



APUNTES DE METALOTECNIA

*Escuela Técnica Superior de Ingenieros Industriales de Madrid
(ETSII-UPM)*



Rafael Chinchilla Cámara

email: rafacho@yahoo.es

PARTE I: Metalurgia Física.

- El enlace metálico
- Introducción a la Cristalografía
- Defectos en cristales metálicos
- Fases en aleaciones metálicas
- Transformaciones de fase en aleaciones
- Diagramas de fases
- Solidificación
- Heterogeneidad
- Propiedades mecánicas de metales

PARTE II: Aleaciones férreas

- El diagrama hierro-cementita
- Microconstituyentes de aceros recocidos
- Transformaciones de la austenita
- Curvas TTT y CCT
- Tratamientos térmicos
- Temple y templabilidad
- Revenido
- Recocidos
- Tratamientos isotérmicos
- Tratamientos superficiales
- Clasificación y tipos de aceros
- El diagrama hierro-grafito
- Fundiciones blancas, grises, maleables y esferoidales

PARTE III: Aleaciones no férreas

- Maduración
- Aleaciones de base aluminio
- Aleaciones de titanio y magnesio
- Aleaciones de cobre
- Superalloys



INTRODUCCIÓN

1. METALURGIA

La metalurgia es la ciencia dedicada al estudio de la estructura y propiedades de los metales. Especifica los tratamientos adecuados para cada metal y para cada situación, y las condiciones en que deben utilizarse los metales.

La metalurgia puede dividirse en:

a) **Metalurgia extractiva:** se refiere a los procesos de extracción de los metales, fundamentalmente procesos químicos:

- Principios fisico-químicos de extracción
- Tratamiento y beneficio de minerales
- Procesos de afino y aleación
- Diseño de plantas extractivas

b) **Metalurgia física:**

- Fundamentos de las propiedades de metales y aleaciones
- Constitución de aleaciones
- Termodinámica metalúrgica
- Fundamentos de los procesos de aleación, conformado y tratamiento

c) **Metalurgia transformadora:**

- *Metalurgia de diseño:* elección de la aleación adecuada a cada caso, estudio de las propiedades y aplicaciones de los metales y sus aleaciones. Conformado de piezas, estudio de los efectos que tienen los diversos tratamientos sobre las propiedades de la aleación.
- *Metalurgia de control:* análisis químico y metalográfico de los productos metalúrgicos para determinar su calidad, y propiedades.



ÍNDICE

1. Introducción, 4
2. Metales y metaloides, 5
3. Cristales reales, 15
4. Difusión, 25
5. Aleaciones, 27
6. Transformaciones de fase, 36
7. Diagramas de equilibrio, 39
8. Transformaciones en estado sólido, 62
9. Heterogeneidad, 69
10. Diagrama metaestable hierro – cementita ($\text{Fe} - \text{Fe}_3\text{C}$), 73
11. Constituyentes de los aceros recocidos, 77
12. Clasificación de los aceros, 81
13. Transformaciones isotérmicas de la austenita, 86
14. Tratamientos de los aceros: tratamientos térmicos, 97
15. Tratamientos isotérmicos, 115
16. Tratamientos termoquímicos, 119
17. Tratamientos térmicos superficiales, 125
18. Fundiciones blancas, 126
19. Fundiciones grises, 128
20. Tratamientos térmicos de las fundiciones, 135
21. Fundiciones con grafito modificado, 137
22. Cuadro sinóptico de propiedades, 139
23. Apéndice: diagramas de equilibrio, 140
24. Bibliografía



METALES Y METALOIDES

1. ENLACE METÁLICO

El enlace metálico es mucho más complejo que el covalente o que el iónico. Debido a la gran cantidad de factores que influyen sobre la estructura metálica, las predicciones teóricas sobre el comportamiento de los metales son limitadas, y en muchos casos hay que utilizar leyes y reglas empíricas.

Un metal es un sólido cristalino, en el cual los átomos se distribuyen de una forma más o menos ordenada formando una red llamada *red cristalina*, si bien los átomos están en continua vibración alrededor de unas posiciones teóricas de equilibrio, que corresponden a una red ideal perfecta.

Los metales pueden ser amorfos o cristalinos, existiendo dos estados intermedios: nemáticos y esméticos.

- Los metales amorfos no tienen una estructura microscópica definida, y en ellos los átomos están distribuidos al azar. Estos metales no tienen un punto de fusión determinado, sino un intervalo de temperaturas de reblandecimiento.
- Metales nemáticos: son parecidos a los metales amorfos, si bien en este tipo de metales existe una periodicidad en la disposición de los átomos: éstos se ordenan entre planos equidistantes, pero colocados al azar dentro de ellos.
- Metales esméticos: en este caso existe periodicidad en las distancias entre planos y entre las filas de átomos dentro de estos, pero no hay ordenación dentro de las filas.
- Cristalinos: hay periodicidad en todas las distancias: entre planos, filas y átomos.

Los metales pueden ser isótropos (propiedades similares en cualquier dirección del espacio) o anisótropos, dependiendo de su composición, de la estructura de sus microconstituyentes y de la disposición de los mismos.

2. SISTEMAS DE CRISTALIZACIÓN

Existen 14 sistemas de cristalización llamadas *redes de Bravais*. Los metales sólo cristalizan en algunos de éstos sistemas:

- | | |
|---------------------------------|------------|
| - Cúbico simple | CS |
| - Cúbico centrado en las caras: | CCC ó SCCC |
| - Cúbico centrado en el cuerpo: | CC ó SCC |
| - Hexagonal compacto: | HC |
| - Tetragonal | |



Las propiedades mecánicas, ópticas, químicas, etc de un metal dependen en gran medida del sistema en que cristaliza. La respuesta de un metal a factores externos se da a distintas escalas: escala cristalográfica, microscópica y macroscópica. Aquí trataremos el comportamiento del metal desde el punto de vista cristalográfico.

El sistema cúbico simple, cuya celdilla unidad se muestra en la *figura 1*, es poco común en los metales de interés industrial. Estudiaremos ahora los dos sistemas más importantes: CC y CCC.

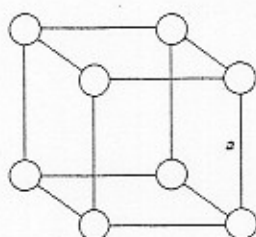


Figura 1: celdilla CS.

SISTEMA CÚBICO CENTRADO EN EL CUERPO (CC)

El sistema cúbico centrado en el cuerpo (CC) se da en metales como el Cr, Mo, W, en fases alotrópicas de metales como el Fe_α, etc. Un sistema de cristalización CC determina una elevada resistencia mecánica y poca plasticidad.

Los parámetros a considerar son:

- Parámetro fundamental de la red a .
- Diagonal principal D .
- Espacio entre átomos de vértices consecutivos: e_v .
- Índice de coordinación i.c.
- Número de átomos por celdilla.
- Número de intersticios mayores n_{im} .
- Número de intersticios menores n_{im} .
- Radio de los intersticios mayores R_{im} .
- Radio de los intersticios menores R_{im} .
- Compacidad o índice de empaquetamiento C .
- Densidad (según el tipo de átomo)

Los átomos son tangentes en la diagonal principal de la celdilla unidad, que en este sistema es la de la *figura 2*:

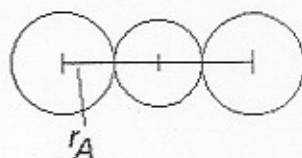
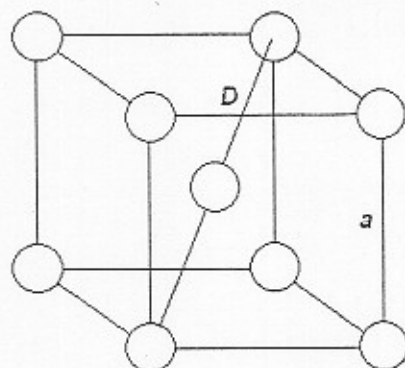


Figura 2: celdilla CC



El índice de coordinación es el número de átomos de la misma naturaleza que se encuentran a la misma distancia de uno dado. (¿?)

Los intersticios son los espacios (volumenes) que existen entre los átomos de la red cristalina. Los hay de dos tamaños: los intersticios mayores y los menores. En estos intersticios se colocan átomos de otro tipo, cuando tenemos aleaciones llamadas soluciones sólidas de inserción como veremos más adelante.

La compacidad expresa la relación entre el volumen ocupado por los átomos y el volumen total de la celdilla. En el sistema CC los intersticios mayores se encuentran en los planos de las caras de la celdilla. Los intersticios menores son tangentes a los intersticios mayores y a los átomos de los vértices y se encuentran sobre las aristas. Esto puede verse en la figura 3.

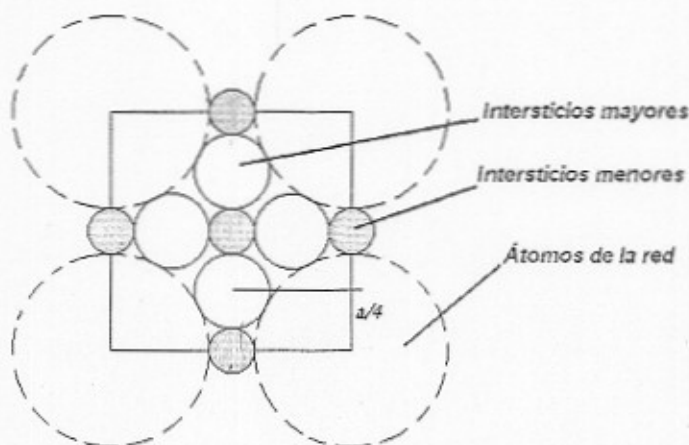


Figura 3: plano correspondiente a una cara de la celdilla y los intersticios que contiene.

Parámetros del sistema CC

$$D = a\sqrt{3} = 4r_A \Rightarrow r_A = \frac{a\sqrt{3}}{4}$$

$$e_v = a - 2r_A = \frac{a(2 - \sqrt{3})}{2}$$

$$i.c. = 8$$

$$n^\circ \text{ at / celdilla} = 1 + 8 \cdot \frac{1}{8} = 2 \text{ át/celdilla}$$

$$N_{\text{at}} = 6 \cdot 4 \cdot \frac{1}{2} = 12$$

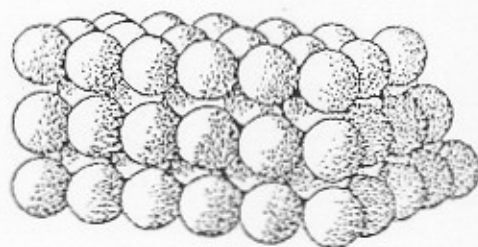
$$N_{\text{im}} = 12 \cdot 1 \cdot \frac{1}{4} + 6 \cdot 1 \cdot \frac{1}{2} = 3 + 3 = 6$$

$$r_{\text{im}} = \frac{a}{4}(\sqrt{5} - \sqrt{3})$$

↳ ¿De donde sale esto?

$$r_{\text{im}} = \frac{e_v}{2}$$

$$C = \frac{V_u}{V_l} = \frac{2 \cdot \frac{4}{3} \cdot \pi \cdot r_A^3}{a^3} = 0.679 \Rightarrow 68\%$$



SISTEMA
CÚBICO CENTRADO EN EL CUERPO



La compacidad máxima en este sistema de cristalización se consigue cuando se ocupan también todos los intersticios:

$$C_{\max} = \frac{2 \cdot \frac{4}{3} \cdot \left(\frac{a\sqrt{3}}{4}\right)^3 + 12 \cdot \frac{4}{3} \cdot r_{im}^3 + 6 \cdot \frac{4}{3} \cdot r_{im}^3}{a^3} = 0.786 \Rightarrow 78.6\%$$

Los intersticios mayores y menores suelen llamarse también huecos tetraédricos y octaédricos respectivamente, o *tetraporos* y *octoporos*. Su colocación se ve claramente en la figura 4.

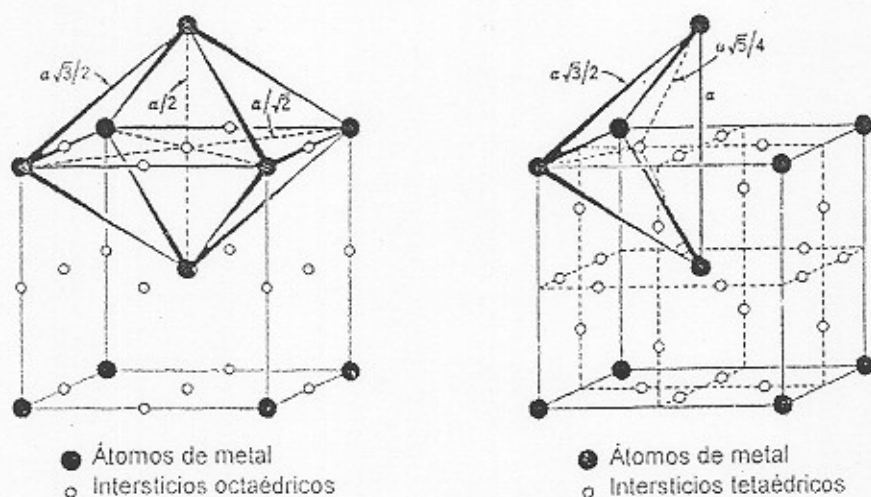


Figura 4: posiciones de los huecos octaédricos y tetraédricos en el sistema CC.

SISTEMA CÚBICO CENTRADO EN LAS CARAS (CCC)

Los metales que cristalizan en este sistema son particularmente plásticos, como por ejemplo la forma alotrópica y del hierro (Fe_γ), el Al, Cu, Ni, Ag, Au, Pb, etc. El CCC es un sistema mucho más compacto, de mayor densidad atómica. Existen planos en los que los átomos son tangentes, llamados *planos compactos*. La plasticidad se debe precisamente a la existencia de estos planos, entre los cuales se pueden producir deslizamientos.

La tangencia entre los átomos se da ahora en las diagonales de cara. La celdilla unidad que corresponde al CCC es la siguiente (figura 5):

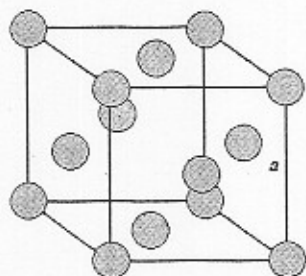


Figura 5: celdilla unidad del sistema CCC.

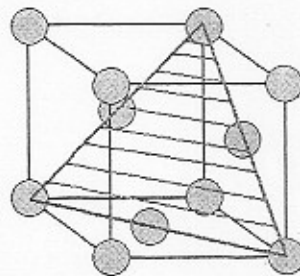


Figura 6: plano compacto en el CCC.

Parámetros de la red:

$$r_A = \frac{a\sqrt{2}}{4}$$

$$e_v = a - 2r_A = a - \frac{a\sqrt{2}}{2}$$

$$i.c. = 12$$

$$n^\circ \text{ at / celdilla} = 8 \cdot \frac{1}{8} + 6 \cdot \frac{1}{2} = 4 \text{ át/celdilla}$$

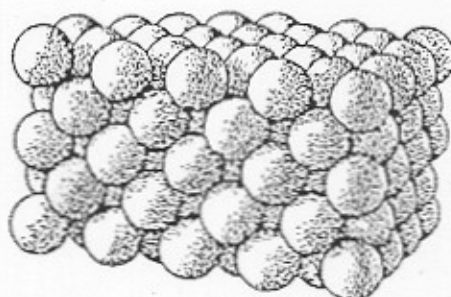
$$N_{im} = 1 + 12 \cdot \frac{1}{4} = 4$$

$$N_{im} = 8$$

$$r_{im} = \frac{e_v}{2}$$

$$r_{im} = \frac{a(\sqrt{3} - \sqrt{2})}{4}$$

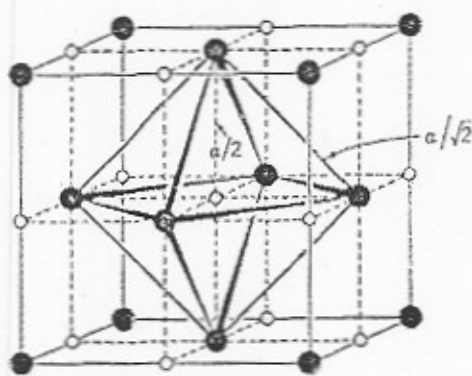
$$C = \frac{V_u}{V_t} = \frac{4 \cdot \frac{4}{3} \cdot \pi \cdot r_A^3}{a^3} = 0.74 \Rightarrow 74\%$$



SISTEMA
CÚBICO CENTRADO EN LAS CARAS

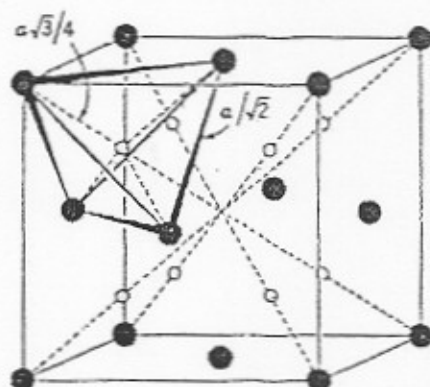
($C_{\max} = 80.8\%$)

Los intersticios mayores u octaédricos se encuentran en la mitad de las aristas de la celdilla, y los intersticios menores o tetraédricos en el centro de cada octava parte de la celdilla, como vemos en las figuras 7 y 8.



● Átomos de metal
○ Intersticios octaédricos

Figura 8: huecos octaédricos en el sistema CCC.



● Átomos de metal
○ Intersticios tetraédricos

Figura 9: huecos tetraédricos en el sistema CCC.



SISTEMA HEXAGONAL COMPACTO (HC)

En los sólidos reales la relación entre las longitudes de arista no es exactamente la correspondiente a este modelo, ya que los átomos no permanecen en sus posiciones teóricas y no son esferas.

En este sistema también existen 3 planos compactos paralelos a las bases hexagonales de la celdilla unitaria. (Dos planos que corresponden a dichas bases, y el plano correspondiente a la sección media de la celdilla). La celdilla unitaria de este sistema es la siguiente (figura 9):

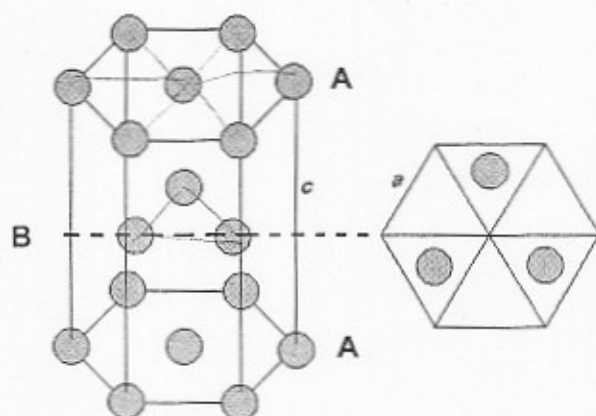


Figura 9: celdilla unidad del sistema HC.

Existe también el sistema hexagonal simple, en el cual falta el plano central B. La cristalográfica demuestra que ésta es la forma óptima de empaquetamiento. Los intersticios menores o tetraédricos se encuentran en el centro de tetraedros formados por un trió de átomos de un plano A y uno de los tres átomos del plano B, como vemos en la figura 10. Los intersticios mayores u octaédricos se encuentran en el centro de octaedros formados como se ve en la figura 11.

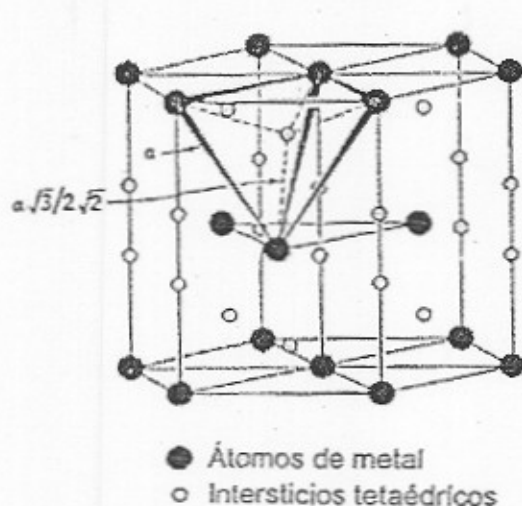


Figura 10: huecos tetraédricos en el SHC.

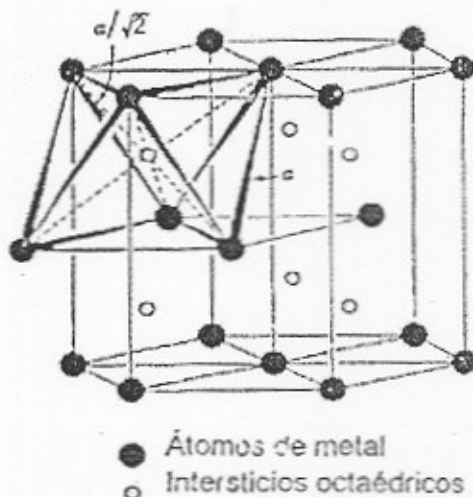


Figura 11: huecos octaédricos en el SHC.



Parámetros de la red: (tener en cuenta que los átomos son tangentes en las aristas del hexágono)

$$r_A = \frac{a}{2}$$

$$c = 2\sqrt{\frac{2}{3}}a \Leftrightarrow \frac{c}{a} = 1.633$$

$$i.c. = 6$$

$$N_{IM} = 3$$

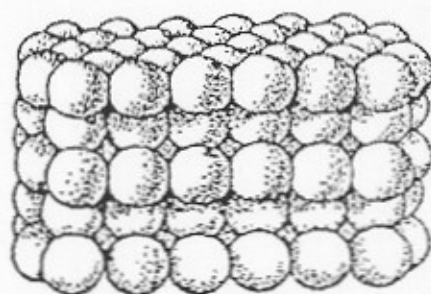
$$N_{im} = 6 + 2 + 4 = 12$$

$$r_{IM} = \frac{a(\sqrt{2}-1)}{2}$$

$$r_{im} = \frac{3\sqrt{2}}{4\sqrt{3}}a - \frac{a}{2}$$

$$C = \frac{V_u}{V_t} = 0.74$$

$$n_{at/celd} = 6$$



SISTEMA
HEXAGONAL COMPACTO

En solidificaciones reales no se alcanza la relación $c = 1.633a$, debido a que los átomos reales no son esferas rígidas ni permanecen inmóviles.

Existen analogías entre el sistema CCC y el sistema HC. Son sistemas homólogos pero no dan las mismas propiedades en los metales. El HC se parece más al CC en cuanto a propiedades se refiere. Por ejemplo, en el sistema CCC tenemos muchos más planos de deslizamiento.

3. NOTACIONES CRISTALOGRÁFICAS

Se emplean para designar puntos, direcciones y planos cristalográficos. Se emplea el siguiente sistema de coordenadas:

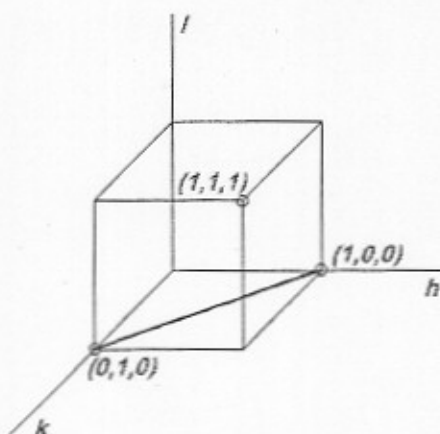


Figura 12: sistema de coordenadas cristalográficas.



Los puntos se designan mediante las coordenadas (h,k,l) , y las direcciones por $[h,k,l]$. Para designar una dirección se toman dos puntos y se restan sus coordenadas; los signos menos se ponen sobre las cifras. Si se cambian los signos de cada componente de una dirección, obtendremos la misma, y si rotamos los índices obtendremos la misma dirección en caras contiguas de la celdilla:

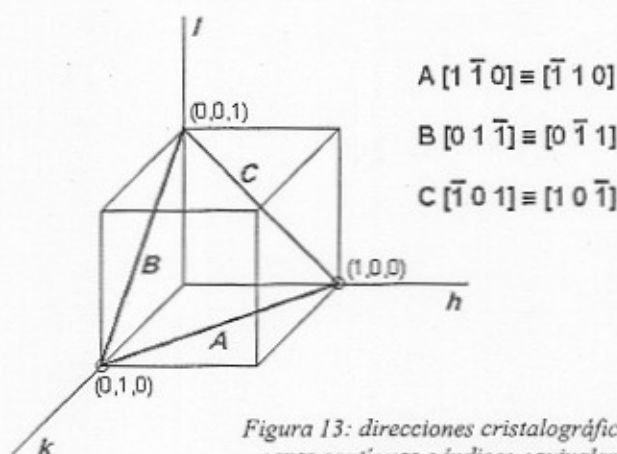


Figura 13: direcciones cristalográficas en caras contiguas e índices equivalentes.

Notación de Weiss

Se emplea para la designación de planos. Las componentes de la terna que designa a un plano corresponden a los puntos sobre los cuales el plano en cuestión corta a los ejes. En caso de que un plano sea paralelo a un eje, esta componente será ∞ .

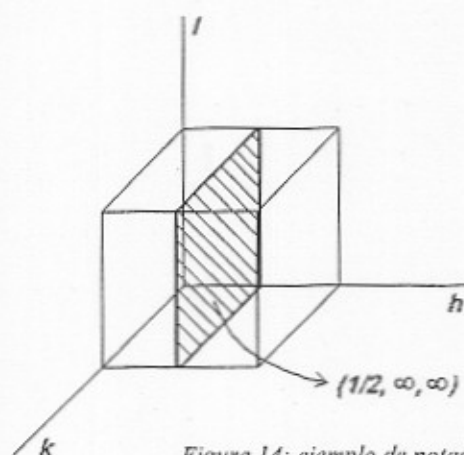


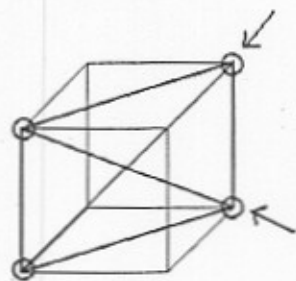
Figura 14: ejemplo de notación de Weiss

Notación de Miller

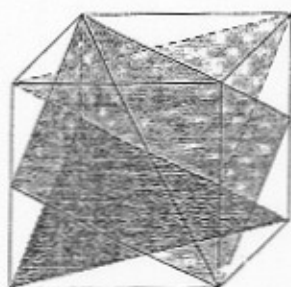
Toma las componentes inversas a la notación de Weiss. (El plano de la figura anterior vendría caracterizado por $(2 \ 0 \ 0)$). Esta notación tiene la ventaja de que un plano y una dirección perpendicular a él tienen los mismos índices (*índices de Miller*). Cuando queremos referirnos a todos los planos de orientación $(1 \ 1 \ 1)$ por ejemplo, utilizaremos la notación $[1 \ 1 \ 1]$. Si nos referimos a las direcciones $(1 \ 1 \ 1)$, se emplea $\langle 1 \ 1 \ 1 \rangle$.



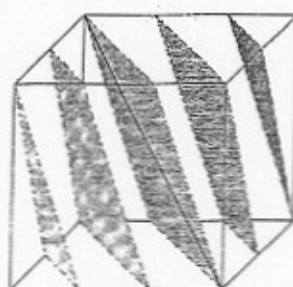
En el sistema CC en cambio, no existen planos compactos. Los más parecidos son los (110), en los que el empaquetamiento es máximo. Sin embargo si existen direcciones de fuerte empaquetamiento, direcciones compactas: $\langle 1,1,1 \rangle$. Los planos que contienen a estas direcciones son los [110].



Plano cristalográfico [110]



Planos cristalográficos [112]



Planos cristalográficos [123]

| | | |
|-------|--------------------------|--------------------|
| [110] | 6 planos x 2 direcciones | → 12 posibilidades |
| [112] | 12 planos x 1 dirección | → 12 posibilidades |
| [123] | 24 planos x 1 dirección | → 24 posibilidades |

En total tendremos 48 sistemas de deslizamiento para el CC, que requieren mayor energía que los sistemas del CCC.

La menor plasticidad del sistema HC se debe precisamente a que sólo existe un sistema de planos compactos, con 3 direcciones compactas. Tenemos por tanto 3 sistemas de deslizamiento nada más.

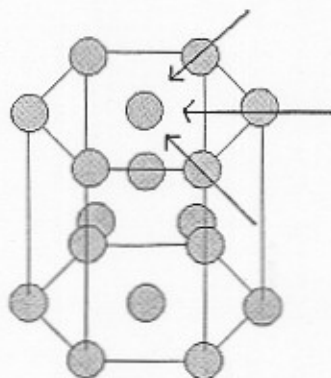


Figura 16: sistemas de deslizamiento en el HC.

5. CÁLCULO DE LAS DENSIDADES

$$\text{Densidad volumétrica: } \rho_v = \frac{\text{nº átomos}}{\text{volumen celdilla unidad}}$$

$$\text{Densidad planar: } \rho_s = \frac{\text{Superf. de los átomos}}{\text{Superficie total}} = \frac{\text{nº átomos}}{\text{Superf. plano crist. seleccionado}} = \rho_v \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}$$



CRISTALES REALES

La red de los cristales reales no tiene una estructura perfecta: los átomos vibran y se mueven alrededor de sus posiciones "teóricas", a una frecuencia del orden de $10^{12} - 10^{15}$ vibr./s (frecuencia de Debye). Además pueden existir deformaciones, huecos e impurezas dentro de la red cristalina, por lo que las propiedades y comportamiento real de los metales es muy impredecible y mucho más complicado.

La principal causa de complejidad del estudio de los metales son los defectos de la red cristalina. Existen tres clases de defectos:

- defectos puntuales
- defectos de línea
- defectos superficiales

Los defectos son los principales responsables de las propiedades intrínsecas de los materiales, como la conductividad, resistencia mecánica, plasticidad, etc.

Cuando los átomos de la red, que se mueven alrededor de las posiciones teóricas de equilibrio, se ven sometidos a un estímulo externo (estímulos mecánicos o térmicos) son desplazados de su posición de equilibrio. Si el estímulo es suficientemente fuerte, los átomos pueden verse arrancados definitivamente de sus posiciones, y puede romperse el material. De otra manera, los átomos tienden a regresar a su situación inicial, de menor energía y por tanto más estable, y hablamos entonces de la elasticidad del material. Debido al estímulo, la red cristalina se distorsiona, dándose una deformación a nivel microscópico.

En estas situaciones podemos hablar de conceptos como *esfuerzo de rotura*, *límite elástico*, *módulo de Young*, etc.

1. DEFECTOS DE PUNTO

Son defectos que corresponden a puntos de la red cristalina, si bien afectan en mayor o menor medida a todo su entorno. Pueden aparecer por un mal proceso de cristalización, fluctuaciones fuertes de temperatura, tratamientos térmicos incorrectos, etc. Los defectos de punto son:

1.1. Vacantes o huecos

Se producen cuando un átomo determinado abandona su posición en la red. Este efecto puede darse más fácilmente en zonas superficiales ya que la entalpía de formación es mayor para esas zonas. Termodinámicamente hablando, un cristal es más estable si tiene defectos de tipo vacantes, debido al movimiento de los átomos en la red.

El número de vacantes depende de la temperatura del material: $n_v = n_t e^{-\frac{\Delta H}{T}}$ donde n_t es el número de posiciones existentes en la red, y ΔH la entalpía de formación. Vemos que en el cero absoluto no hay vacantes en el material. Por dar un ejemplo del orden de magnitud, $\Delta H_{Cu} = 20$ kCal/mol. Cuando se crea un hueco en una red, aumenta su energía interna.



En la realidad los átomos vibran y se mueven en la red; cada cierto tiempo un átomo puede saltar de su posición y ocupar el hueco existente, dejando uno nuevo donde estaba. Es decir los defectos de punto pueden moverse dentro de la red. Así mismo pueden existir vacantes simples, bivacantes (dos huecos que se mueven conjuntamente), trivacantes, etc.

Debido a la movilidad de los huecos se explican muchas propiedades.

El número de saltos que da un átomo por unidad de tiempo evoluciona de la siguiente forma:

| Temperatura | Salto | nº vacantes |
|-------------|-------------------------------|--------------------|
| 0 K | 1 cada 11 días | 0 |
| 300 K | | $3 \cdot 10^{-15}$ |
| 1000 K | | $4 \cdot 10^{-15}$ |
| 1350 K | $3 \cdot 10^{10}$ saltos/seg. | $6 \cdot 10^{-4}$ |

En realidad la cadencia de saltos a 1350K es relativamente poca ya que los átomos vibran a $10^{12} - 10^{15}$ veces por segundo.

Alrededor de una vacante existe una deformación de la red cristalina, como puede verse en las figuras 17 y 18.

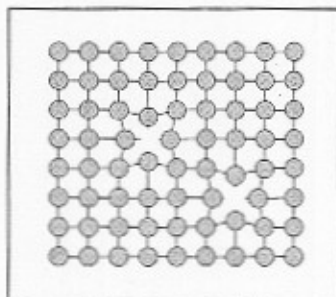


Figura 17: distorsión de la red alrededor de una vacante.

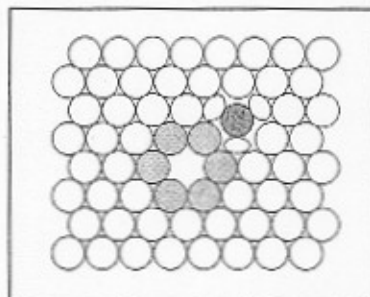


Figura 18: una impureza de inserción y una vacante en un sistema HC

1.2. Impurezas

Ocurren cuando átomos diferentes a los que forman la red se introducen en ella, bien sustituyendo uno de los átomos originales (impureza de sustitución), bien ocupando uno de los intersticios (impureza de inserción). Las impurezas deben ser átomos de tamaño reducido: C, H, O, N, B. De todos modos sólo puede introducirse un porcentaje pequeño de impurezas en un material. Por ejemplo, en uno de los aceros más utilizados, Fe – C, los átomos de carbono son sólo el 2.1 % en peso.

Desde el punto de vista de la resistencia mecánica las impurezas son beneficiosas: al ser los átomos de distinto tamaño, se crea una distorsión en la red que mejora la dureza del material. En las figuras 18 y 19 podemos ver un ejemplo de impureza de inserción.

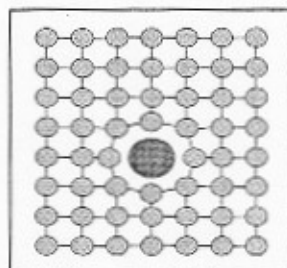


Figura 19: impureza de inserción, y la distorsión de la red que produce.



Las impurezas influyen en muchas otras propiedades como la conductividad, difusividad térmica, y otras características mecánicas.

1.3. Defectos Frenkel

Se producen cuando un átomo sale de su posición de equilibrio en la red, y se coloca en una posición intersticial próxima. (Ver figura 20)

Se da en muchas situaciones, pero su porcentaje aumenta de manera considerable cuando el material recibe un bombardeo constante de neutrones muy energéticos, como es el caso de los materiales de los reactores nucleares. Un neutrón rápido puede crear del orden de 100-200 defectos Frenkel.

Las zonas de alta concentración de este tipo de defectos son puntos donde se favorece la corrosión por picadura (inestables termodinámicamente hablando).

1.4. Defectos Schottky

Consisten en una pareja de vacantes de distinto signo manteniéndose la neutralidad del cristal (se dan en cristales iónicos, no metálicos). Estos defectos favorecen la difusión y con ello la conductividad eléctrica. En la figura 20 podemos ver un ejemplo de defecto Schottky.

