el mercado sea de 40 mil millones de dólares, con un claro aumento de las cerámicas técnicas, que representarán ya un 50 % del total. ¿Por qué? Porque, aparte del desarrollo de las cerámicas para la electrónica, como los sustratos para circuitos integrados o los condensadores multicapa, está estudiándose desde hace veinte años una nueva clase de materiales: las cerámicas denominadas termomecánicas, con altas prestaciones mecánicas y térmicas.

Una nueva clase de cerámicas

Estos materiales podrían utilizarse en la fabricación de piezas de motor que explotarían su resistencia a temperaturas elevadas y sus propiedades como aislantes térmicos (fig. 1). Pero, para ello hay que eliminar su gran defecto: la fragilidad. A pesar de todo, los éxitos conseguidos en la reentrada en la atmósfera de los vehículos espaciales ilustran de manera irrefutable las características de las cerámicas, porque gracias a las treinta y tres mil piezas de fibras de silicio recubiertas de un borosilicato o de carburo de silicio, las paredes del «Columbia» no sufrieron un calentamiento superior a los 180 °C (mientras

Philippe Boch es profesor de la Escuela Nacional Superior de Cerámica Industrial de Limoges y responsable de un equipo «Céramiques termomecániques» en el laboratorio asociado al CNRS «Céramiques nouvelles».

	Al ₂ O ₃ (alúmina)	SiC (carburo de silicio)	Si ₃ N ₄ (nitruro de silicio y SiAlON)	Zirconio parcialmente estabilizado (PSZ)	fundición gris
masa volumétrica a 20° C (g/cm ³)	4	3,2	3,3	6	8,3
resistencia a la flexión a 20° C (MPa)	300	450	650	1200-2000	280
resistencia a la flexión a temperatura elevada (MPa)	200 (a 800° C)	400 (a 1300° C)	400 (a 1300° C)	400-600 (a 800° C)	no puede sobrep temperaturas de or. del orden de 300° C
tenacidad (Kc a 20° C) (MPa √m)	3,5	4,2	4,8	7-12	40
coeficiente de dilatación térmica entre 20 y 1000° C (10 ⁻⁶ /°C)	8,5	4,5	3,2	11	13
conductividad térmica a 20° C (W/mv°C)	20	140	20	1,6	65

Figura 7. Las cerámicas deben sus propiedades a la naturaleza e intensidad de los enlaces entre sus átomos. Esta tabla permite comparar las características de las principales cerámicas termomecánicas con las de fundición gris. Las ventajas de las cerámicas son su poca masa volumétrica (primera línea de la tabla) y su temperatura de empleo netamente más elevada que la del hierro o de las aleaciones corrientes. No obstante, la tenacidad de las cerámicas, es decir, su resistencia a las microfisuras, es aproximadamente diez veces menor que la del hierro. La tenacidad se expresa mediante el coeficiente crítico de intensidad de tensión (K_{Ic}), que es el producto de la carga a la ruptura (en Megapascals) por la raíz cuadrada de la longitud de la microfisura (en metros). La tenacidad de la alúmina se aproxima a 3,5 unidades, lo que significa que una carga a la ruptura de 350 MPa va asociada a un defecto del orden de 100 micrómetros. Para una misma carga a la ruptura, la longitud del defecto crítico en un material de fundición sería superior a 10 milímetros. Así pues, las cerámicas son vulnerables a defectos muy pequeños, que no representarían ningún peligro en un metal. Por otra parte, el coeficiente de dilatación térmica de las cerámicas (penúltima línea en la tabla) es inferior al de los materiales de fundición (hierro y aleaciones corrientes), lo que constituye un obstáculo para su asociación con metales. Finalmente, la conductividad térmica de las cerámicas es muy variable (última línea de la tabla): el zirconio, cuya conductividad es muy pequeña, podrá utilizarse como pantalla térmica. La cerámica ideal no existe; la elección del material depende en todo caso de la aplicación a que se destine.

que la entrada en la atmósfera se hacía a más de 1.200 °C).

Examinaremos, en primer lugar el origen de las propiedades de las cerámicas y veremos por qué estos materiales son frágiles. A continuación, analizaremos los métodos seguidos por los ceramistas y las razones que les han movido a elegir el carburo y el nitruro de silicio, y más tarde el óxido de zirconio, para

encaminarse actualmente hacia los materiales llamados compuestos, según cuáles sean las aplicaciones industriales de sus productos. Como es lógico, estas aplicaciones exigen la presencia de una serie de propiedades que no pueden darse en un solo material. Por último veremos que, si es verdad que el gran público deberá esperar todavía algún tiempo antes de que motores parcial-

mente «cerámicos» equipen sus automóviles, las cerámicas termodinámicas están ya ensayándose en diversos sectores.

Duras y refractarias...

Las razones que han guiado el interés general hacia las cerámicas termodinámicas son, a la vez, de orden técnico y

LA SINTERIZACIÓN DE LAS CERÁMICAS

Las características de las cerámicas -temperatura de fusión elevada, dureza y fragilidad- hacen que su fabricación sea delicada. Difíciles de fundir, las cerámicas raramente se preparan por colada, acaso con dos excepciones: los ladrillos refractarios de los hornos de vidriería y los monocristales, como los rubíes. No plásticas, a las cerámicas no se les puede dar forma por laminación, estirado o embudido. Finalmente, su dureza y su fragilidad limitan sus posibilidades de mecanizado; sólo permiten la división en trozos y el rectificado con muela de diamante. Sólo hay un método general para preparar piezas cerámicas: la sinterización.

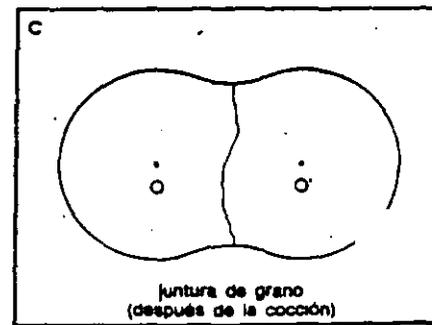
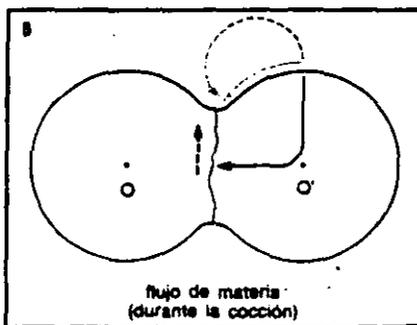
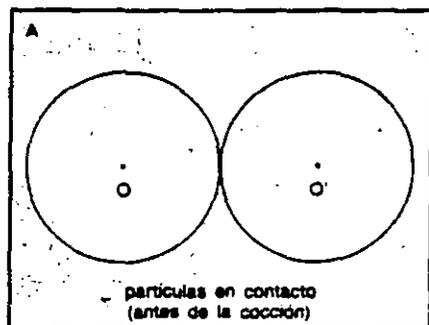
La fabricación se realiza en dos etapas. La primera consiste en compactar en la forma del objeto deseado un polvo fino o una pasta (obtenida con la adición de un aglutinante, como el agua). El alfarero, por ejemplo, realiza un modelo con el torno a partir de una tierra arcillosa plástica. La porosidad de este modelo «crudo» es importante -40 % aproximadamente del volumen total- y sus propie-

dades mecánicas son prácticamente nulas. La segunda etapa -cocción del producto a alta temperatura (más de 1000 °C)- permite la sinterización de las partículas, que quedan «soldadas» al aproximarse. La sinterización se acompaña de una densificación del objeto y una disminución de la porosidad, lo que implica una contracción lineal comprendida entre el 15 y el 30 %. Es fundamental conocer esta contracción ya que las dimensiones del modelo crudo deberán superar las del objeto acabado en el porcentaje correspondiente a dicha contracción.

La sinterización solamente es posible cuando las energías de superficie del material en estado cocido -es decir, con los granos soldados entre sí- son inferiores a las energías de superficie del material en estado «crudo», en el que las partículas están simplemente en contacto. Las diferencias de energías de superficie se deben a que los átomos situados en la superficie de un sólido se hallan en un entorno perturbado en relación a los átomos situados en el seno del propio sólido y, por

ello, adquieren una energía suplementaria. En general, las interfaces sólido-gas iniciales, cuando las partículas entran en contacto, tienen una energía superior a la de las interfaces sólido-sólido que aparecen después de la cocción, en las uniones de granos. Por consiguiente, la sinterización opera en el sentido de producir una reducción global de energía.

¿En qué consiste la sinterización desde el punto de vista microscópico? Consideremos dos partículas de polvo. En estado crudo (A), estas partículas poseen unas energías de superficie considerables, localizadas en las zonas de color oscuro en el esquema. Pero estas energías dependen del radio de curvatura de la superficie: la energía de las zonas convexas (las superficies libres de las partículas) es superior a la de las zonas cóncavas (superficie de contacto de las partículas). Por tanto, los átomos de las partículas tienen tendencia a emigrar de las zonas convexas, cuya energía es elevada, hacia las zonas cóncavas, de energía más débil, lo que permite a las parti-



**Principal objetivo:
hacer cerámicas menos frágiles.**

peso de motores y turbinas, que implica una economía de carburante, es una prioridad, tanto en el campo de los transportes por tierra como en los aéreos. Finalmente, la mayoría de los países industrializados no disponen de reservas naturales de níquel, cromo o cobalto, metales necesarios para la fabricación de las superaleaciones para las turbinas. En cambio, las cerámicas termomecánicas sólo exigirán materias primas relativamente corrientes. Esta independización respecto a países poseedores de metales «estratégicos» es un tercer argumento en favor de la ceramización de las máquinas.⁽¹⁾

Los primeros estudios sobre la ceramización de motores,⁽²⁾ realizados hacia mediados de la década de los cincuenta, se deben a Gran Bretaña, precisamente a la British Ceramic Research Association (BCRA). Más tarde, en 1971, Estados Unidos participaba ya de una manera decidida en estas investigaciones al lanzar el programa DARPA (US Department of Defense's Advanced Research Project Agency) para la puesta a punto de un motor turbo para vehículos terrestres que admitiera temperaturas de $1\ 370\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($2\ 500\text{ }^{\circ}\text{F}$). Este proyecto, para el cual se habían asociado las firmas Ford y Westinghouse, contó luego con más participantes y entre 1971 y 1983 se invirtieron en él más de doscientos millones de dólares.⁽³⁾ En cuanto a los industriales japoneses, si bien iniciaron más tarde la carrera del motor ceramizado, desplegaron también importantes medios. Actualmente se hallan ya en cabeza, como lo demuestra, por ejemplo, la comercialización en pequeña serie por parte de Nissan de un coupé deportivo con turbocargador ceramizado: el «Fairlady» (encuadre 2).

Sin embargo, este ejemplo es marginal y, a pesar de más de treinta años de investigaciones y de inversiones considerables, la batalla de los motores ceramizados todavía no se ha ganado. ¿Por qué? Lo comprenderemos al examinar las propiedades de estos materiales.

Los metales deben sus propiedades conductoras a su estructura electrónica. De igual manera, las particularidades de su estructura hacen que las cerámicas tengan unas características bien determinadas (fig. 2). Son capaces de resistir la mayor parte de las corrosiones y soportan temperaturas elevadas («refractoriedad»). Son duras, pero frágiles. Químicamente, las cerámicas son compuestos metal-metaloides: la alúmina es el ejemplo típico. Así pues, las cerámicas pueden clasificarse según la naturaleza del metaloide (oxígeno, nitrógeno...) en óxidos, nitruros, etc. Los enlaces entre los átomos de estos componentes pueden ser muy fuertes: son enlaces iónicos, resultantes de la atracción entre iones de signos opuestos (como en la magnesia $\text{Mg}^{2+}\text{O}^{2-}$), o enlaces covalentes, resultantes de la puesta en común, por los átomos, de electrones periféricos (como en el diamante). La rareza de los «electrones libres» explica que la mayoría de las cerámicas sean aislantes eléctricos. Además, la intensidad de los enlaces interatómicos confiere a las cerámicas una dureza excepcional. En la escala de Mohs, en la que los materiales se clasifican de una a diez en función de su resistencia al rayado, el diamante ocupa el décimo lugar y la mayoría de las cerámicas técnicas sobrepasan los lugares octavo y noveno; en cambio, los aceros más duros sólo ocupan el séptimo.

La intensidad de los enlaces interató-

micos en las cerámicas se traduce por una temperatura de fusión elevada (ya que la temperatura de fusión es aquella en que la energía térmica es suficiente para desorganizar las disposiciones atómicas en estado sólido). La alúmina funde a $2\ 050\text{ }^{\circ}\text{C}$, pero no ostenta la plusmarca; el zirconio, ZrO_2 , funde a $2\ 700\text{ }^{\circ}\text{C}$ y la magnesia, MgO , a $2\ 800\text{ }^{\circ}\text{C}$. El máximo, sin embargo, es para los carburos: una aleación constituida por un 80 % de carburo de tántalo y un 20 % de carburo de hafnio es la que culmina la escala de las temperaturas de fusión con $4\ 050\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Sin embargo, no basta que un material funda a alta temperatura para que sea refractario. Es necesario, asimismo, que sea resistente a los efectos corrosivos del medio al que está sometido. En los motores y en las turbinas, los principales agentes corrosivos son los gases de combustión, que contienen principalmente vapor de agua, monóxido de carbono (CO), dióxido de carbono (CO_2) y «contaminantes», como el dióxido de azufre (SO_2). Por esto, la alúmina, que resiste estas atmósferas, podría ser conveniente, a priori, para la ceramización de los motores, pero sus propiedades mecánicas resultan insuficientes.

...pero frágiles

Los primeros ensayos de ceramización de una turbina con piezas de alúmina resultaron un fracaso: las piezas se rompían al cabo de algunos segundos. La alúmina manifestaba así una característica común a todas las cerámicas: su fragilidad.

La fragilidad puede presentarse de diversas maneras y, ante todo, por una

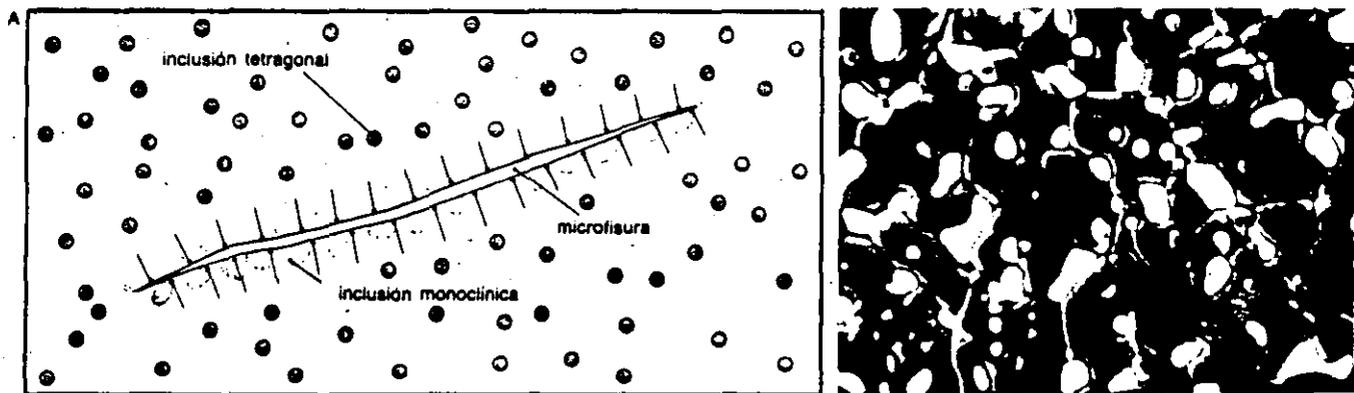


Figura 4. A mediados de los años 1970, se descubrió que un óxido bien conocido, el de zirconio (ZrO_2) podía presentar notables propiedades mecánicas. Estas se deben a una particularidad cristalográfica, aparentemente sumesta, del zirconio. En efecto, este material se presenta en tres variedades cristalinas —cúbica, tetragonal y monoclinica— a temperatura decreciente. El aumento del volumen (4 %) que acompaña la transición tetragonal-monoclinica, hacia $110\text{ }^{\circ}\text{C}$, acarrea unas formaciones que hacen que el material sea desmenuzable. Por tanto, se emplean varios «estabilizantes» para paliar este inconveniente. En los zirconios totalmente estabilizados (SZ), las transiciones de fase pueden suprimirse con la acción de una importante cantidad de óxido de calcio, de magnesio o de itrio. Lamentablemente, las prestaciones mecánicas de estos materiales son modestas. De lo que sí puede sacarse partido es de la transición de fase, eligiendo un contenido bastante reducido de estabilizantes para que puedan producirse transformaciones locales en el cristal. Estos zirconios parcialmente estabilizados, o PSZ (A), están constituidos por una matriz en la que han sido dispersadas inclusiones tetragonales metaestables (en gris), es decir, susceptibles de pasar a monoclinicas (en color) en las proximidades de una fisura que progresa. La dilatación a la transición de fase puede entonces disminuir la velocidad de propagación de la microfisura por compresión (flechas). Estos zirconios presentan una carga a la ruptura excepcional y una buena tenacidad. Pueden también servir para reforzar otros materiales.⁽¹⁵⁾ La microfotografía B representa mullita, $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$ (en gris), reforzada con inclusiones de zirconio (en blanco). Las inclusiones de gran tamaño son monoclinicas, mientras que las pequeñas son tetragonales. (Foto J.P. Giry, ENSCI, Limoges.)

(1) N. Katz, Ceram. Eng. and Science Proc. Am. Ceram. Soc., 4, 475, 1983.
(2) P. Popper en Nitrogen ceramics. F.L. Riley (ed.), Noordhoff, d., 1977, p. 5.
(3) J.J. Mueller, Am. Ceram. Soc. Bull., 61, 588, 1982.

② ¿DÓNDE SE ENCUENTRA HOY LA CERAMIZACIÓN DE MOTORES?

El segundo coloquio internacional sobre el empleo de cerámicas en las máquinas térmicas (Lübeck, abril 1986) y el tercer coloquio internacional sobre el zirconio (Tokio, setiembre 1986) han permitido prestar una especial atención a la situación actual de la ceramización de piezas mecánicas de motor. (La creciente utilización de cerámicas en los sensores que controlan el funcionamiento de un motor —por ejemplo, la composición de los gases de escape— también ha sido abordada, pero cae fuera del ámbito de este artículo.)

Veamos, en primer lugar, las aplicaciones «gran público». En 1981, la fábrica japonesa de motores Isuzu empezó a integrar en sus motores diesel unas bujías de precalentamiento fabricadas con nitruro de silicio, y más tarde, en 1983, unos bajos de precámara diesel de nitruro de silicio en su modelo «Aska». Estas piezas, preparadas por el ceramista japonés Kyocera, permiten reducir la duración del precalentado y el ruido en el arranque en frío. En 1984, Toyota siguió el ejemplo y equipó su modelo «Crown» con un bajo de precámara diesel de nitruro de silicio, preparado por el ceramista japonés NGK. Este mismo año, Porsche introdujo en su modelo «Turbo 944S» unos tubos de escape de titanato de alúmina, Al_2TiO_5 , preparados por el ceramista alemán Hoechst-Ceramtek. Con ellos se reducen las tensiones térmicas en la culata, se mejora el rendimiento del sistema de descontaminación catalítica en el arranque y en regímenes bajos, así como el rendimiento del turbocompresor. Este modelo también está dotado con piezas del turbocompresor hechas con zirconio parcialmente esta-

bilizado (puestas a punto por la firma alemana Feldmühle).

El 1985, la fábrica japonesa Nissan equipó su modelo «Fairlady» con un rotor de turbocompresor de nitruro de silicio, preparado por NGK. Este rotor ceramizado acorta el tiempo de respuesta en la aceleración, mejora la sobrealimentación a bajo régimen y permite reducir la masa del turbocompresor. De este modo, el motor puede funcionar a una temperatura más elevada. Finalmente, en 1986, Mazda equipa motores con una precámara completa diesel de nitruro de silicio, puesta también a punto por NGK. Ford compra esta pieza, que permite reducir la emisión de polvos de combustión, para montarla en algunos de sus modelos «Escort» y «Lincs».

Pero la ceramización no se aplica solamente a las piezas calientes de los motores, sino también a las piezas sujetas a rozamientos. Así, desde 1984, Mitsubishi está ensayando unas zapatas de balancín de nitruro de silicio en su modelo «Galant». Preparadas por NGK, su desgaste es reducido y su duración de vida mayor a régimen elevado. Por otra parte, el par de tracción del motor a bajo régimen queda mejorado gracias a estas piezas.

En lo que respecta a aplicaciones militares, las informaciones son fragmentarias. Los esfuerzos que mejor se conocen son los de la firma Cummins que, en Estados Unidos, ha estudiado un motor alternativo de aislamiento térmico reforzado con la ayuda de revestimientos de zirconio.

He ahí, pues, las piezas cerámicas que

actualmente funcionan en los automóviles. En todos los casos, se trata de series limitadas —algunas decenas de motores al día— para modelos de la parte alta de la gama. Todas las piezas se controlan antes de su montaje. La mayoría de los fabricantes de automóviles tienen, además, unos programas experimentales, especialmente Renault y Peugeot en Francia, Volkswagen (motor alternativo) y Mercedes (motor turbina) en la RFA, Volvo en Suecia y Ford (motor turbina) en Estados Unidos. También se están realizando estudios, sobre todo en Francia, a cargo del CEMT (Centre d'études des machines thermiques), sobre motores marinos y turbinas de producción eléctrica. Pero es indiscutible que el país con programas más numerosos... y más comentados por la publicidad es Japón.

Para finalizar, citemos los programas europeos EURAM (European Research Program of Advanced Materials), varios de cuyos temas se refieren a la ceramización de motores, y EUREKA. El primero tiene por objetivo coordinar los esfuerzos europeos para la puesta a punto y el estudio de nuevos materiales. En cuanto al segundo, cabe destacar, entre los cuarenta proyectos en los que participan las empresas francesas, tres de una duración de cinco años referentes a la ceramización de motores: «Nuevos materiales para motores de automóviles», cuya financiación se eleva a quince millones de ecus, «Utilización de las cerámicas en las turbinas de gas» (dieciséis millones de ecus) y, finalmente, «Cerámica para motor diesel» (catorce millones de ecus).

ausencia de ductilidad; las cerámicas no son deformables plásticamente (fig. 3). Al contrario de lo que ocurre con los aceros corrientes, que pueden sufrir una dilatación relativa del algún porcentaje antes de romperse, las cerámicas se rompen en cuanto llegan a una dilatación del orden del 0,1%. No se distinguen de los metales por su baja carga a la ruptura, sino por su muy pequeña deformación a la ruptura. Esto constituye un serio obstáculo para sustituir a los metales en las máquinas en que las piezas sufren a veces deformaciones locales bastante considerables. Por esto, cuando dos piezas están sujetas con pernos, las deformaciones que sufran bajo las tuercas no presentan ningún inconveniente en los metales, pero en el caso de las cerámicas provocarían su ruptura. Debido a ello, las piezas cerámicas deberán diseñarse siempre con una gran precisión y montarse perfectamente.

La segunda manifestación de la fragilidad de las cerámicas es su mediocre tenacidad, es decir, su incapacidad para resistir la propagación de pequeños defectos, o microfisuras, en su estructura.

El ejemplo del vidriero que raya un vidrio con un diamante y lo rompe luego a lo largo de la raya que ha trazado por simple flexión ilustra muy bien esta propiedad. Mientras que en el acero una fisura debe ser de algunos milímetros para que pueda romperse

por el tipo de ruptura llamada frágil, el tamaño del defecto crítico en una cerámica es del orden de unos diez micrómetros.

Probablemente, esta sensibilidad a las microfisuras constituye el principal inconveniente para la ceramización de las máquinas. Por una parte, la detección de fisuras en una pieza cerámica es muy difícil y parece incompatible con las exigencias de una producción en serie; por otra, esta sensibilidad motiva una heterogeneidad en las prestaciones mecánicas de un lote de piezas consideradas homogéneas. En efecto, la distribución aleatoria de las microfisuras tiene como consecuencia una variación aleatoria de la carga a la ruptura de una pieza a otra (fig. 3). Por tanto, será difícil fabricar piezas cerámicas tan reproducibles como las piezas metálicas.

Existe todavía un último inconveniente debido a la fragilidad: la ruptura por deformación térmica, problema crucial en las máquinas que funcionan a temperatura variable. La solución está en la elección de un material de baja dilatabilidad. Por este motivo, y también por el hecho de sus enlaces covalentes muy fuertes, a partir de los años 1950 fueron dos las cerámicas que parecieron más favorables que la alúmina: el nitruro de silicio, Si_3N_4 , cuyo coeficiente de dilatación térmica equivale a un tercio del que tiene la alúmina y el carburo de silicio, SiC, con un coeficiente de dilatación térmica dos veces

menor que el de la alúmina y una conductividad térmica siete veces mayor (fig. 2). Pero: a diferencia de la alúmina, estos dos compuestos no óxidos son oxidables a alta temperatura. Afortunadamente, la capa de oxidación de sílice (SiO_2) que se forma en su superficie puede protegerlos de una oxidación en profundidad.

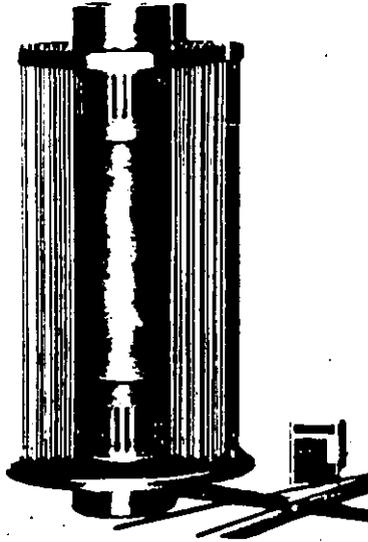
Motor busca cerámica para matrimonio de conveniencia

Estas características hacían del SiC y del Si_3N_4 unos buenos candidatos a la ceramización de los motores, pero presentaban un inconveniente, y grave: su sinterización era imposible. El balance energético de la transformación del polvo en material denso es desfavorable para estos dos compuestos, que poseen unas energías de superficie menores en estado pulverulento que en estado densificado (encuadre 1).

Para orillar este problema se adoptaron dos técnicas. La primera, denominada sinterización-reacción, consiste en tomar polvo de silicio y sinterizarla al tiempo que se trata bajo nitrógeno a unos 1400°C. De esta manera, se obtiene un nitruro de silicio, el RBSN (reaction bonded silicon nitride). Una técnica análoga es la que utilizó en 1960 P. Popper⁽⁴⁾ de la British Ceramic Research Association (BCRA), para la preparación de carburo de silicio a partir de una mezcla de carbono y carburo

(4) P. Popper in *Special ceramics*, P. Popper Ed., 1960, p. 209.

¿Se ha superado el obstáculo de la fragilidad con los compuestos cerámica-cerámica?



tratada a alta temperatura por silicio líquido. Lamentablemente estos materiales son muy porosos y, por tanto, tienen una carga de ruptura y un comportamiento a la corrosión mediocres.

La segunda técnica, la sinterización bajo carga —es decir, bajo presión— daba unos productos densos, llamados respectivamente HPSN y HPSC (*hot pres-*

Figura 5. Además de la fabricación de piezas móviles de turbinas y de motores, también se prevén otras aplicaciones, a temperatura elevada, para las cerámicas termomecánicas. Esta fotografía representa un intercambiador térmico de carburo de silicio SiC, que puede funcionar a 1.200 °C. Además de su «refractariedad», este material posee un coeficiente de dilatación térmica igual a la tercera parte del que tiene el hierro de fundición, a la vez que una conductividad térmica dos veces mayor. Por tanto, es muy adecuado para este uso. Observe la complejidad de este intercambiador, cuya fabricación recurre a técnicas de extrusión o de inyección análogas a las que se emplean para las materias plásticas. (Foto Societé Céramiques et composites.)

sed silicon nitride o carbide), con propiedades mecánicas satisfactorias a baja y a media temperatura. Sin embargo, la necesidad de usar aditivos (por ejemplo, la magnesia, MgO, para el nitruro de silicio) para obtener una fase líquida favorecedora de la sinterización, confería a estos materiales unos rendimientos mediocres a las temperaturas más elevadas (por encima de 1.200°C). Ocorre que, en general, el aditivo no desaparece completamente y provoca la deformación del material, así como la degradación de su comportamiento a la corrosión.

Quince años de pacientes trabajos sobre la pureza de los polvos y el tamaño de sus granos, la elección de las temperaturas y las atmósferas de sinterización y, finalmente, la elección de los aditivos

han permitido obtener considerables mejoras en los materiales logrados por estas técnicas. Por ejemplo, en el caso de la sinterización-reacción un nitruro de silicio (RBSN) «resinterizado» en presencia de óxidos ha sido ya conseguido por Fiat y el BCRA: es el SRBSN (sintered RBSN). Se trata de un material más denso que el RBSN clásico, y su contracción durante la sinterización es tan sólo de un 6 a un 8%.⁽⁵⁾ En el caso de la sinterización bajo carga, la carga a la ruptura de los mejores nitruros de silicio obtenidos (HPSN) alcanza actualmente un valor diez veces superior a la de los primeros HPSN.

Como ya hemos dicho, la sinterización-reacción y la sinterización bajo carga evitan el problema de la sinterización natural. El estudio del papel que desempeñan los aditivos de sinterización ha permitido, en cambio, resolver dicho problema gracias a los considerables progresos logrados. El primero fue el descubrimiento de los oxinitruros de silicio y de aluminio, designados con el nombre genérico de SiAlON.^(6,7) Se trata de derivados del nitruro de silicio en los que los átomos de este elemento y de nitrógeno están parcialmente sustituidos por átomos de aluminio y de oxígeno. De una manera más amplia, puede decirse que las cerámicas denominadas SIMON (M = metal) corresponden a diferentes sustituciones del

③ LOS COMPUESTOS CERÁMICA-CERÁMICA

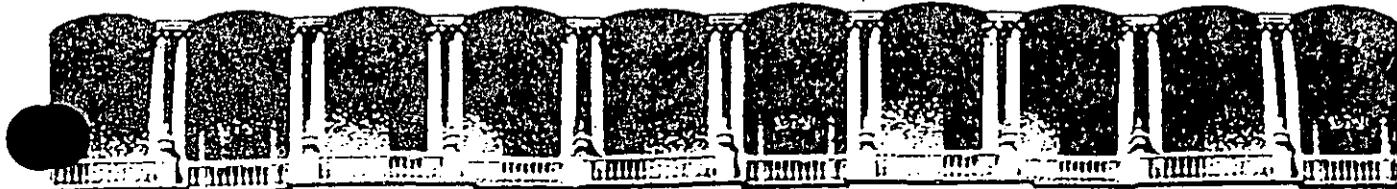
Un material compuesto es un sólido «en el cual dos o varios componentes se asocian con el fin de conferirle, a escala macroscópica y, al menos en ciertas direcciones, un conjunto original de propiedades que los componentes, tomados aisladamente, no pueden tener».⁽⁵⁾ Entre los compuestos de altas prestaciones mecánicas, los más difundidos son los materiales fibrosos, en los que una matriz de resina orgánica (epoxi o poliéster) es reforzada mediante fibras de vidrio o, aún mejor, de carbono. Las características de ligereza, flexibilidad y resistencia de los compuestos son la razón de su éxito en numerosos sectores, especialmente en el de la fabricación de artículos deportivos: cañas de pescar, esquís, pértigas para salto, raquetas de tenis, etc. Pero las matrices de resina no soportan temperaturas superiores a 250 o 300 °C, y las aplicaciones para altas temperaturas —por ejemplo, la fabricación de toberas de propulsión o las partes de los vehículos espaciales— que entran en contacto con la atmósfera exigen otros compuestos, como los carbonocarbono. Estos últimos, llamados C-C, están constituidos por fibras de carbono recubiertas por una matriz también de carbono. Permiten sobrepasar los 1.500 °C. Pero, lamentablemente son oxidables. Ahora bien, para que pueda emplearse en una máquina térmica, un compuesto debe presentar, a la vez, unas buenas propiedades mecánicas en caliente y una buena resistencia a la oxidación. De ahí que, hace ya unos diez años, surgiera la idea de fabricar compuestos a base de cerámicas.

El ejemplo más representativo de los compuestos de fibras y matriz cerámicas es el de los «SiC-SiC», en los que fibras de carburo



(5) A. Giachello, P. Popper, *Post sintering of reaction bonded silicon nitride*, 4th Int. meeting on modern ceramic technologies, Saint Vincent, 1979.
 (6) Y. Oyama, O. Kamigaito, *J. Appl. Phys.*, 10, 1637, 1971.
 (7) K. H. Jack, W.I. Wilson, *Nature Phys. Sci. Londres*, 238, 28, 1972.





**FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.
DIVISION DE EDUCACION CONTINUA**

CURSOS ABIERTOS

**I CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES
MODULO 2. METALES Y CERAMICOS
DEL 1 AL 26 DE JUNIO DE 1992**

HIERRO NODULAR CON MATRIZ BAINITICA

**DR. YVAN HOUBAERT IRMEN
UNIVERSIDAD DEL ESTADO DE GANTE,
BÉLGICA**

JUNIO - 1992



Hierro Nodular con Matriz Bainítica

Y. Houbaert

Universidad del Estado en Gante, Bélgica

1. Introducción

Durante los últimos años, el interés para la fundición nodular con matriz bainítica ha crecido mucho y la literatura menciona cada vez mayor número de aplicaciones logradas. La tabla 1 da las propiedades mecánicas de una serie de diferentes tipos de fundición nodular con matriz bainítica, para piezas con espesor hasta de 100 mm. En el laboratorio, se logran fácilmente materiales de este tipo con una resistencia mecánica de 1000 MPa y un alargamiento de 10 %, como se discutirá más adelante.

Las figuras 1 hasta 4 muestran unos ejemplos de aplicaciones industriales realizadas en fundición nodular con matriz bainítica : ruedas dentadas para la dirección de camiones de carga, en fundición GGG-140 B; cigüeñal de un compresor trabajando a -40°C , en fundición GGG-90 B; gancho para transporte de carga colgada en un helicóptero, fundición GGG-90 B, peso : 580 g; elementos para una grúa de descarga montada sobre camión de carga, fundición GGG-90 B.

La gran ventaja de la fundición nodular con matriz bainítica es su excelente combinación de propiedades de alta resistencia mecánica y de buena ductilidad, simultáneamente con una buena maquinabilidad debido a la presencia del grafito. Una fundición nodular con tratamiento térmico adecuado para lograr la matriz bainítica (o sea un tratamiento isotérmico de austemple) logra una resistencia mecánica de hasta el doble de aquella de la fundición nodular convencional, pero conservando la misma tenacidad, o, incluso con mayor tenacidad. Además, la resistencia a la fatiga y al desgaste es excelente.

A pesar de las atractivas características de la fundición nodular con matriz bainítica, su aplicación todavía no ha alcanzado el nivel de producción que merece. Esto se debe a diferentes factores, tal como :

- falta de conocimientos metalúrgicos en pequeñas plantas didoras, de modo que no se logran las propiedades esperadas,

- problemas para la comercialización y distribución de los productos,

- falta de datos específicas del nuevo material para diseñadores,...

Sin embargo, se supone que a corto plazo empezará a aumentar mucho la fabricación y el uso de elementos de máquina fabricados en fundición nodular con matriz bainítica, sobre todo en los casos de posible alternativa para una pieza en acero forjado, con precio mucho más alto. Una estimación reciente sugiere que el mercado potencial para ruedas dentadas en este material podría ser mayor que la producción actual de fundición nodular en los EE.UU. de América. Además, existe bastante interés para las aplicaciones comerciales de fundición nodular de menor dureza, pero de mayor ductilidad y tenacidad que la que se requiere para la producción de ruedas dentadas.

2. Tratamiento isotérmico de la fundición nodular

2.1 Reacción bainítica en la transformación isotérmica de la fundición nodular

Mientras en el tratamiento isotérmico de los aceros se trata de conseguir una transformación completa, para la fundición nodular con matriz bainítica, se modifica el tratamiento con el fin de conservar una determinada cantidad de austenita residual, interrumpiendo el proceso de transformación antes de haberse terminado (fig. 5). Conviene recordar que la reacción isotérmica bainítica en la fundición es muy rápida al principio, pero que continúa muy lentamente hacia el final de la transformación, de modo que una transformación total sólo se logra después de tiempos que ya no son interesantes desde el punto de vista económico.

En los aceros se considera la austenita residual como peligrosa, sobre todo en mayor cantidad, porque puede seguir transformándose con reducción de temperatura o por deformación en frío. Esto tiene como consecuencia la formación de una fase martensítica dura y muy frágil. Además, el cambio volumétrico que acompaña

reacción provoca esfuerzos internos que pueden llevar a la fractura de la pieza.

Esto no es el caso para la fundición nodular con matriz bainítica : debido a la composición química de la fundición nodular y al mecanismo de formación de la bainita, la temperatura M_S (principio de la transformación martensítica) de la austenita residual se encuentra muy por debajo de la temperatura ambiente : varios autores mencionan temperaturas de -100° hasta -120°C .

La estructura de la matriz que se trata de lograr para fundición nodular con matriz bainítica es una mezcla bifásica de ferrita acicular (o sea lo que llamamos bainita) y de austenita (metaestable, que llamamos residual). Durante la permanencia del material a la temperatura de transformación, se nuclea y crece una ferrita bainítica α , prácticamente libre de carbono, a partir de una austenita γ original, como se representa esquemáticamente en la figura 6.

El carbono liberado durante el crecimiento de las agujas bainíticas se disuelve en la austenita presente, por lo que disminuye su temperatura M_S debido al mayor contenido en carbono que la estabiliza. Si el mantener el material a temperatura fija se interrumpe antes de que la temperatura M_S esté inferior a la temperatura ambiente, una parte de la austenita se transformará en martensita al enfriarse la fundición. Sin embargo, si la fundición se mantiene a la temperatura isotérmica hasta que la austenita se estabilice hasta temperatura subambiente, la estructura final contendrá únicamente ferrita y austenita.

El alto contenido en silicio de la fundición nodular reduce mucho la velocidad de formación de los carburos, que acompaña normalmente la transformación bainítica en los aceros. Esto tiene como consecuencia que la austenita sigue disolviendo carbono mientras procede la reacción.

La literatura menciona que se determinaron contenidos en carbono en la austenita hasta del 2 % y que esta austenita, enriquecida en carbono, permanece estable hasta temperaturas de -100 hasta -120°C .

Sin embargo, si se mantiene la austenita de alto carbono durante tiempos prolongados a la temperatura del tratamiento isotér-

mico, empieza la transformación de austenita a ferrita y carburo de alto contenido en silicio.

La transformación isotérmica de la fundición nodular en un intervalo de temperatura entre 470 y 330°C consiste de los dos pasos que se indican en la figura 7 :

1. disociación de la austenita en ferrita bainítica (que puede contener partículas muy finas de carburos) y austenita de alto carbono (conteniendo de 1.6 a 2 % de carbono)

2. disociación de la austenita de alto carbono en ferrita y carburos de alto contenido en silicio (para largos tiempos de tratamiento isotérmico).

La alta ductilidad de la fundición nodular con matriz bainítica se debe a la característica estructura bainítica-austenítica, la cual se obtiene durante la primera fase de la transformación isotérmica. La segunda fase de transformación no es deseable, ya que tiene un efecto de fragilización cuando la austenita dúctil es remplazada por una ferrita con precipitación de carburos, lo que es una fase mucho menos dúctil.

Cuando la transformación isotérmica se hace en un intervalo de 330°C - temperatura M_s , la austenita se transforma únicamente en ferrita, carburo- ϵ y austenita residual. Los carburos- ϵ aportan un endurecimiento sin pérdida de ductilidad, porque se encuentran dentro de la ferrita. Los carburos enriquecidos en silicio se precipitan en la austenita y tienen una influencia pronunciada sobre la ductilidad y la tenacidad.

Además, hay que mencionar que no solo la cantidad de austenita determina las propiedades mecánicas del material, sino también su morfología.

La relación entre las propiedades mecánicas iniciales y finales, la composición química de la fundición y los parámetros de los tratamientos térmicos es muy compleja. Los parámetros más importantes que hay que controlar para lograr la estructura bainítica-austenítica de la matriz son los siguientes :

- la temperatura de transformación isotérmica θ_{iso}
- el tiempo de transformación τ_{iso} y

- el estado de la austenita al iniciarse la transformación isotérmica.

Este último parámetro está relacionado con una serie de otros parámetros como p.ej. la composición química de la fundición, el contenido en carbono y la homogeneidad de la austenita antes del templado.

2.2 El proceso de austenitización

El primer paso del tratamiento térmico es la austenitización. Esta se lleva generalmente a cabo en un horno con atmósfera protectora, para evitar la formación de una cáscara de óxidos, la cual causaría problemas de dimensiones en piezas acabadas y problemas de contaminación de los hornos de sal fundida.

