

CNEA-AC 67/85

PMTM/A-73

REPUBLICA ARGENTINA
COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA
Dependiente de la Presidencia de la Nación
GERENCIA DE DESARROLLO

04,85,26

ACEROS

Capítulos del 1 al 7

Buenos Aires

1985

PRESENTACION:

Un curso sobre aceros puede ser enfocado de diversas maneras, según se aborde el tema considerando el metal en estado líquido o sólido. En este apunte se dejan de lado los aspectos físico-químicos de la elaboración líquida del acero para centrar el estudio en la Metalurgia física del mismo.

El objetivo fundamental, en consecuencia, es brindarles a los alumnos del curso un panorama sobre las características y propiedades de los aceros y sus aleaciones.

El material seleccionado corresponde principalmente a los siguientes textos:

- "THE STRUCTURE OF ALLOYS OF IRON" - Hume - Rothery.
- "STEELS MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES" - Honeycombe
- "TRANSFORMATIONS IN METALS" - Shewmon.
- "TRATAMIENTOS TERMICOS DE LOS ACEROS" - Apraiz Barreiro.

También se utilizó, como referencia, el apunte correspondiente a este mismo módulo de años anteriores:

- "Temas de Aceros" - HEY.

La selección y coordinación de los temas tratados fue responsabilidad de C.A. ANDREONE y J. RUZZANTE.

En la redacción de este apunte intervinieron las siguientes personas: S. MURO, A. MURUT, R. PIOTRKOWSKI, E. ITURBE, R. VERSACI, P. ALVAREZ, E. RODRIGUEZ, N. BADINO, M. ORTIZ, E. PASCUALINI, G. CARFI quienes agradecen en sumo grado a Stella M. ALVAREZ por el tipeado del presente apunte.

BUENOS AIRES, 5 de Septiembre de 1985.

I N D I C E

CAPITULO I

ESTRUCTURAS CRISTALINAS DEL HIERRO:

- 1.1. Introducción
- 1.2. Fe- α bcc
- 1.3. Fe- δ bcc
- 1.4. Fe- γ fcc

CAPITULO II

ELEMENTOS INTERSTICIALES Y EL BORO EN EL HIERRO:

- 2.1. Introducción
- 2.2. El Sistema Hierro - Carbono
- 2.3. El Sistema Hierro - Nitrógeno
- 2.4. Sistema Hierro - Boro
- 2.5. Sistema Hierro - Hidrógeno
- 2.6. Sistema Hierro - Oxígeno
- 2.7. Difusión de solutos en Fe.

CAPITULO III

SISTEMA HIERRO - CARBONO:

- 3.1. Diagrama de Equilibrio Hierro - Carbono
- 3.2. Transformación Austenita - Ferrita
- 3.3. La Reacción Austenita - Perlita.
 - 3.3.a. Morfología de la Perlita
 - 3.3.b. Cinética de la Formación de la Perlita.
 - 3.3.c. El Proceso Controlante de la Cinética.

CAPITULO IV

TRATAMIENTOS TERMICOS DE LOS ACEROS:

4.1. Tratamientos térmicos más usados.

- 4.1.1. Recocido.
- 4.1.2. Normalizado.
- 4.1.3. Temple y Revenido.
- 4.1.4. Tratamientos Isotérmicos.
- 4.1.5. Austempering.
- 4.1.6. Martempering.
- 4.1.7. Recocido Isotérmico.
- 4.1.8. Temple Superficial.
- 4.1.9. Tratamientos Termoquímicos.

4.2. Constituyentes Microscópicos de los Aceros.

- 4.2.1. Ferrita.
- 4.2.2. Cementita.
- 4.2.3. Perlita.
- 4.2.4. Austenita.
- 4.2.5. Martensita.
- 4.2.6. Bainita.
- 4.2.7. Carburos.
- 4.2.8. Inclusiones no Metálicas.

4.3. Diagramas Temperatura-Tiempo-Transformación.

- 4.3.1. Transformación Isotérmica de la Austenita en un Acero Eutectoide.
- 4.3.2. Acero Hipo e Hipereutectoide.
- 4.4. Constituyentes microscópicos que aparecen en las transformaciones Isotérmicas de la Austenita.
 - 4.4.1. Zona Superior.
 - 4.4.2. Zona Intermedia.
 - 4.4.3. Zona Inferior.
- 4.5. Factores que modifican el diagrama de las transformaciones Isotérmicas de la Austenita.

- 4.6. Diferentes Curvas de Transformación.
- 4.7. Curvas de Enfriamiento continuo y sus aplicaciones.
- 4.8. Influencia de diversos factores en el temple de los aceros.
 - 4.8.1. Influencia de la composición.
 - 4.8.2. Influencia del tamaño de grano
 - 4.8.3. Influencia del tamaño de las piezas.
 - 4.8.4. Influencia del medio de enfriamiento.
- 4.9. Características de los procesos de enfriamiento en el temple de los aceros.
 - 4.9.1. Elección del medio de temple.
- 4.10. Templabilidad.
- 4.11. Uso de los T.T.T. y C.C.T.
- 4.12. Ensayo de templabilidad.
- 4.13. Efecto del tamaño de grano y de la composición química.
- 4.14. Ensayo Jominy y diagramas CCT.
- 4.15. Templabilidad y Tratamiento térmico.
- 4.16. Tensiones y Roturas en el Templado.
- 4.17. Martempering.

CAPITULO V

ELEMENTOS DE ALEACION EN ACEROS:

- 5.1. Efectos del tamaño atómico.
- 5.2. Factor Electroquímico.
- 5.3. Concentración electrónica.
- 5.4. Efecto de los aleantes en aleaciones de Fe-C.
- 5.5. El efecto de los elementos aleantes sobre la cinética de la transformación γ / α .
- 5.6. Cambios estructurales producidos por el agregado de aleantes.
 - 5.6.1. Ferrita/Carburos complejos.
 - 5.6.2. Fibras y placas de carburos complejos.

5.6.3. Precipitación en interfases.

5.6.4. Nucleación en ferrita sobresaturada.

CAPITULO VI

TRANSFORMACION MARTENSITICA:

6.1. Introducción.

6.2. Características de la reacción martensítica.

6.3. Cinética de nucleación y crecimiento.

6.4. Estructura cristalina de la martensita.

6.5. Morfología de la martensita en los aceros.

6.5.1. Martensita de bajo carbono.

6.5.2. Martensita de medio carbono.

6.5.3. Martensita de alto carbono.

6.6. Efecto de los elementos de aleación.

6.7. Estabilización de la austenita.

6.8. Endurecimiento martensítico.

CAPITULO VII

TRANSFORMACION BAINITICA:

7 1. Introducción.

7.2. Bainita superior.

7.3. Bainita inferior.

7.4. Formación de la bainita.

7.5. Influencia de los elementos de aleación.

CAPITULO I

ESTRUCTURAS CRISTALINAS DEL HIERRO

1.1. INTRODUCCION:

El hierro puro existe en dos formas cristalinas, una cúbica centrada en el cuerpo (bcc) (hierro- α , ferrita) que permanece estable desde bajas temperaturas hasta 910°C (el punto A₃). A esta temperatura se produce la transformación a la fase cúbica centrada en las caras (fcc) (hierro- γ , austenita). El hierro- γ es estable hasta 1.390°C, el punto A₄, donde vuelve a transformar a la forma bcc (hierro- δ) que permanece estable hasta el punto de fusión a 1.536°C.

La geometría detallada de la celda unitaria de los cristales de Fe- α y Fe- γ es particularmente relevante para, por ejemplo, la solubilidad en las dos fases de elementos no metálicos tales como el carbono y el nitrógeno, la difusividad de elementos aleantes a temperaturas elevadas y el comportamiento general en la deformación plástica.

1.2. Fe- α bcc:

La celda unitaria de la estructura bcc puede verse en la figura 1.1. En esta estructura no hay planos compactos. El número de coordinación es ocho y cada átomo tiene sus ocho primeros vecinos a una distancia $a\sqrt{3}/2 = 0,247737 \text{ nm}$. y seis segundos vecinos a una distancia $a = 0,28605 \text{ nm}$. donde a es el lado de la celda unitaria.

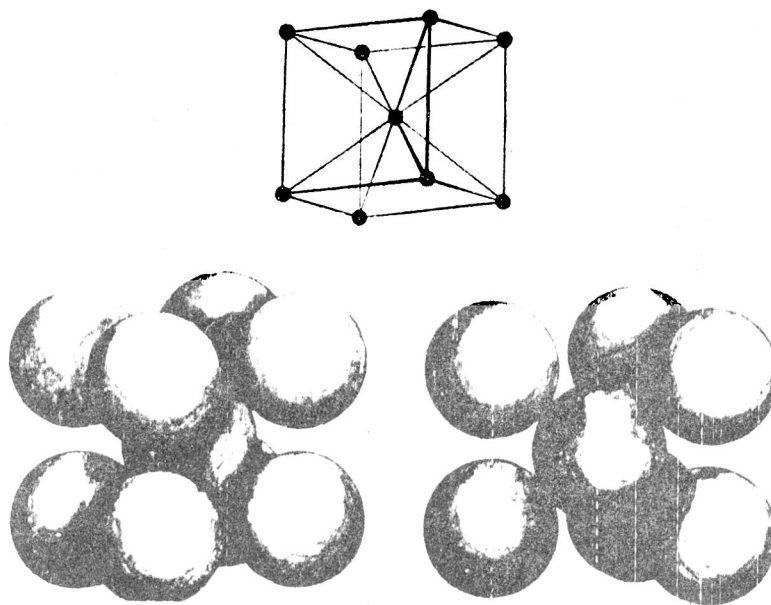


Fig. 1.1. - ESTRUCTURA CUBICA CENTRADA EN EL CUERPO

En la estructura bcc cada átomo pertenece a cuatro filas compactas que son las diagonales del cubo (direcciones $\langle 111 \rangle$). Cada una de estas direcciones compactas pertenece un número de planos de los cuales los más importantes, desde el punto de vista de la deformación del cristal, son los $\{110\}$, $\{123\}$ y $\{112\}$. La condición para que un plano de índices (hkl) pertenezca a un eje de zona de índices $[xyz]$ es

$$xh + yk + zl = 0$$

La diagonal del cubo que pertenece a los planos (011) , (123) y (112) es entonces la $[11\bar{1}]$. En la figura 1.2. se puede observar las orientaciones relativas de estos planos.

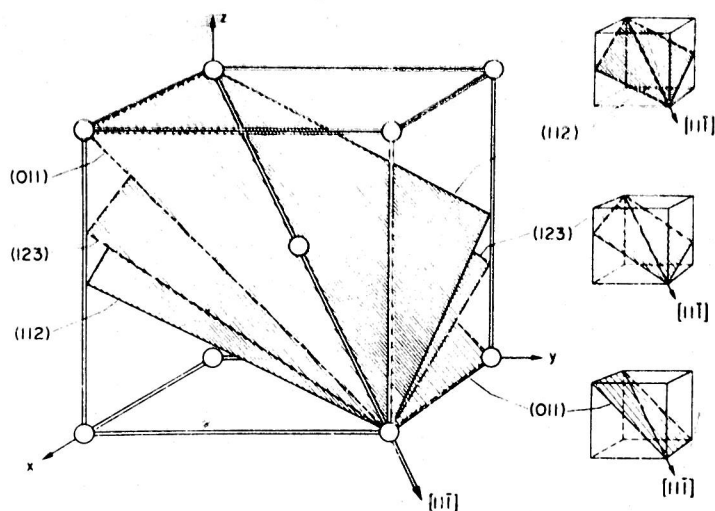


FIG. 1.2. ORIENTACIONES DE LOS PLANOS $\{110\}$, $\{112\}$ y $\{123\}$ en un cristal cúbico.

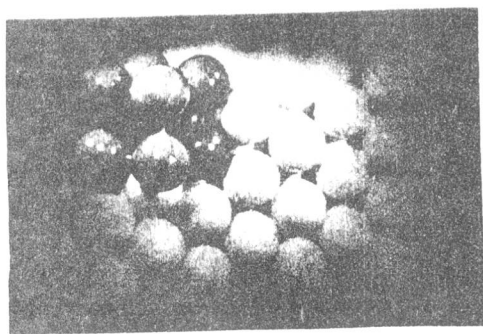


Fig. 1.3. - PLANOS $\{110\}$ DE UNA ESTRUCTURA bcc.

La figura 1.3. muestra el arrreglo de los átomos en el plano $\{110\}$ que es el plano más compacto en esta estructura. En este plano cada átomo está rodeado por seis vecinos de los cuales cuatro lo están tocando y dos están levemente separados. Moviéndose en la dirección perpendicular al plano $\{110\}$ el tercer plano tiene

los átomos en las mismas posiciones que el primero, es decir los planos $\{110\}$ tienen una secuencia ABAB.

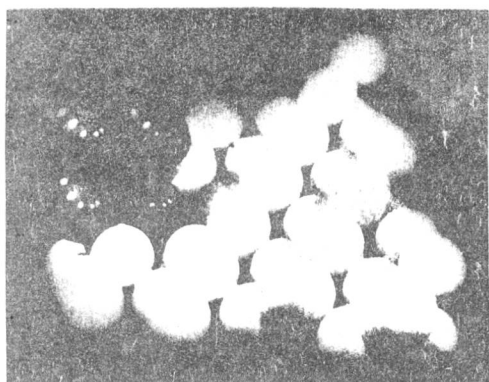


FIG. 1.4. - PLANO 112 DE LA ESTRUCTURA bcc.

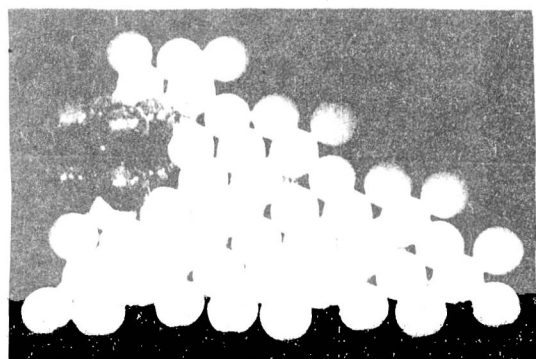


FIG. 1.5. PLANO 123 DE LA ESTRUCTURA bcc.

Los intersticios mayores en la estructura bcc son los tetraedrales. Están ubicados en el centro de un tetraedro distorsionado definido por dos átomos en los vértices y dos átomos correspondientes a los centros de dos celdas adyacentes (Fig. 1.6). En el modelo

En las figuras 1.4 y 1.5. se ve la distribución atómica de los planos $\{112\}$ y $\{123\}$ en la estructura b.c.c. mientras que los planos $\{110\}$ tienen dos conjuntos de filas compactas, cada plano de la forma $\{112\}$ o $\{123\}$ tienen un solo conjunto. La deformación plástica de monocristales de Fe - α tiene lugar por deslizamiento paralelo a una fila compacta de átomos, pero el o los planos de deslizamiento involucrados varían con las condiciones particulares.

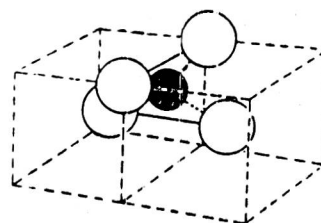


FIG. 1.6. - INTERSTICIO TETRAEDRO EN LA ESTRUCTURA bcc

de esferas rígidas de radio R , las esferas que pueden ubicarse en estos intersticios son de radio $0.291 R = 0,036 \text{ nm}$. para el $\text{Fe} - \alpha$. En cambio los intersticios octaédricos son más pequeños que los anteriores puesto que el radio máximo de la mayor esfera que pueden contener es $0,154 R = 0,019 \text{ nm}$. para $\text{Fe} - \alpha$.

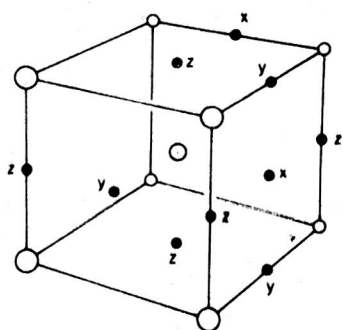


FIG. 1.7. - INTERSTICIOS OCTA-
HEDRALES EN LA ESTRUCTURA bcc.

La ubicación de los sitios intersticiales octaédricos en la celda cúbica se muestra en la Fig. 1.7. en las posiciones x y z . Comparando con la Fig. 1.3. se ve que los sitios octaédricos corresponden a la pequeña separación entre las esferas en el plano $\{110\}$.

Aunque estos sitios son relativamente pequeños se puede ver que si contienen un

átomo intersticial de radio levemente mayor que el del intersticio, la deformación involucra principalmente el desplazamiento de solamente dos (2) átomos vecinos, mientras que para un átomo intersticial ubicado en un sitio tetraédrico, de radio mayor, es necesario el desplazamiento de cuatro (4) átomos (Ver Fig. 1.6.). Esta es la razón por la cual los átomos intersticiales de las soluciones sólidas de $\text{Fe} - \alpha$ se ubican preferentemente en los sitios octaédricos.

Como se ve en la Fig. 1.7., los sitios octaédricos se pueden agrupar en tres conjuntos tales que un estiramiento de la celda paralelo a una arista provoca un agrandamiento de los intersticios pertenecientes a uno de los conjuntos. Por ejemplo si a la celda se le aplica una tensión alternada en la dirección x , los sitios octaédricos ubicados en las posiciones x se agrandan y se achican alternativamente. Esto es de gran importancia, en las aleaciones con solutos intersticiales, en los fenómenos de fricción interna.

1.3. - Fe δ bcc:

Las características geométricas del Fe - δ b.c.c. son similares a las del Fe - α . El parámetro de red del Fe - δ es un poco mayor que el que se esperaría de una extrapolación de la curva parámetro de red vs. temperatura en el Fe - α . El hecho de que en algunas aleaciones de Fe el diagrama de equilibrio es tal que las dos fases α y δ se juntan, formando un campo continuo, demuestra que las dos modificaciones estructurales son esencialmente iguales.

1.4. - Fe - γ - f.c.c.:

La celda unitaria de la estructura fcc se ve en la Fig. 1.8. y en la Fig. 1.9. se muestra la estructura de acuerdo con el modelo de esferas rígidas. Esta es una estructura compacta donde en los planos compactos $\{111\}$ cada átomo está rodeado por seis primeros vecinos en el mismo plano y por tres en cada uno de los planos inmediato superior e inmediato inferior. Hay cuatro conjuntos de planos compactos cada uno de los cuales contiene tres direcciones compactas $\langle 110 \rangle$ y la deformación plástica ocurre por deslizamiento en los planos compactos en una dirección paralela a las direcciones compactas.

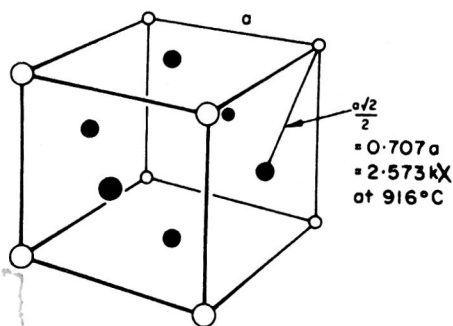


Fig. 1.8. - CELDA UNITARIA
DE LA ESTRUCTURA fcc.

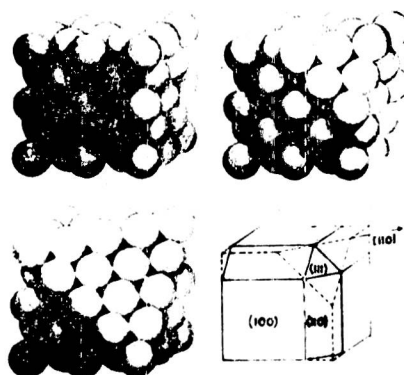


Fig. 1.9. - ESTRUCTURA fcc

En la estructura fcc cada átomo tiene sus doce primeros vecinos a una distancia a $\sqrt{2}/2$, donde a es el lado de la celda, y los segundos vecinos a una distancia a.

Considerando el modelo de esferas rígidas de radio R, los intersticios octaédricos, ubicados en el centro del cubo, en el centro de las aristas, tienen un radio de 0,41 R (ver Fig. 1.10). Los intersticios tetraédricos, de menor tamaño, están situados sobre las diagonales de la celda a una distancia $\sqrt{3}/4$ a de los vértices de la misma (Fig. 1.11). El radio de los mismos es 0,225 R. Como se ve a pesar de que la fase fcc es más compacta que la bcc los intersticios de la primera son mayores que los de la segunda. Esta diferencia de tamaño en los intersticios se traduce en una mayor solubilidad del C, el N y el H en la austenita que en la ferrita.

Otro punto importante de resaltar es que, a una temperatura dada, la difusión de solutos tanto sustitucionales como intersticiales ocurre mucho más rápidamente en la ferrita que en la austenita. Esto es consecuencia de que la estructura bcc es menos compacta que la fcc y permite un pasaje más fácil de vacancias y átomos de soluto asociados a través de la misma.

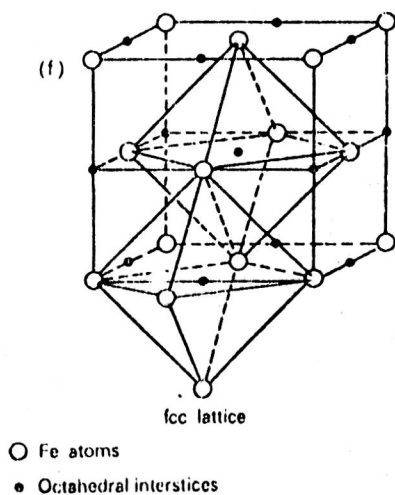


Fig. 1.10

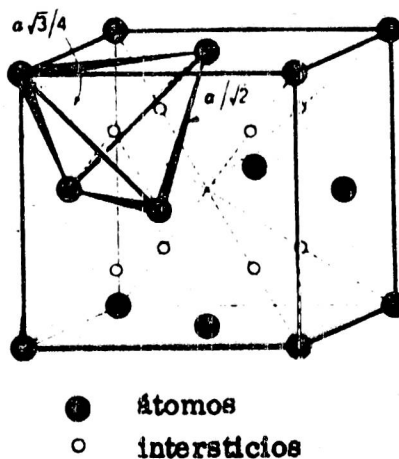


Fig. 1.11

CAPITULO II

ELEMENTOS INTERSTICIALES Y EL BORO EN EL HIERRO.

2.1. INTRODUCCION:

Entre los elementos que forman solución sólida intersticial en el hierro figuran: hidrógeno, helio, boro, carbono, nitrógeno y oxígeno.

En cuanto al boro todavía no se ha establecido si forma solución sólida intersticial o sustitucional.

El hidrógeno es el elemento con menor radio iónico y atómico y probablemente entra en los espacios tetraedrales en la red de la austenita. El boro en cambio tiene un diámetro atómico demasiado grande para la formación de solución sólida intersticial pero también demasiado pequeño como para formar solución sólida sustitucional.

En cuanto al carbono y nitrógeno la relación de radios atómicos con respecto al hierro es 0,61 y 0,59 respectivamente. Son más grandes que los que corresponden a pequeñas esferas en los intersticios octaedrales de la red del tipo cúbico de cara centrada. Ambos, carbón y nitrógeno, forman solución sólida en austenita y expanden la red en la misma proporción.

El radio covalente del oxígeno es el mismo que el del nitrógeno, pero la solubilidad en solución sólida del oxígeno en el hierro es muy pequeña, teniendo en cuenta la gran facilidad para formar óxidos estables a expensas de la solución sólida debido a su carácter electronegativo. Este carácter se manifiesta también en un tamaño de radio atómico demasiado grande si se considera que en la red de hierro el oxígeno existe como ion O^{2-} .

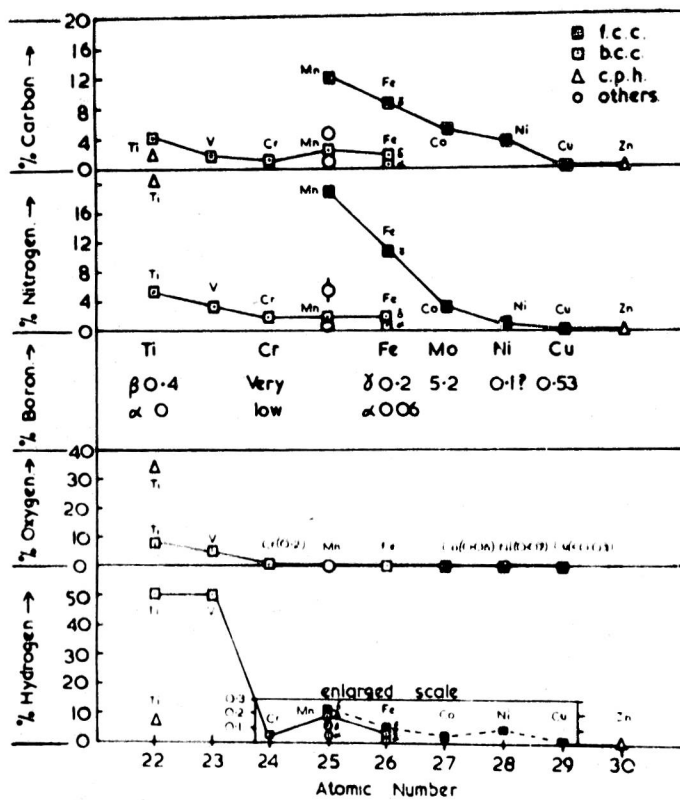


FIG. 2.1. - SOLUBILIDADES MAXIMAS DE ELEMENTOS INTERSTICIALES EN METALES DE TRANSICION DE LA PRIMERA FILA.

En la Fig. 2.1. se muestra la máxima solubilidad de elementos intersticiales en metales de transición de la primera serie. En todos los casos, la máxima solubilidad, es mayor en fcc que en bcc, esto está de acuerdo con el tamaño de los intersticios en las dos estructuras. En solución sólida es probable que el tipo de unión entre el átomo metálico y el carbono o nitrógeno sea covalente.

Cuando átomos de carbono y/o nitrógeno se disuelve en ferrita se producen picos de fricción interna característicos. En la Fig. 2.2. se observa curvas de fricción interna en probetas con diferentes tratamientos. Mediante estas curvas se puede determinar la solubilidad del carbono y nitrógeno.

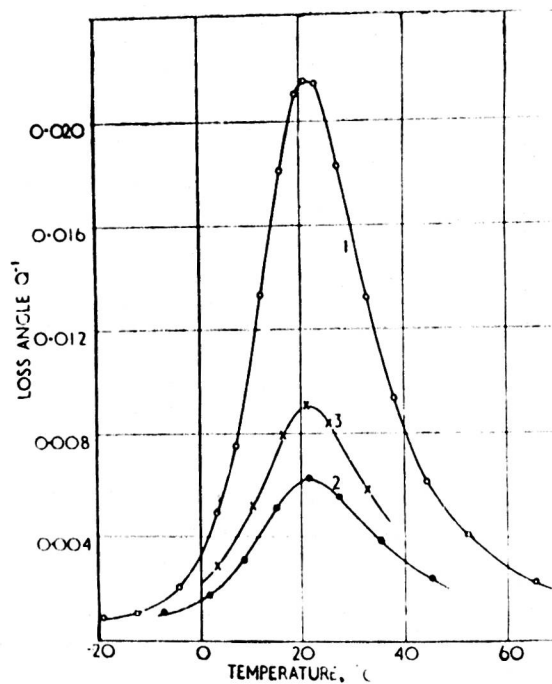


FIG. 2.2. - PICOS DE FRICCIÓN INTERNA DE UN ALAMBRE DE Fe. (1) DESPUES DE CARGAR EN N; (2) 15 min. A 600°C EN H Y TEMPLADO EN AGUA; (3) HOMOGENEIZACION A 500°C EN N Y TEMPLADO EN AGUA.

En probetas de tamaño de grano grande, este método es satisfactorio. La altura del pico de fricción interna es proporcional a la concentración de átomos de carbono móviles en la red. La curva de solubilidad sólida puede determinarse mediante este método, en probetas templadas desde diferentes temperaturas. Cuando la probeta presente granos pequeños de pico de fricción interna no siempre corresponde con la verdadera solubilidad del carbono en el hierro α . Debido a que algunos átomos difunden preferencialmente a los bordes de grano restando carbono de la matriz. El mismo efecto se produce cuando se precipita gran cantidad de carburos pequeños, las interfases carburo-hierro son zonas preferenciales, para la difusión de los átomos de carbono. Cuando se utiliza este mé

todo debe tenerse presente los carburos estables y metaestables.

2.2. EL SISTEMA HIERRO- CARBONO :

En condiciones de equilibrio termodinámico, las fases presentes en aleaciones puras hierro-carbono, son soluciones sólidas de carbono en hierro α y γ en equilibrio con grafito puro, que está presente cuando se excede el límite de solubilidad. Además de este sistema estable, la estructura de la aleación se complica por la existencia de varios carburos metaestables de hierro. Entre estas la cementita, Fe_3C , es tan estable que persiste sin cambios por tiempo ilimitado a baja temperatura y, para entender la estructura de los aceros, es necesario considerar el sistema metaestable hierro-cementita.

Si bien la cementita cristaliza en un sistema ortorrómbico, por la disposición de los átomos de hierro, puede ser asociada a una forma distorsionada de estructura hcp. Los átomos de C están en intersticios entre los átomos de Fe y el arreglo es tal que cada átomo de C tiene seis (6) átomos de hierro vecinos en los vértices de un prisma triangular ligeramente distorsionado.

La cementita es ferromagnética con una temperatura CURIE de 215°C . Esta temperatura se ve afectada por la presencia de elementos que entran en solución sólida. A veces, más de un punto CURIE puede ser encontrado en aleaciones comerciales, donde la cementita contiene diferentes proporciones de elementos disueltos.

Otro carburo menos estable que la cementita es el carburo ϵ , de estructura hcp y cuya composición química varía entre Fe_2C y Fe_3C . Este compuesto es similar al nitruro de hierro- ϵ por lo que es posible, mediante tratamientos térmicos en aceros que contienen C y N en solución, preparar carbonitru

ros de hierro- ϵ en las cuales los átomos de Fe están ordenados en una estructura hcp con átomos de C y N en los sitios intersticiales.

El carburo- ϵ es ferromagnético con un punto CURIE que ha sido estimado entre los 400 y 450°C.

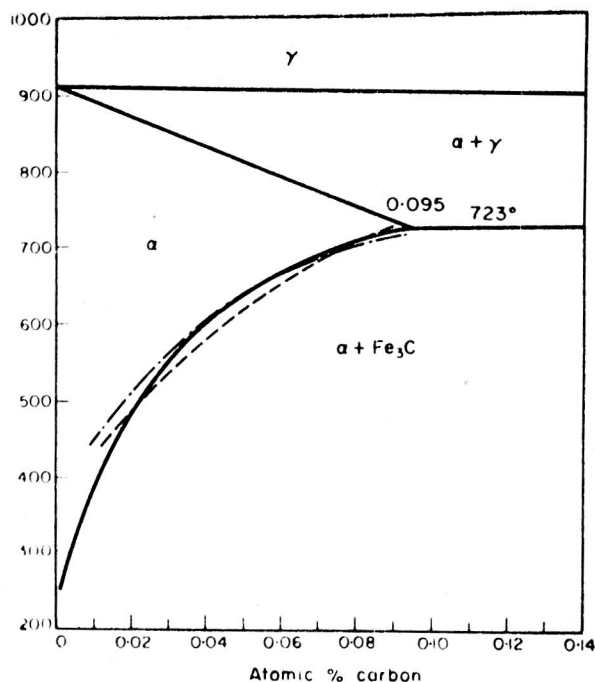


Fig. 2.3. LA SOLUBILIDAD DE C EN Fe α .

La solubilidad de carbono en ferrita, en el sistema metaestable hierro-cementita, se muestra en la Fig. 2.3. A la temperatura eutectoide (723°C), esta es máxima siendo del orden de 0,095 % at. igual a 0,02% de C en peso. A bajas temperaturas la solubilidad es muy pequeña y existen discrepancias en las determinaciones, debidas fundamentalmente a que, a bajas temperaturas el precipitado inicial no es necesariamente la cementita sino un percarburo de hierro (Fe_2C) o el carburo- ϵ .

La curva metaestable de solubilidad puede ser representada adecuadamente como:

$$(C \% \text{ at}) = 12 \exp \left(\frac{-9700}{R T} \right)$$

El carbono, de una manera similar al nitrógeno y al hidrógeno, puede encontrarse en un estado de agregación intermedia no ya como precipitado, sino como segregado en bordes de grano, dislocaciones y otras regiones desordenadas de la red. Esto introduce otra indeterminación en las medidas de pequeñas solubilidades a bajas temperaturas, las que pueden variar entonces según el grado de perfección del cristal.

La solubilidad de intersticiales en los aceros tienen una gran importancia ya que pueden causar fenómenos de endurecimiento, inestabilidad plástica y pérdidas de ductilidad.

En el hierro el carbono es mucho más soluble. A la temperatura eutectoidea es de 3,61 % at. llegando a 8,91 % at a la temperatura eutéctica (1147°C).

La diferencia de solubilidad de C en Fe - γ respecto de Fe - α juega un rol fundamental en aleaciones enfriadas rápidamente desde la estructura γ de alta temperatura: la imposibilidad de difusión deja atrapado al carbono en los sitios octaédricos de la estructura bcc, produciendo una distorsión tetragonal de la red, que da origen a la formación de la martensita. Dada la importancia de esta estructura en los aceros, el tema será desarrollado extensamente en el Capítulo 5.

2.3. EL SISTEMA HIERRO-NITROGENO:

Como ocurre en el sistema hierro-carbono, la relación de equilibrio del sistema hierro-nitrógeno es complicada, debido a la existencia de compuestos metaestables. El radio covalente del nitrógeno (0,074 nm) es apenas menor que el del car

bono y la solubilidad en ferrita y austenita es también levemente mayor. En la Fig. 2.4. se muestra la solubilidad del nitrógeno a 1 atm. de presión.

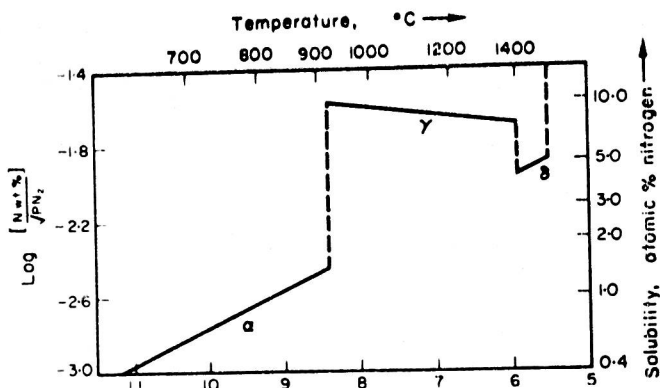


FIG. 2.4. - LA SOLUBILIDAD DE N EN Fe α , γ Y δ
BAJO PRESION DE 1 atm.

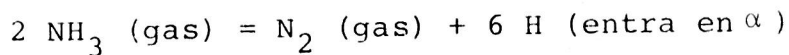
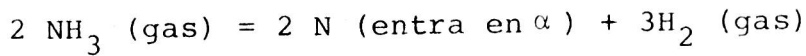
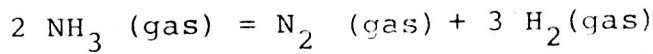
La solubilidad en hierro γ es mayor que en hierro α y δ , esto está de acuerdo al tamaño relativo de los intersticios. La solubilidad en γ disminuye con el aumento de la temperatura, no ocurre lo mismo en hierro α , δ y hierro líquido.

A una dada temperatura la solubilidad del nitrógeno en las diferentes estructuras es proporcional a $\sqrt{p}$, en donde p es la presión. Esto muestra que el nitrógeno se disuelve como átomos y no como moléculas diatómicas. La pequeña solubilidad del nitrógeno en contacto con el hierro a 1 atm. es debida a que la mayor parte del gas esta formado por moléculas diatómicas y una pequeña proporción se encuentra como átomos libres que son adsorbidos en la superficie.

Se puede facilitar la entrada de nitrógeno aumentando la presión o mediante un método químico, por ejemplo, por des

composición del amoníaco (NH_3).

Las reacciones propuestas por DARKEN que ocurren en la superficie del hierro en contacto con amoníaco son:



De estas sólo la 2ª reacción permite el ingreso de nitrógeno en hierro α . Por lo tanto la solubilidad de N en hierro α resulta proporcional a :

$$\left(\frac{p^2 (\text{NH}_3)}{p^3 (\text{H}_2)} \right)^{1/2}$$

El diagrama de equilibrio generalmente aceptado se muestra en la figura 2.5.

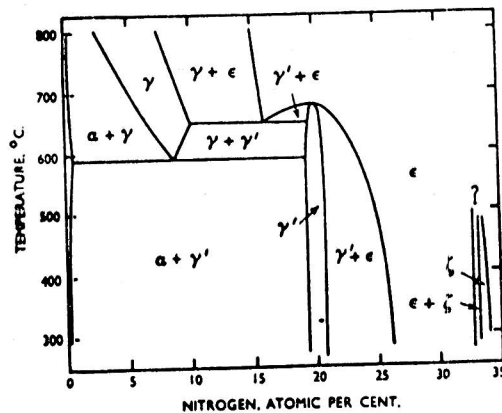


FIG. 2.5. CONSTITUCION DE ALEACIONES Fe-N

En realidad no es el verdadero diagrama de equilibrio, a 1 atm. de presión, pero muestra los límites de composición aproximada de las fases que se producen por la acción del amo

níaco sobre el hierro. La solubilidad máxima del nitrógeno en austenita alcanza un máximo alrededor del 10 % atómico. La distorsión en la red para un dado porcentaje atómico de nitrógeno es la misma que cuando el soluto es carbono.

El nitrógeno en la austenita a 590°C se forma un autectoide, que consiste en una mezcla de ferrita y fase γ' , que es un compuesto Fe_4N . Este nitruro presenta una estructura fcc como se muestra en la figura 2.6.

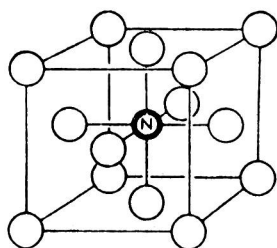


FIG. 2.6. - LA ESTRUCTURA DEL NITRURO DE $\text{Fe}\gamma'$ (Fe_4N)

La principal característica de la aleación Fe-N es el amplio rango de la fase ϵ (Fe_3N) en que el N ocupa los espacios intersticiales octoedrales en una red exagonal compacta. A 25 % atómico de N, la estructura ϵ - Fe_3N puede representarse como lo indica la figura 2.7.

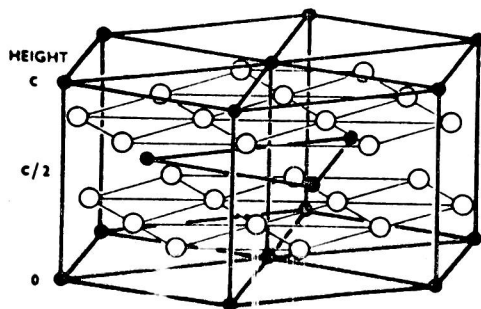


FIG. 2.7. - POSICIONES RELATIVAS DE LOS ATOMOS DE Fe Y N en $\text{Fe}_3\text{N} - \epsilon$.

Para alto contenido de nitrógeno se encuentra otro ordenamiento de la fase ϵ , cuyo contenido en nitrógeno se incrementa hasta formar el compuesto Fe_2N . La estructura es levemente distorciónada de hexagonal a octorrombica. Esta estructura se conoce como nitruro, análogo a carburo, y se ha detectado que es un producto intermedio no estable.

Al templar probetas con N en solución en la austenita se obtienen estructuras martensíticas análogas a las que se forman con el carbono en solución. El espaciado de la red martensítica es el mismo para una misma cantidad de soluto, ya sea carbono o nitrógeno.

Igualmente por templado se forma una fase intermedia Fe_8N , que también se conoce como α'' , cuya estructura es tetragonal de cuerpo centrado como se muestra en la figura 2.8. La fase α'' puede ser interpretada como una super red en una estructura martensítica.

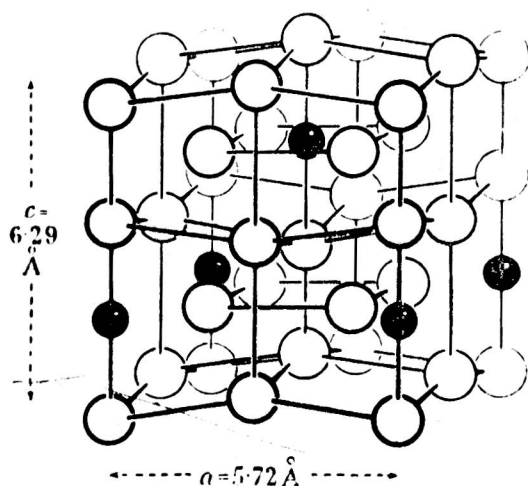


FIG. 2.8. - LA ESTRUCTURA DEL NITRURO
 $\alpha'' \text{Fe}_8\text{N}$

La figura 2.8 muestra como la distorsión producida por los átomos intersticiales se acomoda en la super red alternando en distancias cortas y largas los átomos de hierro. En esta estructura solo uno sobre 24 intersticios octaédricos se encuentran ocupados, lo que hace destacable la obtención de un orden completo con tan bajo porcentaje de solutos.

Se encuentra en la literatura una gran dispersión de datos respecto de la solubilidad del nitrógeno en el hierro. Algunas de estas diferencias puede deberse a la técnica experimental empleada, pero debe tenerse presente tres tipos de curvas de solubilidad del N en ferrita. Una referida al equilibrio entre ferrita y nitrógeno gaseoso. Otra curva de solubilidad referida al equilibrio entre ferrita y la fase γ' (Fe_4N) y otra curva de solubilidad referida al equilibrio entre ferrita y α'' (Fe_8N). En la figura 2.9. se muestran las curvas de solubilidad para los tres equilibrios.

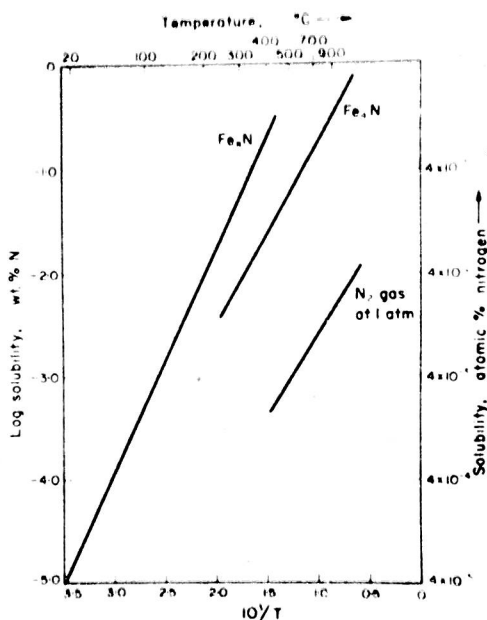


FIG. 2.9. - SOLUBILIDAD DEL NITROGENO
EN Fe α .

2.4. SISTEMA HIERRO-BORO:

El estudio del diagrama de equilibrio hierro - boro es difícil debido a que la solubilidad del boro en austenita y ferrita es muy baja. Este presenta dos compuestos, Fe_2B y FeB y sólo el primero que se presenta en aleaciones ricas en hierro.