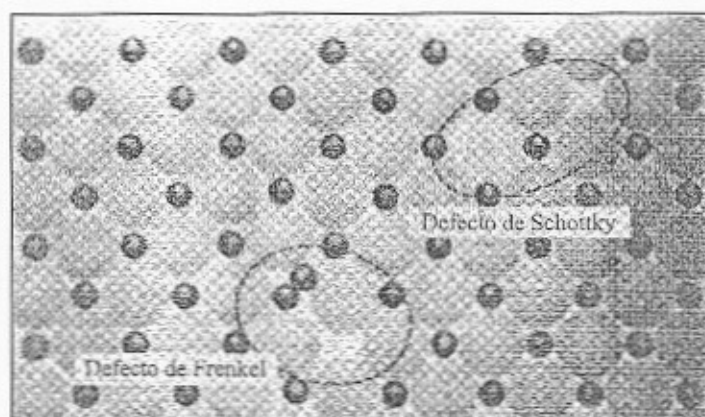


Figura 20: ejemplo de un defecto Frenkel y un defecto Schottky.
("Ciencia e Ingeniería de materiales", W. F. Smith)

2. DEFECTOS DE LÍNEA o DISLOCACIONES

Determinan en gran medida las propiedades mecánicas de los materiales, como la resistencia mecánica y la deformación plástica.

Estos defectos dan lugar a una distorsión de la red en torno a una línea; se crean durante el proceso de cristalización, por deformación plástica del material o por condensación de vacantes.

Al igual que los defectos puntuales las dislocaciones pueden moverse en el interior del cristal, si se aporta suficiente energía para ello, ya que hay que rebasar un máximo de energía potencial para llegar a otro estado de equilibrio. No hay un movimiento de átomos, sino un movimiento de la perturbación a lo largo del cristal, es decir: *la deformación plástica no tiene lugar por desplazamiento de un bloque del cristal respecto a otro, sino por un desplazamiento de la dislocación, que tiene lugar progresivamente. El desplazamiento de los átomos es igual al parámetro a de la red.*



La presencia de defectos en el cristal influye directamente en la movilidad de las dislocaciones ya que obstaculizan su avance.

En todo caso, como los defectos restan movilidad a las dislocaciones, y éstas son a su vez defectos, cuanto mayor sea la deformación plástica de un material, más difícil es continuar deformándolo.

Las dislocaciones son zonas de gran reactividad química (inestables) por lo que en las zonas donde hay gran densidad de dislocaciones, se favorece en gran medida la corrosión.

2.1. Dislocación de cuña, borde o arista

Se caracteriza porque el número de filas (o columnas) de átomos en la red es distinto a uno y a otro lado de un determinado plano del cristal. Se origina cuando, debido a alguna excitación exterior los átomos de la red se desplazan de sus posiciones de equilibrio quedando en posición intersticial. Esto provoca la distorsión de la red.

Este tipo de dislocación se da rara vez en metales puros por causas térmicas. La dislocación de cuña puede ser positiva (\perp) o negativa (∇), dependiendo de si el estrechamiento se produce de arriba abajo, o de abajo arriba. (Ver figuras 21 y 22)

Figura 21:
cuña positiva.

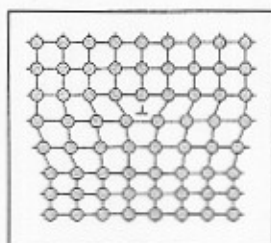


Figura 22:
cuña negativa.

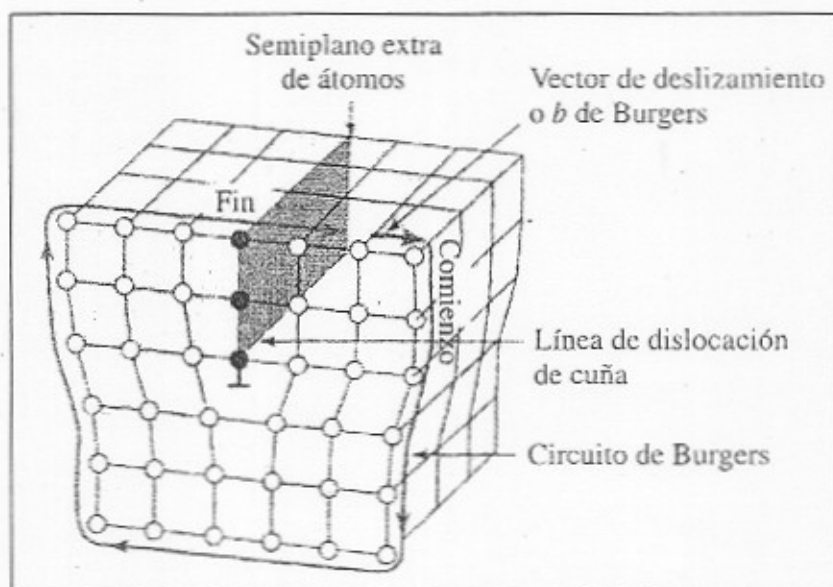
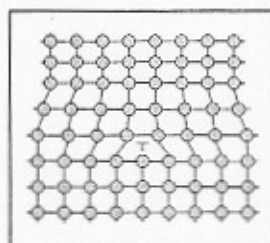


Figura 23: construcción del circuito y el vector de Burgers
("Ciencia e ingeniería de materiales", W. F. Smith)



Si en un plano perpendicular a la línea de dislocación dibujamos un circuito rectangular siguiendo los nodos de la red, que rodee a dicha línea, comprobamos que no puede ser cerrado (siempre que hayamos recorrido el mismo número de nodos en cada lado del rectángulo). Podemos dibujar el llamado *Vector de Burgers*, que cierra el circuito y es perpendicular a la línea de dislocación; se denota por \vec{b} . Su módulo mide la distancia entre los átomos de los extremos del circuito (y por tanto la magnitud de la dislocación o el número de cuñas), y su sentido indica el de la dislocación. En la *figura 23* podemos ver un ejemplo de circuito de Burgers. El vector de Burgers y la línea de dislocación definen el plano de dislocación de la red.

En general la densidad de dislocaciones de cuña es del orden de 10^{-5-6} cm/cm³, llegando a 10^{12-13} cm/cm³ en metales trabajados en frío.

2.2. Dislocaciones de tornillo o helicoidales

Se producen por aplicación de sollicitaciones de cizalladura sobre dos regiones de un cristal, de forma que se desplazan una respecto a la otra alrededor de la línea de dislocación. Se crea entonces una distorsión de la red en forma espiral, una rampa helicoidal que trazan los planos atómicos alrededor de la línea de dislocación. La región de distorsión de la red no está bien definida pero alcanza al menos el ancho del diámetro de varios átomos. En torno a la dislocación se crea una zona de tensión de cizalla en la que se almacena energía.

En la *figura 24* podemos ver una dislocación helicoidal y el circuito de Burgers correspondiente. El vector de Burgers que cierra el circuito es paralelo a la línea de dislocación. A diferencia de las dislocaciones de cuña, las dislocaciones helicoidales sí pueden sobrepasar defectos en la red al desplazarse por ella. Por tener mayor movilidad, estas dislocaciones juegan un papel más importante en las deformaciones plásticas. Los puntos en los que comienza la distorsión son los *puntos de anclaje* de crecimiento del cristal.

Las dislocaciones de cuña y helicoidales pueden clasificarse mediante su vector de Burgers:

- unitarias: b es igual que a
- múltiple: b es un múltiplo de a
- perfecta: b es un múltiplo entero de a (obviamente una d. unitaria es perfecta)
- imperfecta: b no es un múltiplo entero de a .

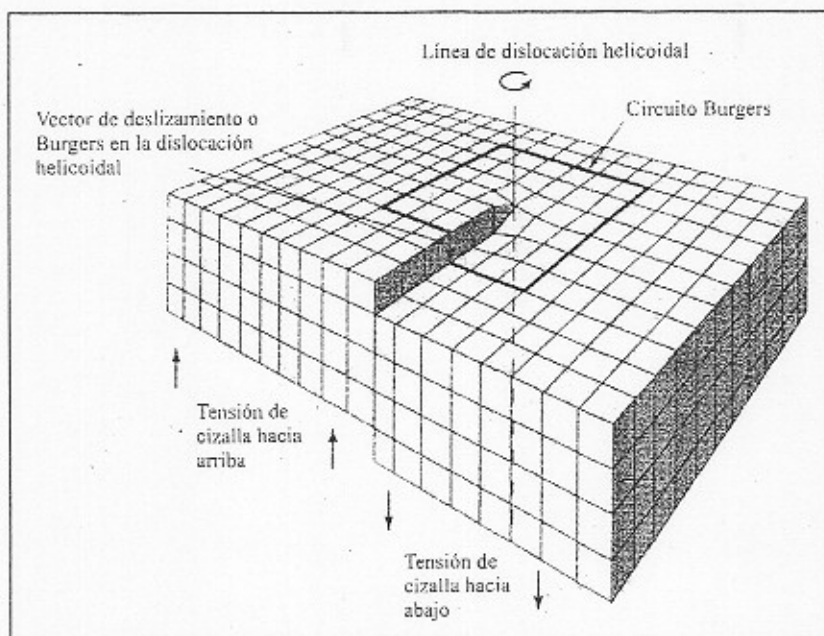


Figura 24: dislocación helicoidal y el circuito de Burgers.
(“Ciencia e ingeniería de materiales”, W. F. Smith)



2.3. Dislocaciones de tipo mixto

La mayor parte de las dislocaciones de los cristales son de este tipo, que consiste en una mezcla de una dislocación helicoidal y una dislocación de cuña, como puede verse en la *figura 25*. En estas dislocaciones el vector de burguers es oblicuo a la línea de dislocación.

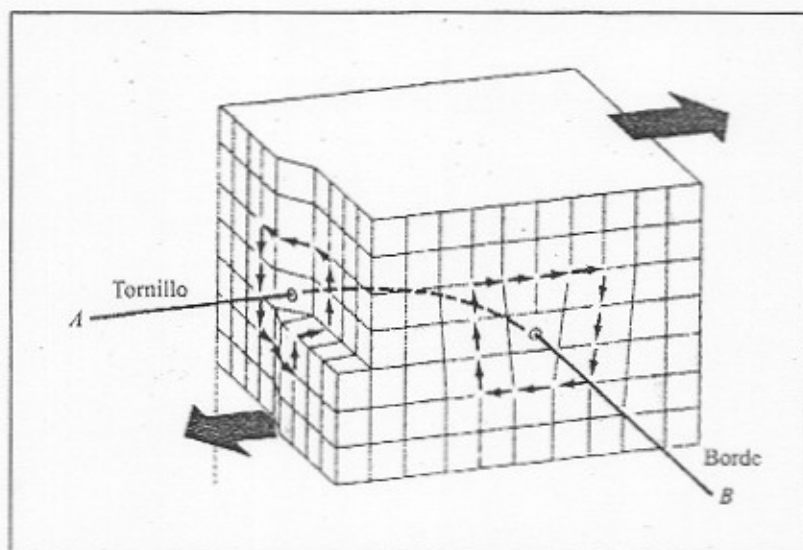


Figura 25: dislocación mixta
(*"Ciencia e ingeniería de materiales"*, W. F. Smith)

3. DEFECTOS SUPERFICIALES

Consisten en distorsiones de la red a lo largo de superficies de la misma.

3.1. Superficies libres

En la superficie del material los átomos no están sometidos a las mismas fuerzas que los átomos del interior, por ello tienen una mayor energía libre. Las superficies libres son zonas más inestables y reactivas.

3.2. Bordes de grano

Los metales están formados por granos, que son regiones en las que la orientación de la red es una concreta y se mantiene constante (dentro de lo posible) en el interior de dichas regiones.

Los granos se forman en el proceso de cristalización lento. Aparecen los núcleos de cristalización: átomos que comienzan a agruparse siguiendo la estructura de la red, concentrándose alrededor de impurezas, o por diferencias de temperatura. Estos núcleos aumentan de tamaño conforme el metal se enfría y se adicionan más átomos al conjunto. Pero este crecimiento no es indefinido, ya que la red no puede perpetuarse más allá de un determinado tamaño porque se vuelve inestable. Las regiones formadas así son los granos.



En el metal solidificado, los granos están en contacto unos con otros, pero en general dos granos adyacentes no tienen la misma orientación, y existe entonces una zona de transición de un grano a otro. En esta zona de transición, llamada *borde de grano*, los átomos no están en sus posiciones de equilibrio. (Ver figura 26) Los bordes de grano tienen una mayor energía libre (máxima en el cristal) y por tanto son las zonas más sensibles a la corrosión, funden a temperatura más baja, etc.

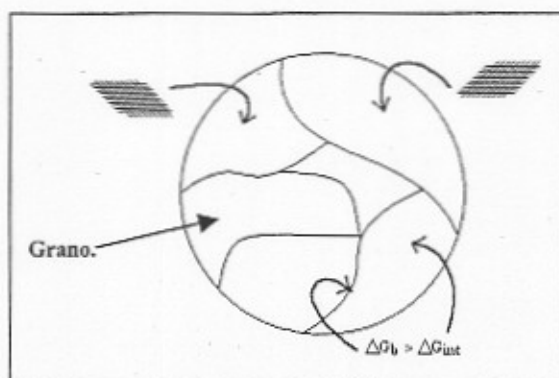


Figura 26: granos de un metal y sus diferentes orientaciones de red.

- En un medio corrosivo el ataque es más intenso en los bordes de grano. Por otro lado, puede formarse un par galvánico entre un grano y el borde de granos.
- La fusión se inicia en los bordes a una temperatura inferior que el resto del cristal.
- Los cambios de fase se inician en los bordes de grano.

Las propiedades mecánicas dependen del tamaño de los granos. Los bordes son defectos, y como tales restan movilidad a las dislocaciones. Por ello cuanto menor es el tamaño de grano, mayor es el número de granos por unidad de volumen, mayor es la cantidad de bordes, y menor es la plasticidad del material y mayor su resistencia mecánica. La disminución de resistencia debido a los propios bordes de grano se ve compensada por este efecto. La resistencia mecánica es óptima cuando los granos adoptan una disposición en forma de panal de abeja (granos de forma aproximadamente hexagonal, dentro de lo posible).

En metalurgia puede controlarse el tamaño de grano de los materiales mediante calentamiento o enfriamiento termodinámico (cuasi-estáticamente). Un aumento de temperatura provoca la disminución del número de bordes de grano al intentar el metal oponerse al cambio al que se le somete. Y al contrario, una disminución de temperatura es el proceso indicado para la obtención de un metal de grano fino.

El tamaño de grano puede medirse con el *índice de tamaño de grano*, $N = 2^{n-1}$. Donde N es el número de granos (x100) por pulgada cuadrada, y $n = 1, \dots, 16$. Por ejemplo, los aceros más resistentes alcanzan granulometrías (medida del tamaño de grano) de 12 a 16.

Las impurezas insolubles en los metales se acumulan en los bordes de grano, influyendo en su comportamiento. En general disminuyen la plasticidad y la resistencia.

La ley de Hall-Petch relaciona el tamaño de grano con la dureza y resistencia de los materiales (ver anexo de dureza):

$$HV = HV_0 + \frac{K_H}{\sqrt{d}}$$

donde HV es la dureza Vickers del metal, K_H es característica del mismo, d el tamaño de grano y HV_0 es la dureza de una aleación ideal (sin granos) de dicho metal. Los bordes de grano son defectos de unión entre dos redes cristalinas de la misma estructura y distinta orientación, de entre 2 y 5 diámetros atómicos de anchura. Hay tres teorías que describen la zona de unión entre las redes (figuras 27, 28 y 29):



a) Cristales perfectos en la frontera: es una situación difícil de encontrar ya que deben verificarse ciertas relaciones entre las orientaciones de las redes de los granos adyacentes. Se dan en metales muy puros (99.999%) que han cristalizado muy lentamente. Los granos deben tener la misma composición.

b) Transición ordenada: en la zona de transición los átomos se disponen de forma ordenada, y la orientación cambia progresivamente. La estructura de ambos granos debe ser similar.

c) Transición al azar: en la zona de transición los átomos no tienen una disposición ordenada, se distribuyen al azar.

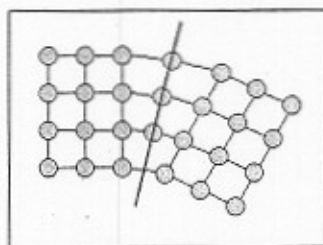


Figura 27: unión perfecta

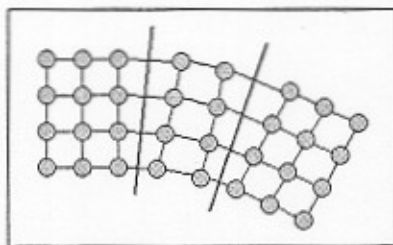


Figura 28: transición ordenada

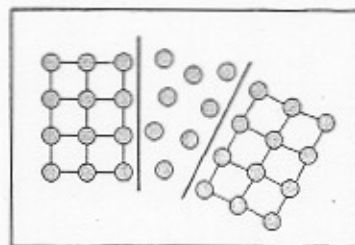


Figura 29: transición al azar

Los límites o bordes de grano pueden identificarse en una probeta como líneas oscuras, cuando ésta se trata con agua fuerte, gracias a que en estas zonas la reflexión de la luz es diferente.

3.3. Estructura mosaico

Dentro de los propios granos, puede haber zonas con diferencias muy pequeñas de orientación, llamadas *cristalitas*. Estamos hablando de ángulos cuya diferencia es de minutos. Estas variaciones se forman por acumulación de defectos de tipo cuña. Las zonas de unión entre las cristalitas reciben el nombre de *subjuntas*. Estos defectos cobran importancia cuando el metal está sometido a altas temperaturas.

3.4. Polygonización

Se da en el proceso de recuperación de metales trabajados en frío. Cuando el metal es calentado hasta el intervalo de temperaturas de recuperación, justamente por debajo del intervalo de recristalización, se produce la polygonización. Consiste en un cambio estructural que precede a la recristalización, en el que se eliminan dislocaciones o se reorganizan éstas en configuraciones de menor energía y por tanto más estables (Se colocan alienadas formando *subgranos*). Durante este proceso el metal pierde algo de resistencia, pero aumenta significativamente su ductilidad.

3.5. Defectos de empaquetamiento

Se originan por desplazamiento o inserción de átomos en la red. La estructura deja de ser ordenada al romperse la periodicidad. Los empaquetamientos perfectos en los diferentes sistemas eran:

- HC: ABABAB...
- CCC: ABCABCABC...

Un defecto posible en el CCC podría ser ABCAB.ABC. En este caso el átomo C se habría desplazado a una vacante cercana. En el caso de inserción, pueden llegar a difundirse suficientes átomos como para formar una estructura CCC (por ejemplo) dentro de una HC o a la inversa:



AB/AB/AB/ABC/AB/AB/AB

ABC/ABC/ABC/AB/ABC/ABC...

Estos defectos suelen producirse cuando los átomos se difunden por la red en zig-zag (movimiento termodinámicamente más fácil).

4. MACLADO

Consiste en que una parte de la red atómica se deforma de manera que se crea una imagen especular de la red no deformada vecina a ella. El plano cristalográfico de simetría entre las partes deformadas y las no deformadas se denomina *plano de maclaje* o *maclado*. (Ver figura 30)

El maclado, al igual que el deslizamiento, ocurre en una dirección específica llamada *dirección de maclaje* o *maclado*. Si bien en el deslizamiento todos los átomos se mueven una cierta distancia, múltiplos de a , en el caso de maclaje, los átomos se mueven distancias proporcionales a sus distancias al plano de maclaje. Por tanto el maclado es una deformación que implica una menor energía, y por tanto es más fácil de llevar a cabo.

Durante el maclado la estructura cristalina no se pierde, sólo varía la orientación de la red. El maclado tiene cierta semejanza con los defectos de apilamiento:

ABCACBA

ABCACBACBA.....ABCABCABC

La imagen especular se repite hasta que encontramos otro plano de macla y se vuelve a la orientación inicial. Al microscopio, el deslizamiento aparece en forma de líneas finas, y el maclado como bandas anchas.

Cuando un cristal se deforma, ya sea por maclado o por deslizamiento, aumenta su resistencia. Cuando se ve sometido a unas tensiones de deformación, sufre un endurecimiento por deformación de los granos, denominado *acritud*.

El maclado solo afecta una pequeña fracción de volumen del cristal metálico, y por ello la deformación que se produce es poca. Sin embargo, en el maclado cambia la orientación de la red, y pueden aparecer nuevas orientaciones que sean favorables a deformación por deslizamientos adicionales. Cuando los planos de deslizamiento son paralelos o perpendiculares a la dirección del esfuerzo, el material sólo se deforma por maclaje. En cualquier caso, la deformación plástica de un metal puede ser por maclado y/o deslizamientos.

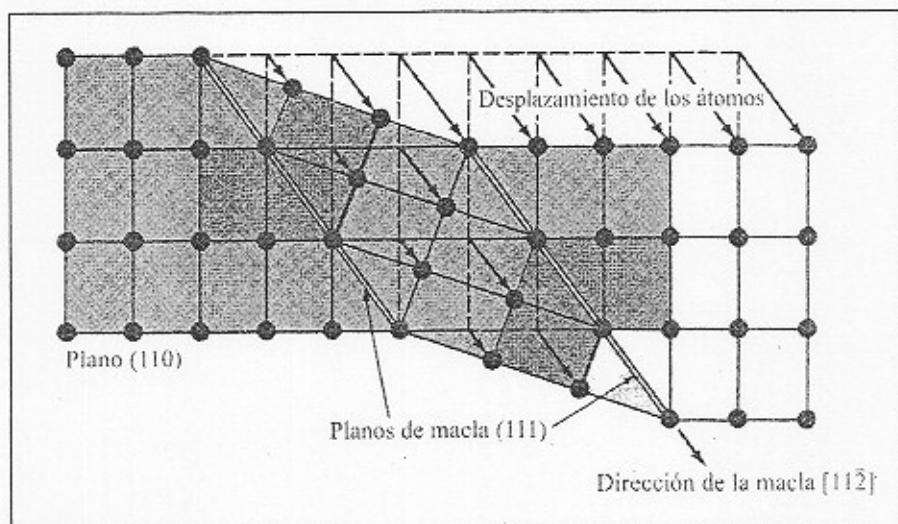


Figura 30: maclado, planos de maclado y dirección de maclaje.



ANEXO: ENSAYOS DE DUREZA

a) Ensayo Brinell:

Se realiza mediante una máquina en la cual se coloca una muestra del metal, y se presiona contra ella un punzón de cabeza redonda (de acero templado, o tungsteno de carburo para los materiales más duros), de 10 mm de diámetro, con una carga de unas 3 toneladas durante 30 segundos. Puede medirse entonces la deformación producida en el metal y calcularse su dureza:

| | |
|--------------|--------------------------|
| 80 HB | hierros, latones, alones |
| 80 - 120 HB | aceros |
| 120 - 600 HB | los aceros más duros |

Conociendo la dureza puede saberse la resistencia mecánica a la tracción y el límite elástico por ejemplo; existen tablas para ello. (Ver esquema en la figura 31)

b) Ensayo Rockwell:

Se aplica a materiales de dureza 400 – 1200 HB. La cabeza del punzón es en este caso un cono de diamante, de semiángulo conocido, con una carga de 150 Kg. Se mide la profundidad de la marca que se produce. Se utiliza para aceros buenos, midiendo durezas de 20 HRC a 67 HRC. (Ver esquema en la figura 32)

c) Ensayo Vickers:

Se utiliza cuando se estudian materiales muy duros o cuando se necesita una medida de gran precisión. La cabeza del punzón es una pirámide de diamante industrial, y se aplican cargas del orden de gramos, kilogramos, etc. La escala de medición va de 80 HV a 10.000 HV (cerámicas, carburos, nitruros).

El ángulo de la pirámide es tal que, para durezas menores de 600 HV, la escala Vickers coincide con la Brinell: $HV = HB$. (Ver esquema en la figura 33)

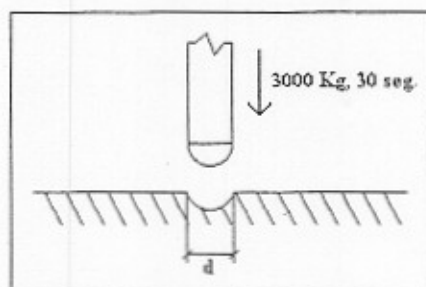


Figura 31: Ensayo de dureza Brinell

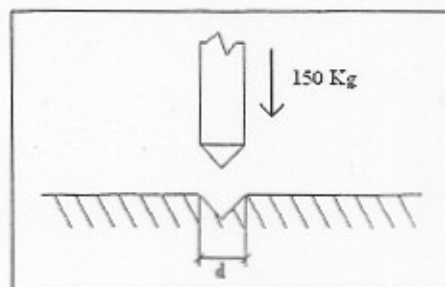


Figura 32: Ensayo de dureza Rockwell

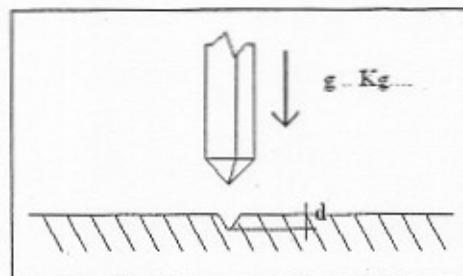


Figura 33:
Ensayo de dureza Vickers

DIFUSIÓN

1. CONCEPTO DE DIFUSIÓN

La difusión puede darse en cualquiera de los estados de agregación de la materia. Consiste en la homogeneización por mezcla de dos gases, líquidos o sólidos. Obviamente la difusión se da muy fácilmente en los gases dada la gran movilidad de sus partículas, consiguiéndose una completa homogeneización; la difusión en los líquidos es más dificultosa pero se consigue también una mezcla homogénea en muchos casos. Sin embargo, la difusión entre dos sólidos es mucho más complicada.

La difusión en los sistemas sólidos (consideraremos únicamente los sólidos cristalinos, ya que es el caso que nos interesa en metalurgia) se basa en 6 mecanismos diferentes:

- Difusión de átomos de la propia red: los átomos de la red abandonan sus posiciones de equilibrio y se mueven a otras posiciones libres de átomos (vacantes)
- Difusión de impurezas: en este caso se mueven las impurezas que contiene el sólido. Este tipo de difusión implica una mayor energía debido a que se produce una mayor deformación en la red cristalina.
- Movimiento de Zener: consiste en una rotación simultánea de átomos adyacentes en torno a un punto central común. Es un movimiento mucho más complicado que los anteriores, conlleva problemas estéricos. Sería "análogo" al movimiento de una noria.
- Difusión de impurezas en cadena: un grupo de átomos de impurezas se mueven simultáneamente y en fila a través de los nodos de la red.
- Intercambio de posición entre dos átomos: dos átomos de la red intercambian sus posiciones. Es muy poco probable, e implica mayores problemas estéricos que el movimiento de Zener.
- Movimiento claudiónico: es muy frecuente. Al introducirse un átomo en una posición intermedia, provoca el desplazamiento simultáneo (en fila) de un grupo de átomos de la red.

Todos estos mecanismos tienden por lo general a disminuir los gradientes de concentración que puedan existir en el material. Pongamos por ejemplo un lingote de un metal que contiene cromo en concentraciones desiguales en toda su longitud (figura 34):

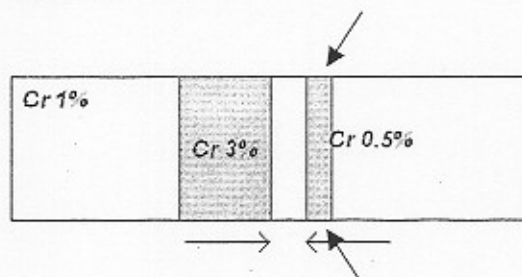


Figura 34: movimiento por difusión



Cuando se produce la difusión, los átomos de cromo tenderán a disminuir la diferencia de concentraciones en la medida de lo posible, abandonando la zona de concentración 5% y situándose en la zona del 0.5%.

En ocasiones puede darse el efecto contrario: los átomos se desplazan aumentando el gradiente de concentración si existen tensiones residuales, por ejemplo en la zona del 0.5% de cromo del lingote. En este caso los átomos de cromo se van de esta zona, enriqueciendo la zona del 3% Cr y por tanto aumentando la concentración en la misma (hasta un 3.2% por ejemplo)

A continuación (figura 35) podemos ver una representación esquemática de la igualación del gradiente de concentración por difusión:

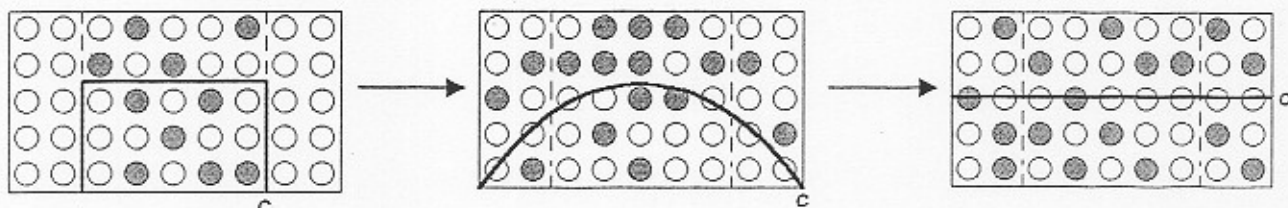


Figura 35: evolución de un gradiente de concentraciones hasta alcanzar la igualación

La difusión es muy empleada en metalurgia para llevar a cabo la *soldadura por difusión*, que aprovecha este fenómeno para realizar soldaduras de gran calidad.

La ley de Fick indica la cantidad de masa que atraviesa por difusión una superficie dada en el material:

$$dm = -S \cdot D \cdot \frac{dC}{dx} dt$$

Donde S es el área de dicha superficie, D es el *coeficiente de difusión* ($= 10^{-8} \text{ cm}^2/\text{s}$), y C es la concentración del metal que se difunde. Para hacernos una idea del orden de magnitud de la difusión,

La difusión depende de varios parámetros:

- Temperatura: aumenta exponencialmente con la misma.
- Concentración: la difusión aumenta cuanto mayor sea el gradiente de concentración (salvo las excepciones ya comentadas), si bien no se sabe qué ley rige dicho aumento.
- Estructura granular: los bordes de grano son zonas prácticamente infranqueables para los átomos que se difunden, si bien no se impide la difusión a lo largo de los propios bordes de grano (debido a la escasez de átomos en estas regiones)
- Defectos: tienen un efecto similar al de los bordes de grano; en los defectos de cuña se favorece la difusión a lo largo de la dislocación.
- Sistema de cristalización: cuanto más compacta es la red, menor es la difusión. En empaquetamientos asimétricos como el tetragonal o el hexagonal compacto, existen diferentes velocidades de difusión.



ALEACIONES

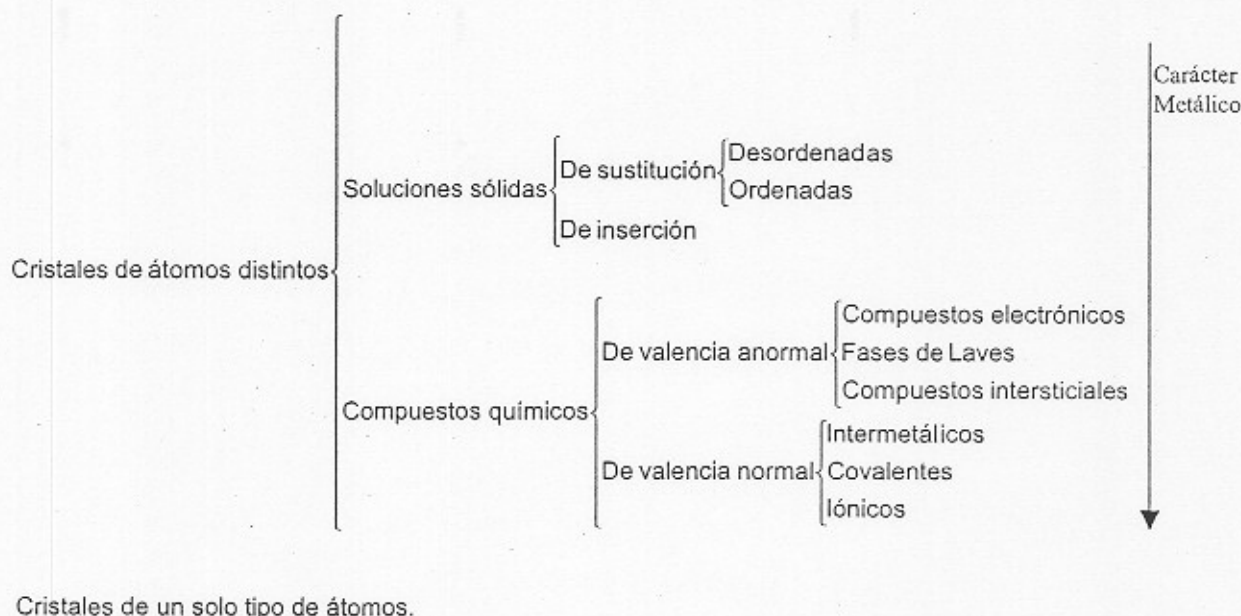
1. CONCEPTO DE ALEACIÓN

Las aleaciones se obtienen añadiendo a un metal fundido (para una mejor homogeneización) cantidades determinadas de uno o más elementos, dejando solidificar después. El sólido así obtenido tiene unas propiedades diferentes a las de cada uno de los constituyentes por separado. En general suelen conseguirse mejores propiedades con las aleaciones que con metales puros, y son más baratas de fabricar. Sin embargo, no siempre puede recurrirse a las aleaciones: en el caso de los cables eléctricos, por ejemplo, es necesaria una gran pureza, y no es válido ningún tipo de aleación dado que tienen peor conductividad.

Aunque a nivel macroscópico las aleaciones parecen homogéneas, no lo son a nivel microscópico. Al observar una probeta de una aleación de Fe y C (perlita por ejemplo) al microscopio, pueden verse dos fases diferenciadas: ferrita (Fe_α) y cementita (Fe_3C). La homogeneidad de la aleación da isotropía al material (a nivel macroscópico por supuesto).

Cuando se forma la aleación, los distintos átomos se ordenan de la forma termodinámicamente más estable, que puede corresponder a distintas ordenaciones (ordenación al azar, átomos preferentemente rodeados de átomos de su mismo tipo, átomos rodeados preferentemente de átomos de otro tipo,...). Siempre debe existir enlace metálico entre los átomos para que el material se considere una aleación.

2. CONSTITUYENTES DE LAS ALEACIONES





3. SOLUCIONES SÓLIDAS DE SUSTITUCIÓN (binarias)

Se forman cuando el metal que estará en menor proporción en la aleación (soluto), se incorpora a la red del otro metal (disolvente) sustituyendo átomos de éste y colocándose en sus posiciones. Una solución sólida de un metal B en un metal A se denota como $SSS_{A(B)}$.

Tenemos por ejemplo las aleaciones Cu-Ag, Cu-Ni, etc. que cristalizan en el sistema ccc. El porcentaje de cada metal se representa mediante el diagrama de la figura 36:

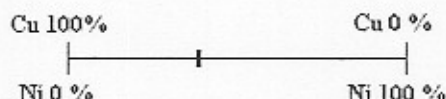
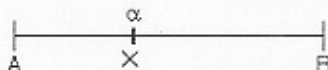


Figura 36: diagrama de porcentajes o concentración

En el caso del cobre y el níquel, como son totalmente solubles el uno en el otro, puede llegarse a la *solución de sustitución de extensión máxima*, momento en el cual solo existe uno de los dos metales. (Obviamente en este caso ya no tenemos una aleación). Sin embargo, la solubilidad es limitada en la mayoría de las aleaciones, y depende de la naturaleza de los metales y de la temperatura además de otros parámetros que exponemos a continuación.

Se denomina *solución sólida de sustitución extrema o primaria, α* , a la aleación en la que se alcanza la solubilidad máxima de un metal en otro.



Para conocer las proporciones de A y B (x) en la solución primaria se emplean las reglas de Hume-Rothary. El valor de x depende de varios factores:

- Tamaño: la relación de tamaños de los átomos de A y B debe ser tal que se verifique la regla

$$0\% < r(A) - r(B) < 14\%$$

donde estamos considerando los radios de Gooldschmidt, no los radios atómicos. Si la diferencia de radios es menor del 14%, nos encontramos en una situación intermedia entre el metal A puro y la solución primaria o extrema. Si la relación es mayor del 14% no puede formarse la aleación.