La velocidad de calentamiento hasta la temperatura de austenitización no tiene influencia notable sobre la cantidad de carbono que se pueda disolver en la austenita a una determinada temperatura de austenitización. Sin embargo, hay que considerar dos métodos diferentes para calentar las piezas :

- el método más usual : en un horno que ya se encuentra a la temperatura deseada (método más rápido, pero que pueda causar distorsión de piezas complicadas) o

- en un horno que se calienta con una determinada velocidad.

Uno de los propósitos del tratamiento de austenitización es de enriquecer la austenita con una cantidad suficiente de carbono, tratando de llegar casi hasta la saturación. Ya que la fundición contiene más carbono que el acero, la cantidad de carbono que se pueda disolver en la austenita sigue el diagrama hierro-carbono y es bastante a alta temperatura.

Debido a este alto contenido en carbono, la austenita logra una estabilización tan alta, que se conserva con una cierta facilidad en estado metaestable durante el enfriamiento desde la temperatura de austenitización hasta la de transformación isotérmica. Además, una austenita enriquecida en carbono durante la fase de austenitización, llegará más fácilmente durante el tratamiento isotérmico al contenido en carbono necesario para rebajar su temperatura M_S hasta por debajo de la temperatura ambiente.

Sin embargo, la concentración en carbono que se logra en austenita, no solo depende del tiempo de austenitización, sino también de otros factores :

- el contenido en elementos de aleación (p.ej. un mayor contenido en silicio reduce la solubilidad del carbono en la austenita)
- la microestructura de colada, la cual determina la velocidad para lograr la concentración de equilibrio del carbono en la austenita. El equilibrio se logra más rápidamente con una matriz perlítica que con una matriz ferrítica, en la cual todo el carbono tiene que obtenerse por disolución del grafito.
- el número de nódulos por unidad de volumen, el cual también influye sobre la velocidad para lograr la concentración de equilibrio (distancias de difusión)
- las segregaciones.

La temperatura de austenitización, la cual es evidentemente superior a la temperatura de transformación $\alpha\text{-}\gamma$, es función de la composición química de la fundición y se sitúa por lo general entre 750°C y 950°C . La duración de la austenitización es otro parámetro importante : tiene que ser suficiente para permitir un enriquecimiento en carbono, pero no sobrepasar un extremo para no causar un crecimiento del grano austenítico.

La cantidad de carbono disuelto en la austenita puede ser encontrada en el diagrama hierro-carbono (pero este diagrama no toma en cuenta las posibles adiciones de elementos de aleación) o puede ser determinado por ensayos de dilatometría, como los que se representan en la figura 8.

La tabla 3 da unos valores del contenido en carbono de austenita después de diferentes condiciones de austenitización.

El contenido en carbono de la austenita, en equilibrio con el grafito, también es función de la composición química de la fundición. El silicio es el elemento con la mayor influencia, como se puede apreciar en la figura 9 : el silicio reduce sensiblemente la solubilidad del carbono en la austenita. Otro problema del silicio es que una distribución heterogénea de este elemento en la austenita también tendrá como consecuencia una distribución heterogénea de carbono.

El tiempo necesario para la austenitización depende también de la microestructura inicial : para una matriz perlítica, en la cual el carbono tiene buena distribución y alta concentración en la matriz, el tiempo de austenitización es más breve que para una fundición con matriz ferrítica, en la cual todo el carbono tiene que llegar desde los nódulos de grafito por disolución y transporte por caminos largos..

El tiempo de austenitización es generalmente de 1.5 a 2 horas. Para piezas con secciones muy variables, conviene utilizar un tiempo más largo para asegurar la homogeneidad de la microestructura.

2.3 Influencia de la temperatura de austenitización sobre las propiedades mecánicas

La temperatura de austenitización tiene una gran influencia sobre las propiedades mecánicas de la fundición nodular con matriz bainítica. Un aumento en la temperatura de austenitización da un mayor contenido de carbono en la austenita, mayor homogeneidad y mayor tamaño de grano. Estos tres factores aumentan la templabilidad del material.

Una reducción en la temperatura de austenitización tiene las siguientes consecuencias :

- menor homogeneidad de la austenita, lo que favorece la formación de perlita;
- reducción del tamaño de grano (el crecimiento de grano se hace importante a partir de unos 900°C) y aceleración de la formación de perlita (figura 11) por el aumento en superficie de nucleación;
- menor contenido en carbono de la austenita.

Es importante darse cuenta que el carbono disuelto en la austenita reduce la velocidad de transformación isotérmica, de modo que una temperatura de austenitización alta corresponde a una mayor templabilidad. Esto se ve claramente en las figuras 12, 13, 14 y 15. Las fundiciones nodulares con estos tratamientos dan un material bastante duro y con buena resistencia al desgaste.

Sin embargo, una austenitización efectuada a alta temperatura también provoca una importante pérdida de ductilidad de la fundición. Esto se explica por medio de los siguientes mecanismos :

se obtiene una estructura compuesta de austenita residual y de ferrita bainítica, la cual corresponde con la máxima ductilidad del material.

A una temperatura inferior a 350°C (pero superior a la temperatura M_s), la austenita no se estabiliza suficientemente para poder conservarse totalmente durante el enfriamiento a temperatura ambiente. La estructura obtenida es de martensita, ferrita bainítica y austenita residual. A una menor temperatura de transformación se disuelve menos carbono en la austenita, lo que favorece su transformación a martensita.

Si se mantiene el acero a una temperatura inferior a M_s , se forma martensita durante el enfriamiento hacia la temperatura de transformación y más martensita en el enfriamiento a temperatura ambiente después del tratamiento isotérmico.

Estas distribuciones de fases también pueden apreciarse en la figura 27, que representa el diagrama TTT de una fundición nodular con 0.6% Cu. Se distinguen las zonas :

- entre A_{c1} y 470°C , transformación en un paso hasta $\alpha + \gamma$ (formación de perlita);

- entre 470 y 420°C , el primer paso de la transformación isotérmica termina en la línea L_2 , el segundo paso en la línea L_4 ,

- entre 420 y 330°C , el segundo paso de la transformación isotérmica (la formación de carburos ricos en silicio) no termina dentro de los tiempos del diagrama y puede conservarse austenita estabilizada hasta temperatura ambiente (con un máximo de aproximadamente 50%); la bainita superior termina a una temperatura de 370 a 380°C ,

- entre 330°C y M_s , no se ve el fin del primer paso de transformación isotérmica, mientras que la ferrita bainítica lleva el nombre de bainita inferior.

2.5.3 La bainita superior y la bainita inferior

Vemos en los diagramas anteriores que la austenita se transforma en una bainita superior o inferior, según la temperatura de transformación isotérmica. Repetimos que la bainita, sea superior o inferior, es un constituyente de la microestructura, compuesto

las fases ferrita (bainítica) y cementita, y no propiamente una fase.

¿Cuál es la diferencia en morfología entre estos dos tipos bainita ?

La bainita superior se nuclea en los límites de grano de la austenita y se forman placas de ferrita, como se representa esquemáticamente en la figura 28. Estas placas se componen a su vez de subplacas con una ligera variación de su orientación relativa.

Las placas de bainita superior se caracterizan por su alta densidad en dislocaciones, mucho mayor que aquella de p.ej. la ferrita pro-eutectoide y por su contenido en carbono mucho más bajo que en la austenita. Durante la formación de la bainita, el carbono es expulsado y forma carburos (cementita) en los aceros, o queda disuelto en la austenita, si el contenido en silicio es suficiente para impedir la formación de estos carburos, como es el caso en la fundición nodular.

La bainita inferior se nuclea también en los límites de grano, pero adicionalmente en el interior del grano. En el acero, la bainita inferior se compone de placas delgadas, parecidas a martensita, pero con el carbono precipitado en carburos muy finos. En la fundición nodular, no se forman estos carburos debido al alto contenido en silicio y el carbono se disuelve en la austenita.

Existe una temperatura de transición entre la formación bainita superior o inferior. Esta temperatura depende mucho del contenido en carbono, sobre todo entre 0.5 y 0.8%, como se puede observar en la figura 29. Se supone por lo general una temperatura de transición entre 350 y 380°C.

2.5.4 Cinética del crecimiento de la ferrita bainítica

Referente al crecimiento de la bainita existen varios mecanismos propuestos. No queda claro si después de su nucleación, la ferrita bainítica crece por un mecanismo con difusión o sin difusión. No entraremos aquí en detalles referente a este problema.

La figura 30 muestra la influencia del contenido en carbono y de la temperatura de transformación isotérmica sobre la cinética de la reacción bainítica en una fundición nodular con la siguiente composición :

3.32% C; 2.52% Si; 0.29% Mn; 0.037% P; 0.015% S;
0.054% Mg; 0.02% Cu; 0.01% Ni; 0.04% Cr.

La tabla 4 da el contenido en carbono de la fundición para diferentes temperaturas de austenitización.

Se aprecia en la figura 30 que la velocidad de crecimiento en el sentido longitudinal siempre es mucho mayor que en el sentido transversal : las tablas se hacen cada vez más agudas. Además, se nota que en las austenitas con mayor contenido en carbono (mayor temperatura de austenitización) el crecimiento es más lento, debido a las grandes cantidades de carbono que hay que eliminar antes de formar la ferrita bainítica.

También aparece en la figura 30 que hay dos zonas en las curvas. Esto indica la presencia de dos mecanismos diferentes de crecimiento, los cuales son precisamente el crecimiento de la bainita superior (alta temperatura) y de la bainita inferior (baja temperatura). Las líneas rectas en un diagrama inverso-logarítmico indican además que los mecanismos son activados termicamente (ley de Arrhenius). Las pendientes de estas líneas permiten calcular las energías de activación correspondientes.

La figura 31 representa estas energías para los dos tipos de bainita, para contenidos variables en carbono en la austenita y para ambos tipos de crecimiento. Se nota que la energía de activación para el crecimiento de la bainita inferior es más grande que para la bainita superior, debido al mecanismo más difícil de llevar a cabo. También se nota que se requiere mayor energía de activación cuando la austenita contiene más carbono y cuando el crecimiento tiene que ser lateral.

2.5.5 Microestructura y propiedades

Las propiedades mecánicas de una fundición nodular con matriz bainítica con determinada composición dependen de la microestructura del material después de su tratamiento térmico. Los factores importantes son el tamaño de las fases ferrita bainítica, austenita (eventualmente martensita) y su distribución, la cantidad de austenita residual y su estabilidad, la eventual precipitación de carburos.

Se logra la mejor combinación de resistencia a la tracción y de tenacidad con una fundición de fina estructura duplex, compuesta de ferrita bainítica y de austenita, sin presencia de fases frágiles, como p.ej. carburos.

Los parámetros para lograr tal combinación en una determinada aleación son :

- el tiempo de duración de la transformación isotérmica,
- la temperatura de la transformación isotérmica y
- las características de la austenita al iniciarse la transformación isotérmica.

La figura 32 da una relación típica entre las propiedades mecánicas y la temperatura de transformación para una fundición nodular aleada con 0.6% Cu.

Cuando disminuye la temperatura de transformación, la resistencia a la tracción, el límite elástico y la dureza aumentan, pero el alargamiento alcanza un valor máximo para una temperatura de transformación alrededor de 400°C. Se observa que esta ductilidad máxima corresponde al máximo en la cantidad de austenita residual.

La temperatura de transformación que proporciona la mayor tenacidad coincide prácticamente con la temperatura límite entre formación de bainita superior e inferior. Como esta temperatura varía con el contenido en carbono de la austenita, la cual depende de la temperatura de austenitización, no es sorprendente que esta temperatura tenga influencia sobre la posición exacta de la temperatura óptima para el tratamiento isotérmico.

Se puede explicar la variación del alargamiento en función de la temperatura de transformación por medio de la figura 26. Para altas temperaturas, superiores a 400°C, la estructura más gruesa y que tiende a formar ferrita con carburos, incluso carburos de alto silicio, reduce la tenacidad y la resistencia del material.

Una reducción de la temperatura de transformación provoca en principio una formación de martensita, por lo que aumentan la resistencia máxima y la dureza del material, pero con una pérdida de ductilidad. Sin embargo, si es posible evitar la formación de esta martensita, la ductilidad podrá aumentar, lo que es el caso cuando se conserva la austenita en forma residual.

En la figura 33 se aprecia el efecto del tiempo de transformación : la fracción de austenita residual y el alargamiento pasan un valor máximo, mientras la resistencia mecánica y la dureza

manecen aproximadamente constantes después de un aumento con tiempos de transformación breves.

Es posible explicar la variación de estas propiedades por medio del mecanismo de transformación, como se representa en la figura 24.

Para tiempos breves de transformación, la estabilización de la austenita no es suficiente, de modo que al enfriarse gran parte de esta se transforma en martensita. Esto da una microestructura muy dura, pero poco dúctil y con baja resistencia a la tracción debido a la presencia de la fase frágil (martensita).

Con tiempos de transformación medianos se logra la máxima cantidad de austenita residual y entonces de alargamiento. Cuando va disminuyendo el efecto fragilizante de la martensita, aumenta la resistencia a la tracción.

Para tiempos de transformación aún mayores y altas temperaturas de transformación, empieza la precipitación de carburos. Esto reduce la estabilidad de la austenita (eliminación del carbono disuelto), de modo que disminuye la fracción de austenita residual y del alargamiento, aunque la resistencia mecánica sigue aumentando ligeramente.

La máxima tenacidad (alargamiento máximo) se obtiene para la máxima fracción de austenita residual, la cual se encuentra entre 30 y 50%.

Vimos antes que los factores de influencia "tiempo de transformación" y "temperatura de transformación" dependen de la composición química del material y del estado de la austenita al iniciarse la transformación. Resulta entonces que las relaciones entre todos estos parámetros es muy compleja.

Sólo es posible obtener las propiedades óptimas de la fundición nodular con matriz bainítica conociendo la combinación exacta de todos estos parámetros y respectándola.

El rango permitido es a menudo muy reducido, sobre todo para fundiciones no aleadas, de modo que conviene utilizar fundiciones aleadas para obtener rangos que son más fáciles de respetar a escala industrial.

Por lo general, las fundiciones aleadas necesitan mayor tiempo para transformarse que las no-aleadas y las curvas de alargamiento

máximo presentan una zona máxima más ancha que en el caso de las aleadas, como se puede apreciar en la figura 34. Esto tiene una doble ventaja : el tiempo de permanencia a una determinada temperatura de transformación ya no es tan crítico y los carburos fragilizantes sólo aparecen después de mayores tiempos.

La influencia de los elementos de aleación Mo, Ni y Cu no sólo es favorable para aumentar la templabilidad, necesaria para evitar la formación de perlita, sino que también facilita el tratamiento isotérmico industrial, por la ampliación del rango para obtener las mejores propiedades mecánicas.

Hay que mencionar que los diagramas TTT, además de proporcionar información referente a la cinética de la transformación isotérmica, también permiten averiguar el tiempo necesario para lograr cierto grado de transformación a una determinada temperatura de transformación.

A veces se utilizan los diagramas TTT para indicar el tiempo de transformación necesario para lograr el alargamiento máximo, indicándose a la izquierda el valor de este dato, como p.ej. en la figura 35.

En varias fundiciones, se observan dos picos de alargamiento máximo, como p.ej. en la figura 36. Hasta ahora, no se encontró una explicación aceptable para este fenómeno que ocurre en muchas fundiciones. El primer pico puede también ser representado en un diagrama TTT, como en la figura 37. El grado de transformación lograda después de este tiempo es de aproximadamente 60 al 70% y el alargamiento es sólo poco menos del máximo (ver figura 36).

Finalmente, se encuentran en la literatura diagramas en los cuales se indican rangos de tiempo de permanencia a la temperatura de transformación para lograr por lo menos un 50% del alargamiento máximo, como p.ej. en la figura 38.

2.6 Austenita residual

Como ya se mencionó antes, en el tratamiento térmico de los aceros se trata de evitar la austenita residual, mientras que en la fundición nodular con matriz bainítica, la austenita residual es precisamente la fase que proporciona la buena tenacidad del material.

La figura 39 representa esquemáticamente la influencia de la duración del tratamiento isotérmico sobre la fracción de austenita residual y sobre su estabilidad termodinámica. Para tiempos breves se forma poca ferrita bainítica y el contenido en carbono de la austenita sube poco, de modo que se transforma a martensita por falta de estabilidad.

Por otro lado, tiempos muy largos provocan una precipitación de los carburos (a pesar del alto contenido en silicio). En ambos casos, hay una pérdida de ductilidad.

La figura 40 da la influencia de la temperatura de transformación isotérmica, la cual determina la cantidad y la calidad de la austenita obtenida por la difusión del carbono. Para bajas temperaturas se forma poca austenita, ya que hay poca difusión de carbono. Para mayores temperaturas disminuye otra vez la cantidad de austenita, debido a la reducción de la solubilidad metaestable de carbono en la austenita a mayor temperatura.

Como vimos antes, la austenita residual obtenida por tratamiento isotérmico es muy estable debido al alto contenido en carbono. Su temperatura M_s es bastante inferior a la temperatura ambiente y su contenido en silicio (2 a 3%) impide la formación de carburos. El contenido en carbono de una austenita estabilizada es de aproximadamente 1.6% y su temperatura M_s de -100°C .

La figura 41 muestra que se alcanza la cantidad máxima de austenita cuando el tiempo de tratamiento isotérmico es suficiente (aproximadamente 1 hora). Para tiempos más breves se forma una cierta fracción de martensita. Se nota en la misma figura que una austenita estabilizada puede conservarse hasta -80°C .

3. La producción industrial

Es evidente que la manera de producción de la fundición nodular con matriz bainítica es el factor primordial para aprovechar su potencial de alta resistencia mecánica y tenacidad. Hay que utilizar parámetros de producción muy controlados y seleccionados con conocimiento de los fenómenos metalúrgicos que discutimos en los capítulos anteriores. Solo así se logran propiedades reproducibles.

No sólo los parámetros de producción son críticos, sino que también hay que asegurar una alta calidad de las piezas coladas, con

respecto a la ausencia de porosidades y de inclusiones, composición química exacta, etc... Los requerimientos a nivel de producción son claramente superior que para las fundiciones nodulares clásicas.

3.1 Tratamiento de austenitización

Para pequeñas series de piezas en fundición nodular, se utilizan hornos de sal fundida para la austenitización, para grandes series hornos con atmósfera controlada, p.ej. con nitrógeno. En pruebas de laboratorio se suele utilizar nitrógeno seco, mientras que en la industria se utilizan con buen éxito atmósferas en base a nitrógeno, para reducir el gasto de los tratamientos. Una mezcla típica es p.ej. 97% de N_2 con 3% de $H_2 + CO$.

3.2 Templado y revenido

Los medios de enfriamiento que suelen utilizarse para la fundición nodular son : aceite caliente, "fluidized bed", sal fundida y aire comprimido. Lo más usual es el templado en un baño de sal fundida, como se utiliza también para el revenido de los aceros.

Con el fin de aprovechar al máximo la capacidad de los hornos de sal, sólo se hace el templado en la sal (unos minutos) y a continuación se mantienen las piezas en un horno de aire caliente, instalado cerca del baño de sal o integrado como se ve en la figura 42.

Cuando hay problemas de contaminación ambiental por los hornos de sal, se utilizan instalaciones del tipo "fluidized bed". Esto evita también el peligro de penetración de sal en pequeños defectos superficiales de las piezas, lo que podría causar corrosión.

3.3 Tratamientos alternativos

Si faltan las instalaciones para llevar a cabo los tratamientos térmicos antes descritos, queda la posibilidad de efectuar tratamientos térmicos alternativos, los cuales proporcionan unas propiedades interesantes, aunque no tan sobresalientes como con el proceso clásico : la ductilidad y tenacidad después de un tratamiento alternativo es algo inferior, pero hay suficientes aplicaciones en la práctica que no requieren de la excelente combinación de propiedades de la fundición nodular con matriz bainítica clásica.

3.3.1 Desmoldeo en caliente y enfriamiento controlado

Con el método del desmoldeo en caliente y enfriamiento controlado es posible obtener una estructura de ferrita bainítica con alta ductilidad y resistencia, sin la necesidad de muchas instalaciones técnicas. Sin embargo, la fundición requiere una templabilidad suficiente para evitar la formación de perlita, aún con el enfriamiento bastante lento al aire. La ventaja es que no se necesita ningún horno de austenización sino cuando mucho un horno de aire caliente para el revenido isotérmico.

El principio del tratamiento térmico consiste en el enfriamiento controlado de pieza colada después de su solidificación : se deja enfriar la pieza colada en su molde hasta una temperatura adecuada en la zona de la austenita (p.ej. 870°C), luego se desmoldea la pieza (todavía caliente) y se deja enfriar al aire.

Cuando se alcanza la temperatura deseada para la transformación isotérmica, se coloca la pieza en horno de aire caliente que mantiene esta temperatura o se envuelve la pieza en un material aislante. Se mantiene la pieza en esta condición durante un tiempo determinado; mientras se produce la transformación bainítica. A continuación, se deja enfriar la pieza al aire. El proceso térmico se representa esquemáticamente en la figura 43.

Se ha demostrado que la fase austenítica de una fundición que todavía no ha experimentado ninguna transformación estructural tiene una alta templabilidad y que los elementos de aleación presentes provocan un aumento notable de la templabilidad, en comparación con la austenita obtenida por un tratamiento de austenitización.

Este método alternativo tiene grandes ventajas cuando la alta tenacidad del material no es primordial, sobre todo considerando el importante ahorro en energía y equipo técnico.

3.3.2 Desmoldeo en caliente y revenido

También para este tratamiento alternativo se necesita una buena templabilidad de la fundición nodular, para evitar que se forme perlita durante el enfriamiento. Como en el método anterior, se enfría la pieza en el molde hasta que se alcance la temperatura de austenitización adecuada y se desmoldea la pieza. A continuación, se deja enfriar al aire hasta temperatura ambiente.

Si la cantidad de elementos de aleación está de acuerdo masividad de la pieza, se logra una estructura colada con principalmente ferrita bainítica en forma de agujas, de martensita y de austenita residual. El tratamiento de revenido posterior transforma la austenita en bainita, de modo que la estructura final es totalmente bainítica y presenta una alta durza.

3.3.3 Tratamiento isotérmico y revenido

Para algunas aplicaciones especiales, como para piezas expuestas a cambios frecuentes de temperatura, se aplica un método especial de tratamiento isotérmico. En este método se deja seguir el segundo paso de la transformación bainítica hasta finalizarse, por medio de un tratamiento de revenido a alta temperatura de una fundición tratada de manera "clásica", con la finalidad de transformar toda la austenita residual en bainita. De esta manera, se obtiene una estructura totalmente bainítica, de alta resistencia mecánica. El mismo tratamiento puede también hacerse con fundición nodular laminar.

La microestructura que se obtiene de esta manera es muy adecuada para piezas coladas que se exponen a cambios de temperatura además de una buena conductividad térmica y bajo coeficiente de expansión térmica (ausencia de austenita) tienen la alta resistencia mecánica de la bainita y resisten a la formación de austenita con cambios frecuentes de temperatura alrededor de A_{C1} . Esta última propiedad es importante cuando hay que evitar la formación de martensita, por peligro de fisuras (p.ej. en discos de frenos).

3.3.4 Comparación de los tratamientos alternativos

La tabla 4 da una comparación de las diferentes propiedades mecánicas que se obtienen por medio de los tratamientos alternativos antes descritos.

Se nota que el tratamiento isotérmico convencional es el más adecuado para lograr la máxima ductilidad. Sin embargo, el alargamiento de las piezas con desmoldeo en caliente y enfriamiento controlado (una especie de simulación del tratamiento isotérmico convencional) es sólo un poco inferior al valor convencional.

Los últimos métodos sólo pueden aplicarse cuando no hay grandes requerimientos de ductilidad, pero sí se logran altas resistencias mecánicas.

4. Referencias de literatura

1. M. Johansson : "Austenitisch-bainitisch Gußeisen mit Kugelgraphit", Giesserei-Praxis, (1976) 6, pp. 92-98
2. J.F. Janowak, R.B. Gundlach : "Entwicklung eines für das Zwischenstufenvergüten geeigneten Gußeisens mit Kugelgraphit", Giesserei-Praxis, (1984) 19, pp. 317-330
3. D. Green : Communication from Gear Research Institute
4. K. Röhrig : "Zwischenstufenvergütetes Gußeisen mit Kugelgraphit", Giesserei-Praxis, (1983) 1/2, pp. 1-16
5. J. Dodd, R.B. Gundlach, J.A. Lincoln : "Advances in process technology and new applications of austempered ductile irons", BCIRA Conference, University of Warwick, April 1984
6. J.F. Janowak, P.A. Morton : "A guide to mechanical properties possible by austempering 1,5% Ni - 0.3% Mo ductile iron", publicación de Climax Molybdenum Company
7. S. Béchet, K. Röhrig : "Le traitement isotherme des fontes G.S. bainitiques", Climax Molybdenum
8. E. Dorazil : "Zwischenstufenumwandeln von Gußeisen mit Kugelgraphit", Giesserei-Praxis, (1979) 18, pp. 355-366
9. J. Dodd : "Fontes G.S. à haute résistance et bonne ductilité", Climax Molybdenum
10. G. Barbezat, H. Mayer : "G.G.G.-100 : Günstige Kombination von hoher Festigkeit und Zähigkeit", Konstruieren und Giessen 9 (1984), Nr. 1, pp. 24-31
11. A. Ikhlef, G. Barreau, G. Cizeron, G. Gueret : "Evolutions structurales de fontes G.S. au cours de différents types de traitements thermiques", Hommes et Fonderie, jan. 1982, pp. 9-22
12. B.P.J. Sandvik : "The Bainite reaction in Fe-C-Si-alloys : the primary stage", Metallurgical Transactions A, Vol. 13A, mayo 1982, pp. 777-787

13. B.P.J. Sandvik : "The Bainite reaction in Fe-C-Si-alloy the secondary stage", Metallurgical Transactions A, Vol. 13A, mayo 1982, pp. 789-800
14. T. Luyendijk, H. Nieswaag : "The influence of silicon on the toughness of bainitic ductile iron", International Congress on Casting, Cairo, Nov. 6-11 1983
15. E. Dorazil, D. Barta, E. Münsterova : "Mechansiche Eigenschaften von zwischenstufenvergüteten unlegierten Gußeisen mit Kugelgraphit", Giessereitechnik, 19, 3/1973, pp. 79-83
16. S. Béchet : "Fontes aciculaires, fontes bainitiques", Traitement Thermique, 187-84, pp. 27-36
17. J. Deliry : "Nouveau carbure de fer. Transformations dans les aciers au carbone-silicium", Mémoires Scientifiques de la Revue de Métallurgia, LXII, nr. 7-8. 1965
18. B. Vigneron, J.M. Schissler, R. Faivre : "La transformación bainitique des alliages Fe-C-Si", Hommes et Fonderie, Oct. 1977, pp.17-34
19. D.A. Harris, R.J. Maitland : "The effect of austenitizing conditions on the isothermal formation of lower bainite in a spheroidal graphite cast iron", Iron and Steel (1970), pp. 325-328
20. P.A. Morton : investigación sin publicar, Climax Molybdenum
21. E. Dorazil : "Wachstumkinetik des Zwischenstufenferrits beim Gußeisen mit Kugelgraphit", Archiv Eisenhüttenwesen 45, 1974, 5 (mayo), pp. 331-335
22. C. De Jongh : "Studie van bainitisch-martensitische nodulaire gietijzersoorten", Tesis Universidad de Gante, Bélgica, 1978
23. K.J. Irvine, F.B. Pickering : "Physical properties of martensite and bainite", Special Report 93, p.145, Iron and Steel Institute, 1965, London
24. R. Heheman : "The bainitic transformation, Phase transformations", American Society for Metals (oct. 1968), p.397

25. J.F. Janowk, R.B. Gundlach : "Hinweise zur modernen Legierungstechnik bei Gußeisen mit Lamellengraphit", Giesserei-Praxis (1983) 15/16, pp. 223-242

26. J.F. Janowk, R.B. Gundlach, G.T. Eldis, K. Röhrig : "Technical advances in cast iron metallurgy", International Congress on Casting, Varna, Bulgaria, oct. 1981

27. B. Goubau : "Invloed van fosfor op de mechanische eigenschappen van nodulair gietijzer : in het bijzonder de duktiliteit", Tesis, Universidad de Gante, Bélgica, 1977

28. J. Dilewijns : "De gietijzersoorten", Curso, Universidad de Gante, Bélgica

29. J.M. Oblak, R.F. Heheman : "Structure and growth of Widmannstättenferrite and bainite, Transformation and Hardenability in Steels", Climax Molybdenum Co., Ann Arbor, Michigan, 1967, pp.15-30

Contenido

1. Introducción	1
2. Tratamiento isotérmico de la fundición nodular	2
2.1 Reacción bainítica en la transformación isotérmica de la fundición nodular	2
2.2 El proceso de austenitización	5
2.3 Influencia de la temperatura de austenitización sobre las propiedades mecánicas	7
2.4 Enfriamiento hasta la temperatura de recocido isotérmico	9
2.5 Transformación isotérmica	11
2.5.1 La transformación isotérmica en función del tiempo	12
2.5.2 La transformación isotérmica en función de la temperatura de transformación	13
2.5.3 La bainita superior y la bainita inferior	14
2.5.4 Cinética del crecimiento de la ferrita bainítica	16
2.5.5 Microestructura y propiedades	17
2.6 Austenita residual	20
3. La producción industrial	21
3.1 Tratamiento de austenitización	22
3.2 Templado y revenido	22
3.3 Tratamientos alternativos	22
3.3.1 Desmoldeo en caliente y enfriamiento controlado	23
3.3.2 Desmoldeo en caliente y revenido	23
3.3.3 Tratamiento isotérmico y revenido	24
3.3.4 Comparación de los tratamientos alternativos	24
4. Referencias de literatura	25

FUNDICIÓN NODULAR CON MATRIZ BAINÍTICA

INTRODUCCIÓN

ACERO \leftrightarrow FUNDICIÓN % C
DISOLUCIÓN C
CARBURO Fe_3C

FUNDICIÓN BLANCA $Fe + [C] + Fe_3C$ bajo Si

FUNDICIÓN GRIS $Fe + C_{grafito} + Fe_3C$ alto Si

MATRIZ VARIABLE FORMA VARIABLE DISTRIBUCIÓN VARIABLE

MENOR

- * LAMELAR (LAMINILLAS) *
- * NODULAR (NÓDULOS) *
- * VERMICULAR ("GUSANOS") *



fundición laminar = normal
fundición nodular por tratamiento de nodulización (+ Mg, + Ca, + tierras raras)
fundición vermicular = \pm nodular

matriz de hierro: perlita $Fe + Fe_3C$
ferrita (alto Si, enfr. lento)
martensita
austenita

\rightarrow bainita \leftarrow 28

FUNDICION NODULAR : DATOS MECANICOS DIN

NOMBRE	RESISTENCIA MECANICA [MPa]	LIMITE ELASTICO [MPa]	ALARGAMIENTO A ₅ [%]	DUREZA BRINELL HB	MICROESTRUCTURA	MAQUINABILIDAD	RESISTENCIA AL DESGASTE
GGG-35.3	350	220	22	110-170	α	MB	POCA
GGG-40	400	250	15	130-180	α	MB	POCA
GGG-50	500	320	7	170-240	α + Perl.	B	MEDIANA
GGG-60	600	380	3	180-270	α + Perl.	B	MEDIANA
GGG-70	700	440	2	220-320	Perl	B	B
GGG-80	800	500	2	240-320	Perl	B	B
GGG-100	1000	700	5	280-350	Perl + RES Bainita	POSIBLE	MB

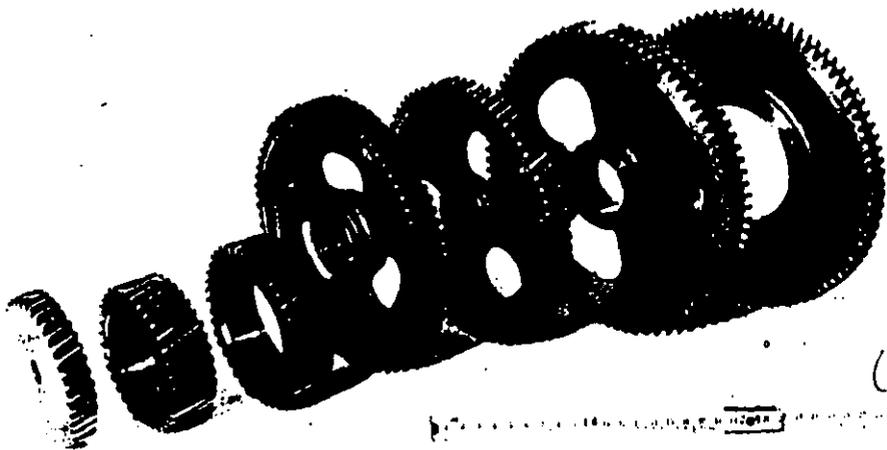
espesor hasta de 100 mm

MATERIAL

	GGG-150B	GGG-140B	GGG-120B	GGG-90B	GGG-80B
RESISTENCIA MÁX. R_m [MPa]		1400	1200	900	800
LÍMITE ELÁSTICO $R_{p0,2}$ [MPa]		1200	950	600	500
ALARGAMIENTO A_5 [%]		1 a 2	2 a 5	5 a 12	8 a 15
DUREZA HRC ó HB	45 a 51 HRC	43 a 47 HRC	330 a 390 HB	270 a 340 HB	250 a 310 HB

30

EJEMPLOS DE
APLICACION DE
HIERRO NODULAR
CON MATRIZ BAINITICA



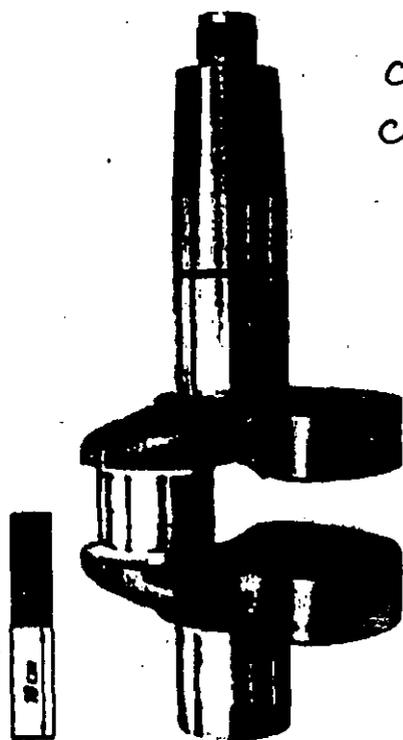
RUEDAS DENTADAS
(PARA CAMIONES DE CARGA)

GGG-140B

FIG 2

CIQUENAL DE
COMPRESOR
(-40°C)

GGG-90B



GGG-100



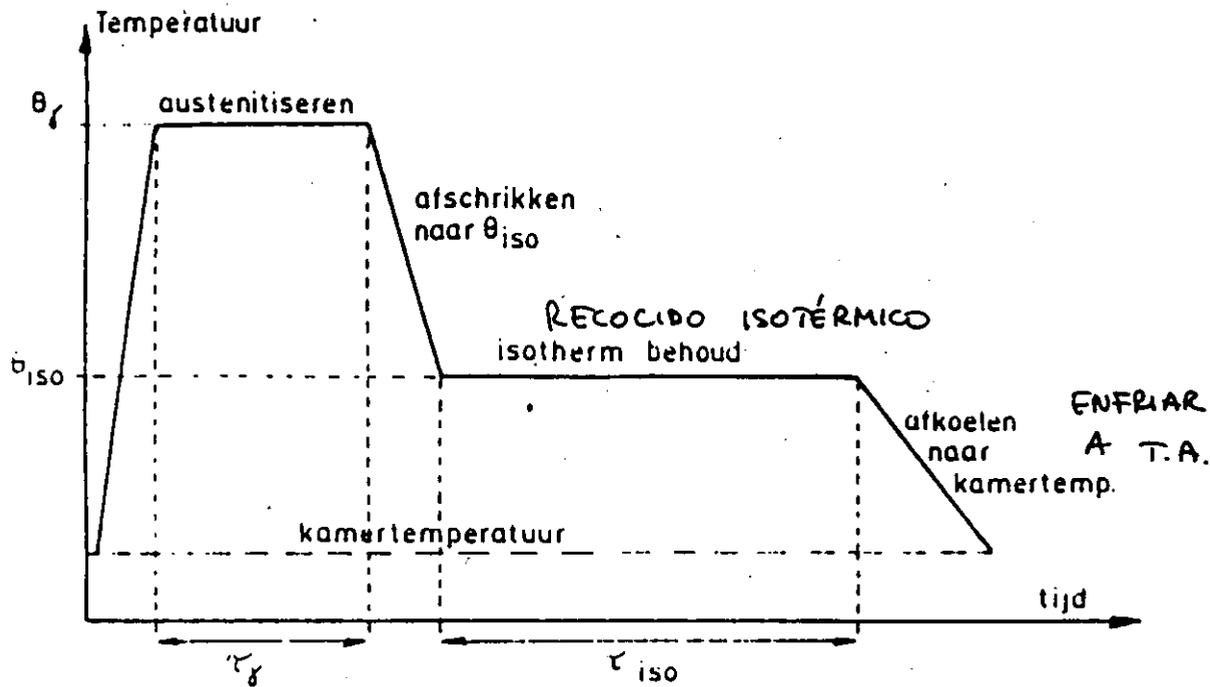


FIGURA 5: CICLO DEL TRATAMIENTO ISOTÉRMICO

① TEMPLADO A BAINITA

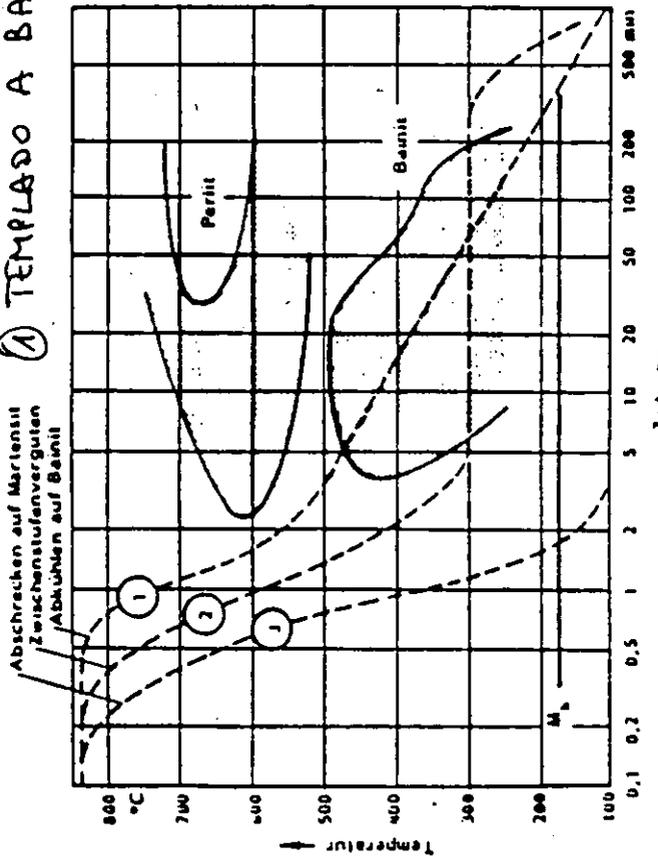
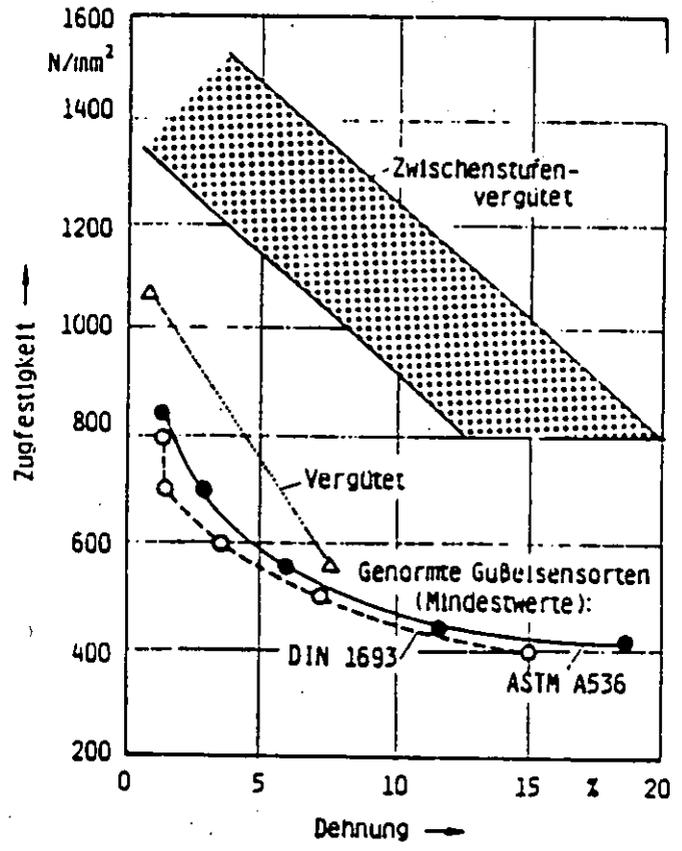