El compuesto Fe_2B cristaliza en el sistema tetragonal de cuerpo centrado según se esquematiza en la Figura 2.10.

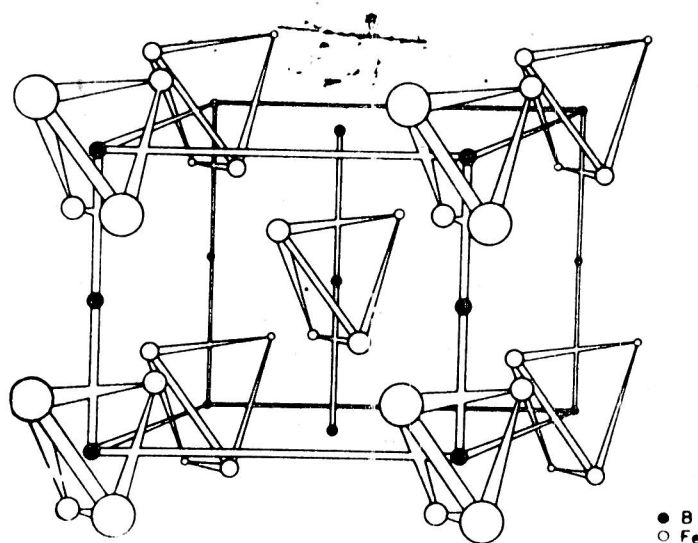


FIG. 2.10. - LA ESTRUCTURA DE Fe_2B

El diagrama de equilibrio se muestra en la figura 2.11.

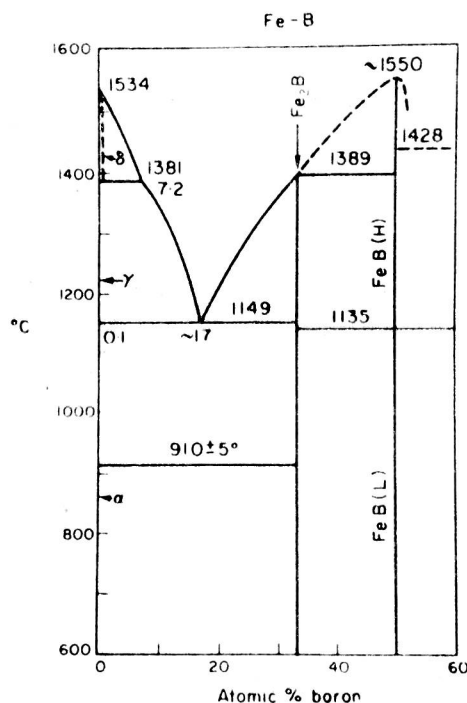


FIG. 2.11. - EL DIAGRAMA DE EQUILIBRIO DEL SISTEMA Fe-B (ES CONOCIDO SOLO APROXIMADAMENTE)

El punto A_3 de transformación del hierro disminuye por la presencia de boro y las probables relaciones de equilibrio según NICHOLSON se muestran en la figura 2.12.

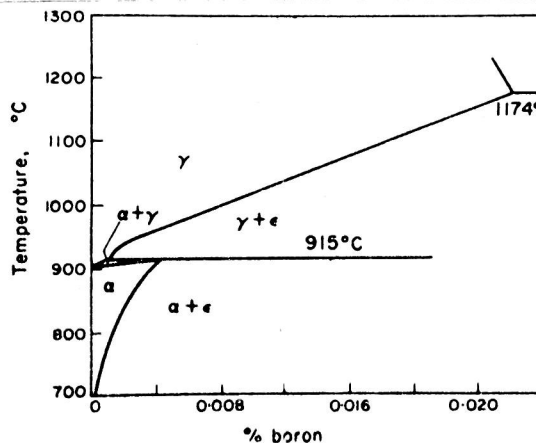


FIG. 2.12. FORMA SUGERIDA DEL DIAGRAMA DE EQUILIBRIO Fe-B EN LA REGIO DEL PUNTO A_3

El diagrama indica que la solubilidad del boro en hierro es mayor que en hierro en la región en que las dos curvas se aproximan. Esto no tendría que esperarse para solución sólida intersticial, sin embargo la evidencia hace pensar, que pueda tratarse de una solución sólida sustitucional. Esto estaría de acuerdo con los trabajos de SHEVELEV quién observó contracción de la red para la presencia de boro en solución.

A baja temperatura la solubilidad sólida del boro en hierro es pequeña, y es probable que la mayoría de los átomos de boro se encuentren en los límites de grano, dislocaciones, y otras imperfecciones, de la red del cristal.

2. 5.- SISTEMA HIERRO - HIDROGENO:

Al igual que el boro, la solubilidad del H en el hierro es muy baja. En condiciones normales el hidrógeno es más soluble en hierro γ que hierro α o δ y es muy soluble en hierro líquido. En la figura 2.13 se presentan datos de solubilidad obtenidos por GELLER y TAK-HO-SUN.

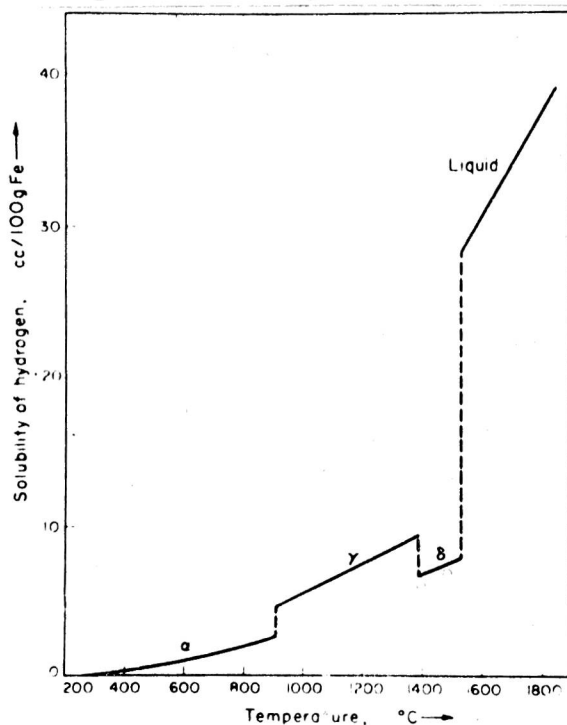


FIG. 2.13. - SOLUBILIDADES DE H EN DIFERENTES MODIFICACIONES DE Fe a 1 atm. PARA Fe LOS PUNTOS SON EXPERIMENTALES Y LA CURVA ES UNA EXTRAPOLACION DE LA CURVA PARA Fe α .

La cantidad de hidrógeno disuelto en solución sólida a una dada temperatura es proporcional a la raíz cuadrada de la presión. Esto indica que el hidrógeno es disuelto como átomo simple a partir del estado gaseoso:



A temperaturas ordinarias el gas hidrógeno está formado casi totalmente por moléculas y muy pocos átomos se encuentran disociados. Estos últimos son los que se encuentran en equilibrio, con el hidrógeno en solución sólida. El hierro puede ser cargado con grandes cantidades de hidrógeno, si éste se expone a hidrógeno nascente como en electrólisis y en este caso el exceso de hidrógeno difunde fuera del material cuando éste es retirado de la fuente de hidrógeno atómico.

El diagrama de equilibrio del sistema Fe-H a 1 atm. de presión se muestra en la figura 2.14.

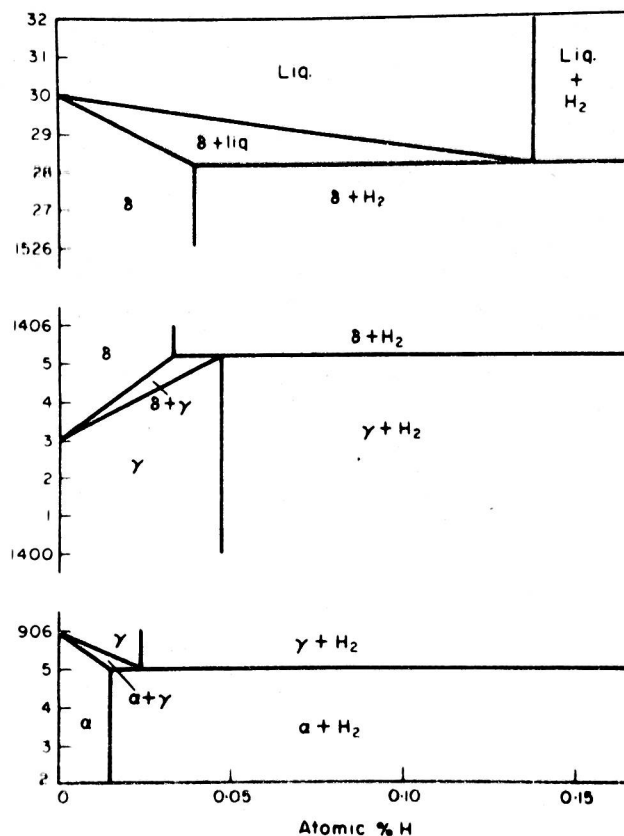


FIG. 2.14. - FORMA SUGERIDA DEL DIAGRAMA DE EQUILIBRIO Fe-H

La disolución del H en el hierro es endotérmica y no se forman hidruros estables.

En hierro Armco, deformada 3%, se encontró, luego de carga electroquímica, que esta absorbe una cantidad de hidrógeno de 40 cc/100 g. El mismo material, después de un recocido de poligonización absorbe solo 10 cc/100g. En hierro de alta pureza, obtenido mediante un proceso de fusión zonal esta absorbe sólo 5 cc/100 g. y luego de un tratamiento de poligonización se reduce a 3 cc/100 g. Esto indica que el hierro de alta pureza y con una elevada perfección de la estructura cristalina absorbe muy poco hidrógeno.

Dentro de las imperfecciones cristalinas susceptibles de atrapar hidrógeno además de las dislocaciones, deben considerarse las vacancias que son lo suficientemente grandes como para contener una molécula de H_2 . Es posible que dos átomos de hidrógeno difundan a una vacancia formando una molécula de H_2 que puede ser poco estable siendo disociada por vibraciones térmicas de los átomos circundantes. Si una segunda vacancia migra a la misma región y permite la formación de una molécula de H_2 se posibilita la formación o el inicio de la ampolla.

La presencia del hidrógeno en el acero es perjudicial porque conduce a fenómenos de fragilización y fisuración.

Estos efectos han sido atribuidos a la acumulación de hidrógeno en microfisuras, cavidades, arreglo de dislocaciones, etc.

2.6. SISTEMA HIERRO-OXIGENO:

El hierro reacciona con el oxígeno dando lugar a los siguientes compuestos FeO (WUSTITE) y Fe_3O_4 (magnetita), ambas reacciones son exotérmicas.

El diagrama de equilibrio se muestra en la figura 2.15.

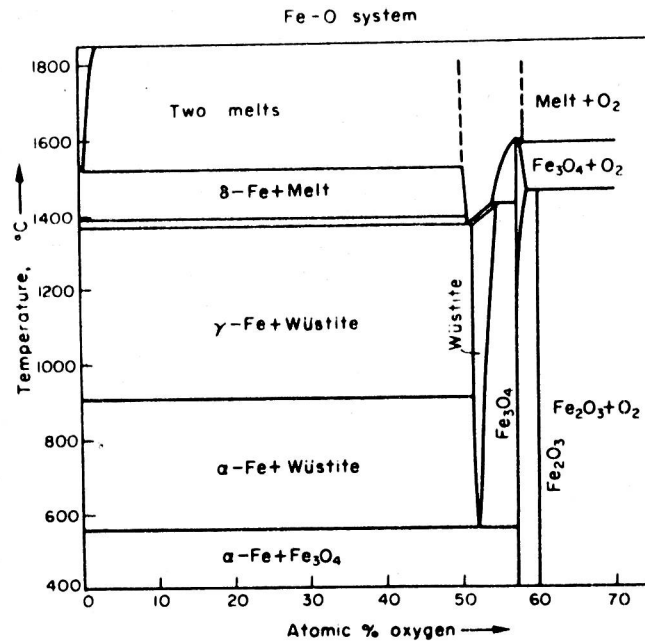


FIG. 2.15. DIAGRAMA DE EQUILIBRIO DEL SISTEMA Fe-O

El hierro y la Wüstite tienen un rango no misible en la fase líquida y es probable que en ese estado la curva energía libre-composición presente una copa como se aprecia en la Figura 2.16.

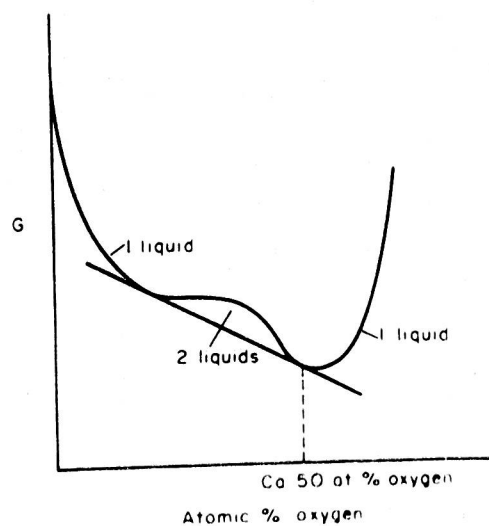


FIG. 2.16. FORMA SUGERIDA DE LA CURVA DE ENERGIA LIBRE VS. COMPOSICION EN LA REGION DE GAP DE MISCIBILIDAD EN EL SISTEMA FeO.

Bajo condiciones de equilibrio la wustite sufre una descomposición eutectoidea a 560°C en una mezcla de ferrita y Fe_3O_4 . En la mayoría de las aleaciones de hierro este cambio no tiene lugar a velocidades normales de enfriamiento y la wustite puede ser encontrada a velocidades de enfriamiento muy lentas o recocidos a bajas temperaturas.

La solubilidad del oxígeno en el acero es muy baja y los valores exactos dependen del grado de pureza del metal. En hierro muy puro la solubilidad es estimada entre 0,0003 y 0,0006% en peso (0,001 - 0,02% atómico).

La solubilidad se incrementa con el contenido de impurezas a valores de 0,03% en peso (0,1% atómico).

Es probable que la solubilidad del oxígeno en hierro α sea despreciable y las trazas de oxígeno presente estén asociados a límite de grano, dislocaciones y otras imperfecciones.

Sin embargo el oxígeno es soluble en hierro líquido y a la temperatura monotéctica de 1.523°C la solubilidad es de alrededor de 0,16 a 0,17% en peso (0,56 - 0,59% atómico).

2.7 DIFUSION DE SOLUTOS EN Fe:

El proceso de difusión es muy importante en relación a la estructura de aleaciones de Fe. Así, por ejemplo la disolución de una estructura peritética depende de la difusión, que ocurre bajo la influencia de un gradiente de composición; la formación de perlita a partir de austenita es un proceso controlado por la difusividad del carbono en Fe.

Una comparación de las difusividades de átomos intersticiales y sustitucionales, tanto en $\text{Fe } \alpha$ como en $\text{Fe } \gamma$, muestra que los átomos sustitucionales se mueven más lentamente, en varios órdenes de magnitud. Este hecho es importante en el análisis de fenómenos complejos en aceros aleados, pero la consecuencia más simple y directa es que los tratamientos de homogeneización destinados a eliminar gradientes de concentración de soluto necesitan ser mucho más prolongados y a mayor

temperatura cuando se trata de solutos sustitucionales (aleantes metálicos típicos). Cabe recordar que una rápida estimación de la distancia a lo largo de la cual la composición varía apreciablemente en un tratamiento térmico a temperatura T durante un tiempo t está dada por: $x = \sqrt{D(T) t}$

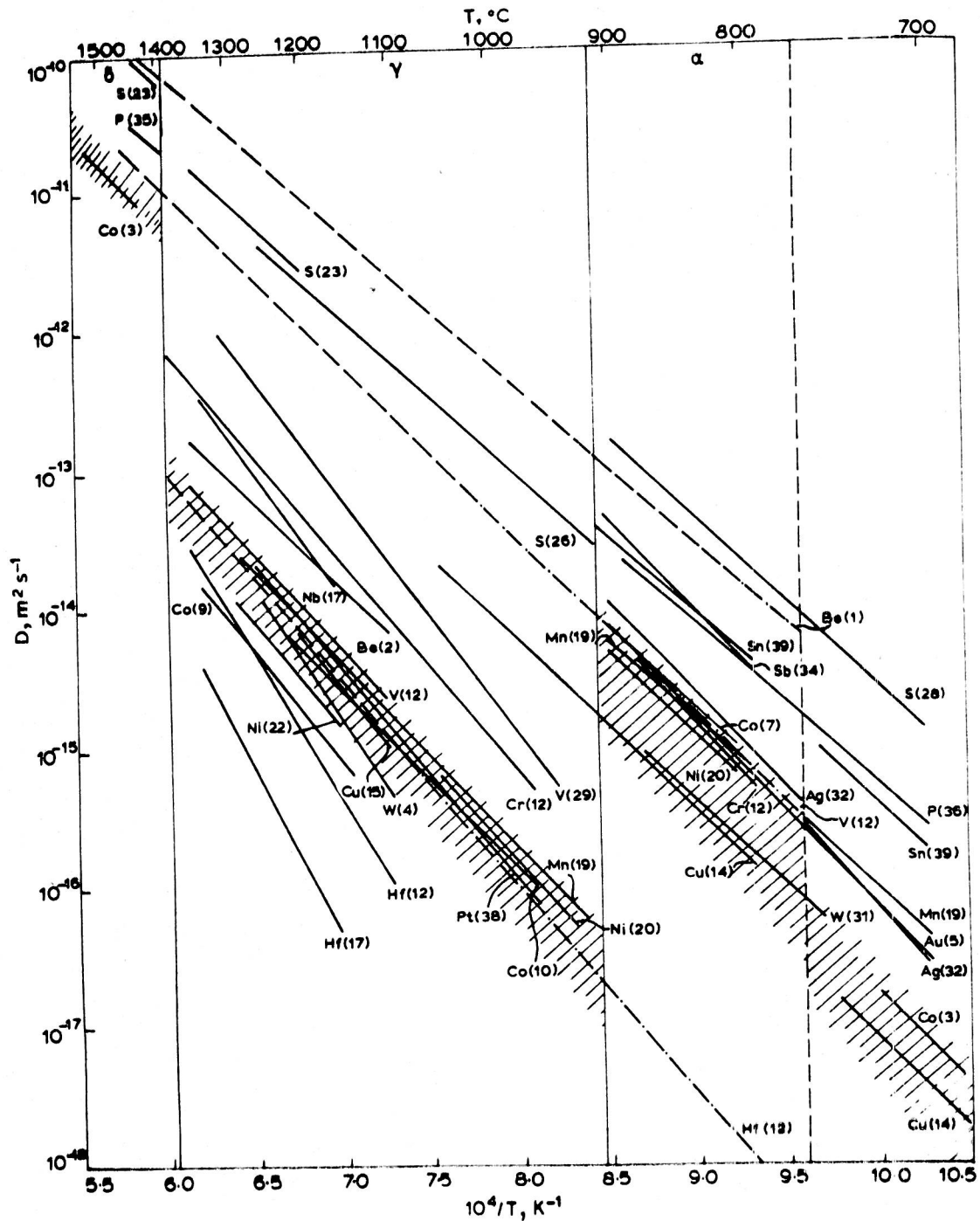


FIG. 2.17. HETERODIFUSION DE SOLUTOS SUSTITUCIONALES EN Fe α γ δ
(extraído de Metal Science 17 (1983) 433).

La Figura 2.17. muestra los valores de los coeficientes de heterodifusión de solutos sustitucionales en Fe α , γ y δ y los compara con la autodifusión en Fe, señalada en el gráfico mediante una banda de rayado oblicuo, debido a la dispersión de valores obtenidos por distintos autores. Se aprecia en el gráfico la variación brusca (de uno a dos órdenes de magnitud) que sufren los coeficientes de difusión a las temperaturas de 1390° C y 910° C que corresponden respectivamente a las transiciones de fase $\delta \rightleftharpoons \gamma$ y $\gamma \rightleftharpoons \alpha$, correspondiendo las difusividades más altas a las fases α y δ , de menor compacidad. También hay una variación, aunque mucho más leve, a la temperatura de 772° C, donde ocurre la transición magnética (Temperatura de CURIE).

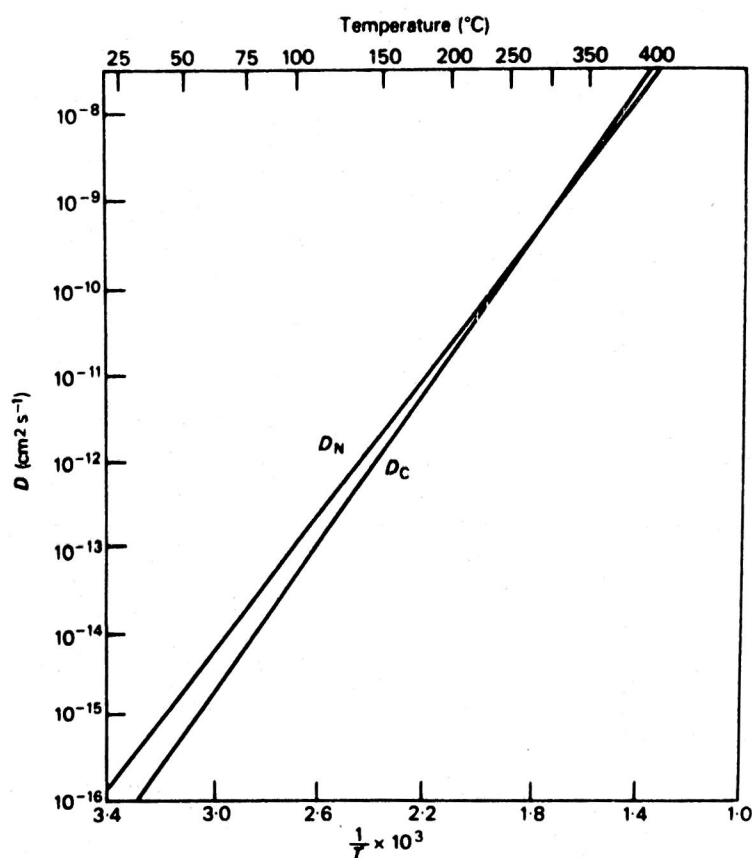


FIG.2.18. COEFICIENTES DE DIFUSION DEL
N Y DEL C EN Fe α

La difusividad de solutos intersticiales en el Fe es varia órdenes de magnitud superior a la de los solutos sustitucionales. El gráfico 2.18. muestra las rectas de Arrhenius para dos solutos intersticiales típicos en Fe, como son el C y el N.

Las Tablas 2.I y 2.II muestran los valores de coeficientes de difusión, factores pre-exponenciales y energías de activación para distintos elementos en Fe α y Fe γ . Cabe recordar que para un dado mecanismo de difusión se cumple la relación de Arrhenius.

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

siendo Q la energía de activación por átomo, k la constante de Boltzman, T la temperatura absoluta y D_0 el factor pre-exponencial.

La muy rápida difusividad del C y de N en Fe comparada con la de los elementos aleantes metálicos, es explotada en los procesos de carburización y nitruración. La carburización puede realizarse calentando un acero de bajo contenido en C hasta el rango austenítico (entre 800° y 900°C) donde la solubilidad del C (C_1) es importante. El resultado es un gradiente de concentración de carbono en el acero desde C_1 en la superficie hasta C a una profundidad x. La solución de la ecuación de Fick es en este caso

$$C = C_1 (1 - \operatorname{erf}(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}))$$

t: tiempo de recocido a la temperatura T.

D: coeficiente de difusión de carbono en Fe.

El carburizado, realizado preferentemente en atmósfera de carbono produce una superficie rica en carbono que después de tratamientos térmicos adecuados, es fuerte y resistente al uso.

La nitruración se realiza normalmente en atmósfera de amoníaco a temperaturas menores que el de carburización (500 -

550° C), o sea que la reacción ocurre en la fase ferrítica.

Los aceros nitrurados generalmente contienen Cr (~1%), Al (~ 1%) , V o Mo (~ 0,2%) que son elementos formados de nitruros y que contribuyen a la gran dureza de la capa superficial producida.

T A B L A 2. I

Solvent	Solute	Activation energy, Q (kJ mol ⁻¹)	Frequency factor, D_0 (cm ² s ⁻¹)	Diffusion coefficient, $D_{910\text{ C}}$ (cm ² s ⁻¹)	Temperature range (C)
Iron	C	135	0.15	1.5×10^{-7}	900 1050
	Fe	269	0.18	2.2×10^{-13}	1060 1390
	Co	364	3.0×10^2	24.0×10^{-12} (at 1050 C)	1050 1250
	Cr	405	1.8×10^4	58.0×10^{-12} (at 1050 C)	1050 1250
	Cu	253	3.0	15.0×10^{-11}	800 1200
	Ni	280	0.77	7.7×10^{-13}	930 1050
	P	293	28.3	3.6×10^{-12}	1280 1350
	S	202	1.35	1.5×10^{-9}	1200 1350
	W	376	1.0×10^3	12.0×10^{-12} (at 1050 C)	1050 1250
Iron	C	80	6.2×10^{-3}	1.8×10^{-6}	
	N	76	3.0×10^{-3}	1.3×10^{-6}	
	Fe	240	0.5		700 750
	Co	226	0.2	2.1×10^{-11}	700 790
	Cr	343	3.0×10^4		
	Ni	258	9.7	3.7×10^{-11}	700 900
	P	230	2.9	2.0×10^{-10}	860 900
	W	293	3.8×10^2		

T A B L A 2. II

(extraída de B.S. BOKSHTEIN. Difusión de Metales. Editorial MIR.1980)

Parámetros de difusión de algunas impurezas en el hierro
[la concentración de la impureza está indicada entre paréntesis,
% (at.)]

Elemento	Intervalo de temperaturas del experimento (T_1, T_2) °C	$D \cdot 10^4$ cm ² /s, a		D_0 , cm ² /s	F , kcal g-át
		T_1	T_2		
Al (0,55)	770-860	10^{-12}	10^{-11}	0,17	52
Al (0,55)	1100-1250	10^{-12}	10^{-10}	4,27	75
Au (0)	800-902	10^{-11}	10^{-10}	31	62,4
Be (0) *2	(Fe $_{\alpha}$)	—	—	—	20,3
Be (0,018)	700-850 (Fe $_{\alpha}$)	10^{-13}	10^{-11}	$4,2 \cdot 10^2$	67,7
Be (0)	950-1100 (Fe $_{\gamma}$)	10^{-12}	10^{-11}	6,45	71,8
C (0,1) *2	0-200 (Fe $_{\alpha}$)	10^{-18}	10^{-12}	10^{-2}	20,1
C (0,1)	500-750 (Fe $_{\alpha}$)	10^{-8}	10^{-6}	0,2	24,6
C (2,4)	800-1400 (Fe $_{\gamma}$)	10^{-8}	10^{-6}	0,15	32
Co (0)	700-900 (Fe $_{\alpha}$)	10^{-13}	10^{-11}	16,5	63
Co (0)	1100-1250 (Fe $_{\gamma}$)	10^{-11}	10^{-10}	2,5	72,5
Cu (0)	800-1200	10^{-12}	10^{-9}	3	61
H (0)	25-200 (Fe $_{\alpha}$)	10^{-7}	10^{-6}	0,12	7,82
H (0)	400-900 (Fe $_{\alpha}$)	10^{-4}	10^{-3}	$2,2 \cdot 10^{-3}$	2,9
H (0)	900-1200 (Fe $_{\gamma}$)	10^{-4}	10^{-4}	10^{-2}	9,95
N (0) *2	—	—	—	$6,6 \cdot 10^{-3}$	18,6
Nb (0)	1105-1320	10^{-10}	10^{-9}	530	82,3
Ni (0)	930-1050	10^{-13}	10^{-11}	0,77	67
P (0)	700-900	10^{-11}	10^{-10}	$7,1 \cdot 10^{-3}$	40
S (0)	700-900 (Fe $_{\alpha}$)	10^{-11}	10^{-9}	1,68	48,9
	1200-1350 (Fe $_{\gamma}$)	10^{-8}	10^{-7}	2,42	53,4

*1 Orden de la magnitud.

*2 Determinado con el método de rozamiento interno.

CAPITULO III
SISTEMA HIERRO-CARBONO

3.1. DIAGRAMA DE EQUILIBRIO HIERRO-CARBONO:

Conocer el diagrama de equilibrio de Fe-C constituye el punto de partida para el estudio de las propiedades del hierro y los aceros. Si bien se modifica sustancialmente por la presencia de otros elementos este diagrama sigue siendo una herramienta útil para conocer características de aleaciones más complejas.

En general, la parte del diagrama que interesa es la zona de concentraciones en peso de C menores de 6,67%, que es la composición del carburo de Fe llamado cementita (Fe_3C).

Es necesario considerar que bajo condiciones de real equilibrio termodinámico las fases encontradas en una aleación de C y Fe puro son soluciones sólidas de Fe α , γ y δ junto con grafito puro, que aparece al excederse el límite de solubilidad. Por lo tanto el diagrama Fe- Fe_3C que consideramos es un diagrama metaestable, ya que la cementita no es una fase de equilibrio.

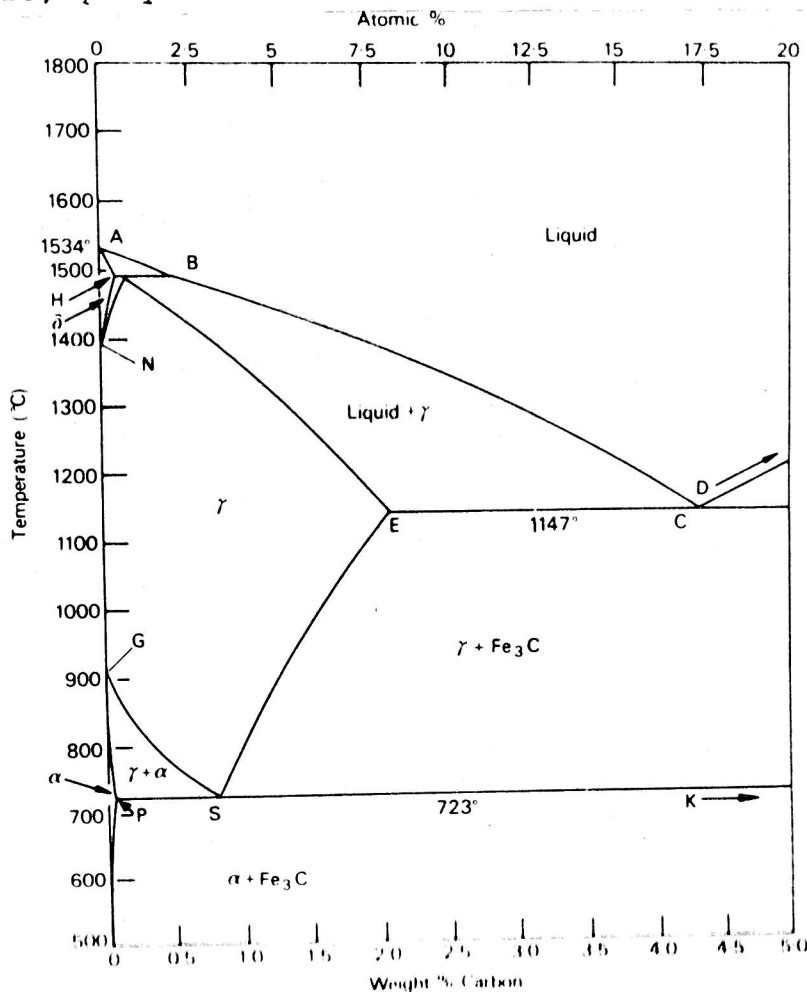


FIG.3.1. -DIAGRAMA Fe-C

En la Figura 3.1. se muestra el diagrama metaestable Fe-Fe₃C para porcentajes de C menores que 5%. Se ve inmediatamente que la zona donde la austenita (Fe-γ) es estable, es mucho mayor que la zona donde lo es la ferrita (Fe-α). Esto indica cuanto mayor es la solubilidad del C en austenita, con un límite de 2% en peso a 1147° C (punto E).

Esta diferencia en la solubilidad del C tiene gran importancia práctica ya que se pueden obtener soluciones sólidas sobresaturadas de C en Fe con un tratamiento de austenizado seguido de un enfriamiento rápido (templado).

La ferrita tiene un campo de fase mucho más restringido, con un 0,02% en peso de C como máxima solubilidad a 723°C (punto P), de modo que en los aceros comunmente usados (0,05 a 1,5% en peso de C) la ferrita aparece asociada a Fe₃C.

Finalmente la fase δ esta restringida a temperaturas elevadas (entre 1390°C y 1534°C) y desaparece completamente con contenidos de C superiores a 0,5% (punto B).

Existen tres puntos invariantes en el diagrama: un punto eutéctico a 4,3% de C y 1147°C (punto D), un punto peritéctico a 0,16% de C y 1493°C (punto F) y un punto eutectoide a 0,8% de C y 723°C (punto S).

Es importante, del punto de vista práctico, señalar las distintas temperaturas críticas del diagrama. La primera de ellas es la temperatura A₁ (723°C) de la reacción eutectoide (línea PSK), luego está la temperatura A₂ de transformación γ-α que para hierro puro es de 910°C pero con la adición de carbono disminuye a lo largo de la línea SGS. La tercera temperatura es A₄ donde ocurre la transformación γ-δ que es de 1390°C para hierro puro y para contenidos crecientes de carbono sigue la línea NH.

La temperatura A₂ es el punto de CURIE donde el hierro cambia de ferromagnético a paramagnético. Esta temperatura es de 769°C para hierro puro y no involucra cambios en la es-

estructura cristalina.

Los puntos A_1 , A_3 y A_4 se detectan por análisis termico o dilatometría durante ciclos de calentamiento o enfriamiento observándose cierta histéresis. Debido a ello se obtienen tres valores para cada punto: A_c para calentamiento, A_r para enfriamiento y A_e para equilibrio, pero es necesario remarcar que A_c y A_r dependen de la velocidad de calentamiento y enfriamiento y de la presencia de elementos aleantes.

Dado que a nosotros nos interesa tratar aceros al carbono y estos raramente superan el 1% en peso de C, la zona del diagrama correspondiente al punto eutectico está fuera de nuestro interés. Tampoco consideraremos la influencia de la reacción peritética en transformaciones a temperaturas más bajas (desde la zona austenítica). Esto es posible si suponemos enfriamientos lentos de manera que la difusión permita la homogeneización de la solución, con lo cual resultan equivalentes aleaciones con contenidos de C mayores a 0,51% (que solidifican directamente a austenita) y aleaciones con contenidos menores de C que pasan por la zona de la reacción peritética.

Con estas salvedades centraremos nuestra atención en las transformaciones de fase que ocurren en los alrededores del punto eutectoide que son las de mayor interés práctico.

La gran diferencia en la solubilidad del C entre austenita y ferrita produce normalmente la reyección del mismo como Fe_3C al borde de grano de la austenita.

La transformación $\gamma \rightarrow \alpha$, cuando la aleación contiene 0,8% de C, ocurre mediante una reacción eutectoide (a 723°C) que juega un papel fundamental en los tratamientos térmicos del acero.

Si se enfria lentamente una aleación con contenidos de C menores al 0,8% se forma ferrita proeutectoide en el rango de temperaturas entre 910°C y 723°C, con un enriquecimiento gradual en C de la austenita hasta alcanzar 723°C donde ahora

la remanente contiene la composición eutectoide y transforma a perlita, que es una mezcla de dos fases ferrita y cementita.

Para composiciones con mayor porcentaje de C que 0,8% el enfriamiento lento precipita cementita proeutectoide empobreciendo la austenita en C hasta que al llegar a 723°C la austenita remanente alcanza la composición eutectoide y transforma a perlita.

Estos aceros se llaman respectivamente hipoeutectoide e hipereutectoide y sus constituyentes son ferrita-perlita y cementita-perlita. Estos tres componentes son los principales constituyentes de la microestructura de los aceros al carbono, siempre que el enfriamiento sea suficientemente lento para impedir la formación de fases metaestables.

3.2. TRANSFORMACION AUSTENITA-FERRITA:

Según lo comentado previamente, un acero hipoeutectoide de grano fino enfriado lentamente transforma a una estructura ferrítico-perlítica con contenidos de perlita creciente según se incrementa el contenido de C.

La velocidad de enfriamiento lenta y el tamaño de grano pequeño son condiciones indispensables para dar tiempo a la difusión del C fuera de la ferrita y así permitir la formación de las fases de equilibrio. Si estas condiciones no se cumplen, la estructura resultante difiere de la que se esperaría del estudio del diagrama de fases. Si se enfría rápidamente un acero desde el estado austenítico a temperaturas por debajo de los 723°C se forma ferrita hasta temperaturas tan bajas como 600°C. Sin embargo existen pronunciados cambios morfológicos a medida que la temperatura de transformación baja, lo que lleva a una clasificación de la ferrita (debida a Dubé) según estos cambios. Dubé reconoció cuatro formas bien definidas:

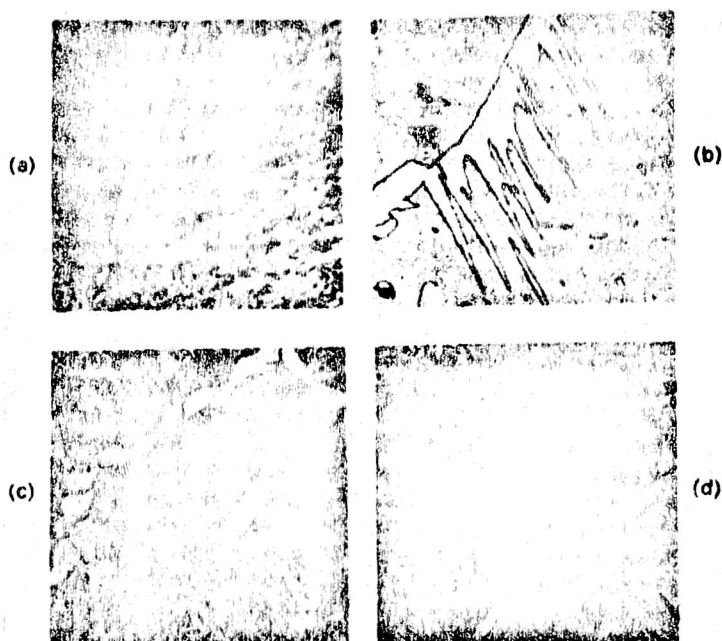


FIG. 3.2. -CRECIMIENTO DE FERRITA PRO-EUTECTOIDE Y CEMENTITA HIPEREUTECTOIDE.

1) ALOTRIOMORFIA DE BORDE DE GRANO: Son cristales que nuclean en B.G. austenítico y que a altas temperaturas ($800^{\circ}\text{C} - 850^{\circ}\text{C}$) tienen bordes curvados. Usualmente tienen forma equiaxiada o lenticular y al bajar la temperatura de transformación desarrollan facetas a uno o los dos lados del borde (Figura 3.2.a).

2) PLACAS O LISTONES LATERALES DE WIDMANSTATTEN: Estas placas nuclean en los B.G. austeníticos, pero crecen a lo largo de planos de la matriz bien definidos. Pueden crecer directamente de los bordes o nuclear en la ferrita alotriomórfica preexistente. (Figura 3.2.b).

3) IDEOMORFISMO INTERGRANULAR: Comprende cristales aproximadamente equiaxiados, que nuclean dentro del grano austenítico y poseen bordes curvados irregularmente o bordes con características cristalográficas mejor definidas (Figura 3.2.c).

4) PLACAS INTERGRANULARES: Son placas similares a aquellas que crecen en los B.G. pero que nuclean enteramente dentro de los

granos austeníticos (Figura 3.2.d).

La morfología alotriomórfica es la primera en aparecer en todo el rango de composiciones y temperaturas. Sin embargo a altas temperaturas (por sobre 800°C) crece a lo largo del B.G. y también dentro de los mismos dando una estructura bien definida llamada ferrita equiaxiada.

Los cristales alotriomórficos nuclean teniendo la relación de orientación de Kurdjumov-Sachs con respecto a uno de los granos austeníticos (γ_1).

$$\{111\} \gamma_1 // \{110\} \alpha$$

$$\langle 110 \rangle \gamma_1 // \langle 111 \rangle \alpha$$

También crecen hacia el interior del otro grano austenítico adyacente (γ_2) con el cual tienen normalmente una orientación al azar. Estos núcleos de intercaras de diferente coherencia pueden ser consistentes con la anisotropía de crecimiento comunmente observada. A temperatura de transformación menores, la movilidad de la interfase γ/α curvada o irregular decrece, en tanto que la interfase coherente se vuelve más dominante. Por ejemplo listones de ferrita crecen desde protuberancias del lado coherente del B.G. ferrítico, así estos listones se mueven dentro de la austenita que posee la relación de Kurdjumov-Sachs. También es posible que estos listones crezcan desde el B.G. limpio de la austenita; el resultado neto es una estructura conocida como ferrita Widmanstätten. Esta estructura tiene un mayor desarrollo en granos austeníticos grandes donde puede crecer a través de los mismos con suficiente espacio.

Si el contenido de C es alto (mayor a 0,4%) la región perlítica es suficientemente grande para impedir el crecimiento de los listones ferríticos, también si el contenido de C es menor que 0,2% el choque de los granos alotriomórficos a través de los granos austeníticos nuevamente minimiza el crecimiento de la ferrita Widmanstätten.

Sin embargo el principal factor es la temperatura de crecimiento de la ferrita que es determinado por el régimen de enfriamiento del acero o la temperatura de la transformación isotérmica.

Resumiendo existen dos características importantes en la ferrita W:

- 1) Crecimientos laterales ocurren por movimiento de pequeños (incoherentes) escalones a lo largo de interfases planas.
- 2) La formación de listones es generalmente acompañado de efectos de relieve de la superficie.

3.2. LA TRANSFORMACION AUSTENITA-CEMENTITA:

La clasificación hecha para el caso de la ferrita es aplicable también a la morfología de la cementita que se forma a distintas temperaturas de transformación.

El desarrollo inicial de los B.G. alotriomórficos es muy similar en ambas fases, y el crecimiento de placas W sigue un patrón similar al de la ferrita.

Sin embargo las placas de cementita tienen una forma cristalograficamente más rigurosa a pesar de que las relaciones de orientación con la austenita son más complejas:

$$(100)_C // (5\bar{5}4)_\gamma$$

$$(010)_C // (110)_\gamma$$

$$(001)_C // (\bar{2}25)_\gamma$$

Otra diferencia con la ferrita es que mientras en estas placas se originaban en general en los B.G. alotriomórficos, en la cementita estas placas se nuclean en los bordes de las maclas en los granos austeníticos.

3.3. LA REACCION AUSTENITA-PERLITA:

La perlita es probablemente la microestructura más estudiada en toda la metalurgia. Consiste de una mezcla laminar de ferrita y cementita y la reacción que la origina ocurre

por nucleación y crecimiento, por lo tanto esta controlada por difusión.