- Factor electroquímico: si la diferencia de electronegatividad es muy grande no se forma una solución sólida sino un compuesto químico propiamente dicho, con propiedades muy diferentes a las deseadas en una aleación.
- Valencia: los elementos de menor valencia permiten formar soluciones sólidas α más concentradas que al contrario (figura 37); monovalente disuelve mejor que bivalente:



Figura 37: soluciones sólidas extremas diferentes

En el ejemplo vemos que el cobre, de menor valencia que el zinc, es más soluble en éste que al contrario. ($a > b$)



- Temperatura: en general al aumentar la temperatura, aumenta la amplitud de red (las vibraciones son de mayor amplitud) y por tanto el factor tamaño explicado adquiere menor importancia. Sin embargo este efecto puede variar de una aleación a otra, y la solubilidad varía al aumentar la temperatura de manera distinta en cada caso: puede aumentar o disminuir, si bien es más frecuente que aumente con la temperatura. Se llama *solubilidad positiva* en este caso, y *solubilidad negativa* en el caso contrario. (Ver figura 37)

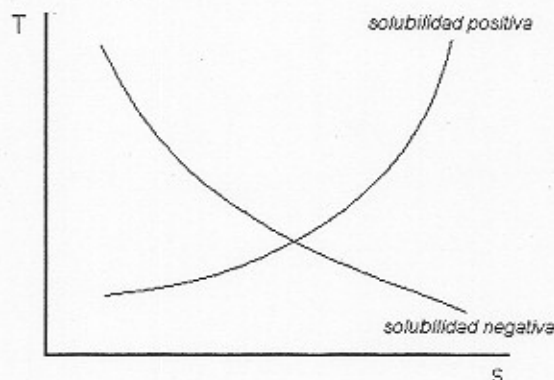


Figura 37: curvas de solubilidad positiva y negativa

- Tipo de red cristalina: intuitivamente se ve que la aleación se forma más fácilmente si los metales cristalizan en un mismo tipo de red cristalina. Cuando las estructuras son muy diferentes, la solubilidad queda muy restringida. Hay que tener en cuenta que la aleación tiene la estructura del metal disolvente, el que está en mayor proporción; por ejemplo:

$SSS_{Cu(Zn)}$ tiene la red del cobre (ccc)

$SSS_{Zn(Cu)}$ tiene la red del zinc.

- Concentración electrónica: las zonas de Brillouin son regiones en las que se disponen electrones con energía mínima. En las aleaciones, dichas zonas pueden sufrir un enriquecimiento de electrones, favorable (hasta cierto límite) a la formación de la solución sólida, o bien pueden sufrir un empobrecimiento, en cuyo caso se limita la formación de la aleación. En este último caso no podemos predecir los resultados teóricamente.

Por ejemplo, supongamos una aleación de cobre (1+) y zinc (2+), en la que el soluto es el zinc. Es decir, se aporta 1 electrón por átomo de zinc al formarse la aleación. Supongamos que tenemos una red de 100 átomos de cobre, con sus 100 respectivos electrones. Queremos saber que porcentaje de átomos de zinc podremos añadir para formar una aleación con 140 electrones (es decir, que exista un enriquecimiento del 40% en electrones, que es siempre el límite)

$$(100 - X) + Val \cdot X = 140$$

En este caso la valencia del zinc es 2, por tanto $X = 40\%$. La aleación tendrá un 40% de zinc. Otro ejemplo: si en vez de zinc añadimos galio $Ga(3+)$, tendremos $X=20\%$ de galio en la aleación. En otros casos:

| Aleación | Porcentaje teórico | Porcentaje práctica |
|-------------|--------------------|---------------------|
| Cu – Ge(4+) | 13 % | 12 % |
| Cu – As(5+) | 10 % | 7 % |

Podemos ver que al incrementar la valencia del soluto (aumenta la relación $Val(soluto)/Val(disolv)$) la predicción teórica comete un mayor error. En el caso de empobrecimiento electrónico, sería posible la formación de la aleación pero no podríamos saber a priori que porcentaje de átomos de soluto podríamos añadir.



Soluciones Sólidas de Sustitución Ordenadas (SSSO)

Se dan cuando los átomos de soluto y disolvente adoptan una disposición periódica en el espacio. La red cristalina se llama entonces super-red. Las SSSO se forman por razones de estabilidad, ya que a temperatura ambiente la energía libre de la super-red es menor que la energía libre de la solución sólida desordenada de la misma composición.

Para que pueda formarse una solución ordenada deben verificarse ciertas condiciones:

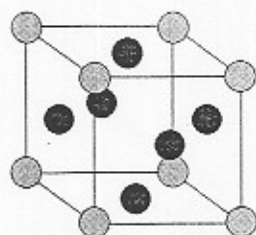
- Debe haber una diferencia mínima de tamaño entre los átomos de soluto y disolvente para que exista distorsión en la red (y de esta forma se favorezca la ordenación)
- Factor electroquímico ligeramente elevado para que exista repulsión entre átomos de la misma especie, favoreciendo así la distorsión de la red y por tanto su ordenación.
- Debe haber una proporción determinada de átomos de soluto con relación a los átomos de metal disolvente.
- La temperatura debe ser relativamente baja ya que a altas temperaturas se reduce la influencia del factor tamaño, disminuyendo la distorsión y por tanto desapareciendo la ordenación.

Las soluciones sólidas de sustitución ordenadas se forman durante el enfriamiento de la aleación, que debe realizarse lentamente (enfriamiento termodinámico) para permitir la ordenación de los átomos.

Las SSSO más estudiadas son Cu_3Au , CuAu y CuAu_3 .

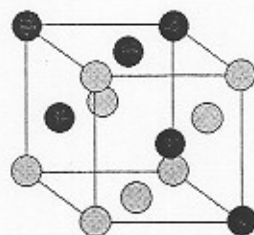
Consideremos una solución sólida de oro en cobre. El oro es totalmente soluble en el cobre (tienen la misma estructura cristalina, ccc).

- Hasta una concentración del 25%, la solución sólida es desordenada. En el 25% [Au], si el enfriamiento es suficientemente lento, obtendremos una super-red Cu_3Au .
- Si añadimos más oro, la proporción se rompe y desaparece la super-red. Al llegar a una concentración de oro del 50%, se forma una nueva super-red, CuAu . Esta red tiene una estructura estratificada ya que los átomos de Cu y Au se disponen en planos paralelos.
- Si añadimos más oro llegando a 75% [Au] obtenemos la solución ordenada CuAu_3 , en la que los átomos de oro producen una distorsión en la red, un alargamiento de la celdilla unitaria, pasando de una estructura ccc a una tetragonal. (De mayor dureza y resistencia)

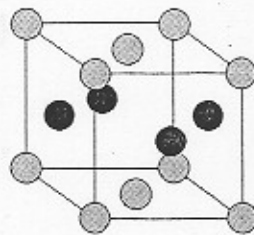


Aleación Cu_3Au
(ordenada)

$$\begin{cases} \text{Au} : 8 \cdot \frac{1}{8} = 1 \\ \text{Cu} : 6 \cdot \frac{1}{2} = 3 \end{cases}$$

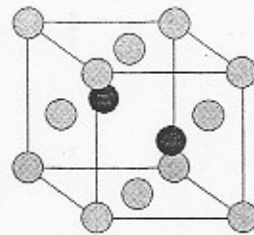


Aleación desordenada



Aleación CuAu
(ordenada)

$$\begin{cases} \text{Au} : 8 \cdot \frac{1}{8} + 2 \cdot \frac{1}{2} = 2 \\ \text{Cu} : 4 \cdot \frac{1}{2} = 2 \end{cases}$$



Aleación CuAu_3
(ordenada)

$$\begin{cases} \text{Au} : 8 \cdot \frac{1}{8} + 4 \cdot \frac{1}{2} = 3 \\ \text{Cu} : 2 \cdot \frac{1}{2} = 1 \end{cases}$$



Todas las soluciones desordenadas son paramagnéticas, y las ordenadas son ferromagnéticas.

Las soluciones sólidas de sustitución ordenadas ternarias tienen gran importancia en la industria. Ejemplos de soluciones sólidas ternarias son Cu_2MnAl , Cu_2NiAl , Zn_2CuAu , Cu_2FeSn , Ni_2MgSn . La aleación de Heussler Cu_2MnAl es una solución sólida especial que tiene *memoria de forma*: es capaz de recuperar su forma original después de haber sido deformada, por enfriamiento. Tiene estructura CCC, en la cual los nodos son átomos de Mn, átomos de Cu ocupan los intersticios menores y átomos de Al ocupan los intersticios mayores.

Las **estructuras defectivas** pueden entenderse como aleaciones ternarias en las que uno de los tres tipos de átomos "son huecos". Por ejemplo, Ni_2Al .

En general, las superestructuras o super-redes tienen una mayor resistencia mecánica, son más duras, etc. por esta razón en la industria interesa la obtención de soluciones sólidas ordenadas. En el proceso de enfriamiento existen dos temperaturas críticas, *inferior* y *superior*, entre las cuales se produce un ordenamiento de los átomos siempre y cuando el enfriamiento sea muy lento. Si caliente o enfrió la solución bruscamente, los átomos se desordenan.

Esta distribución uniforme de átomos dificulta el movimiento de las dislocaciones, con el consiguiente aumento de dureza, resistencia mecánica y su correspondiente disminución de la plasticidad.

Las soluciones sólidas ordenadas y desordenadas difieren también en otras propiedades no mecánicas. Por ejemplo, la resistividad evoluciona como podemos ver a continuación en la *figura 38*:

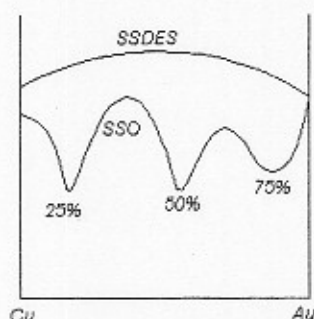


Figura 38: evolución de la resistividad según la concentración

4. SOLUCIONES SÓLIDAS DE INSERCIÓN

Son aquellas en las que los átomos de soluto ocupan posiciones intersticiales en la red del metal disolvente. Dadas las dimensiones de los huecos intersticiales, sólo podrán ser ocupados por átomos de radio (de Goldbitch) pequeño, como son los átomos de B, O, N, C, H. De todos modos, el parámetro de la red aumenta al formarse la SSI ya que los átomos son de mayor tamaño que los intersticios (a excepción del hidrógeno).

| Elemento | H | B | C | N | O |
|--------------------|------|------|------|------|------|
| Radio de Goldbitch | 0.46 | 0.97 | 0.77 | 0.71 | 0.60 |

La deformación de la red en las SSI es mayor que en las SSS, por ello la extensión de las primeras es más limitada que en las segundas. Así, nunca encontraremos soluciones de inserción en las que se dé la solubilidad total. A pesar de que la concentración máxima de soluto es muy baja, se consiguen propiedades muy diferentes. Estas aleaciones son las más importantes. Tienen las características de los compuestos covalentes e iónicos.

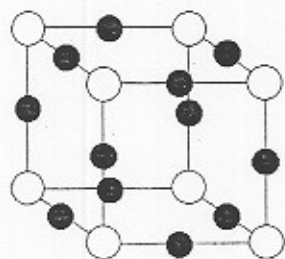


Veamos por ejemplo la relación que debe existir entre los diámetros de los átomos de soluto y disolvente en una red ccc. Para el sistema ccc, los mayores intersticios son los octaédricos, de diámetro $\Phi=0.293a$. Este diámetro coincidirá con el diámetro máximo de los átomos de soluto. El diámetro de los átomos de disolvente será $2 \cdot (a \cdot \sqrt{2})/2$. Esto quiere decir que si los átomos de soluto tienen un diámetro mayor de $0.41 \cdot \Phi_{\text{disolvente}}$, se producirá una distorsión en la red y habrá una menor estabilidad. Estos cálculos son ideales, en la práctica pueden darse casos de hasta un 0.59.

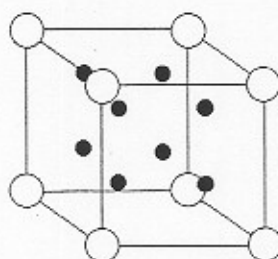
Las soluciones de inserción son más escasas que las de sustitución, y sin embargo son mucho más importantes. Los aceros pertenecen a esta clase de soluciones sólidas. Existen distintos tipos de SSI clasificados por su estructura:

a) Estructura CCC

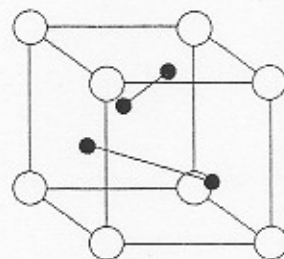
- Tipo NaCl: los átomos de soluto ocupan los intersticios mayores. Un ejemplo de este tipo es la Austenita ($\text{Fe}_\alpha - \text{C}$).
- Tipo Fluorita (F_2Ca): los átomos de soluto ocupan los intersticios menores.
- Tipo Zinc-Blenda: los átomos de soluto ocupan los intersticios menores en unas posiciones determinadas (ver figura)



*Estructura tipo NaCl
(en la realidad no se ocupan todos los intersticios)*



*Estructura tipo Fluorita
(intersticios menores)*



Estructura tipo Zinc-Blenda

b) Estructura CC

En esta estructura los átomos de soluto ocupan siempre los intersticios menores.

- Ferrita: hierro α y carbono en un porcentaje del 0.008 a 20°C
- Martensita: formada también por hierro α y carbono, pero éste en una concentración mucho mayor, en torno al 1.2 %. Esta elevada concentración provoca una transformación de la red CC en una red tetragonal de parámetros $a < c$.

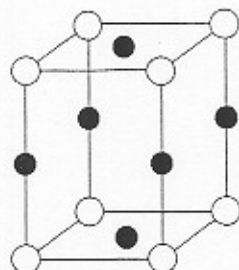


Figura 39: Estructura tetragonal de la martensita



5. COMPUESTOS QUÍMICOS DE VALENCIA ANORMAL

Las valencias de los elementos en estos compuestos no corresponden a sus valencias químicas, de ahí su nombre.

Compuestos electrónicos

Pongamos por ejemplo una aleación de Cu-Zn (latón). Para concentraciones de cinc de 0 hasta un determinado valor, tenemos una solución sólida de sustitución primaria α : SSS_{Cu(Zn)}. Si aumentamos sucesivamente la concentración de soluto (cinc en este ejemplo) iremos obteniendo nuevas fases, soluciones sólidas intermedias de diferentes propiedades mecánicas: β , γ , ϵ ... Estas fases, que son compuestos electrónicos, se diferencian por el llamado *factor de concentración electrónica F.E.* que se define como:

$$F.E. = \frac{n^{\circ} e}{n^{\circ} atm}$$

Podemos obtener una aleación con una concentración de cinc superior a la que corresponde a la SSS α . En este caso lo que tendremos es un compuesto electrónico CuZn, una solución sólida intermedia β . El factor de concentración electrónica tendrá un valor de

$$F.E. = \frac{1 \cdot 1 + 1 \cdot 2}{1 + 1} = \frac{3}{2} = \frac{21}{14}$$

Cuando tengamos un compuesto cuyo factor de concentración electrónica sea 21/14, dicho compuesto cristalizará en el sistema CC y será más duro y frágil que la solución sólida α . En general el intervalo de concentraciones en el que existe la fase β es pequeño.

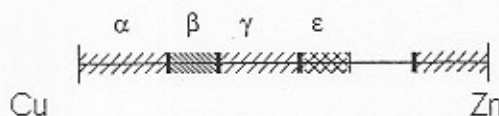
Si continuamos añadiendo más soluto, obtenemos otra solución sólida intermedia γ , que cristaliza en el sistema CCC complejo (52 át/celdilla) y cuyo factor de concentración electrónica es 21/13. (Cu₅Zn₈)

$$F.E. = \frac{5 \cdot 1 + 8 \cdot 2}{5 + 8} = \frac{21}{13}$$

La fase γ es más blanda que la β , y tiene menor resistencia mecánica. Podemos seguir aumentando la concentración de soluto, apareciendo entonces una nueva fase ϵ , con F.E. = 21/12. (CuZn₃)

$$F.E. = \frac{1 \cdot 1 + 3 \cdot 2}{1 + 3} = \frac{21}{12}$$

La fase ϵ vuelve a ser dura y frágil (y por tanto de poco interés industrial, al igual que la fase β). Podríamos seguir aportando soluto, y al final obtendríamos la solución sólida de sustitución del cobre en cinc.



| | | | |
|------------|---|---------------------------|-------|
| β | → | CC | 21/14 |
| γ | → | CCC complejo, 52 át/celd. | 21/13 |
| ϵ | → | HC complejo | 21/12 |



Podemos ver que en los compuestos electrónicos las valencias de los elementos no corresponden a las valencias químicas; estas valencias se llaman *valencias metalúrgicas*. Algunas de estas valencias son:

| Elementos | Valencia |
|--------------------|----------|
| Cu, Ag, Au | 1 |
| Be, Mg, Zn, Cd, Mn | 2 |
| Ga, Al, In | 3 |
| Ge, Sn, Pb | 4 |
| P, As, Sb, Bi | 5 |
| Fe, Co, Ni | 0 |

Algunos ejemplos de compuestos electrónicos de las fases β , γ y ϵ son los siguientes:

| Fase | Compuestos |
|------------|--|
| β | AgCd, AgZn, Cu ₃ Al, AuMg, FeAl, Cu ₅ Sn |
| γ | Ag ₅ Cd ₈ , Cu ₉ Al ₄ , Cu ₃₁ Sn ₈ , Au ₅ Zn ₈ , Fe ₅ Zn ₂₁ , Ni ₅ Zn ₂₁ |
| ϵ | AuZn ₃ , Cu ₅ Sn, FeZn ₇ , Ag ₃ Sn, CuZn ₅ |

Fases de Laves

Se sabe poco sobre ellas: no conocemos sus procesos de formación, el porqué de su compleja estructura, etc. Se conocen 223 fases de Laves. Son todas fases intermedias, y se asemejan a los compuestos electrónicos.

Tienen una estequiometría del tipo AB₂, y una relación de radios atómicos (de Goldschmidt) $r(A) > 1.2 r(B)$ (\rightarrow insolubilidad). Su estructura puede ser:

- Cúbico complejo (152 fases): AgBe₂, TiBe₂, NaAu₂
- Hexagonal complejo (67 fases): CaMg₂, KNa₂, MgNi₂, MgZn₂, MgCu₂
- Hexagonal complejo (4 fases): NbZn₂, ScFe₂, TiCo₂

Las fases de Laves son duras, frágiles, y de elevada resistencia mecánica.

Compuestos intersticiales

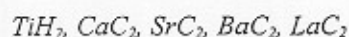
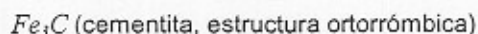
Están formados por átomos metálicos y otros no metales como C, N, B y rara vez H, ocupando los intersticios de la red. Se asemejan en sus propiedades a los compuestos químicos iónicos o covalentes. Son compuestos duros y frágiles. Tienen las siguientes estequiometrías:

a) Estequiometría MX:

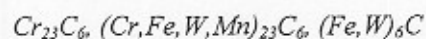
Estructura NaCl \rightarrow ZrN, TiN, VN, CrN
Estructura Zinc-Blenda \rightarrow ZrC, TiC, TaC, VC

b) Estequiometría M₂X:

Estructura HC \rightarrow $\left\{ \begin{array}{l} W_2C, Mg_2C, V_2C, Ta_2C, Nb_2C \\ Fe_2N, Cr_2N, Mn_2N, Nb_2N, V_2N \end{array} \right.$

c) Estequiometría MX_2 :d) Estequiometría M_3X :e) Estequiometría M_4X :

f) Otros tipos de redes complejas



6. COMPUESTOS QUÍMICOS DE VALENCIA NORMAL

Compuestos intermetálicos

Estos compuestos se asemejan más a los compuestos metálicos que a los iónicos o a los covalentes. Ejemplos de estos compuestos son:

| | | |
|------|---------------------------------|--------------------|
| MgS | Mg ₃ P ₂ | Mg ₂ Si |
| MgSe | Mg ₃ As ₂ | Mg ₂ Ge |
| | Mg ₃ Sb ₂ | Mg ₂ Sn |
| | Mg ₃ Bi ₂ | Mg ₂ Pb |

↓ + carácter metálico

Compuestos covalentes

No tienen carácter metálico ya que los electrones no presentan movilidad debido al tipo de enlace.

Compuestos iónicos

Si aparecen como constituyentes de una aleación, será necesaria la presencia de otros compuestos que aporten el carácter metálico.

La electronegatividad de los elementos que los forman debe ser opuesta, siendo preciso además que exista una estequiometría determinada (ley de las proporciones definidas)

Si se añade un exceso de compuesto, cristalizará de manera independiente.



TRANSFORMACIONES DE FASE

1. TRANSFORMACIÓN DE FASE

Estudiamos la transformación de una determinada fase α en otras dos fases distintas β y γ . La transformación puede ser de dos tipos:

- Tipo difusivo
- Tipo desplazativo o martensítico

2. TRANSFORMACIÓN DE TIPO DIFUSIVO

En este tipo de transformación se crea una nueva fase por difusión. Inicialmente tenemos una solución sólida de sustitución α , $SSS_{A(B)}$.

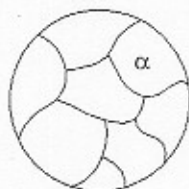


Figura 40: granos de solución sólida α .

Si sometemos al material a una temperatura mayor que la temperatura de equilibrio de la fase α , se dará un movimiento por difusión de átomos en las zonas favorables (bordes de grano y sobre todo en los puntos de intersección de los bordes de grano), cambiando en consecuencia la estructura de la red. Aparecen entonces dos nuevas fases β y γ , una generada a partir de la fase α y otra a partir de los átomos que se han difundido. Inicialmente aparecen los llamados *gérmenes*, acumulaciones de los átomos difundidos que crecen conforme avanza la transformación. Esto se denomina *transformación por germinación y crecimiento*.

La transformación dependerá de la temperatura y del tiempo. La cinética suele regirse por una ley como la siguiente:

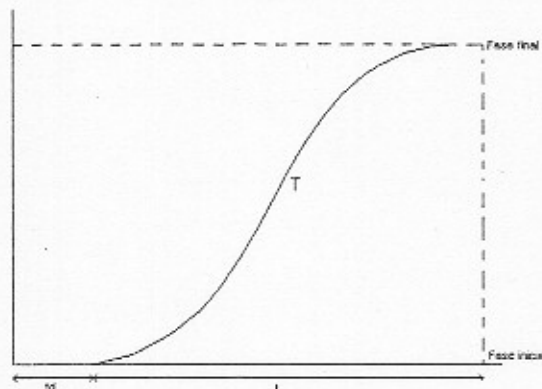


Figura 41: cinética de la transformación difusiva. Se observa un intervalo intermedio donde la transformación T se acelera.



Experimento de Kirkendall

Consiste en una probeta formada por dos partes diferenciadas de cobre y níquel puros, llamado *par difusor*. En toda la zona de unión del cobre y el níquel, llamada *intercara*, se colocan unos *marcadores inertes*, alambres finos de wolframio (que no reaccionará con los otros metales).

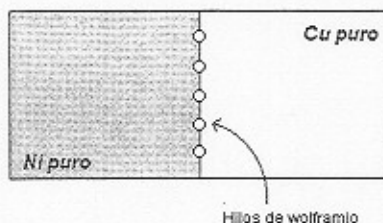


Figura 42: probeta para el experimento de Kirkendall

Se calienta el par difusor a una temperatura cercana y por debajo del punto de fusión del cobre (unos 1000 °C) en condiciones de vacío y durante días. Después de este tratamiento puede observarse que los marcadores ya no se encuentran en la intercara de los dos metales, sino que se han "desplazado" hacia el interior del cobre alcanzando una nueva situación de equilibrio. Este efecto se debe a que los átomos de cobre se difunden más rápidamente que los de níquel. La difusión es por vacancias.

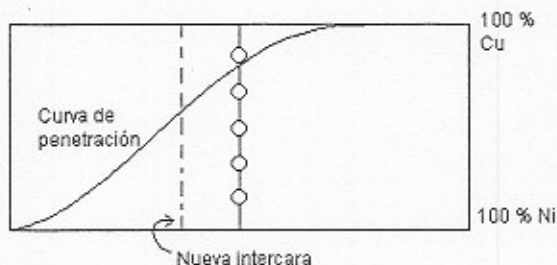


Figura 43: penetración y desplazamiento de la intercara

La razón de que los átomos de cobre se difundan más rápidamente es que la probeta se encuentra a una temperatura cercana a la de fusión del cobre, y por ello los átomos Cu tienen mayor movilidad.

Se observa también que aparecen poros en una región del cobre próxima a la intercara. Se debe a que las bivacancias y trivacancias pueden moverse con menor energía, dando lugar a microporos y macroporos por acumulación de las mismas. La acumulación de átomos en unas zonas y el defecto de los mismos en otras provoca un estado tensional de compresión (en el níquel) y de tracción (en el cobre). Podría evitarse la aparición de poros y por tanto del estado tensional si se comprimiera la probeta durante la difusión.

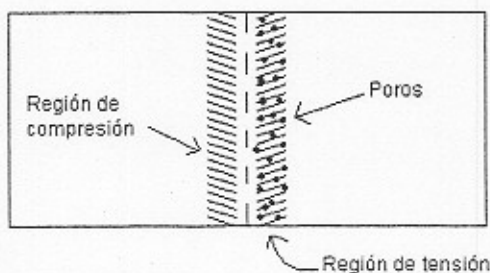


Figura 44: aparición de poros en la probeta y distribución de tensiones

Si se extraen secciones finas de la probeta mediante un micrótopo y se analizan, se obtienen las llamadas *curvas de penetración*. Estas curvas indican el grado de penetración de un metal en el otro por difusión.



3. TRANSFORMACIÓN DE TIPO DESPLAZATIVO (MARTENSÍTICA)

Este tipo de transformación no se da muy a menudo, pero es de gran importancia para los aceros. Si nos interesa obtener la martensita (constituyente de algunos aceros) puede conseguirse mediante una transformación desplazativa.

La martensita, $\text{Fe}_\alpha(\text{CC}) - \text{C}(\text{Im})$ tiene la estructura siguiente:

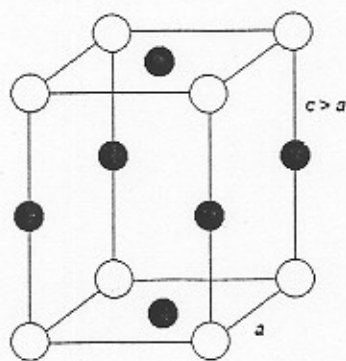


Figura 45: estructura de la martensita

La martensita puede obtenerse partiendo de la austenita (constituyente de los aceros) mediante un movimiento desplazativo, según el *modelo de Bain*. La estructura CCC de la austenita ($\text{Fe}_\gamma\text{-C}$) es tal que, con una recolocación "instantánea" (a velocidad sónica) y pequeña (en relación al parámetro a) de algunos átomos, se obtiene una estructura martensítica. Tenemos entonces una transformación de la fase austenita a la fase martensita.

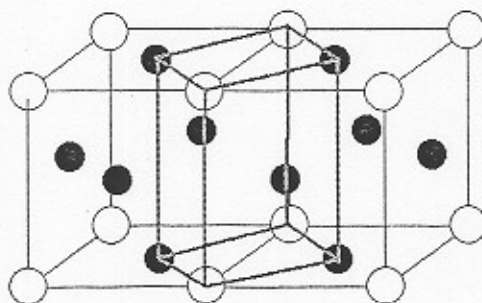


Figura 46: transformación desplazativa

En esta transformación no hay difusión, y no depende del tiempo, sólo de la temperatura. Es decir, al llegar a una temperatura crítica, se forma la martensita instantáneamente. Esta nueva fase está en equilibrio *metaestable*, por lo cual desaparecerá con el tiempo. La transformación no es reversible, y cuando se descomponga la martensita lo hará en otras fases distintas.



DIAGRAMAS DE EQUILIBRIO

1. DIAGRAMAS DE EQUILIBRIO

Una fase en un material es una región que se diferencia de otra por su composición y/o estructura. Los diagramas de equilibrio son representaciones gráficas de las distintas fases que pueden existir para un material dado.

En los diagramas que estudiaremos se representan las fases de una aleación binaria que aparecen a distintas temperaturas y para distintas composiciones de la aleación. En el eje de abscisas se representa el porcentaje de soluto y disolvente, de 0 a 100% de soluto, y en el de ordenadas se representa la temperatura en °C, usualmente tomando el origen a 0 °C.

Los diagramas de equilibrio se obtienen estudiando los materiales utilizando condiciones de enfriamiento termodinámico; si bien en la realidad no pueden alcanzarse enfriamientos tan lentos, estos diagramas son muy útiles.

La utilidad de estos diagramas estriba en que permiten:

- Mostrar qué fases están presentes a determinadas composiciones y temperaturas (en condiciones de enfriamiento lento)
- Indicar la solubilidad de un elemento o compuesto en otro.
- Indicar la temperatura a la cual una aleación comienza a solidificar, así como el intervalo de temperatura en el que transcurre la solidificación.
- Indicar la temperatura a la que funden las diferentes fases.

2. REGLA DE LAS FASES DE GIBBS

Gibbs obtuvo mediante consideraciones termodinámicas una ecuación que permite calcular el número de fases que coexisten en equilibrio para cualquier sistema:

$$F + L = C + 2$$

Donde

- F es el número de fases que coexisten en equilibrio
- L es el número de grados de libertad
- C es el número de componentes del sistema (2 en diagramas binarios)

Los grados de libertad es el número de variables (presión, temperatura, composición) que se pueden cambiar independientemente sin alterar el estado de la fase o fases que coexisten en el equilibrio.

Pongamos como ejemplo el diagrama de equilibrio presión-temperatura del agua pura:

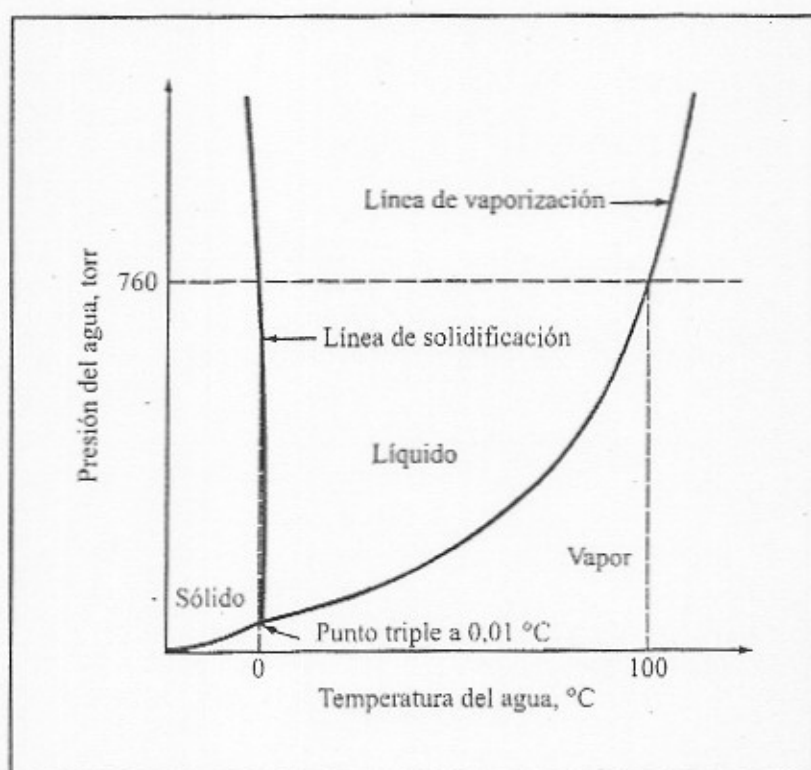


Figura 47: diagrama de equilibrio P-T del agua. ("Ciencia e ingeniería de materiales", W. F. Smith)

a) En el punto triple coexisten las tres fases (sólido, líquido y vapor), y dado que sólo hay un componente en el sistema (agua) el número de grados de libertad en dicho punto es 0. Esto quiere decir que si variamos la presión o la temperatura, se rompe el equilibrio de las tres fases. Dicho de otra forma, no se puede cambiar ninguna de las variables del sistema y mantener las tres fases coexistiendo.

b) Si nos fijamos en la línea de solidificación líquido-sólido, vemos que en cualquier punto de ésta coexisten dos fases, la fase sólida y la líquida. La regla de las fases de Gibbs nos da en este caso un número de grados de libertad de 1. Esto quiere decir que podemos cambiar o la presión o la temperatura y mantener ambas fases coexistiendo. Podemos cambiar la presión de trabajo, y mantener sólido y líquido en equilibrio siempre que mantengamos el sistema a la temperatura que corresponde a dicha presión.

c) En cualquier punto del diagrama dentro de una fase, $F=1$, $C=1$ y la regla de Gibbs nos da $L=2$. Es decir, podemos cambiar independientemente la temperatura y la presión y el sistema permanece en una única fase.

Hay que hacer notar que estamos considerando siempre cambios "pequeños" en las variables, obviamente si el cambio de presión o temperatura en cualquiera de los casos anteriores es demasiado grande, nos encontraremos con un cambio de fase.

En metalurgia se emplean los diagramas de equilibrio composición-temperatura, manteniéndose la presión constante (normalmente a 1 atm). En ese caso se usa la *regla de fases condensada*:

$$F + L = C + 1$$

Ecuación que emplearemos a partir de ahora.



3. REGLA DE LA HORIZONTAL

Nos permite conocer la proporción de fase líquida y sólida en las regiones bifásicas. Para la gráfica siguiente, a la temperatura T todas las aleaciones pertenecientes al intervalo $\%l - \%s$ están semifundidas ($L + s$) y el líquido tiene una composición l y el sólido una composición s .

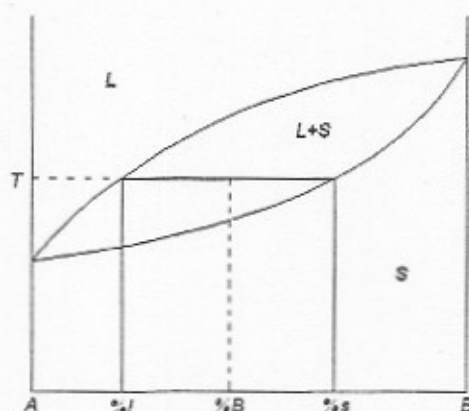


Figura 48: ejemplo de la regla de la horizontal

4. REGLA DE LA PALANCA o DE LOS SEGMENTOS INVERSOS

Nos permite conocer el porcentaje en peso de líquido y sólido para una aleación de composición dada y a una temperatura determinada.