FIGURA 6: DIAGRAMA TTT DE FUNDICION NODULAR

- ② RECOCIDO ISOTÉRMICO
- ③ TEMPLADO A MARTENSITA



COMBINACIÓN RESISTENCIA MECÁNICA Y TENACIDAD PARA HIERROS NODULARES

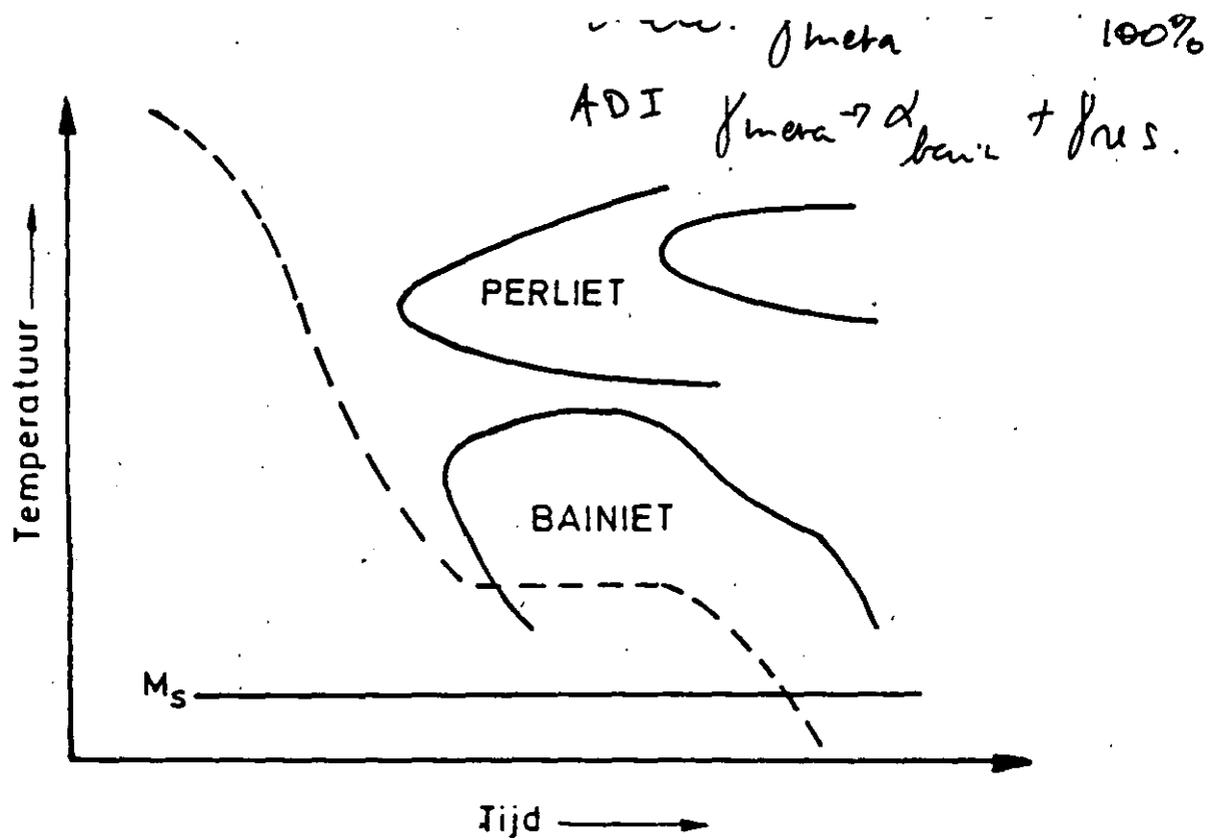


FIGURA 5: REPRESENTACION ESQUEMATICA DEL TRATAMIENTO TERMICO DE FNB

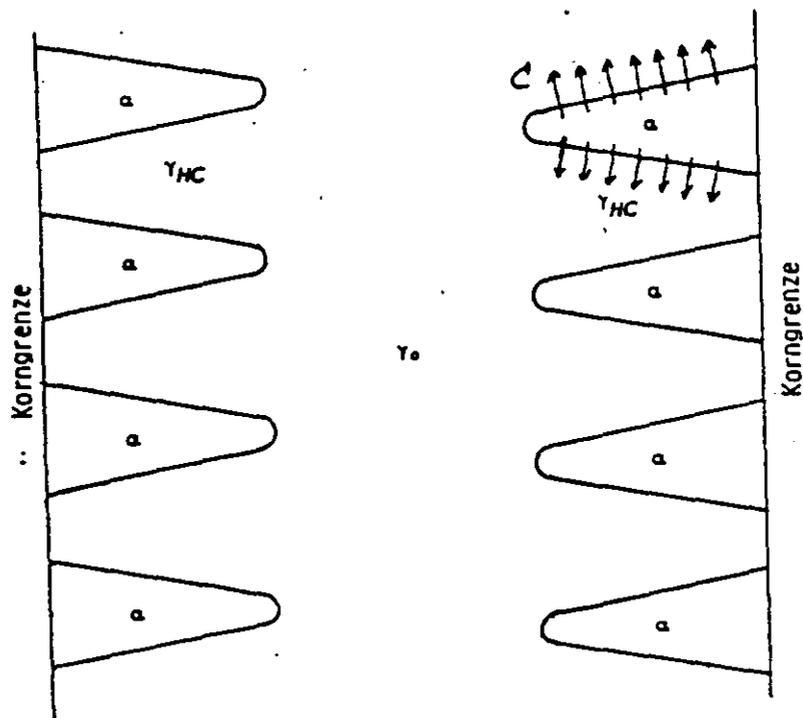


FIGURA 6: CRECIMIENTO DE AGUJAS DE BAINITA DESDE UN LIMITE DE GRANO EN LA AUSTENITA, CON EXPULSION DE CARBONO

INTERVALO
330°C - 470°C

Fig. 7

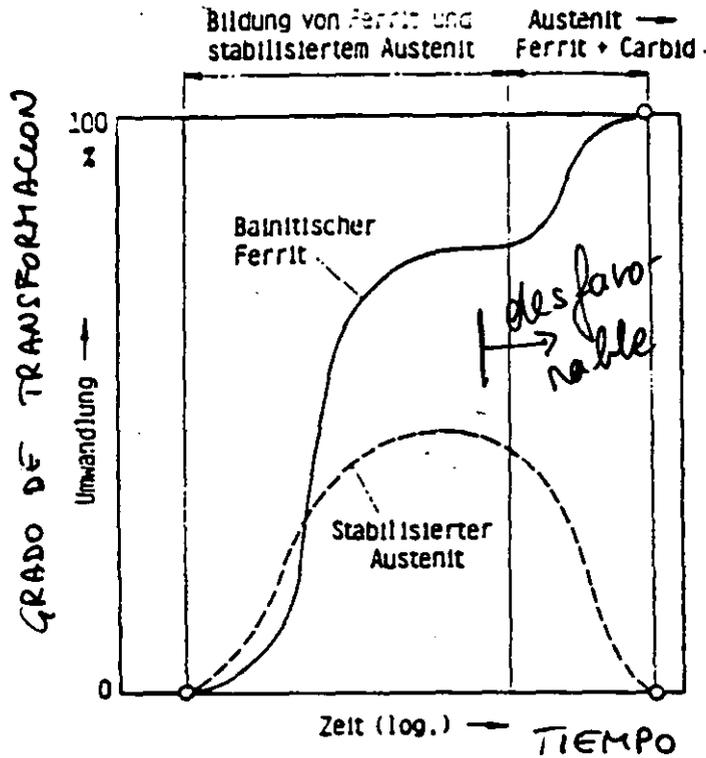


FIGURA 7: EVOLUCIÓN ESQUEMATICA DURANTE LA TRANSFORMACION BAINITICA

Tabla 2

Tabel 2.1. : koolstofgehalte van de austeniet in functie van de austenitisiatietemperatuur⁽⁷⁾

TABLA 2

θ_{γ} (°C)	% C in de austeniet
850	0,73
900	0,93
1000	1,14

CARBONO DISUELT EN AUSTENITA EN FUNCIÓN DE LA TEMPERATURA DE AUSTENITIZAR

Fig. 8

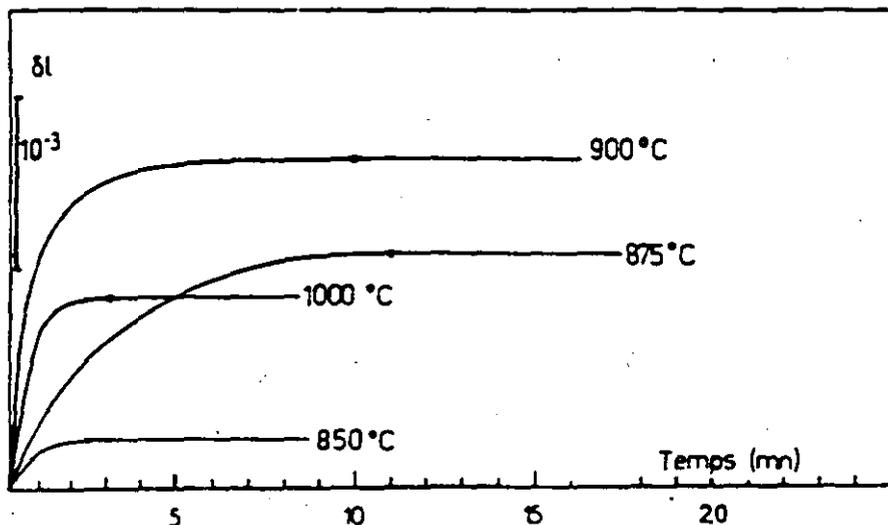


FIGURA 8: CURVAS ISOTÉRMICAS, MEDIDAS

Tabel 2.2. : invloed van de austenitisiatietemperatuur op het koolstofgehalte van austeniet, bekomen via röntgendiffractie⁽¹¹⁾

Gietstructuur ESTRUCTURA DE COLANA	perliet (2,6 à 2,7 % Si)			ferriet (3 à 3,3 % Si)
θ_{γ} (°C)	875	900	1000	875
τ_{γ} (minuten)	10	10	5	10
Restausteniet(%)	7	7 à 10	15	7
C-gehalte van restausteniet	0,65	0,84	1,04	0,6

RESIDUAL
C EN
RES

INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA DE AUSTENITIZACIÓN SOBRE EL CONTENIDO EN CARBONO DE LA AUSTENITA

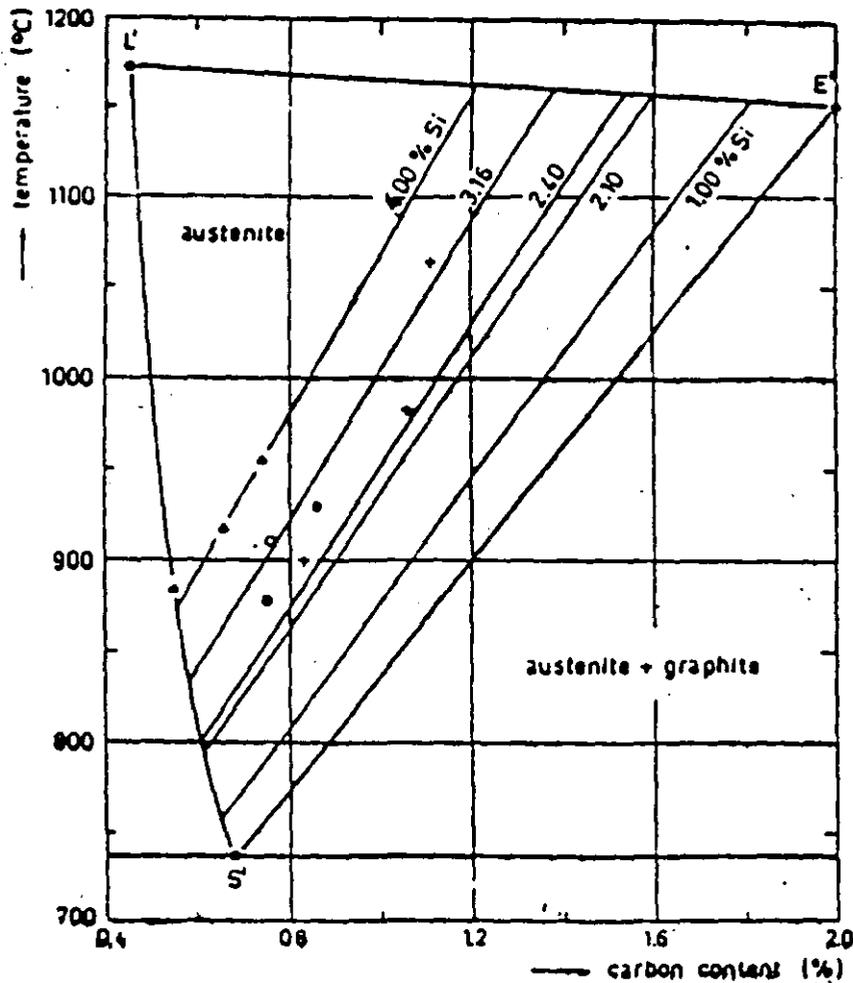
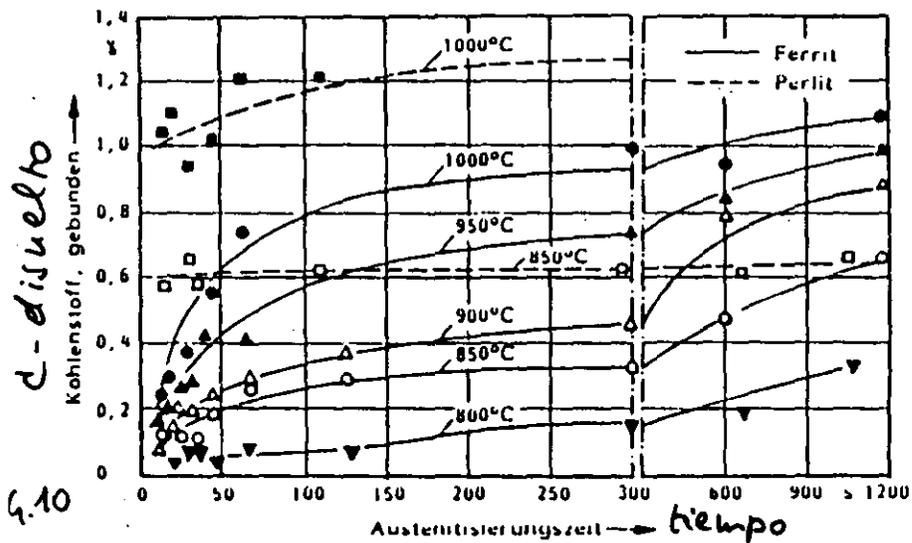


Fig. 9

ZONA AUSTENÍTICA EN DIAGRAMA Fe-C
(INFLUENCIA DEL Si SOBRE SOLUBILIDAD DE C EN γ) 35



RELACION TIEMPO Y TEMPERATURA DE AUSTENITIZACIÓN PARA F.N. NO ALEADA, MATRIZ FERR. O PERLÍTICA

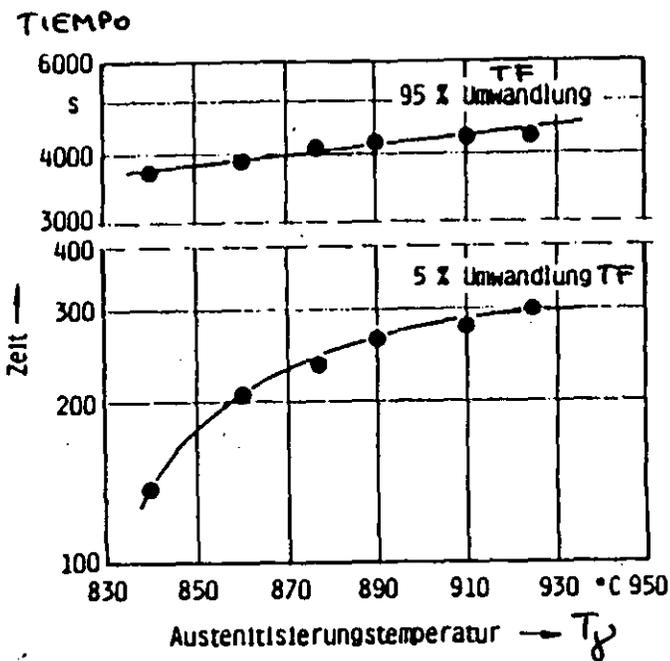


FIG. 13
TIEMPOS DE TRANSFORMACIÓN PARA DIF. Tj

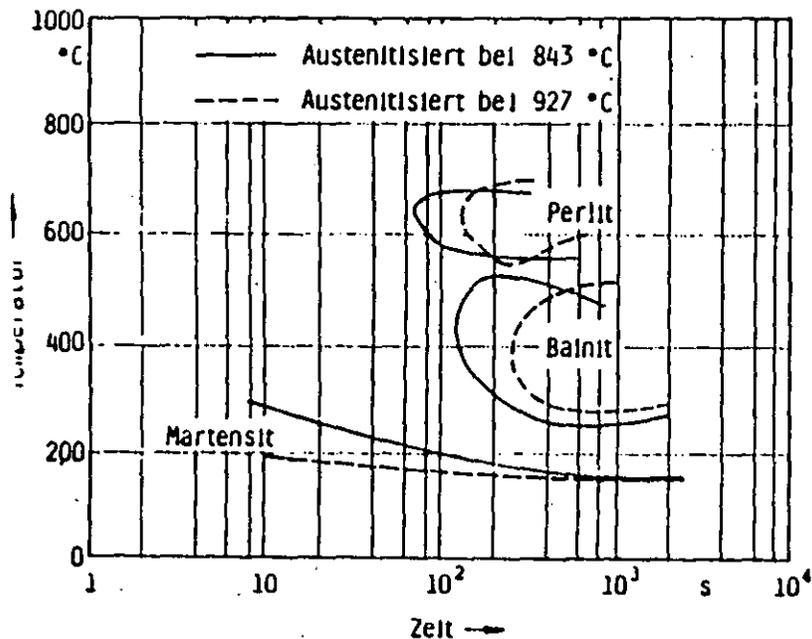


FIG. 14: DIAGRAMA CCT DE F.N. 1.5% Ni, 0.3% Mo

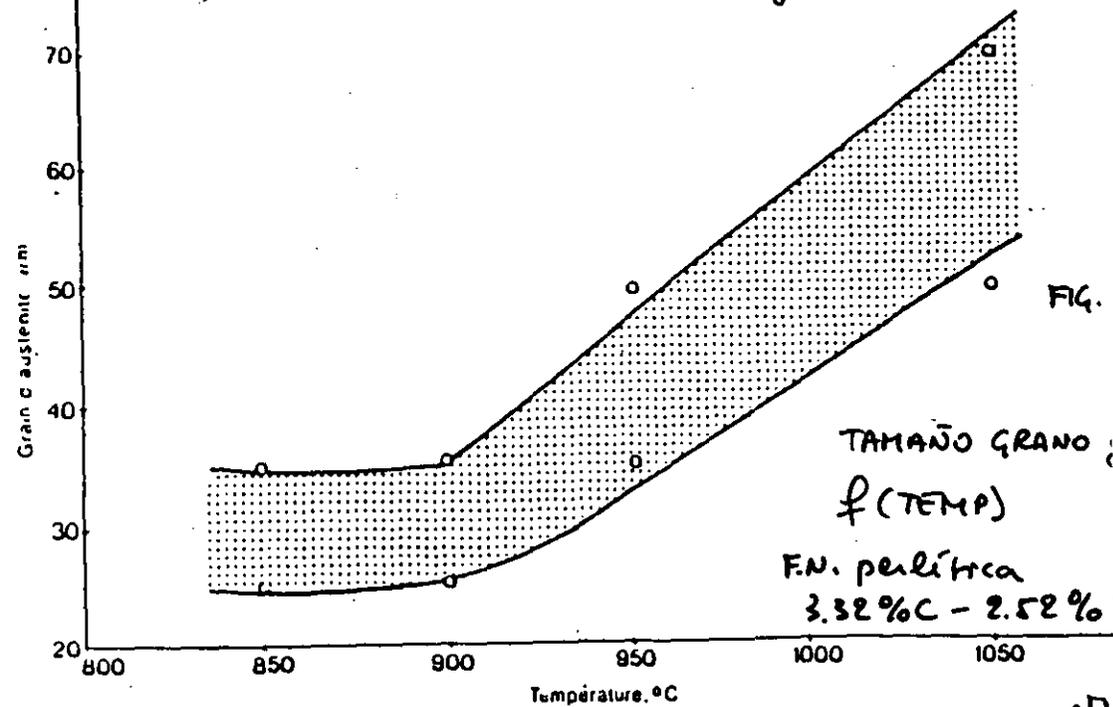


FIG.

F: TIEMPO HASTA TERMINAR 1^{er} PASO
 TRANSFORMACION ISOTÉRMICA A 420°C

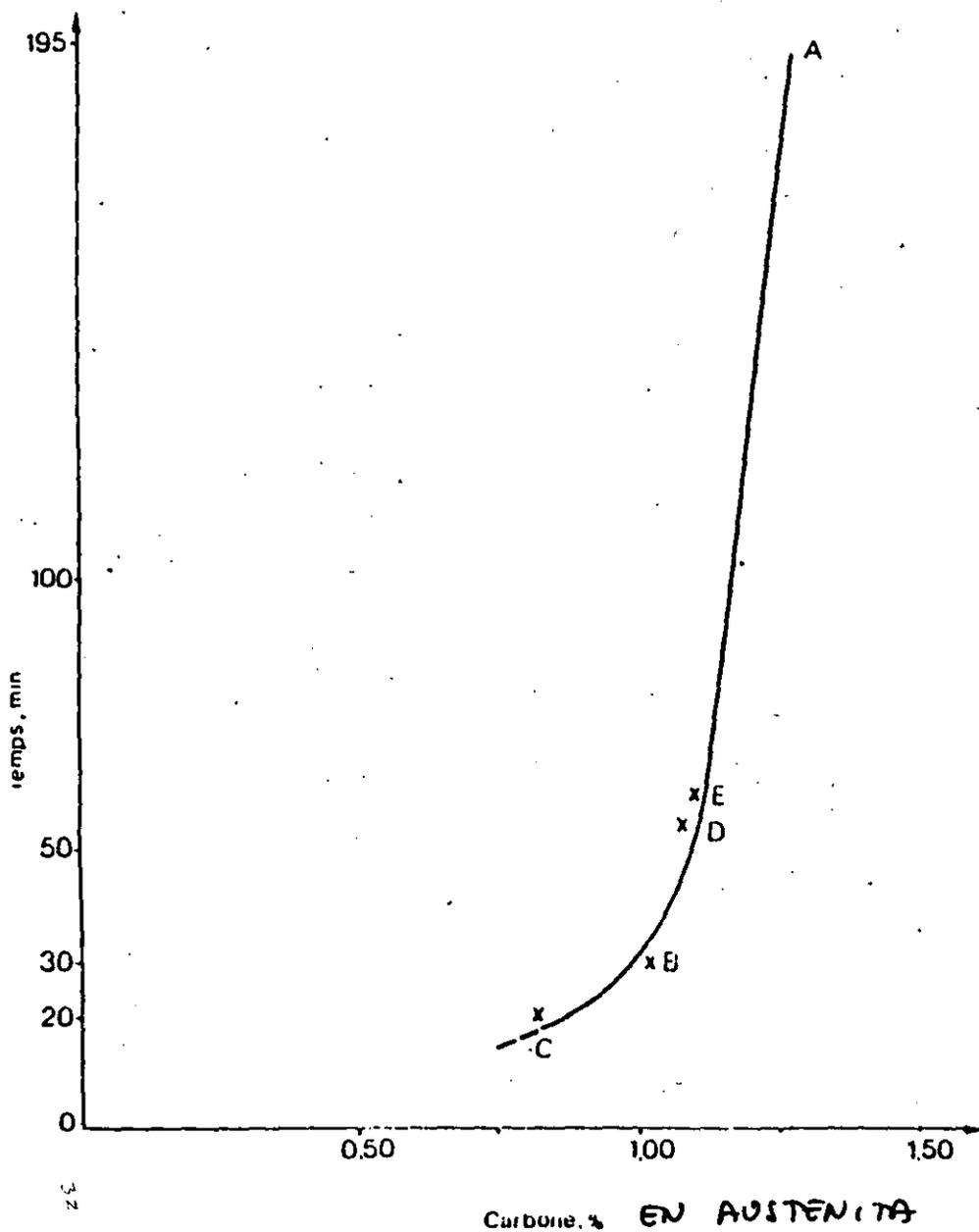
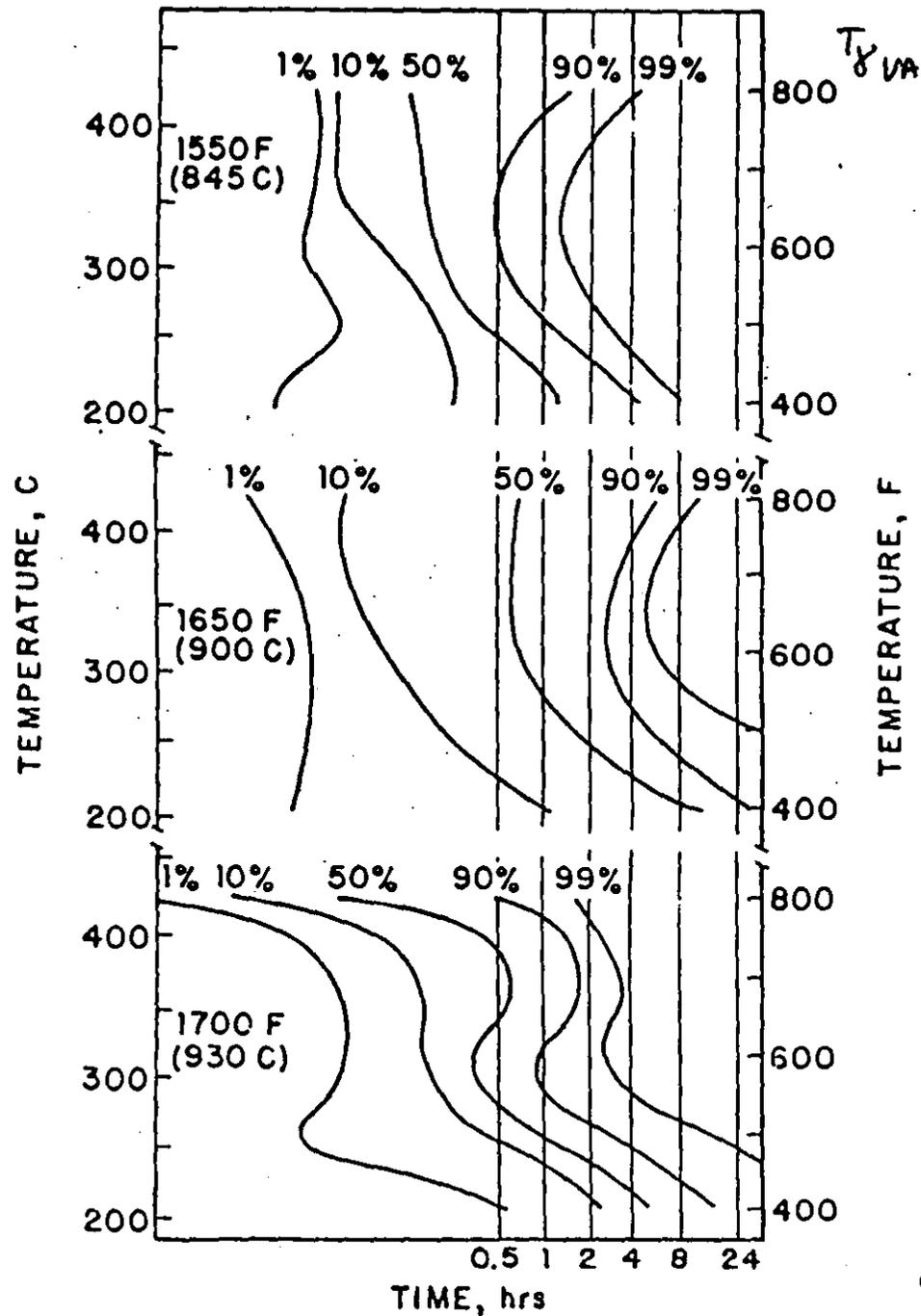


FIG. 15: DIAGRAMA TTT DE F.M. 1.5% C
 0.3 Mo



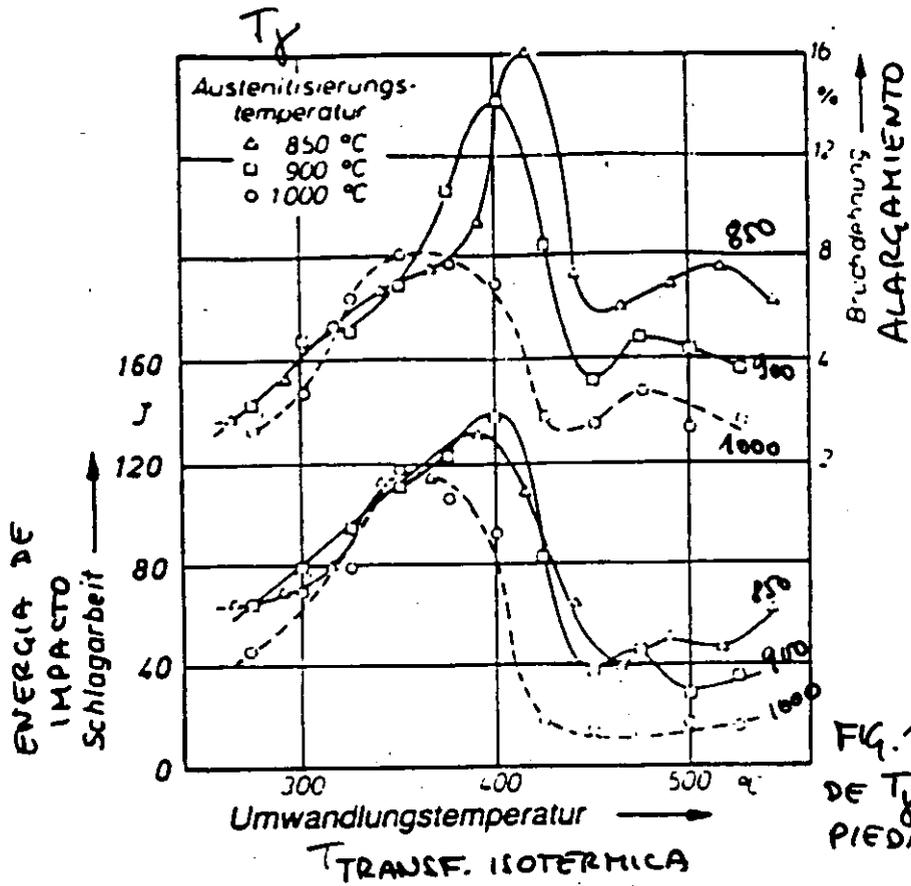


FIG.16 INFLUENCIA DE T_{γ} SOBRE PROPIEDADES MECÁNICAS

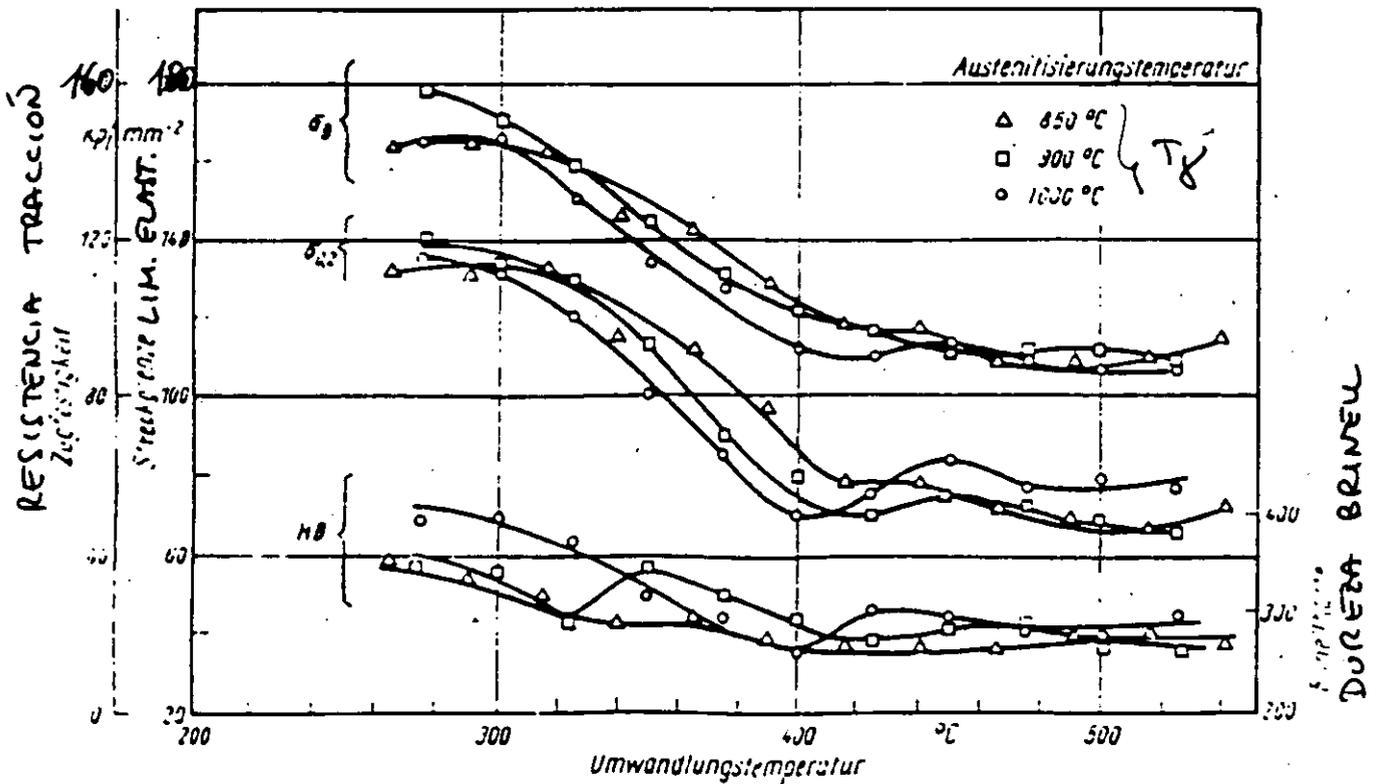


FIG.17 : INFLUENCIA DE T_{γ} SOBRE R_m , R_{el} , HB

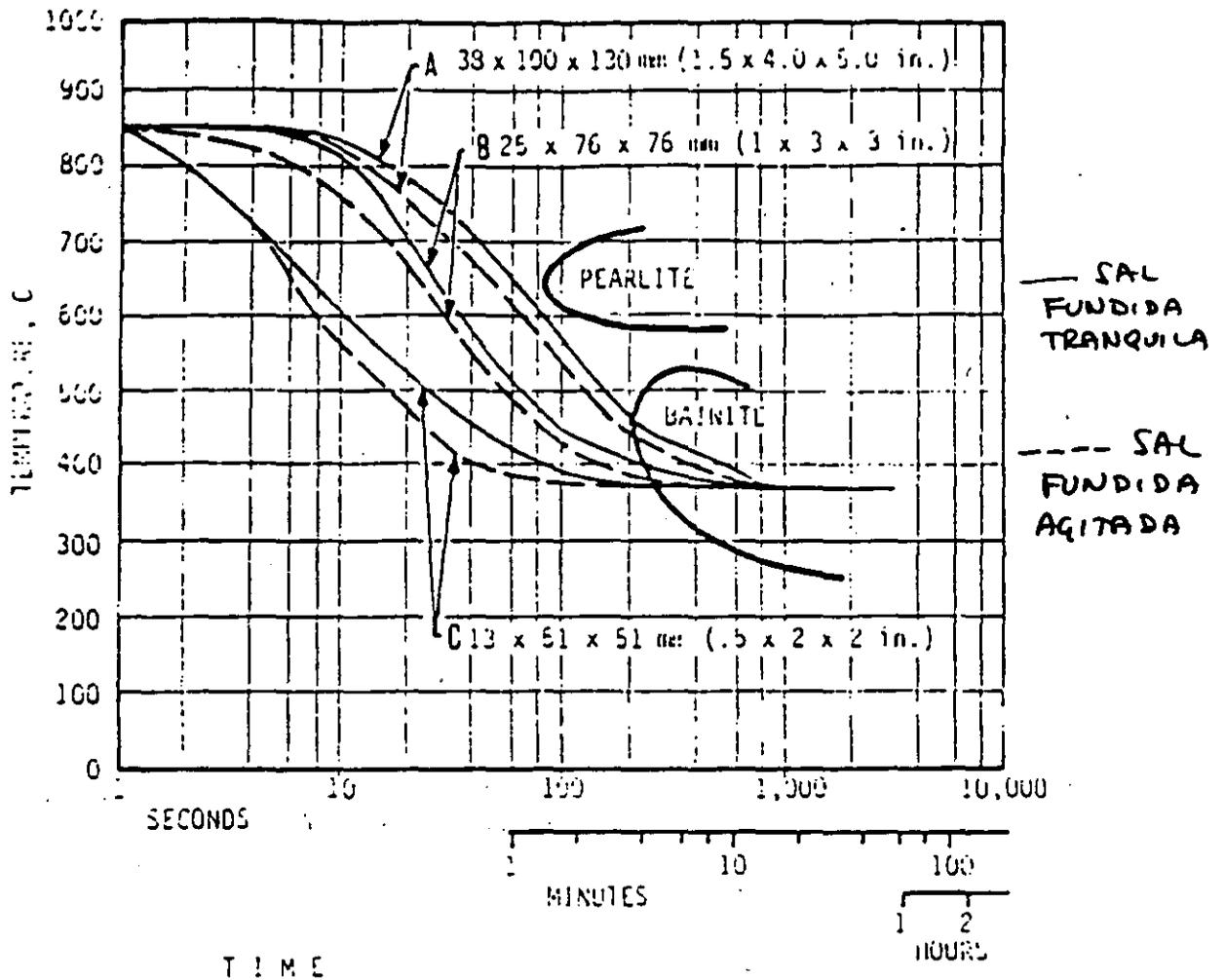


FIG. 18: CURVAS ENFRIAMIENTO PARA CENTRO DE PIEZAS F.N.
 (0.3Mo - 1.5Mn) $T_g = 845^\circ\text{C}$ $T_{150} = 370^\circ\text{C}$