Los nucleos se forman principalmente en los B.G. austeníticos, pero en aceros comerciales también pueden hacerlo en las inclusiones.

a) MORFOLOGIA DE LA PERLITA:

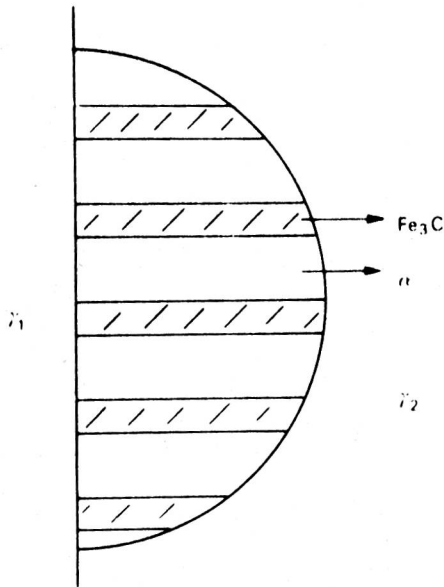


Fig. 3.3. - NODULO DE PERLITA IDEALIZADO EN BORDE DE GRANO AUSTENITICO.

Un esquema idealizado de la perlita es un nódulo hemisférico nucleado en un B.G. austenítico y que crece dentro del mismo (Figura 3.3.) Aparte del examen de los posibles sitios de nucleación es necesario conocer la siguiente información:

- i) Como se incrementa el número de láminas.
- ii) La relación cristalográfica entre las fases.
- iii) La naturaleza de la fase perlita-austenita.
- iv) La cinética que controla el proceso.

Si bien todas estas cuestiones no estan totalmente esclarecidas, existe una idea bastante clara de como ocurre la reacción. Según han establecido HILLERT, MEHL, etc. la perlita puede nuclear a partir de la ferrita o la cementita dependiendo de que el acero sea hipo o hipereutectoide. Se llega a esta conclusión observando la continuidad de la red cristalográfica entre la ferrita proeutectoide y la ferrita en la perlita, la cementita en la perlita y la cementita hipereutectoide.

También la nucleación de la perlita puede ocurrir en B.G. austenítico limpio. De manera que se pueden dar los tres tipos de sitios de nucleación. La predominancia de uno de

ellos estará determinada fundamentalmente por la composición.

C.S. SMITH puntualizó que la interfase móvil perlita-austenita es incoherente a alta energía y que crece dentro de un grano, respecto al cual, tanto la ferrita como la cementita no tienen relación de orientación. Por lo tanto los nodulos que nuclean en los B.G. preexistentes de cementita y ferrita elegirán las interfases de alta energía, que no tienen relación de orientación con el grano austenítico adyacente.

Trabajos posteriores confirman que la perlita nuclea en esta forma mientras que en las interfases de baja energía se observa el crecimiento de W de ferrita o cementita.

El espaciamiento de las láminas en la perlita fue medido primeramente por Mehl que demostró que disminuye cuando el grado de sobre-enfriamiento ΔT , por debajo de 723°C , aumenta. ZENER realizó el primer análisis teórico de estas observaciones, considerando un volumen de perlita (Figura 3.4.) de profundidad δy espaciado S_0 creciendo unidireccionalmente en X .

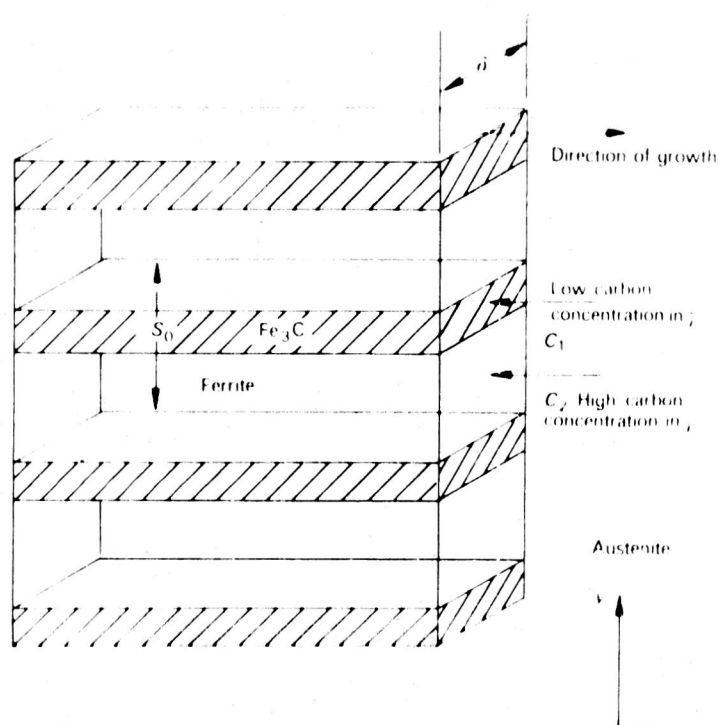


FIG.3.4.-MODELO DE CRECIMIENTO DE PERLITA.

Si crece una distancia dx , entonces el volúmen de γ transformado por espaciado laminar es $s \cdot \delta dx \rho$, donde ρ es la densidad. La energía libre para formar ese volúmen de perlita es:

$$G = \Delta H \left(\frac{T_e - T}{T_e} \right) S_0 \delta dx \rho \quad (3.1.)$$

donde $T = T$ de transformación en equilibrio $\gamma \rightarrow$ perlita.

T = Temperatura de transformación.

ΔH = Calor latente de transformación.

La formación de este volumen nuevo de perlita causa un incremento en la energía interfacial. Luego:

$$\text{incremento en area interfacial} = 2 \delta dx$$

$$\text{incremento en energía interfacial} = 2 \delta dx \gamma \quad (3.2)$$

donde γ = energía interfacial por unidad de area.

El crecimiento de las láminas solo puede ocurrir si el incremento de energía superficial es menor que el decrecimiento en la energía resultante de la transformación.

Por lo tanto la condición para el crecimiento puede encontrarse de las ecuaciones: (3.1.) y (3.2.).

$$\Delta H \left(\frac{T_e - T}{T_e} \right) \delta S_0 - 2\gamma \quad (3.3.)$$

Este tratamiento es muy simple y desprecia los términos de energía vinculado a tensiones. También el cambio de energía libre se calcula del cambio de entalpía por unidad de masa y se asume que el calor específico de la austenita y la perlita son iguales.

De todos modos la ecuación predice tres aspectos importantes de la transformación:

- i) El espaciamiento perlítico S_0 disminuye con la disminución de la T de transformación.
- ii) El grado de finura del espaciamiento está limitado por la energía libre disponible de la transformación.
- iii) La relación lineal que existe entre la recíproca del espaciamiento y el grado de sobreenfriamiento.

En la figura 3.5. se puede ver la dependencia del espaciamiento con la temperatura de transformación para diversos aceros.

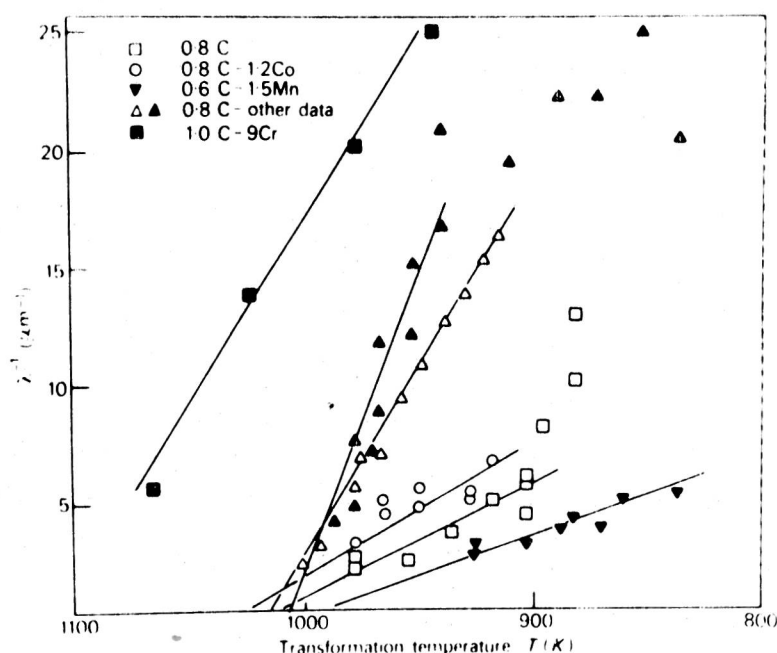


FIG. 3.5. INVERSA DEL ESPACIADO ENTRE LAMINAS DE PERLITA PARA VARIAS ALEACIONES VS. TEMPERATURA.

b) La cinética de la formación de la perlita: La formación de la perlita es un ejemplo de proceso de nucleación y crecimiento. La perlita se nuclea en sitios preferenciales en la austenita y luego estos núcleos crecen hasta que chocan unos con otros. Este proceso es dependiente del tiempo y la temperatura y es controlado por la difusividad de los átomos que intervienen.

JHONSON y MEHL relizaron el primer análisis de la nucleación y crecimiento de la perlita, asumiendo que la fracción de austenita transformada X puede expresarse en términos del régimen de nucleación N , definido como el número de núcleos por unidad de volumen de γ no transformada por segundo y el régimen de crecimiento de estos núcleos G expresado en crecimiento radial en cm. seg^{-1} .

Realizaron ciertas simplificaciones, de las cuales, las más importantes son:

- i) La nucleación se considera al azar.
- ii) N se considera constante con t .
- iii) G se considera cte. con t .
- iv) Los núcleos son considerados esféricos y en su desarrollo chocan con otras esferas vecinas.

Con estas consideraciones la expresión de la γ transformada X con el tiempo es:

$$X = 1 - e^{-\sqrt[4]{3N G^3 t}} \quad (3.4.)$$

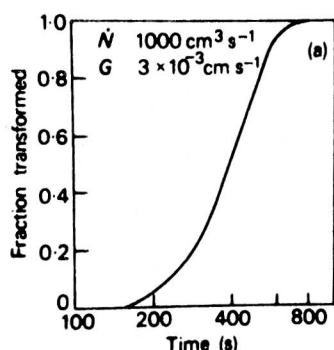


Fig. 3.6. CINETICA DE LA REACCION PERLITICA.

El gráfico de esta relación se muestra en la figura 3.6. para ciertos valores de N y G . Es típica de un proceso de nucleación y crecimiento.

El uso de la expresión 3.4. tiene varios inconvenientes, entre ellos:

- i) N no es cte. con t .
- ii) G puede variar de nódulo a nódulo y con t .
- iii) Los núcleos están no distribuidos al azar.
- iv) Los nódulos no son verdaderas esferas.

CAHAN Y HAGEL realizaron nuevas aproximaciones teóricas considerando la naturaleza inhomogénea de la nucleación de la perlita.

Estimaron que no todos los sitios de nucleación en los B.G. son equivalentes, por ejemplo, los vértices son más efectivos que los bordes y estos más que el volumen del grano. CHAN supone un régimen de nucleación en estos sitios especiales y por consecuencia existe una saturación de sitios en un estado temprano de la reacción.

En estas circunstancias la reacción está controlada

por una velocidad de crecimiento radial a diferencia de la teoría anterior en que era considerada cte.

La expresión para la fracción de γ transformada, considerando saturación de sitios es (se toma como sitios los vértices de los granos):

$$X = 1 - \exp\left(-\frac{4}{3}\pi\eta G^3 t^3\right) \quad (3.5.)$$

Donde η es el número de vértices de grano por unidad de volumen. En la práctica la saturación de sitios ocurre antes que transformen el 20% por lo tanto el verdadero régimen de nucleación no es importante y no aparece en (3.5.)

El tiempo para que se complete la reacción, t_f , se define como:

$$t_f = 0,5 \, d/G \quad (3.6.)$$

Donde d = diámetro del grano y d/G es el tiempo para que un nódulo absorba un grano, así si existen algunos nódulos por grano encontrarán el criterio (3.6.) para t_f . Solo para pequeños grados de sobreenfriamiento la velocidad de nucleación N será suficientemente baja para permitir la saturación de sitios en el B.G. austenítico. En estas circunstancias N entrará en la expresión para la reacción general. El régimen de nucleación, donde se puede medir, parece variar con t según la relación:

$$N = k \, t^n \quad (3.7.)$$

Donde k y n son cte. Sin embargo para la mayoría de las condiciones experimentales el régimen de crecimiento G es la cantidad dominante.

c) EL PROCESO CONTROLANTE DE LA CINETICA: En los primeros trabajos realizados sobre el tema se consideró que el crecimiento de la perlita está controlado por la difusión de C en austenita y MEHL propuso la siguiente relación para G :

$$G = \frac{K D_C^{\gamma}}{S_0} \quad (3.8.)$$

Donde D_C^Y es el coeficiente de difusión de C en austenita, S_0 es el espaciado interlaminar y K es una cte. La velocidad de crecimiento aumenta con la disminución de la temperatura de transformación, puesto que la fuerza que impulsa la reacción se incrementa. Sin embargo la reacción es aún controlada por difusión pero la distancia de difusión se reduce para compensar la disminución de la difusividad causada por la reducción en temperatura. Debido a esto la disminución en T trae aparejado un espaciamiento interlaminar menor.

Los primeros trabajos teóricos debido a BRANDT y ZENER, consideran este modelo simple de la difusión de C en austenita para calcular la velocidad de crecimiento. Para ello usaron un frente plano de perlita avanzando en un grano austenítico (Figura 3.4.). Consideraron que la concentración de C en austenita es menor (c_1) en el punto medio frente a una lámina de cementita y mayor (c_2) en el punto medio frente a una lámina de ferrita.

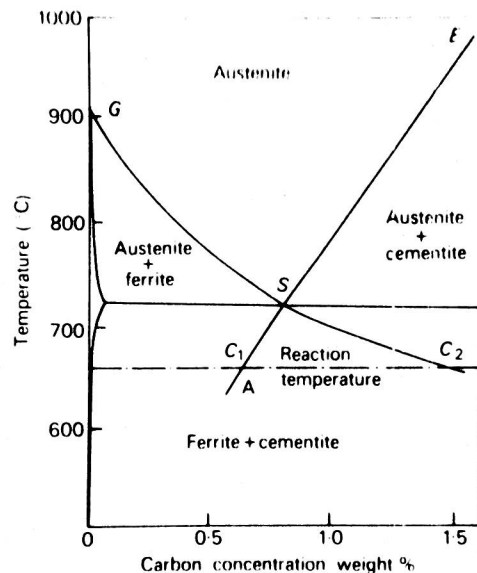


FIG. 3.7. EXTRAPOLACION DE LOS LIMITES DE FASE EN EL DIAGRAMA
Fe-C

Los valores c_1 y c_2 son sacados del diagrama de equi-

librio Fe-C usando una extrapolación de los límites de fases ferrita - austenita y cementita - austenita propuesta por HULTGREN (Figura 3.7.). BRANDT resolviendo la ecuación de difusión llega a una expresión de G de la misma forma que la ecuación de difusión llega a una expresión de G de la misma forma que la ecuación (3.8.) y con ello puede evaluar K en términos de la diferencia de concentraciones c_1 y c_2 de carbono. ZENER derivó entonces una expresión para G de forma similar:

$$G = \left(\frac{\Delta C}{C_p - C_\gamma} \right) \left(\frac{D_\gamma}{S_o} \right) \quad (3.9)$$

Donde c_p y c_γ son el número de átomos de soluto por unidad de volumen en las dos fases y Δc es la diferencia de concentración en la austenita junto al borde que avanza y completamente alejado de él, este es el gradiente de soluto que comanda la difusión.

Estas primeras teorías fueron suplantadas por otras que tratan el problema en forma mas sofisticada, considerando también el rol de los elementos aleantes.

Si bien la difusión de C en austenita se sigue considerando el proceso controlante, algunos tratamientos toman en cuenta la difusión por borde de grano como el proceso determinante.

HILLERT, utilizando esto último y asumiendo que la austenita tiene diferencias de composición periódicas a lo largo de la interfase según halla en la vecindad láminas de ferrita o cementita, llega a la siguiente expresión:

$$G = \frac{(12A D_b \delta S_o^2 (C_2 - C_1))}{S_\alpha S_\beta (C_\beta - C_\alpha)} \left(\frac{1}{S_o^2} \right) \frac{(1 - S_c)}{S_o} \quad (3.10.)$$

Donde: D_b = coeficiente de difusión en borde de interfase.

δ = espesor del borde de la interfase.

A = cte.

C_1 y C_2 = Concentraciones calculadas con la extrapolación de HULTGREN.

C_β = Concentración de C en cementita.

C_α = Concentración de C en ferrita.

S_0 = Espaciamiento interlaminar en perlita.

S_c = Espaciamiento a velocidad cero de crecimiento.

S_α y S_β = Ancho de las láminas de cementita y ferrita.

Esta ecuación es similar en forma a la que involucra di fusión en volúmen, excepto en el término S_0^2 en vez de S_0 . También este modelo incluye cierta difusión en volúmen en la austenita delante de la interfase, para permitir las diferencias en la composición misma, en la interfase que se desarrolla.

CAPITULO IV

TRATAMIENTOS TERMICOS DE LOS ACEROS

Los tratamientos térmicos tienen por objeto mejorar las propiedades de los aceros, y consisten en calentar y mantener por un tiempo, el material que se trata, a una temperatura adecuada y luego enfriarlo en determinadas condiciones. Así se modifica la estructura con transformaciones físicas, y por efectos de difusión también pueden haber cambios químicos en algunos casos.

El tiempo y la temperatura son los factores principales y estarán fijados de acuerdo a la composición, forma y tamaño de las piezas y de las características que se deseen obtener en el acero.

4.1. TRATAMIENTOS TERMICOS MAS USADOS:

Analizaremos los tratamientos de recocido, normalizado, temple y revenido, tratamientos termoquímicos, etc. Ver Fig. 4.1.

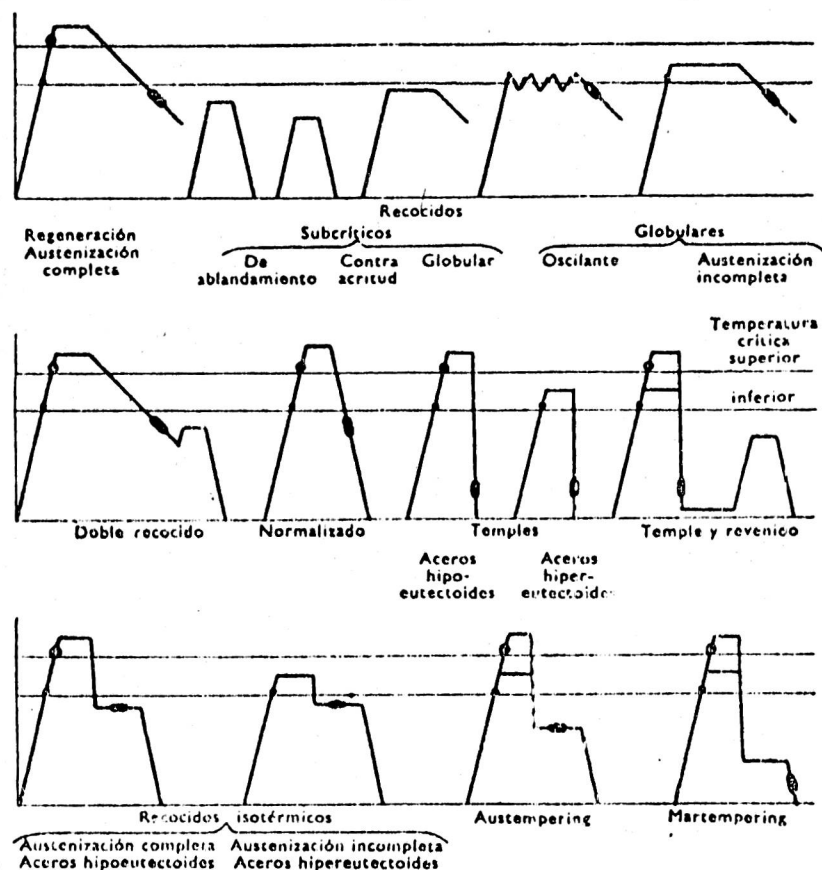


FIG.4.1.- ESQUEMA DE LOS TRATAMIENTOS TERMICOS MAS EMPLEADOS Y DEL DESPLAZAMIENTO DE LAS ZONAS DE TRANSFORMACION. Los puntos y zonas negras señalan las temperaturas de transformación del acero.

4.1.1. RECOCIDO:

Con este nombre se conocen varios tratamientos cuyo objetivo principal es ablandar el acero, regenerar su estructura, o eliminar tensiones internas.

Consisten en calentamientos a temperaturas adecuadas seguidos de enfriamientos generalmente lentos. Se pueden clasificar en:

- Recocidos de austenización completa.
- Recocidos subcríticos.
- Recocidos con austenización incompleta.

RECOCIDO DE AUSTENIZACION COMPLETA O DE REGENERACION:

Se calienta a una temperatura ligeramente más alta que la crítica superior y se enfría muy lentamente. Ablanda el acero y regenera su estructura.

RECOCIDO SUBCRITICO:

Se calienta por debajo de la temperatura crítica inferior y la velocidad de enfriamiento no es tan importante.

Este tratamiento elimina tensiones y aumenta la ductilidad. Se pueden distinguir:

Recocido Subcrítico de ablandamiento: Se calienta el acero hasta una temperatura inferior a la crítica A_{c1} , pero lo más elevada posible, se enfría en aire.

Sin obtenerse las durezas más bajas, son, en general suficientes para mecanizar sin dificultad. Solo en aceros de alto C o aleados la dureza puede permanecer elevada como para impedir la

mecanización.

Recocido subcrítico contra acritud: Se realiza entre 550°C y 650°C en aceros de menos de 0.4% C para restablecer la ductilidad cuando han sido deformados en frío. Generalmente se enfría al aire.

Recocido subcrítico globular: A temperatura inferior pero muy próxima a la crítica durante tiempos más o menos prolongados y seguido de enfriamiento al aire, se obtienen estructuras globulares de baja dureza. Se aplica en aceros de baja aleación.

RECOCIDOS DE AUSTENIZACION INCOMPLETA: Se aplican a aceros de alto C o aleados para ablandarlos y mejorar su maquinabilidad. Son calentamientos largos a temperatura comprendida entre las críticas superior e inferior, y se enfrían lentamente. La cementita y otros carburos se globulizan y resulta una estructura muy blanda. Si se hace oscilar la temperatura alrededor de la crítica inferior, el recocido se llama globular oscilante. Si se mantiene por encima, recocido globular de austenización incompleta.

4.1.2. NORMALIZADO:

Es un tratamiento convencional que consiste en calentar el acero un poco por arriba de la temperatura crítica superior y enfriar en aire calmo. Las estructuras y propiedades resultantes se consideran como normales y características de su composición. Se suele usar para aceros que han sufrido trabajado en caliente, en frío, enfriamientos irregulares o sobrecalentamientos, o tratamientos térmicos defectuosos. Elimina las tensiones internas y uniformiza el tamaño de grano. Se emplea fundamentalmente en aceros al carbono o de baja aleación.

4.1.3. TEMPLE Y REVENIDO:

Calentado algo por encima de la temperatura crítica superior, y enfriando más o menos rápidamente se templean los aceros, con el objeto de endurecerlos y darles más resistencia. A continuación del temple se aplica el revenido, que consiste en calentar a temperatura inferior a la crítica, con el

objeto de eliminar las tensiones creadas en el temple, también disminuyen la dureza y resistencia, pero se mejora la tenacidad. Con el revenido se controlan la dureza y resistencia deseada.

4.1.4. TRATAMIENTOS ISOTERMICOS:

Son aquellos en que el enfriamiento no se hace en forma regular y progresiva, sino que se interrumpe a diversas temperaturas y durante ciertos intervalos en los que el material permanece a T constante. La temperatura y el tiempo dependen del acero, del tamaño de las piezas y del resultado que se quiera obtener.

En los temples se obtiene de esta forma gran tenacidad, pocas deformaciones y se eliminan grietas y roturas.

4.1.5. AUSTEMPERING:

Consiste en calentar por encima de la temperatura crítica superior y luego enfriar rápidamente en un baño de Pb o sales, fundido a una temperatura comprendida entre 250-650°C y dejando a esta T el tiempo suficiente para que se verifique la transformación completa de austenita en otros constituyentes, a temperatura constante. Se obtienen de este modo tenacidad y ductilidad muy buenas.

4.1.6. MARTEMPERING:

Es un temple escalonado, en donde el material se enfría en un baño caliente por encima de la temperatura Ms y permanece el tiempo suficiente para igualar la T en toda la masa, antes que se inicie la transformación de la austenita en ninguna parte de la pieza, luego se enfría en aire. Así se logra que transforme toda la masa casi el mismo tiempo, evitándose las tensiones que producen los cambios de volumen por transformaciones diferidas.

4.1.7. RECOCIDO ISOTERMICO:

Después de calentar con austenización completa o incompleta, por encima de la temperatura crítica superior o inferior, se enfría hasta una temperatura entre 600-700°C y se deja transformar la austenita a T constante. Se obtienen estructuras muy blandas.

4.1.8. TEMPLE SUPERFICIAL:

Como su nombre lo indica consiste en endurecer sólo la superficie de la pieza; se logra con calentamientos por inducción de alta frecuencia, o por llama, generalmente se enfría en agua y se puede regular perfectamente la profundidad de la capa templada.

4.1.9. TRATAMIENTOS TERMOQUIMICOS:

Son aquellos tratamientos térmicos que incluyen además la modificación de la composición química del acero en la superficie. Esto se logra a partir de elementos que son aportados por la atmósfera o medio que rodea al metal durante el tratamiento. Estos tratamientos se utilizan generalmente para obtener piezas con gran dureza superficial para resistir el desgaste, tener mejor resistencia a la fatiga y a la corrosión, y buena tenacidad en el núcleo. Así tenemos:

Cementación: Se aumenta el contenido de C en la zona periférica y por medio de temple y revenidos se obtiene una gran dureza superficial.

Cianuración: Parecido a la cementación, el acero incorpora C y N en la zona superficial, que queda muy dura después de un temple final.

Nitruración: Es un tratamiento de endurecimiento superficial a baja temperatura, que se aplica a piezas ya templadas y revenidas. Alrededor de 500°C en una atmósfera de amoníaco disociado, el acero incorpora N en la superficie que resulta muy dura y resistente al desgaste, fatiga y corrosión.

Sulfinización: Tratamiento que se realiza a baja temperatura (565°C) en baño de sales de composición tal que permite la incorporación de azufre, lográndose superficies que si bien no son muy duras, son extraordinariamente resistentes al desgaste.

4.2. CONSTITUYENTES MICROSCOPICOS DE LOS ACEROS:

La estructura microscópica de un acero depende de su composición y del estado en que se encuentre. Dicho de otra manera, por medio de diversos tratamientos se obtienen distintas estructuras con propiedades diferentes.

Tomando un acero común, con 0,35% C y calentándolo alrededor de 900°C y dejándolo enfriar lentamente en el horno, se obtiene una estructura tal que una vez pulida y atacada convenientemente, una probeta extraída de él, nos muestra en el microscopio partes blancas y negras como la Figura 4.2.-

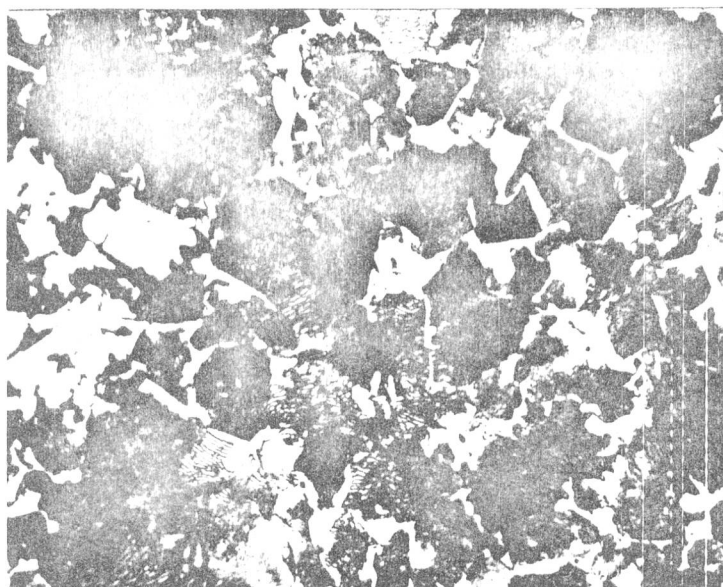


FIG.-4.2.- CRISTALES DE FERRITA Y PERLITA EN UN ACERO DE 0,35% DE CARBONO RECOCIDO.

Las zonas blancas son granos de ferrita, y las oscuras corresponden a granos de perlita. Si el acero es una aleación hipereutécticoide de 1,10% de C se ven cristales negros en una retícula blanca, se trata de perlita circundada de cementita. Fig. 4.3,

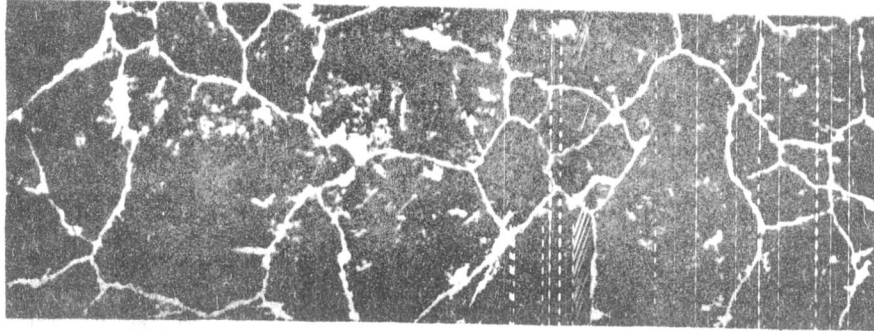


FIG. 4.3.- CRISTALES NEGROS DE PERLITA Y RETICULA BLANCA DE CEMENTITA EN UN ACERO DE 1,10% DE CARBONO RECOCIDO.

Ferrita, perlita y cementita son constituyentes característicos de los aceros recocidos.

4.2.1. FERRITA:

Hierro alfa, casi puro, puede contener en solución Si, P, y otras impurezas, y en los aceros aleados formar solución con Ni, Mn, Al, etc. Cristales cúbicos de cuerpo centrado (bcc), con propiedades mecánicas siguientes: resistencia 28 Kg/mm², alargamiento 35%, dureza 90HB, dúctil, maleable y magnética. En los aceros puede aparecer como:

a) Proeutectoide, acompañado a la perlita:

1º- Como cristales mezclados con los de perlita en aceros recocidos de menos de 0,55% C. Fig. 4.2.

2º- Como red o malla limitando los granos de perlita en aceros de 0,55% a 0,85% de C. Fig. 4.4.

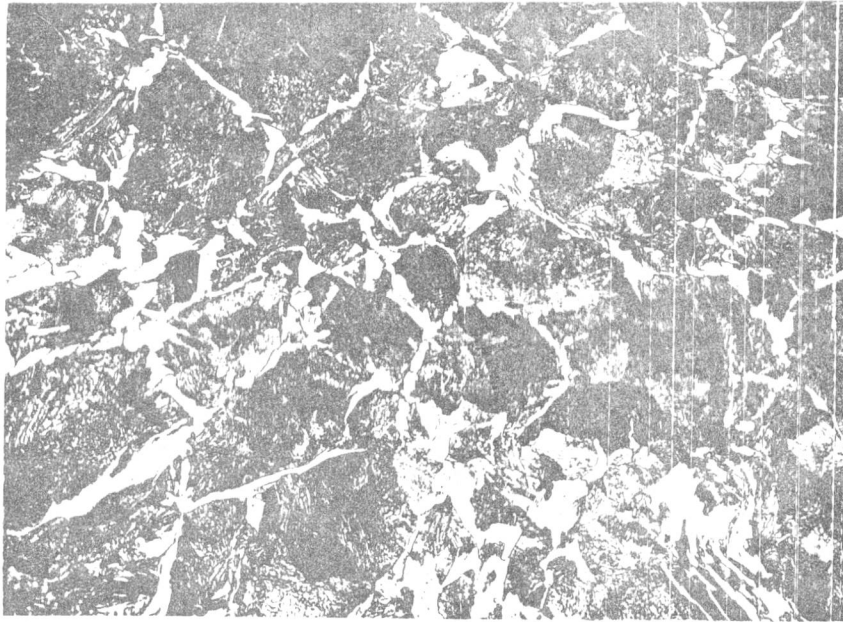


FIG. 4.4. MICROESTRUCTURA DE LOS ACEROS

3º- En forma de agujas o bandas aciculares orientadas en la dirección de los planos de la austenita.

Es típica en acero bruto de colada en los que parte de la ferrita proeutectoide se precipita en agujas dirigidas al interior de los granos, en vez de formar cristales independientes o retículos. Fig. 4.5.

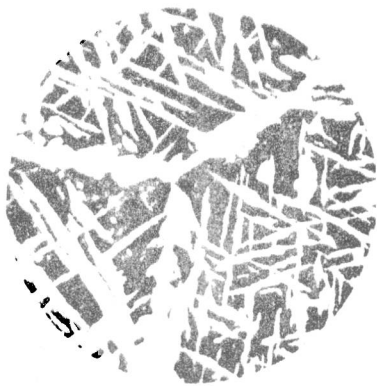


FIG.4.5. TIPICA ESTRUCTURA DE WID-
MANSTATTEN EN UN ACERO DE 0,35% DE
CARBONO EN BRUTO DE COLADA.



ACERO DE 0,42 % DE CARBONO, EN EL
QUE SE HA DESTRUIDO PARCIALMENTE
POR LA FORJA LA ESTRUCTURA WID-
MANSTATTEN.

b) Elemento eutectoide en la perlita formando láminas para -
lelas separadas por láminas de cementita. Figura 4.6.



FIG. 4.6.- PERLITA, FORMADA POR LAMINAS ALTERNADAS DE FERRI-
TA (BLANCA) Y CEMENTITA (NEGRA)

c) En la estructura globular en aceros de alto C (0,9-1,4% C) recocidos a temperaturas próximas a 721°C, forma la matriz que rodea los carburos. Fig. 4.7.

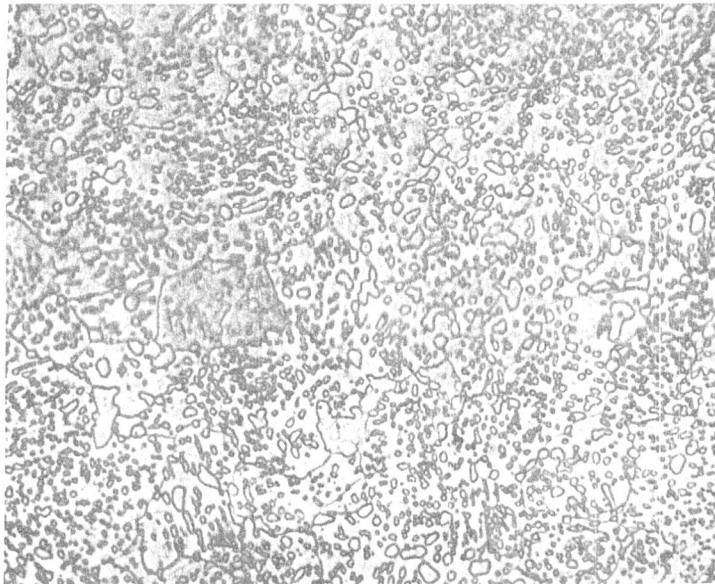
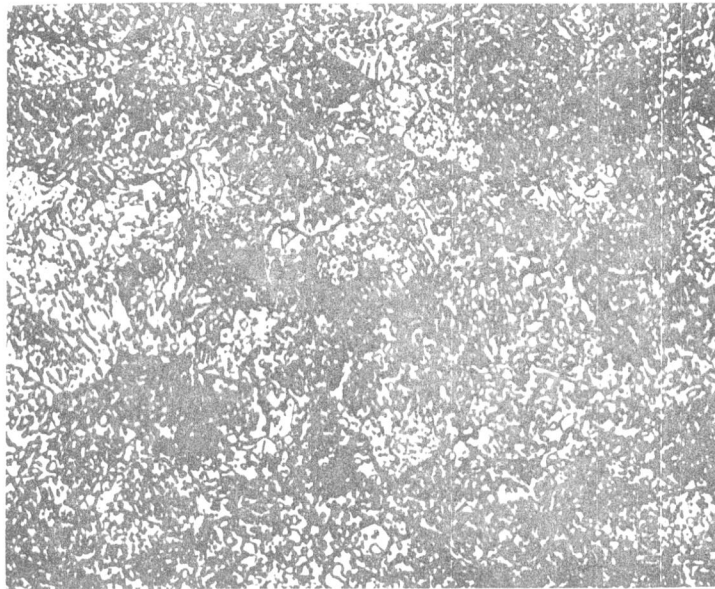


FIG. 4.7. - GLOBULOS DE CEMENTITA SOBRE UN FONDO DE FERRITA EN ACERO DE 1,15% DE CARBONO.

d) En aceros hipoeutectoides templados, mezclada con martensita u otros elementos de transición, formando zonas blancas irregulares o agujas finas. Fig. 4.8.; debido a T bajas, T insuficientes, o interrupciones en el enfriamiento.

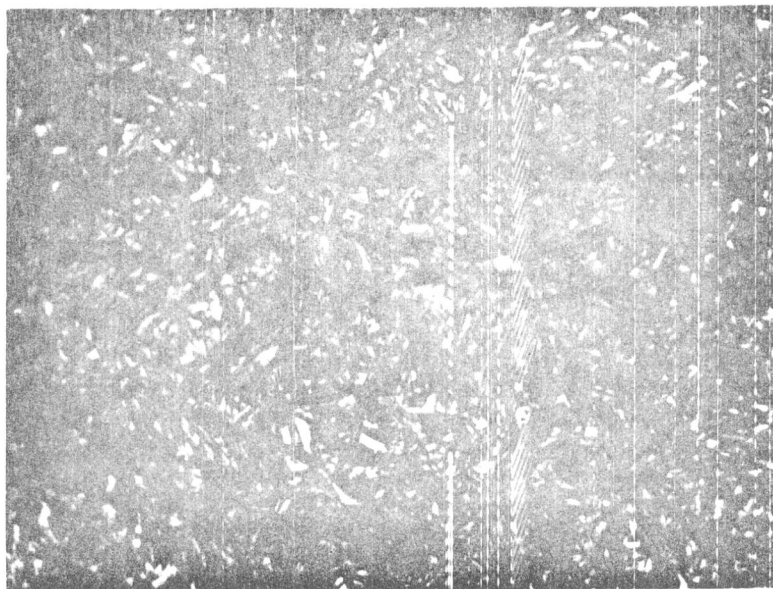


FIG. 4.8.- ACERO DE 0,45% DE CARBONO. TEMPLADO A 775° EN AGUA.
FERRITA Y MARTENSITA.

4.2.2. CEMENTITA:

Carburo de hierro CFe_3 . Es el constituyente más duro y frágil de los aceros, tiene una dureza de 68 Rc. Cristales ortorrómbicos. Puede aparecer en los aceros como:

a) Proeutectoide, en aceros de más de 0,9% C, formando una red que envuelve los granos de perlita Fig. 4.3. ; o agujas finas que partiendo de la red se dirigen hacia el interior de los cristales en las estructuras brutas de colada. Fig. 4.9.



FIG. 4,9,- RETICULA Y AGUJAS DE CEMENTITA, EN UN ACERO HIPER-EUTECTOIDE EN BRUTO DE COLADA. (Boylston).

- b) Eutectoide, formando parte de la perlita como láminas paralelas separadas por láminas de ferrita. Fig. 4.6.
- c) Como cementita globular, se presenta en matriz de ferrita en los aceros de 0,9 a 1,4% de C, recocidos a temperatura próxima a la crítica. Fig. 4.7.
- d) En aceros hipereutectoides templados, junto con la marten_sita u otros constituyentes de transición.
- e) Cementita terciaria en forma alargada en los límites de grano en aceros de bajo C.

4.2.3. PERLITA:

Es el constituyente eutectoide formado por capas alternadas de ferrita y cementita. Tiene composición química definida y constante aproximadamente:

13,5 % C Fe ₃	86,5 % Ferrita
6 0,9 % C	99,1 % Fe

Su resistencia es aproximadamente de 80 Kg/mm² y tiene un alargamiento del 15%. Aparece en general con enfriamientos lentos y en la descomposición isotérmica de la austenita entre 650-725°C. Fig. 4.6. Según la velocidad de enfriamiento las láminas aparecen más o menos separadas, y esta separación es la que sirve para clasificarla.

4.2.4. AUSTENITA:

Es una solución sólida de C en Hierro gamma. Puede contener hasta 1,7% C y es constituyente de composición variable. Todos los aceros se encuentran formados por cristales de austenita por encima de la temperatura crítica. Aunque es una estructura inestable se la puede mantener a T ambiente por enfriamiento muy rápido de aceros de alto % de C o de muy alta aleación. Por efecto de los aleantes aparece la austenita a T ambiente aún con enfriamiento común al aire. Un temple muy enérgico de un acero de alto C da cristales de austenita mezclados con agujas de martensita. Fig. 4.10.

Es poco magnética, blanda, muy dúctil y muy tenaz. Su resistencia aproximada de 88 a 105 Kg/mm², su dureza 300 HB y presenta alargamientos de 30-60 %.

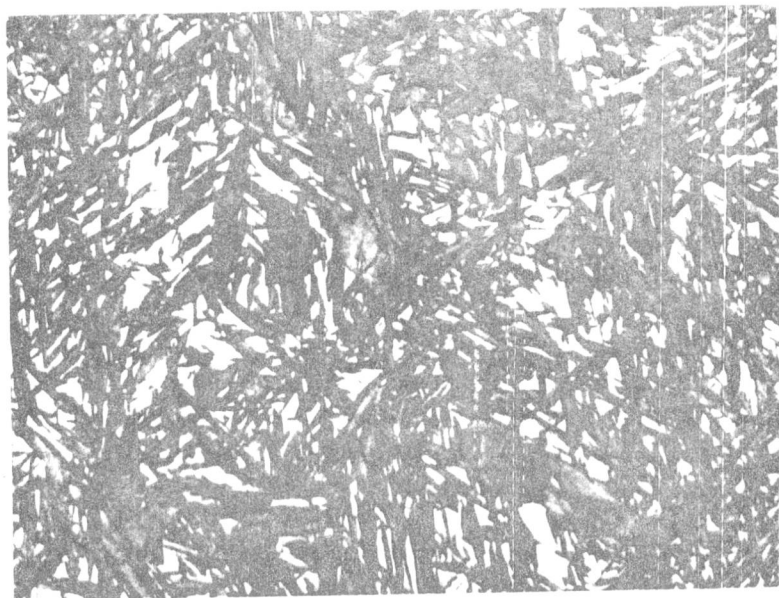


FIG. 4.10.-AGUJAS DE MARTENSITA SOBRE UN FONDO BLANCO DE AUSTENITA.

4.2.5. MARTENSITA:

Es el constituyente típico de los aceros templados, es una solución sólida sobresaturada de C en hierro. Se obtiene por enfriamiento rápido de los aceros desde alta T. Su contenido de C puede variar desde muy poco hasta alrededor de 1% y aún más. Sus propiedades físicas varían con la composición, con el aumento de C aumenta la resistencia, dureza y fragilidad. Con valores de 170 a 250 Kg/mm², 50 a 68 Rc y 2,5 a 0,5% de alargamiento.

Se presenta en forma acicular en zig-zag, con ángulos de 60° . Templando desde la T correcta la martensita es fina, requiriendo altos aumentos en metalografía óptica para su observación. Cristaliza en el sistema tetragonal, atribuyéndose a los átomos de C la deformación de la red cúbica de hierro alfa. Fig. 4.11.