P_L = peso de líquido
 P_S = peso de sólido

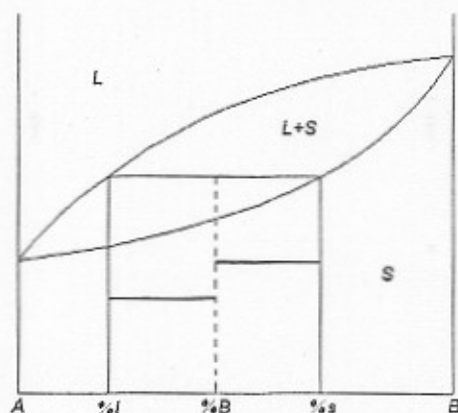


Figura 49: ejemplo de la regla de la palanca

$$\%P_S = \frac{\%B - l}{s - l} \cdot 100$$

$$\%P_L = \frac{s - \%B}{s - l} \cdot 100$$

Composición del líquido.
 $L = 40\%$ Composición del sólido
 $S = 70\%$ porcentaje de líquido
33,33
% sólido
66,66 %

Ejemplo de aplicación:

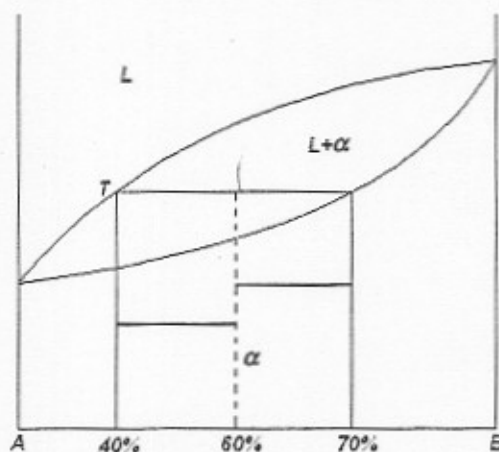


Figura 50: ejemplo de la de aplicación de la regla de la palanca

Los cálculos serían los siguientes:

$$L \begin{cases} 40\% & B \\ 60\% & A \end{cases}$$

$$\alpha \begin{cases} 70\% & B \\ 30\% & A \end{cases}$$

$$\begin{cases} \%P_L = \frac{70-60}{70-40} \cdot 100 = 33'33 \\ \%P_S = \frac{60-40}{70-40} \cdot 100 = 66'66 \end{cases}$$

% de Pl

Composición de α

$$66'66 \cdot 0'7 + 33'33 \cdot 0'4 = 60\%$$

% de Ps

% de B en α

% de B en L

5. TIPOS DE DIAGRAMAS BINARIOS

Existen 6 tipos de diagramas binarios de equilibrio:

- De solubilidad total en L y en S
- De solubilidad total en L y parcial en S
- De solubilidad total en L e insolubilidad en S
- De solubilidad parcial en L y solubilidad parcial en S
- De solubilidad parcial en L e insolubilidad en S
- De insolubilidad total



6. DIAGRAMAS DE SOLUBILIDAD TOTAL EN L y S

En los metales puros, las curvas de enfriamiento son de este estilo:

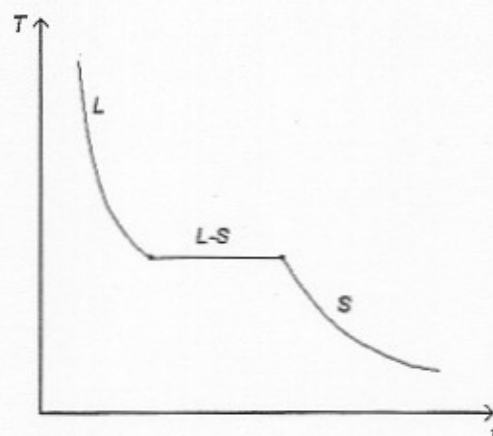


Figura 51: curva de enfriamiento de un metal puro

La meseta o isotérmica corresponde al intervalo de tiempo en el que el metal cambia de estado y se desprende el calor latente de solidificación. Si consideramos una aleación binaria, en vez de una meseta isotérmica tenemos otra curva en la que se desprende el calor de solidificación de la solución sólida α :

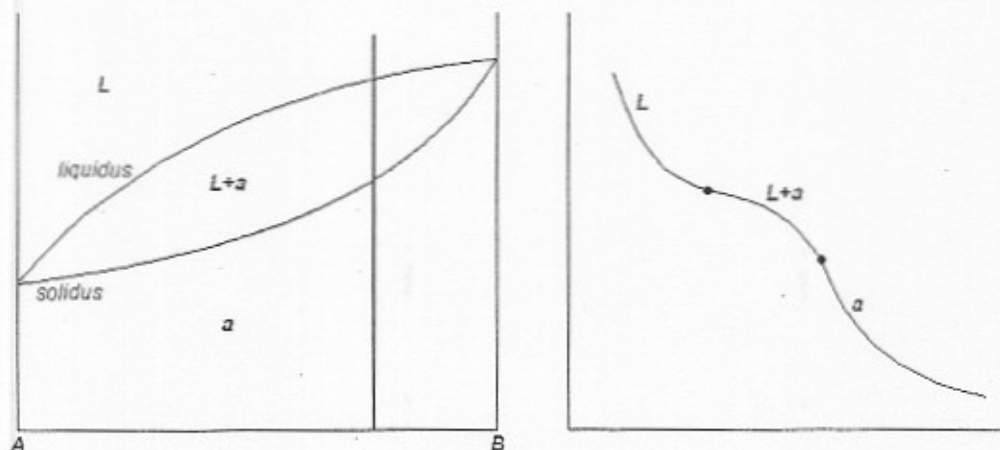


Figura 52: curva de enfriamiento de una aleación binaria

También existe el caso de diagramas con máximo o mínimo. Son los equivalentes a las mezclas azeotrópicas.

En los diagramas con mínimo por ejemplo, la línea de solidus tiene un mínimo (punto no anguloso) por una determinada composición de la aleación. Esta aleación se caracteriza por tener un punto de fusión menor que el de sus constituyentes por separado, y su curva de enfriamiento corresponde a la de un metal puro.

Conviene diferenciar el mínimo de estos diagramas, un punto de tangencia, del mínimo de otros diagramas como los de solubilidad total en L y parcial en S, en los que el mínimo sí puede ser un punto anguloso.

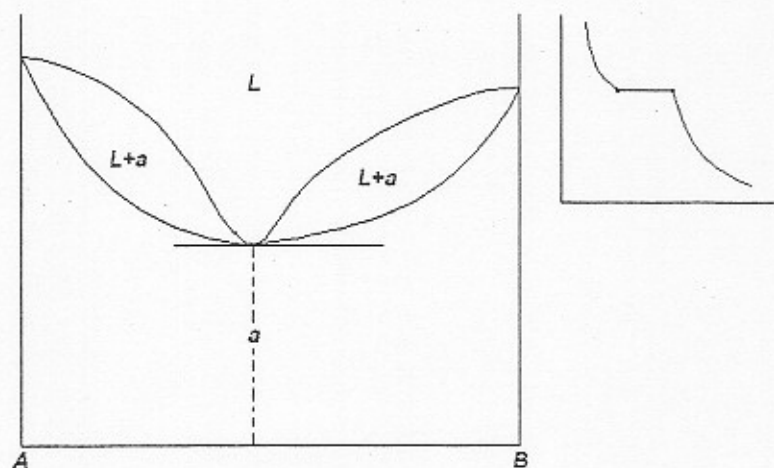


Figura 53: diagrama con mínimo (observar el punto de tangencia)

Si aplicamos la regla de las fases en el punto mínimo, tendríamos que el número de grados de libertad es 1, cosa que es falsa. Esta contradicción se debe a que en este diagrama existe una restricción adicional, que consiste en que la composición del líquido es idéntica a la de la solución sólida α . En este caso se utiliza la regla de las fases corregida: $F + L = C + 1 - r$.

Los diagramas con máximo no se dan en metalurgia, aunque sí para las sales hidratadas y otros compuestos.

7. DIAGRAMAS DE SOLUBILIDAD TOTAL EN L Y PARCIAL EN S

Muchas aleaciones binarias tienen componentes que presentan solubilidad en estado sólido limitada. Las regiones donde se restringe la solubilidad en cada extremo del diagrama corresponden a las soluciones sólidas *terminales*, α y β . La fase α es rica en el componente A y puede disolver al componente B, en forma de solución sólida, hasta un porcentaje máximo determinado. Igualmente, la fase β es rica en el componente B y puede disolver al componente A hasta un porcentaje dado. Hay 5 tipos de diagramas de esta clase: diagramas con eutéctico, con peritéctico, de compuestos definidos (con punto de fusión congruente o incongruente) y con soluciones sólidas intermedias.

El diagrama más sencillo es aquél en el cual los límites de solubilidad de los componentes A y B coinciden en un m%:

(En este caso el punto de intersección de las líneas de sólidos y líquidos para el m%, si es un punto anguloso)

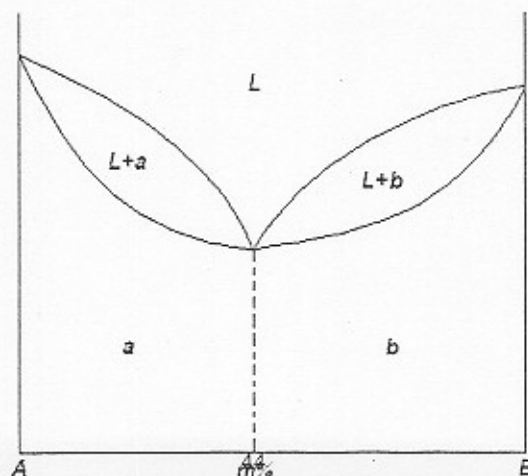


Figura 54: diagrama de solubilidad total



En general los límites de solubilidad no coincidirán. Tendremos varios tipos de diagramas: con eutéctico, con peritéctico, compuestos de punto de fusión congruente o incongruente, y con sss. intermedias.

DIAGRAMAS CON EUTÉCTICO

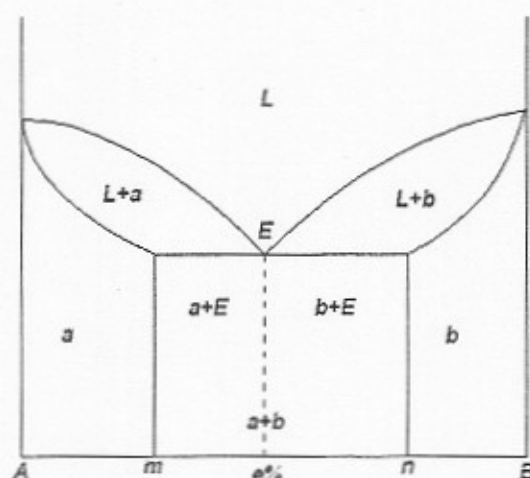
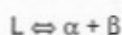


Figura 55: ejemplo de diagrama con eutéctico

En estos diagramas existe una aleación de una composición determinada ($e\%$ de B) que funde a una temperatura menor que las demás. El punto E del diagrama se denomina *punto eutéctico*.

Las aleaciones que contienen un porcentaje de B menor de e se denominan *aleaciones hipoeutécticas*, y las que tienen un porcentaje mayor *aleaciones hipereutécticas*.

El proceso de enfriamiento para cada tipo de aleación es diferente. En el caso de la aleación eutéctica, cuando el líquido de composición $e\%$ se enfría lentamente hasta la temperatura eutéctica T_e , la única fase existente (líquida) se transforma simultáneamente en dos formas sólidas, las soluciones sólidas α y β (en la figura a y b). Esta transformación se denomina *transformación eutéctica* y es la siguiente:



Veamos las curvas de enfriamiento para aleaciones de distinta composición:

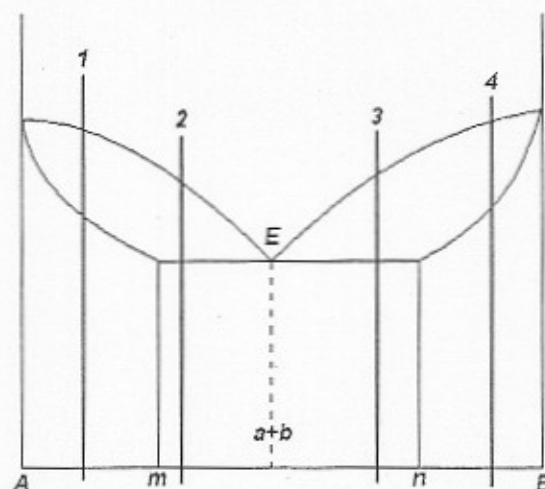


Figura 56: aleaciones de varias composiciones (1-4)



Aleación 1: es una aleación hipoeutéctica de composición menor de m . En el enfriamiento, una vez superada la línea de liquidus, aparecen gérmenes (pequeñas aglomeraciones sólidas) de la solución sólida α , que aumentan de tamaño conforme desciende la temperatura, conviviendo en equilibrio con la fase líquida. Rebasada la línea de sólidos queda un sólido compuesto únicamente por la solución sólida α . La curva de enfriamiento y la reacción correspondiente son las siguientes:

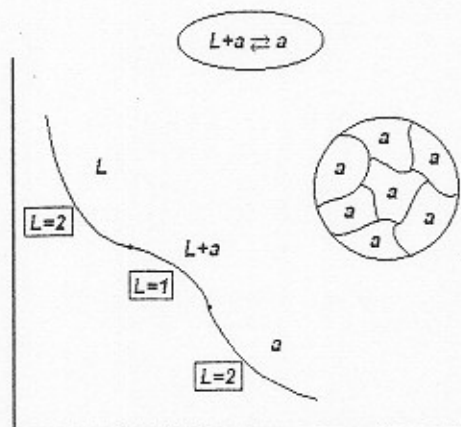


Figura 57: curva de enfriamiento de la aleación 1

La forma de la curva donde existe un único grado de libertad se debe al desprendimiento del calor latente de solidificación.

Aleación 2: es una aleación hipoeutéctica de composición entre m y e . El proceso de enfriamiento es similar al de la aleación 1, hasta llegar a la temperatura eutéctica: aparece progresivamente la solución *proeutéctica* (o *preeutéctica* que quiere decir que viene antes de la reacción eutéctica) α en equilibrio con la fase líquida, dando lugar a una curva de enfriamiento similar. Al llegar a la temperatura eutéctica comienza la transformación correspondiente, manteniéndose la temperatura constante durante la misma. Esta meseta en la curva de enfriamiento se debe a que durante la transformación coexisten tres fases en el equilibrio: la fase líquida y las dos soluciones sólidas α y β . (O hablando en términos de microconstituyentes más que en términos de fases, coexisten la fase líquida, la solución sólida α y el eutéctico $E(\alpha + \beta)$ de α y β . Como tres fases distintas en un diagrama binario sólo pueden coexistir a una temperatura concreta, aparece la estabilización térmica durante la transformación.

Durante la transformación eutéctica, el proeutéctico α es rodeado por el eutéctico E que va solidificando durante la misma. Al final del enfriamiento se pueden diferenciar ambos microconstituyentes. La proporción de proeutéctico α y eutéctico depende de la composición de la aleación. Este hecho tiene importantes consecuencias a la hora de estudiar las propiedades mecánicas del material. Su comportamiento es análogo al de un compuesto o material compuesto, en el que la matriz es el eutéctico. Si éste tiene gran resistencia mecánica, la aleación será resistente, aunque la fase α (o β en la aleación 3) no lo sea mucho. En cambio, si el eutéctico tiene poca resistencia mecánica, la aleación será frágil sean cuales sean las propiedades de la fase proeutéctica.

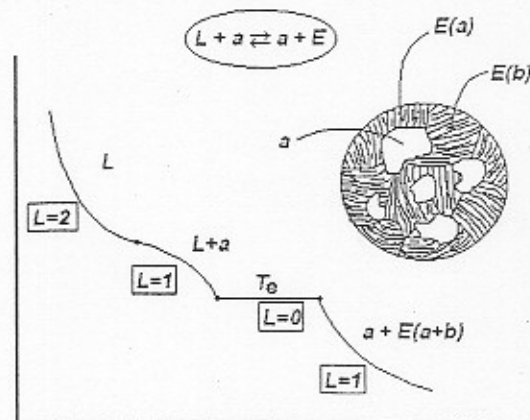


Figura 58: curva de enfriamiento de la aleación 2



Aleación eutéctica: para esta aleación, la fase líquida permanece hasta la temperatura eutéctica. A dicha temperatura se produce la transformación ya explicada, y la fase líquida se transforma simultáneamente en las fases α y β , y no aparece una fase antes de la otra. La meseta isotérmica de la curva de enfriamiento tiene una longitud proporcional a la cantidad de líquido eutéctico que tenemos: es una medida del calor latente que se desprende.

Si observamos la aleación solidificada podemos ver granos de eutéctico, de bordes redondeados. El eutéctico es una mezcla muy fina pero discernible de las soluciones sólidas por deposición simultánea. Pueden diferenciarse ambas fases debido a una orientación de la estructura diferente y a que se produce una disminución de la solubilidad mientras se alcanza la temperatura ambiente.

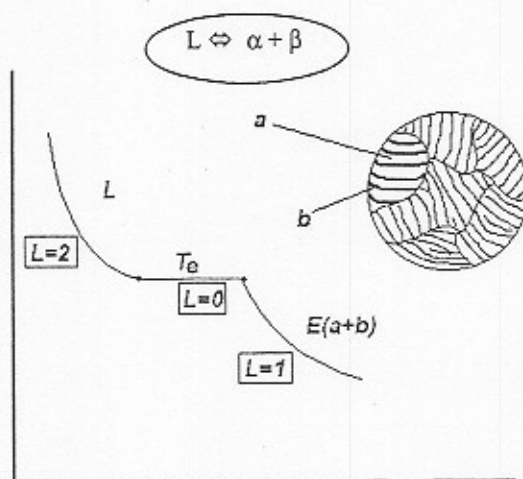


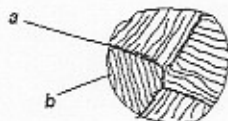
Figura 59: curva de enfriamiento de la aleación eutéctica

Los procesos de enfriamiento de las aleaciones 3 y 4 son similares a los de las aleaciones 2 y 1 respectivamente, teniendo en cuenta que se invierten los papeles de las soluciones sólidas α y β .

Tipos de eutéctico

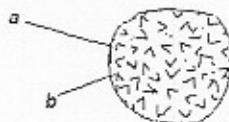
Los eutécticos pueden tener diferentes estructuras:

- Laminar: los granos tienen estructura laminar visible al microscopio. Es la estructura más frecuente.

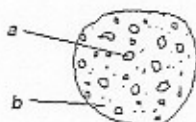


Aquí se ven 4 granos diferentes. Cada grano tiene una orientación determinada.

- Angular: tienen una estructura del tipo:



- Globular: es una estructura también bastante frecuente:



- Eutécticos cristalinos: son poco frecuentes en metalurgia.



La disposición de las fases en el eutéctico puede tener gran influencia sobre las propiedades del material. Por ejemplo consideremos un eutéctico laminar, en el que la fase α es dura y la fase β es tenaz. Si se aplica una sollicitación sobre el material, la resistencia mecánica a la tracción es mucho mayor si la fuerza se aplica perpendicularmente a las láminas, dando como resultado una determinada tenacidad. Si la sollicitación se aplica en la dirección de las láminas, el deslizamiento entre ellas es posible y el material tiene un comportamiento más plástico.

Aleaciones hipo e hipereutécticas

Las aleaciones cuya composición corresponde a un %B menor que e%, se denominan aleaciones hipoeutécticas, y aquellas que tienen un contenido de B superior al e%, aleaciones hipereutécticas. Las propiedades de unas y otras pueden ser diferentes.

Ejemplo de aplicación de la regla de la palanca y de la horizontal

Consideremos una aleación del 30% de B, en el siguiente diagrama de fases:

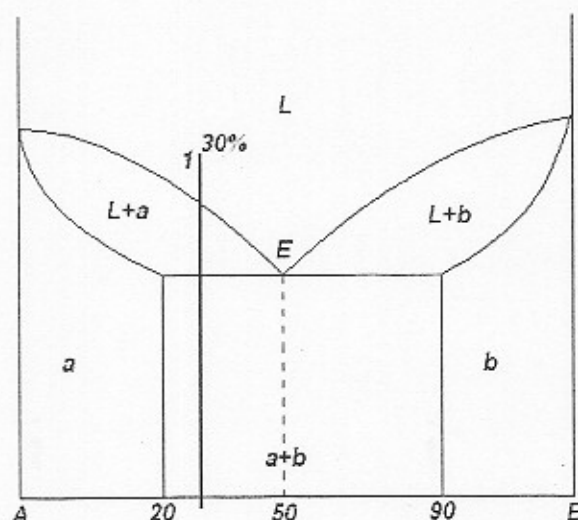


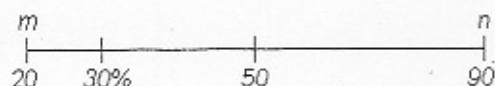
Figura 60: ejemplo de aplicación en un diagrama con eutéctico

Recordemos que en la zona por debajo de la temperatura eutéctica T_e , según el punto de vista de la termodinámica tenemos dos fases α y β (a y b en el diagrama), y según el punto de vista metalúrgico, dos microconstituyentes α y E.

Para conocer la proporción de las fases y los microconstituyentes en la temperatura eutéctica aplicamos la regla de la palanca:

$$\text{Fases } (\alpha + \beta = 100) \left\{ \begin{array}{l} \alpha = \frac{90 - 30}{90 - 20} 100 = 85'7 \\ \beta = \frac{30 - 20}{90 - 20} 100 = 14'3 \end{array} \right. \quad \text{Microconst.} \left\{ \begin{array}{l} \alpha = \frac{50 - 30}{50 - 20} 100 = 66'66 \\ E = \frac{30 - 20}{50 - 20} 100 = 33'33 \end{array} \right.$$

En un diagrama de porcentajes tendríamos:





Donde m y n corresponden a los porcentajes de las líneas representativas de las soluciones sólidas α y β respectivamente, y el 50% corresponde a la línea representativa del eutéctico.

La composición del eutéctico para esta aleación sería

$$E \begin{cases} \alpha(\text{eutect.}) = \frac{90-50}{90-20} 100 = 57'1 \\ \beta(\text{eutect.}) = \frac{50-20}{90-20} 100 = 42'9 \end{cases}$$

Las proporciones de cada fase o microconstituyente deben ser congruentes:

$$\alpha_{\text{total}} = \alpha_{\text{proeutéctica}} + \alpha_{\text{eutéctica}} = 66'66 + 33'33 \cdot 0'571 = 85'7\%$$

$$\beta_{\text{total}} = \beta_{\text{eutéctica}} = 33'33 \cdot 0'429 = 14'23\%$$

Por otro lado, aplicando la regla de la horizontal, podemos ver que la proporción de la solución sólida α va creciendo desde que empieza la solidificación (línea de líquidus) hasta llegar a la temperatura eutéctica.

Determinación de el porcentaje correspondiente al eutéctico: triángulo de Tammann

La meseta isotérmica que aparece en las curvas de enfriamiento de las aleaciones hipoeutécticas e hipereutécticas tiene una longitud proporcional a la cantidad de líquido eutéctico que tenemos. Es por tanto una medida del calor desprendido tras la solidificación completa, o bien del tiempo necesario para alcanzar el estado sólido.

Para conocer la composición de la aleación eutéctica pueden emplearse los tiempos de enfriamiento o calores desprendidos por aleaciones hiper e hipoeutécticas: partiendo de un diagrama de porcentajes, se trazan verticales descendentes (por los puntos que correspondan a la composición en cada aleación) de longitud proporcional al valor del calor o del tiempo. Los extremos de estas verticales formarán dos líneas rectas, y la composición de la aleación eutéctica es la correspondiente al punto de intersección de dichas líneas:

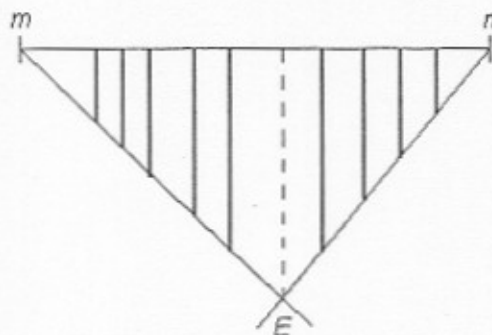


Figura 61: triángulo de Tammann (la longitud de las líneas equivale a cantidad de calor o a tiempo)



DIAGRAMAS CON PERITÉCTICO

Son diagramas del tipo:

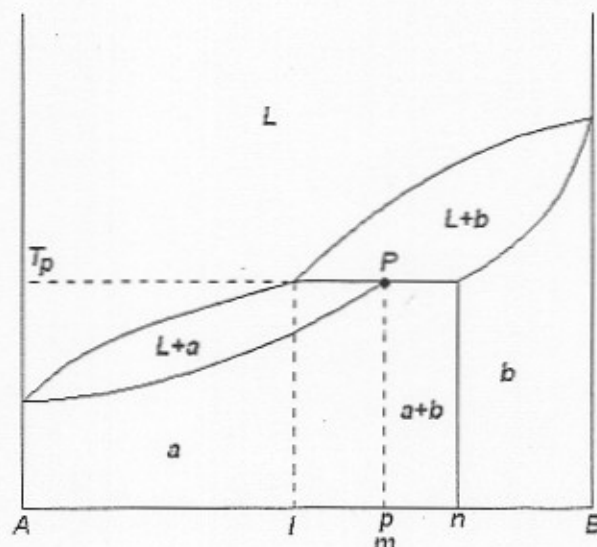
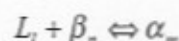


Figura 62: diagrama con peritético

En estos diagramas hay una aleación de una composición determinada para la cual se da la *reacción peritética* en el enfriamiento o en el calentamiento, cuando se alcanza la temperatura peritética T_p . En esta reacción, una solución sólida α (de composición m) da lugar a una fase líquida L de composición l , y otra solución sólida β de composición n :



Puesto que durante esta reacción coexisten tres fases, no hay grados de libertad. Las aleaciones cuya composición es menor que m (ver diagrama) se denominan hipoperitéticas, y las de composición mayor hiperperitéticas.

El calor involucrado en las reacciones peritéticas es mucho menor que en las reacciones eutécticas. Vemos ahora las curvas de enfriamiento para las distintas aleaciones:

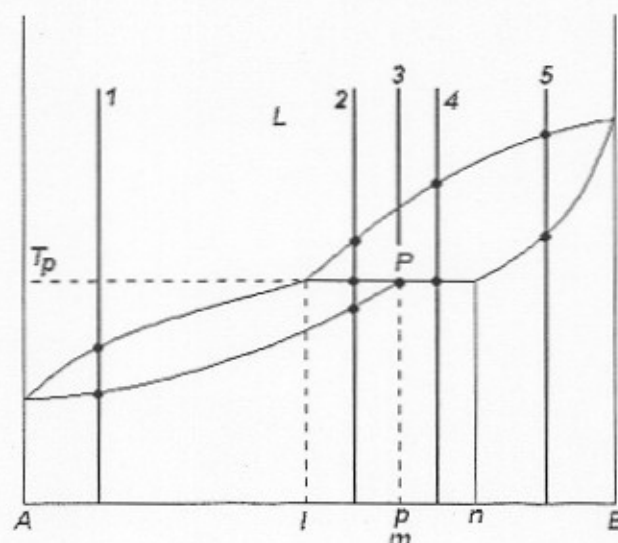


Figura 63: aleaciones con distintas composiciones



Aleación 1: tenemos una aleación de composición menor que I . Por encima de la línea de líquidus tenemos una fase líquida L de una composición determinada. Al pasar dicha línea comienza a solidificar la fase α , con la consiguiente alteración de la curva de enfriamiento debido al calor latente de solidificación desprendido. Al llegar a la línea de sólidos ya ha solidificado toda la solución sólida α , de la misma composición que L . Al final del proceso tendremos una estructura de granos formados íntegramente por la fase α (a en la figura).

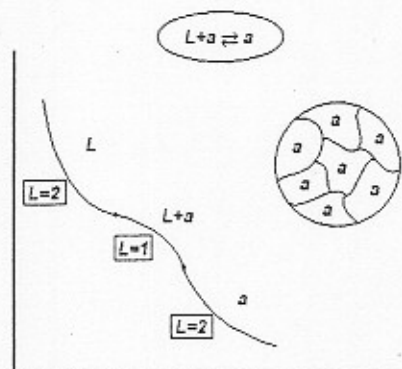


Figura 64: curva de enfriamiento de la aleación 1

Aleación 2: en el enfriamiento de ésta aleación se produce una reacción peritética con exceso de fase líquida. Al llegar a la temperatura peritética comienza dicha reacción, y al finalizar queda una fase líquida L de distinta composición a la anterior (?), y una solución sólida α . Ésta seguirá solidificando en lo que sigue, hasta llegar a la línea de sólidos, momento en el que tendremos una estructura de granos formados por la solución α .

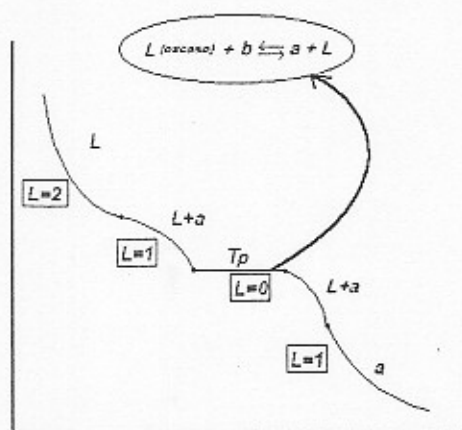


Figura 65: curva de enfriamiento de la aleación 2

Aleación 3 (peritética): para esta aleación se produce la reacción peritética propiamente dicha.

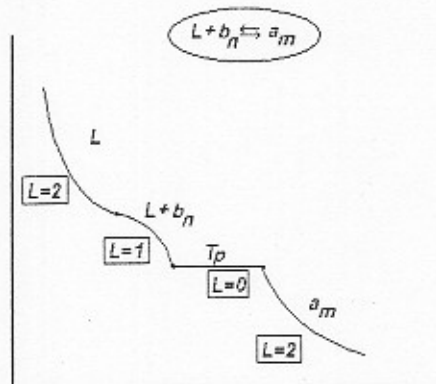


Figura 66: curva de enfriamiento de la aleación 3 (aleación peritética)

Durante el equilibrio en la reacción peritética, toda la fase sólida β reacciona con toda la fase líquida L para formar la fase α . Sin embargo, en una solidificación real tiene lugar el *encasillamiento*, que consiste en que durante el enfriamiento la fase α creada por la reacción peritética rodea a la fase β . Como la difusión en estado sólido es relativamente lenta, la fase α formada impide en parte la reacción peritética y la velocidad de reacción decrece progresivamente.

Aleación 4: en esta reacción se produce una reacción eutética además de la peritética: por un lado, la fase líquida L reacciona con la fase β para formar α , y por otro lado L se transforma en $\alpha + \beta$. Al final de la solidificación tendremos granos formados por β y granos formados por α .

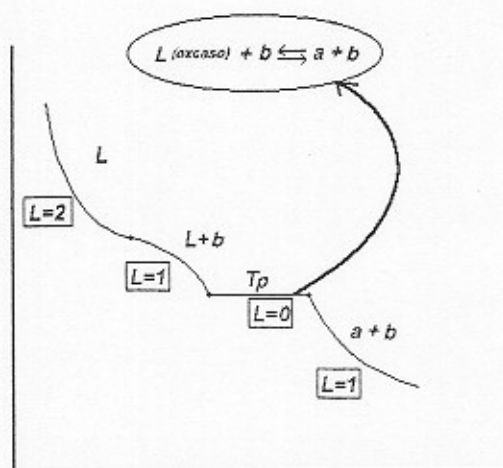


Figura 67: curva de enfriamiento de la aleación 4

La longitud de esta meseta es menor que la de la eutética.

Aleación 5: el enfriamiento de aleaciones de esta composición (mayor que n) es análogo al de las aleaciones del tipo 1, si bien al final del proceso tendremos granos formados por la solución sólida β .

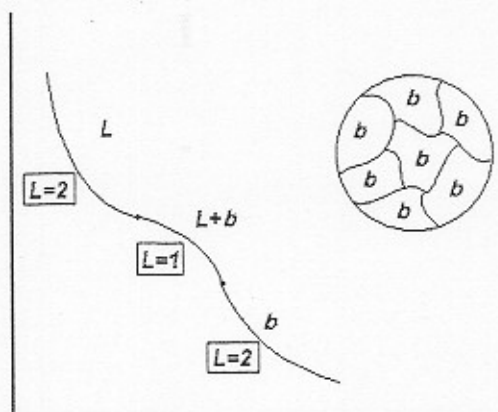


Figura 68: curva de enfriamiento de la aleación 5

**DIAGRAMAS DE COMPUESTO DEFINIDO DE PUNTO DE FUSIÓN CONGRUENTE**

Estos diagramas se caracterizan porque aparece un compuesto definido a una concentración determinada. Se llaman de punto de fusión congruente cuando el compuesto definido C funde directamente en una fase líquida de su misma composición.

En estos diagramas suelen aparecer además dos puntos eutécticos, uno a cada lado del compuesto definido.

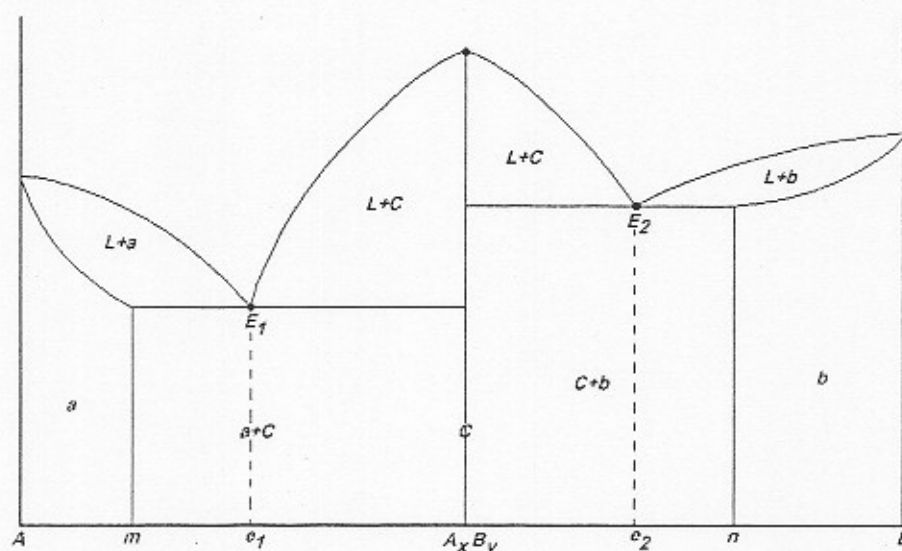


Figura 69: diagrama con compuesto definido de PFC

Los microconstituyentes que aparecen en este diagrama son los siguientes:

- $\alpha + E_1$ ($\alpha+C$) por debajo de e_1
- $C + E_1$ ($\alpha+C$) por encima de e_1
- $C + E_2$ ($C+\beta$) por debajo de e_2
- $\beta + E_2$ ($C+\beta$) por encima de e_2

Dependiendo de la curvatura de la línea de liquidus en la zona del punto de fusión congruente, podemos decir si el compuesto A_xB_y es más o menos estable:

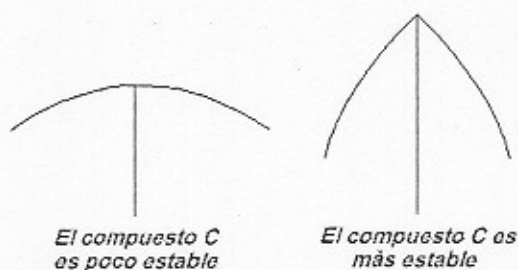


Figura 69: diagrama con compuesto definido de PFC

NOTA: en los diagramas de solubilidad total en L y S tenemos un compuesto definido de punto de fusión congruente también, cuando tenemos diagramas con máximo o mínimo.



La curva de enfriamiento del compuesto C corresponde a la curva de un metal puro:

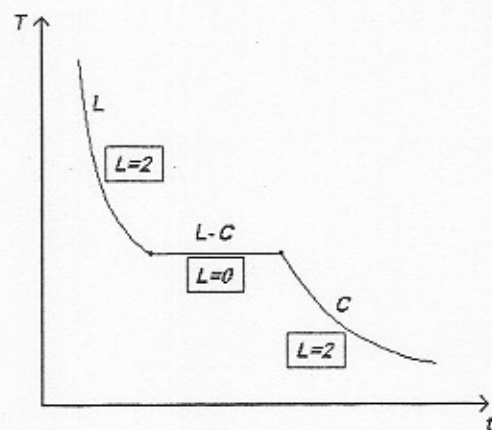


Figura 70: curva de enfriamiento del compuesto definido C

Durante el cambio de fase no hay grados de libertad ya que coexisten dos fases en el equilibrio pero un solo compuesto, C.

DIAGRAMAS DE COMPUESTO DEFINIDO DE PUNTO DE FUSIÓN INCONGRUENTE

En estos diagramas el compuesto definido no funde en un líquido de la misma composición, sino que da lugar a una fase líquida L y a otra fase sólida distinta β .