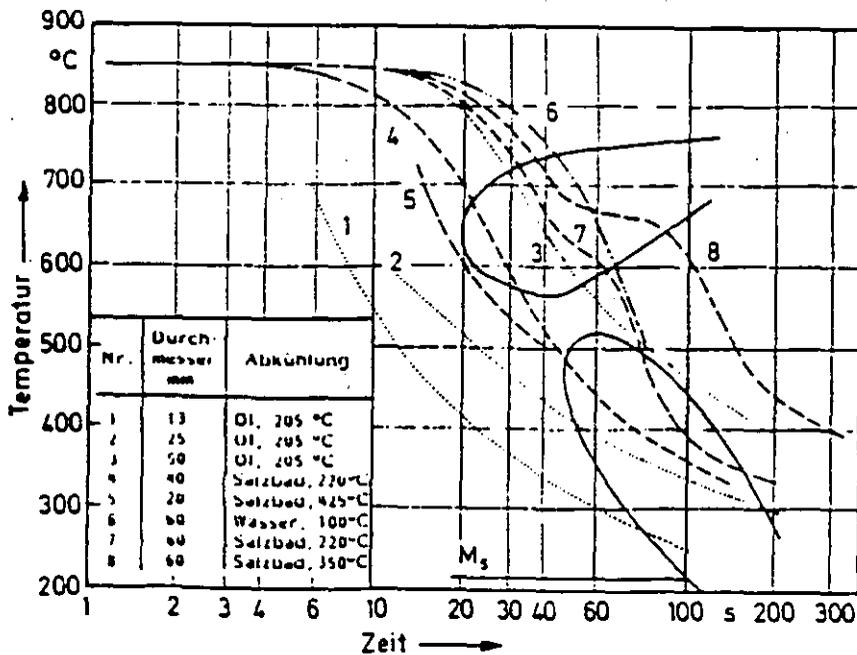


FIG. 19: CURVAS ENFRIAMIENTO EN DIFERENTES MEDIOS

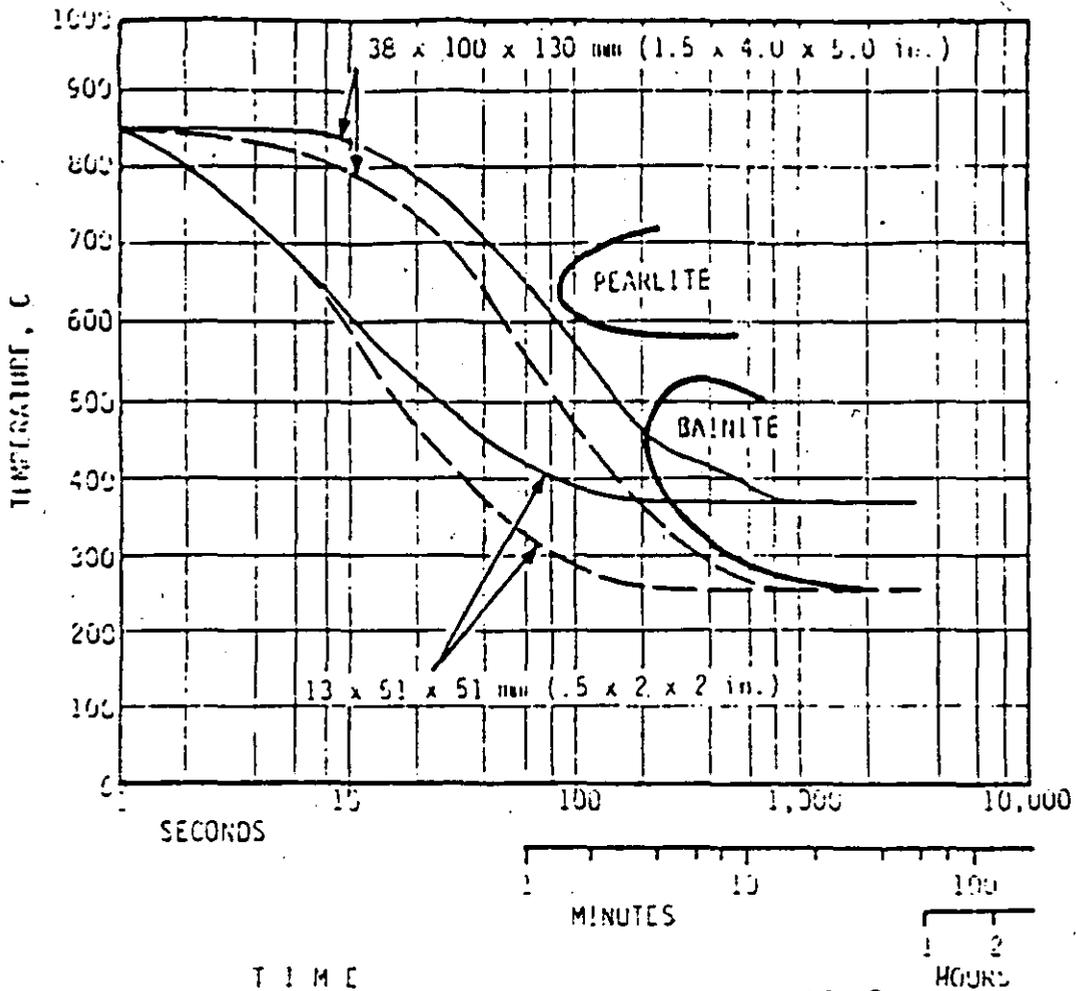


FIG. 20: CURVAS ENFRIAMIENTO 845 → 370°C y 260°C
F.N. (0.3Mo - 1.5Ni)

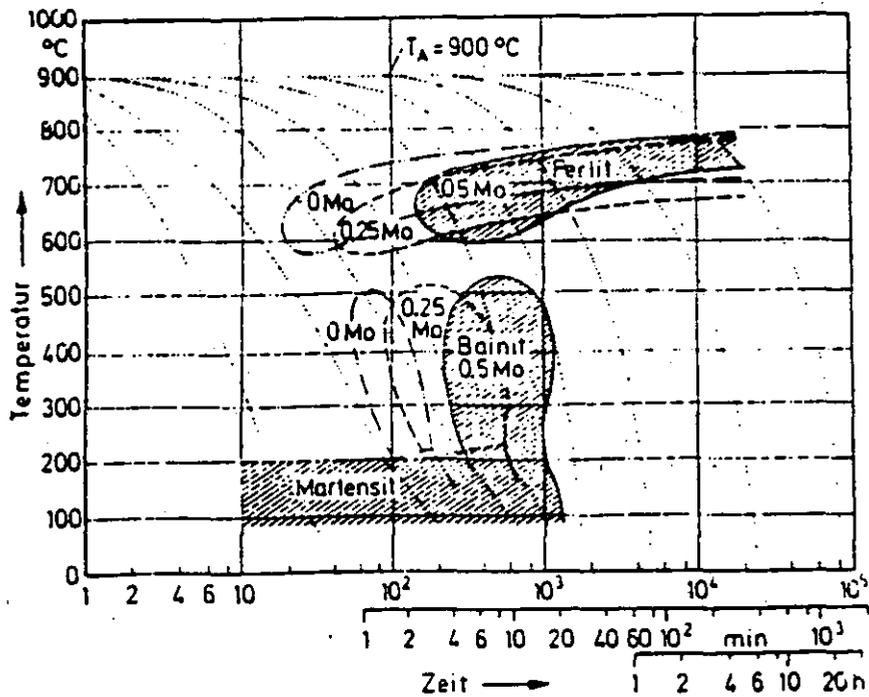


FIG. 21: INFLUENCIA DEL MO SOBRE DIAGRAMA CCT
(F.N. 3.3% C - 2.6% Si - 0.3% Mn)

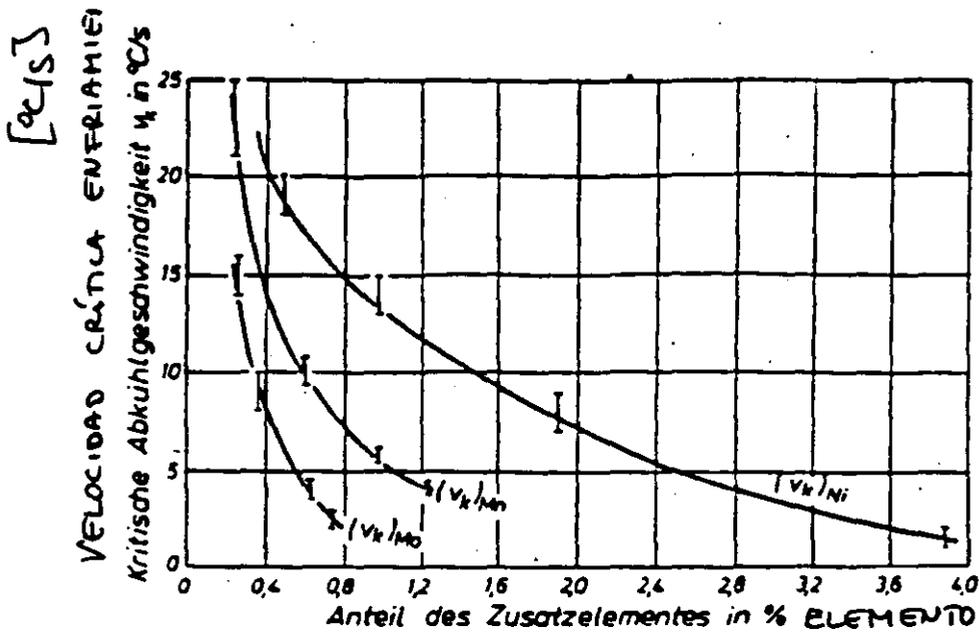


FIG. 22 v_{cri} PARA EVITAR PERLITA : INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS DE ALEACIÓN

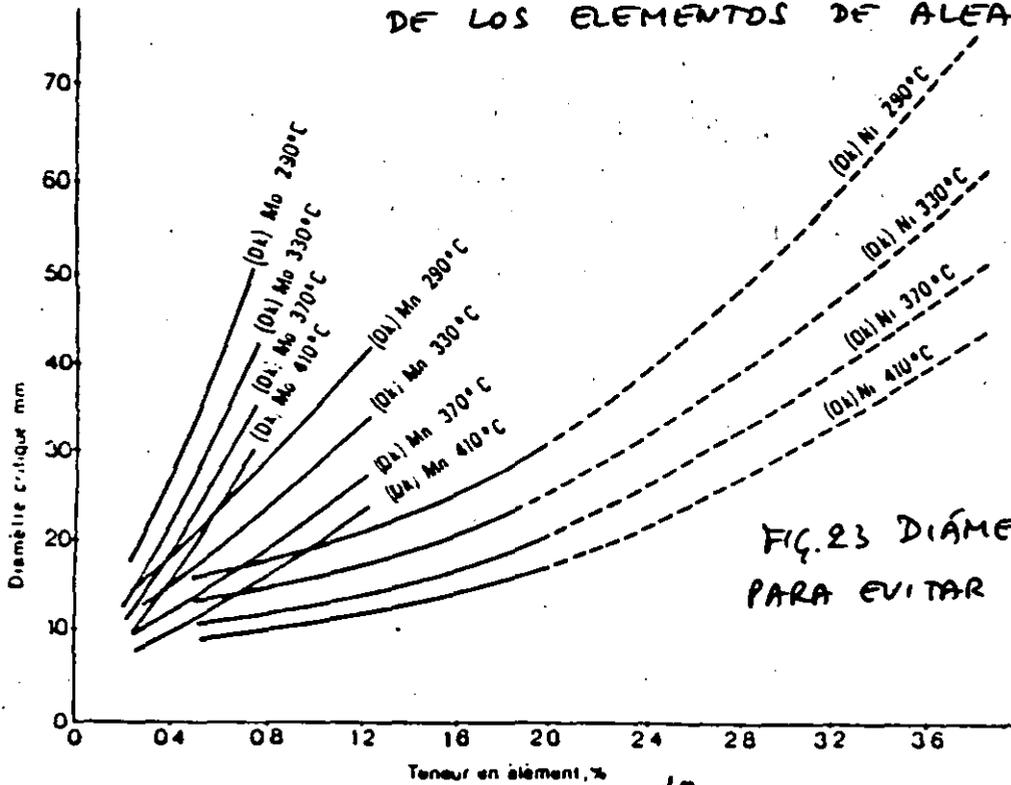


FIG. 23 DIÁMETRO CRÍTICO PARA EVITAR PERLITA

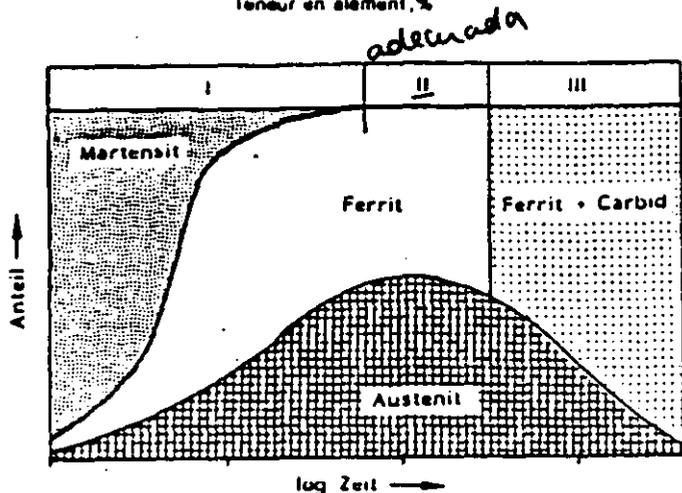


FIG. 24 EVOLUCION DE CONSTITUYENTES DE MICROESTRUCTURA (T_{iso} 350-470°C)

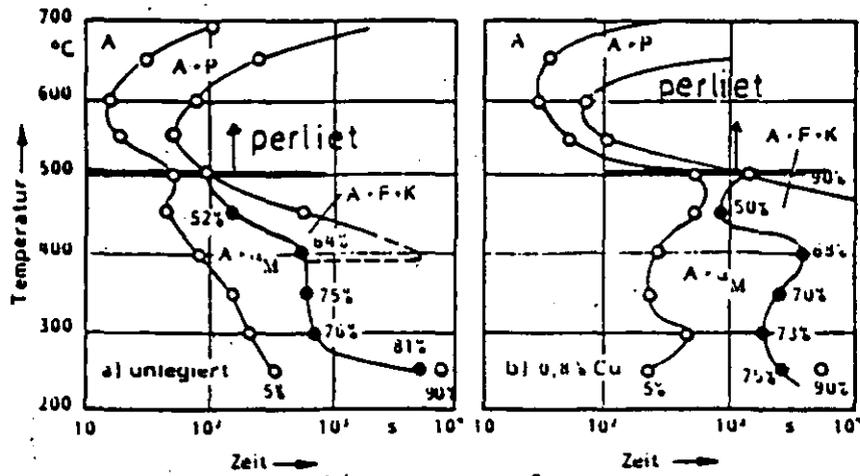


FIG. 25 a. TTT FN no aleada b. FN con 0,8% Cu

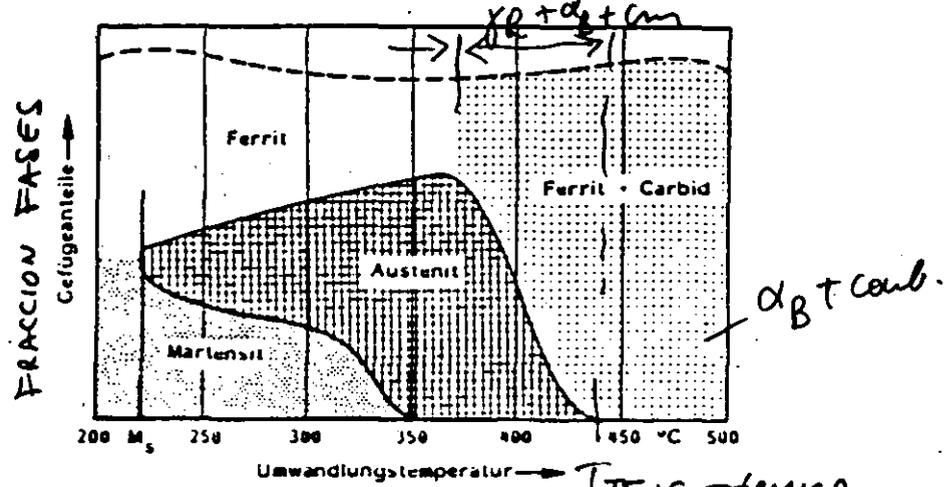


FIG. 26 RELACIÓN T_{TF} Y CONSTITUYENTES ($t_{iso} = 1.5h$)

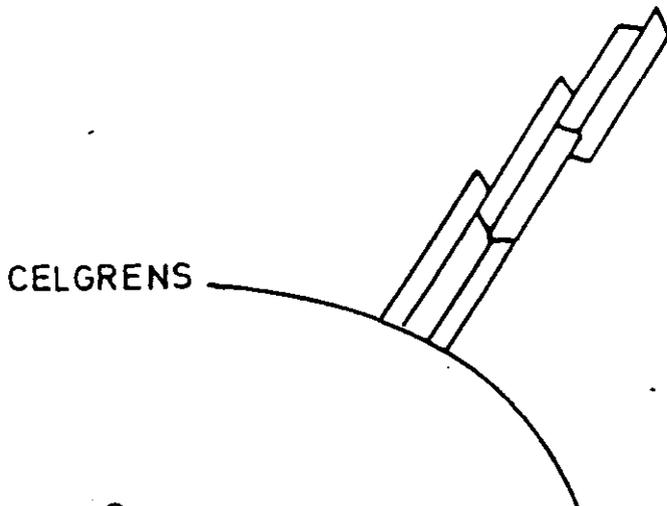


FIG. 28 REPRESENTACIÓN ESQUEMÁTICA DE LA MORFOLOGÍA DE BAINITA SUPERIOR

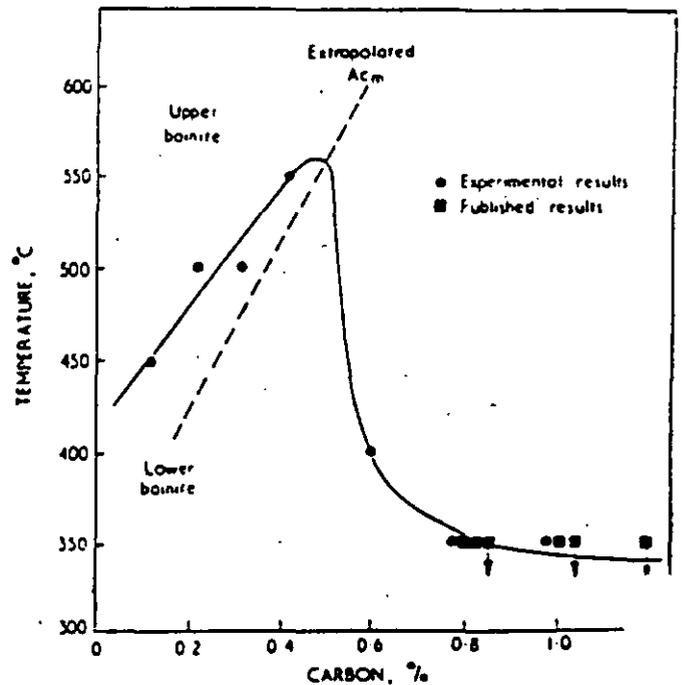


FIG. 29: INFLUENCIA DEL CONTENIDO EN CARBONO SOBRE LA TEMPERATURA DE TRANSICIÓN B.S.-B.I.

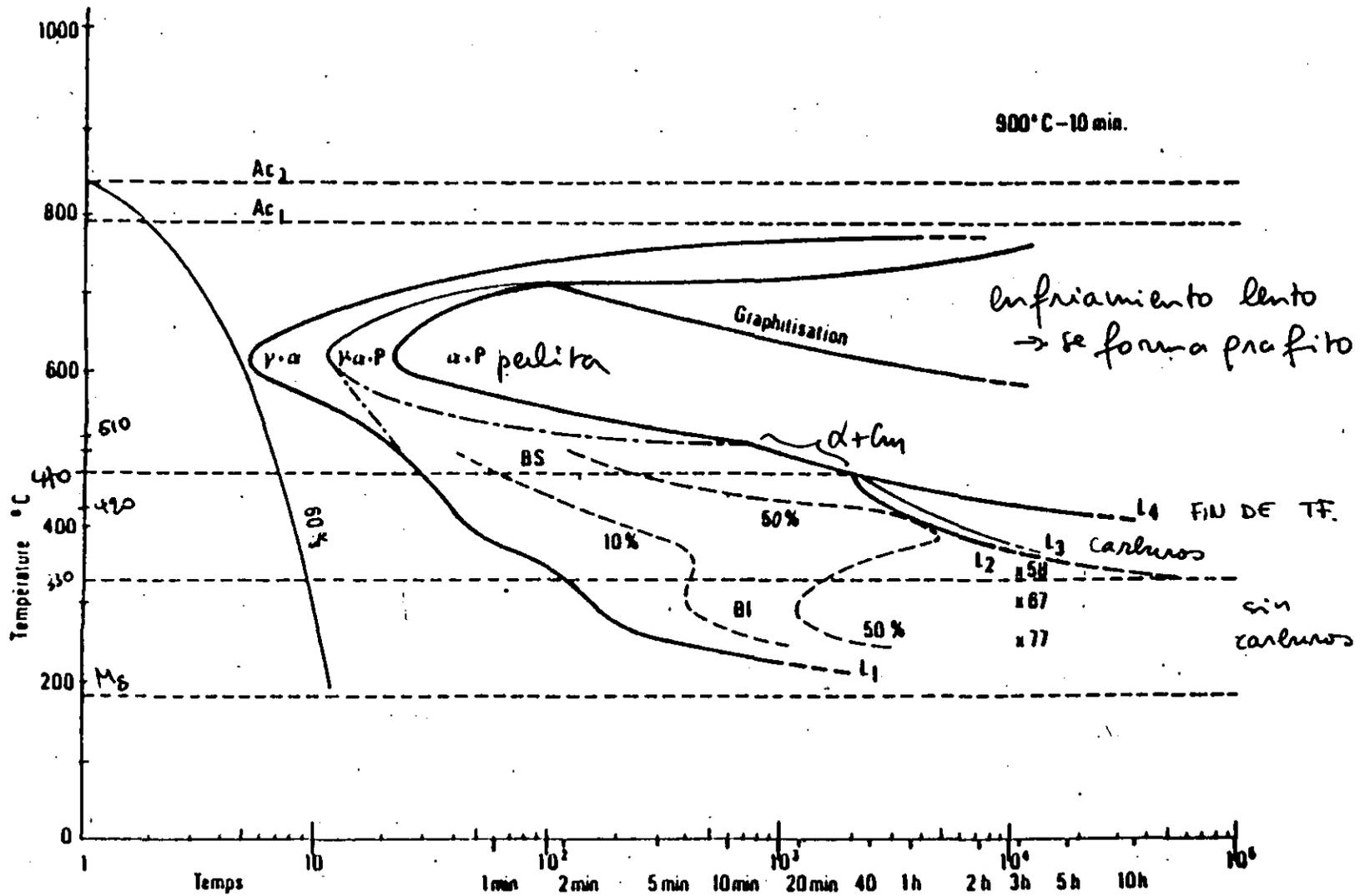


FIG. 27: DIAGRAMA TTT DE F.N. (0.6% C)

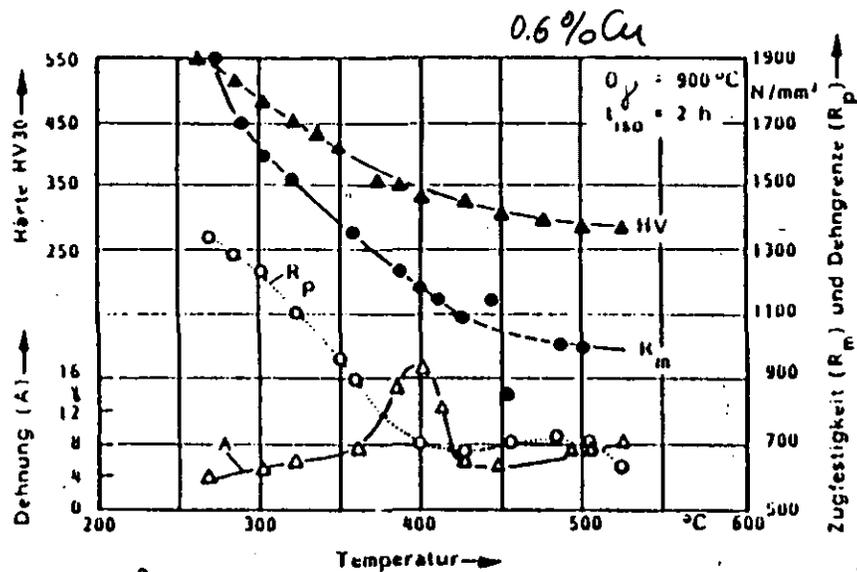


FIG. 39: PROPIEDADES MECÁNICAS EN FUNCIÓN DE LA TEMPERATURA DE TRAT. ISOTÉRMICO

FIG. 30 VELOCIDAD DE TRANSFORMACION EN FCTEMO. TRANSF. ISOT.)

VELOCIDAD DE CRECIMIENTO LARGO Y ESPESOR [mm/s]
 Längen- und Dickenwachstumsgeschwindigkeit in mm/s

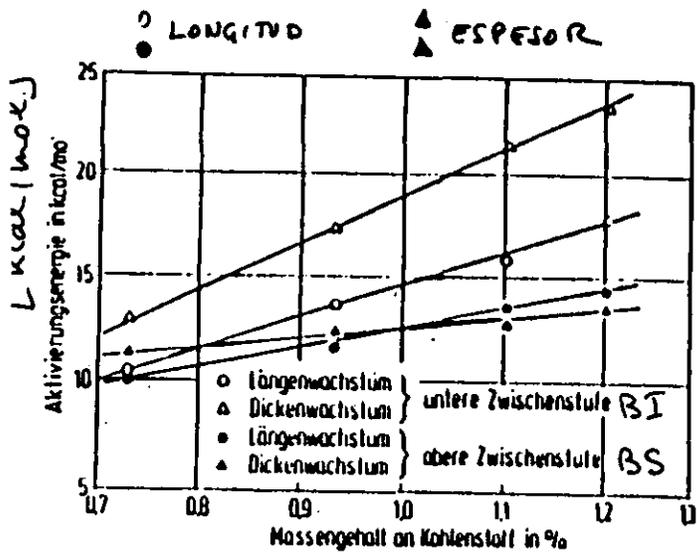
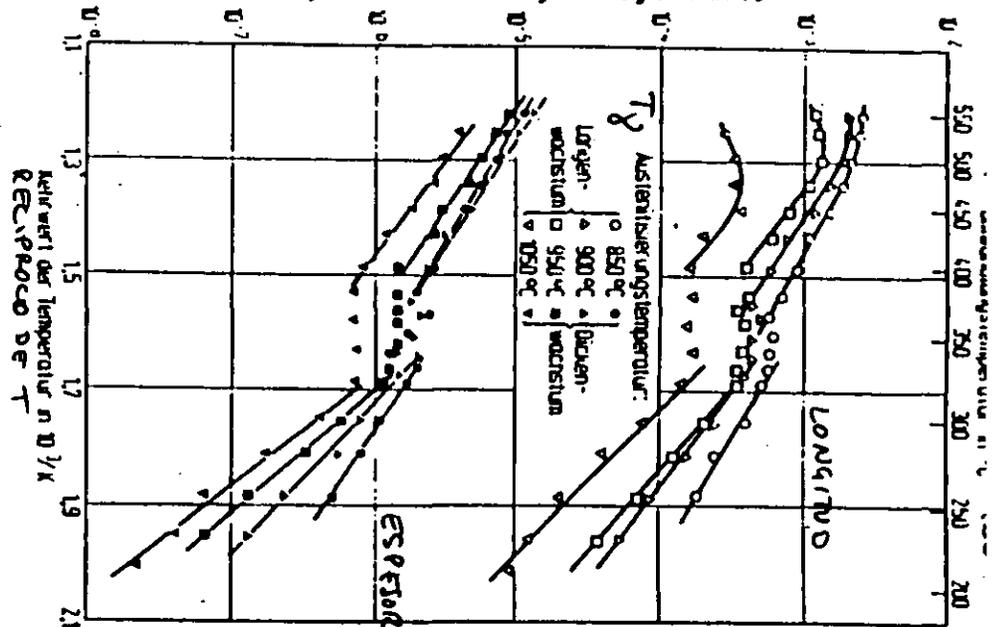
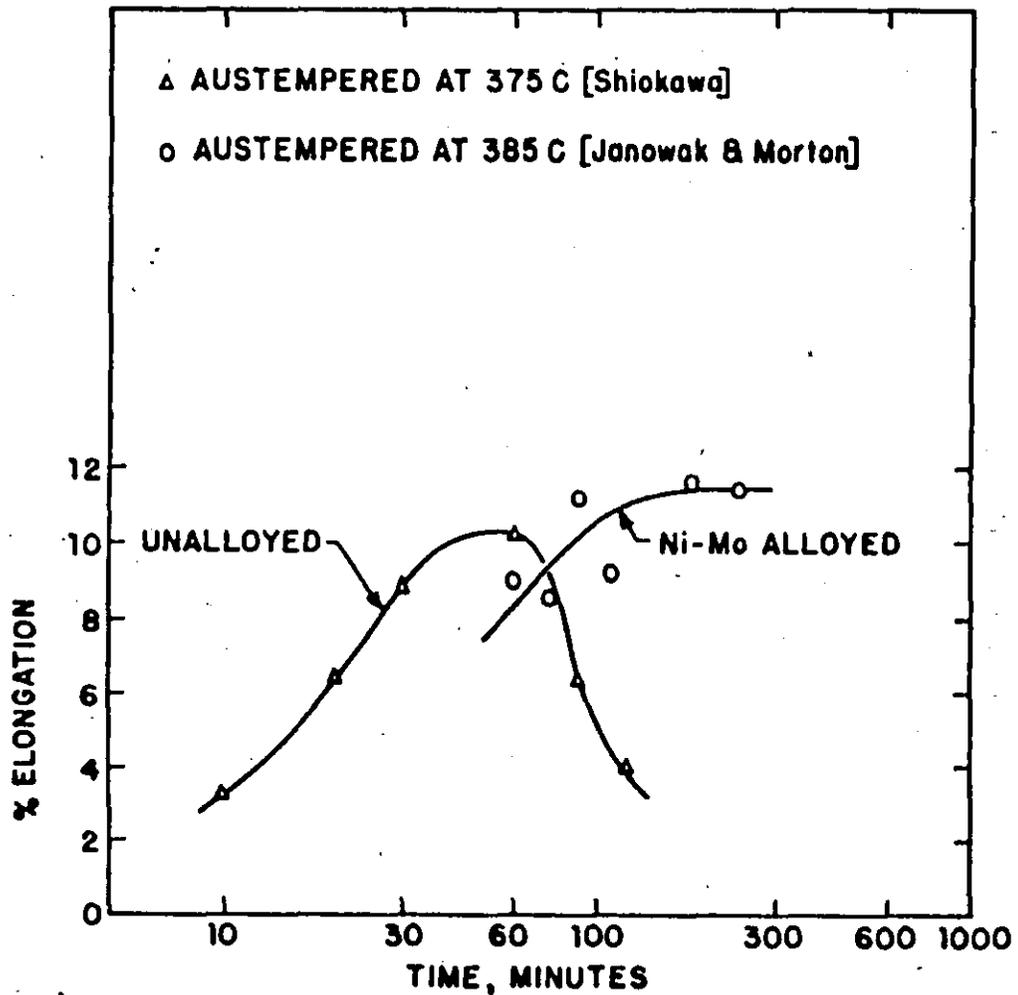


FIG. 31: ENERGÍA DE ACTIVACIÓN PARA TABLAS FERRITA EN FUNCIÓN DEL %C

Tabel 2.3. : Koolstofgehalte van de austeniet in functie van de austenitisiertemperatuur (PARA FIG. 30)