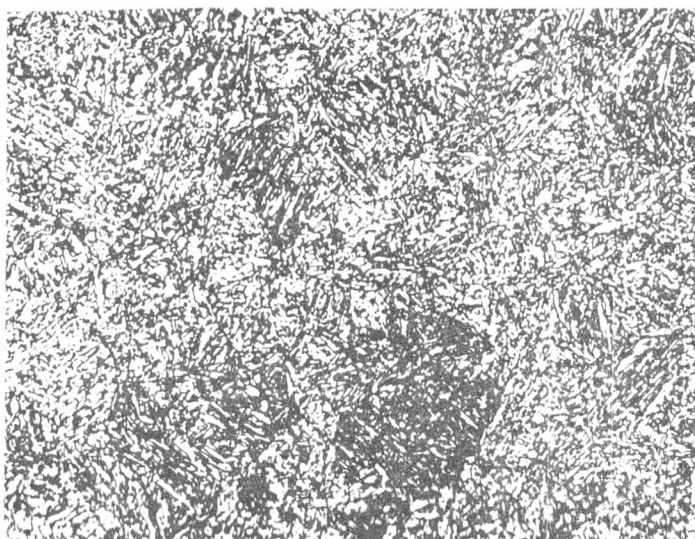
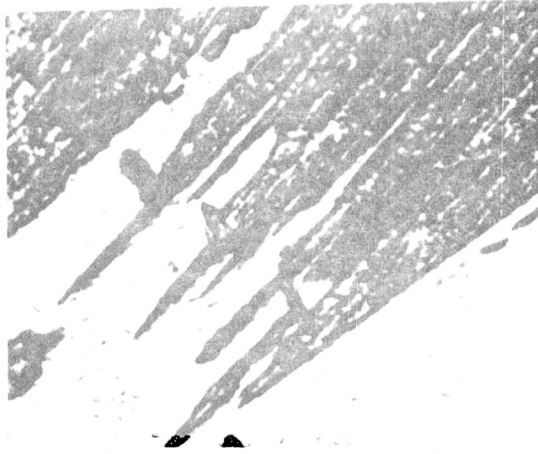


FIG. 4.11.- ACERO DE 0,45% DE CARBONO. TEMPLADO A 790° EN AGUA. MARTENSITA.

4.2.6. BAINITA:

Es el constituyente característico del tratamiento isotérmico "austempering" que se realiza enfriando desde alta temperatura en un baño de plomo o sales fundidas, a T entre 250 y 600°C y dejando el tiempo suficiente para la transformación total de la austenita.

Se diferencian dos tipos de estructura: la bainita superior, de aspecto arborescente formada a T de 500°C , difiere bastante de la inferior ($250 - 400^\circ\text{C}$), acicular, bastante parecida a la martensita. Fig. 4.12.



Bainita Superior

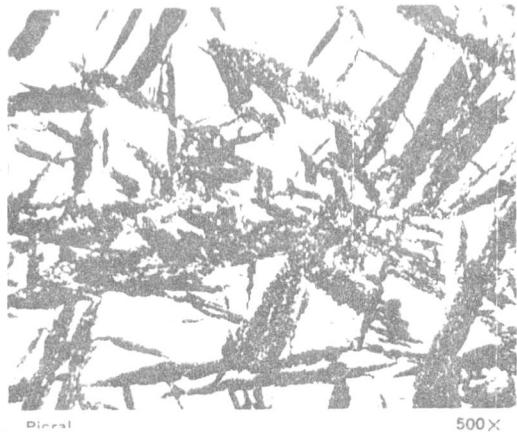


FIG. 4.12.- BAINITA INFERIOR ACICULAR, OBTENIDA POR LA PARCIAL TRANSFORMACION DE UN ACERO DE 0,90% DE C, A 290°. EL FONDO BLANCO ES DE MARTENSITA.

La bainita superior está constituida por una matriz ferrítica, que contiene carburos discontinuos que tienden a tener una orientación paralela a la dirección de las placas. La bainita inferior está formada por agujas alargadas de Fe alfa con delgadas placas de carburos. Estas placas pequeñas forman 60° con el eje de las agujas y son paralelas entre sí.

4.2.7. CARBUROS:

Son cuerpos muy duros que se forman al combinarse algunos elementos con el carbono del acero. Hay carburos simples de un solo elemento por ejemplo el más común la cementita; carburos dobles de Fe y otro elemento, y otros constituidos por mezclas de carburos.

A altas temperaturas pueden disolverse y formar solución sólida con la austenita. Algunos elementos (Cr, W, Mo, V, etc.) forman carburos tan estables que los aceros que los contienen mantienen su dureza a temperaturas relativamente elevadas. Por ejemplo los aceros para herramientas. Fig. 4.13.

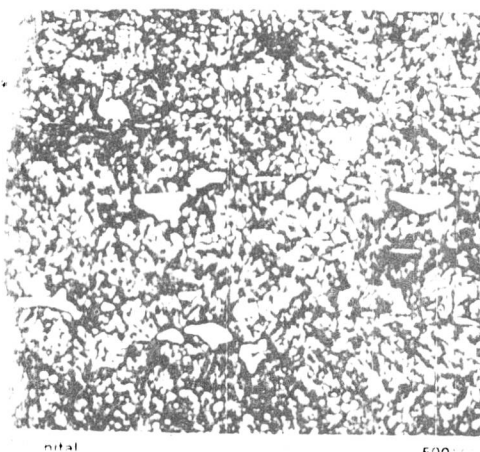


FIG.4.13.-CARBUROS EN UN ACERO RAPIDO

4.2.8. INCLUSIONES NO METALICAS:

Son elementos extraños a la matriz metálica. En general muy perjudiciales, ya que ~~des~~mejoran las propiedades del acero.

Pueden provenir de escorias, refractarios, o producidos por efectos de oxidación o desoxidación; generalmente son sulfuros, óxidos y silicatos, o mezclas de ellos. Aparte de producir interrupción en la matriz metálica por sí mismos, debilitándola en mayor o menor medida en función de su forma y tamaño, generan o favorecen toda una variedad de efectos más o menos negativos, como pueden ser, concentración de tensiones, potenciales de oxidación, adsorción de gases, etc.

4.3. DIAGRAMAS TEMPERATURA-TIEMPO-TRANSFORMACION (TTT):

Para el estudio de los tratamientos térmicos, son prácticos los diagramas o curvas donde se representan las transformaciones que sufren los aceros a distintas temperaturas a través del tiempo. Son llamados diagramas TTT (Temperatura-tiempo-transformación), o curvas de la "S" por sus formas características. Se determinan estudiando la transformación de la austenita a T constante, por eso también se llaman diagramas de transformación isotérmica de la austenita.

Se emplean principalmente dos métodos de determinación el metalográfico y el dilatómetro. En el primero se calientan las probetas hasta austenización completa y luego se introducen rápidamente en un baño a T constante, más baja que la de transformación superior. De este baño se sacan a tiempos sucesivos y se enfrían rápidamente. Por observación metalográfica se pueden determinar los porcentajes de transformación de la austenita paracada tiempo. Repitiendo el ensayo por distintas temperaturas se completan las curvas.

Utilizando el método dilatómetro lo que se hace es registrar el cambio de volumen con la transformación. Se procede montando la probeta apropiada para medir su variación de longitud, en un aparato en el que se puede cambiar rápidamente de temperatura y mantener esta constante, de la misma forma que en el método anterior. De las curvas dilatométricas se obtienen el principio y fin de la transformación. Fig. 4.14.

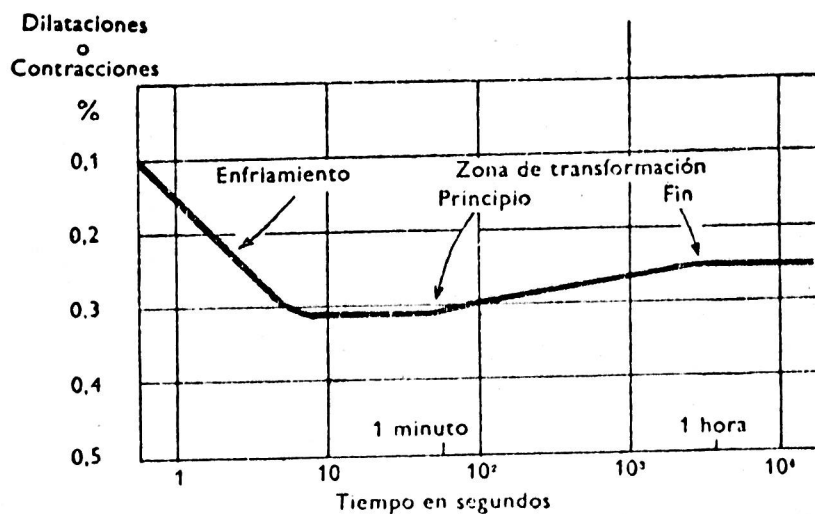


FIG. 4.14. DIAGRAMA DILATACIONES-TIEMPOS EMPLEADO PARA LA DE -
TERMINACION DE LAS CURVAS DE LA "S".

Llevando los valores obtenidos a un gráfico T vs. $\log T$, se obtienen dos curvas en forma de S donde la de la izquierda indica el comienzo de la transformación de la austenita y la otra el final de la misma. Por encima de una T dada la austenita permanece estable en el tiempo, es decir sin transformarse. Fig. 4.15.

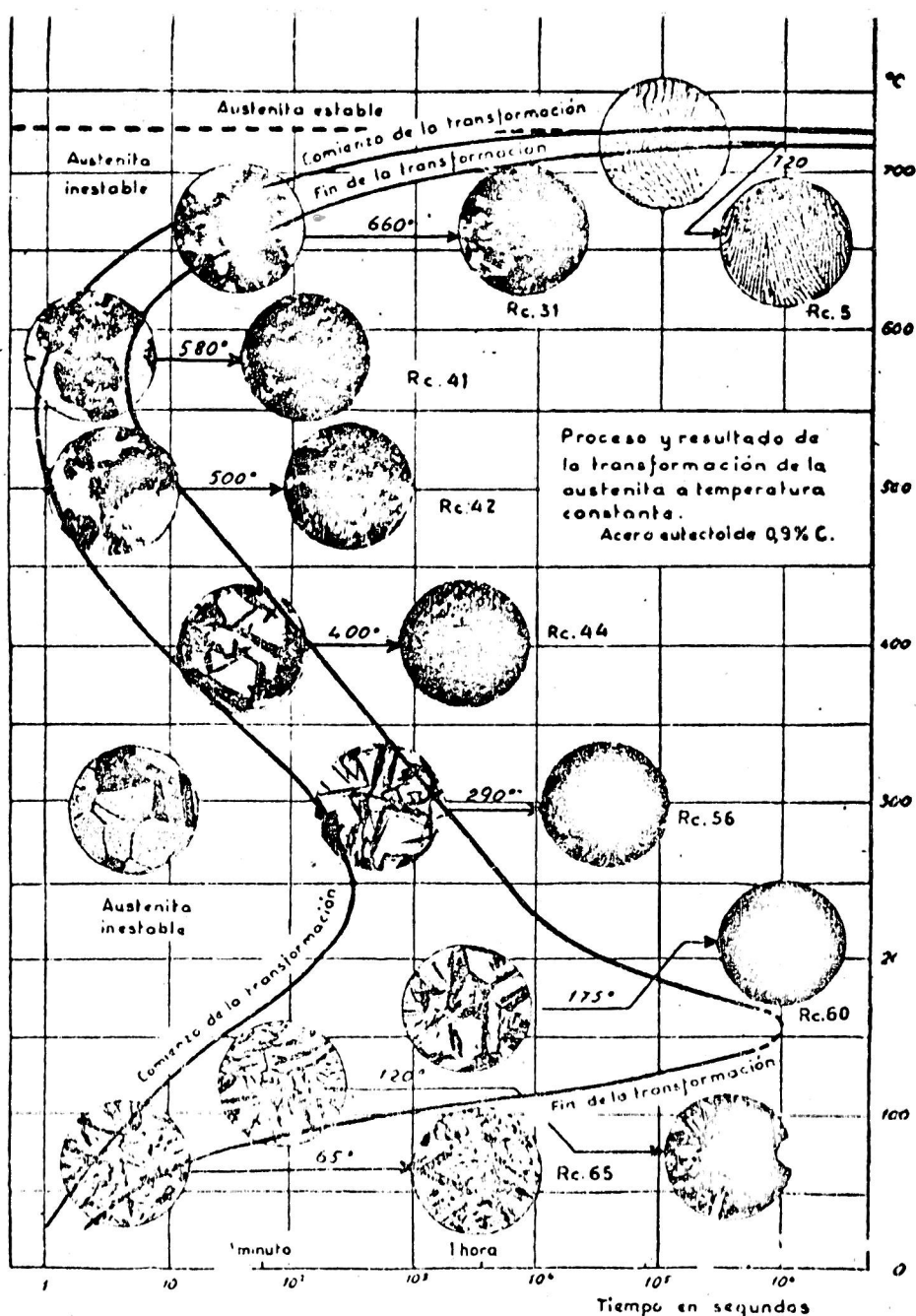


FIG. 4.15.-CURVA DE LA "S" DE UN ACERO
DE 0,90% DE C.

4.3.1. TRANSFORMACION ISOTERMICA DE LA AUSTENITA EN UN ACERO EUTECTOIDE (0,9% C):

La curva de transformación de este acero muestra que a temperaturas ligeramente inferiores de T_a la austenita se descompone en ferrita y cementita en forma de eutectoide perlita. Esta transformación comienza después de un cierto tiempo de permanencia en el baño isotérmico y demora un tiempo más o menos largo hasta completarse; cuanto más próximo se está a la T_a la transformación es mas lenta y la perlita mas gruesa. Bajando la T la transformación se va haciendo mas rápida, y aproximadamente entre 500 y 600° comienza muy rápido y también se completa en muy corto tiempo. A temperaturas mas bajas el comienzo y fin de

la transformación se retardan nuevamente, y finalmente a más baja temperatura se hace rapidísimo. Fig. 4.15.

4.3.2. ACEROS HIPO E HIPEREUTECTOIDE:

Para estos aceros, en la parte superior del diagrama TTT existen líneas de transformación que no existen para los eutectoides, estas transformaciones ocurren antes que la de la perlita y corresponden a la separación de ferrita o cementita proeutectoide. Fig. 4.16. En ambos casos la T_a limita la zona de estabilidad de la austenita y la transformación de austenita en perlita se efectúa siempre a T inferiores.

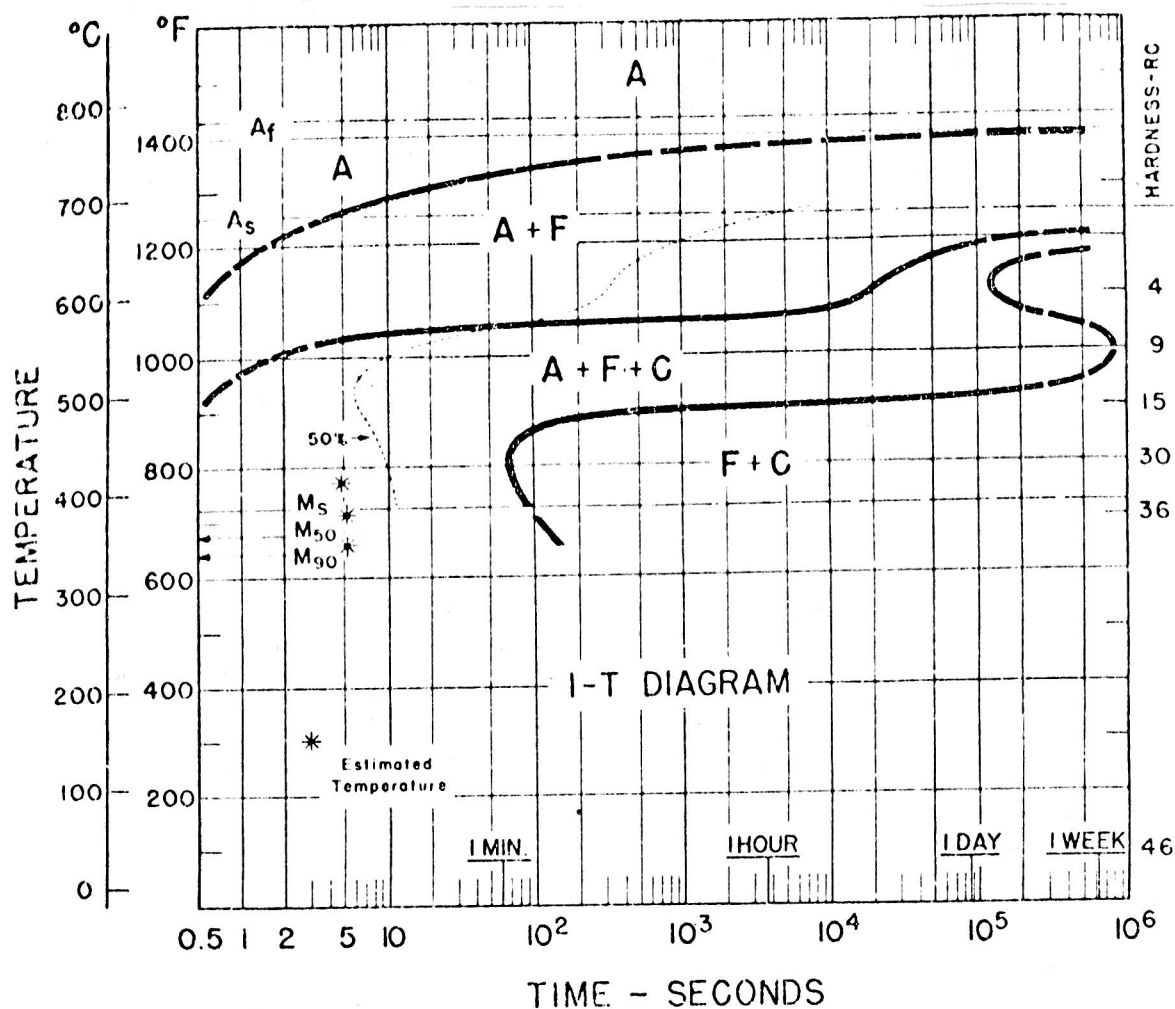


FIG.4.16 ACERO AL Ni Mo HIPOTECTOIDE.

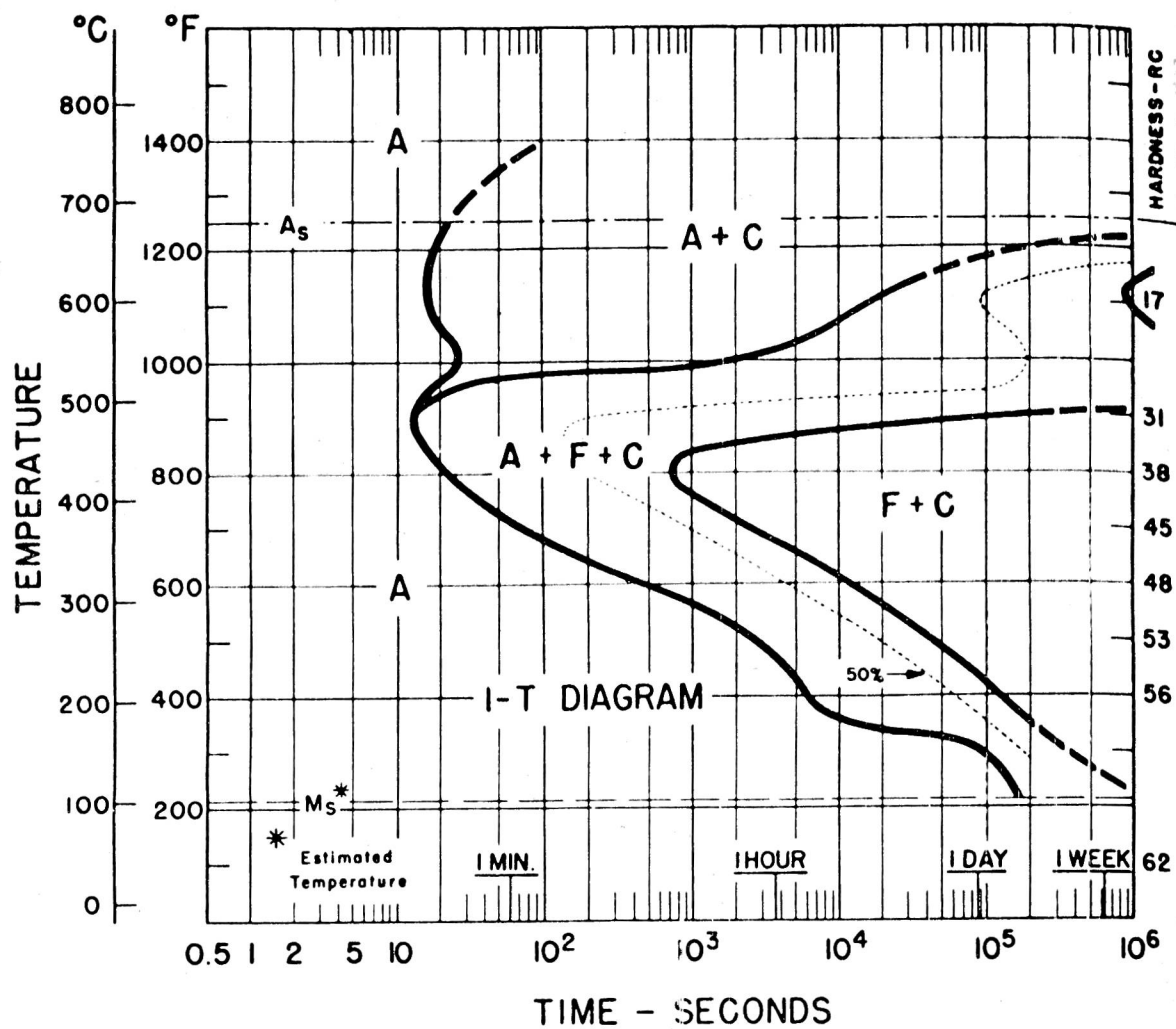


FIG.4.16. ACERO AL Ni Mo HIPEREUTECTOIDE.

4.4. CONSTITUYENTES MICROSCOPICOS QUE APARECEN EN LAS TRANSFORMACIONES ISOTERMICAS DE LA AUSTENITA:

Podemos señalar en los diagramas TTT tres zonas, una superior inmediatamente debajo de T_a , otra intermedia y otra inferior. En algunos aceros aleados hay una franja de estabilidad de la γ que separa la superior de las restantes. La zona inferior corresponde a la formación martensita y se realiza casi instantáneamente, a diferencia de la zona superior o intermedia donde la transformación resulta de un proceso de nucleación y crecimiento de nuevas fases.

En la zona superior la velocidad de nucleación o germinación es lenta y el crecimiento rápido, resulta una estructura gruesa. En la zona de la nariz de la curva a más baja T . la nucleación es mayor y el crecimiento más lento, la estructura resulta más fina. La separación de las láminas de la perlita resulta así en función de la T de formación-Fig. 4.17.

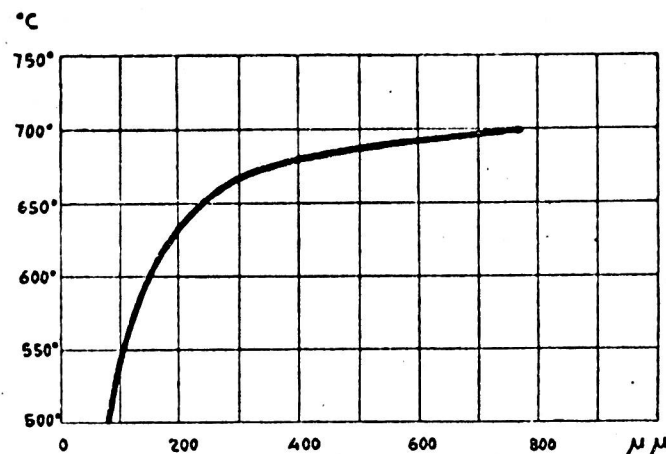


FIG.4.17.-VARIACION DE LA DISTANCIA INTERLAMINAR DE LA PERLITA EN FUNCION DE SU TEMPERATURA DE FORMACION.

4.4.1. ZONA SUPERIOR;

Los constituyentes formados; además de la perlita (mas o menos fina según la T), que es el único producto de la transformación en el caso de los aceros eutectoides; son la ferrita proeutectoide en el caso de los hipoeutectoides o la cementita proeutectoide para los hipereutectoides.

4.4.2.: ZONA INTERMEDIA;

El constituyente característico de esta zona es la bainita, distinguiéndose la superior formada en el rango de T de 600 a 450° y la inferior formada entre 250 a 450°C que tiene aspecto acicular más marcado y es más fina.

4.4.3. ZONA INFERIOR:

Cuando la austenita se enfría hasta una T suficientemente baja que depende de la composición del acero y que se encuentra entre 350 y 90°aproximadamente, se inicia la transformación en martensita. El proceso de formación de la martensita es distinto al de los otros constituyentes. Sucede rápidamente transformándose la estructura de caras centradas del hierro γ , en martensita de red tetragonal de cuerpo centrado que contiene C en espacio intersticiales.

4.5. FACTORES QUE MODIFICAN EL DIAGRAMA DE LAS TRANSFORMACIONES ISOTERMICAS DE LA AUSTENITA:

La composición química de un acero y principalmente el contenido de aleantes es el factor que mas influye en la forma y ubicación de las curvas "S". Para la misma composición el tamaño de grano también ejerce influencia. En general la adición de elementos aleantes retrasa el comienzo de las transformaciones y aumenta el tiempo para que se completen, es decir las curvas se corren hacia la derecha y se separan entre sí las de

comienzo y final de la transformación. Dentro de este comportamiento el efecto y magnitud de esta influencia es diferente en cada caso. Algunos elementos formadores de carburos, Cr y Mo por ejemplo, son causa de que en algunos diagramas se separen un poco las transformaciones perlíticas de las bainíticas apareciendo dos "narices" en la curva. Fig. 4.18.

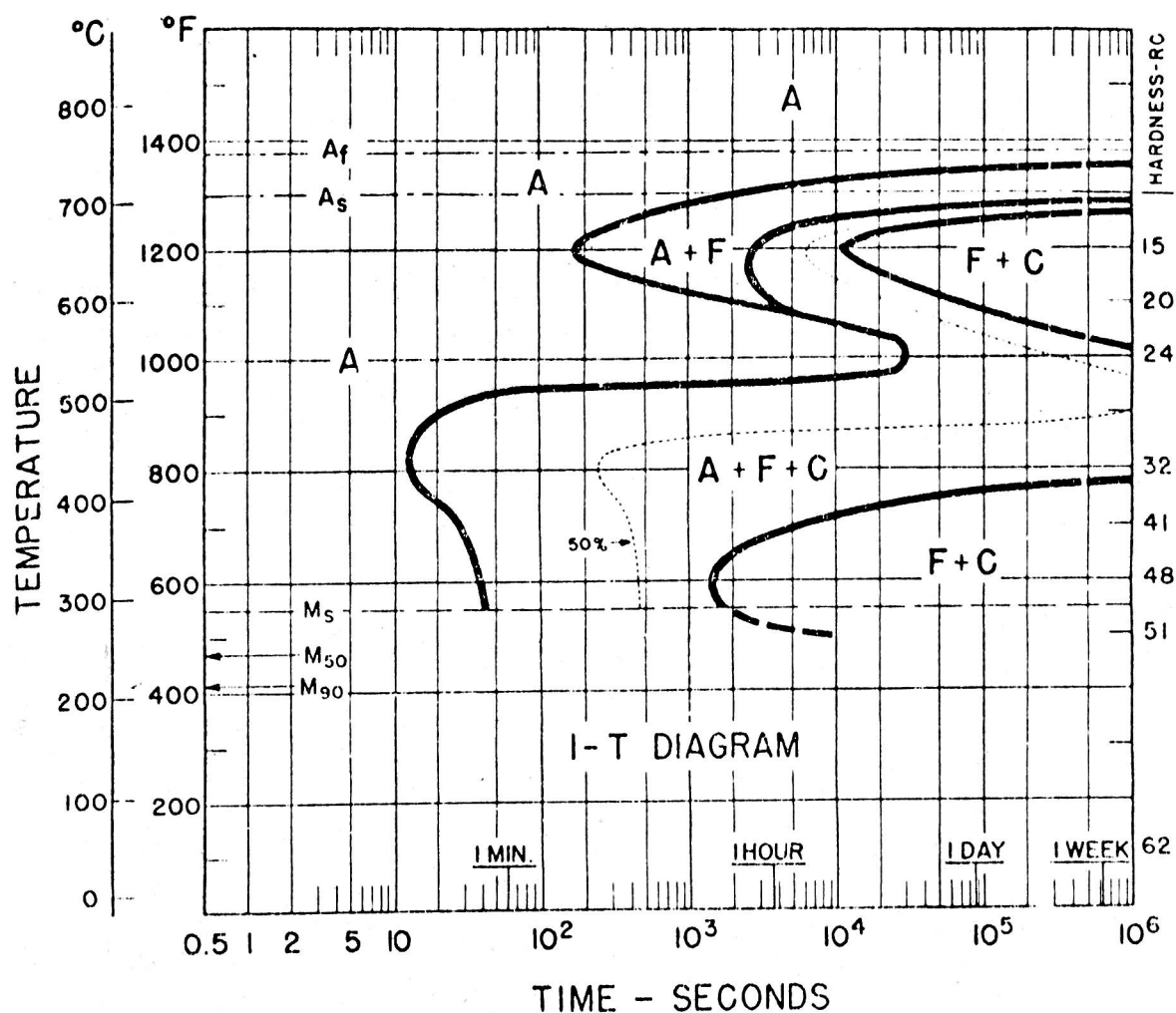


FIG. 4.18. CURVA DE LA "S" DE UN ACERO DE: C = 0,41%; Mn = 0,61%; Cr = 0,68%; Ni = 1,80% y Mo = 0,25%.

En estos aceros se deben considerar dos zonas de templa bilidad con dos velocidades críticas. La influencia del Mn en cambio es similar en toda la curva, desplazando ambas partes, su perior e inferior en la misma forma. La influencia del Cr pue de llegar a la presencia de "nariz" en ferrita, ej. Fig. 4.18, y el Co es la excepción que corre la parte superior de la cur- va de la "S" ligeramente hacia la izquierda.

El efecto del tamaño de grano es tal que a mayor tama ño, disminuye la velocidad crítica de temple y se retrasa el comienzo y final de la transformación, como se ve en la Fig. 4.19.

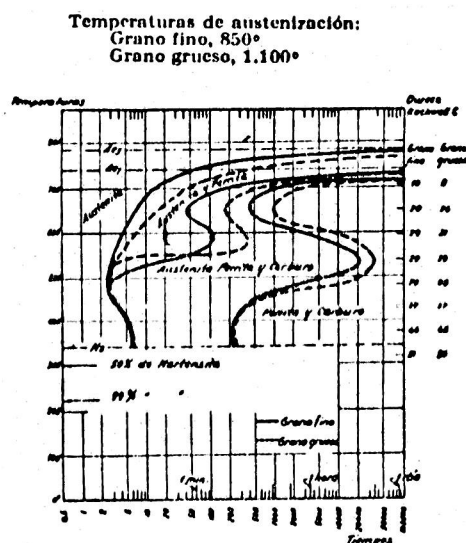


FIG.4.19.-INFLUENCIA DEL TAMAÑO DEL GRANO EN
EL DIAGRAMA DE TRANSFORMACIONES ISOTERMICAS DE
UN ACERO DE: C = 0,37%; Mn = 0,72%; Cr = 1,05%;
Mo = 0,22%.

4.6. DIFERENTES CURVAS DE TRANSFORMACION:

Las curvas de transformación de los primeros aceros estudiados tenían la forma aproximada de una S, pero luego al estudiar nuevas composiciones aparecieron curvas de formas muy diversas.

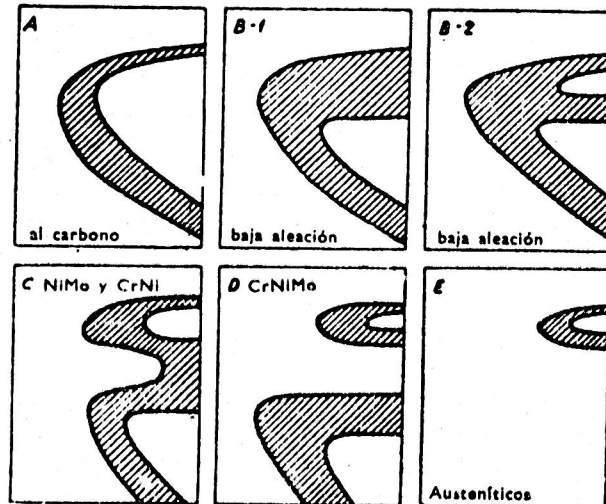


FIG. 4.20.-DIVERSOS TIPOS DE CURVAS DE LA "S" O CURVAS "TTT"

La Figura 4.20 muestra curvas de formas típicas: la A corresponde a aceros al C de baja aleación, las B corresponden a aceros en que la transformación en la zona superior no se completa en los relativamente cortos tiempos utilizados en los ensayos. La B2 tiene dos zonas de transformación relativamente rápidas. Ej. son aceros al Cr hasta 1,5% y hasta 0,9 % Mn y 1,75% Si. Curvas del tipo de la C las tienen aceros al Mn-Mo, Cr-Ni y Cr-Ni-Mo y se caracterizan por tener las transformaciones de la austenita en perlita y en bainita muy separadas presentando una doble "nariz". Otra forma característica de las curvas de transformación es la que presenta una zona de estabilidad de la austenita que separa las transformaciones perlíticas de las bainíticas, similar al modelo D, aquí se pueden mencionar los aceros Cr-Mo-Ni de media aleación. Otro caso es el de los aceros austeníticos inoxidables y resistentes al calor que solo presentan como en la Fig. E zona de transformación perlítica.

4.7. CURVAS DE ENFRIAMIENTO CONTINUO Y SU APLICACION:

Para la aplicación práctica de los diagramas de transformación durante los tratamientos térmicos, se debe tener en cuenta que en la mayoría de los casos los enfriamientos son continuos y por lo tanto las transformaciones no se corresponden exactamente con las indicadas en los diagramas de transformación isotérmica de la austenita. Se ha demostrado sin embargo que en estos casos las transformaciones suceden en forma parecida siendo las diferencias pequeñas. Determinando con enfriamientos continuos los comienzos y finales de transformación, se obtienen diagramas cuyas curvas en general están un poco desplazadas hacia abajo (menores T) y hacia la derecha, en relación con los de transformación isotérmica. Sobre estos diagramas en la práctica se pueden superponer transparentes con la curva de enfriamiento de cada tratamiento y las intersecciones de esta curva con las del diagrama indicarán en cada caso cuales transformaciones se llevaran a cabo. La velocidad correspondiente a la curva que resulte tangente a la curva de comienzo de transformación de la austenita en perlita y/o bainita se define como velocidad crítica de temple, puesto que resultará en transformación martensítica en la parte inferior del diagrama.

4.8. INFLUENCIA DE DIVERSOS FACTORES EN EL TEMPLE DE LOS ACEROS:

Los factores que afectan el temple de los aceros se pueden dividir en dos grupos: los que son propios del material (calidad) y que determinan la velocidad crítica de temple, y los que determinan la velocidad de enfriamiento de cada parte de la pieza o cuerpo de acero.

Entre el primer grupo los más importantes son la composición y el tamaño de grano. En el momento anterior al temple influyen también la homogeneidad y estado de la estructura, como por ejemplo el tamaño, forma y distribución de partículas que no están disueltas en la austenita.

En el segundo grupo se encuentran la forma y tamaño de las piezas, su estado superficial y el medio de enfriamiento.

4.8.1. INFLUENCIA DE LA COMPOSICION:

Los distintos elementos aleantes ejercen sobre el temple una influencia compleja y difícil de explicar brevemente, pero en general todos disminuyen la velocidad crítica de temple (v_{ct}), el Mn y Mo son los que actúan más intensamente luego lo hacen el Cr, Si, Ni, etc. La Figura 4.21. muestra claramente como las curvas del diagrama "TTT" se desplazan a la derecha al aumentar los porcentajes del Mn y Cr.

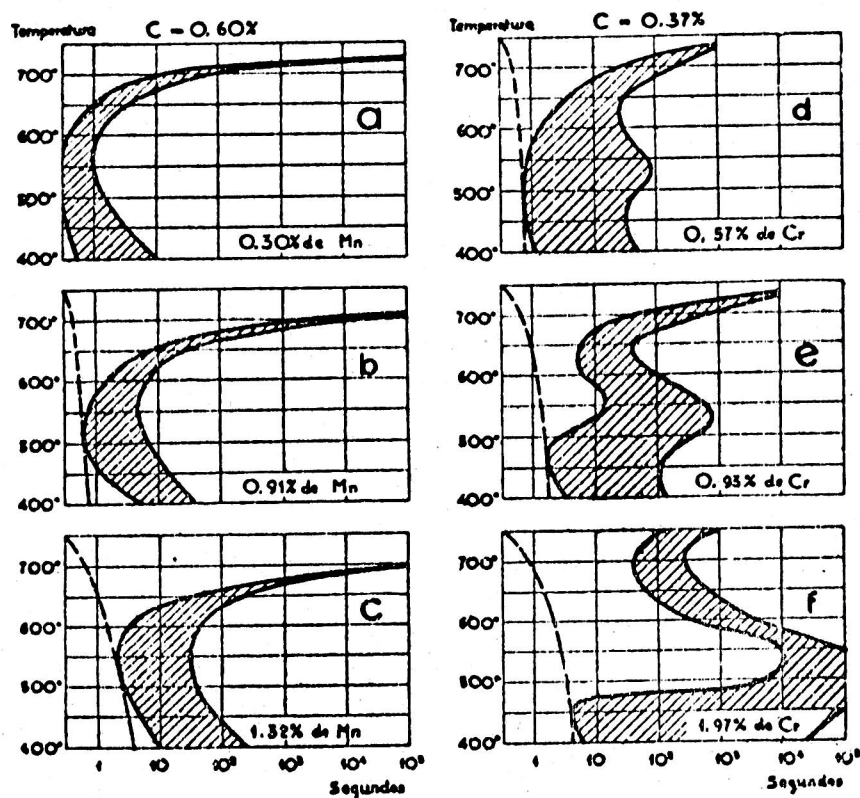


FIG.4.21.-CURVAS DE LA "S" DE TRES ACEROS DE 0,60% DE CARBONO Y CONTENIDOS VARIABLES DE MANGANESO, Y DE TRES ACEROS DE 0,37% DE CARBONO Y CONTENIDOS VARIABLES DE CROMO.

4.8.2. INFLUENCIA DEL TAMAÑO DE GRANO:

El tamaño de grano afecta la ubicación y forma de los diagramas de transformación. Al aumentar el mismo disminuye la vct. La Figura 4.22 muestra para un mismo acero las curvas obtenidas con tamaño de grano distintos, para lo cual se utilizaron distintas T de austenización.

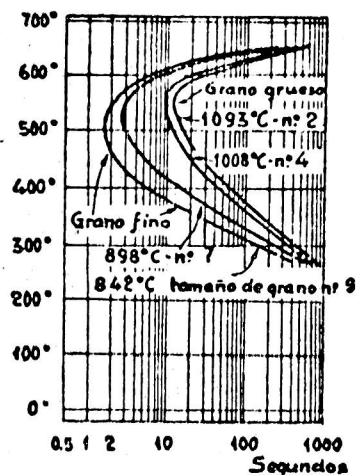


FIG. 4.22.-CURVAS DE LA "S" CORRESPONDIENTES A LA TRANSFORMACION DEL 50% DE AUSTENITA, DE UN ACERO DE 0,63% DE C, AUSTENIZADO A DIFERENTES TEMPERATURAS.

4.8.3. INFLUENCIA DEL TAMAÑO DE LAS PIEZAS:

Es espesor y el volúmen de las piezas tiene mucha importancia en el temple de los aceros. La superficie del acero que está en contacto con el medio de enfriamiento es la que se enfría más rápidamente, la capa siguiente lo hace con una velocidad menor, y así sucesivamente hasta llegar al centro de las piezas. La Figura 4.23 sirve de ejemplo. Así se entiende porque en algunos casos las capas superficiales endurecen perfectamente mientras en zonas del interior no se consigue templar el material. La explicación de esto es que el calor del interior no se trasmite directamente al medio de temple, sino que debe atravesar capas del mismo material hasta ser eliminado en la superficie.

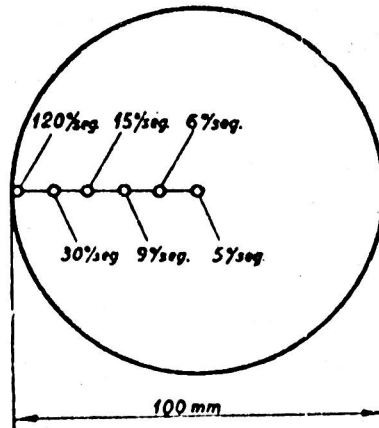


FIG.4.23.-VELOCIDADES DE ENFRIAMIENTO QUE SE CONSIGUEN A 704° EN DIVERSOS PUNTOS DE UN REDONDO DE ACERO DE 100 mm DE DIAMETRO TEMPLADO EN AGUA LIGERAMENTE AGITADA.

4.8.4. INFLUENCIA DEL MEDIO DE ENFRIAMIENTO:

Junto con el tamaño y forma de las piezas, el medio de enfriamiento determina la velocidad de enfriamiento en los tratamientos térmicos. Entre la máxima velocidad de enfriamiento obtenible con agua salada muy agitada y la mínima, enfriando dentro del horno se obtienen velocidades intermedias, utilizando aceite, aire, sales, etc. La Figura 4.24. muestra las curvas de enfriamiento de varios puntos de dos redondos de 50 mm de diámetro templados en agua y en aceite.

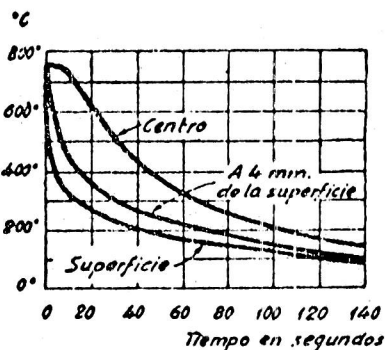
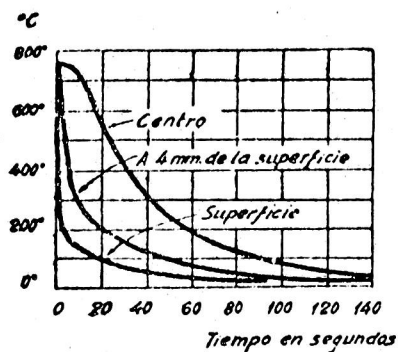


FIG. 4.24-CURVAS DE ENFRIAMIENTO DE DIVERSOS PUNTOS DE UN REDONDO DE 50 mm TEMPLADO DESDE 750°C EN AGUA AGITADA.

CURVAS DE ENFRIAMIENTO DE DIVERSOS PUNTOS DE UN REDONDO DE 50 mm TEMPLADO DESDE 750°C EN ACEITE AGITADO.