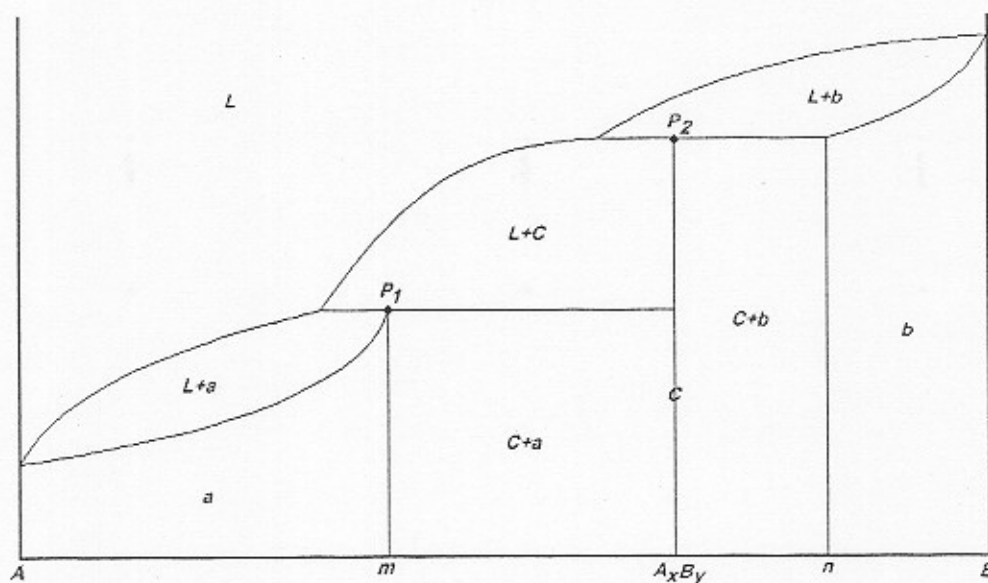


Figura 71: diagrama con un compuesto definido de PFI

Las reacciones destacables son:

- $L + \beta \rightleftharpoons C$ (peritética)
- $L + C \rightleftharpoons \alpha$ (peritética)



Puede ocurrir por ejemplo que el metal B sea insoluble en A, y el diagrama sería semejante a este:

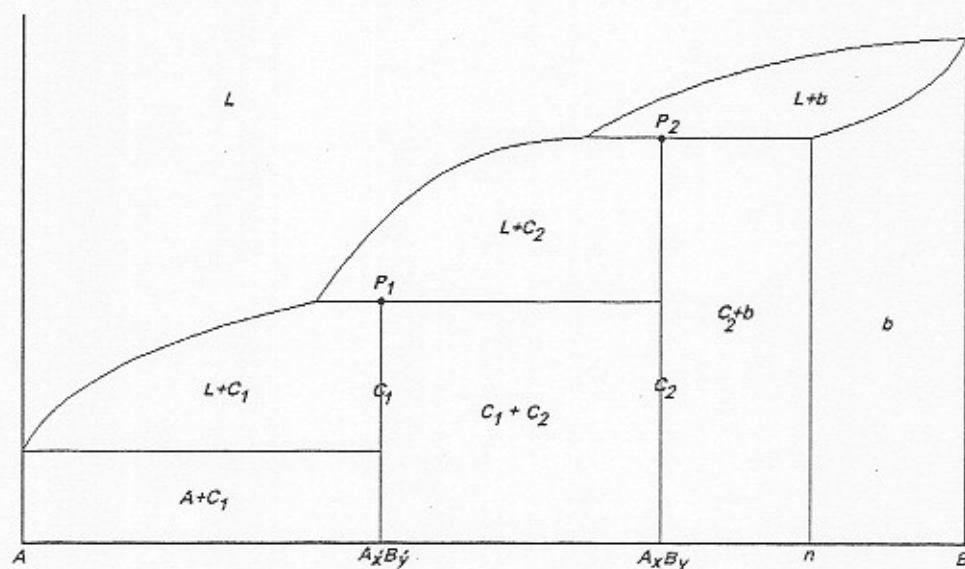


Figura 72: caso de insolubilidad

En el que no hay solución sólida α .

DIAGRAMAS CON SOLUCIÓN SÓLIDA INTERMEDIA

En estos diagramas existe una solución sólida γ entre α y β . Este compuesto γ indica la existencia de un compuesto electrónico, de solubilidad muy baja. Los sistemas de cristalización de α , β y γ son diferentes, y el de γ suele ser complejo. Los factores estéricos son 21/14, 21/13 y 21/12 respectivamente. La estabilidad del compuesto γ (g) en el máximo de la línea de líquidus se explica también por la curvatura de la línea en ese punto.

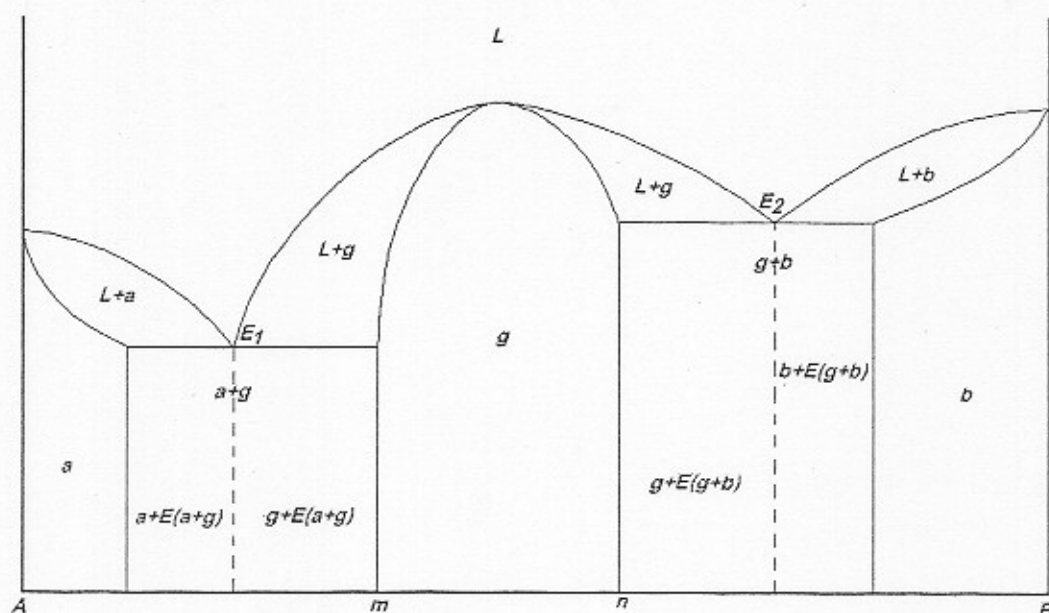


Figura 73: diagrama con solución sólida intermedia



8. DIAGRAMAS DE SOLUBILIDAD TOTAL EN L e INSOLUBILIDAD EN S

Todos estos diagramas son similares a los de solubilidad parcial en S, si bien ahora los metales A y B son insolubles el uno en el otro.

Diagrama con eutéctico:

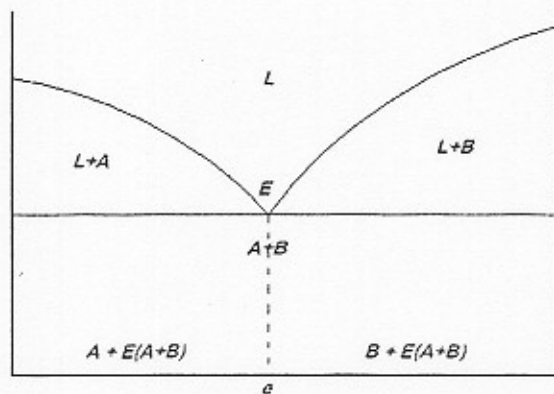


Figura 74: diagrama con eutéctico e insolubilidad en S

Diagrama con peritético (punto de fusión incongruente):

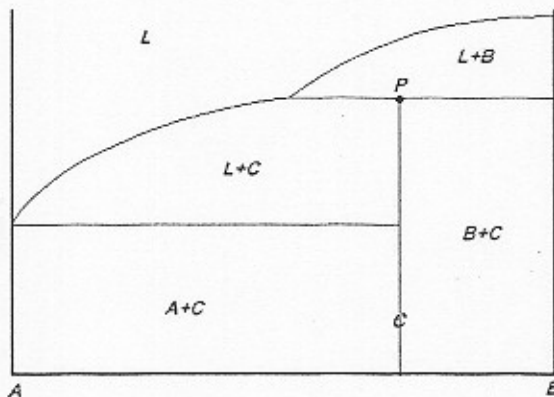


Figura 75: diagrama con peritético e insolubilidad en S

Diagrama con peritético y eutéctico (punto de fusión incongruente):

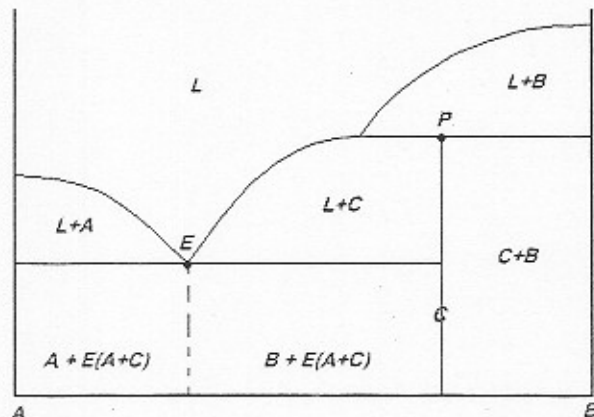


Figura 76: diagrama con PFI e insolubilidad en S



Diagrama con punto de fusión congruente:

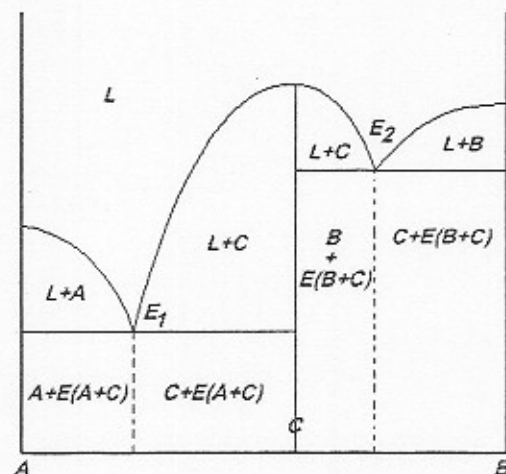


Figura 77: diagrama con PFC e insolubilidad en S

Diagrama con solución sólida intermedia:

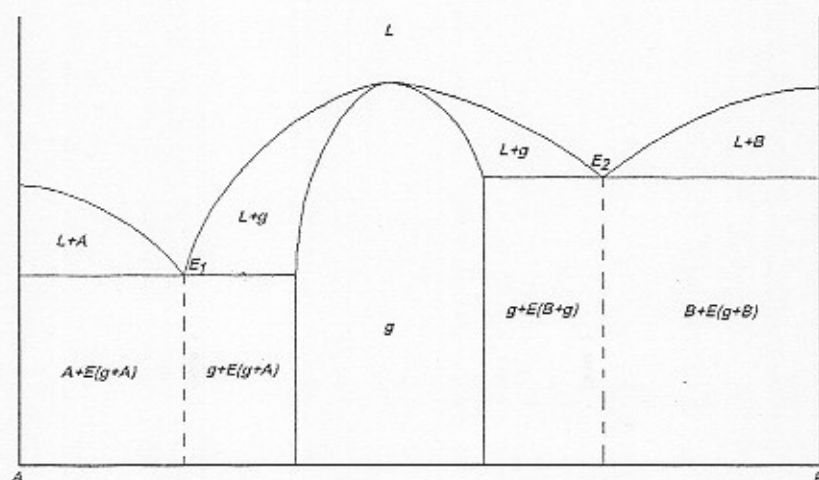


Figura 78: diagrama con sss intermedia e insolubilidad en S

9. DIAGRAMAS DE SOLUBILIDAD PARCIAL EN L e INSOLUBILIDAD EN S

Los diagramas de solubilidad parcial en L y parcial en S existen, pero son muy escasos. En éstos diagramas el metal A es completamente insoluble en B, y B tiene una solubilidad muy restringida en A. Un ejemplo de estos diagramas es el del Cu-Pb: el cobre es ligeramente soluble en el plomo teniendo la solución sólida extrema un 0.05 % de cobre.

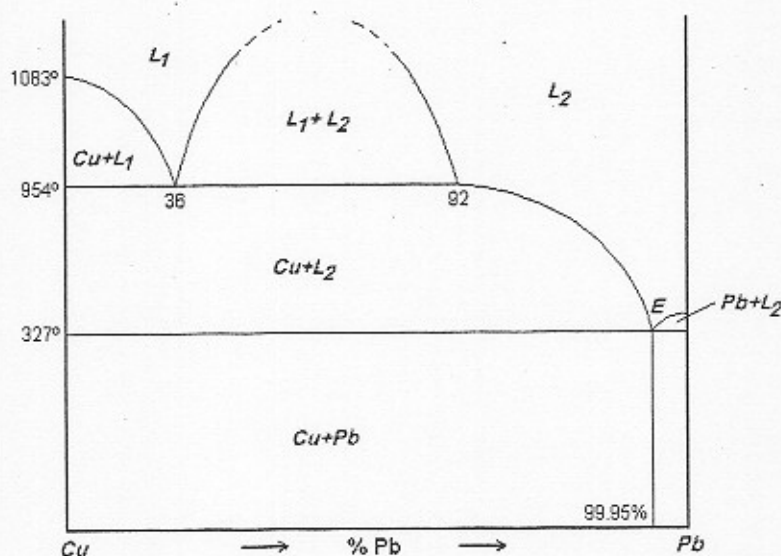


Figura 79: diagrama con laguna de solubilidad en L

Hay dos líquidos insolubles entre sí: L_1 , rico en cobre y L_2 , rico en plomo. Una reacción característica de éstos diagramas es la *monotéctica*:



Reacción que se da en este caso para la aleación del 36% de plomo. Inicialmente tenemos una fase líquida L_1 de composición 36% de plomo (rico en cobre). Al llegar a 954 °C se produce la reacción monotéctica, durante la cual aparece cobre solidificado (por germinación) y una fase líquida L_2 rica en plomo (del 92% al 99.95% de plomo). Al llegar a temperatura ambiente nos encontramos con una estructura de granos de cobre rodeados por segregaciones de plomo.

Un material de estas características tiene muy poco interés ya que tendrá escasa resistencia mecánica. Esto se debe a que el plomo, no muy resistente, se encuentra rodeando a los granos de cobre, y da igual si el cobre es resistente o no. En cambio, si se lleva a cabo un enfriamiento rápido, se obtiene una estructura mucho más resistente, con el plomo distribuido uniformemente en forma de corpúsculos.

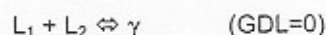
Las aleaciones que "pasan" por la laguna de solubilidad no se emplean ya que el porcentaje de plomo es ya demasiado alto, y porque L_1 y L_2 se separan por densidad.

En el diagrama vemos que las líneas de la laguna se pierden hacia arriba. Esto es así porque al aumentar la temperatura, se va formando una emulsión. En los casos en que la laguna de solubilidad es cerrada, hay una temperatura a la cual volvemos a tener una única fase líquida. Tenemos entonces una *cosolución*, y la temperatura crítica se llama *temperatura de cosolución*.

Raramente puede darse el caso de una laguna de solubilidad aislada con dos temperaturas de cosolución, inferior y superior.

TRANSFORMACIÓN SINTÉTICA

Son poco habituales, se dan cuando existe una laguna de solubilidad y bajo ella una solución sólida intermedia. Para una determinada concentración al enfriar, las fases líquidas se transforman simultáneamente en la solución sólida intermedia.



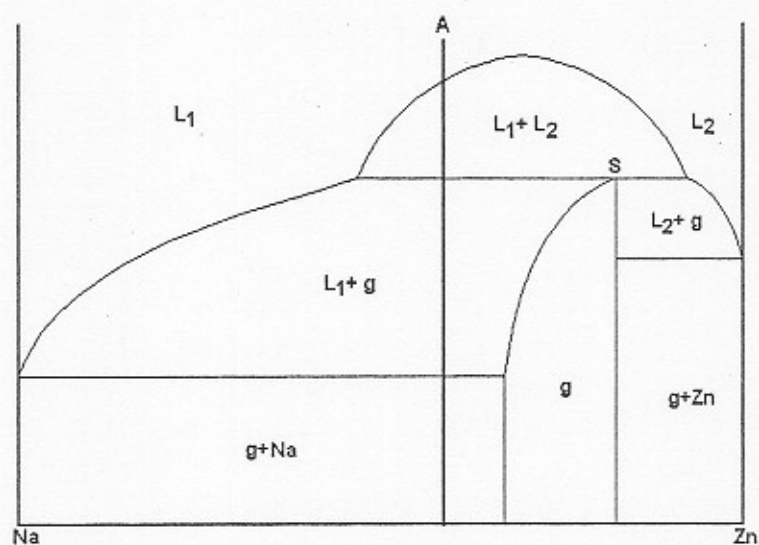


Figura 79: diagrama con transformación sintética

Supongamos que tenemos L_1 y L_2 en un crisol, para una aleación A que pase por la laguna de solubilidad. Se encontrarán separados por diferencia de densidad. Al ir enfriando, se irá formando la fase γ que quedará entre ambos líquidos, formando la *interfase*. La termodinámica nos dice que llegará un momento en que quede una única fase líquida L_1 , y una fase sólida γ separadas entre sí. Si continuamos el enfriamiento, L_1 se irá transformando paulatinamente en Na y γ , quedando al final un sólido formado por dos zonas diferenciadas de sodio y γ .

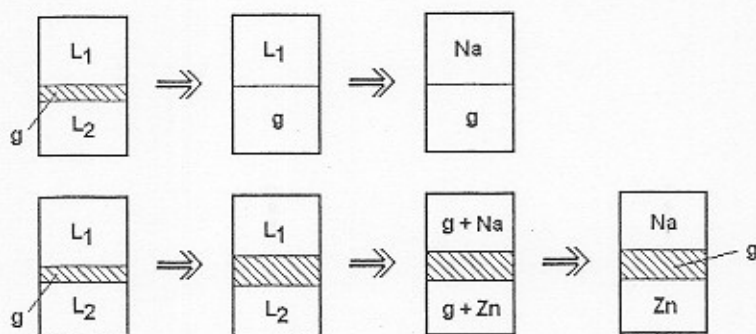
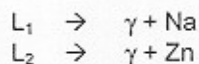


Figura 80: solidificación de los líquidos L_1 y L_2 en un crisol y separación

Lo que realmente se produce es que, debido a la interfase γ que separa L_1 y L_2 , ambas fases líquidas se enfrían de forma diferente y por separado:



Quedando al final un sólido con tres zonas diferenciadas: sodio, cinc y solución sólida γ .



10. SOLIDIFICACIÓN DE ALEACIONES FUERA DEL EQUILIBRIO

Hay que tener en cuenta que los diagramas de equilibrio se han construido suponiendo enfriamientos termodinámicos (muy lentos), de forma que las composiciones de las fases líquida y sólida sufrieran un reajuste continuo por difusión. En la realidad, los procesos de enfriamiento no alcanzan velocidades tan bajas, y en consecuencia las características reales del sólido son diferentes a las predichas por el diagrama.

En teoría, cuando las aleaciones se enfrían a través de las regiones bifásicas, las composiciones de las fases líquida y sólida se reajustaban continuamente por difusión a medida que la temperatura descendía. En la realidad, como la difusión en estado sólido es muy lenta, se requiere mucho tiempo para eliminar los gradientes de concentración. Por ello, en general las aleaciones recién solidificadas tienen una microestructura segregada, con regiones de diferente composición.

Veamos por ejemplo el diagrama Cu-Ni:

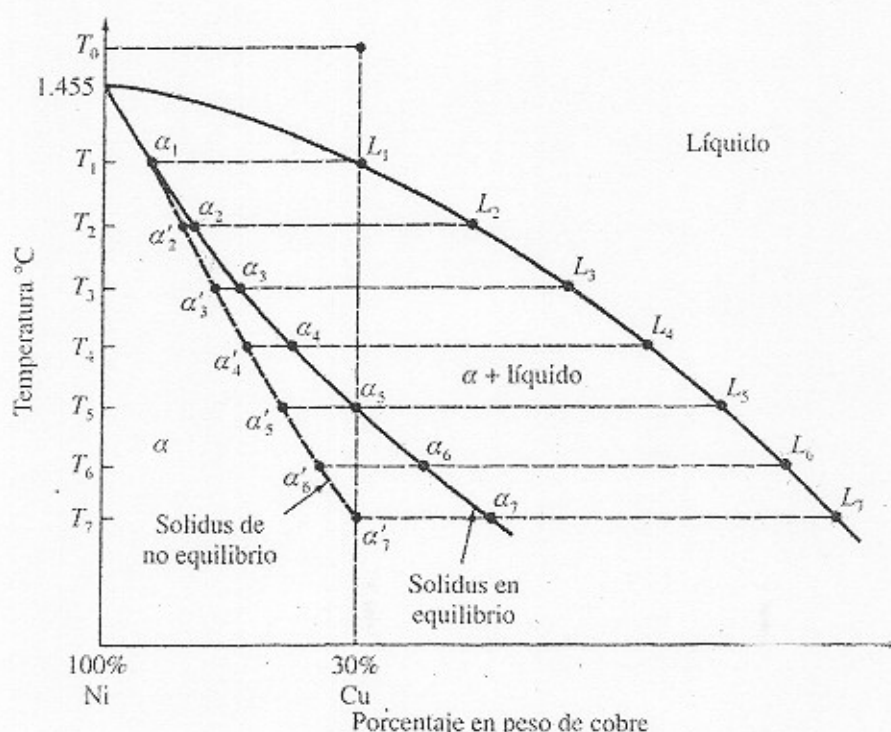


Figura 81: solidificación fuera del equilibrio ("Ciencia e ingeniería de materiales", William F. Smith)

Sea una aleación del 70% de Níquel que se enfría desde T_0 a gran velocidad. A temperatura T_1 comienza a formarse sólido de composición α_1 . A temperatura T_2 se formarán capas adicionales de sólido sobre los gérmenes ya existentes, sin grandes cambios en la composición. En este momento, la composición media de la fase sólida, α'_2 , estará entre α_1 y α_2 .

Como el segmento $\alpha_2 L_2$ es más corto que $\alpha'_2 L_2$, en un enfriamiento real habrá más fase líquida y menos fase sólida que en un enfriamiento termodinámico, a una misma temperatura: la solidificación se retrasa debido al rápido enfriamiento.

A medida que desciende la temperatura la composición media de la aleación sigue la *curva de solidus fuera del equilibrio*. Según la termodinámica, a T_5 ya debería haber solidificado todo el líquido, pero en un enfriamiento rápido esto no ocurrirá hasta T_7 y con una composición α'_7 . Las regiones de la microestructura de la aleación constarán de composiciones que van desde α_1 hasta α'_7 , formando la estructura segregada mencionada.



11. DIAGRAMAS DE INSOLUBILIDAD TOTAL

Corresponden a metales que tienen un radio atómico muy distinto, como por ejemplo V-Ag, Al-Na, Al-Pb, Fe-Pb, Fe-Ag;

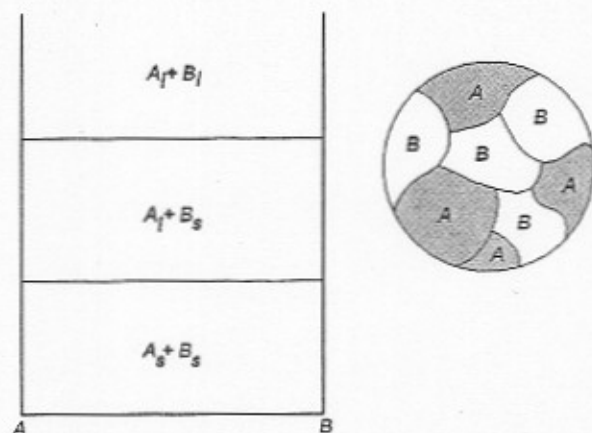


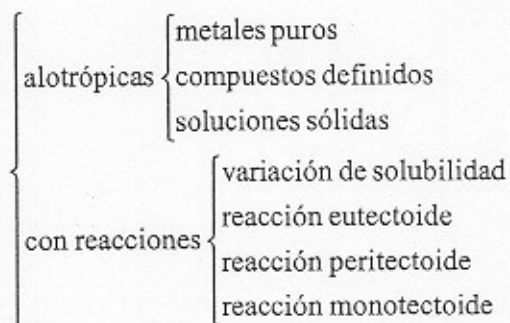
Figura 82: microestructura y diagrama de insolubilidad total



TRANSFORMACIONES EN ESTADO SÓLIDO

1. TIPOS DE TRANSFORMACIÓN

Pueden ser de varios tipos, distinguiéndose fundamentalmente las transformaciones alotrópicas y las transformaciones con reacción:



2. TRANSFORMACIONES ALOTRÓPICAS

A diferentes temperaturas, los metales puros pueden adquirir o perder ciertas propiedades. Cuando a partir de una temperatura una o más propiedades de un metal puro cambian, se dice que ha sufrido una transformación a otra forma alotrópica.

Por ejemplo, el hierro tiene 4 formas alotrópicas, con distintas características magnéticas, al igual que el cobalto, que tiene 3 formas:

| | | |
|-------|------------|------------|
| (cc) | Fe - delta | mag. débil |
| 1401° | | |
| (ccc) | Fe - gamma | no mag. |
| 906° | | |
| (cc) | Fe - beta | no mag. |
| 768° | | |
| (cc) | Fe - alfa | mag. |

| | | |
|-------|--------------|---------|
| (ccc) | Co - beta | no mag. |
| 1115° | | |
| (ccc) | Co - alfa | mag. |
| 450° | | |
| (hc) | Co - epsilon | mag. |



Para los compuestos definidos y soluciones sólidas el caso es el mismo. Por ejemplo, para la cementita Fe_3C , por debajo de los 218°C es magnética, y a temperaturas más altas ya no lo es.

Una solución sólida puede también tener varias formas alotrópicas, por ejemplo α y α' . La zona bifásica de transición entre ambas suele ser muy pequeña, y el sistema de cristalización es diferente. Puede afectar tanto a soluciones sólidas extremas como a ss intermedias.

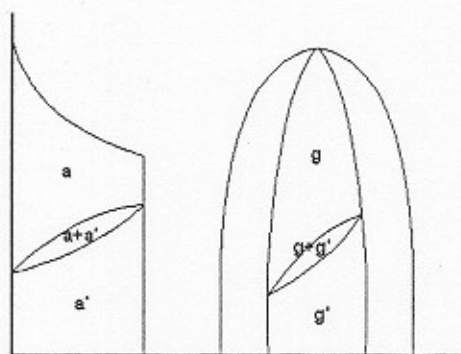


Figura 83: formas alotrópicas en soluciones sólidas

3. TRANSFORMACIONES CON REACCIONES

VARIACIÓN DE LA SOLUBILIDAD

Pongamos por ejemplo un diagrama con eutéctico:

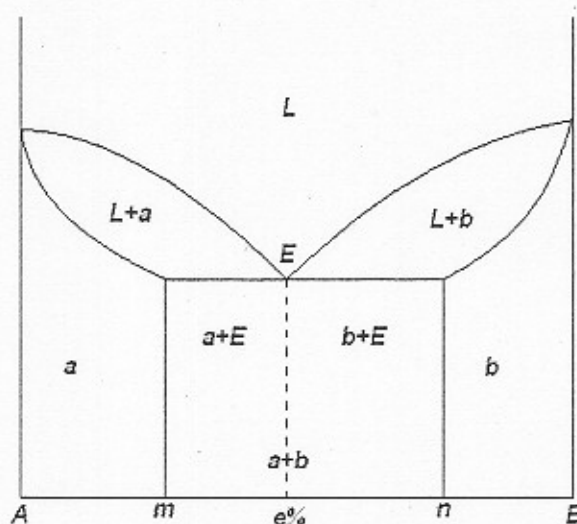


Figura 84: diagrama con eutéctico sin variación de la solubilidad



En realidad, la solubilidad de A en B y la de B en A varían con la temperatura:

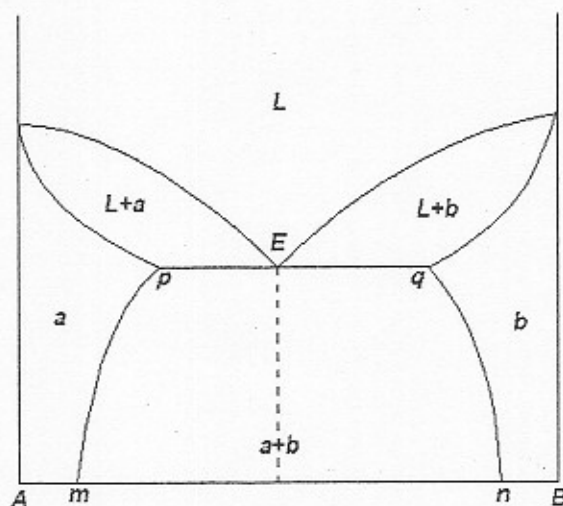


Figura 85: diagrama con eutéctico con variación de la solubilidad

Por tanto, la composición del eutéctico a temperatura ambiente y a temperatura eutéctica será diferente:

- Temperatura eutéctica:

$$\begin{cases} \alpha_p = \frac{q-e}{q-p} \cdot 100 \\ \beta_q = \frac{e-p}{q-p} \cdot 100 \end{cases}$$

- Temperatura ambiente:

$$\begin{cases} \alpha_m = \frac{n-e}{n-m} \cdot 100 \\ \beta_n = \frac{e-m}{n-m} \cdot 100 \end{cases}$$

A temperatura ambiente tendremos el *eutéctico degenerado* o *pseudoeutéctico*. Al descender la temperatura, varía la proporción de α y β en el eutéctico, y se produce un cambio en los microconstituyentes:

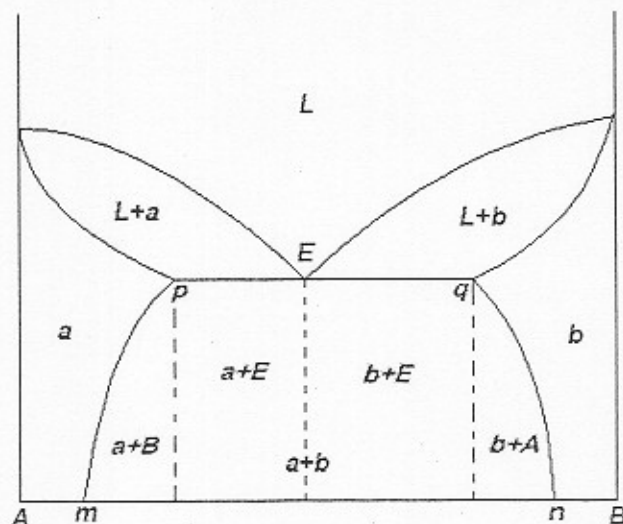


Figura 86: microconstituyentes en un diagrama con eutéctico



Es en estos casos cuando se produce la segregación: para una aleación de composición entre m y p por ejemplo, conforme descende la temperatura descende la solubilidad de B en A; la solución sólida α pasa de tener una solubilidad dada a otra menor, y se segrega B.

a) Si $\%B < m$, el metal B aparece entonces en los bordes de grano y en pequeñas cantidades en el interior de los granos, en forma de glóbulos o en forma vermicular (forma de gusano). Esto no supone un gran cambio en las propiedades mecánicas de la aleación.

b) Si $m < \%B < p$, y la velocidad de enfriamiento es industrial, el metal B segregado aparece a nivel submicroscópico en aglomeraciones en forma de disco, sólo visibles mediante microscopio electrónico, en el interior de los granos. Este hecho supone un gran endurecimiento del material.

Ejemplo:

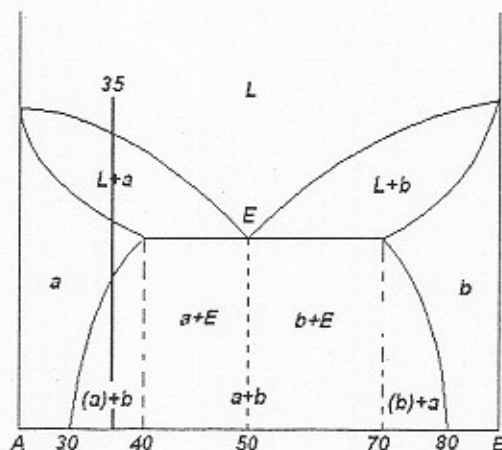


Figura 87: ejemplo de aleación en el caso B.

A temperatura ambiente y según la termodinámica, se segrega la solución sólida β , y no el eutéctico (que se da a T_E). Para la aleación de 35%,

$$\alpha = \frac{80-35}{80-30} \cdot 100 = 90\%$$

$$\beta = \frac{35-30}{80-30} \cdot 100 = 10\%$$

La solución sólida β tiene un 20% de A, luego un 10% de β supondrá un 0.2% de A.

Hipertemple: cuando obligamos a que el cambio de temperatura sea muy brusco, no damos opción a que se segregue la fase β , y tendremos un 100% de α . La aleación así obtenida es metaestable, e irá evolucionando con el tiempo segregando β .

Enfriamiento industrial normal: como hay muy poco A en B, lo más seguro es que los átomos de A se incorporen para formar más α , y de esta forma lo que segrega es el metal B.

Al apartarnos del enfriamiento termodinámico, la curva de enfriamiento real es diferente. Al enfriar con más rapidez, el punto de fusión descende. Este efecto es la *histéresis térmica*. A mayor rapidez, mayor es la disminución del punto de fusión P_f .

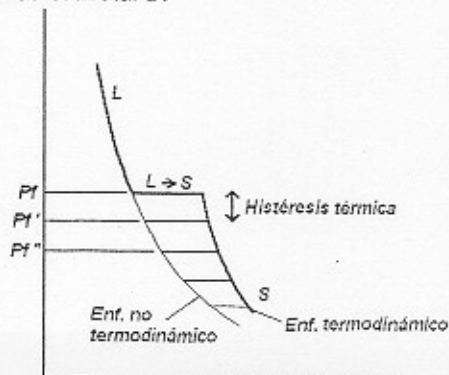
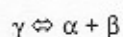


Figura 88: curva de enfriamiento no termodinámico



REACCIÓN EUTECTOIDE

Es una reacción análoga a la eutéctica, pero en este caso una fase sólida γ se descompone en otras dos soluciones sólidas α y β . Existe igualmente un punto crítico llamado *punto eutectoide* (e) que determina la temperatura y la composición para las que se da esta reacción. Durante el transcurso de esta el número de grados de libertad es 0 ($F=3$, $C=2$), lo que se traduce en una meseta isoterma en la curva de enfriamiento.



Los diagramas serían los siguientes, considerando solubilidad e insolubilidad en estado sólido:

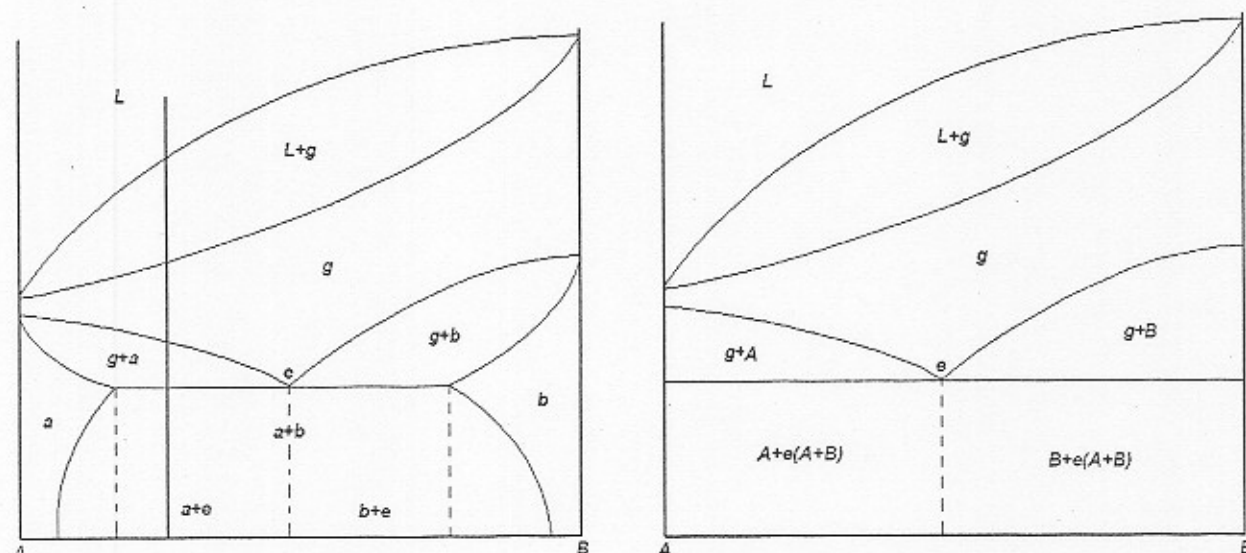


Figura 89: casos de punto eutectoide (e) con solubilidad o insolubilidad en estado sólido

En este caso el eutectoide queda rodeado por la fase α a temperatura ambiente.