Austenitisiertemperatuur (°C)	% C-austeniet
850	0,73
900	0,93
950	1,10
1050	1,20



9/7
 FIG. 34: EFECTO DE LA ALEACIÓN CON Ni y Mo SOBRE LOS TIEMPOS DE TRAT. ISOTÉRMICA

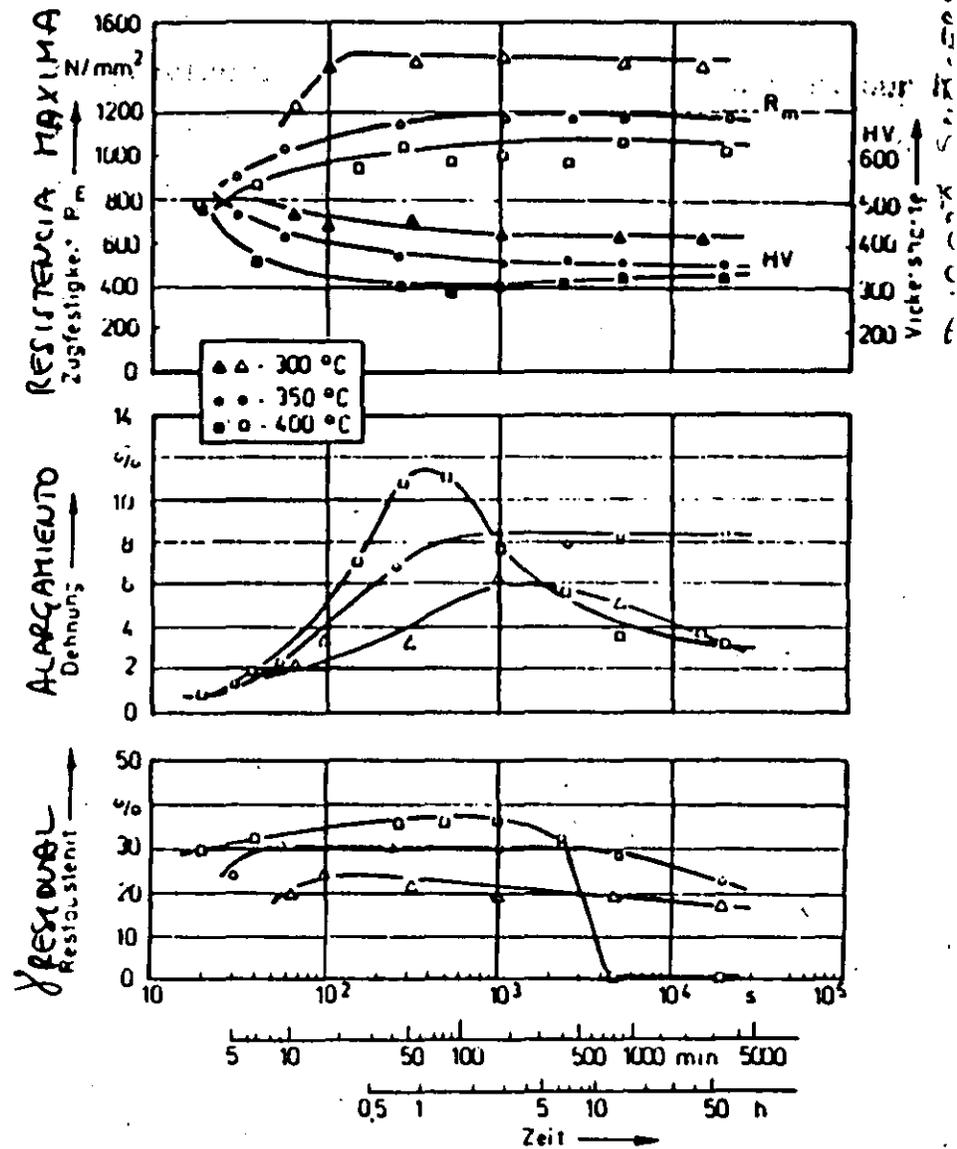


FIG. 33 PROPIEDADES MECANICAS EN FUNCION DE LA DURACION DEL TRAT. ISOTÉRMICO
 F.N. 1.38% Ni $T_f = 855^\circ\text{C}$

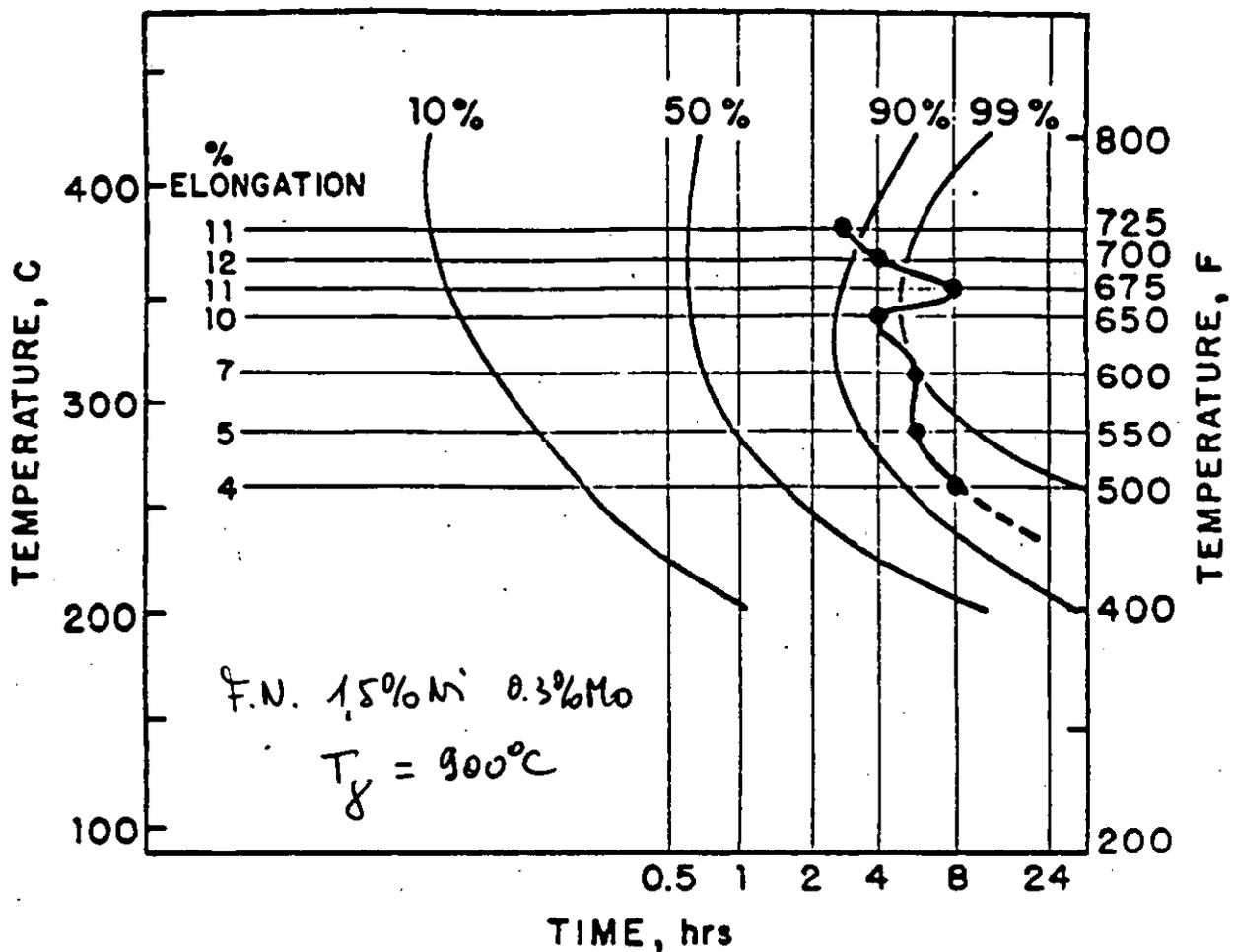


FIG. 35 TIEMPOS PARA LOGRAR MÁXIMA ELONGACIÓN

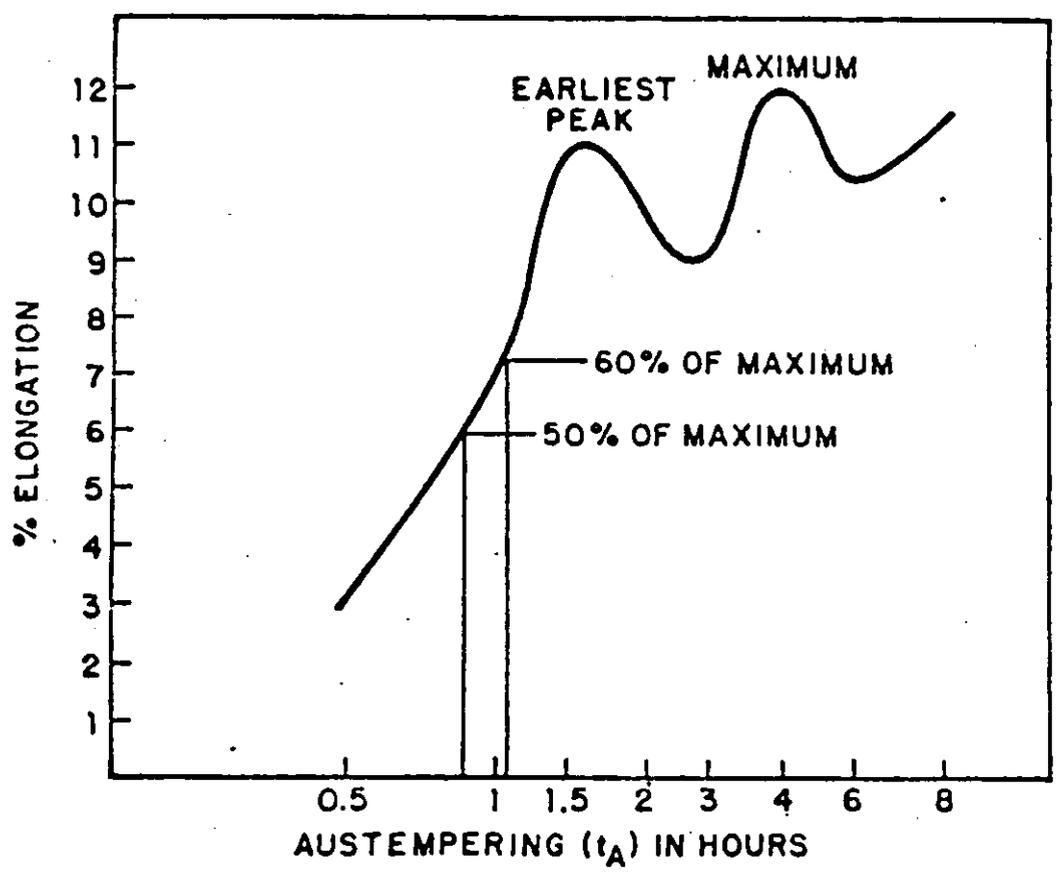


FIG. 36 EVOLUCION DEL ALARGAMIENTO CON $t_{ISOTÉRMICO}$ 47

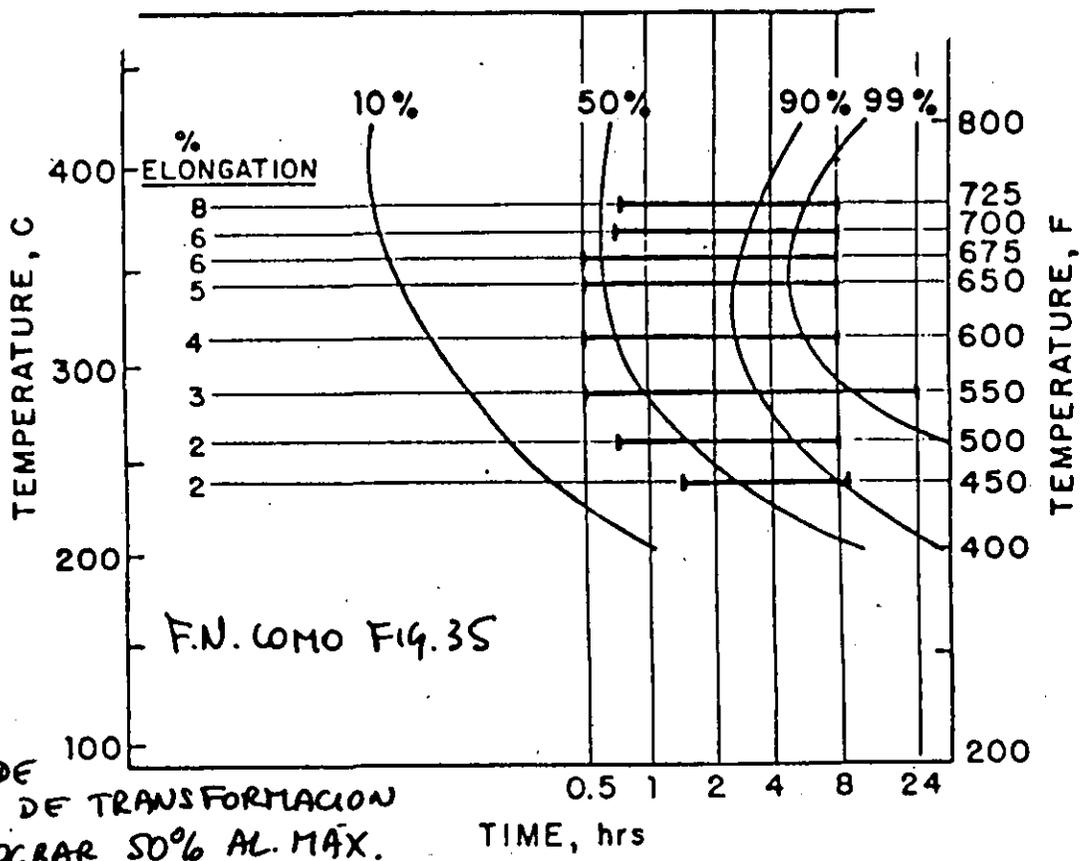


FIG. 38

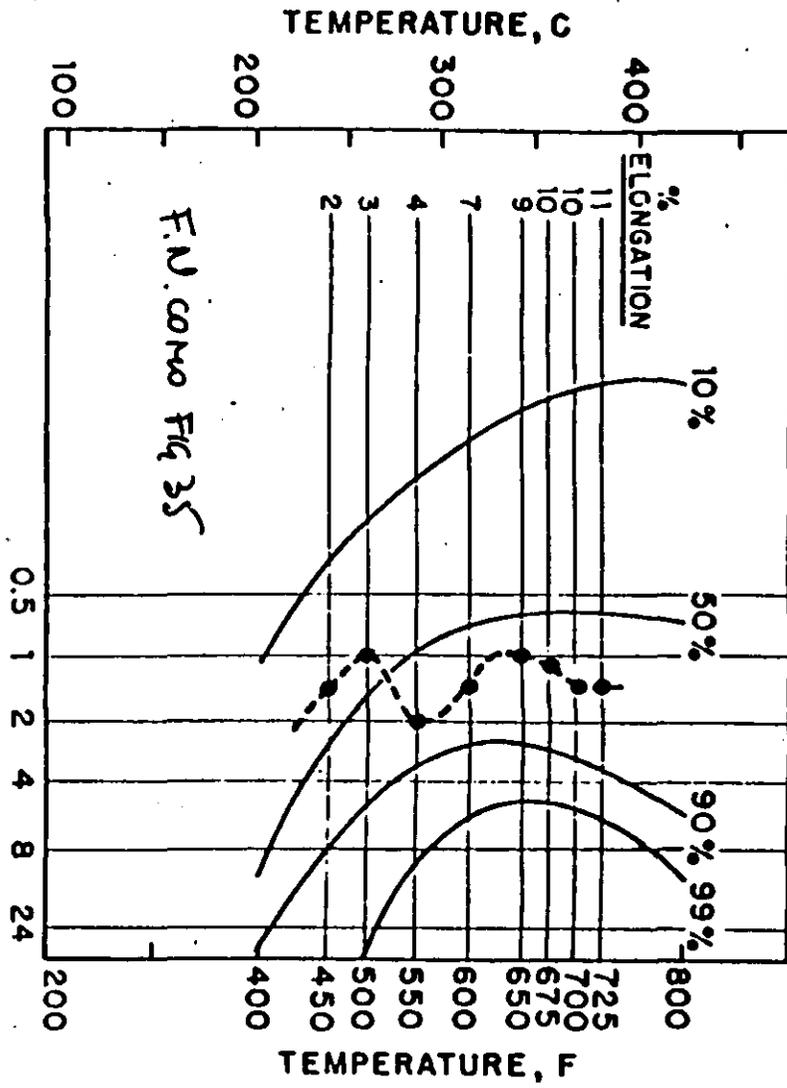


FIG. 37

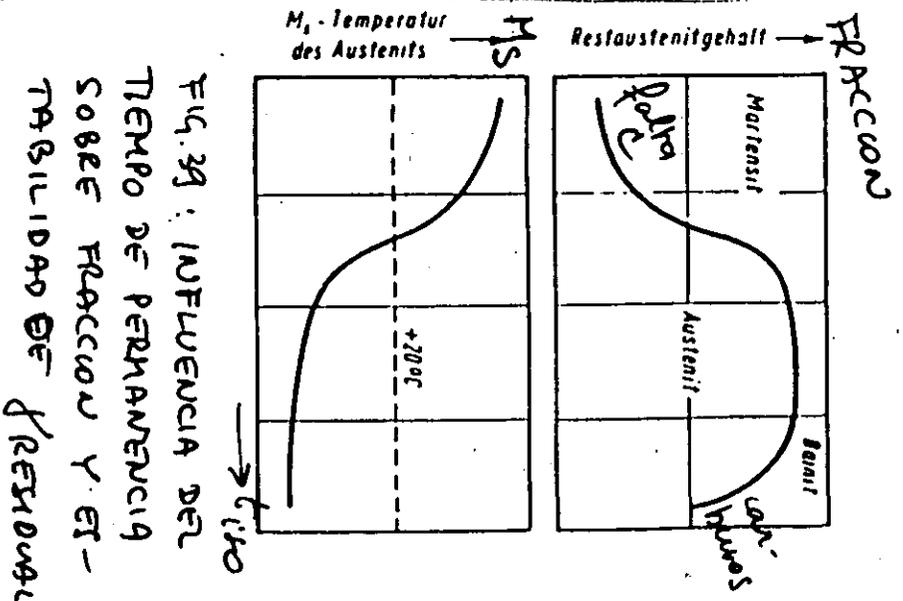


FIG. 41: ESTABILIDAD DE LA AUSTENITA RESIDUAL A +20°C Y -80°C EN FUNCIÓN DEL TIEMPO DE PERMANENCIA A $T_{iso} = 340°C$

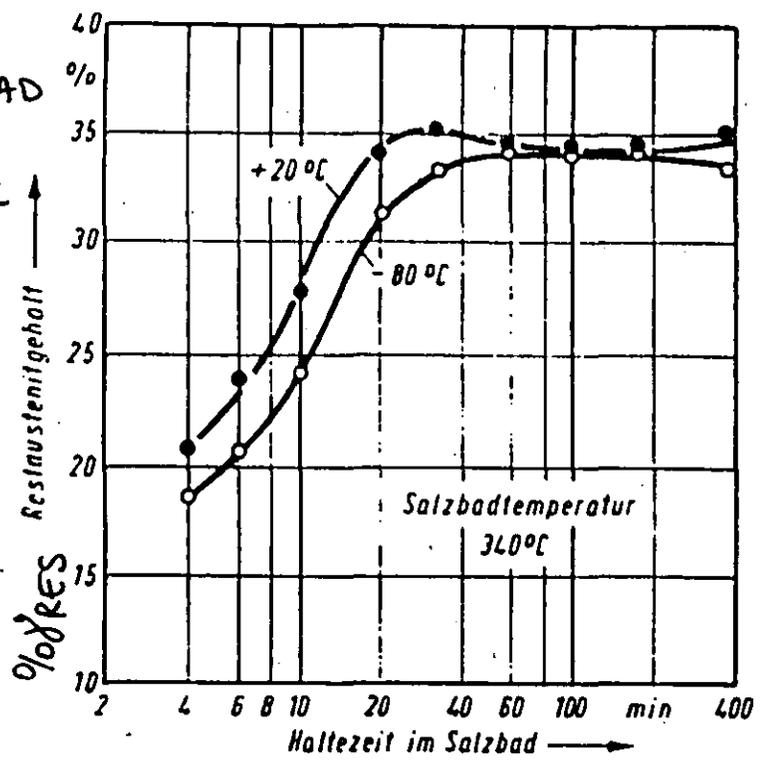


FIG. 40 INFLUENCIA DE T_{iso} y t_{iso} SOBRE FRACCIÓN RESIDUAL

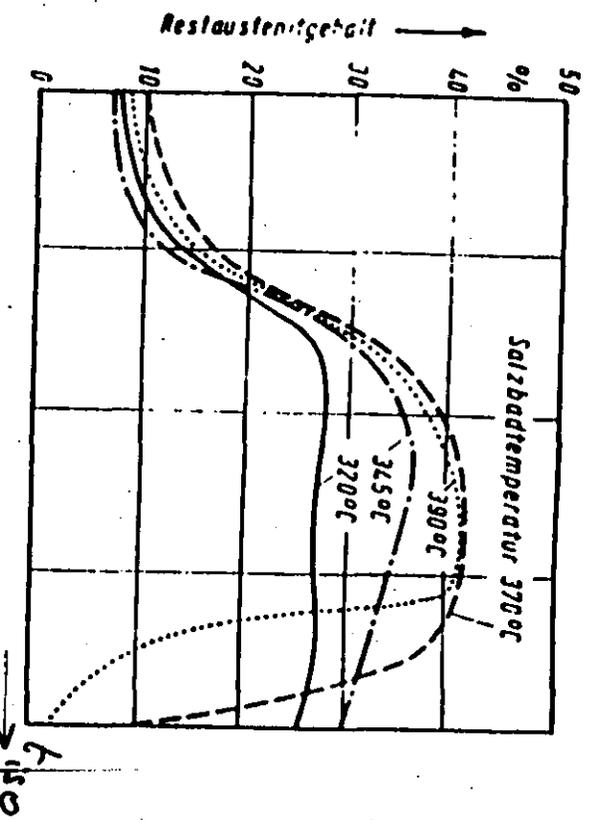


FIG. 43: REPRESENTACIÓN ESQUEMÁTICA DEL DESMOLDEO EN CALIENTE Y ENFRIAMIENTO CONTROLADO

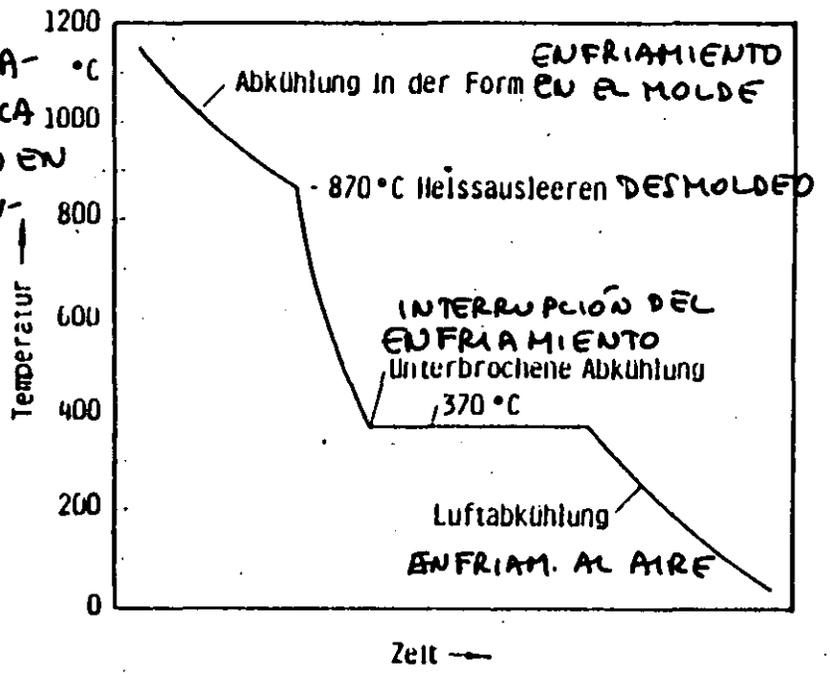
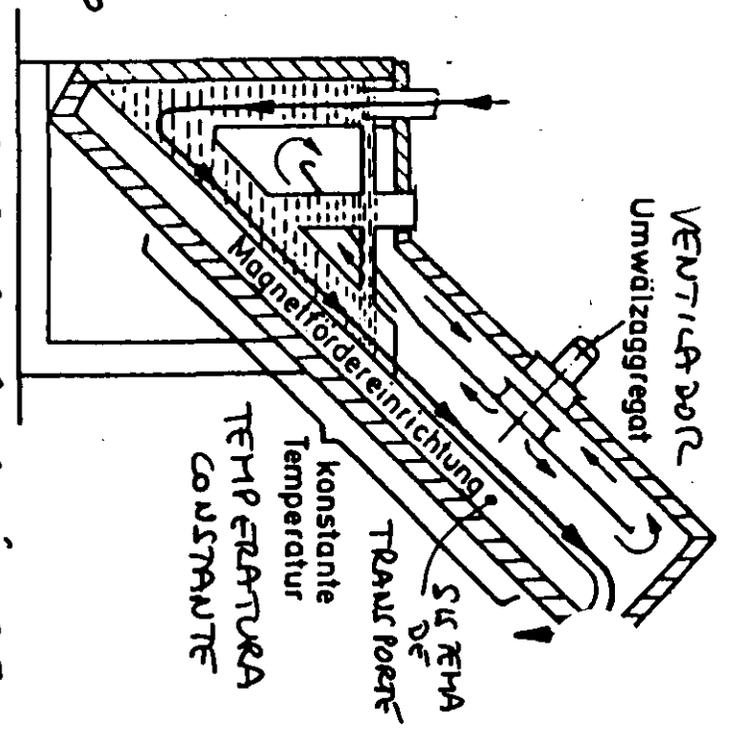


FIG. 42: COMBINACIÓN DE HORNO DE SAL + HORNO AIRE



PROPIEDADES MECANICAS DE FNB, SEGUN DIFERENTES PROCESOS

Tabel 2.4. : Mechanische eigenschappen van bainitisch nodulair gietijzer, bekomen volgens verschillende methoden⁽²⁾

TRATAMIENTO TÉRMICO Thermische behandeling	$R_{p\ 0,2}$ (N/mm ²)	R_m (N/mm ²)	ALARGAMIENTO Verlenging (%)	DUREZA Hardheid (HB)
Klassiek isotherm veredeld (370°C) - CLÁSICO TRATAMIENTO ISOTERMICO	455	972	8,1	309
Warm uitschudden en gecontroleerde afkoeling DESMOLDEO CALIENTE + ENFRIAMIENTO CONTROLADO	503	876	7,9	269
Warm uitschudden en ontlaten (360°C) DESMOLDEO CALIENTE + REVENIDO	1014	1262	1,0	461
Isotherm veredeld en ontlaten (400°C) ISOTERMICO + REVENIDO	814	1048	3,1	300

Samenstelling van het nodulair gietijzer : 3,5 % C - 2,8 % Si - 0,2 % Mn

COMPOSICIÓN

1,5 % Ni - 1,0 % Cu - 0,5 % Mo

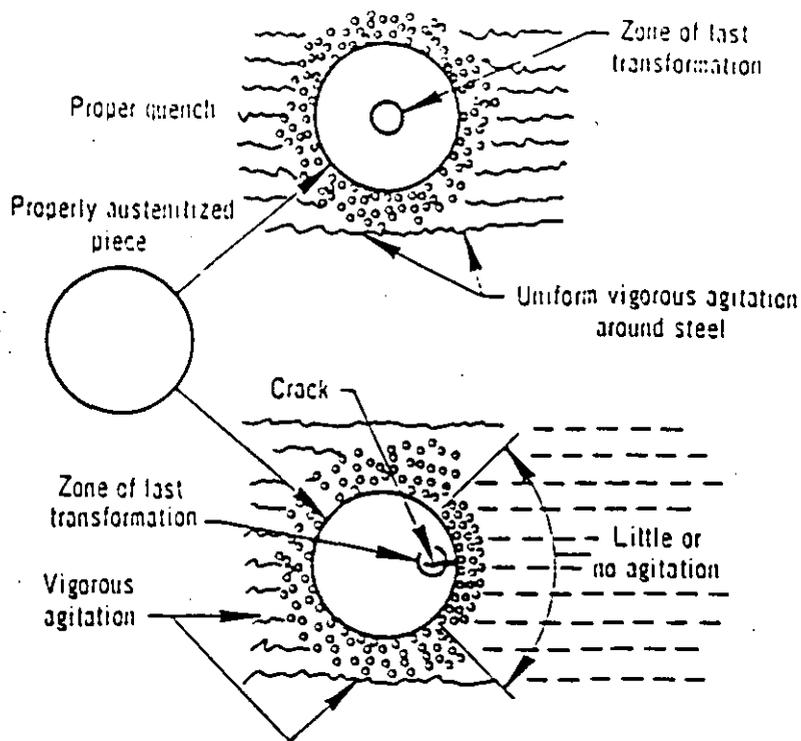


Fig. 3.1 Shift of final transformation due to nonuniform quenching of a round steel bar.

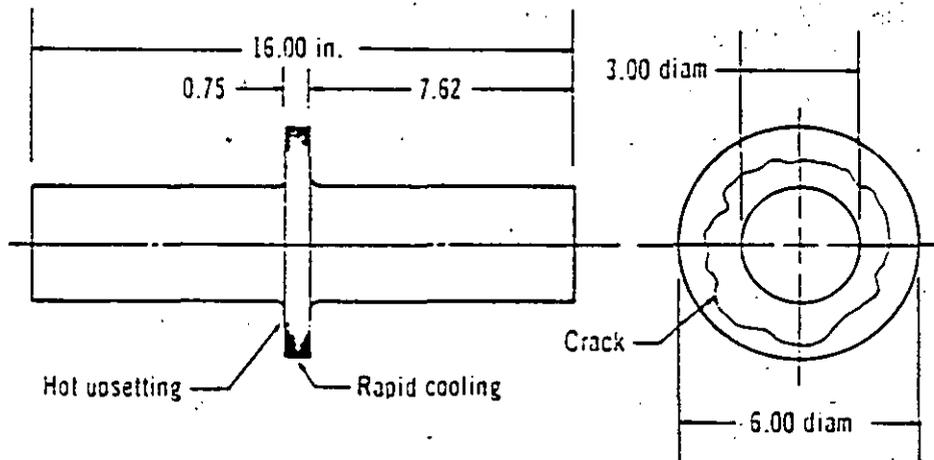


Fig. 3.2 Flanged shaft, showing quench cracking as a result of radical section differences (from *Selecting Steels and Designing Parts for Heat Treatment*, American Society for Metals, 1969).

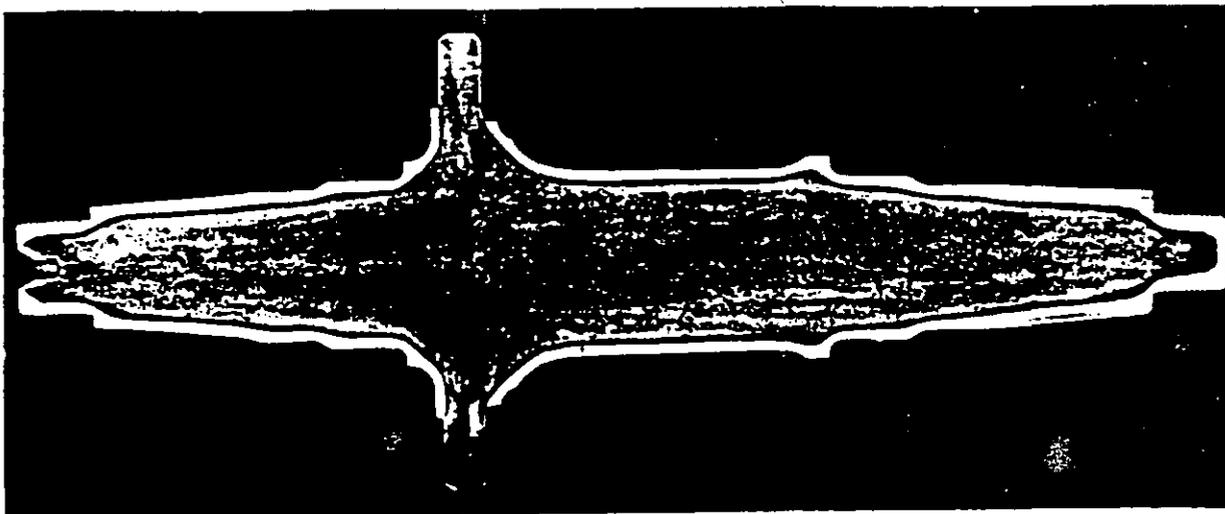


Fig. 3.3 Hardness pattern on shell-hardened bevel gear shaft (weight, 55 lb; nital etch) (from *Selecting Steels and Designing Parts for Heat Treatment*, American Society for Metals, 1969).

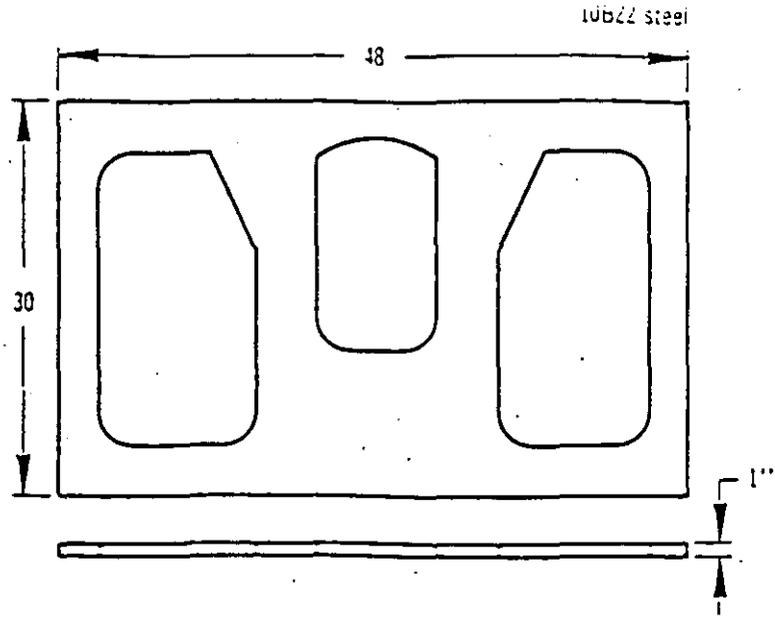


Fig. 2.13 A relatively thin part of large area difficult to austenitize because of excessive distortion (10B22 steel) (from *Selecting Steels and Designing Parts for Heat Treatment*, American Society for Metals, 1969).

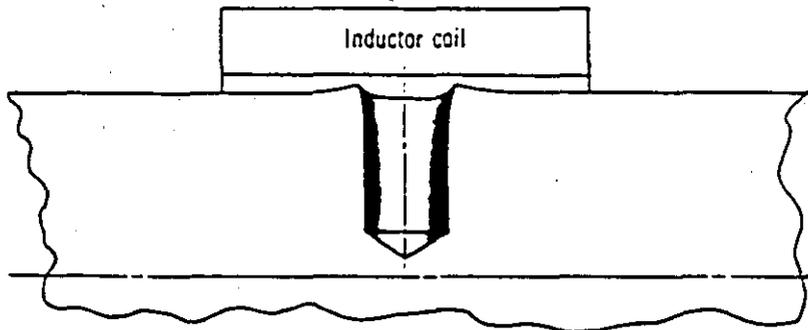


Fig. 2.14 Section through a hole in a part following rapid heating in an induction coil, showing distortion which leads to cracking (from *Selecting Steels and Designing Parts for Heat Treatment*, American Society for Metals, 1969).

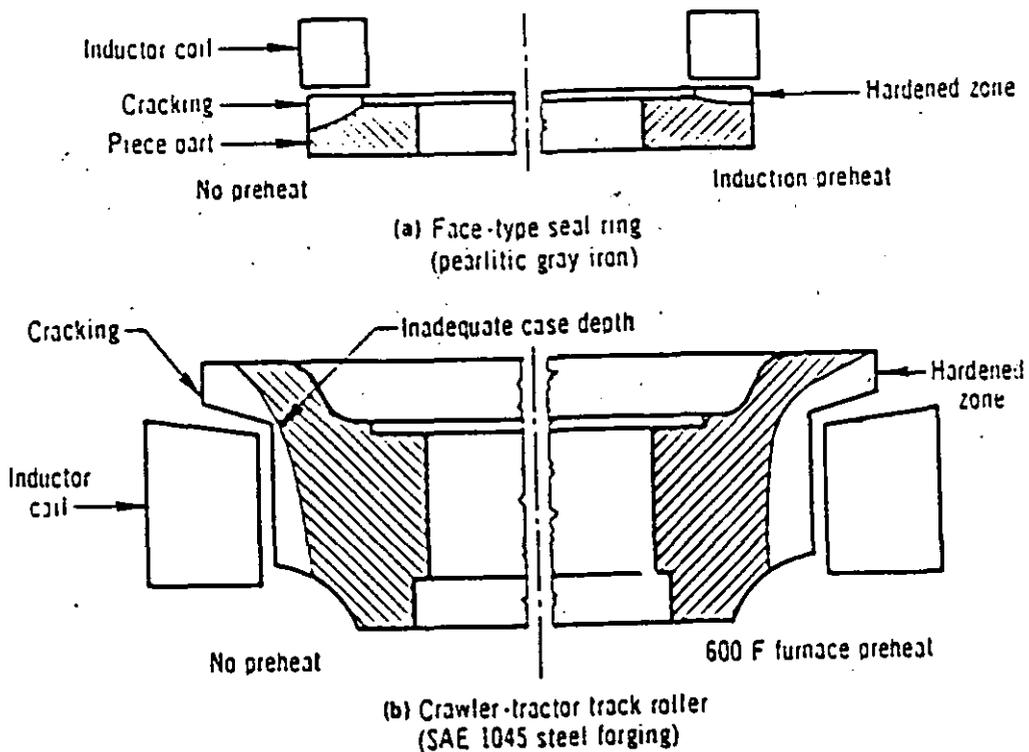


Fig. 2.15 Typical effect of preheating in induction hardening.

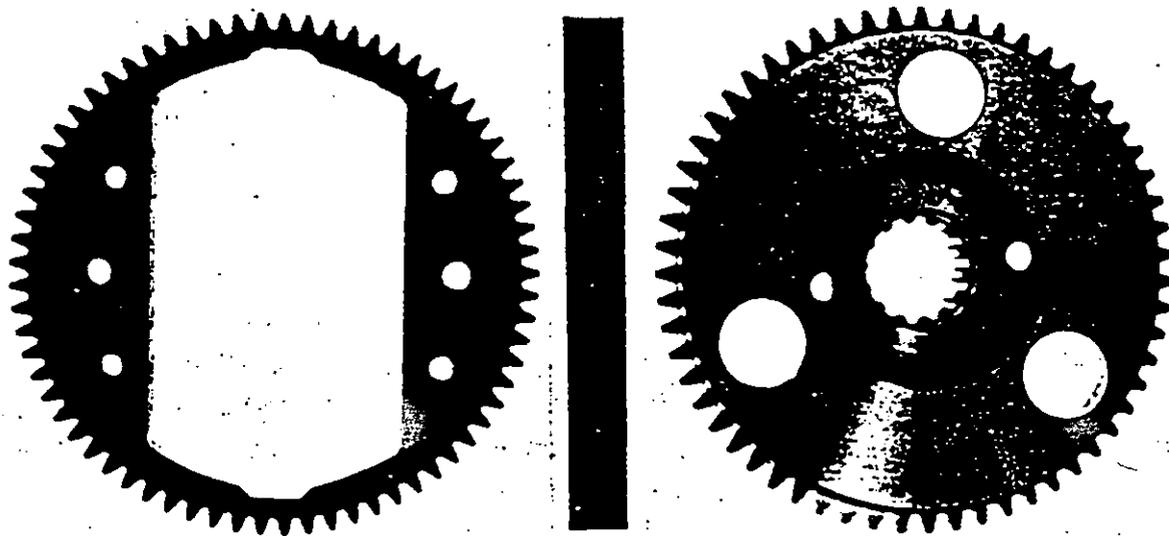


Fig. 2.2 Two gear designs showing effect of coefficient of thermal expansion. At left is a widely used design, very troublesome to heat-treat. A preferred design is shown at right (from *Selecting Steels and Designing Parts for Heat Treatment*, American Society for Metals, 1969).

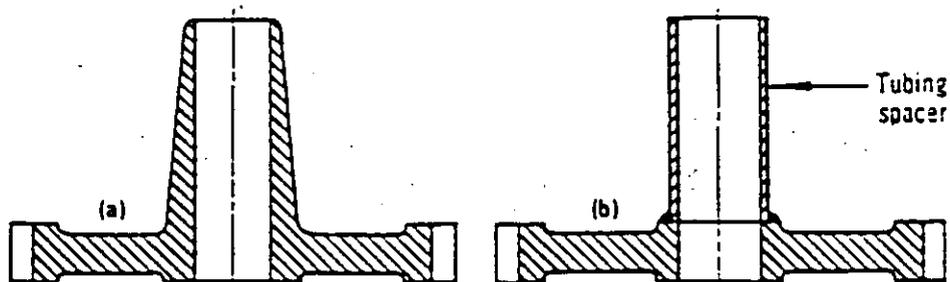


Fig. 2.3 Two designs for gear and hub combinations. (a) Difficult to heat treat without excessive taper in the bore. (b) A preferred design (from *Selecting Steels and Designing Parts for Heat Treatment*, American Society for Metals, 1969).

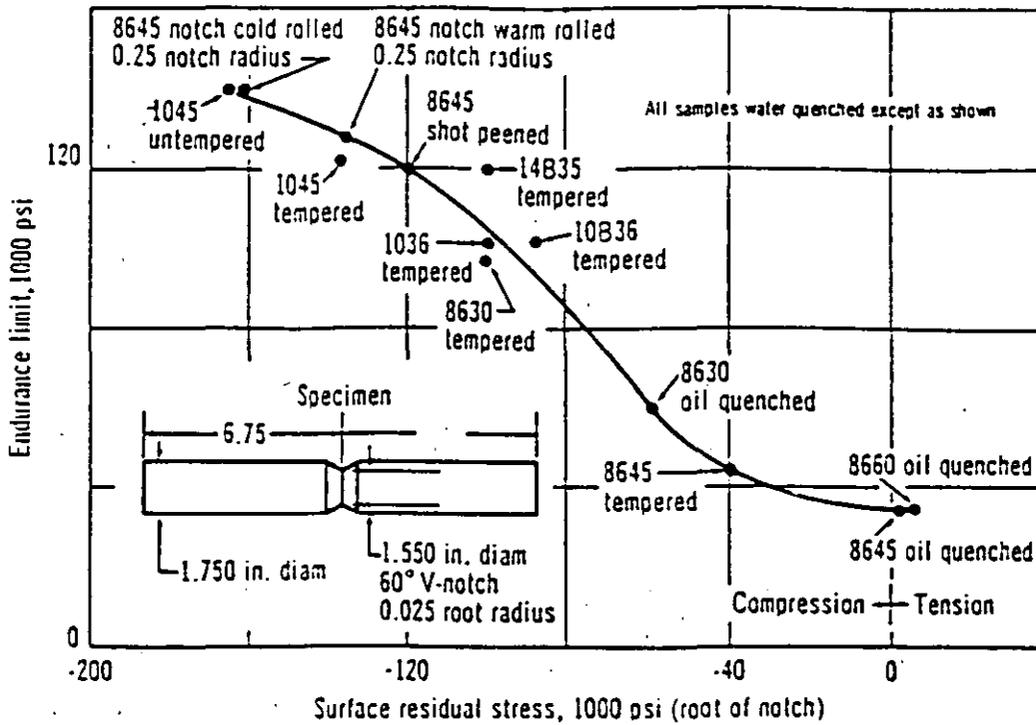


Fig. 1.8 Effect of grade, heat treatment and surface processing on the endurance limit of various steels (from *Selecting Steels and Designing Parts for Heat Treatment*, American Society for Metals, 1969).

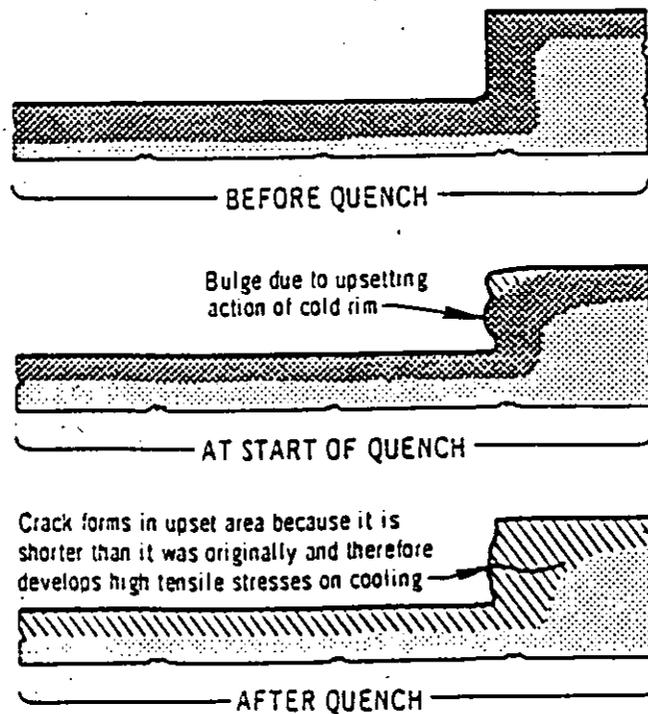


Fig. 2.1 Effect of coefficient of thermal expansion in heat treating a shaft (from *Selecting Steels and Designing Parts for Heat Treatment*, American Society for Metals, 1969).

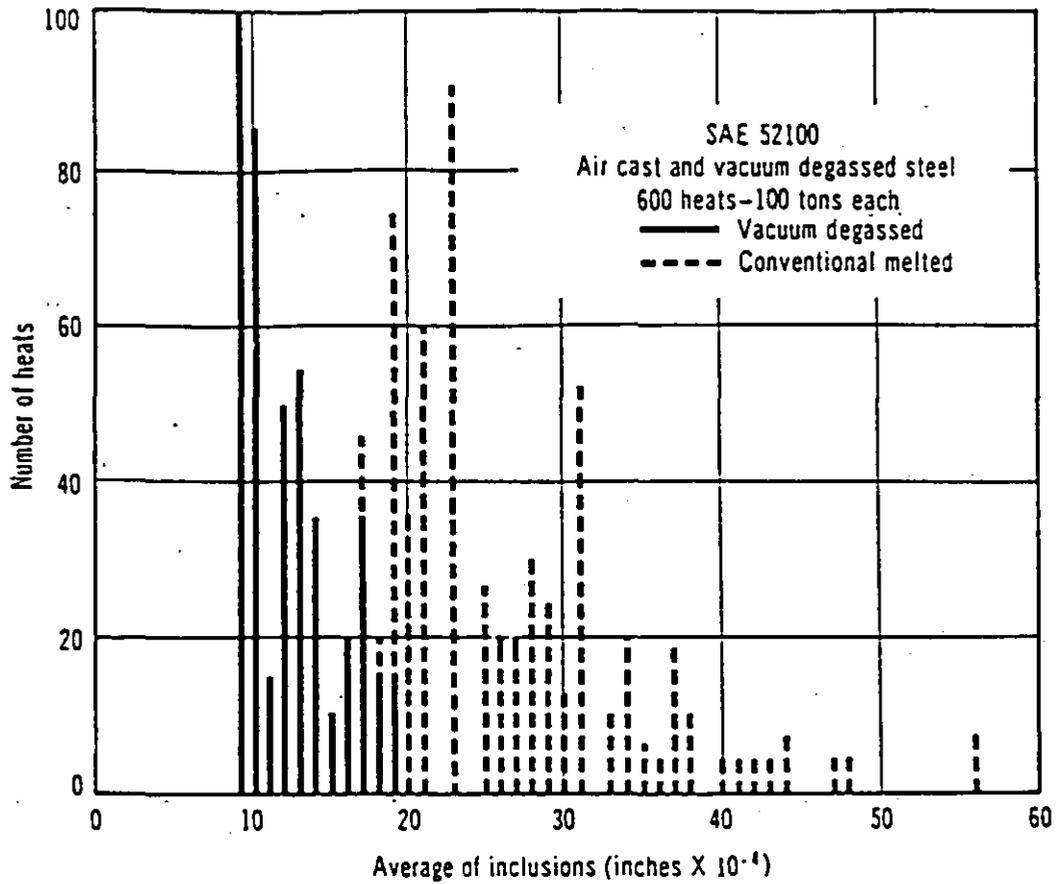


Fig. 1.6 Results of survey showing average inclusion size of 52100 steel, melted conventionally and vacuum degassed (from Church, Krebs, and Rowe [10]).

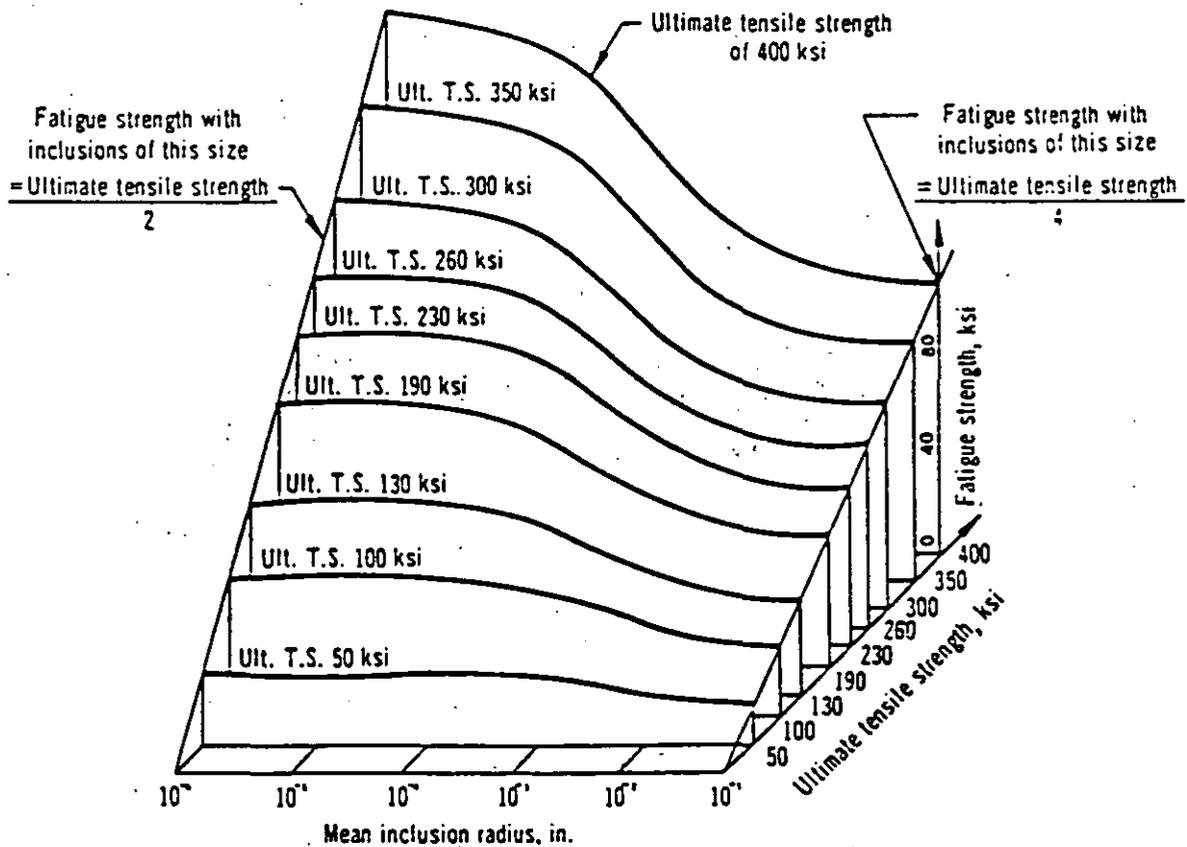


Fig. 1.7 Effect of mean inclusion size on bending fatigue strength (from Morrow and Landgraf [7]).