En la tabla siguiente se dan velocidades de enfriamiento en el centro de los redondos de 25, 50 y 75 mm enfriados en cuatro medios distintos.

Enfriamiento	Diametro mm		
	25	50	75
Agua agitada	56	15	7
Aceite agitado	27	10	5
Corriente de aire	1,8	0,9	0,6
Aire quieto	0,85	0,4	0,3

4.9. CARACTERISTICAS DE LOS PROCESOS DE ENFRIAMIENTO EN EL TEMPLE DE LOS ACEROS:

Es interesante estudiar los mecanismos de disipación del calor durante los procesos de enfriamiento en el temple de

los aceros, ya que así se comprende mejor la influencia que sobre éste ejercen los diferentes medios de enfriamiento.

Se pueden señalar tres etapas durante el enfriamiento:

Primera etapa: Cuando se introduce el acero en el líquido de temple, a causa de la alta T se forma una capa de vapor que rodea el metal y la cesión del calor se hace a través de una capa gaseosa ya sea por conducción o radiación. El enfriamiento en este caso es relativamente lento, influyendo la temperatura, el punto de ebullición del líquido y la conductibilidad térmica del vapor.

Segunda etapa: Cuando desciende la temperatura de la superficie del metal, va desapareciendo la película de vapor pero el líquido hierve alrededor de la pieza y se forman burbujas que rodean el acero y se mueven por corrientes convectivas. El vapor que se separa así de la pieza es reemplazado por líquido. Esta etapa es la de más rápido enfriamiento y en ella influyen la viscosidad del líquido, el calor de vaporización y la agitación del baño o pieza.

Tercera etapa: La última parte del enfriamiento llega cuando la T de la superficie de la pieza es más baja que la temperatura de ebullición del líquido de temple y entonces el enfriamiento se hace por conducción a través de éste, y por convección del mismo. Esta etapa es de menor velocidad de enfriamiento, la diferencia de T entre la pieza y el líquido es menor, e influyen en este caso la conductibilidad del líquido y su grado de agitación.

Por lo dicho las propiedades que mas influyen en el poder templante de los líquidos son: su temperatura de ebullición, el calor de vaporización, el calor específico, la viscosidad y su conductibilidad térmica.

4.9.1. ELECCION DEL MEDIO DE TEMPLE:

Es siempre conveniente utilizar el medio de enfriamiento menos enérgico pero que permita enfriar el acero con una velocidad de enfriamiento superior a la crítica ya que se necesita lograr una estructura totalmente martensítica. Como siempre

existe el peligro de las tensiones creadas durante el temple y como estas tensiones se deben a la diferencia de velocidades de enfriamiento entre periferia y centro de las piezas, seran menores a mas bajas velocidades ya que esa diferencia se hace menor. De alli conviene usar la menor velocidad de enfriamiento posible.

Las vct varían mucho de unos aceros a otros, las mayores corresponden a los aceros al C. Los aceros aleados tienen velocidades críticas de enfriamiento, en algunos casos bastantes bajas, esto permite el uso de medios de enfriamiento menos enérgicos y así el peligro de aparición de grietas o roturas está disminuído.

El espesor o factor tamaño debe tenerse en cuenta. Por ejemplo en general los aceros al C se templean en agua, pero si el % de C es alto y el espesor muy fino, se puede y conviene templear en aceite: se alcanza la dureza deseada y se disminuye el peligro de deformaciones, grietas o roturas. Inversamente un acero aleado, indicado para templear en aceite, convendra hacerlo en agua cuando su espesor supere ciertos valores (Ej. mayor que 100 mm para un acero de 1% C, 1,5% Cr, 0,2% V y se necesiten mas de 60 Rc de dureza).

Agua: Debe tratarse que durante el temple la T se mantenta baja. Cuando sobrepasa los 30°C la primera etapa de enfriamiento se prolonga y disminuye la velocidad de enfriamiento entre los 750 y 500°C, favoreciendo la formación de estructuras blandas.

Aceite: Un buen aceite debe tener las siguientes propiedades: la viscosidad debe estar entre cierto límites, ni muy baja para que no se volatilice muy facilmente, ni muy alta porque un aceite muy viscoso frena las corrientes de convección en la superficie del acero y permite el quemado o carbonización, formando una capa que disminuye el poder refrigerante. La volatilidad

no debe ser elevada, porque además de la pérdida de líquido, se modifican las otras propiedades como la viscosidad y la formación de una capa de vapor más abundante alrededor de las piezas. La temperatura de inflamación y combustión deben ser lo más alta posible y debe ser estable frente a agentes que como el oxígeno del aire pueden modificar en el tiempo la composición del aceite.

Baños de sales o metales fundidos: Se emplean en casos específicos aprovechando algunas ventajas que presentan como su posibilidad de uso a altas T y su alta capacidad de transferencia de calor.

4.10. TEMPLABILIDAD:

La forma tradicional de obtener la máxima resistencia en los aceros, es por templeado para formar martensita, seguido de un revenido a una T intermedia mejorando la tenacidad sin gran pérdida en la resistencia. Por supuesto que para el mejor aprovechamiento de la resistencia, el acero debe ser totalmente transformado en martensita. Para lograr esto debe ser templeado a una velocidad suficientemente rápida para evitar la descomposición de la austenita, durante el enfriamiento, en productos tales como ferrita, perlita o bainita.

La efectividad del templeado dependerá primeramente de dos factores: la geometría de la pieza y la composición del acero.

Una barra de gran diámetro, obviamente se enfriará más lentamente que una de pequeño diámetro en tratamientos similares. Por lo tanto a la más pequeña será más fácil transformarla totalmente en martensita.

Se ha visto que la adición de elemento aleantes a un acero corre las curvas TTT a los tiempos más largos, haciendo más fácil evitar la nariz de las curvas durante el temple, o sea que los aleantes en el acero reducen la velocidad crítica de enfriamiento necesaria para la total transformación en martensita.

Si la velocidad crítica no es alcanzada, la barra de acero presentará una zona exterior que se enfrió más rápido donde será totalmente martensítica seguida de una centro donde la velocidad será menor y aparecerá bainita, ferrita o perlita.

La habilidad de un acero para formar martensita durante el templeado es conocida como TEMPLABILIDAD.

Esto puede ser expresado para barras de diámetro dado como la distancia debajo de la superficie donde alcanza 50% de transformación en martensita después de un temple dado y es la medida de la profundidad de temple.

4.11. USO DE LOS TTT y CCT:

Los TTT constituyen un buen punto de partida para estudiar la templabilidad, pero como son el resultado de transformaciones isotérmicas son solo una guía. Fig. 4.25.a y 4.25.b.

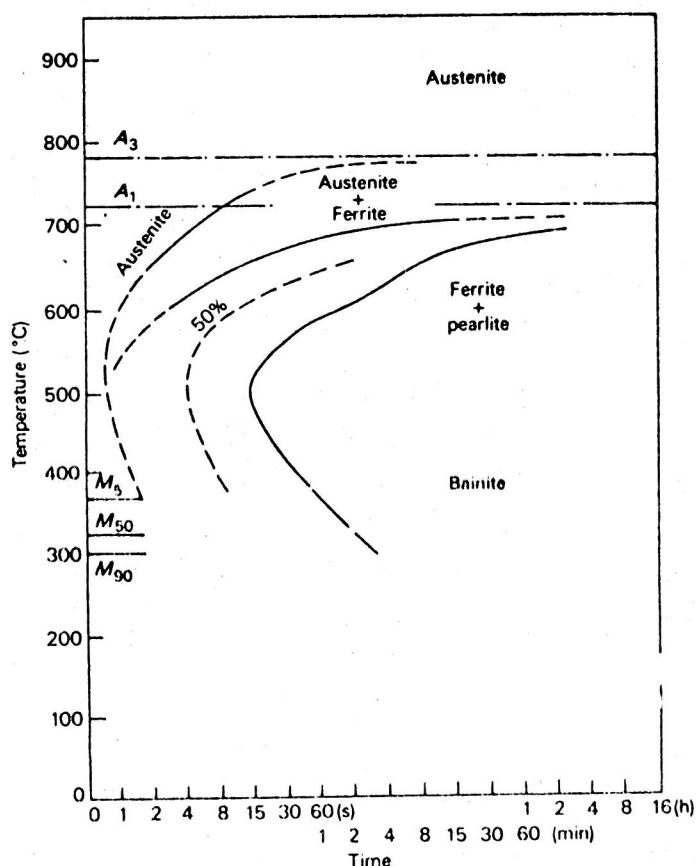


FIG.4.25.a. DIAGRAMA TTT DE UN ACERO CON Mo: 0,4 C, 0,2 Mo.

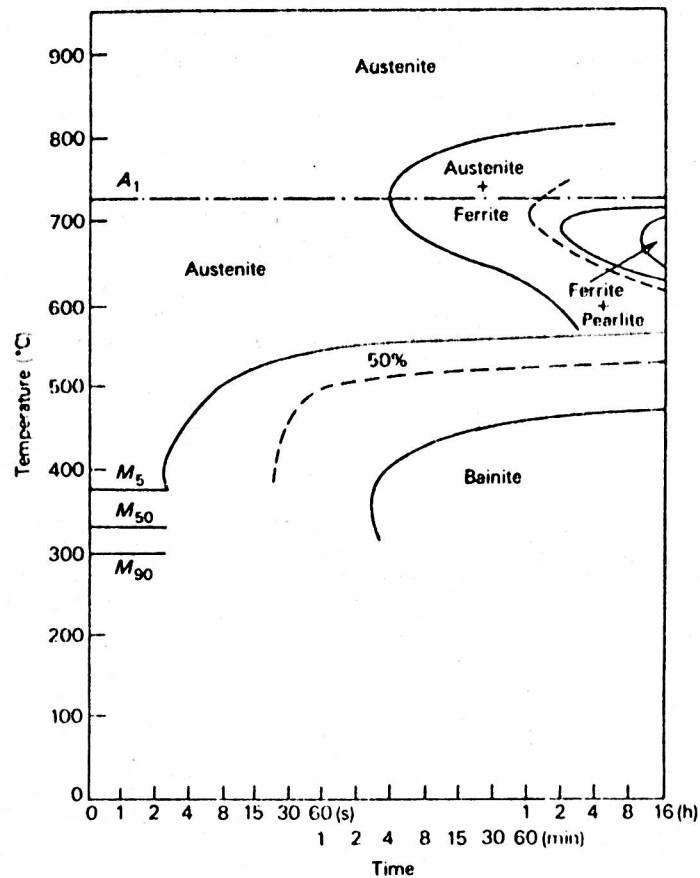


FIG. 4.25 b.-DIAGRAMA TTT DE UN ACERO CON Mo: 0,3 C, 2,0 Mo.

Las limitaciones del uso del diagrama TTT para el caso de tratamientos que involucren un rango de velocidades de enfriamiento a través de un rango de temperaturas de transformación, ha llevado al desarrollo de diagramas más realistas, los CCT (diagramas de transformación por enfriamiento continuo). Estos diagramas grafican el avance de la transformación a través de la caída de temperatura para una serie de velocidades de enfriamiento. Se determinan usando barras cilíndricas que son sometidas a distintas velocidades de enfriamiento y la transformación es detectada por dilatometría, permeabilidad magnética, u otra propiedad física.

Los productos de transformación, ferrita, perlita o bainita, son parcialmente determinados por los diagramas TTT y confirmados por examinación metalográfica.

El resultado es luego graficado en un diagrama T-velocidad enfriamiento-tiempo, que registra por ejemplo el tiempo al que aparece el comienzo de la transformación de la austenita en perlita sobre un rango de velocidades de enfriamiento. Esta serie de resultados determinará un límite de austenita-perlita sobre el diagrama e igualmente con las otras transformaciones. Un ejemplo para un acero hipotético -Figura 4.26.

Una forma cómoda de usarlo es superponer un transparente con velocidades de enfriamiento en la misma escala. Las fases que se producirán serán las que intercepte la línea correspondiente a la v usada con el CCT. Ejemplo las líneas punteadas de la Figura 4.26.

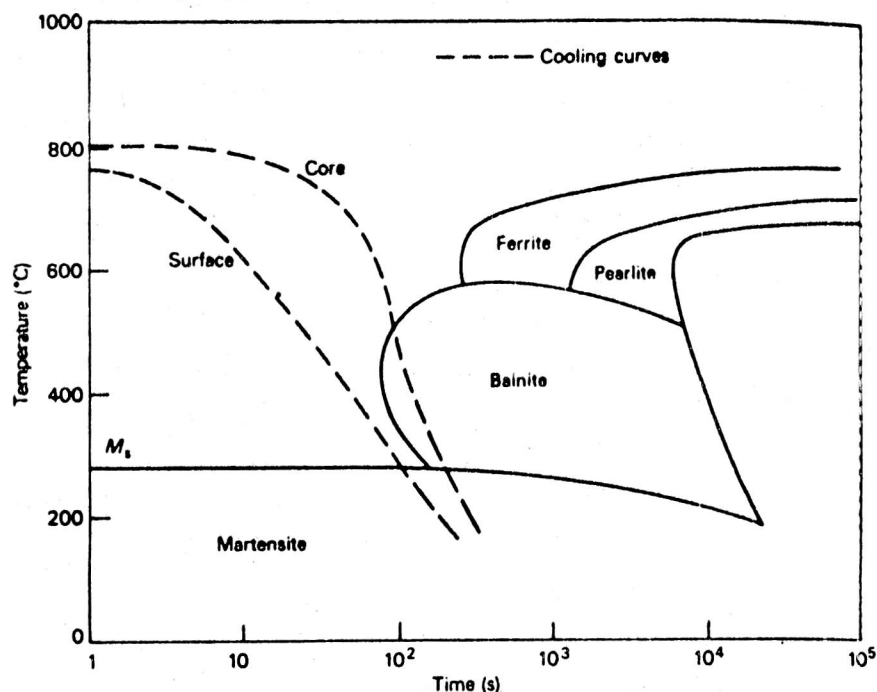


FIG.4.26.-RELACION ENTRE CURVAS DE ENFRIAMIENTO PARA LA SUPERFICIE Y EL VOLUMEN DE UNA BARRA DE 95 mm DE DIAMETRO TEMPLADA EN ACEITE Y LA MICROESTRUCTURA.

4.12. ENSAYOS DE TEMPLABILIDAD:

La velocidad a la que la austenita se descompone en ferrita, perlita o bainita, depende de la composición del acero, además de otros factores como el tamaño de grano y el grado de homogeneización en la distribución de los aleantes.

Es muy difícil predecir la templabilidad a partir de principios básicos y se confía en alguno de los ensayos prácticos que permiten determinar la templabilidad de cualquier acero fácilmente.

GROSSMAN: Entre los primeros trabajos sistemáticos sobre la templabilidad se encuentran los de GROSSMAN y colaboradores, que desarrollaron un ensayo basado en el temple en un medio de enfriamiento dado de barras de distinto diámetro del acero a ensayar. Sobre secciones transversales de éstas se miden la dureza y así se ve el efecto de templabilidad en forma directa. La Figura 4.27 muestra este efecto sobre una barra de 3140.

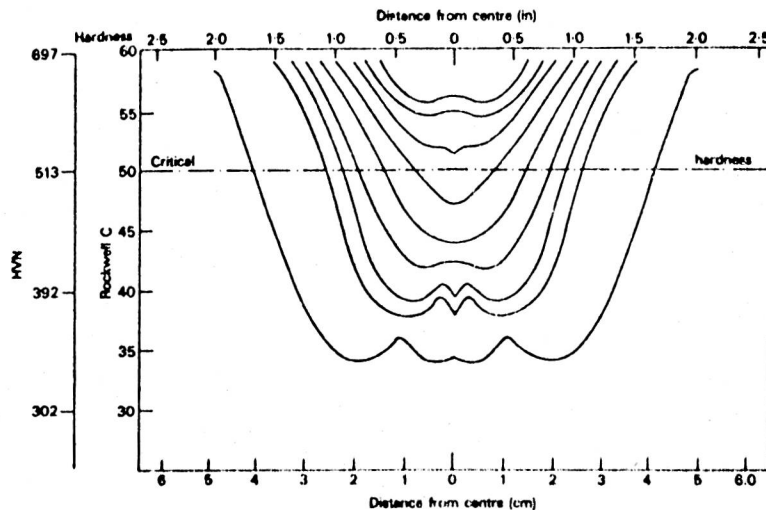


FIG. 4.27.-ACERO 1.1 Ni - 0,75 Cr - 0,4 C- DUREZA PARA SECCION TRANSVERSAL PARA BARRAS DE DIAMETRO CRECIENTE TEMPLADOS EN AGUA.

Las partes más duras y más blandas de la barra también se pueden ver por ataque metalográfico y así se puede determinar la barra que alcanza 50% de martensita en el centro. Al diámetro de esta barra se lo designa como diámetro crítico D_o . Sin embargo este valor no es absoluto como expresión de templabilidad dado que lo influye obviamente la efectividad del medio de temple. Para asegurar esta constancia se recurre al coeficiente "severidad del medio de temple" (H). Valores típicos de tres medios comunes y varias condiciones de agitación se muestran en la tabla 4.1.

TABLA 4.1. - COEFICIENTES H PARA MEDIOS DE TEMPLADO.

Agitation	Cooling medium		
	Oil	Water	Bone
None	0.25 - 0.30	1.0	2.0
Moderate	0.35 - 0.40	1.2 - 1.3	
Violent	0.8 - 1.1	4.0	5.0

Se toma como referencia para agua en reposo el valor $H = 1$ a efectos de comparar otros medios de enfriamiento. Usando los coeficientes H es posible determinar el diámetro crítico ideal D_i en lugar de D_o , que es el que tiene 50% de martensita en el centro de la barra cuando se temple la superficie $H = \infty$.

Este valor D_i es independiente del medio usado y su relación con el D_o se puede ver en la Figura 4.28.

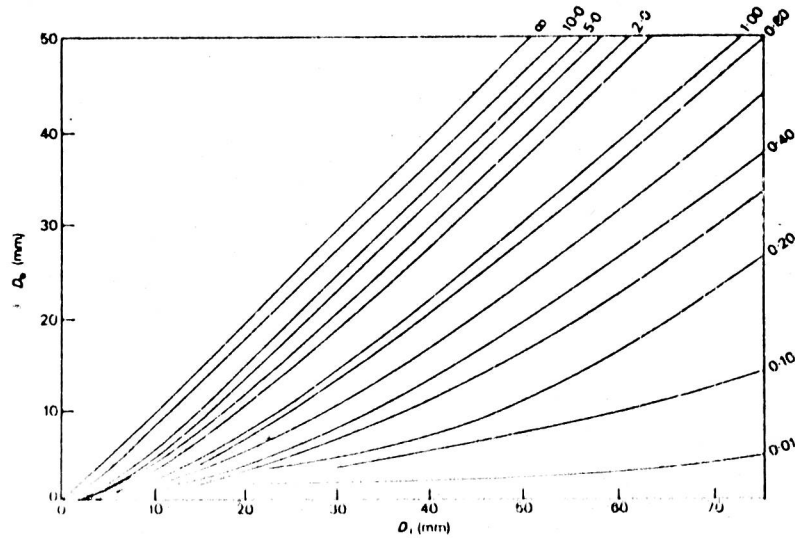


FIG. 4.28-GRAFICO QUE DETERMINA EL DIAMETRO IDEAL D_i A PARTIR DEL DIAMETRO CRITICO Y LA SEVERIDAD DE TEMPLE PARA ACEROS AL CARBONO Y DE MEDIA ALEACION.

JOMINY: Otro ensayo de templabilidad menos elaborado que el de GROSSMAN es el JOMINY, en el cual una probeta normalizada es calentada hasta austenización y enfriada por un chorro de agua en un extremo. Esto da velocidades de enfriamiento decrecientes a lo largo de la barra desde el extremo que recibe el chorro de agua. Rectificando hasta una profundidad de 4 mm. sobre una generatriz de la barra se realizan mediciones de dureza. Estos valores se grafican obteniéndose un perfil de dureza en función de la distancia al extremo templado.

La Figura 4.29 muestra la típica 'banda' de templabilidad correspondiente entre los valores máximo y mínimo según la composición del acero. Otro dato adicional que se obtiene de las curvas JOMINY es la dureza del acero templado, en función del % de C o del % de martensita en la estructura.

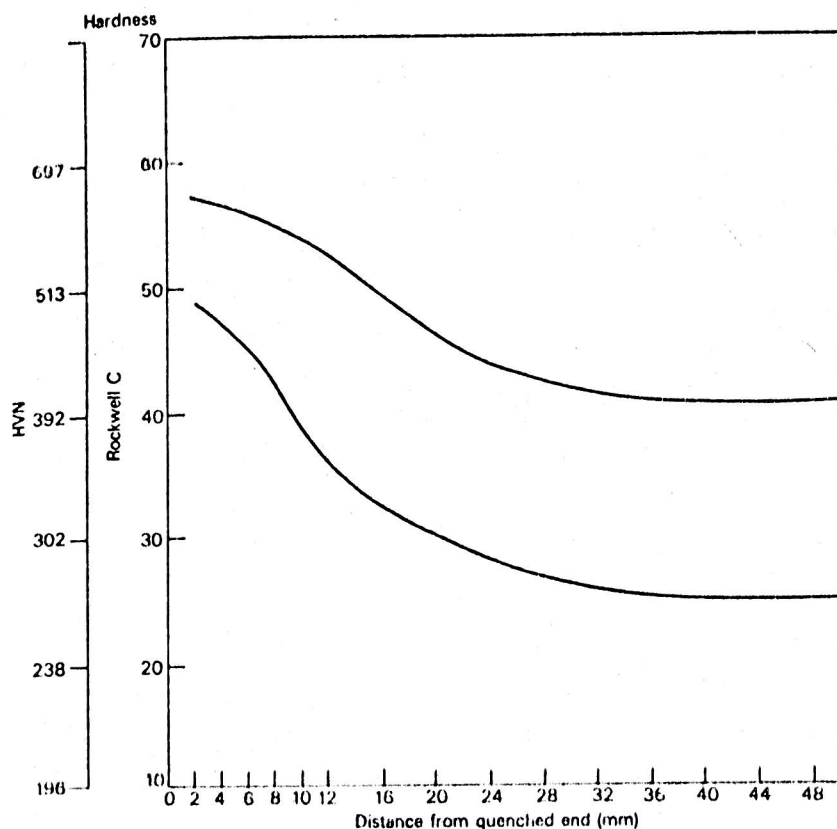


FIG. 4.29.-CURVAS DE JOMINY PARA LIMITES SUPERIOR E INFERIOR PARA UN ACERO.

La Figura 4.30. muestra estos datos para temple con 50-99% de martensita. La dureza para 50% de martensita puede ser fácilmente determinada para un particular contenido de C y por examen del resultado JOMINY se puede determinar la profundidad a la cual se logra 50% de martensita.

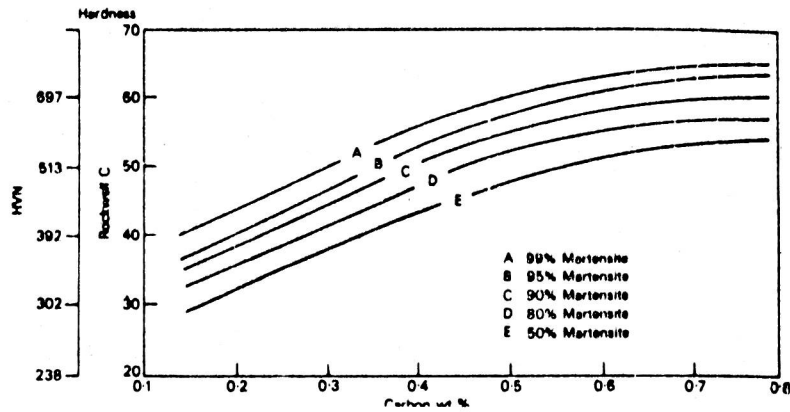


FIG.4.30.-EFECTO DEL % DE MARTENSITA Y CONTENIDO DE CARBONO SOBRE LA DUREZA DEBIDA AL TEMPLADO.

El ensayo JOMINY es muy usado para determinar templeabilidad en el rango $Di = 1-6$, fuera de este rango es de limitado uso. El resultado se puede convertir fácilmente al máximo diámetro de barra que puede ser totalmente templado.

La Figura 4.31 grafica los diámetros de barra y las posiciones de la probeta JOMINY que alcanzan la misma v de enfriamiento que en el centro de las barras para varias severidades de temple. Tomando el enfriamiento ideal $H = \infty$ la curva superior muestra que a 12,5 mm del extremo de la probeta JOMINY da una velocidad de enfriamiento equivalente a la del centro de una barra de 75 mm de diámetro. Este diámetro se reduce a 50 mm para enfriamiento en agua quieta ($H = 1$). El diagrama de la Figura 4.31. puede ser usado para determinar la dureza en el centro de una barra de acero del cual se conoce su ensayo JOMINY. De la misma forma se puede conocer las durezas en otros puntos, por ejemplo en la superficie.

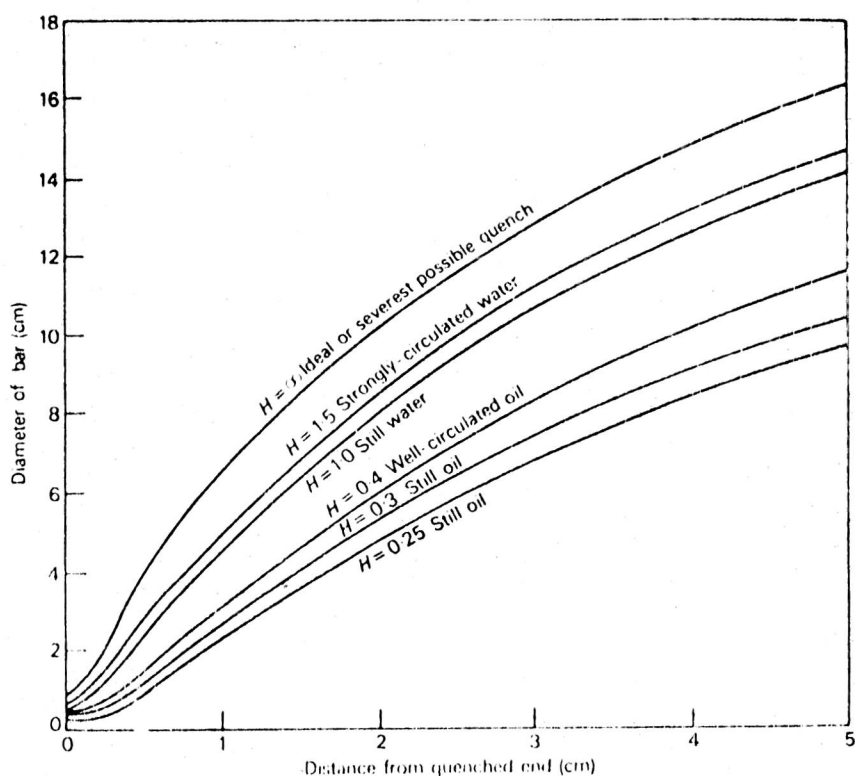


FIG.4.31.-POSICIONES DE JOMINY Y DIAMETRO DE BARRA EQUIVALENTE PARA VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO EN EL CENTRO DE LA BARRA IGUAL AL DEL PUNTO EN LA MUESTRA DE JOMINY.

4.13.EFECTO DEL TAMAÑO DE GRANO Y DE LA COMPOSICION QUIMICA:

La templabilidad aumenta con el tamaño de grano austenítico porque el área de límites de grano disminuye. Esto significa que los sitios de nucleación de ferrita, o perlita se reducen en número, con el resultado que estas transformaciones se hacen más lentas y entonces la templabilidad resulta aumentada.

De la misma manera la mayor parte de los aleantes disminuyen las transformaciones en perlita o ferrita y también incrementan la templabilidad.

Para conocer cuantitativamente el efecto de estos factores, lo primero que se hace es determinar la influencia del tamaño de grano y del contenido de C. Se obtienen valores de D_i en función de contenidos de C desde 0,2 a 1% y tamaños de grano austenítico ASTM 4 a 8 como se ven en la Figura 4.32 y se tiene como templabilidad base los valores de D_{ic} (mm).

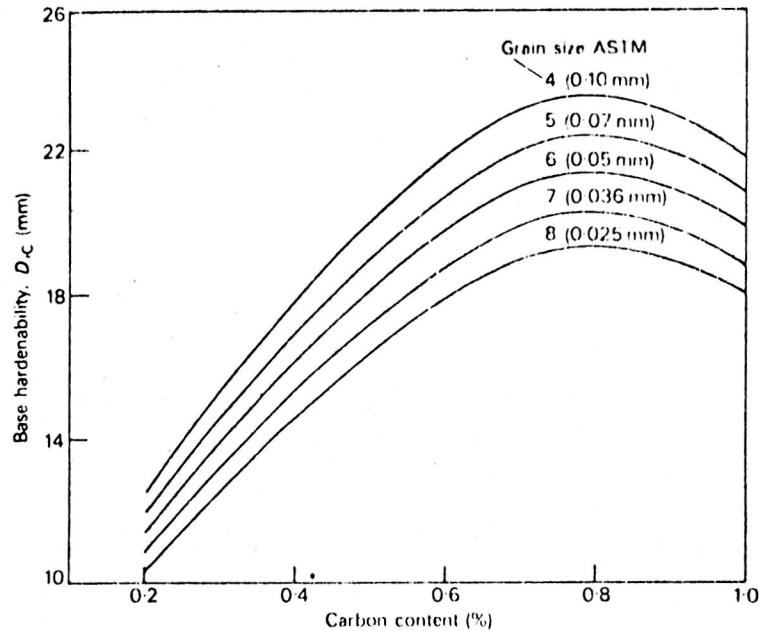


FIG.4.32.-EFECTO DEL CONTENIDO DE C Y TAMAÑO DE GRANO SOBRE LA TEMPLABILIDAD BASE.

Estos valores deben ser modificados tomando en cuenta el efecto adicional de los aleantes. Esto se hace multiplicando por un factor que ha sido experimentalmente determinado para los aleantes comunes y el D_i es hallado por la relación empírica:

$$D_i = D_{ic} \times 2.21 (\% \text{ Mn}) \times 1.4 (\% \text{ Si}) \times 2.13 (\% \text{ Cr}) \times 3.275 (\% \text{ Mo}) \times 1.47 (\% \text{ Ni}) \text{ (Porcentajes en peso).}$$

Esta relación de MOSER y LEGAT, parece ser más exacta en la práctica que los valores adelantados por GROSSMAN. Posteriores correcciones se han hecho para temperaturas de austenización distintas, cuando se trata de aceros de alto C, pero en general la relación es bastante efectiva para la predicción del comportamiento en templados reales.

También es posible calcular las curvas JOMINY desde la composición química, haciendo el análisis inverso, pero el ensayo JOMINY es directo y fácil de realizar y a menudo es usado como control de calidad. Por lo tanto probablemente no es de gran necesidad el uso de relaciones empíricas, aunque todas las variables efectivas sean tenidas en cuenta.

4.14. ENSAYO JOMINY Y DIAGRAMAS CCT:

Puesto que los CCT muestran las fases que se producirán en un acero en un rango de diferentes v de enfriamiento, será posible correlacionar con estos diagramas la información obtenida del ensayo JOMINY. Por ejemplo conocemos las v de enfriamiento características de cada punto de una probeta Jy, de manera que curvas de enfriamientos correspondientes a puntos elegidos pueden ser superpuestos a un diagrama CCT. Consecuentemente podemos identificar las fases que estarán presentes en esos puntos de la probeta Jy. Relacionando directamente las velocidades de enfriamiento de aquellos que existen en puntos específicos de barras templadas normalmente, la estructura puede ser predicha en estos.

Igualmente de los datos de dureza JOMINY, la dureza de una estructura particular también puede ser especificada. La Figura 4.33 muestra un diagrama CCT típico para un acero Ni-Cr, junto con las durezas JOMINY para el mismo material, la que muestra que este acero será solo totalmente martensítico, para los primeros 2 mm de la probeta, pasando esta distancia comienzan a aparecer en la estructura ferrita, perlita y bainita.

Estrictamente hablando las velocidades de enfriamiento en puntos particulares de la probeta JOMINY variarán en alguna extensión según se altera la composición del acero, debido a cambios en la conductividad térmica, pero para aceros de baja aleación la variación no es muy grande.

4.15. TEMPLABILIDAD Y TRATAMIENTO TERMICO:

Hay un gran número de aceros cuyas composiciones son usualmente complejas, en muchos casos dadas por especificación que da los rangos de concentración de los aleantes importantes y el límite máximo de impurezas tales como P o S. Un acero particular es seleccionado para una aplicación dada, como resultado de la experiencia acumulada, que evoluciona aceptando nuevos aceros después de pruebas y ensayos prácticos durante un largo período de tiempo.

Mientras los elementos aleantes son usados por varias razones, la más importante es la obtención de alta resistencia, en formas y tamaños requeridos, y a menudo en secciones muy grandes que pueden ser de 1 m o más en el caso del diámetro de árboles o ejes.

La templabilidad es por lo tanto de la mayor importancia y se debe procurar la concentración apropiada de aleantes necesarios para endurecer totalmente la sección del acero en cuestión. Como los aleantes son generalmente mucho más costosos que el hierro, hay una razón adicional para usarlos con el mejor rendimiento en los tratamientos térmicos, es decir no usar más de lo necesario para lograr el temple requerido en cada caso. El C tiene una marcada influencia en la templabilidad pero su uso en altos % está limitado por la pérdida de tenacidad, la que motiva, tanto dificultades en la fabricación, como la producción de distorsiones y grietas durante los tratamientos térmicos y la soldadura. La manera más barata de aumentar la templabilidad en los aceros comunes al C es el aumento de Mn; pasando de 0,6 a 1,4% de Mn se mejora sustancialmente la templabilidad.

El Cr y el Mo son muy efectivos y entre las adiciones más baratas por unidad de incremento de templabilidad. El B tiene particularmente un efecto muy grande cuando es agregado

a un acero de bajo C totalmente desoxidado aún en concentraciones de 0,001 %, y sería más ampliamente usado si su distribución en el acero pudiera ser más fácilmente controlada.

La influencia del tamaño de grano no debe ser dejada de lado porque un incremento en tamaño de grano de 0,02 mm a 0,125 mm en diámetro puede incrementar la templabilidad en un 50% lo cual es muy aceptable particularmente si la tenacidad no se ve demasiado afectada.

Existen valores de templabilidad para una amplia gama de aceros en la forma de curvas máximas y mínimas de valores, conocidas como bandas de templabilidad. Estos datos son obtenibles para muchos de los aceros listados en las especificaciones tales como SAE, AISI, BS y otras. La Figura 4.34. da algunos valores típicos para un acero con 0,5% Cr, 0,5% Ni, 0,25% Mo con un rango de C 0,2-0,6%. Las curvas en la Figura 4.34 muestran el límite de templabilidad mínimo. Una alta templabilidad no es siempre deseable para muchas herramientas y partes de máquinas, donde una superficie dura y resistente al desgaste es combinada con un núcleo tenaz.

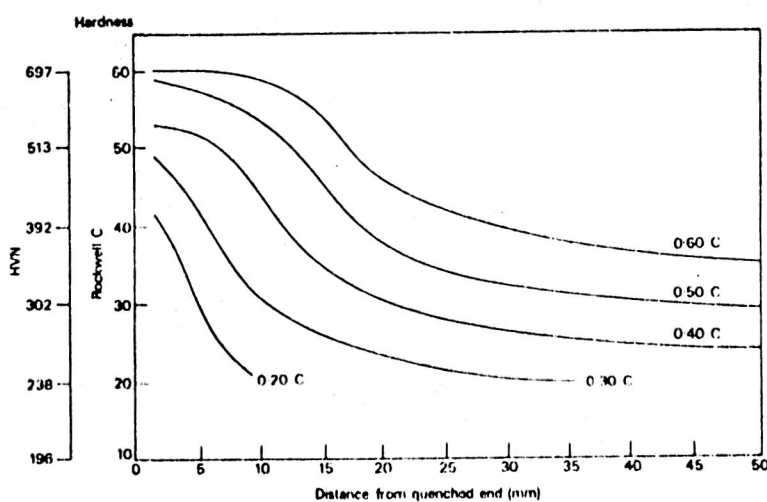


FIG.4.34.--EFECTO DEL CONTENIDO DE CARBONO SOBRE LA TEMPLABILIDAD DE UN ACERO 0,5 Cr, 0,5 Ni, 0,25 Mo.

Tales casos de endurecimiento superficial son preferidos porque durante el templado el centro desarrolla tensiones de tracción mientras en la superficie se desarrollan tensiones de compresión. Esto es deseable porque cualquier fisura de fatiga nucleada en una concentración de tensiones superficiales, se propagará más difícilmente cuando hay tensiones de compresión presente.

4.16. TENSIONES Y ROTURAS EN EL TEMPLADO:

El hecho de temprar (enfriar bruscamente) desde la zona austenítica a la T ambiente es un tratamiento tan brusco que frecuentemente deja distorsiones y aún serias fisuras. Estos defectos surgen de tensiones internas desarrolladas durante el templado por dos orígenes:

1) Tensiones térmicas surgidas a partir de las diferentes v de enfriamiento experimentadas por la superficie y por el interior del acero.

2) Tensiones de transformación debidas a los cambios de volúmen que ocurren cuando la austenita transforma en otras fases.

Un ejemplo de las tensiones térmicas en una barra de acero de 10 cm de diámetro templada en agua desde 850°C es la Figura 4.35.

La mayor rapidéz de temple, las mayores diferencias de T entre el centro y la superficie y por lo tanto las mas altas tensiones resultantes a T ambiente, significan que evitar la distorsión involucra el uso de medios de temple menos drásticos, por ejemplo: aceite en lugar de agua, y consecuentemente se debe ajustar la templabilidad si se quiere temprar totalmente toda la sección (espesor).

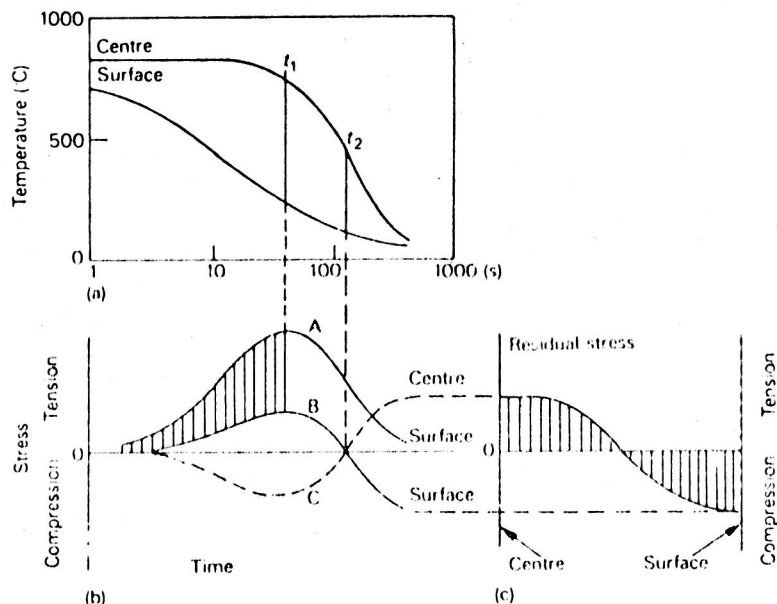


FIG.4.35.-DESARROLLO DE TENSIONES TERMICAS DURANTE EL ENFRIAMIENTO DE UNA BARRA DE 10 cm DE DIAMETRO TEMPLADA EN AGUA DESDE 850°C.

Las tensiones de transformación surgen en cambio del volúmen asociado con la formación de nuevas fases. Por ejemplo cuando la austenita transforma en martensita en un acero de 1% de C hay un incremento de volúmen de 4% mientras que la transformación en perlita resulta en un incremento del 2,4%. El efecto de estos cambios de volúmen depende de si la transformación en el centro y en la superficie comienza simultaneamente y si la templabilidad es suficiente para permitir un temple total o no.

Si la transformación martensítica comienza en la superficie, allí se genera una tensión de tracción mientras que en el centro ocurre una de compresión, situación que se acentúa en la medida que la transformación avanza a través del diámetro.

Ejemplo: en pequeños diámetros o en aceros de alta templabilidad. La presencia de tensiones de tracción en superficie no es aconsejable, está claro que en algunos casos una alta templabilidad puede crear problemas. Esto puede ser evitado por el uso de aceros que tengan solamente una capa relativamente delgada en la superficie que pueda ser mantenida en estado de tensiones de compresión. Es el caso de la cementación y la nitruración en que por difusión de intersticiales no solo se obtienen capas duras sino que además son resistentes a la propagación de fisuras debido a las tensiones de compresión.

La martensita es una fase frágil, más frágil en la medida que aumenta el % de C. En martensita de muy alto C, las que presentan el fenómeno en el que las placas pueden ser nucleadas sucesivamente por placas previas, a menudo se observan grietas, en los puntos de una placa donde ésta es golpeada por otra de aparición posterior. Estas microfisuras obviamente son núcleos para la propagación de grietas mayores. En términos amplios, la aparición de fisuras de temple se alcanza cuando las tensiones de temple no son relevadas por deformación plástica a temperaturas elevadas y alcanzan la tensión de fractura del acero. Como en el caso de fisurado por fatiga, las condiciones más seguras se tienen cuando en las zonas más sensibles se logran tensiones de compresión.

Hay algunas precauciones obvias que pueden tomarse para evitar el fisurado, incluyendo el uso de templados más lentos compatibles con la adecuada templabilidad. También las concentraciones de tensiones debidas a entallas, maquinados bastos o súbitos cambios de sección tienen que ser evitados en lo posible, pues favorecen la nucleación de fisuras en el temple.

La composición del acero es importante porque las transformaciones propias influyen sobre el fisurado. Los efectos del C ya se vieron, pero adicionalmente la M_s baja con el aumento de C. Por lo tanto en aceros de alto C las tensiones

de temple son menos fácil de relevar que cuando la martensita comienza a formarse a T más alta, porque el acero podría fluir más fácilmente, relevando las tensiones provocadoras de roturas.

Por último a más baja M_s y a un cambio mayor de volúmen durante la transformación las tensiones desarrolladas son mayores. Los aleantes también bajan M_s pero por la mejora sustancial de la templabilidad, permiten el uso de templados menos drásticos que reducen notablemente la probabilidad de distorsiones y fisuras.

4.17. MARTEMPERING:

Una manera muy efectiva de reducir las tensiones de temple es interrumpir el templado justo por encima de M_s en la región de austenita metaestable del TTT. Figura 4.36, comunmente en un baño de sales a una T apropiada.