La curva de enfriamiento para la aleación marcada en el primer diagrama sería la siguiente:

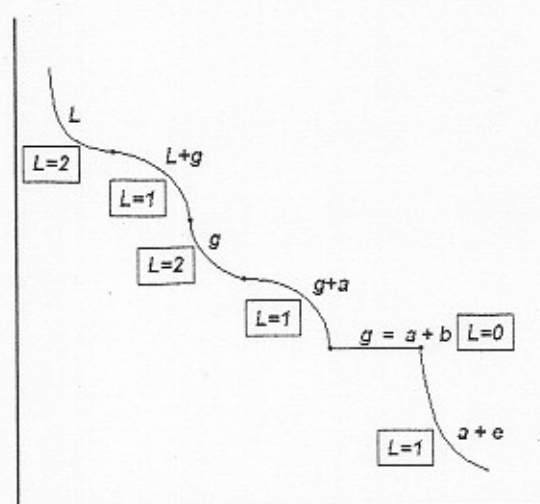


Figura 90: curva de enfriamiento de la aleación marcada en el primer diagrama

La longitud de la meseta isotérmica, y por tanto el calor involucrado (o tiempo) en la reacción eutectoide, es mucho menor que en las reacciones eutécticas.



También podríamos tener un diagrama como el siguiente:

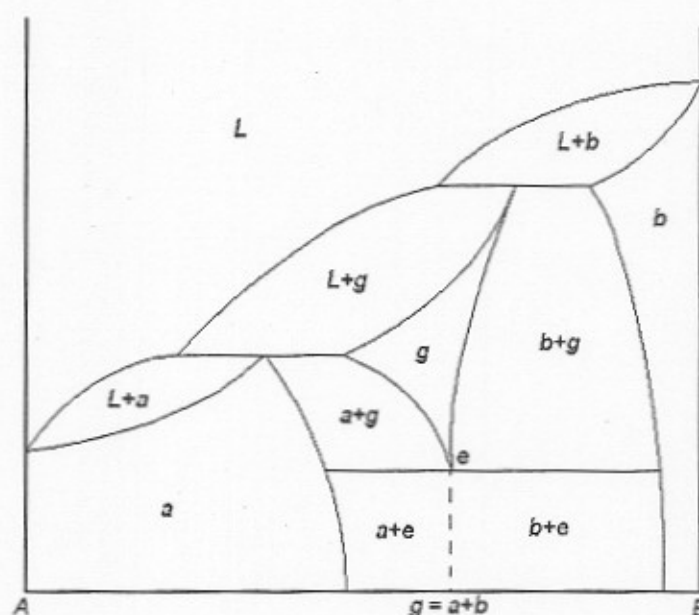


Figura 91: caso de solución sólida intermedia en estado sólido, con puntos eutectoide (e) y peritectoide (p).

REACCIÓN PERITECTOIDE

La reacción peritectoide es análoga a la peritéctica pero en estado sólido:

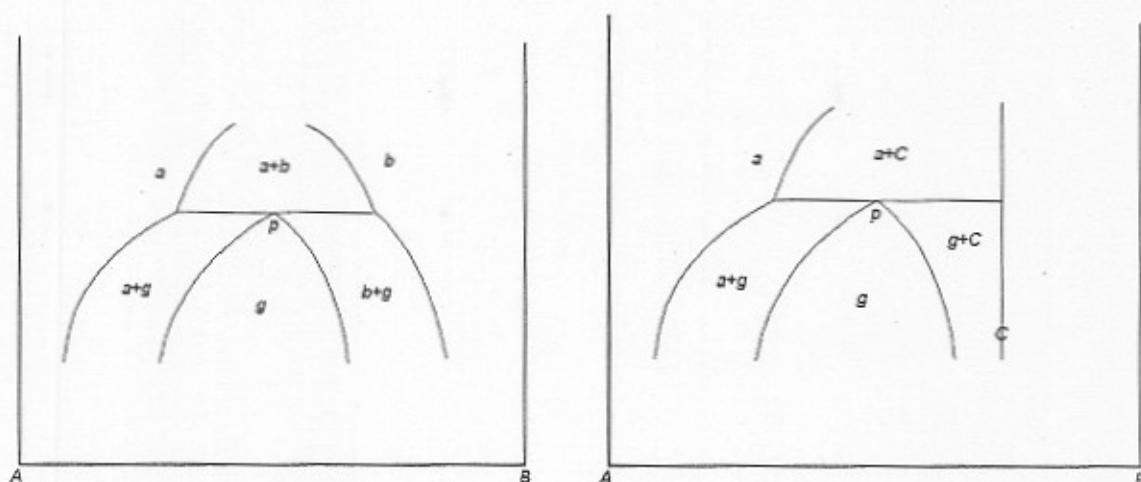
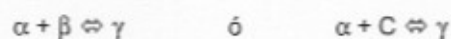


Figura 92: diagramas con punto peritectoide p (estado sólido)

Recordar que todos los puntos de las líneas horizontales presentan una meseta isotérmica, pero es máxima para la composición p.



REACCIÓN MONOTECTOIDE

Aparece también una laguna de solubilidad, pero en estado sólido: hay dos fases distintas (de distinto sistema de cristalización) β_1 y β_2 . La reacción monotectoide es $\beta \rightleftharpoons \alpha + \beta_2$ (68%)

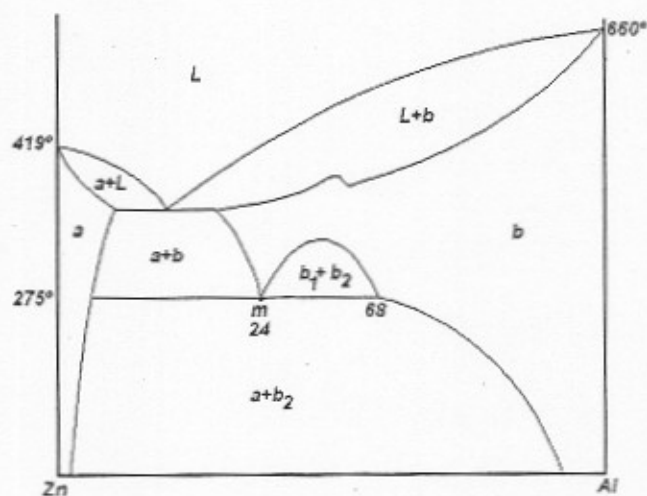


Figura 93: laguna de solubilidad en estado sólido (en el centro). El punto m corresponde a la reacción monotectoide.

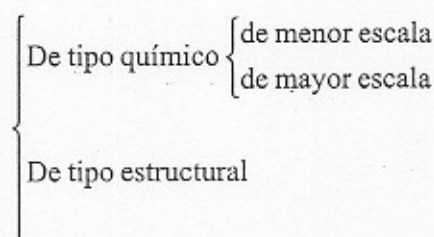
La deformación de la línea se debe a la laguna de solubilidad. β_1 y β_2 (b_1 y b_2 en el diagrama) tienen la misma red cristalina.



HETEROGENEIDAD

1. TIPOS DE HETEROGENEIDAD

La clasificación es la siguiente:



2. HETEROGENEIDAD MENOR

Es la diferencia de concentraciones en los granos debido a la segregación. (Ver apartado 10 del tema de diagramas de fase). Puede disminuirse mediante procesos de recocido para aumentar la difusión, aunque tiene poca importancia, sobre todo si el grano es muy fino.

Por un lado, si el enfriamiento se realiza muy rápidamente, casi no se produce difusión, pero a la vez conseguimos un grano muy pequeño. Por otro lado, si se enfría lentamente, habrá más tiempo para la difusión pero el grano será grande. No existe ningún modelo que permita predecir cuál es el método más eficaz en cada caso, pero en general la experiencia nos dicta que es preferible un grano fino.

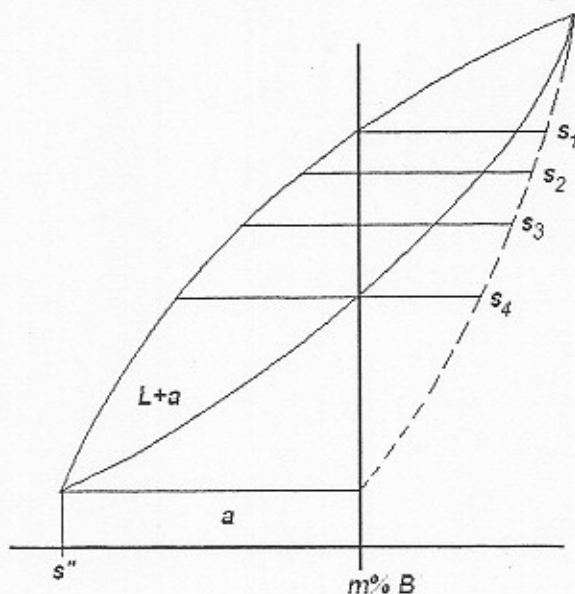


Figura 94: esquema de curva real de enfriamiento (discontinua)



Efecto Coring: es el producido por la segregación en el interior del grano.

Caso de heterogeneidad menor para un eutéctico

Consideramos el diagrama de fases siguiente:

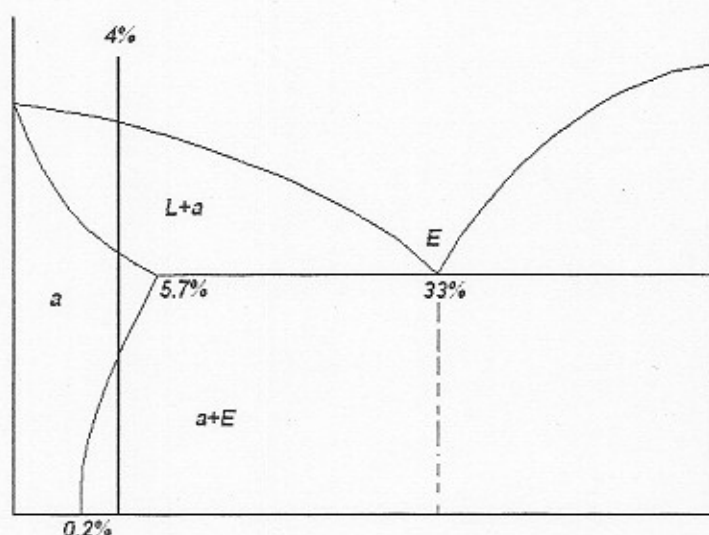


Figura 95: diagrama para el ejemplo sobre la heterogeneidad menor. Nótese que la aleación pasa al enfriarse por la zona de la sss α .

Para la aleación del 4% en este diagrama, si nos guiamos por la termodinámica, existe una zona próxima a la temperatura eutéctica en la que sólo tenemos la solución sólida α . Si en cambio nos guiamos por la curva real de solidificación, seguiremos teniendo eutéctico a esa temperatura:

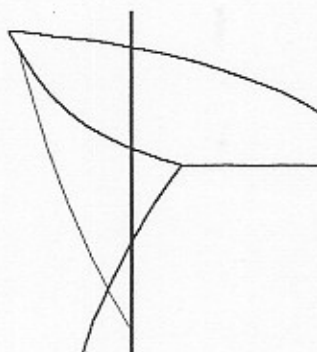


Figura 96: curva termodinámica y curva real (línea fina) de enfriamiento

En teoría, a temperatura ambiente obtendríamos granos de α y glóbulos de B segregado dispersos entre ellos. En la realidad, tendremos eutéctico rodeando a los granos de α . Si calentásemos para eliminar el teórico B segregado, en realidad fundiríamos el eutéctico, que se oxidaría, y la aleación perdería toda su resistencia mecánica (aleación quemada o disgregada)



3. HETEROGENEIDAD MAYOR

Es una heterogeneidad mucho más peligrosa; se da por ejemplo en las lingoteras de las fundiciones. Esta heterogeneidad se produce por diferentes tipos de segregación:

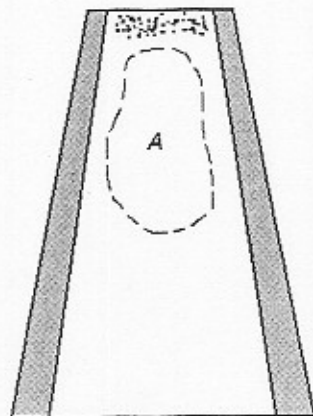


Figura 97: lingotera típica de una fundición. La inclinación de los bordes (exagerada en el dibujo) permite la fácil extracción del lingote.

1) Segregación normal

Al volcar el fundido en la lingotera (de unos 2'5x1 m), los elementos de menor punto de fusión se acumulan en la zona caliente (A en la figura) produciéndose una deshomogeneización. Esto ocurre durante el proceso de solidificación.

Para aleaciones del 1.2 % de C, por ejemplo, la heterogeneidad se hace muy patente, ya que en la zona A la concentración de carbono llega a ser mayor que 1.2% y en las zonas más externas del lingote es prácticamente nula.

2) Segregación vertical

Se produce en el momento en que ya hay algo de sólido. Consiste en que los cristales se ordenan por densidad. (Descendien los más densos)

3) Segregación inversa

Se produce cuando ya hay más sólido que líquido. El fluido, rico en elementos de bajo punto de fusión, tiende a escapar de entre las partes sólidas, por la evolución del gas disuelto en el fundido y por capilaridad. El líquido se desplaza entonces a zonas más externas, y la acumulación de gas (sobre todo en la zona superior de la lingotera) produce poros y rechupes.

Cuando se utiliza un fundido "calmado", se produce el rechupe, una depresión que aparece en los bebederos de la lingotera. Si se utilizan los llamados *lingotes efervescentes*, se consigue, mediante un desprendimiento gaseoso, acumular los poros e impurezas en la zona superior, eliminando además el rechupe. De esta manera el resto del lingote es perfectamente aprovechable.

Se denomina inversa porque las zonas afectadas por la segregación normal se homogeneizan de nuevo (en parte).



3. HETEROGENEIDAD ESTRUCTURAL

La heterogeneidad afecta en este caso a la distribución de los elementos de la aleación, a sus diferentes estructuras, etc. En la zona (1) de la lingotera se acumulan muchos compuestos, si bien los más densos se acumulan en la zona inferior (2)

En la capa exterior del lingote (3) se produce una solidificación prácticamente instantánea al verter el fundido. En esta zona los granos serán pequeños y equiaxiales (redondeados) y de una composición rica en los componentes de mayor punto de fusión. No hay segregación.

La zona contigua más interior (4) es la zona de las *dendritas orientadas*, donde los granos son más grandes y alargados según las isoterma (dendritas). Se produce segregación normal.

En una zona más interior (5), los gradientes de temperatura son menores y por tanto los granos son grandes y equiaxiales, y aparecen dendritas no orientadas.

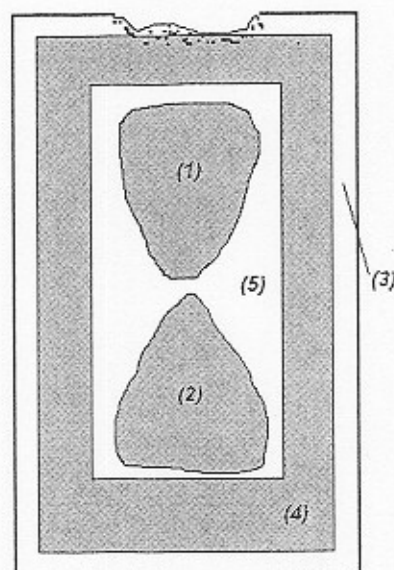


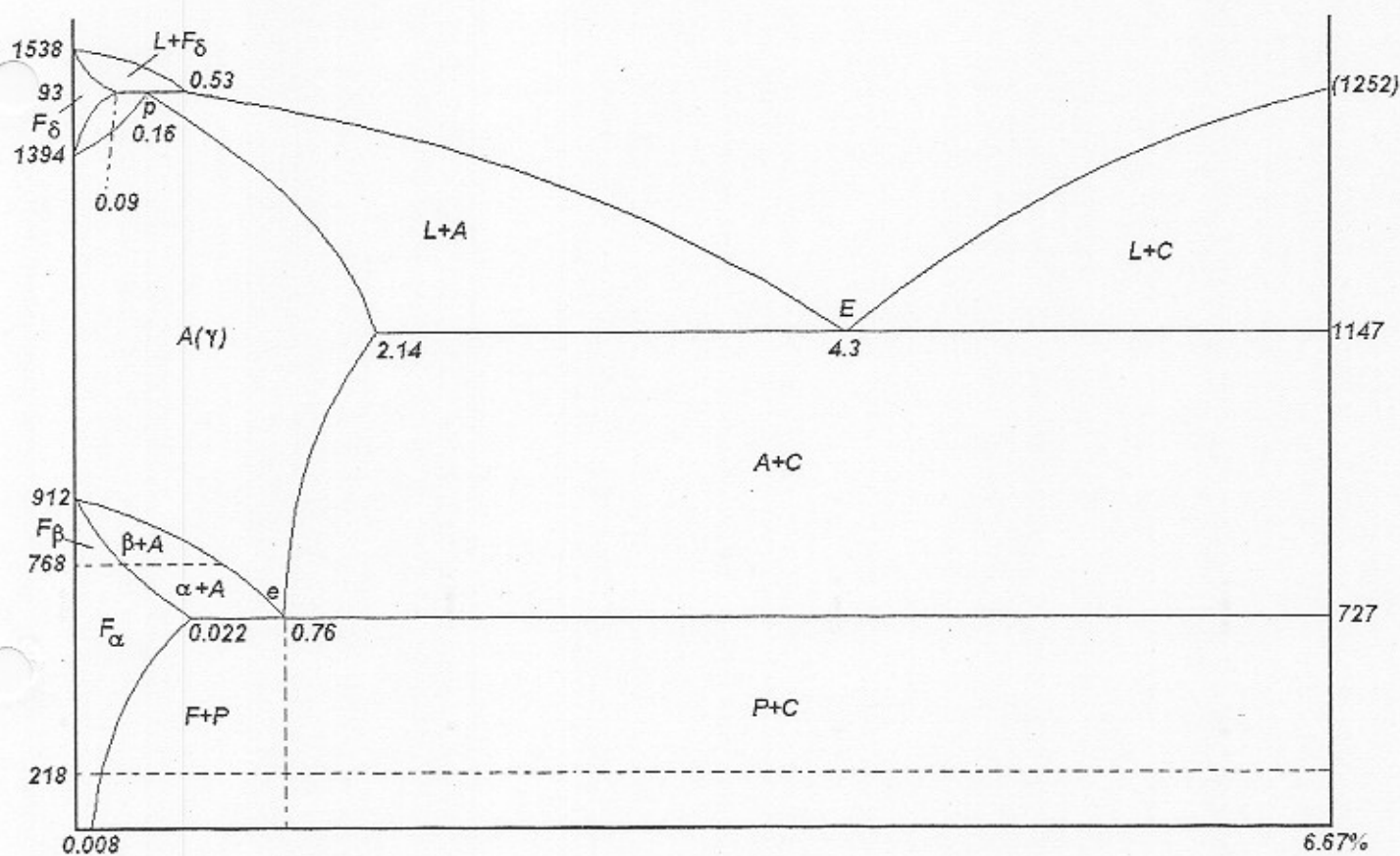
Figura 98: esquema de las distintas zonas de la heterogeneidad mayor en una lingotera. Obsérvese el rechufe en la zona superior y los poros que en él aparecen.



DIAGRAMA HIERRO-CEMENTITA

ó

DIAGRAMA METAESTABLE Fe-C(grf.)



DENSIDADES

| Microconstituyente | Densidad |
|----------------------------------|-----------|
| Ferrita (F) | 7.86 g/cc |
| Cementita (C, Fe ₃ C) | 7.69 g/cc |
| Acero | 7.75 g/cc |

PARÁMETROS DE RED

| Microconstituyente | Parámetro a |
|--------------------|-------------|
| F _α (α) | 2.87 Å |
| F _β (β) | 2.90 Å |
| A (γ) | 3.67 Å |
| F _δ (δ) | 2.93 Å |



NOTAS SOBRE EL DIAGRAMA

- La temperatura (1252) está entre paréntesis porque es una temperatura estimada ya que se ha obtenido con el de la cementita sinterizada, por no ser posible obtener cementita directamente (el C se carboniza antes de alcanzar la temperatura necesaria)
- El diagrama sólo llega al 6.67%, por ser la zona de interés industrial. En realidad no se emplearán aleaciones de más de un 5% de carbono.
- El diagrama es metaestable porque sólo es válido cuando la concentración de silicio en el acero es inferior al 1%, y cuando se utilizan velocidades rápidas de enfriamiento.
- La línea discontinua a 218 °C indica una transformación alotrópica de la cementita. La Fe_3C es magnética por debajo de esa temperatura pero por encima pasa a ser cementita ortorrómbica no magnética.
- El hierro aparece en diferentes formas alotrópicas. La forma α (ferrita α) es magnética, pero la β no. La ferrita es una solución sólida de inserción de átomos de carbono en los intersticios menores.
- La austenita es una solución sólida de inserción de carbono en los intersticios mayores, y corresponde al hierro γ .
- Otra forma alotrópica del hierro es la δ o ferrita δ , una solución sólida de inserción de carbono en los intersticios mayores.
- Se distinguen los aceros hipoeutectoides, puramente eutectoides e hipereutectoides. Estudiaremos los aceros en el intervalo 0% - 2.14%. Los que tienen más de un 2.14% de carbono se utilizan en fundiciones.
- Reacción eutéctica: $L_{4.3\%} \rightleftharpoons (A_{2.4\%} + \text{Fe}_3\text{C})$ Ledeburita
- Reacción peritética: $L_{0.53\%} + F_{\delta,0.09\%} \rightleftharpoons A_{0.16\%}$
- Reacción eutectoide: $A_{0.76\%} \rightleftharpoons (F_{0.022\%} + \text{Fe}_3\text{C})$ Perlita (P), eutectoide laminar
- En general redondeamos a 0.8, ya que su valor varía con los porcentajes de silicio, manganeso, etc.

Los datos 0.16, 2.14, 0.76... varían más o menos según el acero utilizado en cada caso, pero hay manuales de referencia donde obtener el diagrama adecuado.

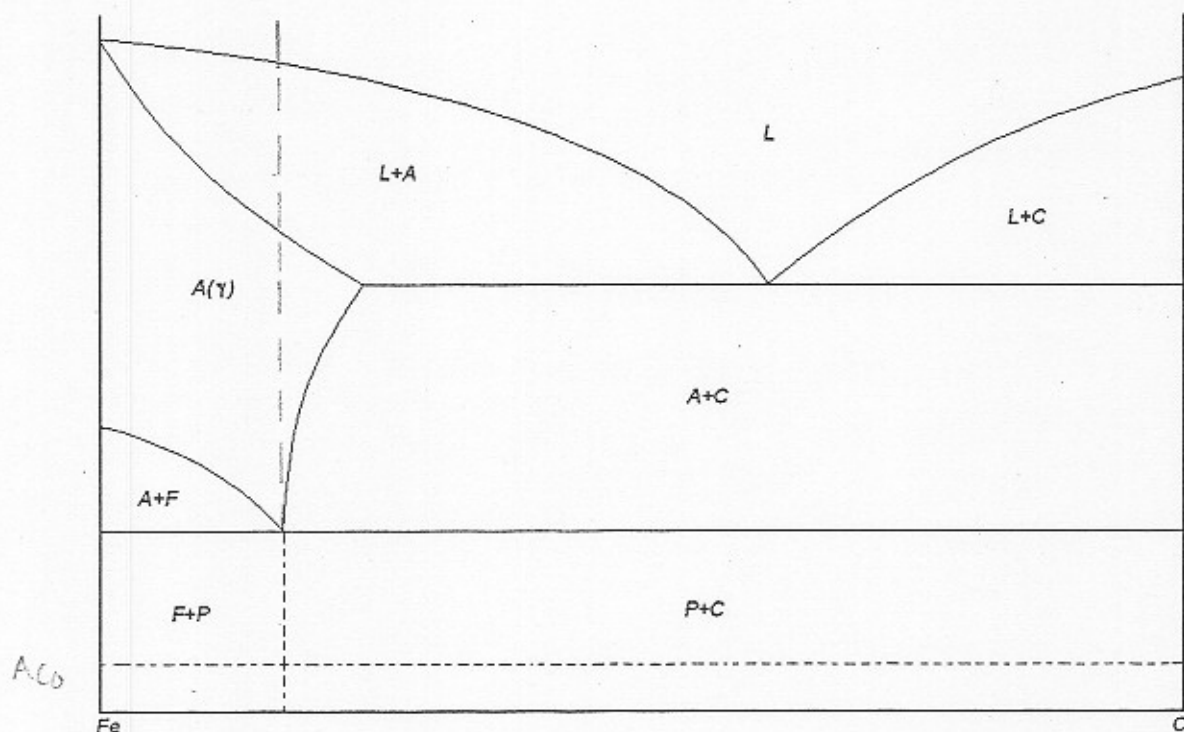
Cualquier acero está formado fundamentalmente por hierro y carbono (C 0% - 5%) y siempre con cantidades significativas de Mn, Si, P y S:

| <i>Fe</i> | |
|-----------|-------------|
| C | 0%-2% |
| Mn | 0.3% - 1.3% |
| Si | 0.1% - 0.5% |
| P | < 0.035% |
| S | < 0.035% |

Aparecen también Zn, Sb, Ni, Cu, Cr, etc. como contaminantes o elementos de aleación.



Utilizaremos la siguiente simplificación del diagrama:



PUNTOS CRÍTICOS DE LOS ACEROS

Son las temperaturas a las que se producen cambios de fase o microconstituyente. El subíndice c significa calentamiento.

Aceros Hipoeutectoides

| | | |
|--|---|---|
| $C < 0.16\%$ | A_{C0} (218 °C) A_{C1} (727 °C) A_{C2} (768 °C) A_{C3} (°C según %C) A_{C4} (°C según %C) | $F_{\alpha} + P (F + C_{mag}) \rightleftharpoons F_{\alpha} + P (F + C_{no\ mag})$ $F_{\alpha} + P (F + C_{mag}) \rightleftharpoons F_{\alpha} + A$ $F_{\alpha} + A \rightleftharpoons F_{\beta, no\ mag} + A$ $F_{\beta} + A \rightleftharpoons A$ $A \rightleftharpoons F_{\delta} + A$ |
| Punto crítico inferior: A_{C1} (absorción de 15.9 cal/g) Punto crítico superior: A_{C3} (absorción de 14.1 cal/g) | | |
| $0.16\% < C < 0.35\%$ | Los puntos son los mismos, si bien no existe A_{C4} | |
| $0.35\% < C < 0.76\%$ | A_{C1} y A_{C2} A_{C32} (°C según %C) | Son los mismos (A_{C2} punto crítico inferior) $F_{\alpha, mag} + A \rightleftharpoons A$ |
| El punto crítico superior es A_{C32} | | |

**Acero puramente eutectoide**

El %C = 0.76. El punto A_{C_0} es el mismo, y ahora los demás se condensan en $A_{C_{321}}$.

Aceros hipereutectoides

| | | | |
|-----------------------|---------------|------------------------------|--------------------------|
| $0.76\% < C < 2.14\%$ | A_{C_0} | igual | |
| | $A_{C_{321}}$ | igual | (punto crítico inferior) |
| | $A_{C_{cm}}$ | $A + C \rightleftharpoons A$ | (punto crítico superior) |

Resumiendo,

| | HIPOEUTECTOIDES | P. EUTECTOIDE | HIPEREUTECTOIDES |
|-----|-----------------|---------------|------------------|
| PCI | A_{C_1} | $A_{C_{321}}$ | A_{C_1} |
| PCS | A_{C_3} | | $A_{C_{cm}}$ |

Igualmente habrá puntos críticos de enfriamiento A_R : A_p , A_{R1} , A_{R23} , A_{R123} , $A_{R_{cm}}$. Como en la realidad el enfriamiento o el calentamiento no son termodinámicos, los puntos críticos no serán los mismos en el enfriamiento y en el calentamiento. Es decir, debido a la histéresis térmica, los P.C.'s dependerán de la velocidad del proceso.

En la práctica los puntos críticos se obtienen por distintos métodos:

- Métodos metalográficos (A_1 , A_3 , A_{cm})
- Métodos dilatométricos (A_1 , A_3 , A_{cm})
- Calorimétricos (A_1 , A_3 , A_{cm})
- Magnéticos (A_0 , A_2 , A_{32})

CONSTITUYENTES DE LOS ACEROS RECOCIDOS

1. FERRITA (F)

La ferrita es una solución sólida de inserción de átomos de carbono en los intersticios menores del hierro. Tiene varias formas alotrópicas, α , β y δ . (La correspondiente al hierro γ es la austenita). La F_α es magnética pero la F_β no lo es.

Los granos de ferrita son equiaxiales, y al microscopio se ven con diferentes tonalidades más o menos oscuras. Estas diferencias se deben a que el reactivo (nital, $\text{HNO}_3 + \text{EtOH}$) con que se ataca la probeta para su estudio, tiene mayor efecto en unos granos que en otros debido a que los índices de Miller son diferentes en cada grano. Entonces, en aquellos granos en los que la orientación de la red es una determinada, el ataque del nital será más fuerte.

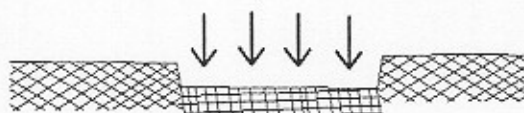


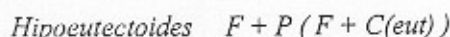
Figura 99: orientación diferente de la estructura, ataque diferente.

El poco carbono que es capaz de disolver la ferrita le confiere una resistencia mecánica mucho mayor que la del hierro puro. De todos modos la resistencia mecánica depende mucho del contenido de silicio y fósforo (sustituyente del hierro α), que siempre aparecen en mayor o menor medida. La presencia de Si y P endurece mucho la ferrita, pero no debe haber mucha concentración de los mismos para no disminuir el límite y alargamiento elásticos.

| Propiedad | Rango de valores / Valor aprox. |
|------------------------------------|---------------------------------|
| R.m. Fe_α | 25 Kg/mm^2 |
| R.m. $\text{Fe}_\alpha - \text{C}$ | 28-35 Kg/mm^2 |
| Dureza H | 80-110 HB |
| Alargamiento A | 22%-30% |
| Resiliencia | Alta |

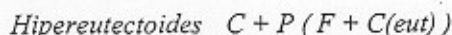
2. CEMENTITA (C)

De fórmula Fe_3C , la cementita sólo puede obtenerse mediante sinterizado, y por tanto no es posible analizar su dureza en laboratorio. Los aceros hipoeutectoides (a temperatura ambiente) están formados por ferrita y perlita. La cementita forma parte de ésta última (cementita eutectoide) junto con ferrita:





Los aceros hipereutectoides están formados por perlita y cementita libre en poca cantidad:



Si se ataca una probeta con nital, la ferrita y la cementita son indistinguibles ya que ambos se aprecian del mismo color (blanquecino). Conviene entonces emplear reactivos específicos como el *picrato sódico* (del ácido pícrico $C_6H_2(NO_2)_3OH$) a $80^\circ C$, que sólo ataca a la cementita.

Si atacamos un acero hipereutectoide con picrato, la cementita libre aparecerá de color oscuro, la ferrita (de la perlita) de color blanco, y la cementita eutectoide de color más claro (es más difícil de atacar) en el interior de los granos. Si el ataque se realiza por poco tiempo solo se aprecia la cementita libre. Es por ello que el picrato es un *reactivo diferencial*, que distingue las distintas fases de un mismo microconstituyente.

La cementita es dura y frágil, por lo que dependiendo de su distribución en un acero hipereutectoide, éste tendrá alta o baja resistencia mecánica. (Hace el papel del vidrio en el ejemplo de la vidriera).

| Propiedad | Rango de valores / Valor aprox. |
|----------------|---|
| R.m. | $< 10 \text{ Kg/mm}^2$ |
| Dureza H | $\approx 68 \text{ HRC}, 800\text{-}1000 \text{ HV}$ (muy duro) |
| Alargamiento A | |
| Resiliencia | |

3. PERLITA (P)

La perlita es un agregado laminar de ferrita y cementita. Bajo el microscopio la perlita aparece negra, y se ve (con muchos aumentos) como sucesiones de bandas blancas (ferrita) y negras (cementita). Si el tamaño de grano (d) es menor de 0.1 micras, no se distinguen las bandas.

Con microscopía electrónica si se ven los bastones. La perlita es un eutéctico laminar, lo que ocurre con la mayoría de los eutécticos ya que la velocidad de crecimiento de los bastones es mayor que la de los glóbulos, y no excesivamente grande como la de los discos. De todos modos se puede hacer que la perlita adquiera estructura globular (y al revés) con un tratamiento adecuado.

La resistencia mecánica de la perlita depende entre otros factores del tamaño de grano d , la fracción volumétrica de ferrita f_α , y el espaciado interlaminar S_0 .

| Propiedad | Rango de valores / Valor aprox. |
|--------------------------|---------------------------------|
| R.m. P. laminar | $80\text{-}100 \text{ Kg/mm}^2$ |
| R.m. P. globular | 78 Kg/mm^2 |
| Dureza H | $140\text{-}220 \text{ HB}$ |
| Alargamiento P. laminar | $12\text{-}22\%$ |
| Alargamiento P. globular | 25% |
| Resiliencia P. laminar | Baja |
| Resiliencia P. globular | Alta |

Vemos así que es preferible la perlita globular, con un tamaño de glóbulos de una micra aproximadamente.

La resistencia, plasticidad, dureza y alargamiento de la perlita laminar depende de la anchura de los bastones y de su separación. Cuanto más finos son los glóbulos en la perlita globular, mayor es su resistencia mecánica, su alargamiento elástico y su dureza.

La resiliencia es un parámetro ligado a la homogeneidad de la estructura.

Un acero eutectoide (perlítico) es más resistente que uno hipoeutectoide.



4. AUSTENITA (A)

La austenita es una solución sólida de inserción de carbono en los intersticios mayores del hierro γ (ccc). Debido al sistema de cristalización de la austenita, existen muchos planos de deslizamiento, y por tanto es posible el maclado.

La austenita no aparece a temperatura ambiente como podemos ver en el diagrama Fe-Fe₃C, con excepción de los aceros recocidos (enfriados lentamente). Estos aceros contienen elementos gammagenos (que estabilizan la austenita a bajas temperaturas) como el cromo (18%) y níquel (8%).

Los aceros Hadfield (recocidos), resistentes a la abrasión, también contienen austenita. En ellos el elemento gammageno es el magnesio (12%).

Como los aceros austeníticos son inoxidables, para analizar las probetas se atacan mediante electrolisis haciéndolas actuar como ánodo.

Los granos son poligonales, con bandas gruesas y paralelas, las maclas de deformación (no aparecen en todos los granos). Los aceros inoxidables deben contener muy pocas impurezas (mediante esto pueden reconocerse en microscopía) dado que éstas favorecen la corrosión.

Los aceros austeníticos tienen una mayor resistencia mecánica por tener inserciones de níquel y cromo.

| Propiedad | Rango de valores / Valor aprox. |
|----------------|---------------------------------|
| R.m. | 90-140 Kg/mm ² |
| Dureza H | 140-200 HB |
| Alargamiento A | hasta 60% |
| Resiliencia | |

5. OTROS MICROCONSTITUYENTES

En los aceros también aparecen las inclusiones (metálicas y no metálicas) y los elementos de aleación (algunos de los cuales forman nitruros y carburos, de gran importancia).

INCLUSIONES

En un acero las inclusiones no suelen ser deseables, y se tiende a reducirlas. Las inclusiones son roturas de la continuidad del material. Las inclusiones no metálicas son las de sulfuro de manganeso. Al fabricar acero se usa coque metalúrgico, que contiene azufre (<0.035%). Para evitar que se forme sulfuro de hierro, un material muy duro y frágil que puede favorecer la aparición de grietas, se añaden elementos de aleación que formen sulfuros, desplazando al hierro. Uno de estos elementos es el manganeso.

El sulfuro de manganeso es más plástico, y más adecuado cuando se va a laminar el acero, por ejemplo.