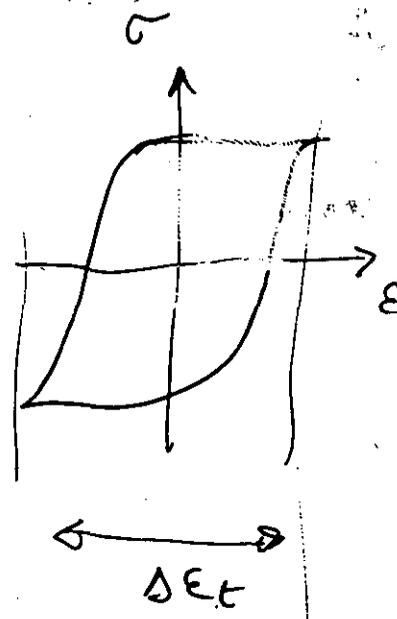
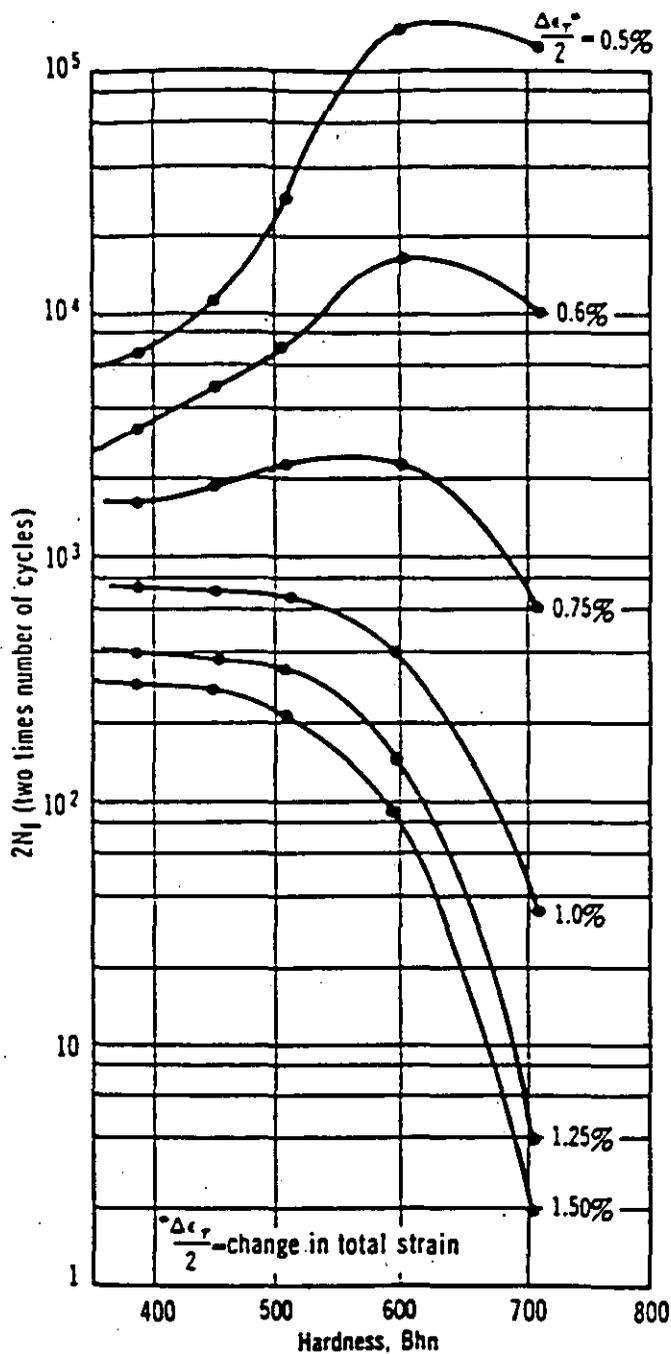


Fig. 1.5 Effects of hardness and strain on short-cycle fatigue life of quenched and tempered 1045 steel (from Morrow and Landgraf [7]).

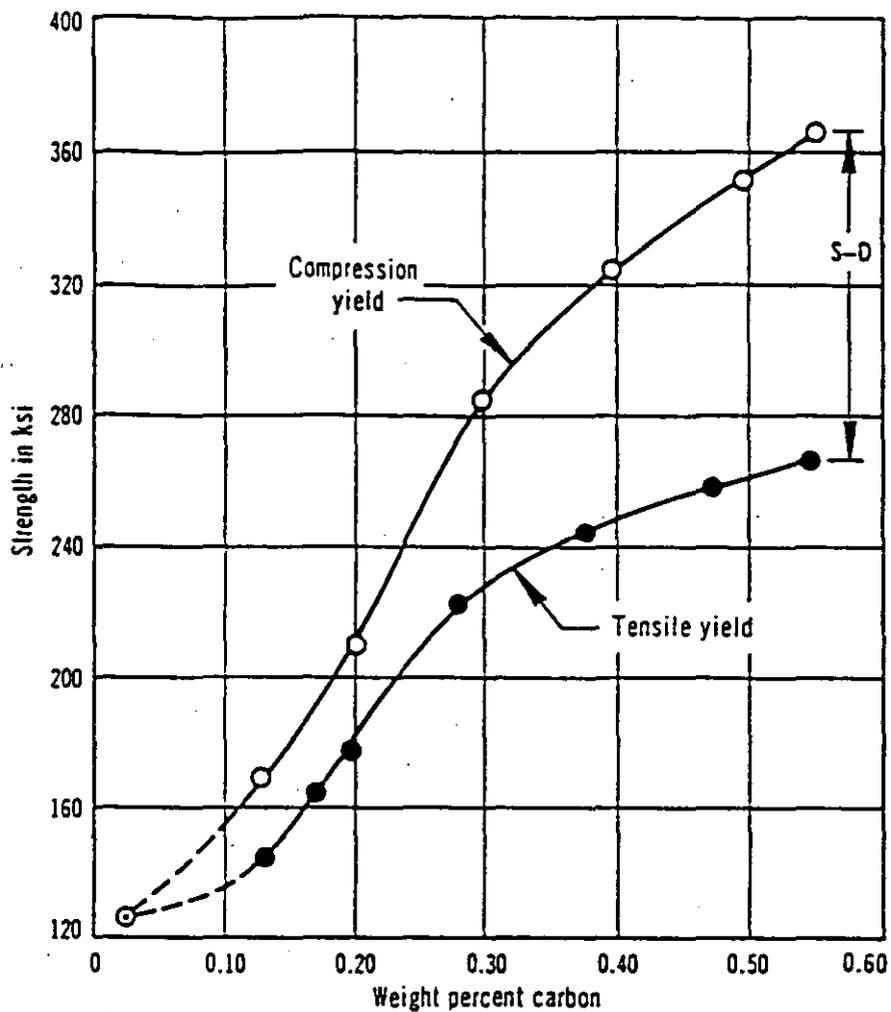


Fig. 1.3 Typical differences in tensile and compression yield strength [6].

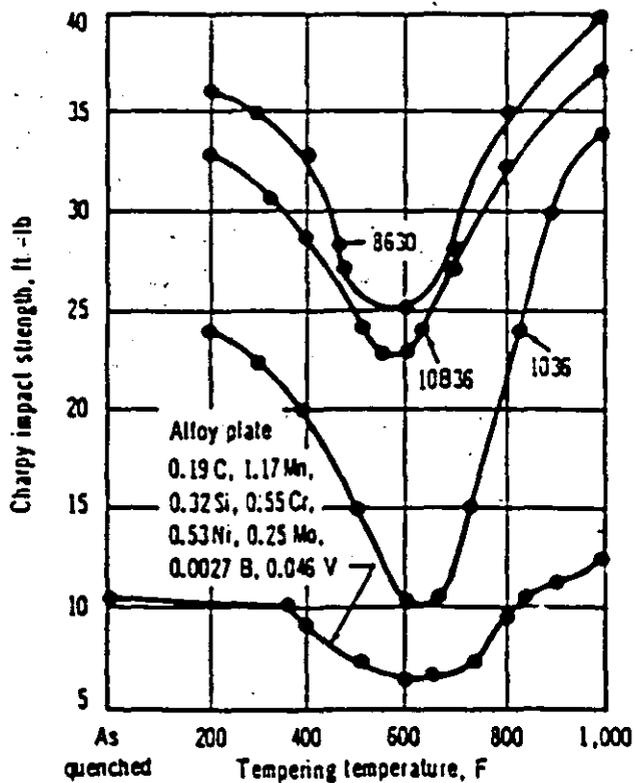


Fig. 1.4 Relation of Charpy impact strength to the tempering temperature of several hardened steels (*Selecting Steels and Designing Parts for Heat Treatment*, American Society for Metals, 1969).



**FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.
DIVISION DE EDUCACION CONTINUA**

CURSOS ABIERTOS

**I CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES
MODULO 2. METALES Y CERAMICOS
DEL 8 AL 12 DE JUNIO DE 1992**

**NEW CASTING TECHNOLOGIES:
ADI AND IMPLEMENTATION**

DR. YVAN HOUBAERT IRMEN

JUNIO - 1992

NEW CASTING TECHNOLOGIES:

ADI

AND IMPLEMENTATION



Seminarie
flanders technology international
Gent, 25 april 1991

FLANDERS TECHNOLOGY INTERNATIONAL 1991, APRIL 25
"NEW CASTING TECHNOLOGIES : ADI AND IMPLEMENTATION"

W.T.C.M. - C.R.I.F. (Foundry department)
FERROMATRIX NV

PROGRAM
9.30 - 11.30 am

- I History of cast iron production**
ADI in the world and in Belgium
Dr. ir. Jan Van Eeghem, director W.T.C.M. foundry department
- II ADI: "The state of the Art"**
ir. Filip Defoirdt, R & D manager FERROMATRIX NV
- III ADI: Industrial implementations**
ir. Daniel Vandebussche, director FERROMATRIX NV
- IV CNC Induction Hardening, new opportunities for cast iron**
ir. Guy Vanhoutte, W.T.C.M., technology center
heat treatment I.W.O.N.L.
- V Discussion and conclusion**
Drink & Snack

Naast alle medewerkers van de N.V. FERROMATRIX hebben in het bijzonder de volgende personen aan het samenstellen van deze syllabus en de organisatie van het seminarie hun medewerking verleend :

dhr. Dr. ir. Jan Van Eeghem, directeur WTCM-gieterijafdeling

dhr. ir. Guy Vanhoutte, Technologische Adviseerdienst Thermische behandeling IWONL-WTCM

dhr. ir. Daniel Vandebussche, directeur N.V. FERROMATRIX

dhr. ir. Filip Defoirdt, R&D Manager N.V. FERROMATRIX

dhr. ir. Wim Vandendriessche, Sales Manager N.V. FERROMATRIX

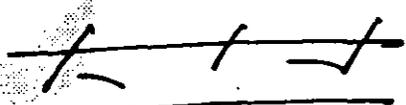
dhr. ir. Jan Morel, Assistant R&D Manager N.V. FERROMATRIX

dhr. ing. Joris Meerschaert, Sales Engineer N.V. FERROMATRIX

mevr. Chantal Verspaille, Public Relations N.V. MICHEL VAN DE WIELE

ontwerpgroep DUYCK

Hiervoor onze oprechte dank.



Antoine Van de Wiele
Gedelegeerd Bestuurder
N.V. FERROMATRIX
N.V. MICHEL VAN DE WIELE

INHOUD

DEEL I	: HISTORIEK	1
DEEL II	: ADI "THE STATE OF THE ART"	4
	1. De definitie van ADI	4
	2. De productie van ADI	4
	3. De keuze voor ADI	6
	4. Hoe een ADI-gietijzer kiezen	11
	5. De bewerkingsvolgorde van ADI	12
	6. Algemene vergelijkingstabel	12
DEEL III	: INDUSTRIELE TOEPASSINGEN VAN ADI	13
	A. Case studies	13
	B. De installatie voor de warmtebehandeling van ADI	16
DEEL IV	: CNC-INDUCTIEHARDING	17
	UITBREIDING TOEPASSINGSGEBIED VOOR GIETIJZER	
	1. Het doel van randlaagharding	17
	2. Principe van opwarming door inductie	17
	3. De inductor en douche	18
	4. Metallografische benadering	19
	5. Het CNC-inductief harden	19
	6. Voorzorgen bij het ontwerp	20
	7. Mogelijkheden van de FDF-machine	21
	8. Kwaliteitscontrole	22
	9. Besluit	23
	Studiegeval	24

FIGUREN EN ILLUSTRATIES

● FERROMATRIX 1991

Deze syllabus mag in geen geval noch volledig, noch gedeeltelijk vermenigvuldigd of gecopieerd worden zonder de uitdrukkelijke en schriftelijke toestemming van de N.V. FERROMATRIX, Michel VANDEWIELESTRAAT 7, 8510 MARKE.

This syllabus may not be multiplied nor copied without the explicit a written autorisation of the N.V. FERROMATRIX, Michel VANDEWIELESTRAAT 7, 8510 MARKE.

DEEL I

HISTORIEK

Lamellair gietijzer is lang het enige beschikbare gietijzer geweest dat in gegoten toestand ingezet kon worden. Ten gevolge van de ongunstige microstructuur zijn taaiheid en sterkte eerder gering (fig. I-1). Bij belasting geven de grafietlamellen omwille van de kerfwerking aanleiding tot het ontstaan van hoge inwendige spanningen (fig. I-2).

Lamellair gietijzer wordt in de machinebouw dan ook eerder gebruikt in statische toepassingen.

Op het einde van de jaren 30 werd de grondslag gelegd voor de doorbraak van de produktie van gietijzer (fig. I-3). In het gieterijinstituut van Aachen werd in het jaar 1937 voor de eerste maal nodulair gietijzer geproduceerd. Men was er in geslaagd de grafiet tijdens de stolling onder bolvormige toestand te krijgen (fig. I-4).

Deze revolutionaire ontdekking had een zeer gunstige invloed op de sterkte en vooral de taaiheid van het gietijzer (fig. I-1). Voor de eerste maal kon ook bij gietijzer inderdaad een plastische rek bekomen worden. Deze rek kan voor het nodulaire gietijzer met de laagste treksterkte oplopen tot 20 à 25 %.

In 1947 werden de eerste patenten voor verschillende produktieprocedés neergelegd. In de USA sprak men van het NiMg-procedé, terwijl in UK het ceriumproces werd gebruikt (fig. I-3). De eerste licenties werden in de USA toegekend in 1949 en in Europa in het jaar 1950.

De produktie van nodulair gietijzer is vanaf midden 1950 op grote schaal op gang gekomen. De meeste toepassingen, situeerden zich tot in 1970 voornamelijk in de machinebouw. Nodulair gietijzer werd toen hoofdzakelijk als substitutie voor lamellair gietijzer en vooral als vervanging voor ongelegeerd gietstaal gebruikt.

Einde 1970 krijgt nodulair gietijzer steeds meer toepassingen in de automobielkonstruktie nu als substitutie van ongelegeerd smeedstaal en smeedbaar gietijzer. Het aandeel van nodulair gietijzer in de totale produktie van duktiele ferrogietlegeringen is gestegen tot 70 % (fig. I-5).

Nodulair gietijzer kan echter nog steeds niet concurreren met de veredelde staalsoorten voor wat betreft de mechanische eigenschappen (fig. I-1). Vandaar dat van bij het ontstaan van nodulair gietijzer er doorgedreven onderzoeken zijn gestart om de sterkte en taaiheid van het materiaal te verbeteren.

ADI, "THE STATE OF THE ART"

1. DE DEFINITIE VAN ADI

ADI is de afkorting van Austempered ductile iron. Het is een speciaal, meestal gelegeerd, nodulair gietijzer dat een thermische behandeling ondergaat, waardoor een unieke microstructuur wordt bekomen (fig. II-1). Deze structuur bestaat uit een mengsel van naaldvormige ferriet en een met koolstof verzadigd austeniet, ausferriet genaamd.

Het stabiele austeniet zorgt voor de hoge ductiliteit en taatheid. De hoge sterkte wordt bekomen door de fijne verdeling van het austeniet en het ferriet.

Deze microstructuur kan alleen in een gietijzer gerealiseerd worden. Inderdaad, staal heeft een te laag Si-gehalte, waardoor het austeniet niet kan gestabiliseerd worden tijdens de warmtebehandeling. Bij staal ontbindt het austeniet zich spontaan in ferriet en ijzerkarbiden, met uiteraard een nadelige invloed op taatheid en ductiliteit als gevolg.

2. DE PRODUCTIE VAN ADI (fig. II-2)

Bij ADI-gietijzer zijn zowel het basismateriaal als de warmtebehandeling van cruciaal belang. Het gietproces en de thermische behandeling moeten perfect op elkaar worden afgestemd. Eventuele schoonheidsfoutjes bij het gieten kunnen niet meer worden rechtgezet tijdens de thermische behandeling.

2.1. De chemische samenstelling

De basiselementen zijn C en Si. De concentraties ervan moeten binnen erg enge grenzen liggen. De hoeveelheid zogenaamde niet te vermijden begeleidende elementen Mn, P, S, Ti, V, Cr, ... enz. moeten beneden een maximumgrens gehouden worden. Aan het basisijzer worden nog een aantal legeringselementen toegevoegd worden om het gietijzer hardbaar te maken. Het begrip hardbaarheid wordt gedefinieerd als de

mogelijkheid om tot in de kern van een lichaam de hardingsstructuur te bereiken. Hoe groter de wanddikte of diameter van een te harden lichaam, des te meer legeringselementen er aan het basisijzer moeten toegevoegd worden om tot in de kern de hardingsstructuur, in ons geval de ADI-structuur, te bereiken. Deze legeringselementen zijn meestal Cu, Ni en Mo. Er zijn fundamentele studies lopende die de mogelijkheden van aluminium, vanadium en colombium onderzoeken. Dit met het oog op een verdere verbetering van de legeringen van ADI.

De legeringselementen beïnvloeden niet alleen de hardbaarheid van een materiaal, maar ook de kinetica van het austempering proces. De legeringselementen moeten dus uiteraard heel nauwkeurig gedoseerd worden. Het samenstellingsbereik waaruit gekozen wordt voor het ADI-gietijzer bij Ferromatrix wordt geïllustreerd in figuur II-3.

2.2. De kwaliteit van het gietstuk

Naast deze gemakkelijk te controleren parameters zijn de zuiverheid en de gezonde structuur van het gietstuk van uitermate groot belang. Tijdens het gietproces zijn deze eigenschappen moeilijk te manipuleren. Dit is enkel mogelijk dankzij doorgedreven procescontrole en processturing. Daarbij dienen microporositeiten en segregatieverschijnselen in elk geval vermeden te worden. Deze voedings- of stollingsfouten hebben bij ADI-gietijzer een negatieve invloed die de kwaliteit veel nadeliger beïnvloeden dan bij het klassieke gietijzer.

De segregatie van de schadelijke elementen, zoals Mn, Cr, V, Ti, P, Mo, ..., kan via speciale enttechnieken vermeden worden. Door zeer goed te enten wordt een groot aantal nodulen per mm² bekomen, wat de segregatie beperkt.

Om macroscopische en zelfs microscopische krimpholten te vermijden moet de voeding van het gietstuk voor en tijdens de stolling zeer goed verzorgd worden. Hierbij speelt ook de chemische samenstelling een belangrijke rol.

2.3. De thermische behandeling (fig. II-4)

De thermische behandeling van ADI bestaat uit een getrapte harding die austempering wordt genoemd. Het is een isotherme transformatie op een temperatuur beneden de perliettransformatie en boven de martensiettransformatie. Na het austenitiseren op 800 à 950 °C wordt het gietstuk zo snel mogelijk naar de isotherm veredelings temperatuur (250 à 400 °C) afgeschrikt. Deze afschrikking kan gebeuren door het gietstuk rechtstreeks in het warmbad te brengen of via een tussenstap. Hierbij wordt het stuk dan in een onderkoelingsbad op lagere temperatuur (180 à 250 °C) ondergedompeld vooraleer in het warmbad te belanden. In dit warmbad gebeurt het isotherm behoud gedurende een welbepaalde tijd (variërend van 15 min. tot 10 uur), waarna het gietstuk afkoelt tot kamertemperatuur.

Alle cyclustijden en temperaturen moeten zeer strikt gerespecteerd worden. De isotherme veredelings temperatuur mag slechts 3 °C afwijken van de aanbevolen waarde. De keuze van de afschrikingsparameters van de warmtebehandelingsinstallatie is zeer belangrijk in het veredelingsproces. Bij het gieten wordt het gehalte aan legeringselementen gekozen in functie van die parameters. De cyclustijden en temperaturen worden gekozen als functie van de gevraagde materiaaleigenschappen, de chemische samenstelling en de wanddiktes van de gietstukken. Het is duidelijk dat een ADI-behandeling alleen maar kan slagen indien er een perfecte samenwerking bestaat tussen de gieterij en de harderij. Het gieten en het thermisch behandelen wordt daarom het best onder één dak uitgevoerd. Enkel dan heeft men 100 % zekerheid dat de beide technologieën op elkaar zijn afgestemd.

3. DE KEUZE VOOR ADI

A. HOOFDEIGENSCHAPPEN

De ADI-gietijzers worden volgens de ASTM-norm A897M-90 (fig. II-5) in 5 klassen ingedeeld naargelang de treksterkte.

Het is meteen duidelijk dat deze materialen mechanische eigenschappen hebben die deze van de klassieke nodulaire gietijzers duidelijk overtreffen en deze van de veredel-

de staalsoorten evenaren. Voor het eerst is er nu een nodulair gietijzer beschikbaar dat een hoge sterkte kan koppelen aan een hoge taaiheid en ductiliteit.

Bij het ontwerp wordt de materiaalskeuze echter niet enkel bepaald op basis van de resultaten van een trekproef. Belangrijke andere keuzecriteria zijn :

- 1) de vermoeiingssterkte
- 2) de slijtageweerstand
- 3) de schoksterkte
- 4) de elasticiteitsmodulus

3.1. De vermoeiingssterkte

De vermoeiingssterkte van het ADI-1050 behaalt het niveau van 400 N/mm². Dit is beduidend hoger dan bij de klassieke nodulaire gietijzers en komt op het niveau te liggen van de veredelde staalsoorten (fig. II-6).

Die hoge vermoeiingssterkte kan verklaard worden aan de hand van de microstructuur. Het stabiele austeniet bezit de eigenschap om onder extreem hoge spanningen te transformeren tot martensiet. Martensiet is een zeer sterke metaalstructuur. Wanneer in een stuk nu een scheur ontstaat, dan gaat die scheur groeien. Aan de scheurtip komen erg hoge spanningen voor. Komt zo een groeiende scheur in een zone van austeniet terecht, dan zal deze austeniet door die hoge spanning omklappen met de vorming van het zeer sterke martensiet. Deze martensiet weerstaat aan de hoge spanning ter hoogte van de scheurtip en blokkeert de scheur. De scheurgroei is stopgezet. Dit scheurstopeffect wordt ook wel eens het SITRAM-effect genoemd : STRESS INDUCED TRANSFORMATION OF RETAINED AUSTENITE TO MARTENSITE.

Dit fenomeen kan ook met opzet veroorzaakt worden door het oppervlak van een werkstuk aan hoge spanningen te onderwerpen. Wanneer men bijvoorbeeld een stuk in ADI gaat stralen (shot peening) ontstaat aan het oppervlak een harde martensietschil waardoor de vermoeiingssterkte zeer gunstig beïnvloed wordt (fig. II-6).

Voor het specifieke geval van tandwielen werden vergelijkende studies gemaakt tussen ADI, klassiek nodulair gietijzer, gietstalen, veredelde staalsoorten en zelfs oppervlaktebehandelde staalsoorten.

Voor wat betreft de vermoeiingssterkte van de tandvoet (fig. II-7) werd vastgesteld het ADI-1050 duidelijk superieur is t.o.v. klassiek nodulair gietijzer. Ook t.o.v. het gietstaal GS52 en een veredelde CK45 en 42 CrMo 4 gedraagt het ADI-gietijzer zich duidelijk beter.

Alleen de genitreerde en gecementeerde stalen overtreffen het, niet oppervlaktegehard, ADI. Indien we echter het ADI-gietijzer onderwerpen aan een straalbehandeling, dan tillen we de vermoeiingssterkte tot op het niveau van die van de gecementeerde stalen.

Ook wat betreft de toelaatbare oppervlaktecontactspanning (Hertziaanse spanning) gedraagt het ADI-gietijzer zich uitermate goed (fig. II-8). Het is zelfs goed vergelijkbaar met genitreerde staalsoorten. Alleen gecementeerde stalen doen het beter.

3.2. De slijtageweerstand

De slijtageweerstand van een ADI-gietijzer is veel groter dan deze van veredelde staalsoorten met eenzelfde hardheid (fig. II-9). Dit fenomeen kan ook verklaard worden via het SITRAM-effect. Bij de hoge loodrechte oppervlakedrukken die optreden bij slijtagefenomenen transformeert het austeniet tot martensiet. Wanneer de slijtagebelasting eerder tangentieel verloopt (bvb. bij abrasieve vloeistoffen) is de transformatie minder efficiënt en is de slijtage weerstand niet veel beter dan deze van de veredelde staalsoorten.

3.3. De schoksterkte

Het ADI-gietijzer is het enige gietijzer waarvan de kerfslagwaarde op kamertemperatuur in de norm wordt gespecificeerd. De Charpy-waarden voor ongekerfde monsters bereiken het niveau van het taaie ferrietisch nodulair gietijzer GGG 40 (fig. II-10).

De K_{IC} -waarde van de taaiste ADI-nuances situeert zich tussen de 50 (ADI-1400) en 105 (ADI-850) $\text{MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$.

Deze hoge breuktaaiheidswaarden kunnen opnieuw verklaard worden door de aanwezigheid van het austeniet (tot 40 vol %).

De breuktaaiheid van een ADI-gietijzer blijft echter net zoals van de klassieke nodulaire gietijzers beneden het niveau van de klassieke veredelingsstalen.

Voor de taaie ADI-nuance (ADI-1050) bedraagt de Charpy-waarde voor gekerfde monsters ongeveer 25 % van de waarde voor een veredelde 42 CrMo 4. De ADI-gietijzers zijn wel vergelijkbaar met de ongelegeerde koolstofstalen.

Breuktaaiheidstesten op tandwielen tonen ook aan dat ADI-gietijzer het minstens evengoed doet als de geëmenteerde staalsoorten (fig. II-11).

3.4. De elasticiteitsmodulus

De E-modulus is gelijkaardig aan deze van klassiek nodulair gietijzer, nl. 170 à 190 kN/mm².

B. ANDERE VOORDELEN

Hiermede is duidelijk gebleken dat ADI erg gunstige mechanische eigenschappen bezit.

Er zijn echter nog zeer belangrijke bijkomende argumenten die het ADI-gietijzer bezit in vergelijking met smeedstaal of gietstaal.

Een belangrijk argument is de uitstekende gietbaarheid van ADI. Een grote troef tegenover uiteraard smeedstaal, maar ook tegenover gietstaal.

Inderdaad blijft het gieten de vormgevingsmethode bij uitstek voor het realiseren van zeer complexe vormen. Hierdoor kunnen de stukken geproduceerd worden met een minimum aan dure verspaning. De voordelen t.o.v. smeden zijn voor de hand liggend.

Tegenover het gietstaal heeft ADI een veel betere gietbaarheid omdat het uiteindelijk een gietijzer blijft. Het heeft een laag smeltpunt en is daardoor zeer vloeibaar. Door deze betere gietbaarheid kunnen kleinere wanddiktes gerealiseerd worden in gietijzer. Bovendien is de vereiste smeltenergie om het gietijzer te produceren beduidend lager dan deze om gietstaal aan te maken, ten gevolge van de hogere smeltemperatuur voor gietstaal.

Daarnaast zijn alle materialen die tijdens het smelten en het gieten in contact komen met het vloeibare gietstaal (zoals zand, ovenbekleding, ...) duurzamer en dus ook duurder. Dit alles resulteert in een prijskaartje dat voor ADI erg gunstig uitvalt.

Het ADI bezit nog enkele aantrekkelijke intrinsieke eigenschappen dankzij de aanwezigheid van de koolstof.

In de eerste plaats is het soortelijk gewicht hierdoor tot 10 % kleiner dan bij staal. Dit is belangrijk daar waar ter beperking van inertiëkrachten een minimumgewicht nagestreefd wordt.

Daarnaast geeft het grafiet ADI ook een zelfsmerend vermogen, zodat de droogloopeigenschappen zeer gunstig uitvallen.

Tenslotte draagt de vrije grafiet bij tot een dubbel zo groot trillingsdempend vermogen.

Als laatste voordeel voor ADI valt te vermelden dat de mechanische eigenschappen niet massiviteitsgevoelig zijn. De eigenschappen blijven nagenoeg behouden ongeacht de wanddikte (fig. II-12).

Bij de courante veredelde constructiestalen (bvb. 42 CrMo 4) ligt dit compleet anders. Hoe groter de massiviteit, des te lager zijn de mechanische eigenschappen.

C. NABESCHOUWINGEN

Men kan dus gerust stellen dat het ADI-gietijzer enorme mogelijkheden biedt en als een hoogwaardig engineeringmateriaal mag aanzien worden. Fig. II-13 geeft nog eens een overzicht van de mechanische eigenschappen voor het ADI-1050 in vergelijking met een klassiek veredeld constructiestaal (42 CrMo 4).

Afhankelijk van de toepassing kunnen tussen de 20 % en de 60 % aan besparingen gerealiseerd worden bij de substitutie van een klassiek veredelingsstaal door een ADI-gietijzer. Het is een geldig alternatief, niet alleen voor de smeedstukken en de gietstalen, maar ook voor klassiek nodulair gietijzer (fig. II-14).

T.o.v. bvb. een GGG 60 zijn alle eigenschappen duidelijk superieur. Door een substitutie van een onderdeel in GGG 60 door bvb. het ADI-1050 kan het gietstuk lichter ontworpen worden en, niettegenstaande de meerkost voor de thermische behandeling bij het ADI-gietijzer, toch nog een besparing van 20 % gerealiseerd te worden.

4. HOE EEN ADI-GIETIJZER KIEZEN

4.1. Ontwerp van het gietstuk in ADI

Het is duidelijk dat, gezien het handelt over een gietijzer, de algemene regels voor het ontwerpen van een gietijzeren gietstuk ook voor ADI van toepassing zijn. Toch zijn er een aantal elementen die nu echter meer aandacht vragen.

1. uniformiteit van de wanddikte

* vooral om dure legeringselementen te besparen moeten in het ontwerp overbodige massiviteitsverschillen vermeden worden

* om scheurvorming te vermijden tijdens de thermische behandeling mogen er geen plotse wanddikteverschillen zijn, maar moeten de wanddiktes vloeiend aan elkaar aansluiten.

2. "scheurstarters" vermijden

Scheurstarters zijn die plaatsen in een gietstuk waar tijdens het afschrikken grote spanningen ontstaan. Kleine boringen en scherpe hoeken zijn hier uit den boze.

4.2. De materiaalkeuze

De materiaalkeuze bestaat uit twee luiken. Enerzijds kiest de ontwerper een ADI-type uit aan de hand van de eisen van het ontwerp. Figuur II-15 kan hierbij als leidraad dienen om tot de optimale keuze te komen.

Het tweede luik van de materiaalkeuze wordt dan overgelaten aan de gieterij die in functie van de gietstukmassiviteit en de thermische behandelingscyclus de samenstelling vastlegt.

5. DE BEWERKINGSVOLGORDE VAN ADI

Gezien het handelt over een veredeld materiaal dat bovendien ook nog een zeer goede slijtageweerstand bezit is het vanzelfsprekend dat de bewerkbaarheid van ADI niet zo eenvoudig is. Nochtans blijkt dat wanneer alle productiestappen van een onderdeel in ADI op elkaar worden afgestemd, de bewerkbaarheid geen groot probleem kan zijn (fig. II-16). De bewerkbaarheidsindex (volgens Mathon) toont aan dat de ADI types 850 en 1050 goed te vergelijken zijn met het perlietisch nodulair gietijzer. Proeven in ons eigen afwerkingsatelier tonen aan dat zowel voor het boren, frezen en draaien de parameters voor de bewerking dezelfde zijn als bij klassiek perlietisch nodulair gietijzer en dat met klassieke snelstaalgereedschappen kan gewerkt worden. Bij de hardere types worden de snijsnelheden wel sterk gereduceerd en moet overgestapt worden tot het gebruik van gecoate gereedschappen. Om deze bewerkingsmoeilijkheden te vermijden kan echter een ander werkplan gevolgd worden (fig. II-17). I.p.v. de volledige bewerking uit te voeren na het veredelingsproces kan dit ook vóór het veredelingsproces gebeuren. Het voorbereiden gebeurt dan op een gemakkelijker bewerkbaar ADI-gietijzer in giettoestand. De microstructuur in giettoestand is perlietischferrietisch, vergelijkbaar met een GGG 70. Om de bewerkbaarheid nog te verbeteren kan het ADI-gietstuk nog zachtgegloeid worden, zodat de afwerking gebeurt op het botere zachte ferrietische gietijzer (GGG 35.3).

De dimensionale veranderingen tijdens de thermische behandeling kunnen voor elk gietstuk bepaald worden en kunnen dan bij het voorbereiden reeds in rekening gebracht worden. De dimensionale veranderingen zijn immers reproduceerbaar binnen enge toleranties ($\leq 0.05\%$). Indien aan de dimensionale eisen toch niet kan voldaan worden, dan is uiteraard een nabewerking nog mogelijk (slijpen, draaien, enz.)

6. ALGEMENE VERGELIJKINGSTABEL (fig. II-18)

DEEL III

INDUSTRIELE TOEPASSINGEN VAN ADI

A. CASE STUDIES

1. AANDRIJVINGSTANDWIELEN (fig. III-1, 2)

Deze tandwielen realiseren de aandrijving van de riet- en grijperbewegingen van een fluweelweefmachine met een toerental tot 400 tpm. Vroeger werden ze vervaardigd uit gecementeerd en gehard staal (16 MnCr 5). De huidige uitvoeringen zijn vervaardigd in ADI-1050. De vertanding wordt nu ook inductief gehard tot 55 à 60 HRC. Deze tandwielen hebben een hoge pitting- en vermoeiingsweerstand.

2. TANDSECTOR (fig. III-3, 4)

In dezelfde aandrijvingskarter bevindt zich deze tandsector. De oude versie bestond uit 27 onderdelen met drie hoofdelementen (het lijf, de schuiver en een tandsector). In een tweede uitvoering werden de hoofdbestanddelen herleid tot twee onderdelen: een sectorlijf in perlietisch nodulair gietijzer (GGG 70) en een tandkroon in een gecementeerd en gehard staal (16 MnCr 5).

Dankzij de toepassing van ADI zijn we uiteindelijk in staat deze samenstelling in één enkel stuk te vervaardigen.

De tandkroon wordt inductief gehard tot 55 à 60 HRC. De ontwerpen eisen een hoge vermoeiings- en pittingweerstand van de vertanding gecombineerd met een hoge elasticiteitsgrens voor het klemstuk. Dit klemstuk mag bij het klemmen immers niet plastisch vervormen.

3. AS MET TOEGEVOEGDE NOKKEN (fig. III-5, 6)

De oude versie van deze aandrijving van de rietbeweging bestaat uit 2 hoofdonderdelen: een afzonderlijke as en afzonderlijke toegevoegde nokken. Nu wordt dit onderdeel uit één gietstuk gemaakt. Zowel de as als de toegevoegde nokken waren vroeger smeedstukken.

De redenen voor het omvormen van deze tweedelige uitvoering in gesmeed staal naar een gietstuk uit één deel zijn van tweeërlei aard.

Enerzijds is er de kostenbesparing door de verminderde verspaning en verminderde montagetijd.

Anderzijds zijn er ook belangrijke technische voordelen. Het onderdeel weegt 11 % lichter en kan samen met het bijhorende tandwiel een volledig uitgebalanceerd geheel vormen. Hierdoor dalen de inertiekrachten met meer dan 40 %. In deze toepassing werd ADI-1050 ingevoerd. De gedeelten van de as waar de lagers komen alsook de nokkencontouren worden inductief gehard.

Uit dit voorbeeld blijkt duidelijk het voordeel van ADI t.o.v. smeedstukken. Inderdaad, de nokkenas en bijbehorende toegevoegde nokken zijn als smeedstuk in één deel uiterst moeilijk te realiseren. Daarenboven zou een eventuele gesmede vorm enorm veel verspaning vereisen.

4. TANDWIEL VAN DE HOOFDAANDRIJVING (fig. III-7, 8)

Dit tandwiel maakt deel uit van de hoofdaandrijving van een tapijtweefmachine en wordt zeer zwaar belast. De nieuwe versie in ADI-1200 vervangt een onderdeel in veredeld 42 CrMo 4 waarvan de tanden inductief gehard waren. Deze toepassing illustreert duidelijk dat ADI zich minstens even goed gedraagt als een oppervlaktegehard veredeld staal al is de hardheid duidelijk lager bij het ongeharde ADI.

5. WORMWIEL (fig. III-9, 10)

Het wormwiel loopt tegen een gecementeerde en geharde worm. Het geheel zorgt voor de opwikkeling van het tapijtweefsel op een weefmachine. De versie in GGG 80 vertoonde reeds na korte tijd sterke slijtage. Het bleek dat het wormwiel door de worm als het ware werd verspaand. De uitvoering in ADI-1200 weerstaat niet alleen aan deze vorm van zware abrasieve slijtage, maar kan daarenboven ook veel lichter uitgevoerd worden.

6. TREKSTANGEN, DRIJFSTANGEN (fig. III-11) (2.7 kg)

Deze trekstangen maken deel uit van de mechaniek die zorgt voor de tekening in het weefsel. Ze worden op buiging en op trek belast. De eerste versie, uit een hoog koolstofstaal, vertoonde vermoeiingsbreuken. Het ADI-1050 biedt deze hoge vermoeiingsweerstand.

7. DIFFERENTIEEL-HOUSING VAN SPORTWAGEN (fig. III-12) (5 kg)

Doorgevoerde testen hebben aangetoond dat de slijtageweerstand van ADI-1050 duidelijk superieur is aan het vroeger toegepaste GGG 60, al dan niet genitreerd.

8. VEERSTOEL VOOR VRACHTWAGEN (fig. III-13) (2.6 kg)

Hier vervangt ADI-1200 met succes een klassiek nodulair gietijzer. Toen werd het deel waarop de bladveer rustte inductief gehard. Het ADI maakt deze oppervlaktebehandeling overbodig, want het biedt een natuurlijke slijtageweerstand tegen het wrijvend contact van de bladveer.

9. SCHROEVEN VAN ARCHIMEDES (fig. III-14) (57 kg)

Deze schroeven zijn de onderdelen van een pers voor het produceren van palmolie. Ze worden gegoten in ADI-1050 met oppervlaktegeharde schroefflanken.

ADI vervangt hier een bainitisch-martensietisch gietijzer-versie die te bros was bij het plots blokkeren van de pers. Dit blokkeren wordt soms veroorzaakt door de stenen die toevallig met de palmnoten mee in de pers komen.

10. SCHAKEL VOOR KETTING (fig. III-15) (6 kg)

In een kleibaggerinstallatie maken deze schakels de verbinding tussen de verschillende schoppen.

Vroeger werden ze vervaardigd in gietstaal (GS 38). Ze vertoonden echter te snel slijtage veroorzaakt door het ingrijpend tandwiel dat de aandrijving verzorgt.

Het ADI-1050 verhoogt de slijtageweerstand in belangrijke mate en behoudt een maximum aan taaiheid.

B. DE INSTALLATIE VOOR DE WARMTEBEHANDELING VAN ADI

De isotherme veredeling van ADI wordt uitgevoerd in zoutbadovens (fig. III-16).

De installatie bestaat uit 8 onderdelen :

1. atmosferische oven : voor de voorverwarming tot 300 à 400 °C
2. een zoutbad voor hoge temperatuur met controle van het koolstofpotentiaal voor de austenitisatiestap (max. 950 °C)
3. een zoutbad voor lage temperatuur voor de onderkoelingsfase (160 à 250 °C)
4. een zoutbad voor lage temperatuur voor de isotherme veredeling (300 à 400 °C)
- 5, 6 en 7 : wasinstallatie voor de verwijdering van het zout
- 8 : een dompelbak voor het ontwateren van de onderdelen

Deze installatie kan onderdelen behandelen met een maximum diameter van 600 mm en een lengte van 1200 mm.