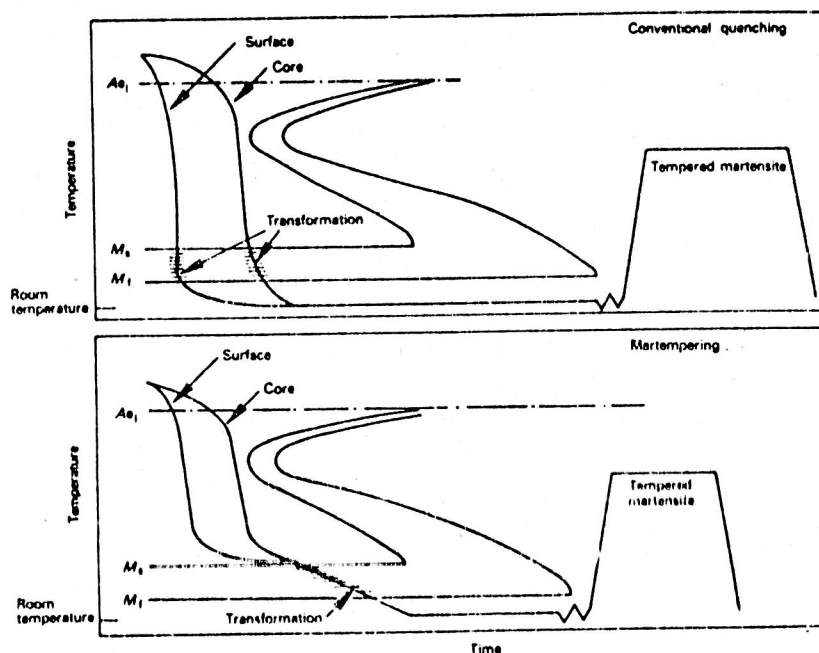


FIG.4.36.-CURVAS TTT Y CURVAS DE SOBREENFRIAMIENTO COMPARANDO EL TEMPLADO CONVENCIONAL CON EL MARTEMPERING.

Cuando toda la pieza ha alcanzado uniformemente la T del baño y antes de ocurrir transformaciones isotérmicas, el acero se temple al aire a través del rango martensítico hasta la T ambiente. Este temple interrumpido se conoce como martempering o marquenching ya que igualmente es necesario revenir la martensita obtenida.

Este proceso puede ser muy efectivo para minimizar las distorsiones, pero requiere para su aplicación un acero de adecuada templabilidad para que las transformaciones bainíticas y perlíticas puedan ser evitadas. Un acero aleado se usa comúnmente si puede ser templado en agua o aceite. Sin embargo, para su uso efectivo es esencial conocer exactamente las temperaturas de formación de la martensita y el efecto del tamaño de grano austenítico.

CAPITULO V

ELEMENTOS DE ALEACION EN ACEROS

5.1. EFECTOS DEL TAMAÑO ATOMICO:

Para tratar de entender las complejas estructuras de las aleaciones industriales de Fe, es conveniente, en primer término, efectuar el estudio de las aleaciones binarias con diferentes elementos metálicos. No hay hasta el presente una teoría formal de las estructuras de las aleaciones de Fe, pero es posible ver en forma cualitativa como es afectada la estructura por los diferentes factores:

De ellos el más importante es el "tamaño".

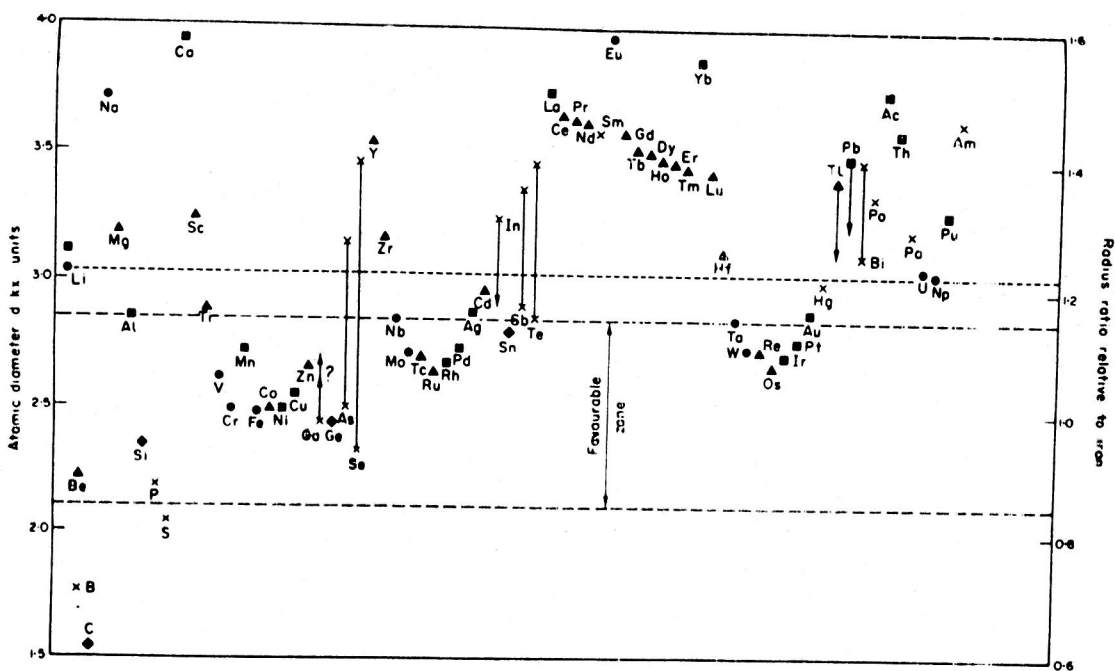


FIG. 5.1. DIAMETROS ATOMICOS DE LOS ELEMENTOS DEFINIDOS POR LAS DISTANCIAS MINIMAS DE APROXIMACION DE LOS ATOMOS EN CRISTALES DE LOS ELEMENTOS.

En la figura 5.1. se muestra el diámetro atómico de los elementos en el eje izquierdo y el tamaño relativo al Fe en el eje derecho. HUME-ROTHERY encontró que para que se formen soluciones en rango extendido los diámetros atómicos aparentes no deben diferir en más del 15%.

Esta regla puede visualizarse también en la Figura 5.1. (zona favorable). Cuando la relación entre radios es menor que 0,7 la solución tiende a ser intersticial. Analicemos brevemente algunos de los elementos más importantes a partir de la tabla periódica. Del primer período corto solamente el berilio (por el tamaño) es favorable para formar solución sólida, mientras que C, N y O entran en la zona de soluciones intersticiales. El boro ocupa una curiosa posición límite entre ambos tipos de soluciones.

El segundo período corto tiene también pocos átomos favorables para la formación de solución sustitucional; el aluminio se encuentra justo en el límite formando en el Fe una estructura de super-red. El silicio y el fósforo caen en la zona favorable mientras que el azufre se aleja.

La mayoría de los elementos del primer período largo caen en la zona favorable: desde el Ti en el límite hasta el Se. Con respecto al segundo período largo los diámetros atómicos son sistemáticamente más grandes. Desde el Nb que cae en el límite, todos los otros pertenecen a la zona favorable.

Son bien conocidas las características de las fases de LAVES (AB_2) que se forman cuando la relación entre los radios de A y B es menor que 1,2. En el caso de los metales de transición esta relación se encuentra entre 1,06 y 1,40.

En la figura 5.1. se muestra la línea que indica los radios de los átomos favorecidos. Algunos elementos cuyos radios atómicos están próximos a esta línea no forman aleaciones con el hierro (Li, Mg, Cd, Hg) por razones que se discutirán más adelante. Los restantes metales tienen fases de LAVES por ejemplo: $TiFe_2$, $NbFe_2$, $TeFe_2$, similares a la estructura del $MgZn_2$, mientras que $ZrFe_2$, UFe_2 similar a $MgCu_2$.

5.2. FACTOR ELECTROQUIMICO:

El factor tamaño es condición necesaria pero no suficiente. Dos elementos deben tener también un carácter electroquímico semejante, ya que si uno es mucho más electropositivo que el otro, tenderán a formar fases intermedias o compuestos intermetálicos. En la Figura 5.2. se representa la electronegatividad de PAULING para los distintos elementos.

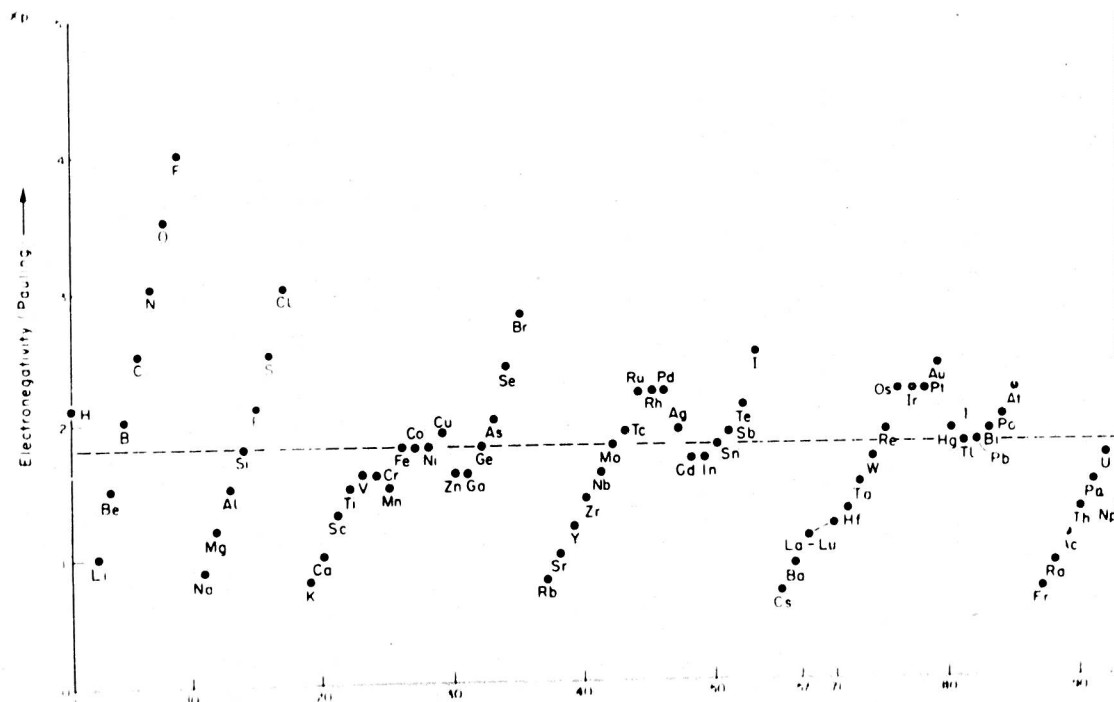


FIG. 5.2. ELECTRONEGATIVIDADES DE LOS ELEMENTOS.

La presencia de un elemento con factor electroquímico alto origina una tendencia iónica en el tipo de unión. El efecto sobre la forma del diagrama de equilibrio depende de la posición del elemento electronegativo en la tabla periódica. Si el elemento se encuentra al final de la tabla periódica hay una tendencia a completar los octetos electrónicos por transferencia o por compartición, lo cual se traduce en la formación de compuestos estables, cuya existencia reduce la solución sólida primaria. Este efecto es encontrado en aleaciones de Fe con P, As, S, Se y Te.

5.3. CONCENTRACION ELECTRONICA:

HUME-ROTHERY encuentra que el límite de solubilidad ocurre aproximadamente a la misma concentración electrónica de aproximadamente 1,4 electrones de Valencia por átomo de la red.

El caso extremo de solubilidad sólida extendida se da cuando además de las condiciones expuestas en los puntos anteriores, ambos metales cristalizan con la misma estructura.

5.4. EFECTO DE LOS ALEANTES EN ALEACIONES DE HIERRO-CARBONO:

Es imposible en este apunte incluir todos los efectos que producen los aleantes en las aleaciones de Fe-C. Sin embargo puede realizarse una clasificación general de acuerdo a las modificaciones que se realizan sobre el diagrama de fase del Fe-C con el agregado de aleantes.

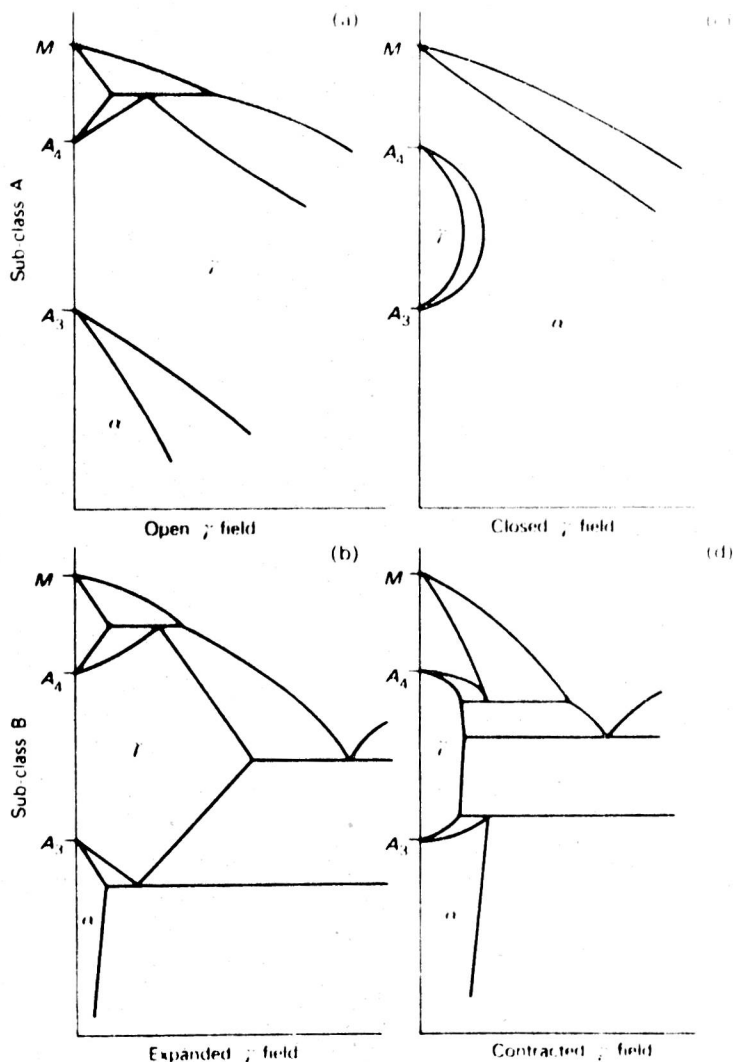


FIG.5.3. CLASIFICACION DE LOS DIAGRAMAS DE FASE DE ALEACIONES DE Fe.

CLASE 1: CAMPO γ ABIERTO (Figura 5.3.a)

Algunos elementos agregados al Fe-C modifican un diagrama de fases abriendo la zona correspondiente a la austenita, suprimiendo en algunos casos totalmente la fase α hasta temperatura ambiente. Los elementos con estas características son: Ni, Mn, Co, Ti, Rn, Pd, Re, Ir, de los cuales el Ni y Mn son muy utilizados en la obtención de aceros austeníticos.

CLASE 2: CAMPO γ EXPANDIDO (Figura 5.3.b).

El C y el N son los dos elementos más importantes en la extensión de la zona γ . El Cu, Zn y Au tienen un efecto similar pero su utilidad es limitada.

En estas dos clases, campo abierto y expandido, la elevación del punto A_4 ($\delta \rightleftharpoons \gamma$) puede ser suficiente como para producir una reacción peritética $\delta + L \rightleftharpoons \gamma$ caso Fe-C. Para el campo expandido con solubilidad restringida en γ puede formarse un eutéctico ejemplo Fe-C.

Finalmente, en aquellos casos de γ expandido en que disminuye la solubilidad con la temperatura puede dar lugar a una descomposición eutectoidea $\gamma \rightarrow \alpha + \chi$, donde la naturaleza de la segunda fase sólida X, depende del sistema considerado.

CLASE 3: CAMPO γ CERRADO (Figura 5.3.c).

Muchos elementos aleantes del Fe restringen la zona γ , originando una única zona (b.c.c.) ferrítica hasta temperaturas elevadas. Aleaciones con estas característica pierden las propiedades que le confieren los tratamientos térmicos que involucran transformaciones γ / α .

El Si, Al, Be, P, son algunos de los elementos que influyen en este sentido, junto al Ti, V, Mo y Cr.

CLASE 4: CAMPO γ RESTRINGIDO (Figura 5.3.d).

El boro es el elemento más significativo en este grupo, junto con los elementos que forman carburo tales como Ta, Nb, Zr, Hf. En este caso el lazo γ está fuertemente contraído.

Los distintos comportamientos, presentados en las cuatro clases anteriores, pueden ser descriptos por la expresión desarrollada por ZENER-ANDREWS. Si C_α y C_γ son las concentraciones de los elementos en las fases α y γ se verifica la siguiente expresión:

$$\frac{C_\alpha}{C_\gamma} = \beta e^{\frac{\Delta H}{RT}} \quad \text{o} \quad \ln \frac{C_\alpha}{C_\gamma} = \frac{\Delta H}{RT}$$

Donde β es una constante y ΔH el cambio de entalpía (calor absorbido por unidad de soluto en fase γ menos calor absorbido por unidad de soluto disuelto en fase α , $\Delta H = H_\gamma - H_\alpha$)

Para la formación de ferrita $H_\alpha < H_\gamma$ $\therefore \Delta H > 0$

Para la formación de austenita $H_\alpha > H_\gamma$ $\therefore \Delta H < 0$

Con este simple tratamiento se obtienen dos tipos de diagrama de equilibrio dependiendo del signo de ΔH .

Como se observa en la Figura 5.4.

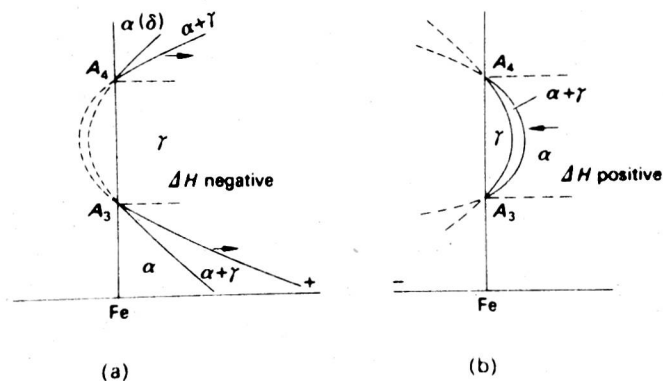


FIG. 5.4. DOS DIAGRAMAS DE FASE BASICOS.

Téngase en cuenta que una es la imagen especular de la otra. En la Figura 5.5. se observan los "histogramas" que dan los valores de ΔH para elementos ferritizantes o austenizantes.

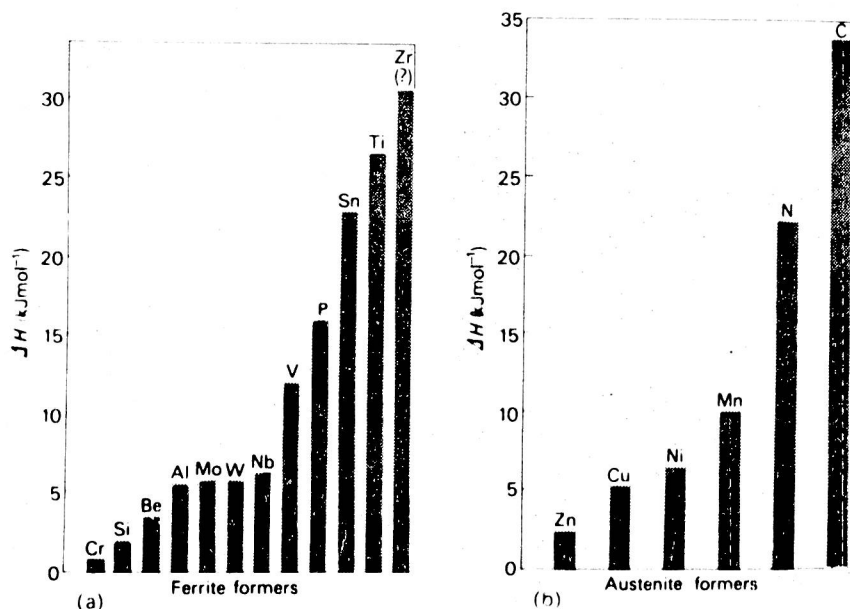


FIG. 5.5. CAPACIDAD RELATIVA DE ELEMENTOS ALEANTES COMO:

a) FORMADORES DE FERRITA.

b) FORMADORES DE AUSTENITA.

EFFECTOS DE ELEMENTOS DE ALEACION EN LOS ACEROS:

Para aceros al carbono, que en general contienen impurezas y elementos de baja aleación como 0,3 a 1,4 Mn y 0,15 a 50 de Si, se considera como sistema de equilibrio, el sistema Fe-C adecuadamente modificado. El mismo procedimiento se utiliza para aceros que contienen otros elementos en baja aleación (menos del 5% total de elementos aleantes).

La adición de todo nuevo componente aumenta el grado de libertad del sistema y multiplica los estados metaestables del mismo, dando lugar a la existencia de zonas polifásicas complejas.

En general, excepto cuando se trata de considerar tipos de carburos, es una simplificación adecuada describir el sistema por el binario Fe-C modificado. La modificación en general se pone en evidencia al efectuar cortes a composición constante del

elementos en adición y visualizar como es modificada la zona γ .

Veremos a continuación como se van modificando los diagramas de equilibrio con las adiciones. Fundamentalmente el campo γ y la composición y temperatura eutectoidea. Figura 5.6.

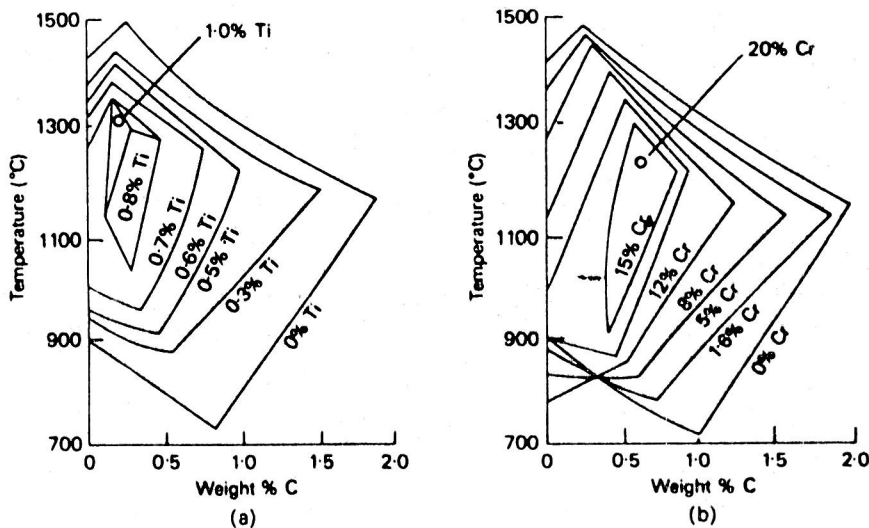


FIG. 5.6. EFECTO DE LOS ELEMENTOS ALEANTES SOBRE LA FASE γ
 a) TITANIO - b) CROMO.

5.5. EL EFECTO DE LOS ELEMENTOS ALEANTES SOBRE LA CINETICA DE LA TRANSFORMACION γ / α :

EFECTO DE LOS ALEANTES SOBRE LA REACCION FERRITICA:

Dos modos básicos diferentes de crecimiento de la ferrita pre-eutectoide en austenita han sido observado en aleaciones Fe-c-x. Los modos son:

- 1) Crecimiento con partición (separación) del elemento aleante x entre las fases α y γ en condiciones de equilibrio local.
- 2) Crecimiento sin partición (separación) de x entre α y γ .

En el primer caso la ferrita crece a baja velocidad determinada por la difusividad del elemento aleante x en la fase γ . Este comportamiento es sensible a la composición de la aleación. La aleación Fe-1,3 at % C - 3,2at% Mn muestra una separación de Mn a 742°C mientras que Fe-1,0 at% C - 1,5 at % Mn muestra una separación del manganeso a 725°C. Aleaciones en las cuales x es Ni o Pt también presenta separación a temperaturas más elevadas.

El caso que no presenta separación es más común. Este modo involucra una estrecha zona enriquecida o empobrecida dependiendo de que x sea un estabilizador γ o α .

AARONSON y DOMIAN encontraron que este efecto ocurre en aleaciones en las cuales x es: Si, Mo, Co, Al, Cr y Cu para todas las temperaturas investigadas. Es importante destacar que los elementos que producen una fuerte, estabilización de la fase γ Ni, Mn, Pt son los mismos y los únicos que producen separación de la fase γ .

En el régimen de no separación se observa una velocidad de crecimiento relativamente alta determinada por la difusividad del carbono que es varios órdenes de magnitud mayor que la de los otros aleantes. Sin embargo se observa que en aleaciones de Fe-C-x ferríticas el crecimiento puede ser lento comparando con aleaciones sólo de Fe-C. Esto es observado en la Figura 5.7.

La explicación de este resultado radica en que la interfase α / γ colecta átomos x durante la transformación los que retrasan el crecimiento.

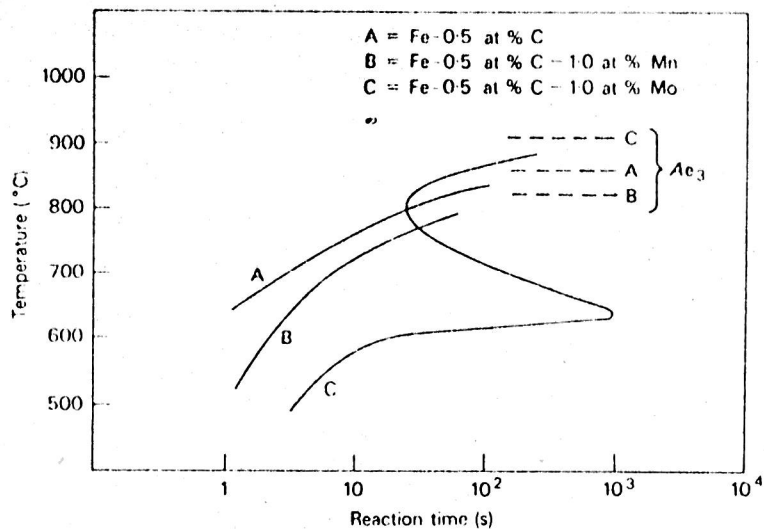


FIG. 5.7. - EFECTO DEL Mn y Mo SOBRE LA CINETICA DE LA REAC-
CION FERRITICA.

EFECTO DE LOS ALEANTES SOBRE LA REACCION PERLITICA:

La transformación perlítica es una reacción típica de nucleación y crecimiento, que bajo apropiadas condiciones experimentales puede determinar la velocidad de nucleación $\dot{N}$ y la velocidad de crecimiento G . Los trabajos de MEHL y colaboradores mostraron que muchos aleantes reducen ambas velocidades G y $\dot{N}$. Por ejemplo el Mo en los aceros de composición eutectoide reduce ambas velocidades G y $\dot{N}$, el Níquel ejerce un comportamiento similar.

La velocidad de crecimiento G es una función de la concentración atómica del elemento aleante en la mayoría de los aceros como se observa en la Figura 5.8.

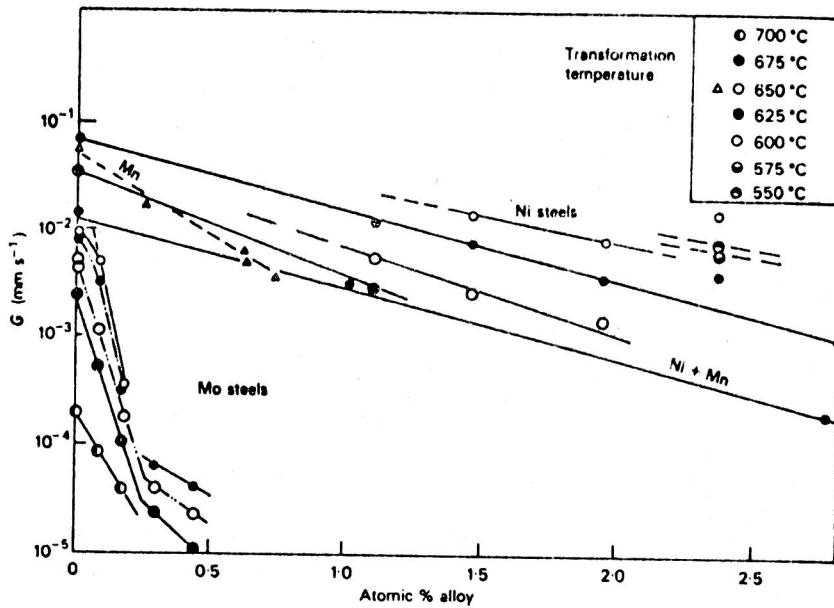


FIG. 5.8.- EFECTO DE LOS ALEANTES SOBRE LA VELOCIDAD DE CRECIMIENTO DE LA PERLITA EN EL RANGO DE 550°C- 700°C.

El cambio en la pendiente del acero al Mo fue explicado por la sustitución de la cementita por un carburo rico en Mo. Ciertos elementos notables por ejemplo Co, incrementa ambas velocidades $\dot{N}$ y G de la reacción perlítica. La velocidad de crecimiento de la perlita modular a 650°C en aceros al Co son comparables con otros aceros libres de Co. Figura 5.9.

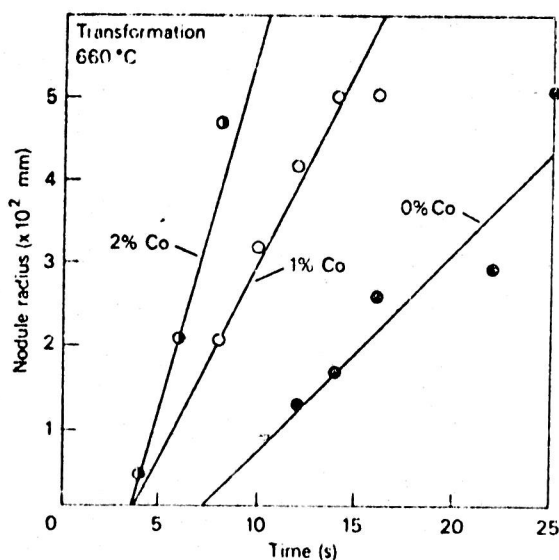


FIG. 5.9. - CRECIMIENTO DE LA PERLITA Y EL % Co.

Trabajos recientes en aceros al cromo muestran que la adición de 1% Cr a un acero eutectoide baja la velocidad de crecimiento de la perlita. Generalmente la curva - C de la transformación perlítica será desplazada hacia tiempos mayores con el incremento de aleantes.

5.6. CAMBIOS ESTRUCTURALES PRODUCIDOS POR EL AGREGADO DE ALEAN- TES:

El agregado de elementos aleantes al Fe-C tales como el níquel, silicio y manganeso, los cuales no forman carburos y por lo tanto no compiten con la cementita no alteran básicamente la microestructura formada después de la transformación.

En cambio cuando se agregan elementos fuertes formadores de carburos como el molibdeno, cromo y tungsteno la cementita puede ser reemplazada por carburos complejos a menudo con baja concentración de los aleantes. Los elementos más fuertes formadores de carburos, como el niobio, titanio y vanadio pueden formar carburos cuando se agregan en concentraciones menores que 0,1% en peso.

Luego es de esperar que el agregado de estos aleantes produzca importantes cambios microestructurales en el acero, se ha visto como la diferencia de solubilidad del carbono en austenita y en ferrita controla la formación de la ferrita/cementita. Esto se debe a que la solubilidad de la cementita en austenita es mucho mayor que en la ferrita lo que hace posible redistribuir la cementita pues entra en solución permitiendo que la transformación que tenga lugar sea la ferrita y cementita.

Si se examina de la misma manera todos los carburos y nitruros complejos se encuentra que son mucho menos solubles en austenita que en cementita.

En la Figura 5.10. se observa la solubilidad de carburos y nitruros en función de $1/T$. Los carburos de cromo y molibdeno no fueron incluidos pero su solubilidad es mucho mayor en la austenita que los otros carburos.

Esta información juntamente con el conocimiento práctico sobre aceros aleados, indica que para concentraciones mayores de 0,25 % en peso se forman carburos en exceso que no pueden disolverse en la austenita a las mas altas temperaturas de disolución.

Para el vanadio el límite superior es de 1 o 2 % en peso y para el molibdeno 5% en peso. El cromo es el que tiene más alto límite de solubilidad. En todo este análisis se supone que el carbono presente es suficiente para combinarse con los elementos aleantes, sino el exceso de elementos metálicos entra en solución sólida tanto en la austenita como en la ferrita.

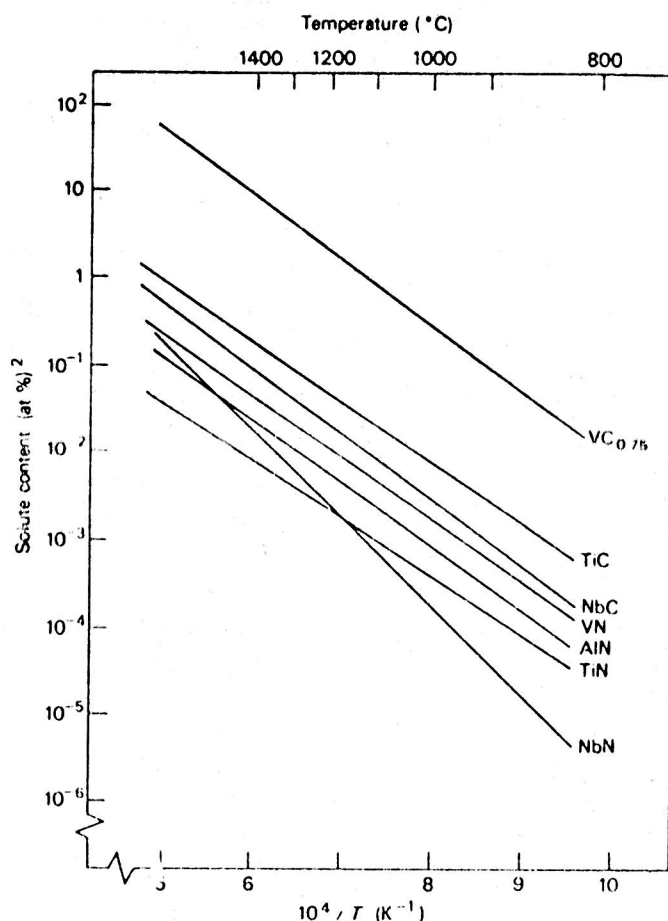


FIG. 5.10. PRODUCTOS DE SOLUBILIDAD DE CARBUROS Y NITRUROS EN AUSTENITA COMO UNA FUNCION DE LA TEMPERATURA.

5.6.1. FERRITA/CARBUROS COMPLEJOS:

Los aceros que contienen fuertes formadores de carburos transforman de austenita a ferrita de la misma forma que lo hacen los aceros que contienen níquel o solicio.

De cualquier modo, los formadores de carburos restringen substancialmente el bucle γ de tal forma que la composición eutéctica es deprimida a muy bajos contenidos de carbono y a altas temperaturas de transformación.

El resultado de todo esto es que la perlita puede desaparecer totalmente de la microestructura transformada, la cual tiene ahora muy diferentes estructuras ferrita/carburos, usualmente con una distribución mucho más fina que la de la perlita.

Aparte de los carburos complejos-perlita, hallados particularmente en aceros de alto cromo, hay tres morfologías de carburos complejos asociados íntimamente con la ferrita en el rango de temperaturas de transformación en el cual el acero al carbono forma estructuras ferríticas/perlíticas.

-Crecimiento continuo de fibras o placas: Los carburos complejos pueden formar finas fibras o placas que crecen normales a la interfase γ / α y continúan creciendo cuando la interface avanza formando agregados fibrosos de carburos y ferrita.

-Nucleación repetitiva (precipitación en la interface): En este caso los carburos tienen generalmente forma de placas o varillas nucleando en la interfase γ / α cuando esta se mueve a una nueva posición donde el ciclo de nucleación se repite, esta repetición puede tener lugar muchos cientos de veces.

-Nucleación en ferrita sobresaturada: En aceros microaleados, donde están presentes fuertes formadores de carburos, en concentraciones menores que 0,1% en peso, es posible obtener a menudo ferrita en una condición sobresaturada con muy pocos o sin carburos precipitados durante la transformación γ / α .

Durante la transformación los posibles carburos precipitados en los nuevos granos de ferrita lo hacen usualmente en dislocaciones.

Por lo tanto la microestructura de estos aceros puede ser muy compleja y la completa observación de la misma se realiza utilizando técnicas de microscopía electrónica de transmisión.

En general la morfología fibrosa representa una aproximación cercana a la estructura de equilibrio, esto ocurre fundamentalmente en los aceros transformados lentamente.

En cambio la precipitación en interfaces y en dislocaciones ocurre con menos frecuencia y en los aceros transformados rápidamente, donde hay una alta energía de activación, como por ejemplo los microaleados.

5.6.2. FIBRAS Y PLACAS DE CARBUROS COMPLEJOS:

Una clara analogía con la perlita se encuentra cuando los carburos complejo en forma de placas, forman módulos asociados con la ferrita.

Estos módulos perlíticos son hallados a menudo a temperaturas justo por debajo de la temperatura A_{e1} en aceros que son transformados lentamente. Por ejemplo esta estructura se encuentra en aceros al cromo con cromo entre 4 y 12 % con una cristalografía análoga a la de la cementita/perlita. Sin embargo hay diferencia en los detalles, pues la estructura cristalina de los carburos, por ejemplo Cr_7C_3 es hexagonal y el $Cr_{23}C_6$ es cúbico complejo.

La estructura formada en este caso es relativamente gruesa, pero fina comparada con la perlita formada en las mismas condiciones, pues esta depende de la partición de los elementos, por ejemplo el cromo entre los carburos y la ferrita. Para que esto ocurra el espacio interlaminar debe ser mucho menor que el existente en el caso del Fe-C.

A baja temperatura la morfología de placas es reemplazada por agregados fibrosos, en aceros con alto cromo las placas de $Cr_{23}C_6$ pueden ser reemplazados por finas fibras de carburos de usualmente 500 Å de diámetro.

En aceros con 4% de molibdeno, transformados en el rango de 850 - 600°C, la morfología dominante son agregados de carburos fibrosos y ferrita en la cual las fibras Mo_2C varían en

tre 100 y 300 Å de diámetro.

La longitud de estas fibras está determinada por el tamaño de las colonias que pueden llegar a tener hasta 10 micrones, sin ramificaciones o con muy pocas.

Una morfología similar, aunque con menor importancia, se observa en los aceros con tungsteno, titanio, vanadio y niobio.

Es de destacar que los carburos fibrosos están en general asociados a interfaces planas.

5.6.3. PRECIPITACION EN INTERFASES:

Hemos visto que esta precipitación se produce periódicamente en la interfase durante la transformación.

Las partículas precipitadas forman bandas casi paralelas a la interfase y siguen la dirección de esta aún cuando cambia bruscamente de dirección. Una de las características más frecuentes es el desarrollo de una de las variantes W., por ejemplo placas de VC en una región particular con solo una variante de plano de hábito, por ejemplo paralelo a la interfase. La nucleación de carburos ocurre normalmente en zonas de baja energía interfacial, antes que en zonas de rápido movimiento y alta energía.

La necesidad del movimiento de escalones en la interfase γ/α está en contraposición con el crecimiento de carburos en forma de fibras. Si los escalones se mueven a lo largo de la interfase se detiene el crecimiento de los carburos fibrosos y son reemplazados por una precipitación interfacial, donde el espaciado entre estas bandas depende de la temperatura y la composición, cuando la temperatura disminuye el espaciado entre bandas es menor.

En aceros al Ti y Nb, donde la transformación es muy rápida, la separación entre las bandas es muy fina.

Si la transformación es más lenta como en el caso de los aceros con Ni y Mn, hay una mayor dispersión en la precipitación.

5.6.4. NUCLEACION EN FERRITA SOBRESATURADA:

Hemos visto que la ferrita puede tener diferentes morfologías dependiendo de la temperatura de transformación. A alta temperatura se forman granos equiaxiados en los bordes de la austenita y el carbono difunde desde la austenita.

En aceros aleados, por ejemplo de bajo vanadio, hay evidencias de partición de los elementos de aleación, como resultado de esto no se forman carburos aleados en la ferrita, la cual es pre-eutectoide.

A bajas temperaturas la ferrita es todavía equiaxiada pero los carburos se forman al mismo tiempo como precipitación en interfases o como fibras. Si la temperatura es más baja aún la ferrita adopta la forma de W, como en el caso del Fe-C. Por lo tanto esta ferrita puede estar sobresaturada y se coloca un corto tiempo a la temperatura de transformación se produce la precipitación de los carburos en dislocaciones.

CAPITULO VI

TRANSFORMACION MARTENSITICA

6.1. INTRODUCCION:

Si una pieza de acero es calentada hasta la temperatura de austenitización y luego enfriada rápidamente se produce la formación de martensita, una estructura más dura que la perlita en la cual el carbono, en solución sólida en la austenita, permanece en solución en la nueva fase.

En general, cuando un acero al carbono llevado a la temperatura de austenitización, es sometido por brusco enfriamiento a transformaciones isotérmicas a temperaturas sucesivamente más bajas, los productos de reacción son conocidos con los nombres de:

Perlita → Bainita Superior → Bainita Inferior → Martensita → Austenita Retenida.

De estas estructuras, la bainita superior e inferior son mezclas de ferrita y carburo de hierro cuya formación será discutida en el Capítulo VII. Respecto a la austenita retenida, su contenido se incrementa con la concentración de carbono en los aceros no aleados. El níquel o el manganeso aumentan rápidamente la proporción de austenita retenida, llegando a obtenerse estructuras totalmente austeníticas al temple, en algunos aceros aleados.

6.2. CARACTERISTICAS DE LA REACCION MARTENSITICA:

La transformación martensítica se encuentra tanto en aleaciones ferrosas como no ferrosas y en general, una definición de tal transformación puede hacerse como aquella que satisface las siguientes condiciones:

- 1.- La transformación ocurre sin cambio en la composición: un átomo individual no se mueve más de una distancia atómica. Esto implica que la transformación es sin difusión.
- 2.- La transformación se realiza mediante una deformación de corte en un volumen discreto de material. Para una dada composición existe una definida y constante relación de orientación entre las fases madre y producto. Esta deformación homogénea deja una interfase aproximadamente invariante sin rotación ni distorsión. Este plano invariante de transformación es llamado plano de hábito. La Figura 6.1. muestra algunas placas de martensita bien definidas entre los trazos de los planos de hábito de la transformación.



FIG. 6.1. MICROGRAFIAS DE PLACAS MARTENSITICA EN ACERO. a) PLACAS INICIALES EN UN ACERO 7.97 Cr - 1.17 C . 200 X b) MUESTRA EN GRAN PARTE TRANSFORMADA A MARTENSITA. ALEACION Fe-Ni 500 X.

La característica de transformación de corte queda en evidencia al realizarse la misma en una probeta con la superficie previamente rayada, como se aprecia en la Figura 6.2.

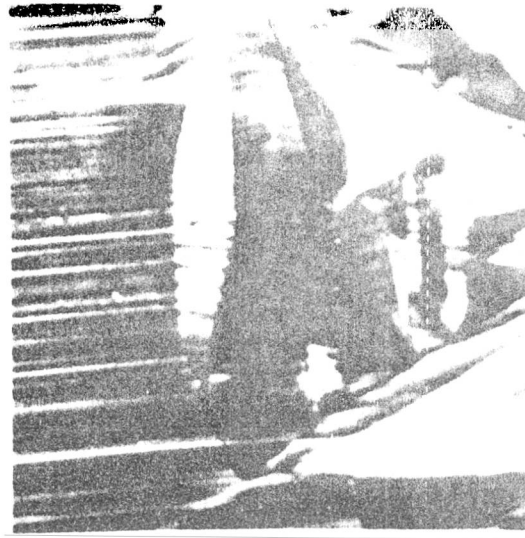
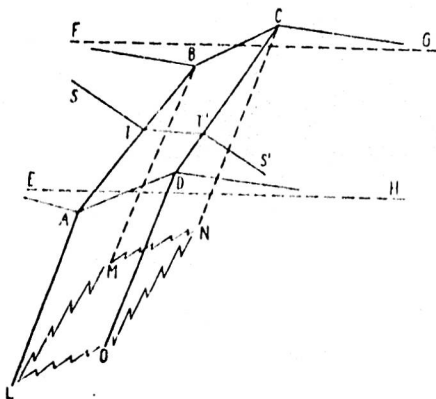


FIG. 6.2. Fe-30.5 Ni-0.3 C. CONTRASTE DE INTERFERENCIA NOMANSKI 650 X.