Es inevitable que parte de las escorias formadas durante la fundición (por ejemplo silicatos) queden dentro del material. Las escorias producen discontinuidades químicas, físicas y mecánicas, restando resistencia al acero.

Un ejemplo de inclusión metálica es el plomo añadido para facilitar la mecanización: los glóbulos de plomo rompen la viruta haciendo más fácil el proceso y aumentando la vida de las herramientas. El sulfuro de manganeso también tiene este efecto. El plomo debe aparecer en forma de glóbulos y no segregado. Esto es difícil de conseguir, dada la baja solubilidad del plomo y su bajo punto de fusión.



Nota: un material demasiado blando o demasiado duro es muy difícil de mecanizar. La dureza debe estar entre 180 y 300 HB, por lo que, cuando es necesario, se añaden elementos de aleación para modificar la dureza del material. (Regla de las mezclas)

Mediante la laminación se produce un alargamiento de los granos (haciendo al material anisotrópico), las inclusiones se agrupan en la *fibra neutra* (zona central de la lámina, que no trabaja a flexión) y se agrupan las dislocaciones formando subgranos. Todos estos efectos mejoran las propiedades del material.

ELEMENTOS DE ALEACIÓN

Los elementos de aleación alfégenos estabilizan la ferrita, aumentando su zona de aparición en el diagrama. Elementos de este tipo son: Si, Cr, Ti, V y Mo, de los cuales todos forman carburos excepto el silicio.

Los elementos gammagenos estabilizan la austenita como ya se ha dicho. Estos elementos son el Cu, Mn, Ni y N. Ninguno forma carburos.

Carburos

Son glóbulos que aumentan la dureza del acero, sobre todo a altas temperaturas: a unos 1300 - 3000 HB. Los aceros para mecanización deben contener muchos carburos.

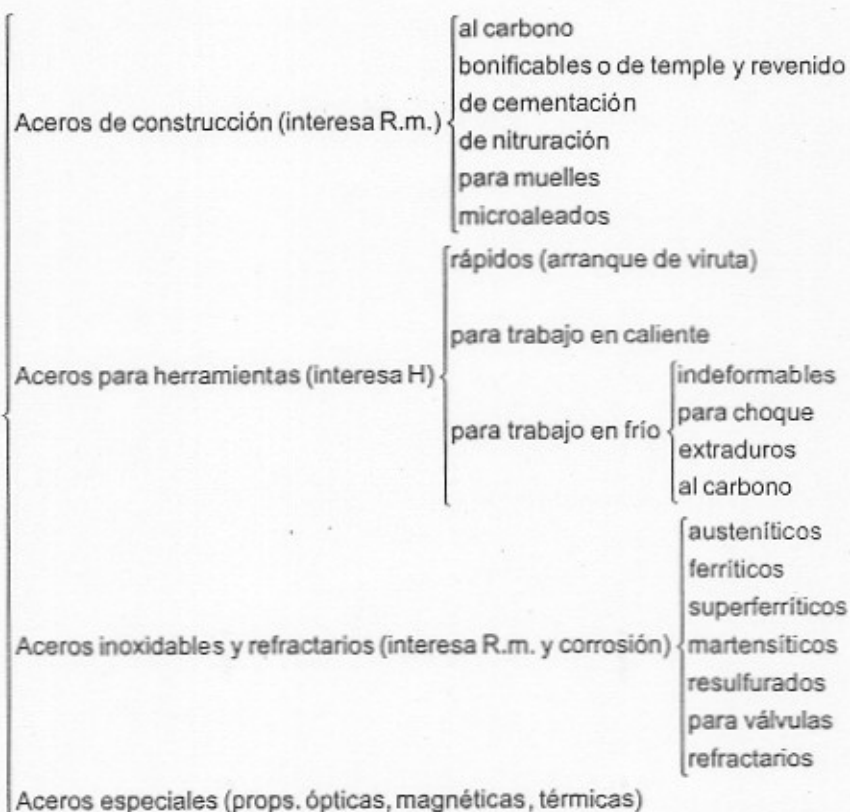
Los glóbulos deben ser muy pequeños (0.3 micras) y estar distribuidos homogéneamente, de lo contrario se desprenden de la herramienta mientras se trabaja. Para reducir el tamaño de los carburos se trabaja el material mediante forja en caliente.

Inicialmente, al solidificar los carburos aparecen en forma de estructuras dendríticas (carburos eutécticos) en zonas grandes rodeando a los granos.



CLASIFICACIÓN DE LOS ACEROS

1. ESQUEMA DE LA CLASIFICACIÓN



2. ACEROS DE CONSTRUCCIÓN

Se emplean para la construcción de máquinas o edificaciones.

- Aceros al carbono {
C: 0.08% - 0.5%
Si: 0.1% - 0.4%
Mn: 0.6% - 1.2%
no se emplean elementos especiales de aleación.



- Aceros bonificables {
C: 0.15% - 0.4%
Elementos de aleación : {
Cr: < 3%
Ni: < 5%
Mo: < 1%
- Aceros de cementación {
Se emplean para tratamientos superficiales para aumentar la tenacidad y resistencia a la corrosión de los materiales.
C < 0.2%
Elementos de aleación : Cr, Ni, Mo.
- Aceros de nitruración {
Tienen un núcleo resistente, son tenaces y tienen una dureza superficial de unos 1600 HB.
Elementos de aleación : Cr, Al, Mo, V (forman nitruros)
- Aceros para muelles {
Tienen un alto límite elástico (180 Kg/mm²) y resistencia mecánica (220 Km/mm²).
Tipo Si - Mn : {
0.25 % < C < 0.5%
Si < 2%
Mn < 1.5%
Tipo Cr - V : {
Cr < 3%
V < 0.5%
- Aceros micro aleados {
Se emplean para aligerar estructuras manteniendo una alta resistencia mecánica.
{P, Si, Cu, V, Ti} < 1%
C < 0.3%



3. ACEROS PARA HERRAMIENTAS

Se emplean para maquinar los aceros de construcción, etc. Los aceros rápidos se emplean para arranque de viruta, y los de trabajo en frío o en caliente para trabajos que implican golpes.

- **Aceros rápidos**
 - Los de bajo contenido en carbono son duros y frágiles, y los de alto contenido son duros y tenaces. (carburos)
 - C: 0.8% - 1.1%
 - Cr: 4.25% (todos)
 - Mo: 1% - 8.75%
 - V: 1% - 3.5%
 - Co: 5% - 10.5% (proporciona tenacidad y dureza en caliente)
 - W: 1% - 18.5% (proporciona alta dureza)
 - (P, S, Mn, Si...)

- **Aceros de trabajo en caliente**
 - Para conformado en caliente: matrices de forja, para compresión, para extrusión, etc.
 - C: 0.2% - 0.6% (duros, tenaces)
 - Cr: 1% - 6%
 - Ni: 1% - 3.5%
 - Mo: 1% - 3.5%
 - V: 0.35% - 1%
 - W: 1.5% - 9%

- **Aceros indeformables**
 - Tienen poca histéresis dilatómica.
 - C: 1% - 2.2%
 - Cr: 1% - 13%
 - Mo: 0.5% - 1.5%
 - V: 0.2% - 0.5%
 - W: 0.5% - 1%

- **Aceros para choque**
 - Tienen alta dureza y tenacidad, y elevada resistencia al desgaste.
 - C: 0.4% - 1%
 - Si: 0.2% - 2%
 - Cr: 0.15% - 1.5%
 - Ni: 2% - 4%
 - Mo: 0.2% - 0.5%
 - W: 1% - 3%



- Aceros extraduros {
Se emplean para fabricación de filos, taladros, limas, etc.
C: 1% - 1.15%
Cr: 0.3% - 0.7%
V: 0.2%
W: 1% - 1.5%
- Aceros al carbono {
C: 0.6% - 1.5%
Mn: 0.3%
Si: < 0.25%
Carburos!!

4. ACEROS INOXIDABLES

- Aceros austeníticos {
C: < 0.1% (para evitar la corrosión, C < 0.03%, serie L)
Cr: 17% - 20% (gammágeno)
Ni: 8% - 12% (inoxidabilidad, propiedades mecánicas)
Mo: 2% - 3% (mejora resistencia a cloruros)
Ti, Nb > 5 * C (para soldaduras se sustituye el Cr por estos, más afines al carbono, o bien se baja el %C)
- Aceros ferríticos {
C: 0.1%
Cr: 16 - 18 % (alfágeno)
Ti
No hay austenita, el cromo estabiliza la ferrita a cualquier temperatura.
Baja dureza.
- Ac. superferríticos {
Son caros, resistentes a la corrosión, utilizados a altas temperaturas.
C + N < 0.1%
Cr: 30 %
Mo: 3 - 5 % (favorece la resistencia a la corrosión por picadura, cloruros)
La gran cantidad de cromo estabiliza mucho la ferrita.
Baja dureza.
- Ac. martensíticos {
C: 0.1 - 0.5 %
Cr: 11 - 14 (alfágeno)
Mo: 0.4 - 0.6 (facilita el temple)
V: 0.1 - 0.15 %
Ni: 1.5 - 3 % (gammágeno)
Nb + Ta = 0.5 % (estabiliza la soldadura)
Resistentes a la corrosión (menos que los s.f.)
Alta dureza, 60 HRC.

- **Ac. resulfurados**
o **Aceros austeníticos de fácil mecanización**

Composición análoga a los aceros austeníticos normales
Para mejorar la mecanización se añade azufre para formar inclusiones o discontinuidades de sulfuros, principalmente sulfuros de manganeso, que reducen la plasticidad. Se aumenta también el porcentaje de manganeso. (1.2 %)
Cuando se mecaniza la pieza, las discontinuidades provocan la rotura de la viruta.
Al reducirse la plasticidad disminuye el alargamiento haciendo al material que rompa sin doblarse antes. Además las inclusiones facilitan la oxidación en determinadas condiciones.
- **Aceros para válvulas**

Pueden ser martensíticos o austeníticos
C : 0.35 - 0.55 % (rm, dureza)
Mn : 0.37 - 7 % gammágeno y estabil. martensita.
Si : 0.5 - 3.5 % (aumenta res. fatiga, corrosión y altas T)
Cr : 9 - 22 % (dependiendo de si es mart. o aust.)
Ni : 1 - 4 %
Mo : 0.8 - 1.10 %
N : 0.3 - 0.5 % (nitruros determinados y grano muy fino)
- **Aceros refractarios**

Se caracterizan por su alta resistencia mecánica a altas temperaturas (1100 °C, 3-5 Kg/mm² cuando lo normal es una r.m. de 0.1)
No se oxidan a altas temperaturas, igual que los aceros superferríticos.
C : 0.1 - 0.2 %
Cr : 25 % | 20 %
Ni : 20 % | 25 %



TRANSFORMACIONES ISOTERMICAS DE LA AUSTENITA

Según la termodinámica, la austenita es estable en la zona indicada por el diagrama Fe - Fe₃C. Pero dicha estabilidad se refiere a cuando los procesos de enfriamiento son muy lentos. Cuando el enfriamiento es industrial, podemos obtener austenita estable también a bajas temperaturas.

Estudiaremos las características de la austenita que obtenemos al enfriar distintos tipos de aceros bruscamente desde una temperatura superior a Ac₃ a una temperatura inferior. Veremos el tiempo de estabilidad de la austenita obtenida, y qué obtenemos después de su descomposición.

El proceso consiste en lo siguiente: se calienta una pequeña probeta del acero hasta una temperatura superior (en ΔT) al punto Ac₃ de cambio de fase. Mantendremos la probeta a esa temperatura durante un tiempo para que se homogeneice por difusión.

Hay que tener en cuenta que inicialmente tendríamos un acero formado por granos de ferrita y granos de perlita. Al calentar hasta Ac₃ + ΔT , obtendremos granos poligonales característicos de la austenita, microconstituyente que tendremos ahora. Sin embargo, los granos que antes fueron de perlita tendrán una concentración de carbono de 0.8 %, y los que antes fueron de ferrita casi no tendrán carbono. Es por esto por lo que hay que mantener la temperatura, para que el carbono se distribuya.

Entonces enfriaremos la probeta bruscamente hasta una temperatura por debajo de Ac₃, conservándose la austenita, y mediremos el tiempo que permanece estable, observando qué microconstituyentes obtenemos cuando la austenita se descompone.

El enfriamiento y calentamiento brusco se consigue en hornos de sales, en los que la probeta se introduce en un fluido viscoso de sales estables a altas temperaturas. Dicho fluido impide la oxidación y tiene un coeficiente de película alto, que facilita el rápido intercambio de calor. Además las dimensiones de la probeta son de 1 cm.

1. MICROCONST. PRODUCTO DE LA DESCOMPOSICIÓN DE LA AUSTENITA

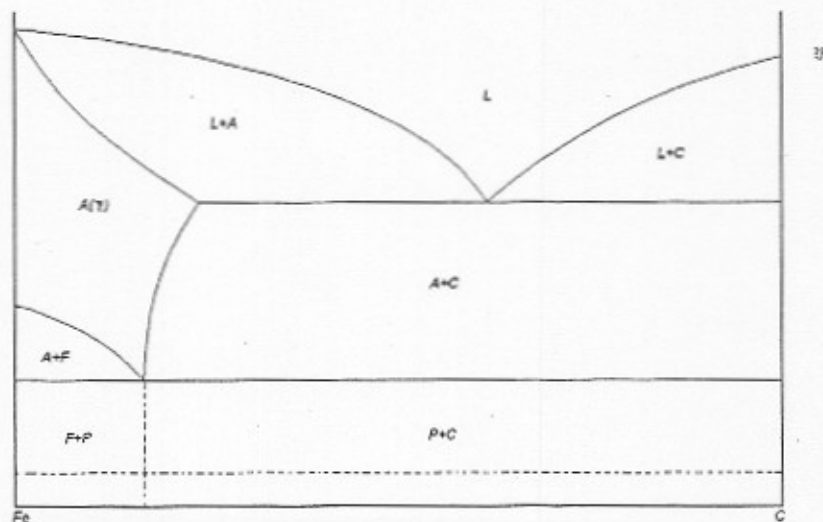


Figura 100:
diagrama FeC
simplificado.



Representaremos la variación de temperatura frente al logaritmo del tiempo. Los intervalos de temperatura indicados corresponden a la temperatura hasta la que se enfría.

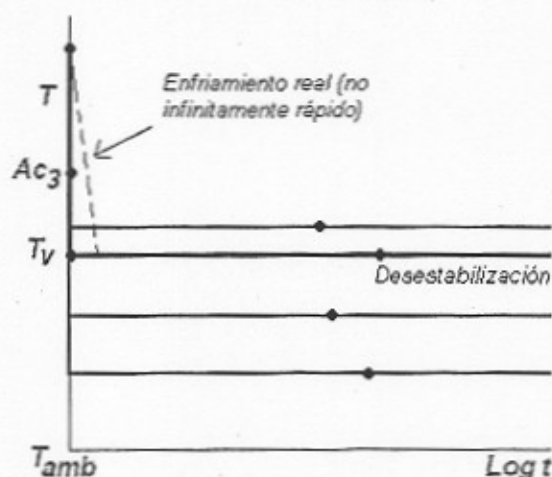


Figura 100:
evolución isotérmica
en el diagrama Tt

(a) INTERVALO 650° - 725°

Obtenemos el microconstituyente bifásico *perlita*, un agregado eutectoide laminar de ferrita y cementita.

| | |
|------------------------|----------------------------|
| Resistencia mecánica | $R = 80 \text{ Kg/mm}^2$ |
| Alargamiento | $A = 15\%$ |
| Dureza | $H = 180 - 300 \text{ HB}$ |
| Distancia interlaminar | $d = 250 - 400 \text{ nm}$ |

La anchura de las láminas es del orden de magnitud de d , pero de valor inferior. Cuanto a menos temperatura se produzca la descomposición de la austenita, la perlita obtenida tendrá una mayor resistencia mecánica ya que disminuirá la distancia interlaminar.

(b) Intervalo 600° - 650°

Obtenemos el microconstituyente bifásico *sorbita*, también un agregado laminar de ferrita y cementita pero con distancia interlaminar más pequeña, por lo que tiene propiedades mecánicas más altas que la perlita.

| | |
|------------------------|-------------------------------|
| Resistencia mecánica | $R = 80 - 40 \text{ Kg/mm}^2$ |
| Alargamiento | $A = 10\% - 20\%$ |
| Dureza | $H = 250 - 400 \text{ HB}$ |
| Distancia interlaminar | $d = 100 - 250 \text{ nm}$ |

Igualmente, a menor temperatura menor distancia interlaminar y mayor resistencia mecánica. Para las sorbitas de mayor resistencia mecánica ya no es posible observar las láminas con el microscopio óptico por ser muy delgadas y estar muy juntas; se observa una mancha de color oscuro, con una textura aparentemente de puntos. En microscopía electrónica la sorbita se aprecia igual que la perlita. La resiliencia de la sorbita es la mayor que se puede conseguir en un acero, debido a la gran homogeneidad que tiene.

**(c) INTERVALO 500° - 600°**

Obtenemos el microconstituyente *troostita*, también un agregado laminar de ferrita y cementita, pero en este caso de desarrollo radial: partiendo de centros de nucleación, las láminas de ferrita y cementita crecen en sentido radial, formando los llamados *nódulos de troostita*.

| | |
|------------------------|----------------------------------|
| Resistencia mecánica | R = 140 - 175 Kg/mm ² |
| Alargamiento | A = 8% - 15% |
| Dureza | H = 350 - 500 HB |
| Distancia interlaminar | d = 80 - 100 nm |



Los nódulos de troostita aparecen redondeados, y al juntarse las estructuras se asemejan a gusanos rodeando los granos de austenita (de color claro), además de algunos nódulos aislados en el interior de los mismos. (Si se produce la transformación completa no se verán estas estructuras por no quedar austenita)

Estos tres microconstituyentes se denominan *estructuras tipo Ar*. Son estructuras de tipo difusivo: se obtienen por nucleación, crecimiento y difusión. El núcleo de crecimiento es de cementita.

Formación de los microconstituyentes difusivos: inicialmente tenemos granos poligonales de austenita, con un 0.3 % de carbono por ejemplo. En la descomposición, se tienen que formar núcleos de cementita, con un 6.67% de carbono, por lo que es necesaria una concentración de átomos de carbono que se produce por difusión. Una vez formado el germen de cementita, crece longitudinalmente formando una lámina de cementita. En sus alrededores quedarán dos zonas pobres en carbono, que serán las láminas de ferrita.

Los gérmenes se forman principalmente en los bordes de grano, por tener mayor energía libre, pero también pueden aparecer granos aislados en el interior de los granos de austenita. Si se produce la transformación total, no queda austenita visible, pero si se detiene el proceso, veremos granos de austenita (claros) rodeados de granos de perlita, sorbita o troostita en cada caso.

(d) INTERVALO 400° - 500°

Obtenemos el microconstituyente *bainita superior* o *bainita arborescente*, agregado acicular de ferrita y cementita. (acicular viene de agujas)

| | |
|----------------------|----------------------------------|
| Resistencia mecánica | R = 160 - 200 Kg/mm ² |
| Alargamiento | A = 3% - 10% |
| Dureza | H = 43 - 55 HRC |

*** (Pasamos a la escala Rockwell C porque la dureza es demasiado grande para la escala Brinell)

Con el microscopio óptico observamos granos de silueta similar a una hoja de árbol, de contornos irregulares y redondeados. El grano se observa de color oscuro, al estar la ferrita y la cementita muy mezcladas. Bajo el microscopio electrónico se observan placas de ferrita (más gruesas que láminas) rodeadas de placas cortas de cementita, como se ve en este esquema:



**(e) INTERVALO 200° - 450°**

Obtenemos la *bainita inferior* o *bainita acicular*. Los granos son en este caso en forma de flecha. Se observan oscuros al microscopio óptico, pero al microscopio electrónico se observan placas de ferrita formando 60°, rodeadas de placas cortas de cementita a su alrededor y formando también 60° con ellas:



| | |
|----------------------|----------------------------------|
| Resistencia mecánica | R = 170 - 230 Kg/mm ² |
| Alargamiento | A = 1% - 6% |
| Dureza | H = 45 - 60 HRC |

Estos dos microconstituyentes (las bainitas) son *estructuras de tipo Ar''*, también de tipo difusivo, en las que el germen inicial es la ferrita.

Cuando comienza la transformación, se inicia una difusión inversa aumentando los gradientes de concentración, y apareciendo zonas de la austenita ricas en carbono y zonas pobres en el mismo. Las zonas de mayor concentración darán lugar a martensita α (inestable, contiene hasta un 1.2% de carbono) que se descompondrá dando

(f) Temperatura MS

Al llegar a esta temperatura la austenita se transforma en la martensita (antes de descomponerse, desde el principio). La martensita es un microconstituyente monofásico (la fase es la martensita, tetragonal). La transformación que sufre la austenita no es de tipo difusivo sino desplazativo (ver primer parcial). Esta estructura se denomina *estructura tipo Ar'''*.

La temperatura MS se puede calcular con muchas fórmulas, por ejemplo la fórmula de Andrews es (aproximadamente):

$$M_s = 500 - 300 \cdot C - 40 \cdot Mn - 35 \cdot V - 20 \cdot Pb - 17 \cdot Ni - 10 \cdot Cu - 10 \cdot Mo + 15 \cdot Co + 30 \cdot Al$$

Donde C es el porcentaje de carbono, etc. En resumen:

- Si el enfriamiento brusco llega a una $T > T_{MS}$, se obtiene austenita inestable que acaba descomponiéndose como hemos visto.
- Si se llega a T_{MS} , se obtiene austenita inestable que automáticamente se transforma en martensita.
- Si se llega a una $T < T_{MS}$, en cuanto pasamos por la temperatura M_s obtenemos la martensita.

| | |
|----------------------|----------------------------------|
| Resistencia mecánica | R = 175 - 250 Kg/mm ² |
| Alargamiento | A = 0% - 3% |
| Dureza | H = 50 - 68 HB (frágil) |

Transformación (Austenita inestable) → (Bainita inferior)

Durante el enfriamiento se produce una difusión inversa; la bainita está formada por ferrita y cementita, con concentraciones de carbono muy diferentes. Como en la austenita inicial hay una concentración más o menos homogénea de carbono, debe producirse esta difusión. Los átomos de carbono se desplazan concentrándose en determinadas zonas.



Las zonas pobres en carbono se transformarán en ferrita. Las zonas ricas en carbono se transforman temporalmente en martensita α (tetragonal) inestable, con una concentración de hasta el 1.2 % C, en forma de agujas de color claro.

Esta martensita se descompone debido a la sobresaturación de carbono liberando cementita, quedando ferrita. Así, la austenita inicial rica en carbono queda transformada en ferrita y cementita. Junto con la ferrita proveniente de las zonas pobres en C, forman la bainita inferior, en forma de agujas.

La descomposición de la martensita α se da por sí sola, pero puede acelerarse en gran medida si se calienta a 80°. La martensita α (tetragonal) se descompone en carburo ϵ ($\text{Fe}_{2.4}\text{C}$) y en martensita β (cc) con un 0.25% C, en forma de agujas ennegrecidas por el carbono. Tenemos así un microconstituyente bifásico ($\text{C}_\epsilon + \text{M}_\beta$). El carburo ϵ es inestable y se acaba descomponiendo en cementita. Este microconstituyente bifásico tiene una resistencia mecánica parecida a la martensita, pero mucha más resiliencia. Por tanto, cuando obtengamos aceros formados por martensita, nos interesará calentarlo para aumentar su resiliencia. Esto se denomina revenido a baja temperatura.

2. DIAGRAMA T.T.T. (Temperatura, tiempo, transformación)

También se llama Curva de la S. Estos diagramas sólo sirven para transformaciones isotérmicas de la austenita. En el eje de ordenadas se representan temperaturas y en el de abscisas el logaritmo decimal del tiempo.

Estos diagramas nos dan información sobre el acero que obtendremos en una determinada transformación isotérmica. Nos dirán la composición del acero (no las proporciones) obtenido, y mediante una escala a la derecha, su dureza HRC o HB y su resistencia mecánica.

Diagrama para un acero puramente eutectoide

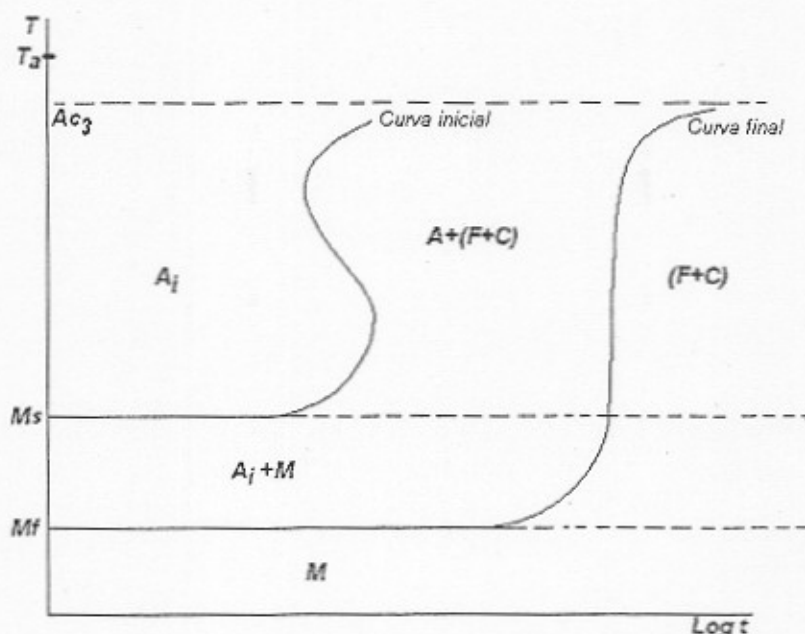


Figura 101:
diagrama TTT para
un acero eutectoide

Según a la temperatura que lleguemos en el enfriamiento brusco, se producirá una transformación A_r' , A_r'' o A_r''' . El segmento entre $t=0$ y la curva inicial indica el tiempo necesario para que comience la transformación de la austenita, y el segmento entre la curva inicial y la final indica el tiempo de la transformación. La temperatura M_s es la temperatura a la cual comienza la transformación martensítica, y M_f es la temperatura a la cual termina, cuando ya sólo tenemos martensita. El intervalo entre M_s y M_f es de unos 150°-300°, y normalmente M_f está por debajo de los cero grados.



Diagrama para un acero hipoeutectoide o hipereutectoide

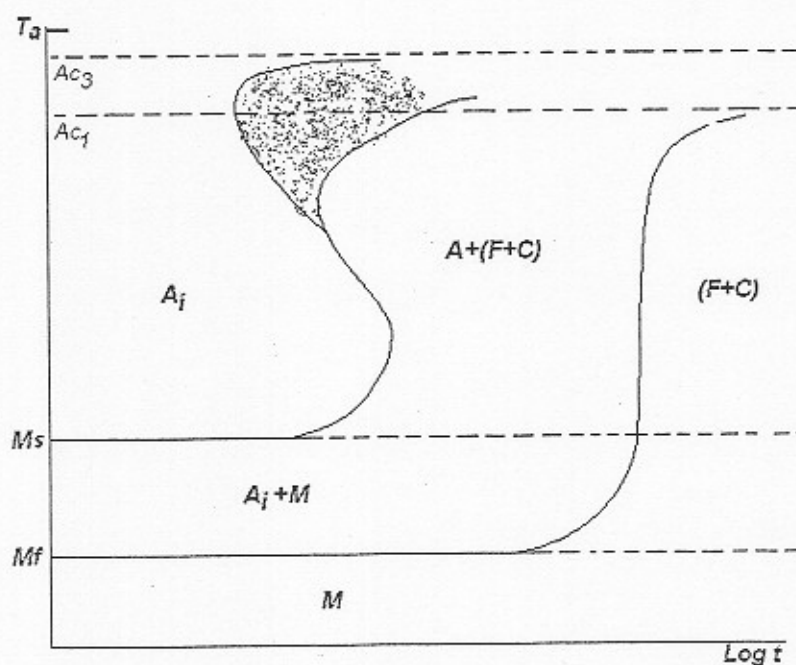


Figura 102: diagrama TTT para un acero hipo o hipereutectoide

En este diagrama aparece una nueva zona. En el caso de un acero hipoeutectoide, en esa zona aparecen Austenita y Ferrita; para un acero hipereutectoide aparecen Austenita y Cementita.

3. CINÉTICA DE LAS TRANSFORMACIONES Ar' y Ar''

Puede verse en la curva tiempo - transformación:

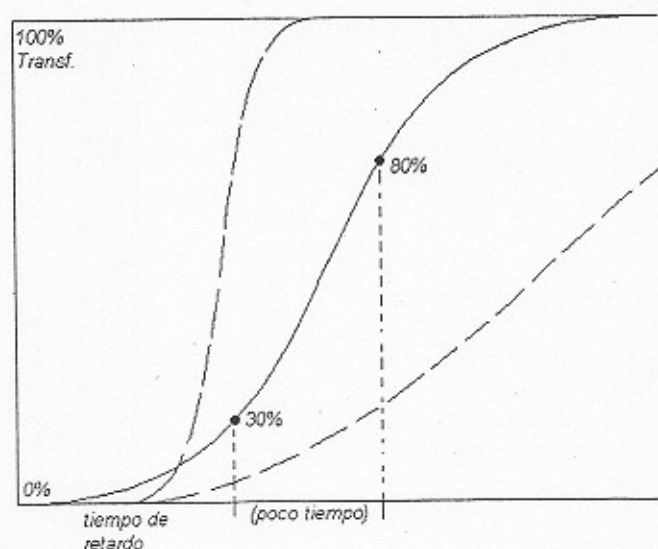


Figura 103: cinética de la transformación Ar' , Ar'' . Según la temperatura la transformación es más rápida en el intervalo medio.



El tiempo de retardo es el tiempo que pasa desde el enfriamiento brusco hasta el comienzo de la transformación. Las curvas pueden ser más o menos inclinadas, dependiendo de la velocidad de transformación; sin embargo no pueden ordenarse por temperaturas (la curva correspondiente a un tratamiento a 500° no tiene por qué estar a la derecha de una de 400°, ni guarda relación con ella). No podemos prever la morfología de las curvas.

Si podemos prever en parte el tiempo de retardo, ya que cuanto menor sea la temperatura a la que enfriemos desde la austenización, más aumentará el tiempo de retardo.

Al inicio la transformación es relativamente lenta, en una etapa intermedia la velocidad crece rápidamente, y después vuelve a retardarse. El tiempo final de la transformación puede ser del orden de 10 veces el tiempo de retardo.

4. CINÉTICA DE LA TRANSFORMACIÓN MARTENSÍTICA Ar'''

La curva temperatura-transformación será la siguiente:

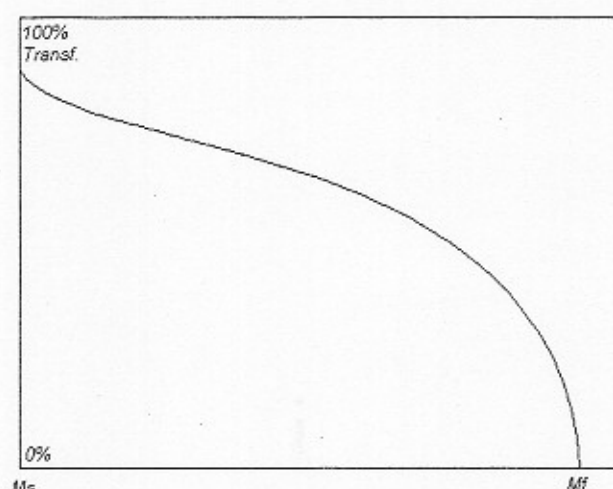


Figura 104: cinética de la transformación martensítica, inicialmente lenta.

A temperaturas cercanas a Mf, un pequeño decremento de temperatura produce una gran transformación.

5. FACTORES QUE INFLUYEN EN LA CURVA T.T.T.

(1) Tamaño de grano:

Excepto a altas temperaturas (900°) a las que lo que interesa es un gran tamaño de grano, nos interesará reducir el tamaño de grano. El tamaño se controla mediante la composición química del acero: el aluminio y el niobio forman inclusiones que limitan el crecimiento de los granos, aunque aumentemos la temperatura de austenización.

El tamaño de grano influye de la forma siguiente: para una austenita de grano más grueso que otra, la curva de la S estará desplazada hacia la derecha, de forma más o menos paralela.



(2) Temperatura de austenización:

Cuanto mayor sea la temperatura de austenización, la curva de la S se desplazará más hacia la izquierda, de forma aproximadamente paralela.

(3) Homogeneidad de la austenita:

Cuanto menos homogénea sea la austenita inicial, la curva de la S se desplaza más hacia la izquierda y arriba, también paralelamente. Esto no nos interesa, por lo que cuando calentemos la pieza a T_A , tendremos que esperar un *tiempo de homogeneización*, para que la concentración de carbono se iguale. De lo contrario en el enfriamiento brusco podrían aparecer grietas, etc. debido al choque dilatométrico y térmico.

(4) Inclusiones:

Las inclusiones son puntos de comienzo de las transformaciones de la austenita, y favorecen ésta. Por tanto, la curva de la S de una austenita "limpia" estará más a la derecha y abajo que la curva de una austenita con más inclusiones.

(5) Composición química:

Distinguimos entre las concentraciones de carbono, aleantes gammágenos (Ni, Mn) y aleantes carburígenos (Cr, Mo, V, Ti). La curva de un acero con muy poco contenido en carbono corresponde a transformaciones muy rápidas:



Figura 105: cinética de la transformación si el acero tiene muy poco carbono

Conforme aumente la concentración de carbono, la curva se desplaza hacia la derecha y hacia abajo, con lo cual también baja la temperatura M_s .

Si hay muchos aleantes gammágenos puede llegar a desaparecer la curva de la S, quedando sólo la zona superior:



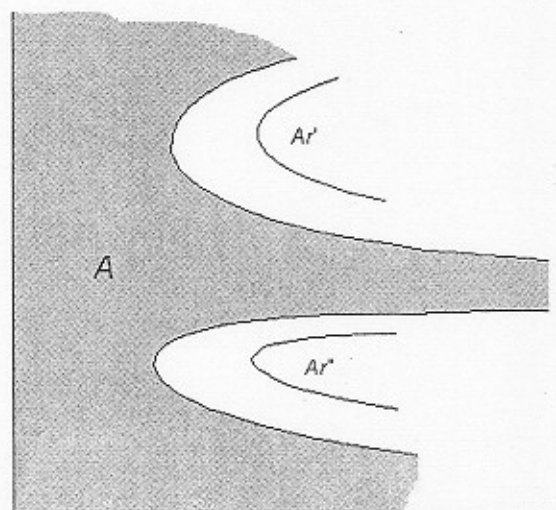
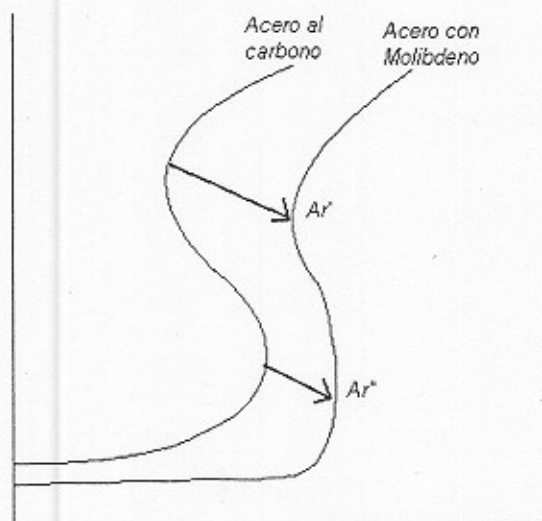
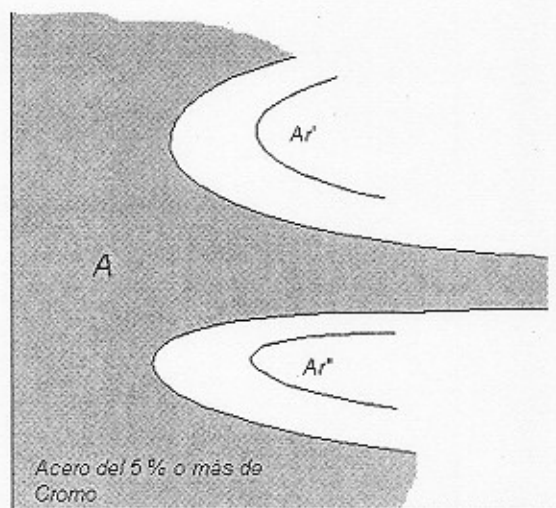
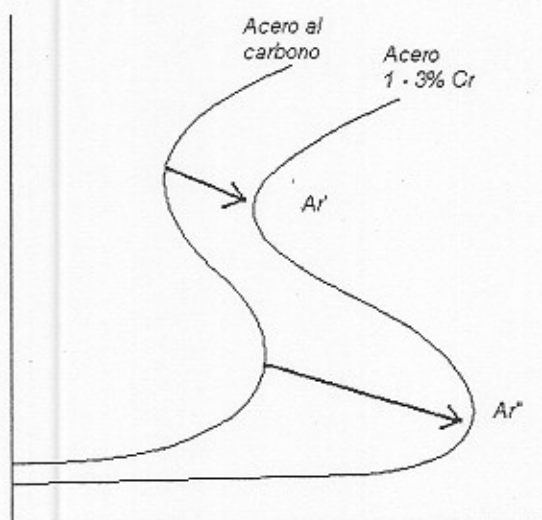
Figura 106: desaparición de la curva de la S por adición de elementos gammágenos.