Het maximumgewicht per lading bedraagt ongeveer 300 kg. Met een taktijd van 60 minuten bedraagt de capaciteit van de installatie dus 300 kg per uur.

Deze installatie is volledig milieuvriendelijk. Alle gassen worden afgezogen en gewassen met water. Dit water wordt dan in een geïntegreerde verdamper uitgedampt, zodat alle gerecupereerde zouten terug kunnen worden gebruikt.

DEEL IV

CNC-INDUCTIEHARDING : UITBREIDING TOEPASSINGSGBIED VOOR GIETIJZER

1. HET DOEL VAN RANDLAAGHARDING

na inductieve verwarming

Randlaagharding is een warmtebehandeling die toegepast wordt om materialen aan het oppervlak betere eigenschappen te geven. Vooral de vermoeiings- en slijtageweerstand kunnen aanzienlijk verhoogd worden. Vermoeiingsverschijnselen kunnen optreden bij bewegende onderdelen van machines indien deze onderworpen worden aan sterk wisselende belastingen. Dit betekent dat het materiaal, zelfs bij een belasting die lager is dan de treksterkte, het begeeft. De weerstand tegen vermoeiingsbreuk kan sterk verhoogd worden door het materiaal aan het oppervlak een hardere, sterkere structuur te geven. Deze structuur heeft daarenboven ook een erg hoge slijtageweerstand. De oppervlaktebehandeling kan door middel van verschillende procédés verwezenlijkt worden. Vlamharden, inductieharden en laserharden zijn hiervan een aantal voorbeelden.

2. PRINCIPE VAN OPWARMING DOOR INDUCTIE (fig. IV-1)

Rond een geleider waardoor een wisselstroom loopt, wordt een wisselend electromagnetisch veld met dezelfde frequentie opgebouwd. Wanneer in dit veranderend magneetveld een elektrisch geleidend lichaam wordt geplaatst, dan ontstaat in dit lichaam een geïnduceerde spanning en een wisselstroom. Als de geïnduceerde stroom voldoende hoog is, dan wordt het stuk door inwendige elektrische verliezen (wet van Joule $Q=RI^2t$) en door inwendige magnetische hysteresisverliezen verhit.

De geleider die het magnetisch veld opwekt is de inductor. De geleider waarin de warmte ontwikkeld wordt is het te behandelen werkstuk.

De opwarming van het werkstuk is afhankelijk van de volgende parameters:

- Sterkte van het magneetveld (hangt samen met de inductorstroom)
- Frequentie van de inductorstroom
- Weerstand van het materiaal
- Magnetische permeabiliteit van het materiaal

De geïnduceerde stromen blijven aan de oppervlakte (skin effect), zodat enkel een beperkte oppervlaktelaag verhit wordt. De laagdikte is afhankelijk van de inductorstroom. De zogenaamde indringdiepte is omgekeerd evenredig met de wortel van de frequentie (fig. IV-2).

$$\text{skin depth} = \frac{1}{2\pi} \cdot \left[\frac{R \cdot 10^7}{f\mu} \right]^{1/2}$$

met R = specifieke weerstand van het werkstuk
 μ = magnetische permeabiliteit van het materiaal
 f = frequentie van de inductorstroom

De eigenlijke hardingsdiepte is echter steeds groter dan de elektrische indringdiepte van de wervelstromen. Dit kan verklaard worden als volgt. De buitenste lagen worden zeer snel opgewarmd door de wervelstromen en hysteresisverliezen. Bij het overschrijden van de Curietemperatuur (= $\pm 750^\circ\text{C}$) verliezen die lagen hun magnetische eigenschappen (de magnetische permeabiliteit wordt zeer klein). De verdere opwarming gebeurt dan door de hysteresisverliezen van de onderliggende lagen.

De hardingsdiepte is dus volledig afhankelijk van de gekozen frequentie. Om bv. een hardingsdiepte van 3 à 4 mm te realiseren is een frequentie van 10 kHz vereist. De inductorstroom met die frequentie wordt geleverd door een middenfrequent generator (fig. IV-3).

3. DE INDUCTOR EN DOUCHE

De inductor moet de energie die door de generator geleverd wordt via het opgewekte magnetisch wisselveld in het werkstuk overdragen. Hoe hoger de inductorstroom, des te sneller stijgt de oppervlaktetemperatuur. Bij inductieharden is het overdraagbaar vermogen dertigmaal groter dan bij vlamharden. Belangrijk hierbij is dat bij inductief harden de warmte rechtstreeks in het werkstuk zelf gegenereerd wordt. Daardoor is de energieoverdracht zeer efficiënt. Bovendien is de doorstroming van de warmte dieper in het werkstuk minder groot. Bij vlamharden is de opgewarmde zone d.m.v. een externe warmtebron gerealiseerd veel groter wat dus ook leidt tot meer vervorming.

Er bestaan bij inductieharden twee soorten inductoren, nl. binnenveld- en buitenveldinductoren (fig. IV-4). De concentratie van de magnetische veldlijnen is in beide gevallen verschillend.

Het snelle afschrikken van het werkstuk gebeurt ofwel door het dompelen van het werkstuk in een koelmedium of door het sproeien van een koelmedium op het werkstuk. Het koelmedium bestaat meestal uit een mengsel van water en een polymeer.

De douche moet zodanig zijn dat de afkoelingsnelheid hoog genoeg is. Op het af te schrikken oppervlak mogen in geen geval dampblazen ontstaan. Douches kunnen verschillende vormen aannemen. Een ringdouche is één van de mogelijke configuraties.

De bouw van de inductor en douche zijn van primordiaal belang voor het bereiken van een geslaagde harding. In deze bouw ligt dan ook de bijzondere know-how.

4. METALLOGRAFISCHE BENADERING

Oppervlakteharden van een werkstuk bestaat uit twee operaties. Het oppervlak van het werkstuk wordt opgewarmd tot austenitisatietemperatuur gevolgd door een snelle afkoeling (fig. IV-5). Daardoor krijgt het materiaal een harde kristalstructuur, nl. een martensietstructuur.

De vereiste austenitisatietemperatuur is afhankelijk van het percentage koolstof in het werkstuk. Voor gietijzer is deze temperatuur ongeveer 850°C, voor staal kan dit oplopen tot 1100°C.

Om deze structuurtransformatie van austeniet naar martensiet te verkrijgen, moet de afschrikking zo snel mogelijk gebeuren. De hardheid van het martensiet kan oplopen in functie van koolstofgehalte en legeringselementen (fig. IV-6). Als gevolg van deze transformatie treedt een kleine volumetoename van de omgezette laag op.

5. HET CNC-INDUCTIEF HARDEN

Het inductief randlaagharden is een procédé dat veel toegepast wordt voor dynamisch belaste en aan slijtage onderhevige onderdelen zoals nokken, assen en tandwielen. Een recente trend in de bouw van inductiehardingsmachines is de invoering van de CNC-sturing.

De invoering van CNC-sturing op een inductiemachine biedt heel wat voordelen. Vooreerst betekent het een uitbreiding van het toepassingsgebied. Zeer complexe oppervlakken kunnen nu relatief éénvoudig gehard worden. Men heeft geen dure sjablonen meer nodig zoals op de vroegere kopieerstu-

ringsmachines en men moet ook geen beroep meer doen op het weinig flexibele nokkensysteem. De machine wordt nu gestuurd via een aangepast CNC-programma. Niet alleen de beweging van werkstuk en inductor, maar ook het gegenereerde vermogen en de werking van de douches worden gestuurd. Het CNC-programma kan zeer snel geschreven worden d.m.v. speciaal ontwikkelde software. Men vertrekt hierbij van de mathematische beschrijving van de te harden contour in poolcoördinaten of in cartesische coördinaten. Deze mathematische beschrijving van de contour kan ook opgemeten worden met behulp van een 3D CNC-meetbank of er kan gebruik gemaakt worden van reeds bestaande CNC-verspaningsprogramma's.

Een ander voordeel van het CNC-inductief harden, misschien wel het belangrijkste, is de kwaliteitsverbetering. De reproduceerbaarheid is enorm gestegen. De ongeharde stukken moeten wel een relatief kleine ruwheid en een hoge dimensionale nauwkeurigheid hebben. Men kan het CNC-inductief harden dan ook beschouwen als een verlengstuk van een CNC-verspaningsafdeling. Met de huidige IKZ-filosofie in ons achterhoofd biedt het CNC-randlaagharden dus heel wat perspectieven.

6. VOORZORGEN BIJ HET ONTWERP

Het eindresultaat is afhankelijk van een aantal parameters. Uiteraard is de materiaalskeuze erg belangrijk. Daarbij heeft het koolstofgehalte een directe invloed op de hardheid. Zo kan een Ck15 niet inductief gehard worden omdat het koolstofgehalte te laag is.

Vermits oppervlakteharden meestal gebeurt op voorbereide stukken, speelt de afwerking een belangrijke rol. Scherpe kanten zijn uit ten boze gezien dit preferentiële plaatsen zijn voor scheurvorming en versmelting. Ruwe plaatsen kunnen soms tot oververhitting leiden. Een lage ruwheidsgraad is aan te bevelen. Boringen die zich dicht bij het te harden oppervlak bevinden zijn ook mogelijke scheurstarters. Bij dergelijke boringen kan men via de CNC-sturing wel enigszins ingrijpen door het vermogen op die plaatsen aan te passen.

Ook bij het inductief harden krijgt men enige vervorming. Voor zeer nauwkeurige toleranties is er dan een nabewerking nodig. De vervorming is echter veel kleiner dan bij het vlamharden gezien de zeer lokale warmteontwikkeling. Het is ook belangrijk dat het stuk voor het harden spanningsarm wordt gegloeid om de restspanningen ontstaan tijdens het vormgevingsproces (gieten, smeden, lassen, verspanen) te elimineren.

Het werkstuk wordt na de harding nog spanningsvrij gegloeid om de restspanningen die ontstaan zijn tijdens de inductieve opwarming te verwijderen.

7. MOGELIJKHEDEN VAN DE FDF-MACHINE

7.1. Slagharding (fig. IV-7)

De inductor heeft de vorm van het werkstuk. Deze komt eerst rond het werkstuk en wordt gedurende enkele sekonden bekrachtigd, zodat het oppervlak van het werkstuk roodgloeiend wordt. Direct daarna wordt de douche verplaatst tot voor het werkstuk om de snelle afkoeling tot stand te brengen.

7.2. Asharding (fig. IV-8)

De inductor is nu ringvormig gebouwd. De opwarming geschiedt progressief. Dit betekent dat inductor en douche zich met een bepaalde snelheid langsheen de as voortbewegen. De douche start iets later dan de opwarming en eindigt bijgevolg ook iets later.

7.3. Progressieve harding van een nokschijf (fig. IV-9)

Hier gebruikt men een buitenveldinductor met veldversterking om het vermogen in het stuk te krijgen. De inductor volgt de omloop van het stuk. De afgelegde weg per tijdseenheid is constant. De douche is in kastvorm gebouwd en volgt ook de contour van het werkstuk. De inductor blijft altijd loodrecht staan op het te behandelen oppervlak. Ook het vermogen wordt numerisch gestuurd. Dit kan belangrijk zijn om scherpe hoeken te harden. De afstand inductor-douche wordt constant gehouden.

7.4. Harding tandwiel tand per tand met tandholteinductor (fig. IV-10)

De inductor heeft de vorm van de tandholte. Vanaf module vijf kan er tand per tand gehard worden. (Voor kleinere modules wordt een ringinductor gebruikt.)

De harding gebeurt ook progressief. De inductor schuift onderaan in de tandvoet en verplaatst zich progressief naar boven toe. De douche volgt dezelfde weg. Aan de bovenkant van de tand springt de inductor uit de tand. Het tandwiel draait één tand verder en de volgende tandharding kan plaatsvinden.

Harding van schuine vertandingen zijn ook mogelijk. Tijdens de progressieve beweging van de inductor draait het tandwiel mee.

8. KWALITEITSCONTROLE

8.1. Scheurcontrole

Dit is een niet destructieve controle van het geharde oppervlak. Een in een emulsie aangebracht magnetisch poeder wordt op het oppervlak gespoten. Met behulp van een handmagneet wordt het werkstuk gemagnetiseerd. Het poeder kruipt in de eventueel aanwezige scheurtjes. Deze aanduiding kan bij gebruik van fluorescerende indringers gevisualiseerd worden onder UV-licht.

8.2. Hardheidsmetingen

Hardheidsmetingen worden uitgevoerd op het geharde oppervlak. De oppervlaktehardheid wordt gemeten met behulp van Vickers, Rockwell C of equivalente meetmethoden (Equotip). Het hardheidsprofiel (hardingsdiepte) kan opgemeten worden met Rockwell C of microvickers metingen.

8.3. Energiebewaking

De harding kan op de hardingsmachine indirect gecontroleerd worden. De generator bevat nl. een energiebewakingstoestel. Dit toestel meet een aantal impulsen. Die impulsen zijn evenredig met de elektrische energie die door de generator geleverd wordt. Eénmaal de geschikte hardingscyclus bepaald is en dus ook de nodige energie, kan het proces gecontroleerd worden door de verbruikte energie slechts te laten variëren tussen enge tolerantiegrenzen.

9. BESLUIT

Daar waar een hoge slijtage- of vermoeiingsweerstand gevraagd is, is inductief randlaagharden zeker een aan te bevelen proces. Door bovendien gebruik te maken van de CNC-sturing is het systeem zekerder en betrouwbaarder geworden. Het CNC-programma kan immers geschreven worden uitgaande van de mathematische beschrijving van het werkstuk. Daarbij komt ook nog de enorme kwaliteitsverbetering die verwezenlijkt werd. Dit komt de reproduceerbaarheid ten goede. Op het gebied van de controles werd de laatste jaren ook een sterke vooruitgang geboekt.

STUDIEGEVAL

Hier wordt een voorbeeld gegeven van een werkstuk dat in de loop der jaren een enorme evolutie heeft doorgemaakt. Het werkstuk is een grote toegevoegde nokschijf van een weefmachine met een diameter van 830 mm (fig. IV-11). De contouren moeten een hoge hardheid hebben (> 55 HRC) en de inhardingsdiepte moet minimum 3 mm bedragen om pitting fenomenen te voorkomen.

Dit onderdeel werd vroeger vervaardigd in een gietstaal nl. 42 CrMo 4 met gevlamharde contouren. Gietstaal vertoonde voor deze toepassing een aantal nadelen. De slechter gietbaarheid van staal t.o.v. gietijzer veroorzaakte het optreden van krimpfouten en insluitfels. Deze fouten veroorzaken bij de verspaning overmatige gereedschapsslijtage. Bovendien waren deze fouten de oorzaak van afkeur omdat ze veelal voorkomen in de nokcontouren.

In 1985 werd in een eerste fase het gietstaal te vervangen door een nodulair gietijzer. Hiervoor werd een nodulair gietijzer ontwikkeld dat zich zeer goed gedraagt bij de randlaagharding. Dit betekent dat het gietijzer een microstructuur moet hebben die tijdens de ultrakorte warmtebehandelingscyclus een voldoende hoeveelheid koolstof kan in oplossing brengen om een harde martensietstructuur te bekomen. Anderzijds moet het materiaal zo uitgebalanceerd zijn dat er geen scheurvorming optreedt. Hiervoor moet de samenstelling van het gietijzer zeer nauwkeurig gekozen worden en moet het nodulair gietijzer voor de randlaagharding een thermische behandeling ondergaan. Deze omschakeling van gietstaal naar gietijzer bracht een kostprijsbesparing teweeg van 40%.

Een laatste fase is de omschakeling van vlamharden naar CNC-inductief randlaagharden (fig. IV-11). Door de grote warmteontwikkeling bij vlamharden had men last van vervormingen. Bij inductief harden is er een veel betere concentratie van de warmte. Het is een zeer lokale opwarming waardoor er veel minder vervorming optreedt. Bij het manuele vlamharden was het hardingsproces zeer moeilijk te reproduceren. Dit resulteerde in de praktijk tot heel wat slijtage- en pittingproblemen. De invoering van de CNC-harding betekende echter een enorme kwaliteitsverbetering. De inhardingsdiepte en de hardheid kunnen perfect constant gehouden worden over de ganse contour en ook van nokschijf tot nokschijf. Het harden werd ook nog eens 30% goedkoper door omschakeling van vlamharden naar CNC-inductieharding.

FIGUREN DEEL I

FIG. I-1 : - tensile strength and elongation relationship for cast iron and steel
- relatie treksterkte-breukrek voor gietijzer en veredeld staal

FIG. I-2 : - microstructure of grey iron
- microstructuur van lamellair gietijzer

FIG. I-3 : - US production of ductile iron, cast steel and forged steel
- productie voor de USA van nodulair gietijzer, gietstaal en smeedstaal

FIG. I-4 : - microstructure of ductile iron
- microstructuur van nodulair gietijzer

FIG. I-5 : - production of ductile iron, cast steel and malleable iron (in % of total production of ductile Ferrocastings)
- productieaandeel van nodulair gietijzer, gietstaal en smeedbaar gietijzer (in % van de totale productie van ductiele ferrogietlegeringen)

FIG. I-6 : - US production of ductile iron, cast steel, forged steel and ADI
- productie voor de USA van nodulair gietijzer, gietstaal, smeedstaal en ADI

FIGUREN DEEL II

- FIG. II-0 - ADI "State of the Art"
- inhoud lezing
- FIG. II-1 - ADI microstructure
- microstructuur ADI
- FIG. II-2 - the ADI processing
- het ADI-proces
- FIG. II-3 - composition range ADI
- het samenstellingsbereik van ADI
- FIG. II-4 - austempering of ADI
- de thermische behandeling van ADI
- FIG. II-5 - ASTM897M-specification for ADI
- de ASTM-norm A 897M-90
- FIG. II-6 - fatigue strength (tensile/compressive R=-
- de vermoeingssterkte (trek/druk R=-1)
- FIG. II-7 - tooth root bending-fatigue strength
- de vermoeingssterkte in de tandvoet
- FIG. II-8 - Hertzian compressive stress
- de Hertziaanse spanning
- FIG. II-9 - wear resistance (pin abrasion test)
- de slijtageweerstand (pin abrasie test)
- FIG. II-10 - impact strength (unnotched charpy)
- de kerfslagwaarden (ongekerfde charpy)
- FIG. II-11 - impact strength at tooth root
- de slagtaaiheid bij tandwielen
- FIG. II-12 - influence of wall thickness
- massiviteitsgevoeligheid

- FIG. II-13
 - ADI-1050 versus 42 CrMo 4
 - vergelijking ADI-1050 - 42 CrMo 4
- FIG. II-14
 - ADI-1050 versus GGG 60
 - vergelijking ADI-1050 - GGG 60
- FIG. II-15
 - engineering guidelines for ADI
 - engineering richtlijnen voor ADI
- FIG. II-16
 - machinability index
 - bewerkbaarheidsindex
- FIG. II-17
 - routing of ADI
 - bewerkingsvolgorde bij ADI
- FIG. II-18
 - general table of comparison
 - algemene vergelijkingstabel

FIGUREN DEEL III

- FIG. III-1 - gear box
- aandrijvingskarter
- FIG. III-2 - table of comparison
- vergelijkingstabel
- FIG. III-3 - gear segment
- tandsector
- FIG. III-4 - table of comparison
- vergelijkingstabel
- FIG. III-5 - drive shaft with conjugated cams and gear
- as met toegevoegde nokken en tandwiel
- FIG. III-6 - table of comparison
- vergelijkingstabel
- FIG. III-7 - gear of main drive
- tandwiel voor hoofdaandrijving
- FIG. III-8 - table of comparison
- vergelijkingstabel
- FIG. III-9 - wormwheel
- wormwiel
- FIG. III-10 - table of comparison
- vergelijkingstabel
- FIG. III-11 - connecting rod
- trekstang
- FIG. III-12 - differential gear
- differentieel
- FIG. III-13 - springholder
- veerstoel

- FIG. III-14 - Archimedes screw
- Archimedesschroef
- FIG. III-15 - chain link
- kettingschakel
- FIG. III-16 - the ADI heat treating equipment
- de ADI-behandelingsinstallatie

FIGUREN DEEL IV

- FIG. IV-1
 - principle of induction hardening
 - principe van inductieharding

- FIG. IV-2
 - skin depth versus frequency of induction current
 - indringdiepte in functie van de frequentie van de inductiestroom

- FIG. IV-3
 - induction by MF-generator
 - inductie door MF-generator

- FIG. IV-4
 - ID- and OD-inductor
 - binnenveld- en buitenveldinductor

- FIG. IV-5
 - heat treating cycle of induction hardening
 - warmtecyclus bij inductieharding

- FIG. IV-6
 - relation between hardness and carbon content
 - verband tussen hardheid en koolstofgeha

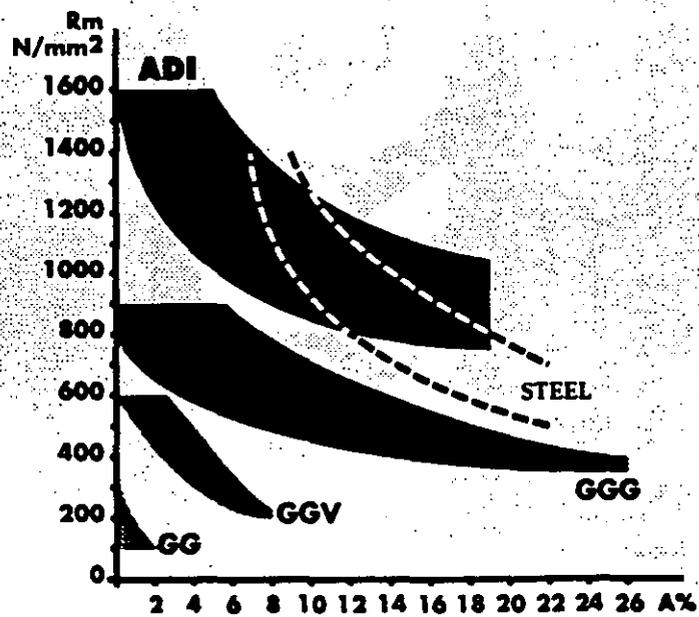
- FIG. IV-7
 - single shot hardening
 - slagharding

- FIG. IV-8
 - progressive shaft hardening
 - progressieve harding van een as

- FIG. IV-9
 - principle of progressive surface hardening of a cam
 - principe van harding van een nok

- FIG. IV-10
 - principle of tooth by tooth hardening of a gear
 - principe van harding van een tandwiel (tand per tand)

- FIG. IV-11
 - CNC-induction hardening installation with conjugated cam
 - CNC-gestuurde inductiehardingsmachine met dubbele nok



**CAST IRON AND STEEL
RELATIONSHIP OF TENSILE STRENGTH AND ELONGATION**

FIG. I-1



FIG. I-2

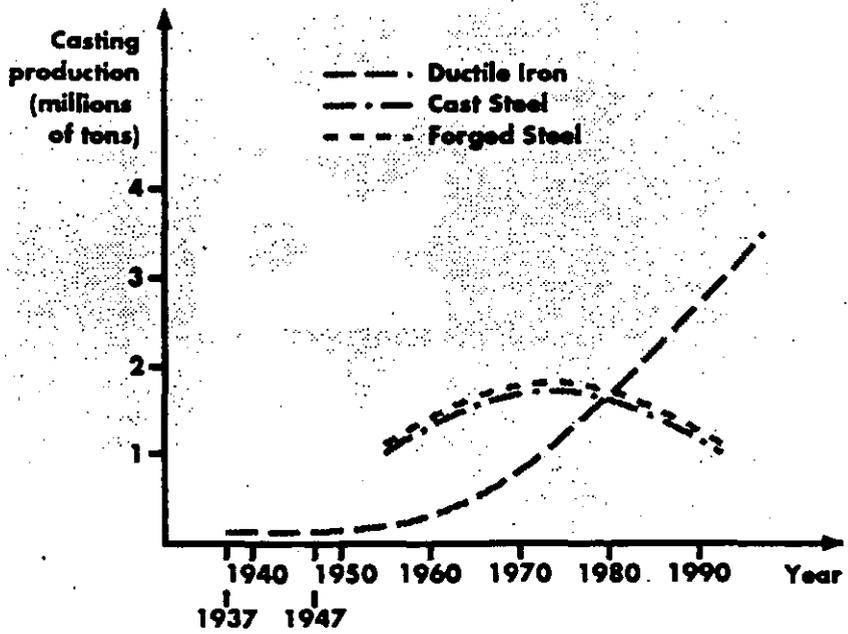


FIG. I-3

US PRODUCTION OF DUCTILE IRON, CAST STEEL, FORGED STEEL

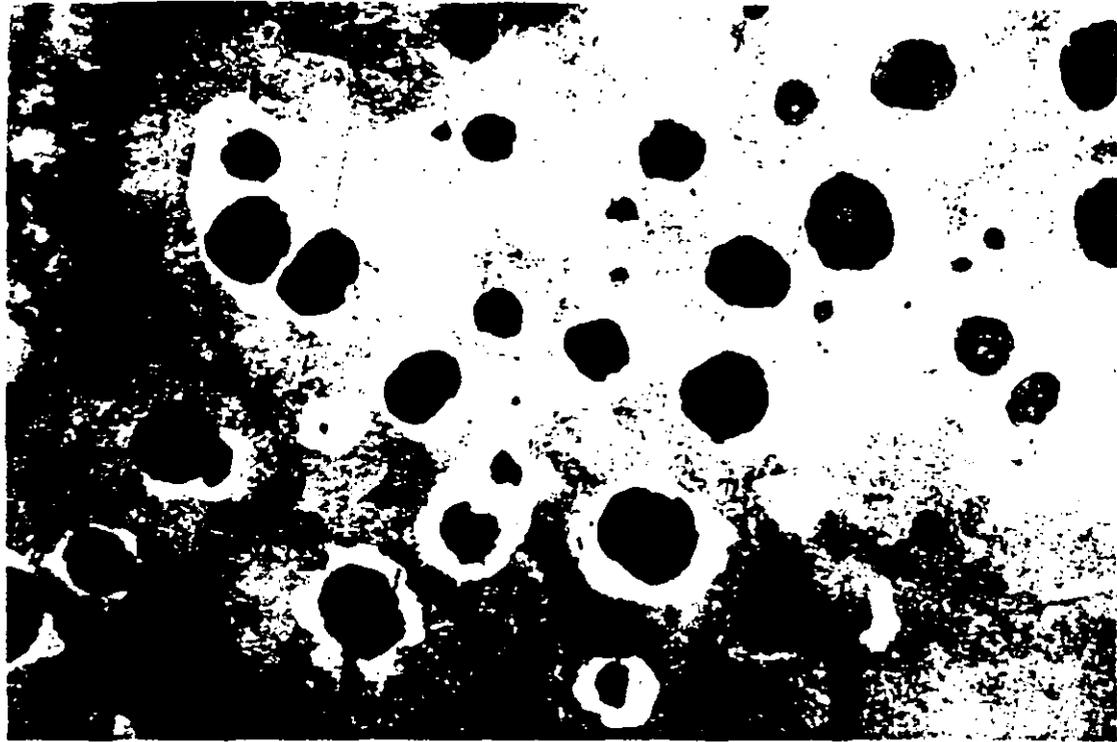
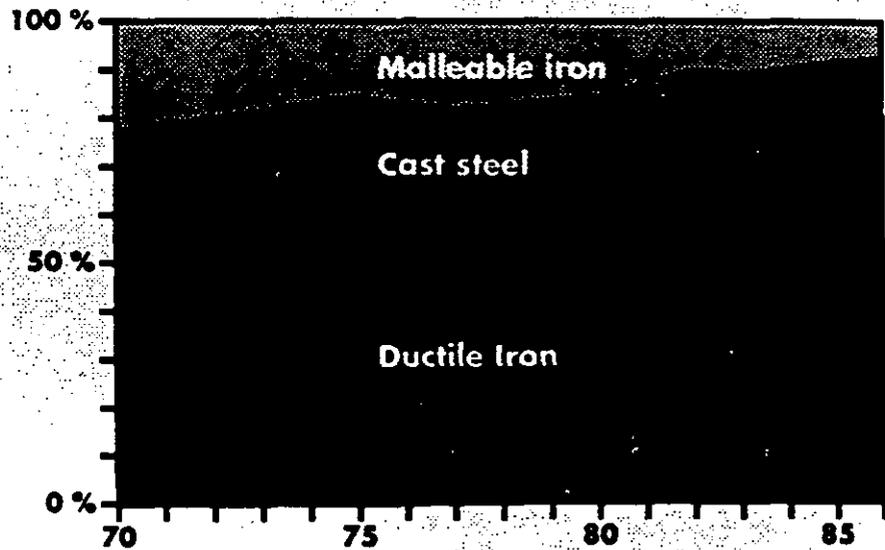
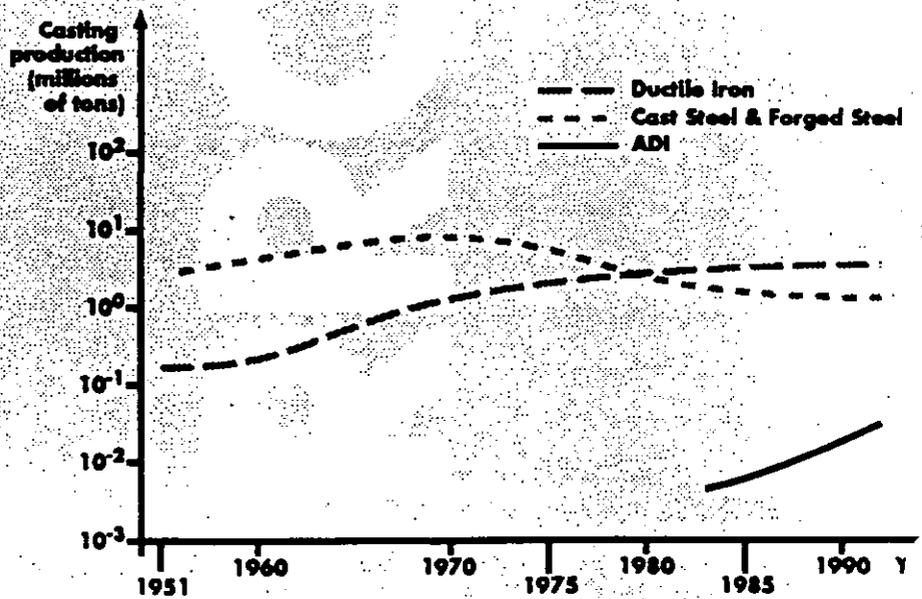


FIG. I-4



PRODUCTION OF DUCTILE IRON, CAST STEEL AND MALLEABLE IRON (IN % OF TOTAL PRODUCTION OF DUCTILE FERROCASTINGS)

FIG. I-5



US PRODUCTION OF DUCTILE IRON, CAST STEEL, FORGED STEEL AND ADI

FIG. I-6

ADI

" The State of the Art "

1. Definition of ADI.
2. Production of ADI.
3. The ADI-option.
4. Engineering guidelines for ADI.
5. The ADI-routing.

FIG. II-0

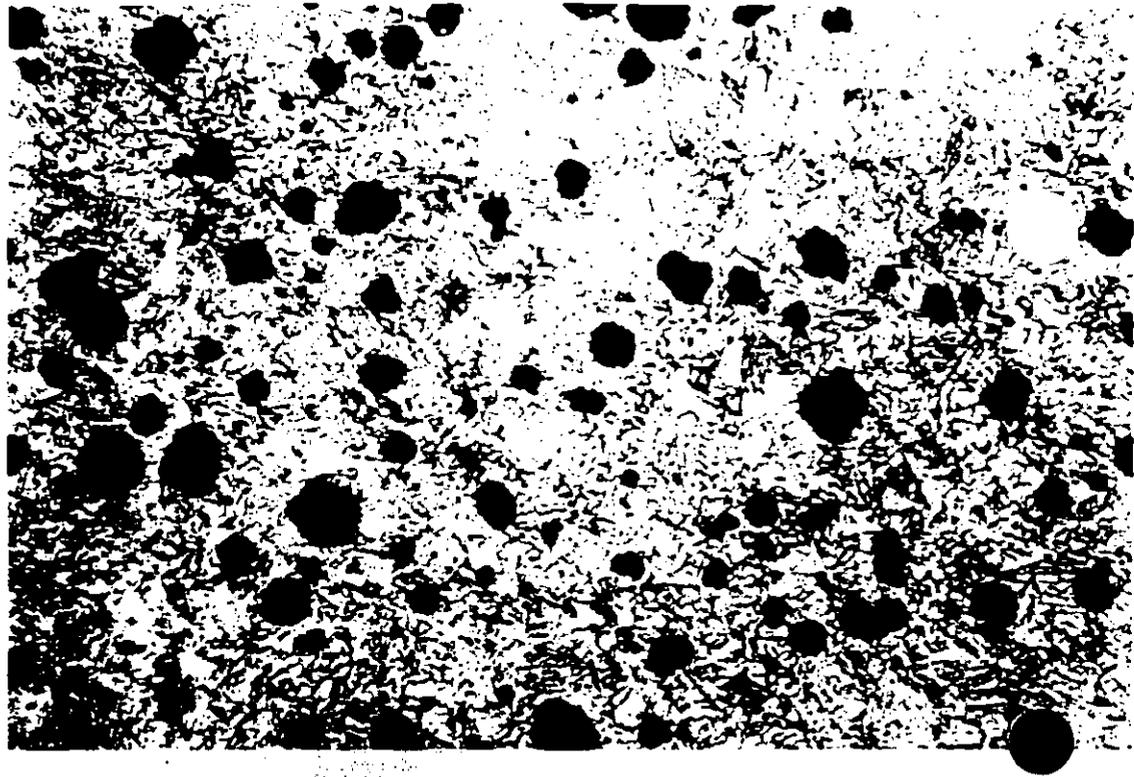


FIG. II-1

Casting technology

- **Chemical composition**
 - Base elements (C, Si, ...)
 - Accompanying elements (Mn, P, S, Ti, V, Cr, ...)
 - Alloying elements
- **Quality of casting**
 - Micro- and macroporosities
 - Nodulecount

Heat treating technology

- Austenitizing time and temperature
- Quenching parameters
- Austempering time and temperature

FIG. II-2

THE ADI-PROCESSING

C : 3,25 - 3,85
 Si : 2,35 - 2,85
 Mn : \leq 0,30
 P : \leq 0,010
 S : \leq 0,010
 Cu : 0,40 - 1,00
 Ni : 0,60 - 2,50
 Mo : 0,20 - 0,40

FIG. II-3

CHEMICAL COMPOSITION RANGE OF LOW ALLOY AND HIGH ALLOY-ADI

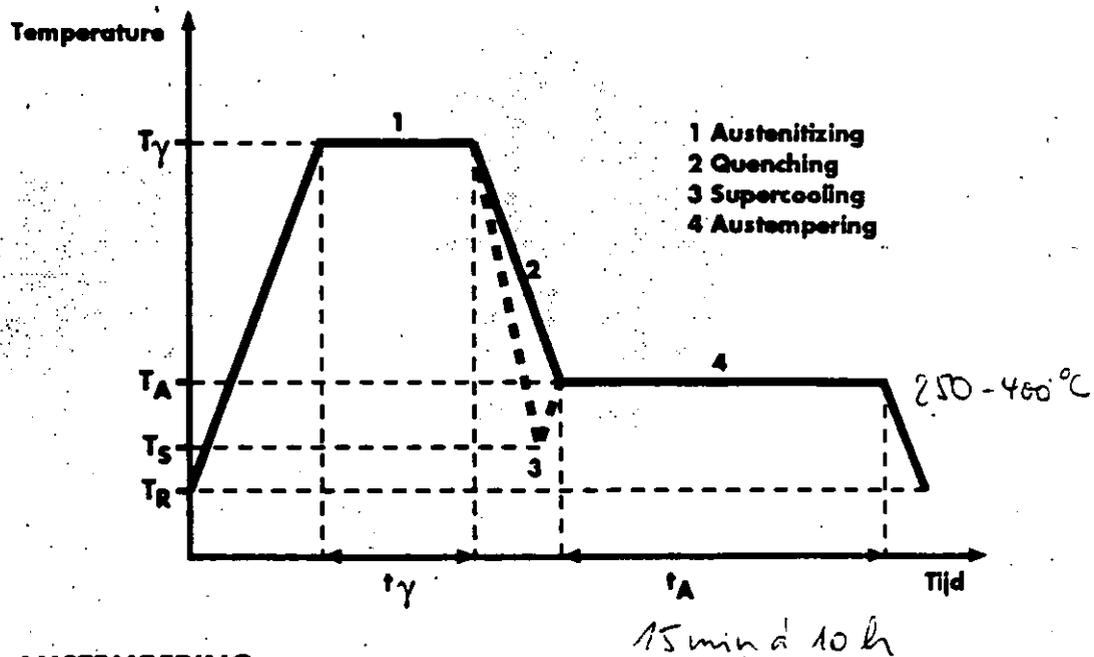


FIG. II-4

AUSTEMPERING

max 3°C of quenching

(Approved March 1990)

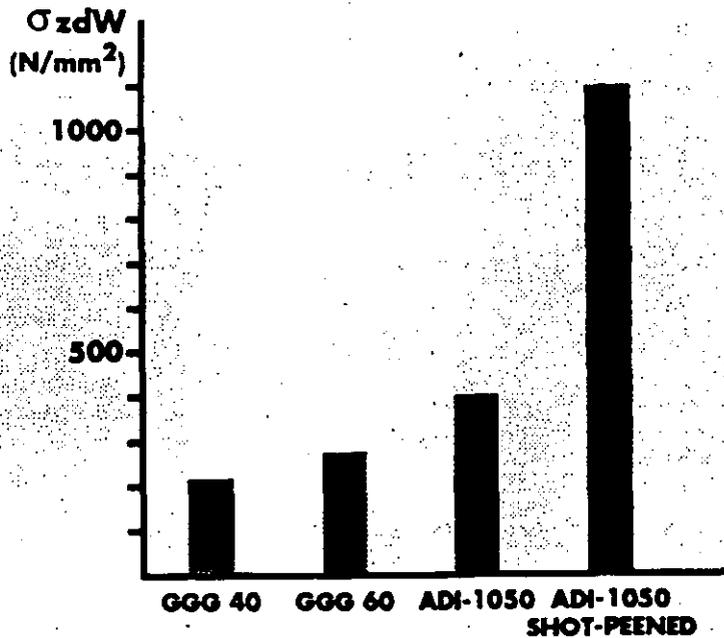
Minimum Specified Mechanical Properties

Designation	Tensile Strength (MPa)	Yield ¹ Strength (MPa)	Elongation ² (%)	Unnotched ³ Charpy Impact (J)	Typical ⁴ Brinell Hardness (Kg/mm ²)
850	850	550	10	100	269 - 321
1050	1050	700	7	80	302 - 363
1200	1200	850	4	60	341 - 444
1400	1400	1100	1	35	388 - 477
1600	1600	1300	444 - 555

1. Determined by 0.2% offset method.
2. Percent elongation in 50 mm on standard test bar.
3. Average of three highest test values of four tests.
4. Hardness is not required, values are typical ranges for grades.