Esto puede ser interpretado según el esquema de la Figura 6.3.: ABCDLMNO representa una placa de martensita que encuentra en su transformación la superficie plana EFGH de la



6.3. DEFORMACION PRODUCIDA DURANTE LA FORMACION DE UNA PLACA DE MARTENSITA.

muestra y produce una superficie plana sesgada entre las líneas AB y CD: una línea recta SS' trazada previamente en EFGH, es quebrada en tres secciones rectilíneas: ST, TT' y $T'S'$. La transformación es de corte en el plano invariante ABML (o el plano paralelo DCNO) junto con una expansión o contracción normal a ese plano.

3.- La interfase martensita-matriz es de deslizamiento y probablemente consiste en un arreglo de dislocaciones. Esto es consistente con el hecho de que estén involucradas deformaciones de corte. La interfase se puede mover a gran velocidad en un amplio rango de temperaturas y su movimiento puede ser ayudado o inhibido por deformaciones elásticas o plásticas.

4.- La martensita comienza su formación a una temperatura particular M_s de enfriamiento y la cantidad formada depende de cuanto desciende la temperatura respecto de M_s . Un esquema como se muestra en la Figura 6.4. puede ser obtenido si se representa

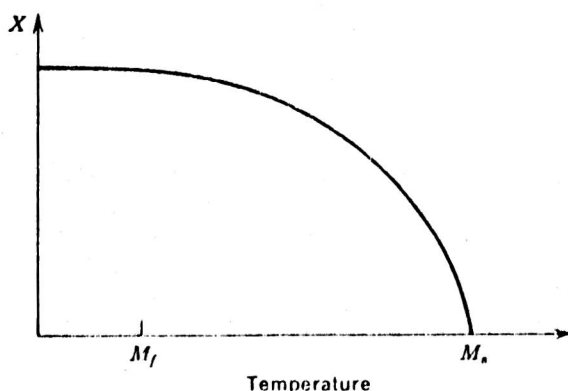


FIG. 6.4. FRACCION TRANSFORMADA, X , Vs. T . TAMBIEN ESTAN DEFINIDAS M_s Y M_f .

la fracción transformada X en función de la temperatura de temple. Debajo de la temperatura M_f , no se forma más martensita, aún cuando la matriz austenítica no halla sido totalmente transformada.

5.- La deformación plástica a cualquier temperatura debajo de M_s , incrementa la cantidad de martensita formada. La deformación de una fase inestable a temperaturas mayores pero cercanas a M_s , puede ocasionar la nucleación y crecimiento de una fase martensítica. Esto ocurre hasta una temperatura llamada M_d , la más elevada en la que la transformación por deformación puede ocurrir.

6.- La fase martensítica formada a bajas temperaturas por enfriamiento es reversible a la fase de alta temperatura cuando se calienta bien por encima de M_s , siempre que no exista una reacción

de precipitación que cambie su composición. La Figura 6.5.

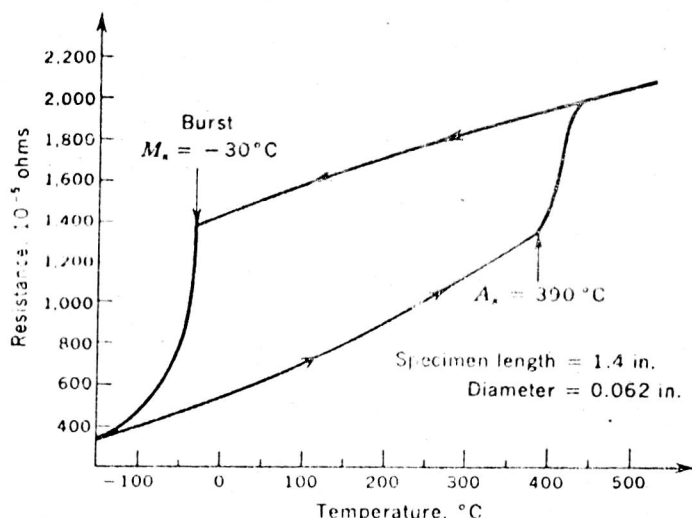


FIG. 6.5. RESISTENCIA V_S T PARA UNA ALEACION Fe 29% Ni ENFRIADA Y CALENTADA SEGUN EL CICLO INDICADO A UNA VELOCIDAD DE $5^{\circ}\text{C}/\text{MIN}$.

muestra la variación de la resistencia de una aleación Fe-29% Ni enfriada desde la temperatura elevada de austenitización hasta una temperatura bien por debajo de M_S que es -30°C , y luego vuelta a calentar. A 390°C , la martensita bcc comienza a retransformar en austenita fcc. Esta temperatura de reaparición de la austenita es designada como A_S . La deformación plástica de la martensita induce la reacción martensita $\rightarrow$ austenita a una temperatura A_d inferior a A_S .

La Figura 6.5. muestra que la transformación austenita $\rightleftharpoons$ martensita para esa aleación, se produce en una u otra dirección enfriando o calentando respecto a una temperatura de alrededor de 210°C . Esto implica que las fases fcc- γ y bcc- α están en equilibrio a una temperatura aproximada de 210°C .

6.3. CINETICA DE NUCLEACION Y CRECIMIENTO:

Como la transformación martensítica es sin difusión la composición de ambas fases es fija y la energía libre de

cada una depende sólo de la temperatura. La Figura 6.6. representa la energía libre de las fases γ y α' para la aleación Fe-29 % Ni, en función de la temperatura. T_0 es la temperatura de

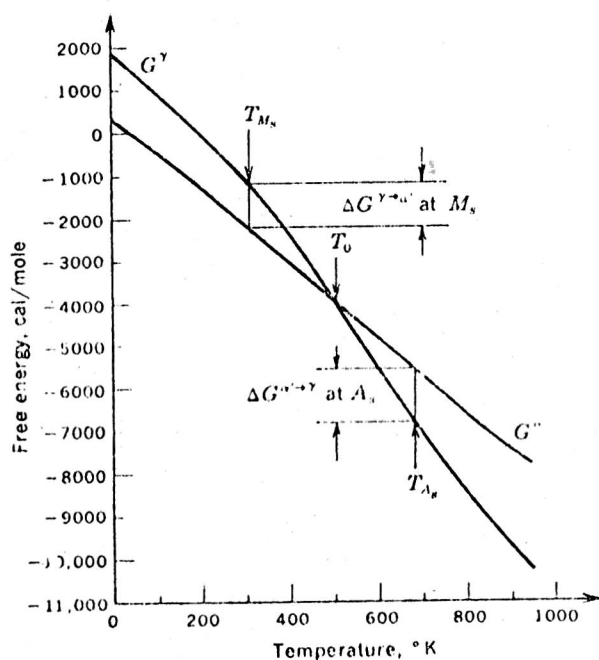


FIG. 6.6. GRAFICO DE $G^{\alpha'}$ Y G^{γ} VS T PARA UNA ALEACION Fe 29% Ni

equilibrio en la cual $G^{\alpha'} = G^{\gamma}$ (la prima utilizada en α pone énfasis en el hecho de que esta fase tiene la misma composición que γ , distinta a la fase α de equilibrio). $T_0 - M_s$ es el sobre-enfriamiento necesario para una transformación espontánea $\gamma \rightarrow \alpha'$, mientras que $A_s - T_0$ es el sobre calentamiento requerido para la transformación espontánea $\alpha' \rightarrow \gamma$.

Para relacionar la transformación martensítica $\gamma \rightarrow \alpha'$ de esta aleación Fe-Ni, a las reacciones que involucran difusión de largo alcance, que ocurren a pequeñas ΔT , consideremos la porción del diagrama de fase Fe-Ni ilustrada en la Figura 6.7.

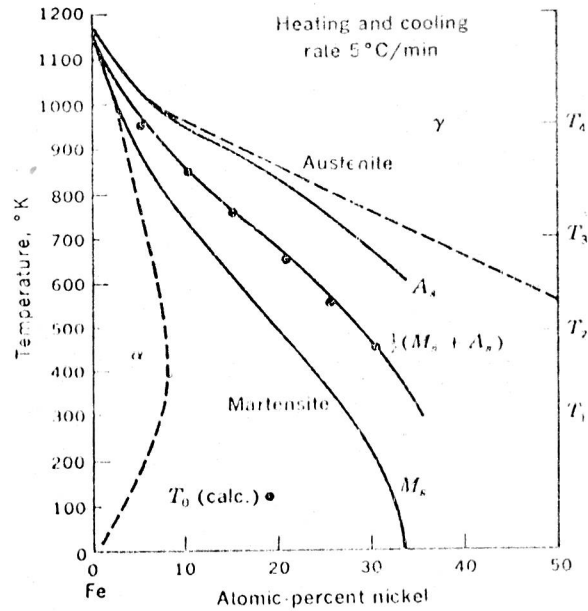


FIG. 6.7. LAS LINEAS PUNTEADAS MUESTRAN EL CAMPO $\alpha + \gamma$ DEL ANGULO RICO EN Fe DEL DIAGRAMA Fe-Ni. LAS LINEAS SOLIDAS MUESTRAN A_s Y M_s .

Cuatro temperaturas están indicadas a la derecha del diagrama. Las energías libre de las fases α y γ están dadas como una función de la composición para esas temperaturas en la Figura 6.8.

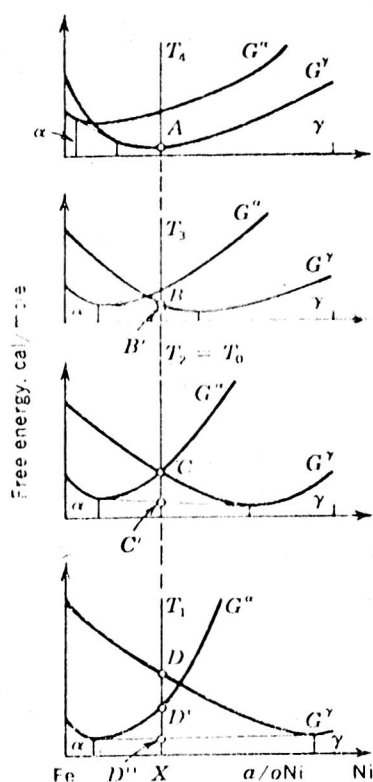


FIG. 6.8. GRAFICOS ESQUE -
MATICOS DE G_{cc} PARA UNA
ALEACION Fe 29% Ni $T_1...$
 T_4 ESTAN INDICADAS EN LA
FIGURA 6.7.

A $T_2 = T_0$ es $G^{\alpha'} = G^{\gamma}$ (punto C.

La transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ puede ocurrir martensíticamente solo por debajo de T_0 . A la temperatura T_1 , el descenso de la energía libre que acompaña la transformación martensítica, es proporcional a $D-D'$.

A la temperatura T_3 la austenita puede transformar en ferrita de una composición muy diferente. Esto requiere una difusión de largo alcance del níquel

Las temperaturas M_S y A_S están dibujadas en el diagrama de fase de la Figura 6.7. para mostrar su variación con la composición. La línea $\frac{1}{2}$ ($M_S + A_S$) es una buena aproximación de la temperatura de equilibrio T_0 .

Una discusión similar puede ser establecida en principio, para cualquier sistema de multicomponentes que transforme martensíticamente.

La Figura 6.9. muestra el campo de la fase $\alpha \rightarrow \gamma$ del sistema Fe - C.

La línea que indica la temperatura M_S se encuentra por debajo y aproximadamente paralela a la línea de T_0 , en la cual $\Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha'} = 0$.

Debido a la relativamente rápida difusión del carbono en la austenita a la temperatura M_S , el carburo comienza a precipitar tan pronto como la austenita transforma en martensita.

Este hecho cambia la composición de α y es luego imposible observar una A_S para la transformación inversa $\alpha' \rightarrow \gamma$ en calentamiento, ya que la fase metaestable α' se descompone

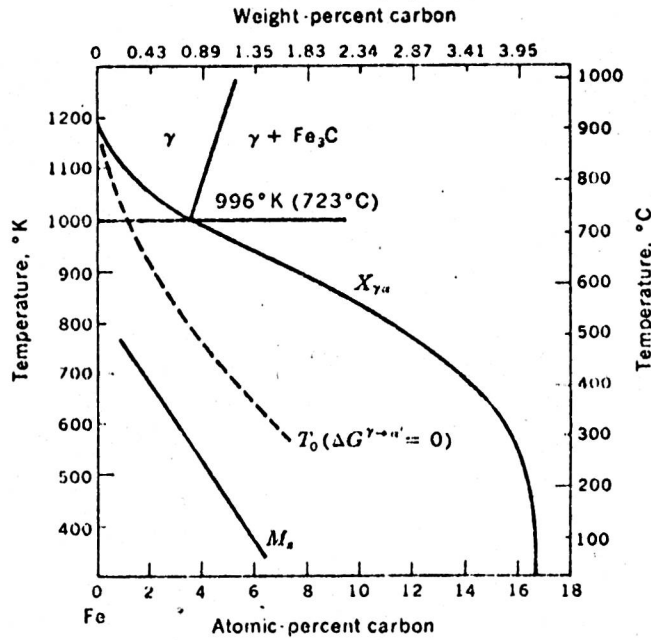


FIG. 6.9. CAMPO $\alpha + \gamma$ DEL DIAGRAMA Fe-C

en $\alpha +$ carburo.

Las teorías sobre la nucleación martensítica se fundamentan en el crecimiento inicial de un embrión martensítico. Estos embriones se postula que tienen una interfase semicoherente con la austenita, consistente en un arreglo de lazos de dislocaciones paralelas, como se muestra en la Figura 6.10.

Estos lazos consisten principalmente en dislocaciones de hélice que se cierran mediante pequeños tramos de dislocaciones de borde.

El crecimiento tiene lugar mediante la expansión de los lazos en las direcciones $\langle 110 \rangle$ y $\langle 225 \rangle$ y la nucleación de nuevos lazos en la dirección $\langle 554 \rangle$.

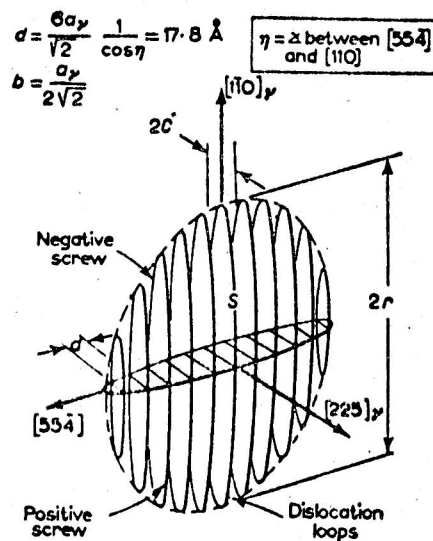


FIG. 6.10. MODELO DE KNAPP Y DEHLINGER DE LOS EMBRIONES DE MARTENSITA.

La generación en el material de un embrión de estas características es motivo de discusión. Algunas teorías han supuesto que los embriones se encuentran "condensados" desde una elevada temperatura, previa a la transformación, donde la activación térmica es más efectiva. Recientemente OLSON y COHEN desarrollaron una nueva teoría de nucleación donde se postula que los embriones se forman a la temperatura de transformación, como una secuencia de fases. En el primero de ellos, para una muy pequeña partícula, no se requiere la condición de plano invariante y está dominado por el campo de deformación de un defecto existente. Un razonable orden para estos pasos, por analogía con otras transformaciones de fase, son aquellos que conducen a la partícula de un estado de máxima a mínima coherencia. El primer paso para la nucleación (el más coherente) es entonces el de falla en los planos compactos de la matriz a partir de un defecto existente. Las fases subsiguientes tie-

nen lugar de modo tal de dejar el plano fallado sin rotar.

Una descripción de esta teoría para el caso más simple de una transformación martensítica $\text{fcc} \rightarrow \text{hcp}$ (martensita ϵ) se realiza a continuación. Otras transformaciones, como $\text{fcc} \rightarrow \text{bcc}$ que, desde un punto de vista cristalográfico son más complejas, conducen a resultados similares aplicando el mecanismo general que se detalla.

Identificamos la estructura constituida por una falla particular utilizando la siguiente regla: si el movimiento de una dislocación por un número x de planos produce una estructura de volúmen, luego m de tales dislocaciones con su propio espaciado, produce un embrión de la misma estructura con un espesor $n = mx$ planos.

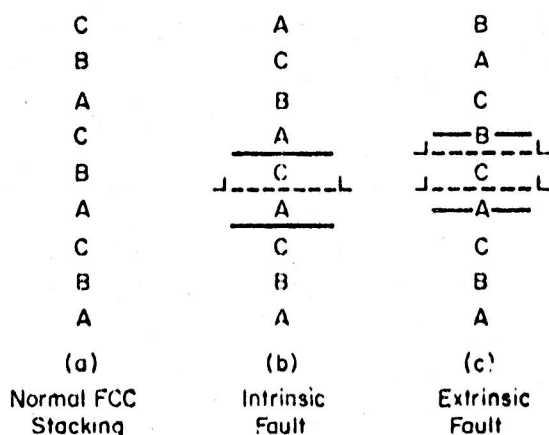


FIG. 6.11. SECUENCIA DE APILAMIENTO DE LOS PLANOS COMPACTOS EN UNA ESTRUCTURA fcc FALLADA.

La Figura 6.11. esquematiza una falla de apilamiento en la red fcc : (a) representa el apilamiento normal ABC de los planos compactos, (b) y (c) indican la secuencia de apilamiento para las fallas intrínseca y extrínseca respectivamente. La falla intrínseca puede ser formada por el movimiento de una dislocación parcial de SHOCKLEY sobre el plano compacto, mien

trás que el movimiento de tal dislocación sobre los segundos planos produce un cristal hcp en volúmen. Así una falla intrínseca es un embrión hcp, con dos planos de espesor ($n = 2$). De la misma forma una falla extrínseca puede ser generada por el movimiento de dislocaciones parciales de SHOCKLEY sobre dos planos compactos consecutivos. El movimiento de tales dislocaciones sobre todos los planos compactos produce una macra fcc. Se puede concluir que una falla extrínseca es un embrión de macra de dos planos de espesor ($n = 2$).

Como en la teoría de nucleación clásica, la energía libre de tales embriones debe ser expresada en términos de la diferencia de energía libre química entre la fase madre y producto (ΔG^q), una energía de deformación (E^d) y una cierta energía de superficie (σ). La energía de falla (γ) expresada por unidad de área de la falla (en los planos fallados), para una falla de n planos de espesor, puede ser escrita como:

$$\gamma = n \rho_A (\Delta G^q + E^d) + 2 \sigma(n) \quad [6.1.]$$

donde ρ_A es la densidad de átomos en un plano compacto, en moles por unidad de área; ΔG^q y E^d están aquí definidos como cantidades molares y $\sigma(n)$ es la energía libre por unidad de área de la interfase partícula - matriz. En concordancia con la definición de GIBBS, las cantidades molares G^q y E^d están referidas a propiedades del volúmen y son independientes del tamaño del embrión (E^d debe depender de la forma pero no del tamaño).

La ecuación [6.1.] predice luego que, bajo condiciones donde la variación de energía en volúmen ($\Delta G^q + E^d$) es negativa, la energía de falla (γ) decrece con el crecimiento del espesor de fallado (n). La variación de energía en volúmen será negativa cuando la fuerza impulsora química ($-\Delta G^q$) sea mayor que la energía de deformación (E^d); esto ocurrirá debajo de T_0^{coh} temperatura a la cual las estructuras madre y producto coherente tienen igual energía libre en volúmen.

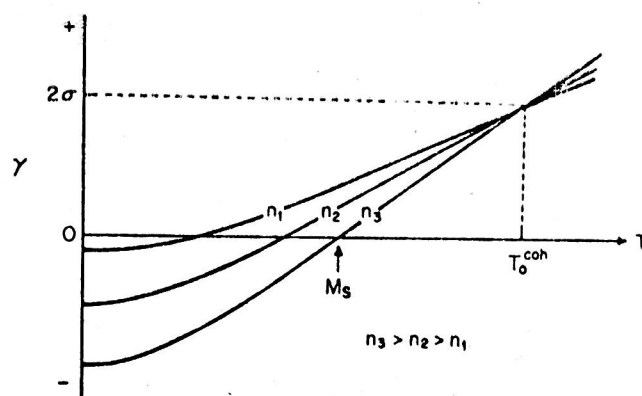


FIG. 6.12. REPRESENTACION ESQUEMATICA DE LA DEPENDENCIA DE LA ENERGIA DE FALLA (γ) CON LA TEMPERATURA, PARA TRES EMBRIONES DE ESPESORES $n_3 > n_2 > n_1$.

La Figura 6.12. es una representación esquemática de la dependencia de la energía de falla con la temperatura, para defectos de falla de varios espesores (n). A T_0^{coh} todas las fallas tienen energía 2σ , pero las energías divergen cuando baja la temperatura, porque la energía de fallas de mayor espesor decrece más rápidamente.

OLSON y COHEN proponen la existencia de una situación de equilibrio entre la repulsión de las dislocaciones parciales y una fuerza "atractiva" asociada con la energía de falla. Cuando la temperatura desciende hasta hacer $\gamma = 0$, la repulsión actuante entre dislocaciones causa que la separación de equilibrio crezca indefinidamente y el defecto se transforme en inestable. Con un posterior descenso de la temperatura, la energía de falla es negativa ($\gamma < 0$), contribuyendo con una fuerza adicional a la separación de las dislocaciones. Luego, para que la transformación se produzca, la energía de falla debe ser cero o negativa.

La temperatura M_S será determinada operacionalmente por el defecto más grande que sea capaz de producir, en número suficiente, una cantidad detectable de transformación. En este sentido, el tamaño del defecto, puede ser definido por el parámetro (n) , es decir el número de planos compactos en el espesor de falla producido por la dislocación del defecto. La temperatura M_S así definida, se muestra en la Figura 6.12: n_3 corresponde al tamaño del defecto existente que produce una cantidad detectable de transformación.

Cuando se aplica una deformación plástica mediante un trabajo mecánico W , la energía libre química de la transformación se modifica como

$$\Delta G^* = \Delta G^0 + W.$$

donde $W = (\tau \gamma_0 + \sigma \epsilon_0) V_m$

V_m es el volúmen molar de la aleación, τ y σ las tensiones resueltas de corte y normal al plano de hábito y γ_0 y ϵ_0 las componentes resueltas de deformación de corte y normal, intrínseca a la transformación.

τ estimula en todos los casos la transformación martensítica, mientras que σ , adoptada como positiva en tracción, estimula las transformaciones que expanden la red, e inhibe aquellas que la contraen. Lo inverso ocurre cuando σ es de compresión (negativa).

La expresión [6.1.] queda entonces modificada con la aplicación de un esfuerzo mecánico como:

$$\gamma = n \rho_A (\Delta G^* + E^d) + 2 \sigma (n)$$

Cuando $\gamma = 0$, esta expresión define la temperatura M^d como aquella que produce una cantidad detectable de martensita, bajo un esfuerzo mecánico determinado.

6.4. ESTRUCTURA CRISTALINA DE LA MARTENSITA:

La martensita en los aceros al carbono, es una solución sólida supersaturada de carbono en hierro, con una estructura cúbica centrada tetragonal (bct), una forma distorsionada de la bcc del hierro. La tetragonalidad, medida mediante la relación entre ejes cristalográficos $\frac{c}{a}$, se incrementa con el contenido en carbono:

$$\frac{c}{a} = 1 + 0,045 \% \text{ en peso de C.}$$

El efecto del carbono intersticial en el parámetro de red de la austenita y la martensita se muestra en la Figura 6.13.

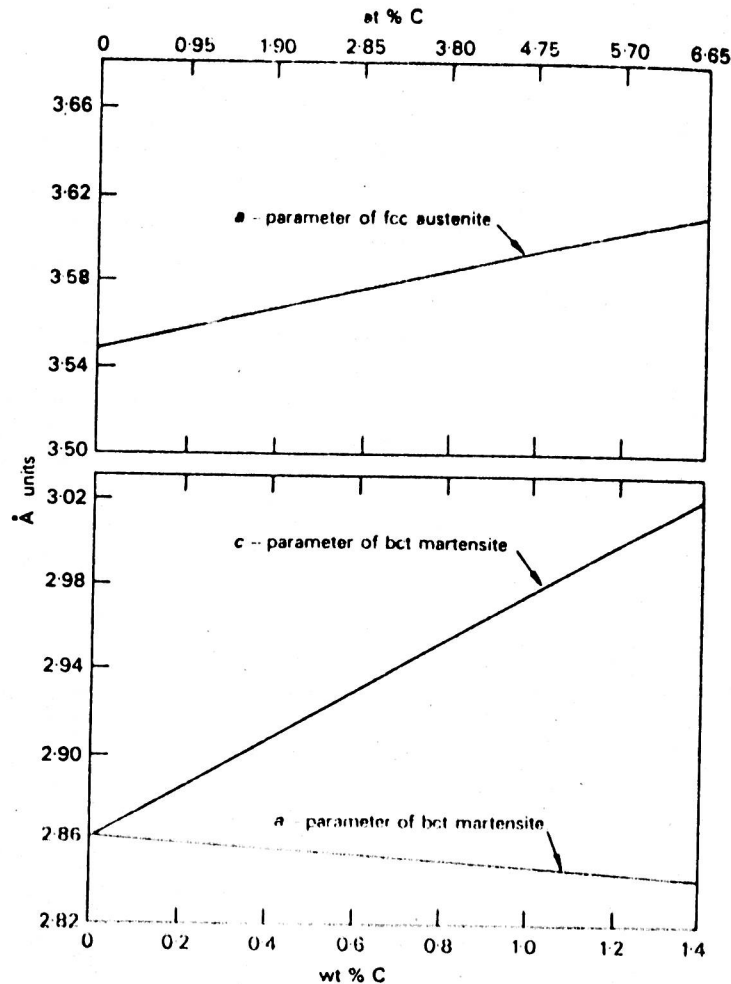


FIG. 6.13. EFECTO DEL C SOBRE LOS PARAMETROS DE LA AUSTENITA Y LA MARTENSITA.

Mientras el carbono intersticial expande la red fcc uniformemente, la red bcc sufre una expansión del parámetro c y una contracción del parámetro a , dando origen a una distorsión tetragonal. El carbono ocupa en ambas redes los intersticios octaédricos que tienen 6 átomos de hierro como próximos vecinos. Estos átomos forman, en la red fcc, un octaedro regular que se distorsiona de manera completamente simétrica, cuando el sitio intersticial es ocupado por un átomo de carbono. El caso de la red bcc se ilustra en la Figura 6.14.

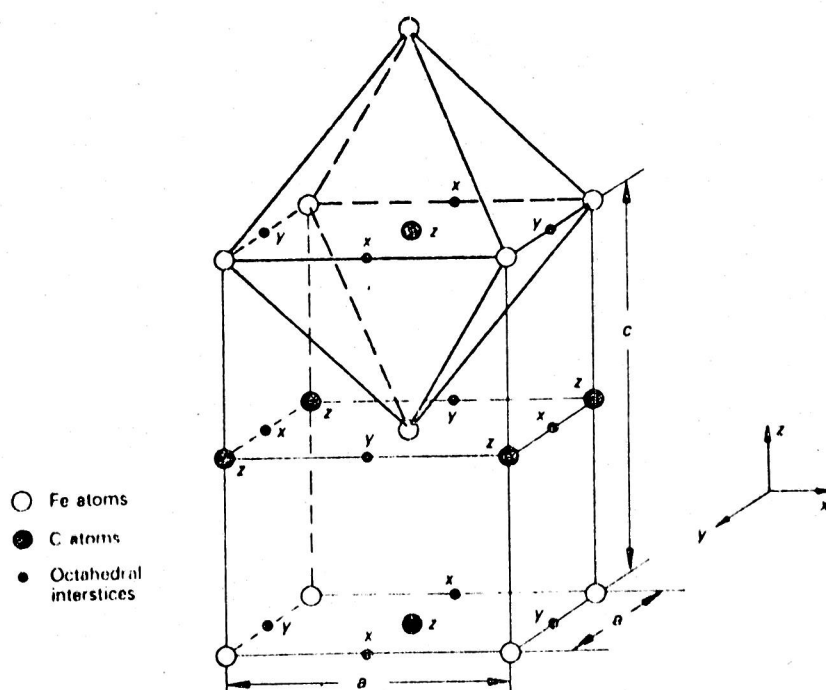


FIG. 6.14. MARTENSITA TETRAGONAL CENTRADA EN EL CUERPO.

Los átomos de hierro no forman en este caso un octaedro regular siendo, en el diagrama que se ilustra, la distancia entre átomos de Fe, menor en la dirección z que en las direcciones x e y : un átomo de C alojado en un sitio intersticial z produce una expansión de la red en la dirección z , medida por el parámetro c paralelo a z .

La correspondencia entre las redes de la austenita

y la martensita fue puesta en evidencia por BAIN, mostrando que la celda unitaria tetragonal puede ser inscrita a partir de dos celdas fcc, figura 6.15 a.

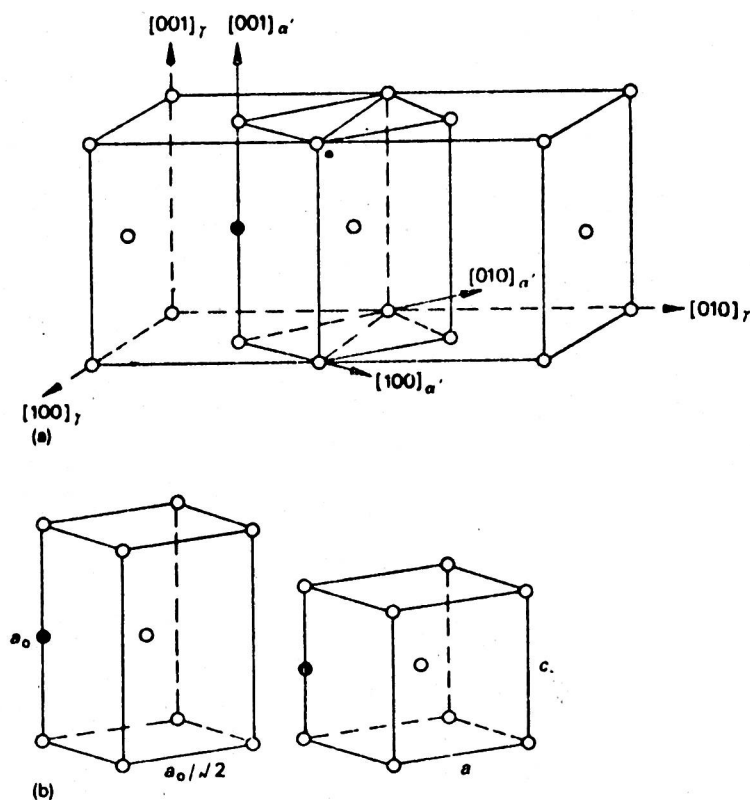


FIG. 6.15 CORRESPONDENCIA ENTRE REDES PARA FORMACION DE MARTENSITA A PARTIR DE AUSTENITA.

La Figura 6.15 b muestra la celda bct de la austenita y la celda bct de la martensita. La distorsión o deformación cristalina, involucrada en pasar de la austenita a la martensita, es la diferencia entre las dos celdas de la Figura 6.15 b (deformación de BAIN): una contracción de un 17% a lo largo de $[001]_\gamma$, correspondiente al eje c $[001]_\alpha$, de la martensita y una expansión uniforme de un 12% en el plano $(001)_\gamma$. Esta correspondencia no implica un mecanismo para la transformación de fase, ni predice un plano de hábito o relación de

orientación: las deformaciones requeridas por la distorsión de BAIN son inconsistentes con los experimentos, que revelan que el plano de hábito entre la austenita y la martensita, permanece sin distorsión durante la transformación. Se hace necesario entonces, postular un mecanismo que, teniendo en cuenta la deformación inhomogénea a la escala atómica (invariante cristalina), explique la deformación homogénea con plano invariante a la escala macroscópica.

La deformación invariante cristalina inhomogénea se supone, como se ha visto en 6.3., como el resultado del movimiento de dislocaciones que produce una deformación por deslizamiento o maclado. Cualquiera de estos dos procesos efectuados a pequeña escala pueden ser correspondido a deformaciones homogéneas de plano invariante a escala macroscópica.

La Figura 6.16. muestra esquemáticamente los dos tipos de deformación invariante cristalina que ocurren dentro de una placa de martensita.

Es de notar que el bloque de martensita formada ha producido un plano sesgado en la superficie y que el plano de hábito se preserva mediante la acomodación de finas placas microscópicas generadas, ya sea por deslizamiento (Figura 6.16 a) o por maclado (Figura 6.16 b.)

Esta teoría ha sido confirmada en principio mediante medidas cristalográficas en las dos fases, pero la existencia de una deformación inhomogénea cristalina puede ser solamente establecida mediante la examinación microscópica.

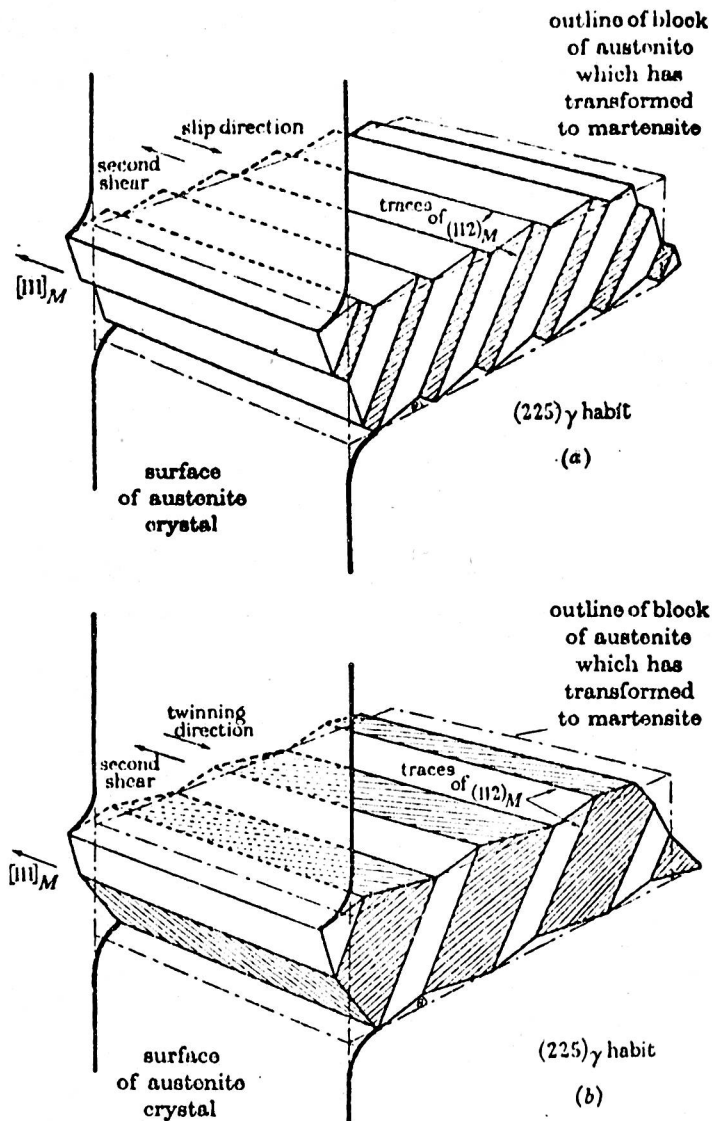


FIG. 6.16. FORMACION DE MARTENSITA.

Observaciones efectuadas mediante microscopía óptica han revelado la existencia de láminas de martensita que contienen numerosas maclas muy finas (inferior a $100\text{\AA}$) ordenadas en forma paralela. La Figura 6.17. es un ejemplo de lo apuntado para el caso de una aleación Fe - 32% Ni.

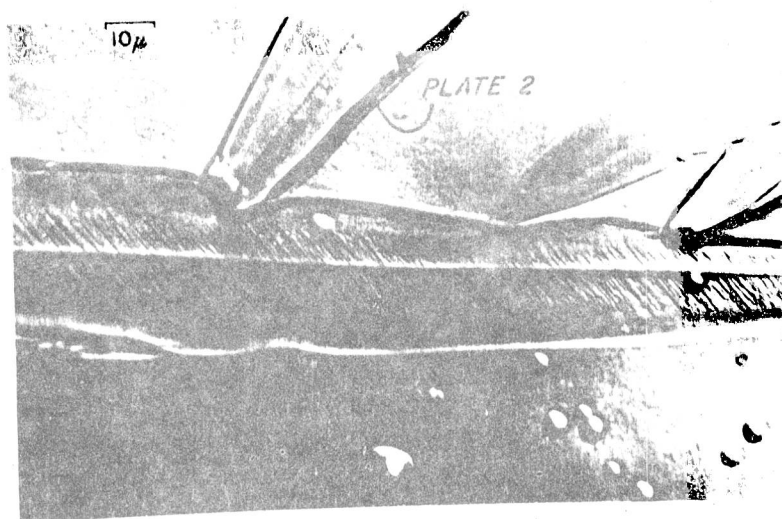


FIG. 6.17. PLACAS DE MARTENSITA EN UNA ALEACION Fe 32% Ni.

En la misma se señalan dos placas de martensita dentro de las cuales se pueden distinguir, en una zona central el antiguo borde de grano austenítico y el relieve de una estructura fina y uniforme constituida por maclas. Exterior a este microcomponente la deformación cristalina invariante de la transformación ocurre por deslizamiento, según pudo ser comprobado. mediante microscopía electrónica, en la que se midió una alta densidad de dislocaciones (10^{12} a 10^{13} cm^{-2}).

6.5. MORFOLOGIA DE LA MARTENSITA EN LOS ACEROS:

Las placas de martensita en los aceros no tienen generalmente lados paralelos, adoptando una forma lenticular como resultado de restricciones en la matriz, que se oponen al cambio de forma asociada a la transformación. Esta es una de las razones que hacen difícil la identificación de los planos de hábito en martensitas ferrosas.

La deformación por dislocaciones y por maclas son los métodos alternativos mediante los cuales ocurre la deformación

de corte (invariante cristalina) de la transformación. De estos dos procesos de deformación, la tensión crítica resuelta de corte para maclado es siempre mucho más alta que aquella necesaria para el deslizamiento.

Luego debe esperarse que aquellos factores que elevan la tensión de fluencia de la austenita y la martensita, incrementen el modo de deformación por maclado. Las variables más importantes son entonces: la concentración de carbono; la concentración de elementos aleantes; la temperatura de la transformación; la velocidad de deformación.

El aumento en la concentración de carbono y solutos intersticiales, tanto como el descenso de M_s (provocado directamente por esos incrementos) y el incremento en la velocidad de deformación, estimulan la transformación por maclado.

Así la transición de deformación invariante de corte por macla a aquella por deslizamiento que se muestra en las placas de martensita de la Figura 6.17, puede ser razonada de la manera siguiente: una aleación estable ferrítica deformada a baja velocidad y a temperatura ambiente por deslizamiento; a baja temperatura y/o a mayores velocidades de deformación, esta tiende cada vez más a una deformación por maclado. La martensita (ferrita) mostrada en la Figura 6.17. ha sido formada por un enfriamiento a muy bajas temperaturas. Toda primer placa de martensita es formada a alta velocidad y la deformación cristalina invariante ocurre por maclado. Luego la placa sigue creciendo, en forma más lenta, cuando la aleación es llevada a la temperatura ambiente y la deformación cristalina invariante es entonces generada por deslizamiento.

De acuerdo a la concentración en carbono de los aceros, se pueden distinguir tres grupos morfológicos de estructuras martensíticas.

6.5.1. MARTENSITA DE BAJO CARBONO ($C < 0,5 \%$)

Plano de hábito $[111]_{\gamma}$

Relación de orientación de KURDJUMOV SACHS:

$$[111]_{\gamma} // [110]_{\alpha} ; \langle 011 \rangle_{\gamma} // \langle 111 \rangle_{\alpha},$$

Es referida como martensita de placa o listones (lath martensite).

Este tipo de martensita se encuentra también en aceros de baja aleación. La morfología es de listones alargados no estrictamente planares, con un espesor de $0,5 \mu\text{m}$ (Figura 6.18.a).

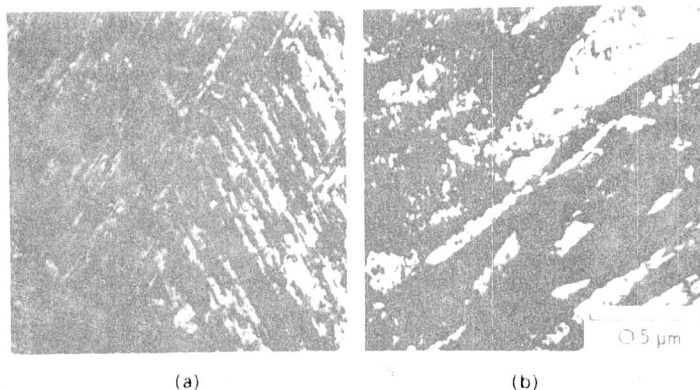


FIG. 6.18. ALEACION Fe 0,16 C - MARTENSITA FORMADA POR TEMPLADO DESDE 1050°C . a) MICROGRAFIA OPTICA 95 X. b) MICROGRAFIA TEM.

Están agrupadas en paquetes con muy pequeño ángulo entre listones, si bien una minoría de ellos se separan en alto ángulo (Figura 5.10 b) En aceros al carbono los listones internamente no están compuestos por micro maclas, mientras que estas son frecuentes en aleaciones Fe-Ni. En estos aceros lo que se encuentra es una alta densidad de madejas de dislocaciones.

6.5.2. MARTENSITA DE MEDIO CARBONO ($0,5\% < C < 1,2\%$):

Plano de hábito $|225|_{\gamma}$.

Relación de orientación de KURDJUMOV - SACHS.

Es referida como acicular o lenticular.

Su morfología, mal llamada acicular, consiste en placas lenticulares (Figura 6.19.), hecho que puede ser demostrado mediante la examinación de placas que interceptan dos superficies en ángulo recto. En el rango de 0,5 - 1% de carbono, las agujas pueden ser concurrentes con los listones martensíticos, pero a diferencia de estas, se forman de manera aislada en planos aproximados a $[225]_{\gamma}$ y en distintas variantes dentro de una pequeña región del grano, dando como resultado una estructura muy compleja (Figura 6.19.).

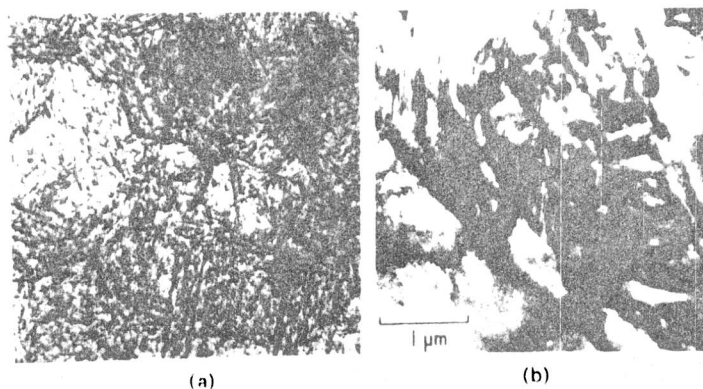


FIG. 6.19. ALEACION Fe 0.8 C TEMPLADO DESDE 1100°C. a) MICROGRAFIA OPTICA 200 X . b) MICROGRAFIA TEM.

El fenómeno de transformación repentina o por estallido (BURST), probablemente juega un rol importante en propagar la transformación y la austenita retenida no es uniforme ni tan eficientemente eliminada como en la martensita listonada de los aceros de bajo carbono.

Los micro componentes de maclas se encuentran de manera predominante en este tipo de martensita (Figura 6.19 b), las que se forman a más bajas temperaturas M_s , en la medida de que el contenido en carbono aumente.

6.5.3. MARTENSITA DE ALTO CARBONO (C >1,4%):

Plano de hábito $[259]_{\gamma}$

Relación de orientación de NISHIYAMA:

$$[111]_{\gamma} // [110]_{\alpha}; \langle 112 \rangle_{\gamma} // \langle 011 \rangle_{\alpha}$$

Es referida como acicular o lenticular.

El cambio de plano de hábito y de relación de orientación cuando el contenido en carbono es >1,4%, no es detectable por microscopía óptica ya que la morfología permanece en placas lenticulares individuales, que poseen una microestructura densa de maclas. Las placas se forman por estallido que es, muchas veces audible. La adición de elementos aleantes hace que este tipo de transformación se observe para menores cantidades de carbono, llegando en casos extremos a producirse, como en la aleación Fe 32% Ni de la Figura 6.17, en aleaciones libres de carbono.

6.6. EFECTO DE LOS ELEMENTOS DE ALEACION:

Con excepción del cobalto y el aluminio, los elementos aleantes en los aceros, bajan la temperatura M_S , siendo el carbono y el nitrógeno largamente los más activos. La Figura 6.20. muestra el efecto del carbono en las temperaturas M_S y M_f . Se puede ver que 1% de carbono baja M_S en más de 300°C.

A 0,7 % C, la temperatura M_f es inferior a la temperatura ambiente, por lo que aceros a partir de ese alto tenor en carbono, templados en agua, contienen cantidades sustanciales de austenita retenida.

Existen diferentes ecuaciones empíricas que relacionan la influencia de los aleantes en la temperatura de transformación M_S . Citaremos la de ANDREWS:

$$M_S (^{\circ}\text{C}) = 539 - 423 (\% \text{ C}) - 30,4 (\% \text{ Mn}) - 17,7 (\% \text{ Ni}) - 12,1 (\% \text{ Cr}) - 7,5 (\% \text{ Mo}).$$

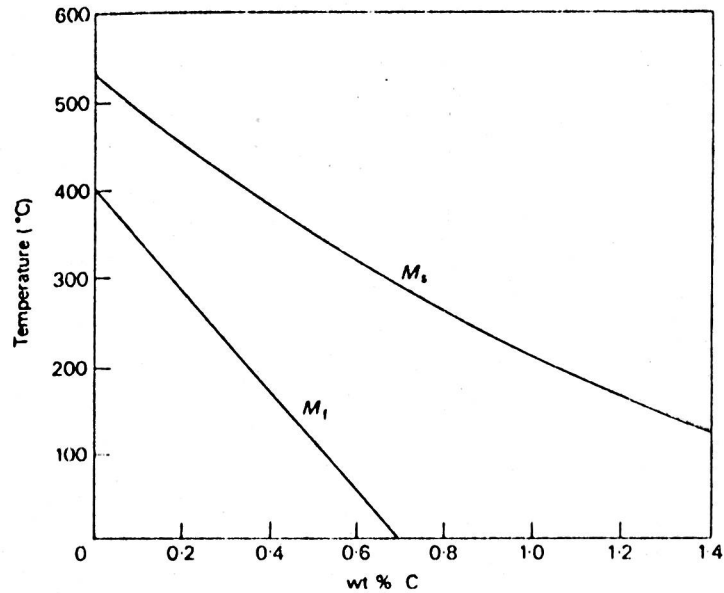


FIG. 6.20. EFECTO DEL CARBONO SOBRE M_s Y M_f .

El nitrógeno, que no figura en esta fórmula, tiene un efecto similar al del carbono.

Los efectos de los elementos de aleación en la transformación austenita-martensita, ha sido originalmente desarrollada por ZENER mediante análisis termodinámico. La energía libre para la austenita G^Y , en un sistema binario Fe-X puede ser escrita como:

$$G^Y = (1 - x) G_{Fe}^Y + x G_X^Y + G_M^Y \quad [6.2.]$$

donde x es la fracción atómica del elemento de aleación; G_{Fe}^Y , G_X^Y , las energías libres del Fe y el elemento M en fase γ (deducida para x si no existe en fcc); G_M^Y , la energía libre de la mezcla.

Una ecuación similar se puede escribir para la energía libre de la martensita $G^{\alpha'}$ y, sustrayéndola de la ecuación [6.2.], se obtiene el cambio de energía libre (fuerza impulsora) para la reacción martensítica:

$$\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha'} = (1 - x) \Delta G_{Fe}^{\gamma \rightarrow \alpha} + x \Delta G_x^{\gamma \rightarrow \alpha} + \Delta G_M^{\gamma \rightarrow \alpha'} \quad [6.3.]$$

Suponiendo una solución sólida suficientemente diluída es $\Delta G_M^{\gamma \rightarrow \alpha'} = 0$. Además

$$\Delta G_x^{\gamma \rightarrow \alpha} = \Delta H_x^{\gamma \rightarrow \alpha} - T \Delta S_x^{\gamma \rightarrow \alpha}$$

donde ΔS es el cambio de entropía entre α y γ y ΔH el cambio de entalpía. También es:

$$\Delta G_x^{\gamma \rightarrow \alpha} = RT \ln \frac{x_\alpha}{x_\gamma}$$

donde x_α y x_γ son las composiciones de α y γ en equilibrio a cada temperatura. ZENER supone que esta última expresión se mantiene constante y que $\Delta S_x^{\gamma \rightarrow \alpha} = 0$. Por lo tanto, para una solución ideal es:

$$\Delta H_x^{\gamma \rightarrow \alpha} = RT \ln \frac{x_\alpha}{x_\gamma} = \Delta H_x^{\gamma \rightarrow \alpha'}$$

De aquí, la fuerza impulsora de la reacción, expresada en la ecuación [6.3.], puede ser escrita como:

$$\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha'} = (1 - x) \Delta G_{Fe}^{\gamma \rightarrow \alpha} + x \Delta H_x^{\gamma \rightarrow \alpha'} \quad [6.4.]$$

que puede ser calculada a partir de la determinación de $\Delta H_x^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ y reemplazada en la fórmula [6.1.], en la cual, haciendo $\gamma = 0$, se obtiene la temperatura de transformación M_s . El valor de la temperatura T_0 , en la cual las fases $\alpha\gamma'$ tienen la misma energía libre, puede ser calculado igualmente en esta fórmula haciendo $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha'} = 0$.

Como se ha visto en el Capítulo V, los elementos de a leación pueden expandir el lazo γ (estabilizadores γ), o contraerlo estimulando la formación de α , lo que producirá diferentes efectos en $\Delta H_x^{\gamma \rightarrow \alpha'}$. Elementos que expanden el lazo γ , hacen negativo este término bajando T_0 , mientras que los que estimulan la formación de α , lo hacen positivo incrementando en consecuencia T_0 .

La Tabla 6.I. da los valores de $\Delta H_X^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ para algunos elementos comunes de aleación.

X	C	N	Mn	Ni	Cu	Cr	W	Mo	V	Ti
$\Delta H_X^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ (kJ mol ⁻¹)	-33.9	-22.4	-10.7	-8.4	-5.4	-5.0	+5.7	+5.7	+11.8	+37.7

TABLA 6.I. VALORES DE DIFERENCIA EN ENTALPIA DEL ELEMENTO X EN AUSTENITA (γ) Y EN MARTENSITA (α').

En ella hay algunas anomalías a lo señalado, por ejemplo el cromo, que contrae el lazo γ , tiene un valor negativo, sugiriendo que ΔH ha sido computado a partir de datos tomados a muy baja temperatura.

COHEN y colaboradores, han obtenido datos sobre la dependencia de $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ con la temperatura para diversas aleaciones Fe-C entre 0 y 1,1% de C, Figura 6.21.

T_0 queda determinado por $\Delta G = 0$. Se encontró que la ΔG a la temperatura de transformación M_s es, para estas aleaciones aproximadamente constante e igual a 1.250 J mol⁻¹.

Sin embargo en aleaciones Fe-Ni, la fuerza impulsora ΔG se incrementa con el contenido de Ni.

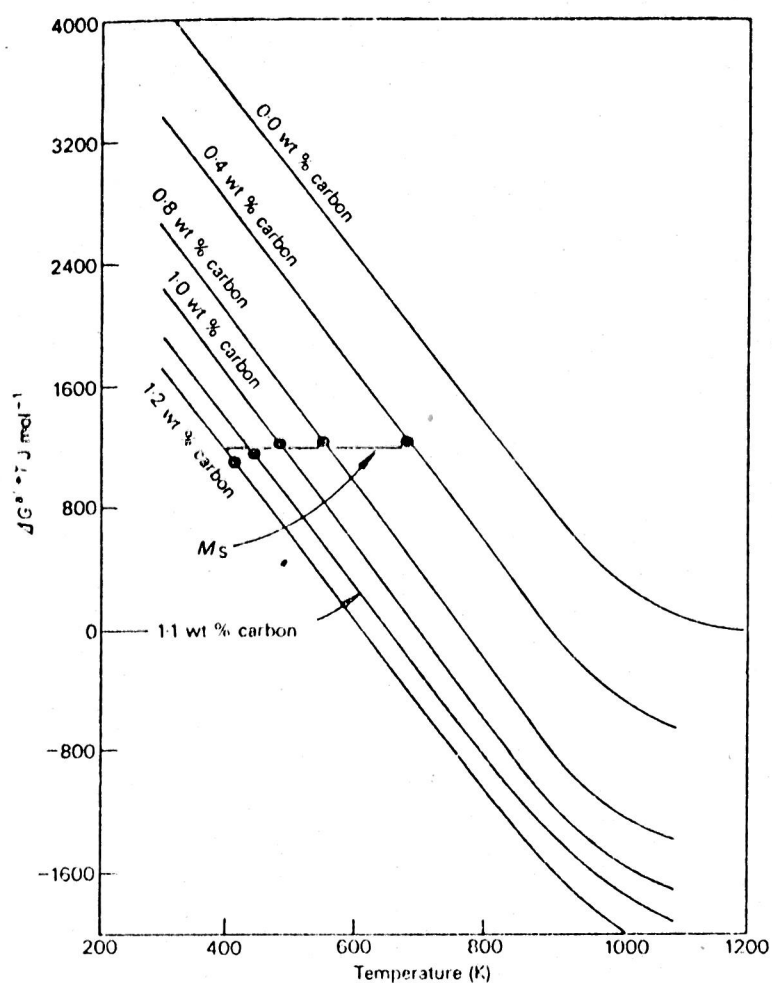


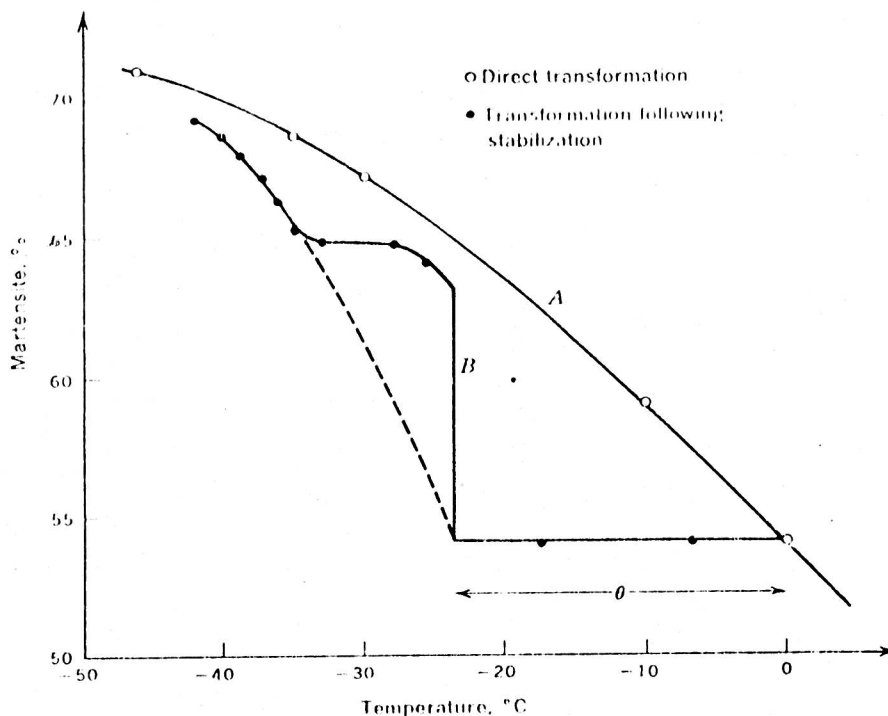
FIG. 6.21. CAMBIO DE ENERGIA LIBRE PARA LA REACCION AUSTENITA-MARTENSITA COMO FUNCION DE LA TEMPERATURA Y DEL CONTENIDO DE CARBONO.

6.7. ESTABILIZACION DE LA AUSTENITA:

Una de las características de la transformación martensítica en aceros comerciales es su carácter atérmico. Esto significa que la fracción de martensita obtenida depende de la temperatura de transformación y no del tiempo. Cuando esa temperatura se encuentra dentro del rango M_S a M_F , la fracción transformada quedará estabilizada y frente a nuevos descensos de la temperatura, será necesario un nuevo incremento significativo de la fuerza impulsora $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ para que la transformación continúe, me

diante el proceso habitual de germinación y crecimiento.

El grado de estabilización de la austenita frente a nuevas transformaciones isotérmicas puede ser estudiado de la manera indicada en la Figura 6.22.



6.22. PORCENTAJE DE MARTENSITA EN UN ACERO 0.96% C, 3% Mn, 0.5% Cr, 0.4% Si.

La curva A representa la fracción transformada por enfriamiento continuo. Si por el contrario, el enfriamiento es detenido por algún período de tiempo t_T y luego continuado, no se forma más martensita hasta que la austenita halla sido enfriada una cantidad adicional de θ grados. El parámetro θ es una indicación del grado de estabilización de la austenita. Se encuentra que θ se incrementa con el tiempo t_T de mantenimiento a la temperatura de transformación. Equivalentemente la cantidad de martensita formada depende de la velocidad de enfriamiento.

Cuando la martensita comienza a formarse nuevamente, la Figura 6.22. indica que un 10% lo hace de manera instantánea mediante un crecimiento cooperativo de placas y nucleación de embriones por deformación.

En aceros de baja aleación, con M_s cercana a la temperatura ambiente, la estabilización de la austenita ocurre solo si contienen carbono y nitrógeno. Si no se encuentra alguno de estos elementos intersticiales, la formación de nuevos núcleos de martensita es continua con el descenso de la temperatura de transformación.

Este resultado sugiere la siguiente interpretación del fenómeno de estabilización: Al mantener la aleación durante un cierto tiempo (en casos, tan breve como segundos), a una temperatura en el rango M_s a M_f , se produce una relajación plástica (movimiento de dislocaciones) seguida de un anclado de las dislocaciones interfaciales por átomos intersticiales, que fijan la transformación. Para continuar el proceso, es necesario entonces un enfriamiento significativo θ , que provea un ΔG adicional, para desanclar las dislocaciones interfaciales o para producir nuevos embriones de transformación.

6.8. ENDURECIMIENTO MARTENSITICO:

Comercialmente el mayor volumen de aceros tratados térmicamente son los aceros de baja aleación. Estos aceros son apreciados por poseer una alta resistencia con un costo relativo bajo y se aplican extensamente en componentes de automotores como ejes, engranajes de transmisión, rótulas, etc.

Los más empleados de estos aceros figuran según composición, en la Tabla 6.II.

	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo		M_s ($^{\circ}\text{C}$)	M_f ($^{\circ}\text{C}$)
<i>Low-alloy Steels</i>									
AISI—1340	0.43	1.6	0.30					325	260
—5140	0.42	0.7	0.16		0.93			330	270
—4140	0.37	0.77	0.15		0.98	0.21		340	270
—4340	0.42	0.78	0.24	1.80	0.80	0.33		280	210
<i>Tool Steels</i>									
AISI—232	0.65	0.40	0.20	2.0	1.00	0.30	0.15V	220	40
—410	1.00	1.25	0.25		0.50		0.15V 0.5W	190	40
—610	0.75	0.40	0.40		4.0	0.7	1.0V 18.0W	220	—170
<i>Maraging Steels</i>									
					Co	Mo	Ti	Al	
18Ni(280)	0.03	0.10	0.10	18.5	9	5	0.7	0.1	300 230
18Ni(250)	0.03	0.10	0.10	18	8	5	0.4	0.1	300 230
18Ni(200)	0.03	0.10	0.10	18	8.5	3.2	0.2	0.1	300 230

TABLA 6.II. PROPIEDADES DE ACEROS TRATABLES TERMICAMENTE.

La resistencia de la martensita formada en estos aceros depende del contenido de carbono y nitrógeno. La Figura 6.23. muestra la notable variación de la dureza o la resis-

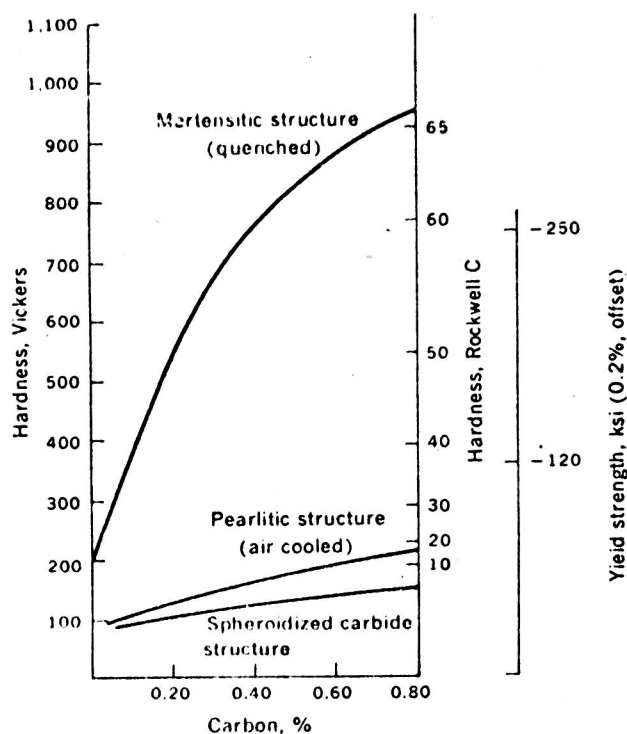


FIG. 6.23. DUREZA DE VARIOS PRODUCTOS DE TRANSFORMACION EN ACEROS.

cia a la tracción de la estructura martensítica con el contenido de carbono, y la gran diferencia respecto a la estructura perlítica o de carburos esferoidizados, para el mismo contenido en carbono. La dureza de la martensita es independiente de la concentración de elementos sustitucionales de aleación. La acción de estos elementos reviste importancia sólo en el corrimiento de la curva TTT, de la reacción perlítica y bainítica hacia mayores tiempos.

La alta resistencia de la estructura martensítica debe ser atribuida a las barreras creadas al movimiento de dislocaciones: la disposición de los listones martensíticos y la alta densidad de madeja de dislocaciones o micro maclas con que están compuestos, resultan formidables barreras al movimiento de dislocaciones.

Por otro lado, el mecanismo por el cual el carbono en solución en la martensita contribuye eficazmente al endurecimiento, debe interpretarse a partir del hecho que los átomos de carbono deforman el cristal de la ferrita y esta deformación puede ser aliviada por la redistribución de los átomos de carbono en el campo de deformación de las dislocaciones. Esta redistribución del carbono, reduce la energía de deformación del sistema y produce por lo tanto, un vínculo entre dislocaciones y átomos de carbono, que requiere de mayores tensiones para deformar la estructura.

Además de esta interacción con las dislocaciones, los átomos de carbono pueden formar colonias ordenadas (CLUSTERS) o zonas de GUINIER-PRESTON, que endurecen de manera adicional la estructura martensítica.

Estos dos fenómenos que producen el endurecimiento martensítico son los principales a señalar. El primero es preponderante en aceros de baja aleación por poseer estos una estructura de madejas de dislocaciones. El segundo mecanismo, de orden a gran distancia, es el principal en aceros de media aleación.

La Tabla 6.II. muestra igualmente algunos aceros para herramientas (TOOL STEELS) y aceros MARAGING. Los aceros para herramientas están altamente aleados y su precio es mucho mayor que el de los aceros de baja aleación. La M_s está por encima de la temperatura ambiente, pero m_f , a diferencia de los aceros de baja aleación donde M_f es mayor que 200°C , puede llegar a temperaturas muy por debajo de la ambiente, como en el caso de la AISI-610. Esto significa que, en el templado a temperatura ambiente, quedarán fracciones importantes de austenita retenida. Es práctica en esos casos, refrigerar estas aleaciones después del temple, con el fin de estabilizarlas.

Los aceros MARAGING no dependen del carbono para su endurecimiento. Este ocurre, por la precipitación de Ni_3Ti o Ni_3Mo en la martensita durante el subsiguiente revenido o tratamiento de envejecimiento.

Así, en estas aleaciones, no es necesario realizar enfriamientos rápidos ya que M_s está por encima de 300°C y M_f está en el orden de 200°C . Como no existen solutos intersticiales la martensita es dúctil y puede ser maquinada sin dificultad. Elevando luego la temperatura de 450°C a 500°C se forman los precipitados y se nuclean a lo largo de las dislocaciones producidas por la transformación martensítica.

CAPITULO VII

TRANSFORMACION BAINITICA

7.1. INTRODUCCION:

La reacción bainítica ocurre en general en transformaciones isotérmicas, dentro del rango de 250 a 550°C, en la que no se forma ni perlita, que ocurre a temperaturas más elevadas, ni martensita, que se manifiesta a temperaturas más bajas. Pero, es de destacar que la bainita reúne las propiedades de estas dos estructuras, presentando un aspecto de finos listones de ferrita y cementita que le otorgan una dureza intermedia a las otras dos fases.

La bainita se presenta frecuentemente en aceros aleados al ser templados para formar la reacción martensítica. La velocidad de enfriamiento hacia el centro de una barra de acero es más lenta que en la superficie pudiendo dar origen a reacciones bainíticas. Sin embargo, aceros de bajo carbono totalmente bainíticos se han desarrollado con el empleo de 1/2% Mo y pequeñas concentraciones de boro, que permiten que la bainita se forme sobre un amplio rango de temperaturas de enfriamiento. Otros controles de la reacción se obtienen mediante el uso de Ni, Cr y Mn que descienden la temperatura en la que se produce la máxima velocidad de la reacción bainítica.

A medida que desciende la temperatura de transformación, para una velocidad de enfriamiento constante, la resistencia del acero se incrementa de manera sustancial. Para una serie de aceros con 0,2% C, la resistencia a la tracción puede variar entre 600 y 1200 MPa. Sin embargo este incremento es acompañado por una pérdida en la ductilidad.

La ventaja práctica de estos aceros es que, con su relativo alto valor de resistencia y adecuada ductilidad, no necesitan de tratamientos térmicos a posteriori. Estos aceros son realmente soldables porque la bainita, a diferencia de la martensita, se forma en la zona afectada térmicamente adyacente

al metal soldado, reduciendo la posibilidad de fisuración en caliente. Por otro lado estos aceros son de bajo contenido en carbono, lo que incrementa su soldabilidad y reduce las tensiones creadas por la transformación.

La naturaleza de la transformación bainítica cambia con el descenso de la temperatura de reacción. Esto permite identificar las estructuras bainíticas: superior, a alta temperatura e inferior, a menor temperatura de transformación.

7.2. BAINITAS SUPERIOR (550 a 450°C):

Su morfología guarda similitud con la ferrita Widmanstatten, ya que está formada por largos listones de ferrita libres de precipitados internos. La Figura 7.1. muestra

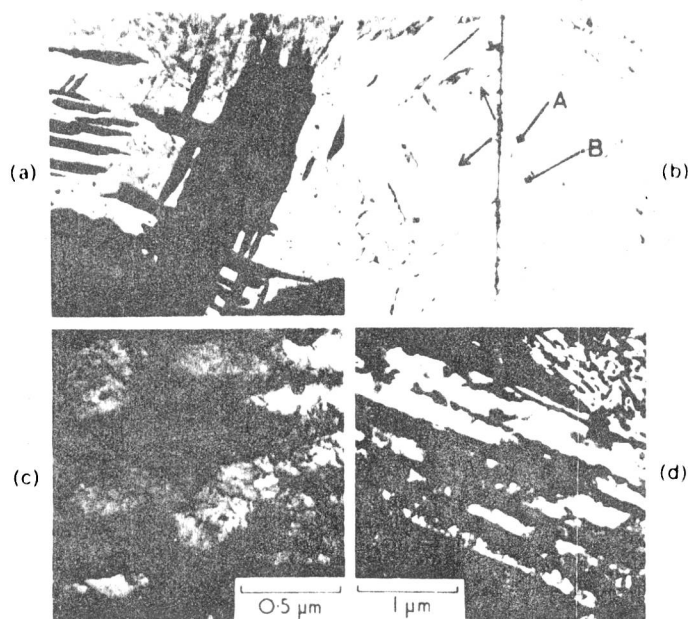


FIG. 7.1. MICROESTRUCTURA DE BAINITA SUPERIOR

la bainita superior en un acero de 0,8C, a bajo aumento. Para el mismo acero, la Figura 7.1.b. revela que la ferrita está compuesta de grupos de listones delgados paralelos, con planos cristalográficos definidos. Estos exhiben, como en la es

estructura Widmanstätten, relaciones de KURDJUMOV-SACHS con la austenita madre, pero la relación se hace menos precisa con el descenso de la temperatura.

Si bien la morfología de la bainita superior puede ser asociada con los listones martensíticos de los aceros de bajo carbono, su formación no puede ser entendida desde un mismo punto de vista cristalográfico.

Mediante microscopía electrónica, se muestra en la Figura 7.1.c. , que los listones de la bainita superior, tienen una estructura fina de $0,5 \mu\text{m}$ de espesor. Estos tienen mucho menos concentración de carbono ($< 0,003\% \text{ C}$) que la austenita madre. Es decir, en la medida que crecen los listones bainíticos, la austenita se enriquece en carbono. Este es un comportamiento característico de la bainita superior, ya que en el rango de 550 a 400°C la difusividad del carbono es alta como para permitir la participación entre ferrita y austenita. En consecuencia la precipitación de carburos, como se ha señalado, no ocurre en el interior de los listones, pero sí en sus límites con la austenita al alcanzarse una concentración crítica.

La morfología de la cementita formada en los bordes de los listones bainíticos, depende del contenido nominal de carbono en la aleación. En aceros de bajo carbono, la cementita forma hileras continuas (Fig. 7.1.d). En algunos aceros, la austenita enriquecida no precipita carburos, permaneciendo el carbono como una película en la austenita retenida. En enfriamiento puede transformarse como martensita de alto carbono, con efectos adversos en la ductilidad. Este tipo de bainita es referida como bainita granular.

7.3. BAINITA INFERIOR (400 a 250°C):

Aparece más acicular que la bainita superior, Figura 7.2.a., con placas individuales definidas, que adoptan la forma lenticular, similar a las placas martensíticas (Figura 7.2.b.). Mientras estas placas se nuclean en los límites del

grano austenítico, hay también mucha nucleación dentro del grano y placas secundarias se forman de las primitivas.

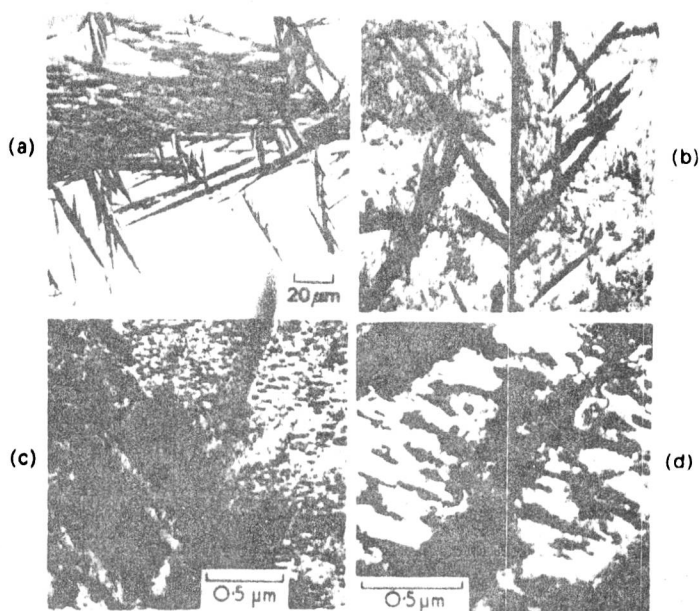


FIG. 7.2. MICROESTRUCTURA DE BAINITA INFERIOR

El microscopio electrónico muestra que las placas tienen una estructura similar a la de la bainita superior con una mayor densidad de dislocaciones pero no tan densa como en la martensita de composición similar.

Una característica microscópica destacada de la bainita inferior es el crecimiento de varillas de carburos dentro de las placas de ferrita. El carburo puede ser cementita o carburo ϵ , dependiendo de la temperatura de transformación y de la composición del acero. Por ejemplo, el silicio favorece la formación de carburos ϵ mediante el retardo de la nucleación de cementita. Las varillas o listones de cementita crecen en la dirección $\langle 111 \rangle_{\alpha}$ y poseen una orientación con la ferrita idéntica a la encontrada para la martensita revenida, pero, a diferencia de ésta, su orientación se mantiene siempre constante, en un arreglo paralelo de aproximadamente 60° respecto al eje de la placa bainítica (Fig. 7.2. c.d.).

Este comportamiento observado en la precipitación de carburos, afirman la interpretación de que éstos no se forman en el interior de placas bainíticas sobresaturadas

en C, sino que se nuclean en la interfase γ/α y crecen simultáneos a la evolución de la interfase. Luego, la reacción bainítica es, básicamente, un proceso controlado por la interfase, que conduce a la precipitación de cementita, la cual disminuye el contenido en C de la austenita y aumenta la fuerza impulsora, induciendo mayor transformación.

7.4. FORMACION DE LA BAINITA:

En los aceros al carbono, es a menudo difícil separar la reacción bainítica de la reacción perlítica. Donde se superponen las narices de las transformaciones, puede ocurrir que se forme primero perlita seguida de bainita superior o viceversa.

La Figura 7.3. representa el diagrama TTT de un acero con 3% Cr y 0,5% C. En ella se aprecian las narices

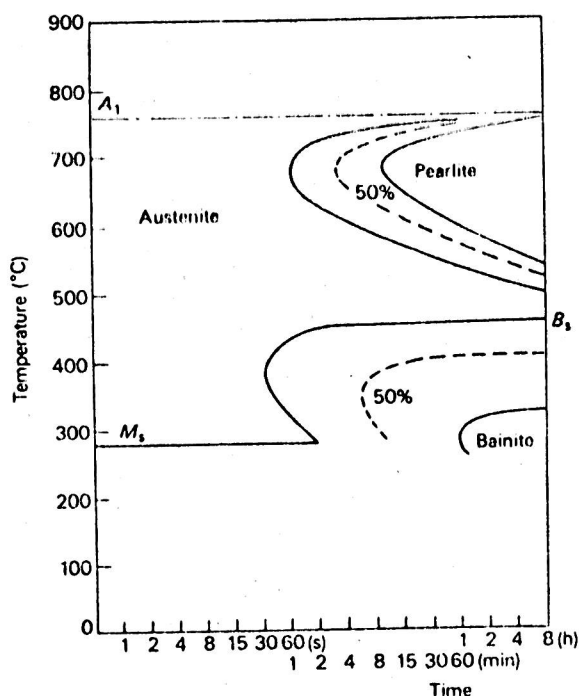


FIG. 7.3. CURVAS TTT PARA ACERO 3% Cr. 0.5 % C .

de comienzo, 50% y final de la transformación de las reacciones perlítica y bainítica, las que se encuentran completa-

mente separadas. También se señala la temperatura B_s , que es aquella que, por encima de la cual, no ocurre la transformación bainítica.

A una dada temperatura, el crecimiento longitudinal de las placas bainíticas (observadas como un crecimiento de agujas en el microscopio), ocurre a velocidad constante y se incrementa con el aumento de la temperatura. El aumento de la concentración de carbono del acero, disminuye por otro lado, su velocidad de crecimiento. Es lo que se aprecia en la Figura 7.4. con un acero 9% Ni, en la que se

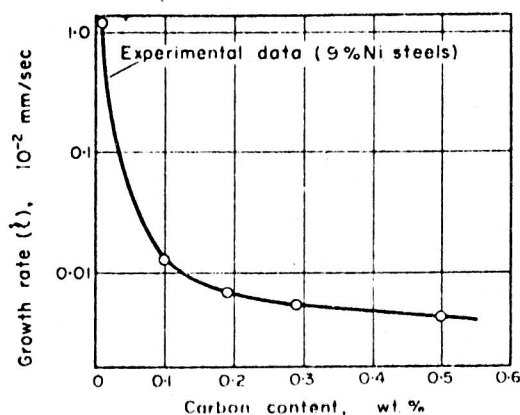


FIG. 7.4. EFECTO DEL CONTENIDO DE C SOBRE LA VELOCIDAD DE CRECIMIENTO DE AGUJAS DE BAINITA A 400°C.

midio la velocidad de crecimiento longitudinal de las placas bainíticas en función de diferentes tenores de C.

En el espesor, las placas bainíticas crecen igualmente con el avance de la transformación pero, su velocidad de crecimiento es muy difícil de determinar.

7.5. INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS DE ALEACION:

La temperatura de transformación bainítica B_s es disminuida por muchos elementos de aleación, pero el de mayor influencia es el carbono. Se pudieron establecer las siguientes relaciones empíricas:

$$B_s (^{\circ}\text{C}) = 830 - 270 (\% \text{ C}) = 90 (\% \text{ Mn}) - 37 (\% \text{ Ni}) - 70 (\% \text{ Cr}) - 83 (\% \text{ Mo})$$

$$B_{50} = B_s - 60^\circ\text{C}.$$

$$B_f = B_x - 120^\circ\text{C}.$$

La concentración en carbono también influye en la temperatura de transición de bainita superior a inferior de una manera compleja (Figura 7.5.). Esta temperatura de transición

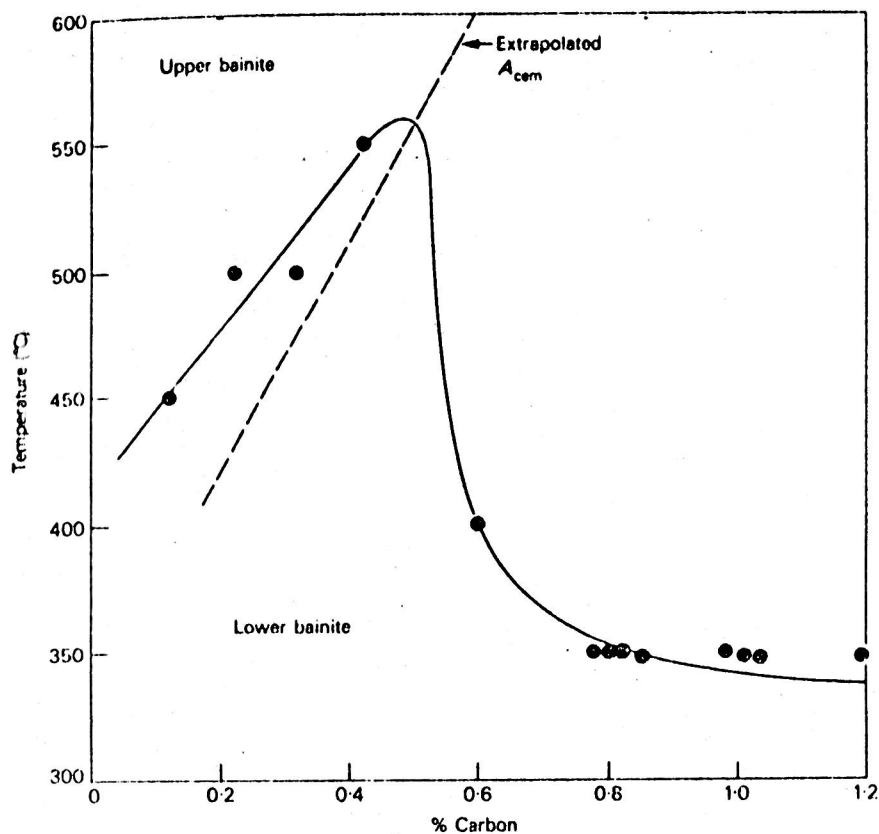


FIG. 7.5. EFECTO DEL CONTENIDO DE CARBONO SOBRE LA TEMPERATURA DE TRANSICION DE BAINITA SUPERIOR A BAINITA INFERIOR.

puede ser definida como la temperatura en la cual la difusividad de carbono en la austenita se vuelve tan baja como para permitir la difusión de C en la interfase γ/α , creciendo la bainita como carburos en la interfase móvil.

Otros elementos de aleación no sólo descienden la temperatura B_s como el C, sino que corren las narices de transformación ferrítica y perlítica hacia mayores tiempos. La Figura 7.6. representa las curvas de transformación isotérmica TTT para un acero de bajo carbono, en la que se observa que las reacciones ferríticas, perlítica y bainítica están superpuestas.

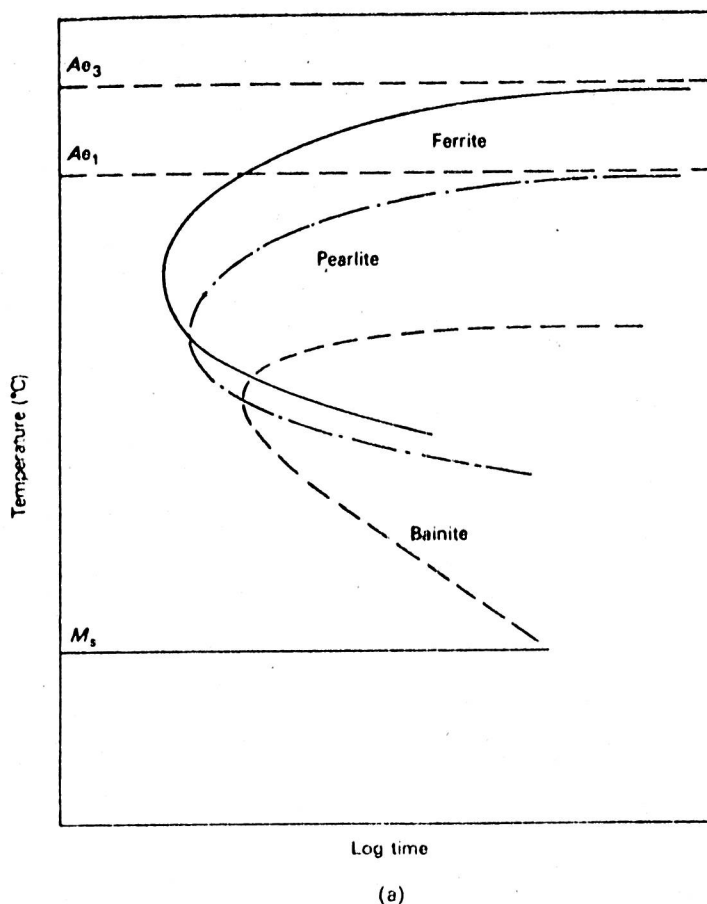


FIG. 7.6. EFECTO DE LOS ELEMENTOS ALEANTES EN LAS CURVAS TTT PARA LA REACCION BAINITICA. ACERO DE BAJO CARBONO.

Una manera efectiva de aislar la reacción bainítica en este acero consiste en agregar 0,002% B y 1/2 % Mo, Figura 7.7. Mientras el Mo corre la reacción bainítica a menores tiempos y temperaturas, el boro retarda la reacción ferrítica probablemente por segregación preferencial en los primitivos bordes de grano austeníticos.

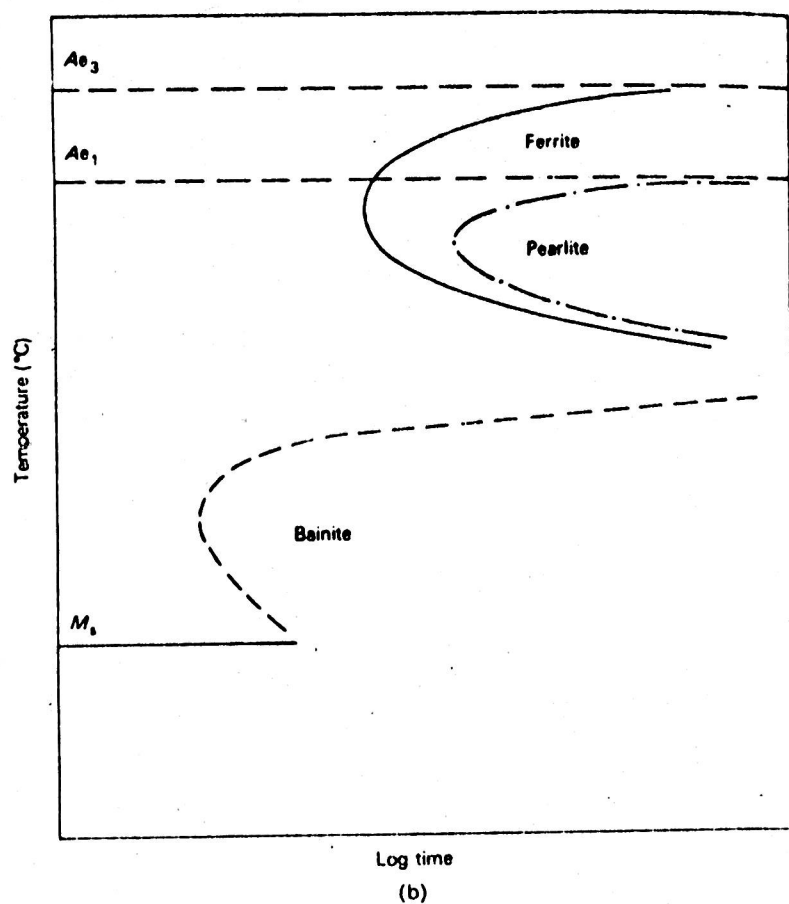


FIG.7.7. EFECTO DE LOS ELEMENTOS ALEANTES EN LAS CURVAS TTT PARA LA REACCION BAINITICA. ACEROS DE BAJA ALEACION.