FIG. II-5

ASTM 897 M - SPECIFICATION FOR ADI



*Shear stop
skin# netaus
to work.*

FIG. II-6

FATIGUE STRENGTH (TENSILE/COMPRESSIVE : R = -1)

unselende image 42

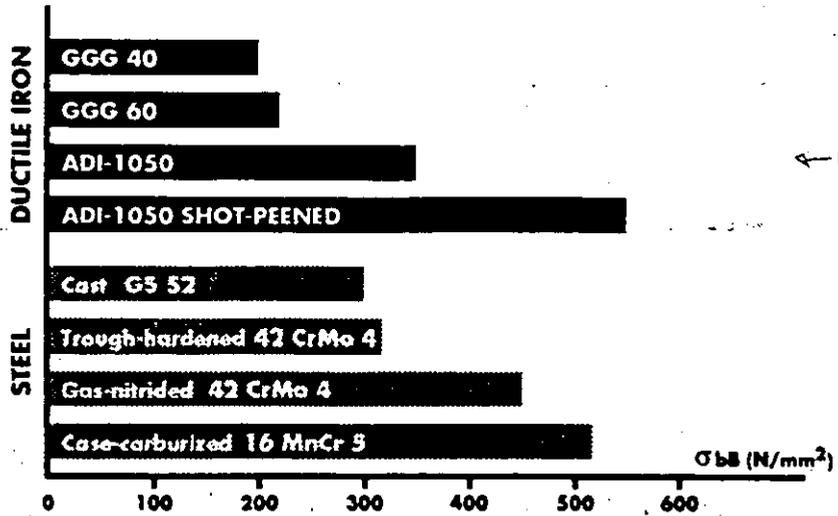


FIG. II-7

TOOTH ROOT BENDING-FATIGUE STRENGTH

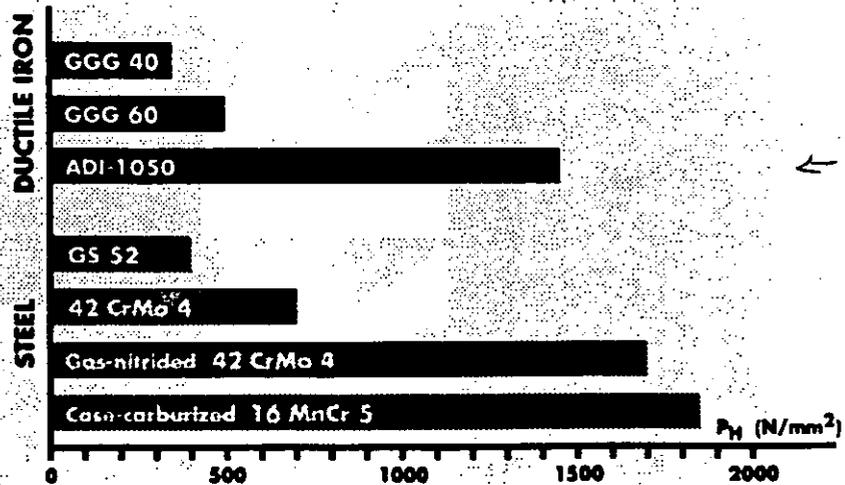


FIG. II-8

HERTZIAN COMPRESSIVE STRESS

Opwichtspannung

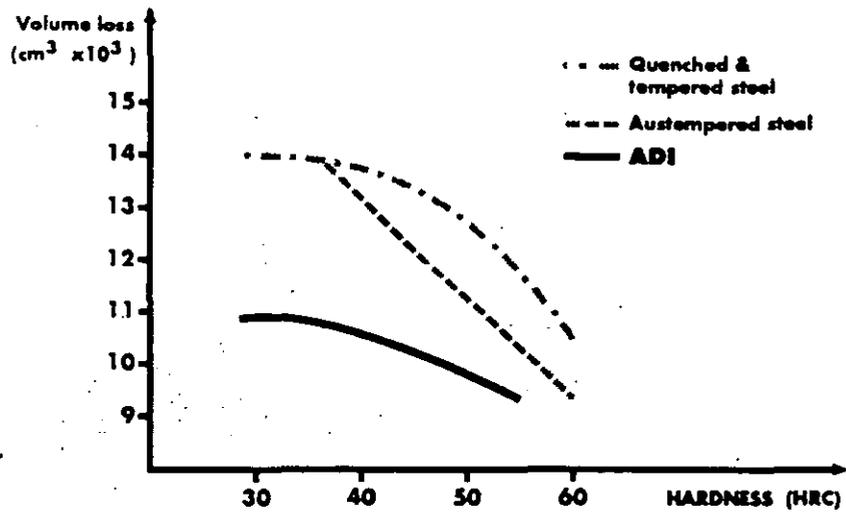


FIG. II-9 WEAR RESISTANCE (PIN ABRASION TEST)

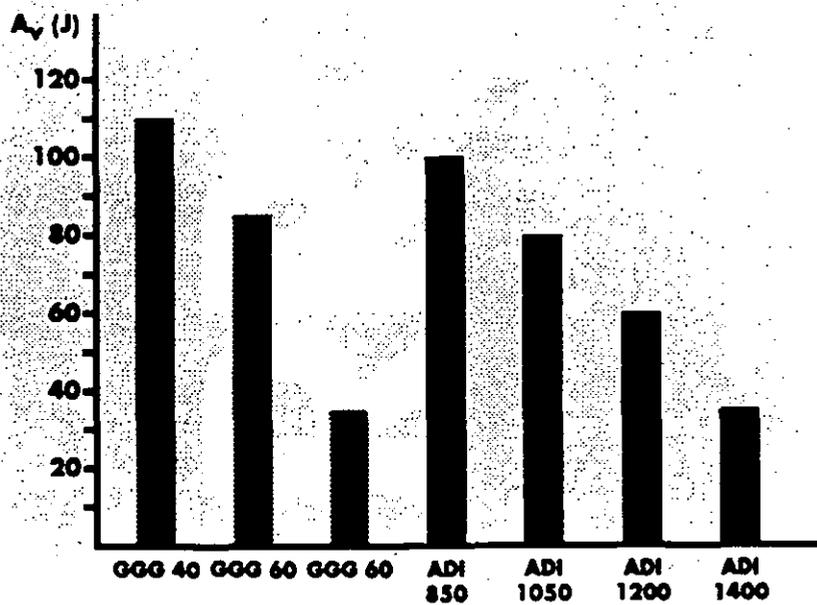


FIG. II-10 IMPACT STRENGTH (UNNOTCHED CHARPY)

KT

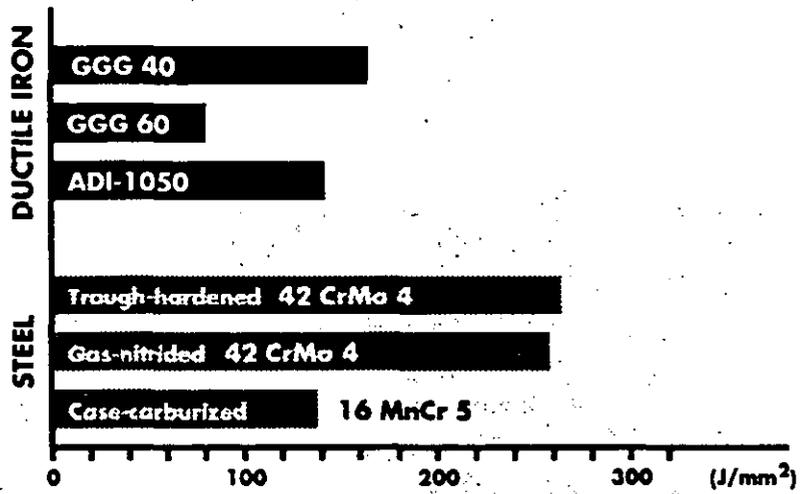


FIG. II-11

IMPACT STRENGTH AT TOOTH ROOT

E-mod : 170-190 GPa

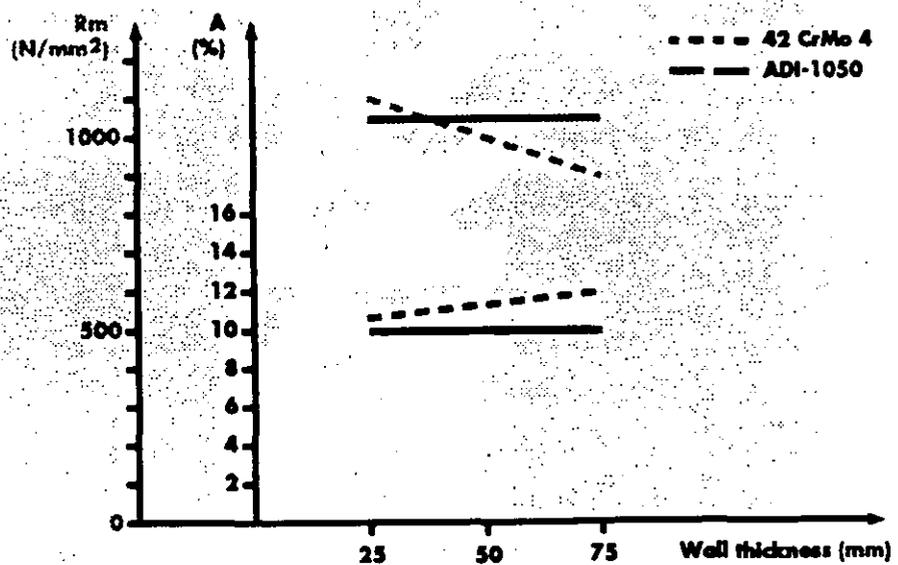


FIG. II-12

INFLUENCE OF THE WALL THICKNESS

	42 CrMo 4	ADI-1050
Tensile strength (N/mm ²)	1000	1050
Yield strength 0,2% (N/mm ²)	750	700
Elongation (%)	11	7
E - modulus (kN/mm ²)	210	170
Hardness (HB)	300	302 - 363
Impact strength (DVM) (J)	40	10
Fatigue strength (N/mm ²)	500	400
Wear resistance	low	high
Damping capacity	low	high
Castability	low	high
Density (kg/dm ³)	7.9	7.2
Self Lubrification	low	high
Influence of wall thickness	high	low
Cost (%)	100	40 - 80

FIG. II-13

ADI VERSUS 42 CrMo 4

	GGG 60	ADI-1050
Tensile strength (N/mm ²)	600	1050
Yield strength 0,2% (N/mm ²)	400	700
Elongation (%)	3	7
Fatigue strength (N/mm ²)	270	400
Cost per unit yield strength (BF / N/mm ²)		
— casting	0,18	0,13
— heat treating	0,00	0,02
— total	0,18	0,15

*das bleibt
steht negativ*
↑

PROFIT = 20 %

FIG. II-14

ADI VERSUS GGG 60

ADI Designation	Tensile strength	Yield strength	Hardness	Impact strength	Notch Sensitivity	Fatigue strength	Pitting resistance	Wear resistance
850	min	min	min	max	min	reduced	min	min
1050	↓	↓	↓	↓	↓	max	↓	↓
1200	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓
1400	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓
1600	max	max	max	min	max	min	max	max

FIG. II-15

ENGINEERING GUIDELINES

	Machon index
Free-machining steel	100
GGG 35,3	120
GGG 40	110
GGG 70	60
GGG 80	50
ADI-850	50
ADI-1050	40

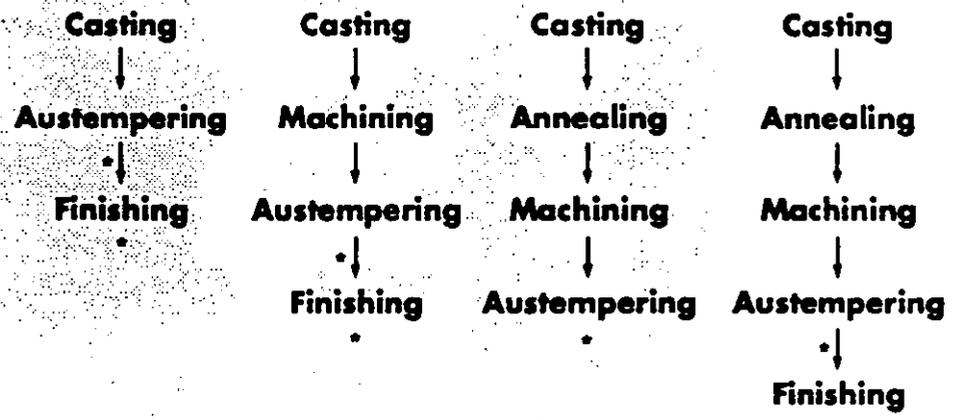
finish
finish

FIG. II-16

ADI-850 MACHINABILITY INDEX

Prof. Machon

*betreft de
aanpak
stap van*



* Surface treatment can be applied after austempering or finishing (induction hardening, shot peening,...)

FIG. II-17

THE ADI-ROUTING

* eventuele postverwerking
opp. behandelen

**GENERAL TABLE OF COMPARISON OF MECHANICAL PROPERTIES
OF GREY IRON, DUCTILE IRON, ADI AND STEEL**

		GG 25	GG 40	GGG 40	GGG 60	GGG 80	GGG 90	Adt-850	Adt-1050	Adt-1200	GS 42 Cr-Mo 4 ^{1,2}	CK 45	GS 52	St 37-2 ^{1,3}
Tensile strength	(N/mm ²)	min. 250	min. 400	min. 400	min. 600	min. 800	min. 850	min. 1050	min. 1200	900-1100	650-800	min. 520	340-470	
0.2 % yield strength	(N/mm ²)	185	300	min. 250	min. 380	min. 500	min. 550	min. 700	min. 850	min. 800	min. 430	min. 260	min. 225	
Elongation	(%)	< 1	< 1	min. 15	min. 3	min. 2	min. 10	min. 7	min. 4	min. 10	min. 16	min. 22	min. 23	
Hardness	(HB)	187-207	235	135-185	200-250	270-335	269-321	302-363	341-444	260-325	190-240	155-180	100-140	
E - modulus	(kN/mm ²)	114	126	160-180	160-180	160-180	160-180	160-180	160-180	210	210	210	210	
Shear strength	(N/mm ²)	300	420	360	540	720	600	710	840	-	-	-	-	
G - modulus	(kN/mm ²)	41	46	65-67	65-67	65-67	65-67	65-67	65-67	77	77	77	77	
Impact strength - DVM / 20°C	(J)	40 ⁴	60 ⁴	12-17	4-8	4-8	12	10	8	40	30	20	27 ³	
Fatigue resistance (tensile/compressive)	(N/mm ²)	60	100	210	260	300	330	400	510	500	360	250	160	
Density	(kg/dm ³)	7.1	7.3	6.9	7.0	7.1	7.2	7.2	7.2	7.9	7.9	7.9	7.9	
Compressive strength	(N/mm ²)	700-1000	1100-1400	700	870	1150	2100	3150	3600	-	-	-	-	
Hertzian stress	(N/mm ²)	275	375	350	500	600	-	1500	-	650	500	350	300	
Tooth bending fatigue strength	(N/mm ²)	60	80	190	210	230	-	350	-	270	180	150	160	

* 1 : for thickness : 16 — 40 mm. DIN 17100
 * 2 : for thickness less than 50 mm.
 * 3 : ISO-V impact energy value
 * 4 : unnotched sample (diameter 20 mm)

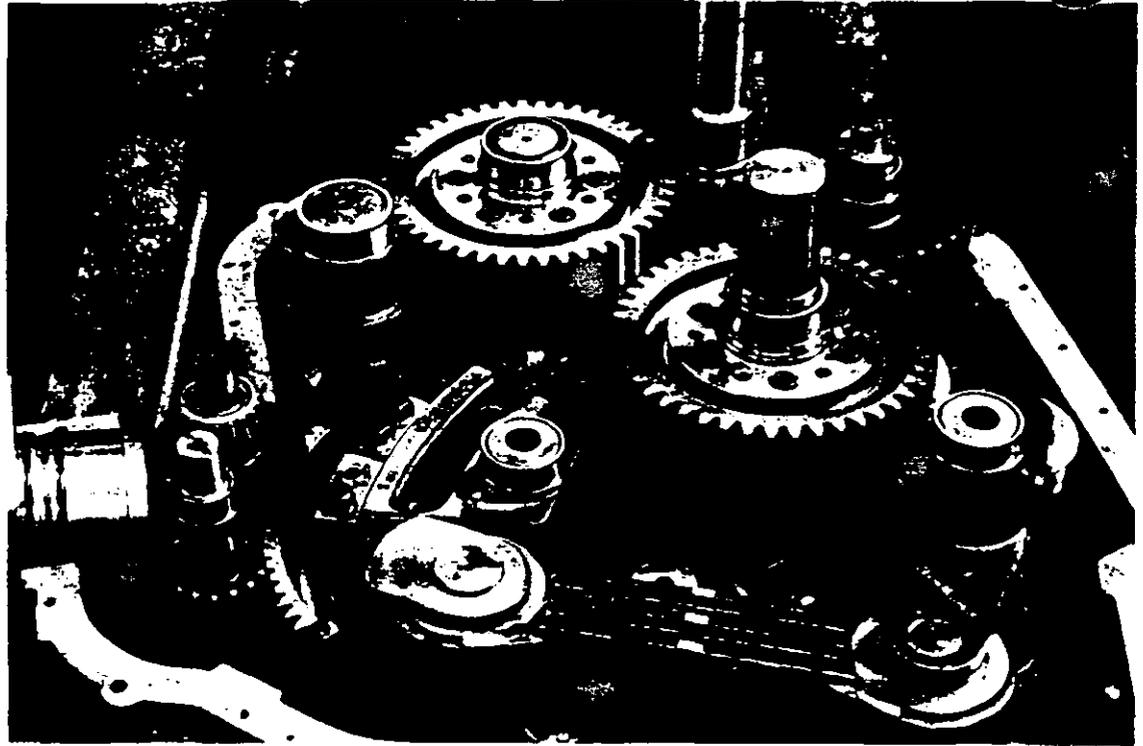


FIG. III-1

	OLD	NEW
Weight (kg)	22	22
Material	Case hardened steel	ADI-1050
Tensile strength (N/mm ²)	16 MnCr 5 min. 780	min. 1050
Yield strength (N/mm ²)	min. 590	min. 700
Elongation (%)	min. 10	min. 7
Surface Hardness (HRC)	58-62	55-60

FIG. III-2

GEAR

*inductie handling
vjet tandelen*

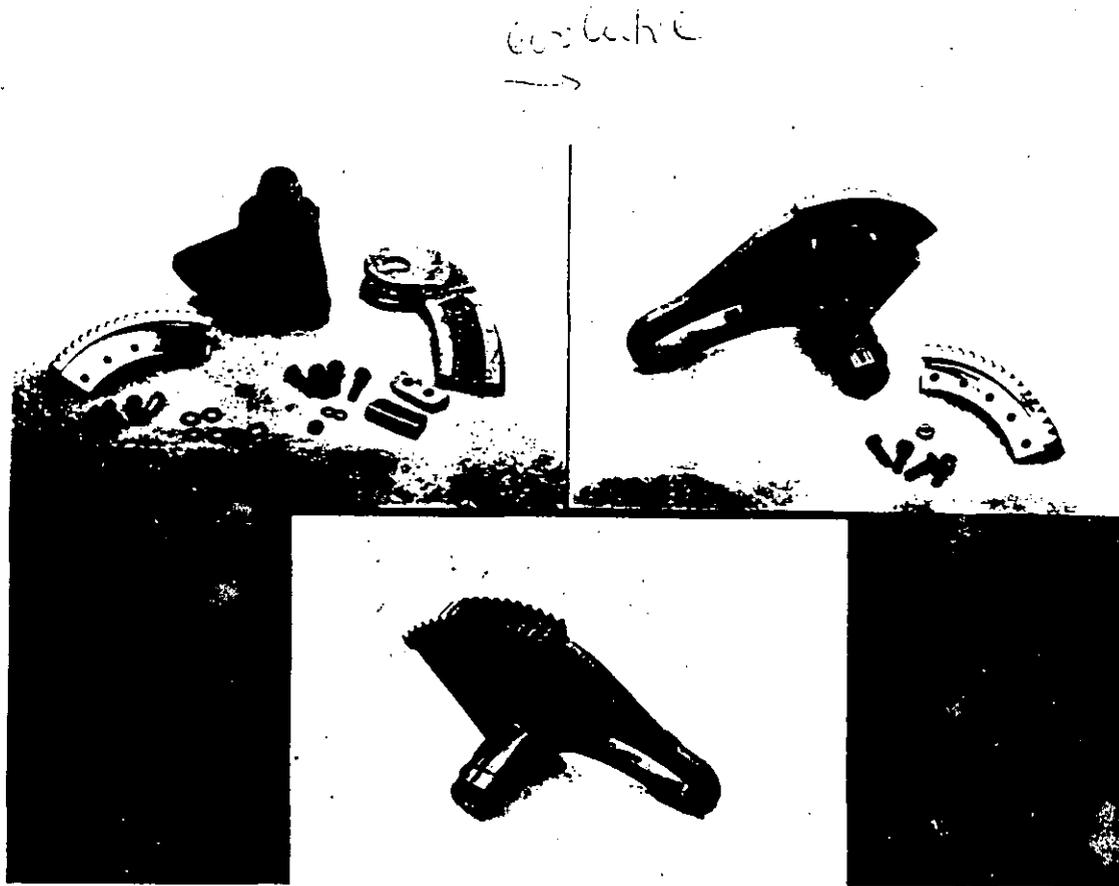


FIG. III-3

cooling ADI

	OLD	NEW
Weight (kg)	11,5	9
Number of parts	27	1
Material		
— Body	GGG 70	ADI-1050
— Gear	Case hardened steel 16 MnCr 5	
Surface Hardness (HRC)	58-62	55-60

FIG. III-4

GEAR SEGMENT

*mechanism / motor
steer*

new design

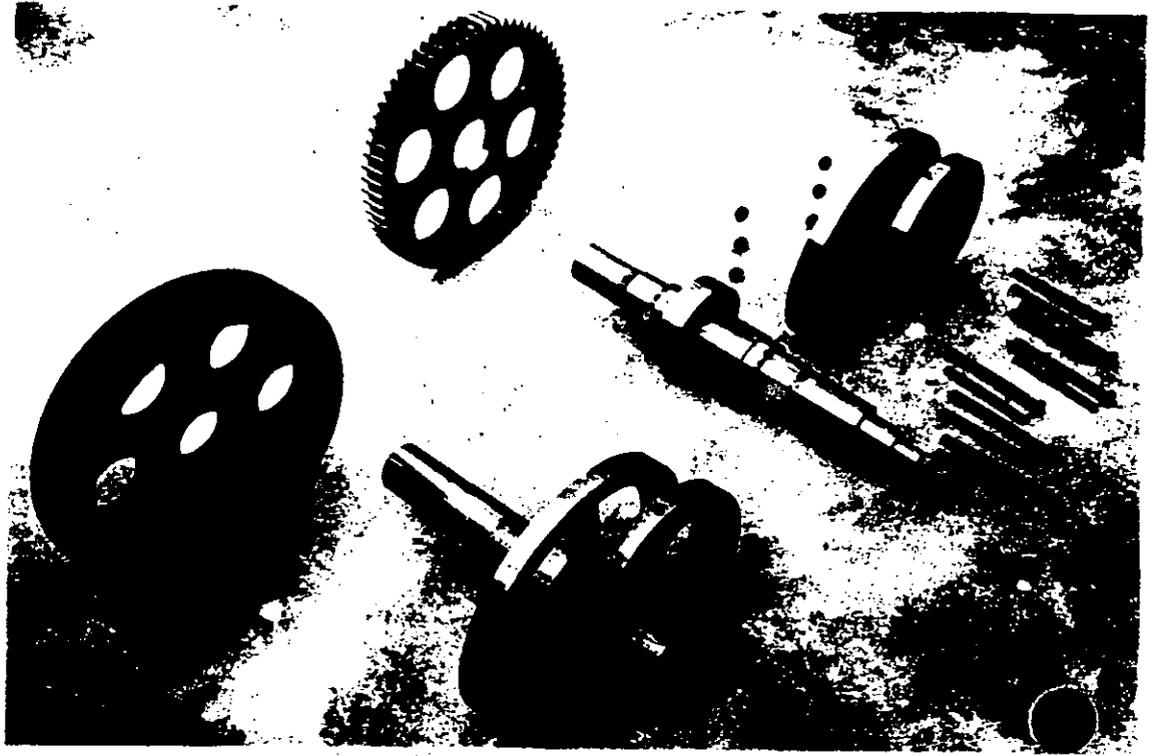


FIG. III-5

*new
mit wenig: endlich
(beim konstruieren)*

	OLD	NEW
Weight (kg)	31	27,5
Number of main parts	2	1
Material		
— Drive shaft	42 CrMo 4 (U.T.S. : 1000 N/mm ²)	ADI-1050
— Conjugated cams	58 CrV 4 (U.T.S. : 1000 N/mm ²)	
— Gear	16 MnCr 5 (U.T.S. : 1000 N/mm ²)	
Surface Hardness (HRC)	58-62	55-60

FIG. III-6

DRIVE-SHAFT WITH CONJUGATED CAMS AND GEAR

inductance up bonding

Handriek hooftdaandrijver
 kopijruifmachine

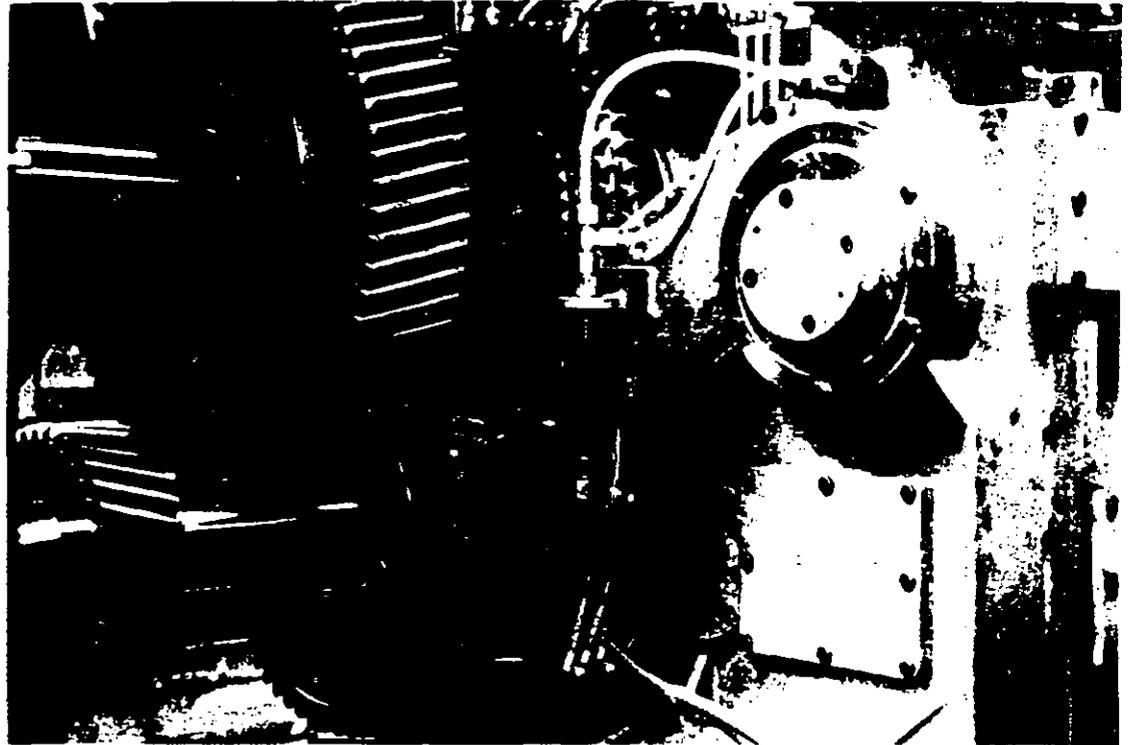


FIG. III-7



	OLD	NEW
Weight (kg)	49	39
Material	42 CrMo 4	ADI-1200
Tensile strength (N/mm ²)	min. 800	min. 1200
Yield strength (N/mm ²)	min. 550	min. 850
Elongation (%)	min. 13	min. 4
Surface Hardness (HRC)	50-55	35-38

FIG. III-8

GEAR OF MAIN DRIVE

Wormwheel



FIG. III-9

	OLD	NEW
Weight (kg)	42	33
Material	GGG 80	ADI-1200
Hardness (HB)	255	375

FIG. III-10

WORMWHEEL

↑
*ha korte
haji, steche
stipage*

↑
*behe
air. haw
Hij, kay. iban. (hand
...)*

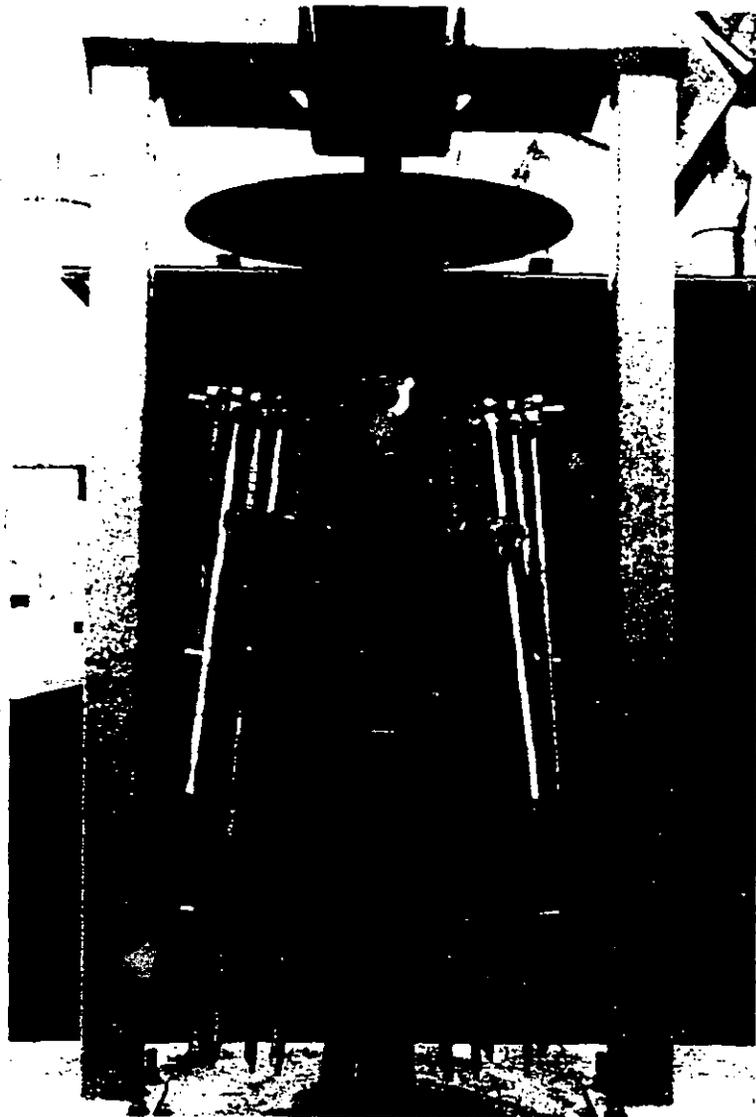


FIG. III-11

*festel om
thermische
Behandlung*

↑ tapijk



FIG. III-12

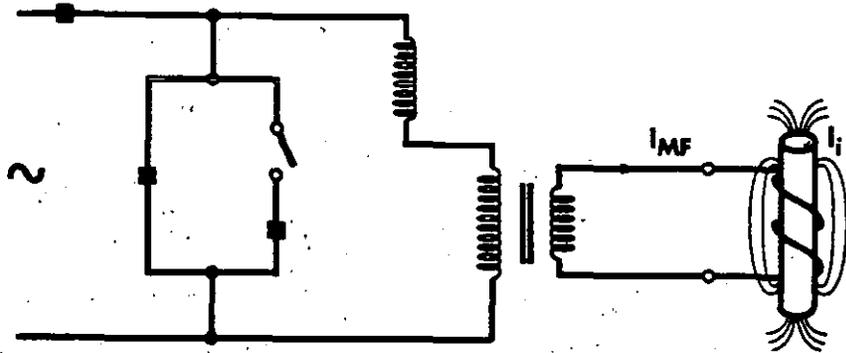


FIG. IV-1

PRINCIPLE OF INDUCTION HARDENING

[mm]

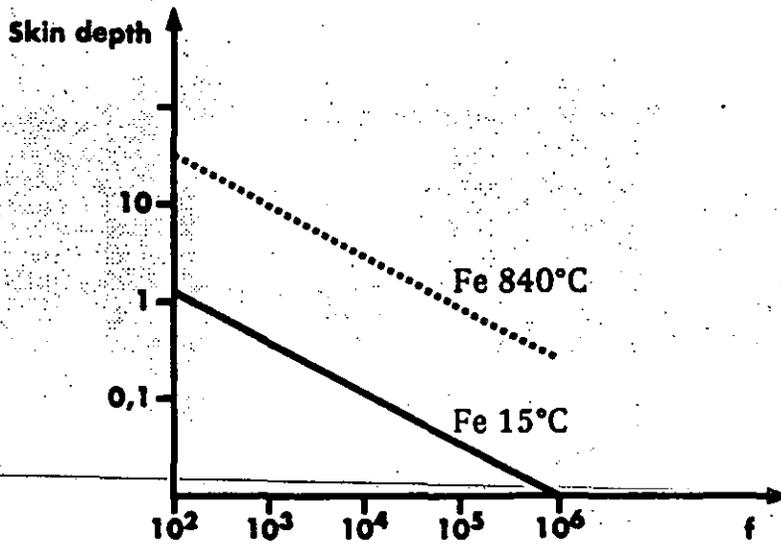


FIG. IV-2

SKIN DEPTH IN FUNCTION OF FREQUENCY OF THE INDUCTION CURRENT (LOGARITHMIC SCALE)

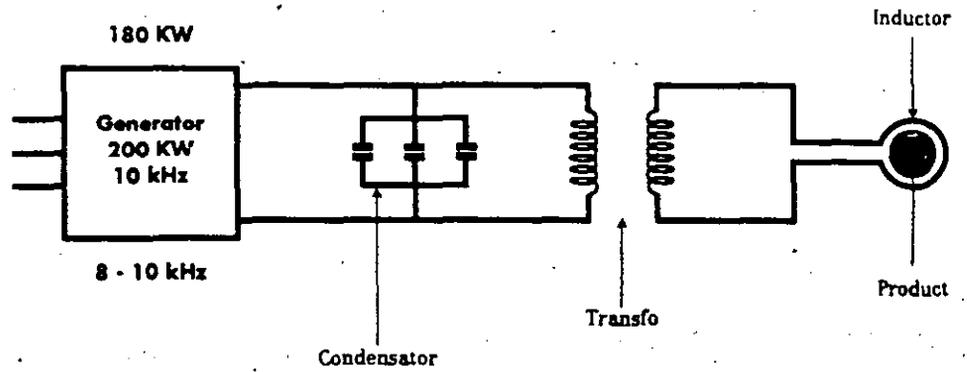


FIG. IV-3 INDUCTION BY MF-GENERATOR

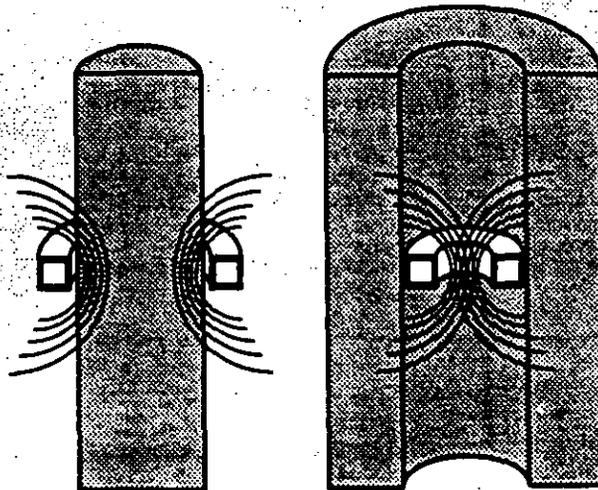


FIG. IV-4 ID- AND OD- INDUCTOR

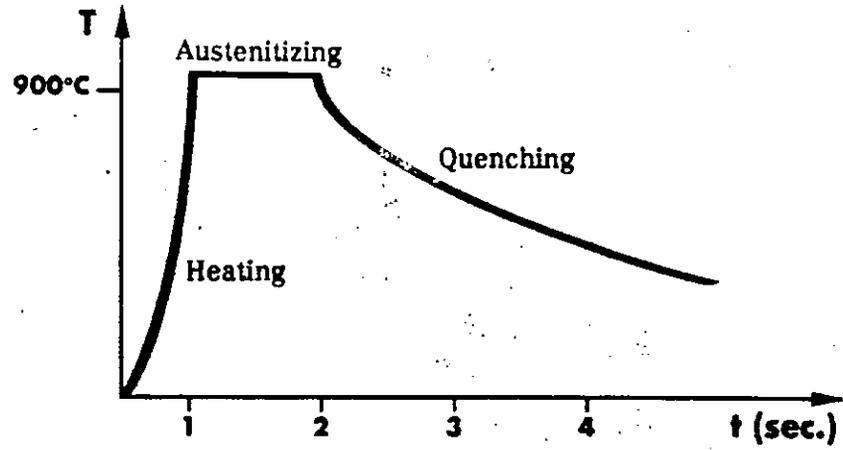


FIG. IV-5

HEAT TREATMENT CYCLE OF INDUCTION HARDENING

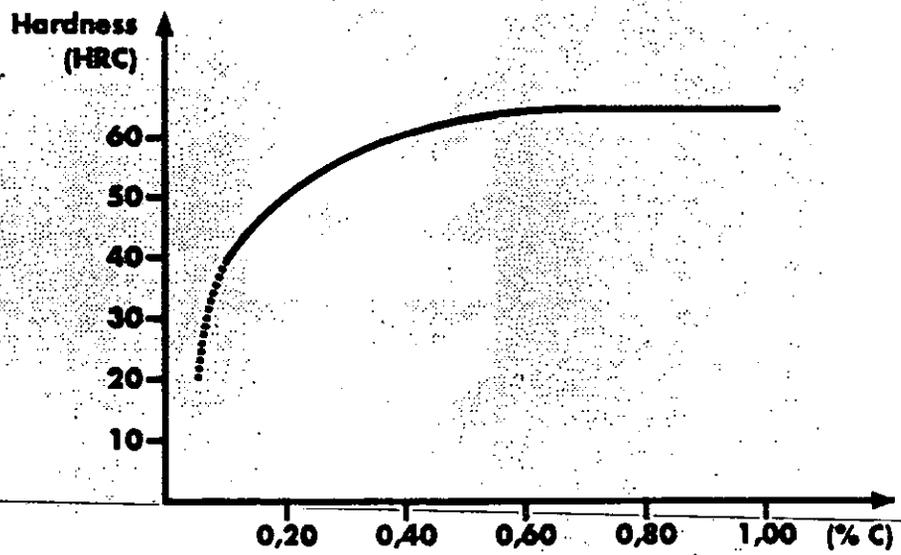


FIG. IV-6

RELATION BETWEEN HARDNESS AND CARBON CONTENT

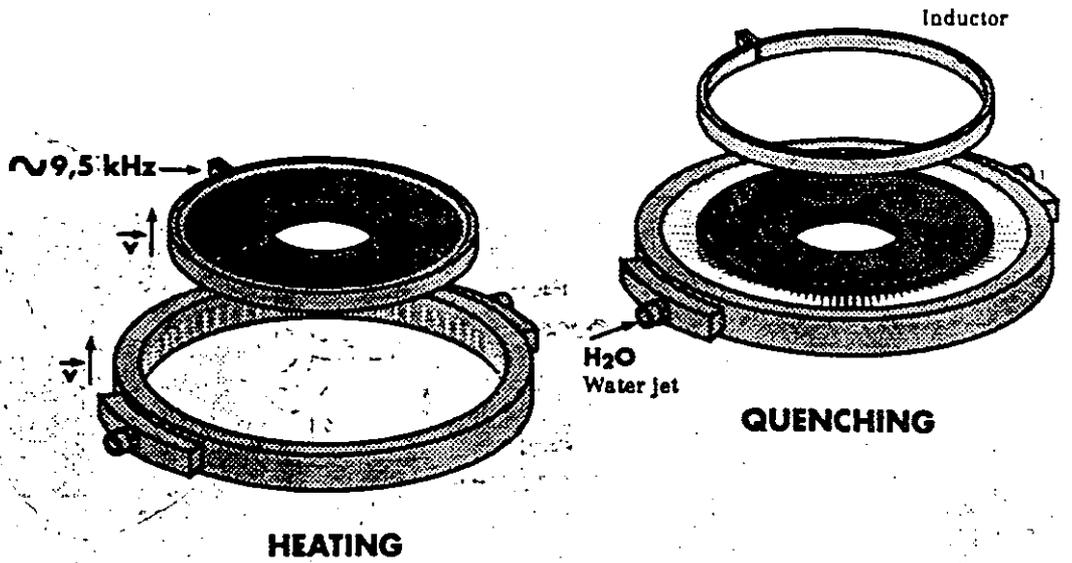


FIG. IV-7 SINGLE SHOT HARDENING

single shot hardening

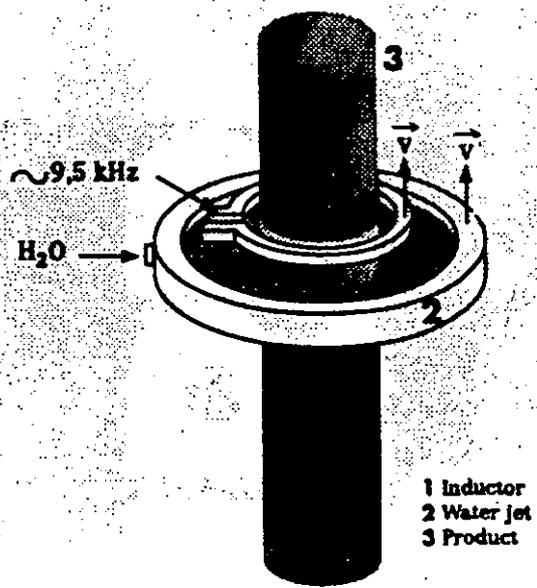


FIG. IV-8 PROGRESSIVE SHAFT HARDENING