Si por otro lado, la concentración de aleantes carburígenos es muy alta, la curva de la S puede separarse en dos. Por ejemplo, el cromo y el molibdeno son gammágenos, que estabilizan la austenita. Si la concentración de estos elementos es suficientemente alta (5%...) la austenita ya no sufre descomposición a determinadas temperaturas, ya que la estabilizan.

El cromo desplaza más la zona de la transformación Ar'' , y el molibdeno desplaza más la zona de transformación Ar' .



Figuras 107, 108: deformación y separación de la curva de la S por adición de elementos gammágenos, permitiendo la existencia de la austenita a temperatura ambiente.



El desplazamiento de la S es más fácil, y de mayor magnitud, con pequeñas cantidades de varios aleantes que con mucha cantidad de un solo aleante.

6. CÁLCULO DE LA CURVA T.T.T.

Para conseguir el enfriamiento brusco y el mantenimiento de la temperatura en la fase isotérmica, se utilizan dos hornos y un dispositivo especial. La probeta de estudio se coloca en el interior de un cilindro abierto de cuarzo, conectada a un dilatómetro a través de una fina varilla de pirex. El cilindro se coloca dentro de un horno a la temperatura de austenización, aislándolo del exterior por una tapa refrigerada con agua.

Una vez alcanzada la temperatura de austenización, se pasa rápidamente el cilindro a un horno de sales a la temperatura de tratamiento correspondiente. Es entonces cuando se miden las dilataciones de la probeta durante el tiempo.

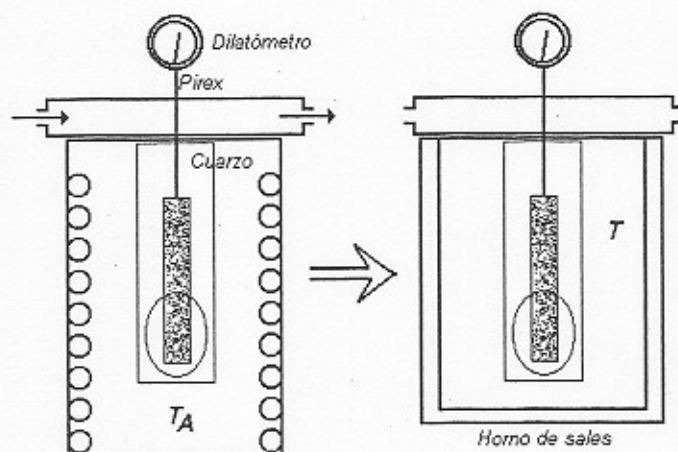


Figura 109: proceso de medición de la dilatación en horno de inducción y de sales

El diagrama obtenido con las mediciones sería algo semejante a este:

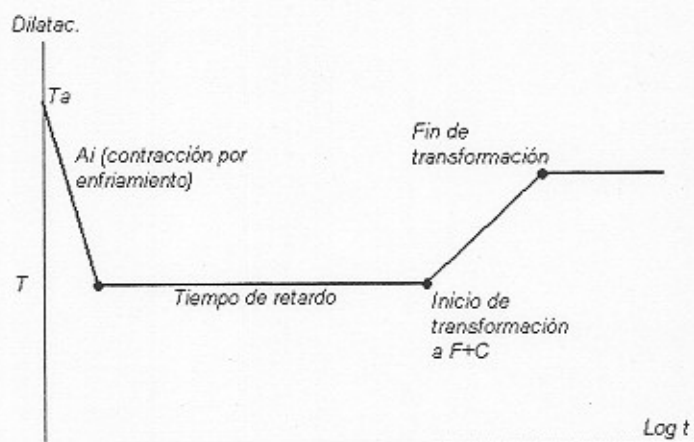


Figura 110: curva de dilatación durante la transformación

Para conocer en qué puntos se ha producido una transformación del 10%, 25%, etc. (puntos entre la curva inicial y la final), se realiza un enfriamiento brusco en el momento deseado hasta una temperatura por debajo de M_s , con lo que la austenita que quedara se transforma en martensita α . Después, por observación al microscopio, pueden determinarse las proporciones de F+C y de martensita.

Cuando estamos estudiando precisamente la transformación martensítica esto no sirve, ya que solo veríamos martensita α al microscopio. Lo que se hace es calentar la pieza a unos 150° (revenido de baja temperatura) para provocar la descomposición de la martensita α (agujas blancas) en martensita β (agujas oscuras). Con esto tendríamos la austenita sin transformar, y martensita β . Ahora, al provocar el enfriamiento, la austenita restante se transforma en martensita α , y quedará una mezcla de las dos martensitas, que sí son diferenciables al microscopio.



7. CURVAS DE ENFRIAMIENTO CONTÍNUO (C.C.T.)

Los diagramas de enfriamientos continuos sólo nos indican la dureza del acero una vez terminado el enfriamiento, y las proporciones de los microconstituyentes que las forman, pero no nos dan idea de cómo están distribuidos.

Las curvas de enfriamiento indican qué fases se formarán, el grado de avance de una transformación, y la dureza final de la probeta. No se especifican las velocidades de enfriamiento, sino los medios de enfriamiento utilizados (agua a 18° sin agitar, aceite a temp. ambiente,...).

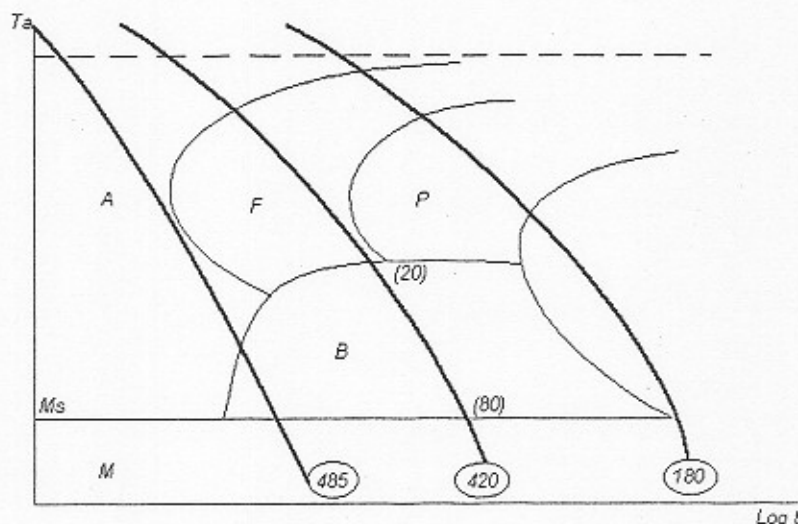


Figura 111: curvas de enfriamiento continuo

El (20) indica que por cada 100 unidades de volumen (o peso) de austenita, se han transformado 20 en ferrita. El (80) indica que se ha transformado el 80% de la austenita inicial en bainita (no indica si inferior o superior) por lo cual se ha transformado ya toda la austenita.

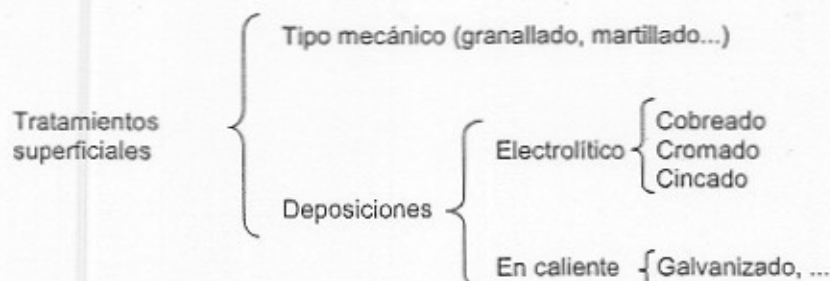
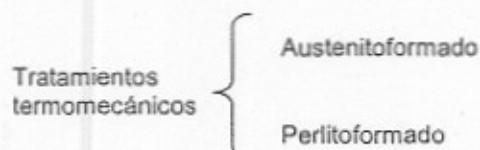
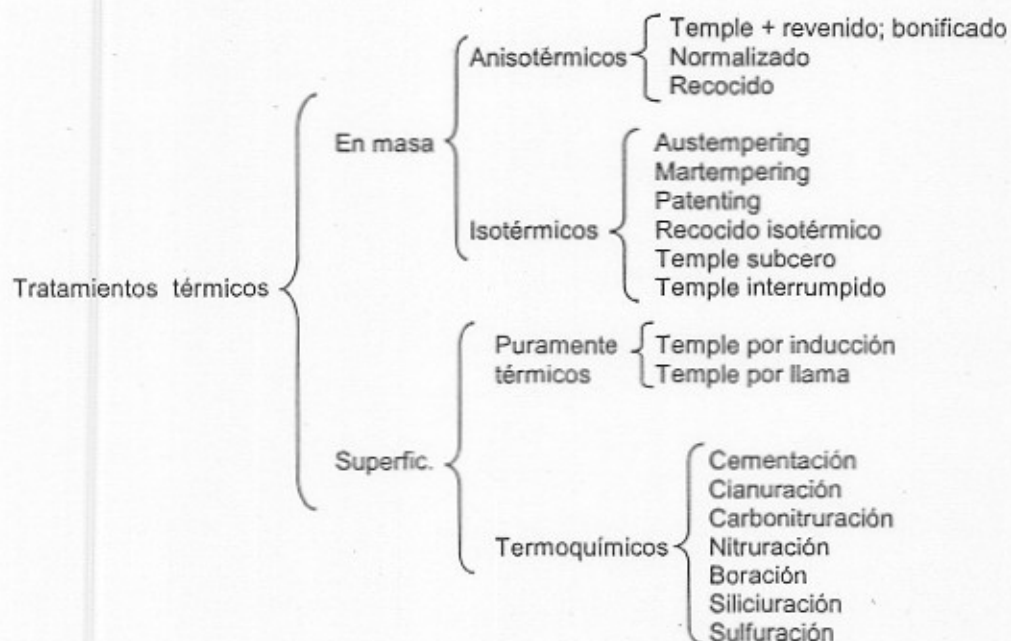
Como estas curvas no nos indican la distribución de los microconstituyentes, utilizamos una curva T.T.T., que estará desplazada a la derecha y abajo. Lo que nos interesa es el punto más a la izquierda de la curva, con lo cual nos bastará saber que en enfriamiento continuo, nos mantendremos a la izquierda de dicho punto.

Para un acero tratado con un enfriamiento continuo, vemos que habrá una menor resiliencia porque no será homogéneo. En cambio en un enfriamiento isotérmico sólo habrá un microconstituyente, y por tanto el acero tendrá más resiliencia.



TRATAMIENTOS DE LOS ACEROS.

TRATAMIENTOS TÉRMICOS





1. TRATAMIENTOS TÉRMICOS

Cualquier tratamiento térmico va a requerir un calentamiento y un mantenimiento a una temperatura determinada. Esta temperatura puede ser superior a Ac_3 , Ac_1 , inferior a Ac_4 , etc. Cuando calentamos un acero, se producen dilataciones, y hay que tener precauciones para evitar la aparición de grietas y deformaciones debido a choques térmicos y dilatómétricos (tanto en el calentamiento como en el enfriamiento).

Por ejemplo, para calentar un acero hipoeutectoide a 850° , puede ser necesario realizar un calentamiento escalonado con dos hornos; un horno de baja a 600° , y después un horno de alta a 850° .

Los tiempos de calentamiento son en general de 1 hora/pulgada de espesor, o $\frac{1}{2}$ h si la pieza es complicada.

2. PRECAUCIONES DURANTE LA PERMANENCIA

Tendremos que garantizar una homogeneidad térmica y química de la pieza. Habrá por tanto un tiempo suplementario de homogeneización.

Hay que tener cuidado en esta etapa ya que podría producirse la descarburación: el carbono del acero puede reaccionar con el oxígeno del horno formando CO_2 , perdiendo carbono. Por ello si el horno no está preparado no se debe mantener en él la pieza mucho tiempo. Para evitar esto suelen utilizarse hornos de atmósfera controlada (más caros).

La descarburación puede controlarse mediante: vacío, argón u otro gas inerte, control de la mezcla de combustión, adición de gases producto de combustión con alto contenido en C (ojo, puede darse sobrecarburación), horno de sales, etc.

3. TEMPLE

Siempre que se temple un acero se aplica también el revenido, que se llama bonificado cuando estamos tratando aceros de construcción (revenido a alta temperatura)

Puede decirse que el temple endurece la pieza, pero su efecto puede ser más complicado; confiere buenas propiedades mecánicas en general. Por ejemplo, para un acero de construcción, aumenta la resistencia mecánica, el límite elástico y la resiliencia.

Para temprar un acero hay que calentarlo a la temperatura de temple T_T , que depende de varios factores.

(a) Acero HIPO: $T_T = Ac_3 + 25^\circ \dots 50^\circ$ (ojo, Ac_3 depende de la velocidad de calentamiento)

(b) Acero EUT: $T_T = Ac_{321} + \Delta T_{\min}$

ΔT es mínimo ($10-15^\circ$) ya que en este caso no tenemos un colchón termodinámico bifásico, y los granos de austenita podrían crecer demasiado si se calienta demasiado debido a que no hay otros microconstituyentes que los frenen. Esto confiere malas propiedades mecánicas.

(c) Acero HIPER baja aleación: $T_T = Ac_1 + 25^\circ \dots 40^\circ$



ΔT no debe superar A_{CM} porque lo que nos interesa es un endurecimiento, y se consigue mejor si hay cementita (A+C), evitándonos de esta forma que el grano crezca demasiado.

(d) Acero HIPER alta aleación: $T_T = A_{CM} + 100^\circ \dots 180^\circ$

ΔT es alto para disolver los carburos y restituir el carbono en la austenita. T_T es en este caso del orden de los 1200° , con lo cual se requerirá un calentamiento escalonado.

Una vez calentado el acero, enfriaremos rápidamente para alcanzar M_s sin permitir que haya transformaciones. Es decir, representando la curva de enfriamiento continuo en un diagrama T.T.T., esto significa que la curva debe mantenerse a la izquierda de la curva inicial, de ahí que tuviéramos interés en la posición del punto más a la izquierda de dicha curva:

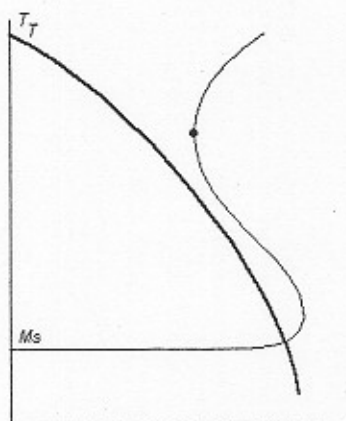
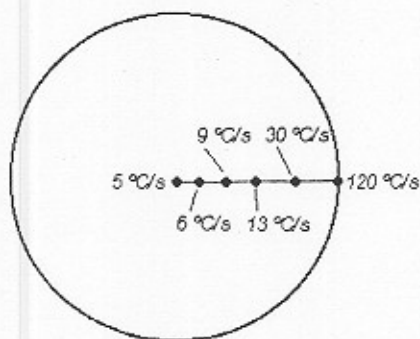


Figura 112: velocidad de temple y punto de velocidad crítica

En el enfriamiento continuo dicho punto se desplazará a la derecha y abajo, por lo que si hacemos pasar la curva por el punto teórico, tendremos garantizado que no pasaremos por una zona de transformación. La velocidad de enfriamiento que corresponde a dicha curva es la velocidad crítica de temple, y corresponde al temple perfecto, en el cual se alcanza una transformación martensítica del 100% en el núcleo de la pieza.

El temple perfecto requiere una velocidad que podría provocar la aparición de grietas y deformaciones, por lo que en la práctica se emplea el temple correcto, que es cuando en el núcleo la transformación se ha conseguido en más de un 50%. (Quedando entonces un 50% de F+C, ya que al ser menor la velocidad, si habremos pasado por la zona de transformación).

Ejemplo: redondo de $\phi = 10$ cm, $T_A = 850^\circ$, enfriamiento en agua sin agitación a 18°



Acero Hipo (0.5% C) $V_c = 350^\circ \text{C/s}$

Acero Eut (0.8% C) $V_c = 200^\circ \text{C/s}$

(Curva S desplazada a la derecha por haber más carbono)

Media-baja
(0.3% C, Cr, Ni, Mo) $V_c = 35^\circ \text{C/s}$

Hay que tener en cuenta los factores que afectan a la curva de la S, porque modificarán la V_c . Si por ejemplo no nos interesa que una pieza tenga capacidad de temple, la alearemos muy poco.



Factores que influyen en el temple

■ Factores del acero

- Composición química (curva S, menor Vc si más aleado)
- Tamaño de grano (curva S)
- Estado superficial: óxido, rugosidad (radiación)
- Conductividad térmica

■ Factores de la pieza

- Forma
- Dimensiones

■ Factores del medio de enfriamiento

- Composición del medio
- Agitación
- Temperatura

Medios de Temple

- **Aire:** es el medio que menos deformaciones produce. La capacidad de enfriamiento del aire es baja, por lo que se usa para aceros aleados cuya velocidad de enfriamiento crítico sea baja.
- **Agua:** nunca debe sobrepasar los 75° C. Es la que mayor capacidad de refrigeración tiene, aunque debido a eso puede producir deformaciones.
- **Aceites:** vegetales, minerales o sintéticos. Tienen los inconvenientes de que son contaminantes, puede darse la inflamación espontánea, y hay que refrigerarlos. Deben utilizarse entre 75° y 90° C por la viscosidad.
- **Sales fundidas:** para temperaturas de 300°, etc. El volumen de las piezas es limitado; son tóxicas (cianuros, etc.)
- **Plomo:** se usa para templar hilos trellados, de esta forma se protegen también de la corrosión.
- **Mercurio:** no moja las piezas, por lo que no contamina su superficie. Sus inconvenientes son la toxicidad y la gran densidad (algunas piezas flotan)
- **Polímeros:** son muy estables, pero caros.
- **Lechos fluidizados (corindón):** son caros. Proporcionan una buena homogeneidad de temperatura, y limpian la pieza a la vez por ser abrasiva la alúmina.

La velocidad de extracción de calor depende entre otras cosas de la agitación del medio. Ejemplo: redondo de 10φ mm, templado en agua a 75°.

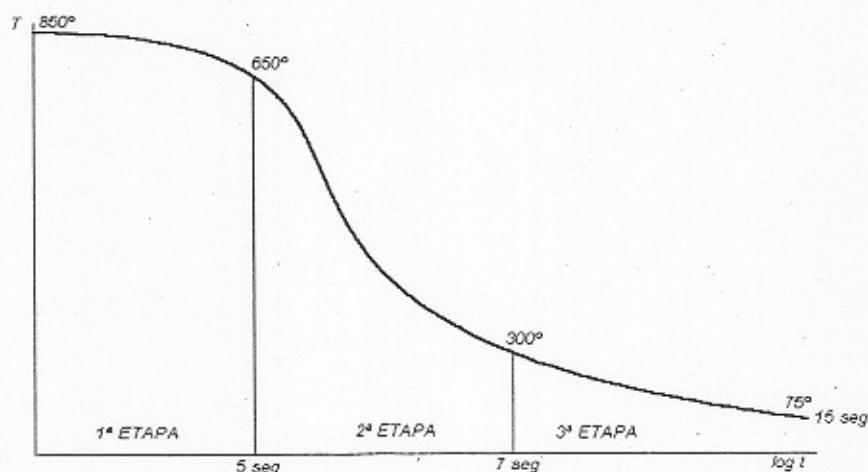


Figura 113:
velocidad de
desprendimiento de
calor en un redondo
de 10 mm de
diámetro, templado
en agua a 75°C.



En la primera etapa hay poca pendiente debido a que el agua vaporiza alrededor de la pieza y forma una película que la protege. En la segunda etapa la continuidad de esta capa de vapor se rompe, formándose burbujas, y se transmite mejor el calor. Si usáramos aceite, éste podría quemarse formando una película de carbonilla sobre la pieza impidiendo el temple. Por eso se calientan los aceites, para disminuir su viscosidad y que no se forme la capa.

Siempre que templemos en un líquido nos encontraremos con estas 3 etapas. Interesa acortar la primera etapa (así reducimos el tiempo de temple), y ello se consigue evitando la formación de la película ya sea por agitación, adición de aditivos que aumenten la temperatura de ebullición (sosa NaOH, sal NaCl, LiCl...)

En el temple pueden aparecer **puntos blandos**, zonas donde el templado no se ha conseguido del todo por formarse una burbuja en un punto de la pieza, etc. Se evitan con la agitación del medio o la pieza, y preparando adecuadamente la superficie de la pieza.

Templabilidad

Hay un espesor en el cual podemos garantizar que se consigue un aumento de la dureza. La templabilidad es la capacidad de que aparezca martensita en un punto dado. Depende de la composición química (de la curva de la S, v_c).

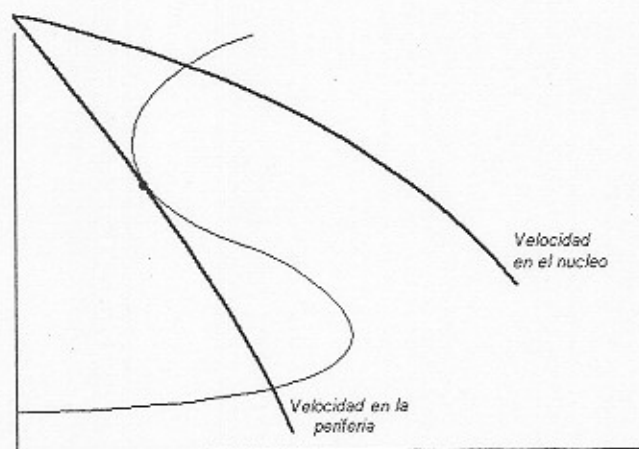
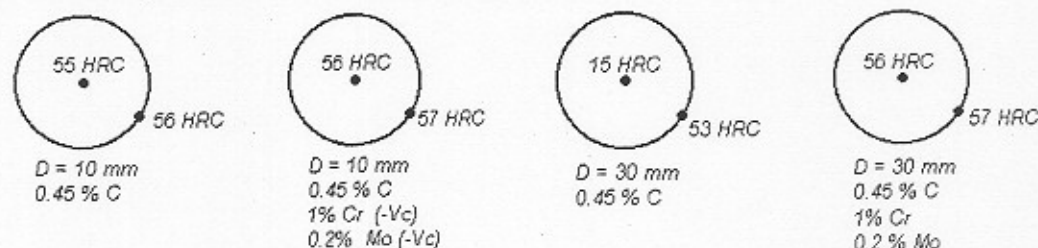


Figura 114: la velocidad de enfriamiento en la periferia es mayor que en el núcleo, tanto más cuanto mayor sea el espesor de la pieza.

La velocidad de enfriamiento en el núcleo es menor que en la periferia. Así, si la velocidad en la superficie de la pieza es la velocidad crítica, en el núcleo tendremos una velocidad inferior. Si el espesor de la pieza es suficientemente grande, la diferencia entre ambas velocidades será relativamente grande. De esta forma obtendremos unas características mecánicas distintas en la superficie y en el núcleo. Éste será menos duro, porque su curva de enfriamiento continuo penetra dentro de la zona de transformaciones Ar' y Ar'' , obteniéndose sorbita, troostita, etc. que son menos duras que la martensita.

La dureza del acero depende fundamentalmente del % C, (y en poca medida de los aleantes) por lo que en la periferia, para un enfriamiento dado, obtendremos una dureza determinada sin importar demasiado los aleantes que tenga, como veremos en el ejemplo.

Los factores que afectan a la templabilidad son: % C, elementos de aleación, temperatura de austenización y la cantidad de austenita retenida. El efecto de los aleantes es el siguiente:





Vemos que cuando el diámetro del redondo es pequeño, la diferencia de dureza es pequeño entre el núcleo y la periferia. Los aleantes aumentan un poco la dureza. Sin embargo cuando aumenta el diámetro la diferencia sí puede ser grande (3er. redondo), y si adicionamos aleantes (cromo y molibdeno) se consigue aumentar la templabilidad del núcleo, consiguiendo una dureza similar.

El descenso de la dureza en la periferia en el 3er. redondo a pesar de que la concentración de carbono es la misma se debe al **autorrevenido**: como el redondo es grueso, el calor se conserva más tiempo en el núcleo y cuando escapa produce la descomposición martensítica de la periferia, obteniéndose martensita β (más blanda por ser c.c.)

La temperatura de austenización influye en el sentido de que desplaza la curva TTT hacia la derecha, y además aumenta el tamaño de grano de la austenita (obteniéndose por tanto una martensita de grano grueso, que es frágil)

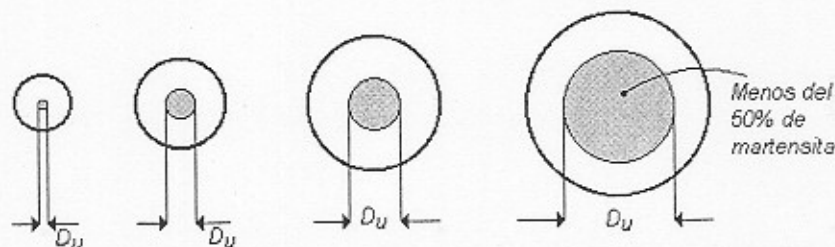
La austenita retenida es la austenita que queda sin transformar cuando llegamos a la temperatura ambiente. Esto se da cuando la temperatura M_f es menor que la del ambiente, es decir, en aceros con alto contenido en carbono (hiper) ya que el carbono desplaza la curva TTT hacia la derecha y *abajo*. Esta austenita es estable, y confiere una menor dureza al redondo. Puede estar en concentraciones del 40% al 80%.

Determinación de la templabilidad

Diámetro crítico ideal (D_i): es el diámetro en pulgadas del mayor redondo que templado en un medio ideal proporciona una estructura con al menos un 50% de martensita en el núcleo (temple correcto). Un medio ideal es aquél que tiene una conductividad térmica infinita: la temperatura es homogénea en todos sus puntos y no varía durante el temple.

Diámetro crítico (D_c): es el diámetro en pulgadas del mayor redondo que templado en un medio determinado, proporciona un temple correcto.

Cuando se fabrica un acero se cogen redondos de distintos diámetros y se templan en un medio dado. En cada caso se obtiene un diámetro mínimo de temple D_u :



Con esos diámetros se construye un diagrama para obtener el diámetro crítico correspondiente a ese acero y a ese medio de temple:

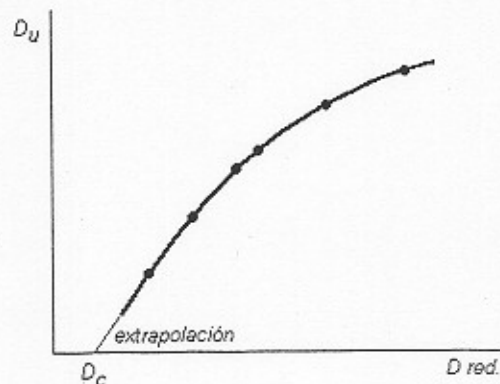


Figura 115:
diámetro mínimo de
temple frente al
diámetro del
redondo.
Extrapolando se
obtiene D_c .



Esto se repite para diferentes medios de temple, y para obtener el diámetro crítico en cada caso se emplea el ábaco de grossman:

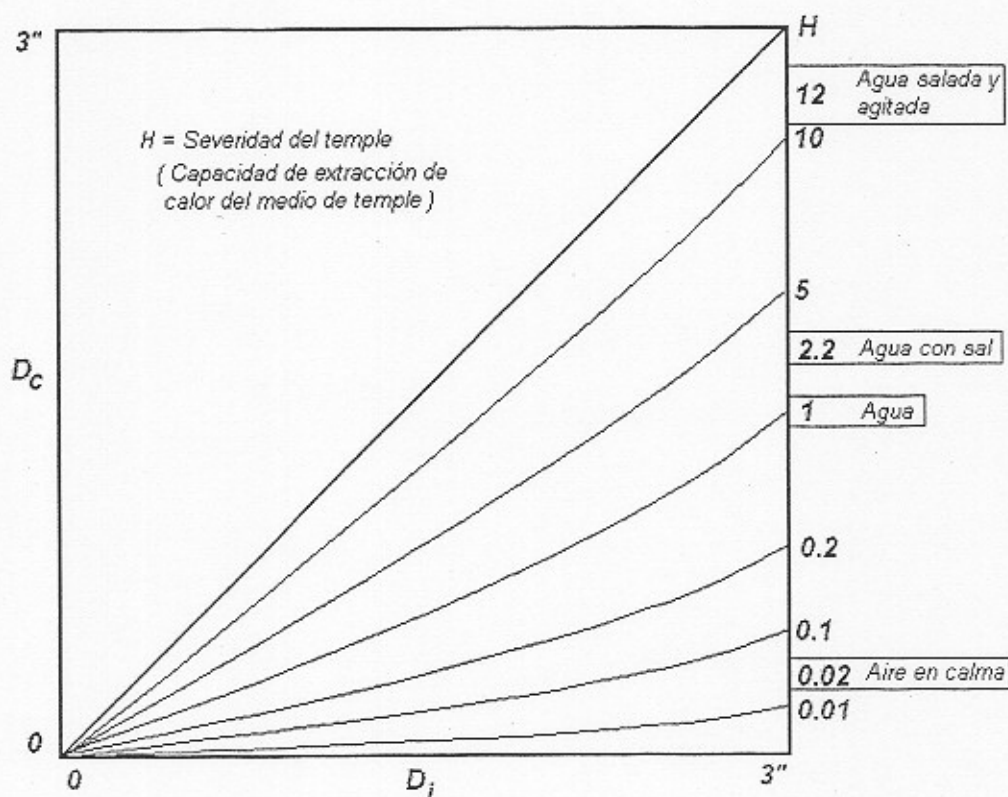


Figura 116: ábaco de Grossman

En resumen, la información que nos da el fabricante de acero será la siguiente:

- Composición química
- Tamaño de grano
- Diámetro crítico ideal

NOTA: aceros autotemplantes: templean al aire, tienen tantos elementos de aleación que la curva de la S se desplaza mucho a la derecha, y por tanto la velocidad de enfriamiento normal es suficiente para el temple. Contienen un 1-2% de carbono y un 5-15% de elementos carburígenos. Una consecuencia de estas concentraciones es su elevada fragilidad, por lo que se emplean en situaciones en las que la tenacidad no sea importante.

Determinación en laboratorio de Du

Hay tres formas: por fractura, por ataque con ácido y con las curvas "U".

- (1) **Fractura:** es un método rápido y bastante aproximado. Antes de templear el redondo se hace una entalla para que se concentren las tensiones y el redondo rompa después por ahí. Una vez templado, se golpea el redondo y parte. En el corte se observan a simple vista dos zonas diferenciadas, una de textura fina (templada) en la periferia, y otra de textura gruesa (con menos del 50% de martensita) en el centro. Se ve D_c directamente.



- (2) **Ataque por ácido:** el procedimiento es similar, pero en este caso no se hace la entalla. El redondo se corta después de templarlo con una tronadora, obteniéndose una probeta que se lija y limpia. Esta probeta se ataca con algún reactivo como el nital-3, HCl, etc.

Por ataque del nital la zona templada se queda de color blanco (martensita α) y el interior de color negro (perlita, sorbita...). Si se ataca con HCl la coloración es la contraria, ya que es un reductor.

- (3) **Curvas "U":** es el método más exacto. También se corta una probeta, y después se miden durezas a lo largo de un diámetro. Con estas medidas se traza una gráfica:

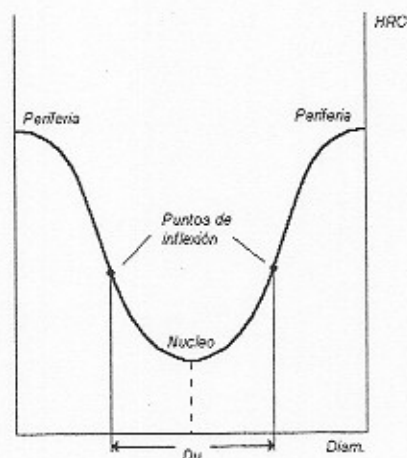


Figura 117: determinación de D_u mediante las curvas "U" de dureza.

Estabilización de la dureza del acero la dureza del acero aumenta con la concentración de carbono (los aleantes pueden suponer una diferencia de 1-2 HRC) hasta que ésta llega a un valor de 0.9 %, que corresponde a 65 HRC. Para este valor hay una "asíntota" de la dureza, ésta no aumentará mucho aunque tengamos concentraciones mayores de carbono.

La curva de la U nos da más información además de D_u , nos indica la gradación de durezas que hay en la probeta. Si sabemos por ejemplo que un acero tiene un 0.5% de C, y un 50% de martensita, tendrá la mitad de la dureza que un acero de 0.5% C con el 100 % de martensita. Es decir, se encontraría en un punto en la mitad de la U.

4. ENSAYO JOMINY

Sólo es aplicable a los aceros de construcción mecánica, es un método rápido, barato y preciso, que permite realizar un control de recepción muy rápido y aproximado sobre los aceros, así como realizar comparaciones entre ellos o diseñar aceros a medida. Además da idea de la templabilidad.

Para llevar a cabo el ensayo se prepara una probeta con cabeza:

La probeta se calienta hasta la temperatura de austenización del acero, y se temple en un dispositivo especial que permite obtener un temple con severidad muy baja cerca de la cabeza, y uno de alta severidad en la base de la probeta, enfriando con agua proyectada desde una tubería de $\frac{1}{2}$ " a $\frac{1}{2}$ " de la pieza.

Se miden entonces durezas a lo largo de una generatriz, obteniéndose la curva Jominy del acero.

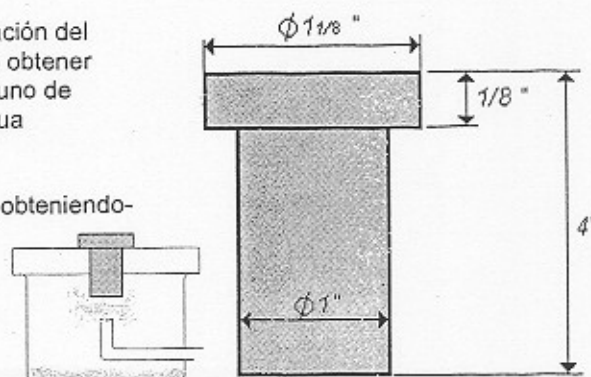


Figura 118: dispositivo y probeta para el ensayo Jominy.



Se alcanza una velocidad de enfriamiento de 333 °C/s en la base (severidad del agua agitada) y 2.2 °C/s en la cabeza (severidad del aire en calma).

Con las durezas obtenidas se traza una curva en el diagrama de Jominy, que representa la dureza HRC frente a la distancia a la base de la probeta. En ese mismo diagrama se trazan las curvas de máximo y mínimo. Dichas curvas se obtienen teórica o experimentalmente a partir de la composición del acero:

Acero C: 0.25 % → implica un rango de valores entre el 0.22% (curva mín.) y el 0.28% (curva máx.)
Mn, Si, P, S

Ambas curvas forman la *banda de templabilidad*.

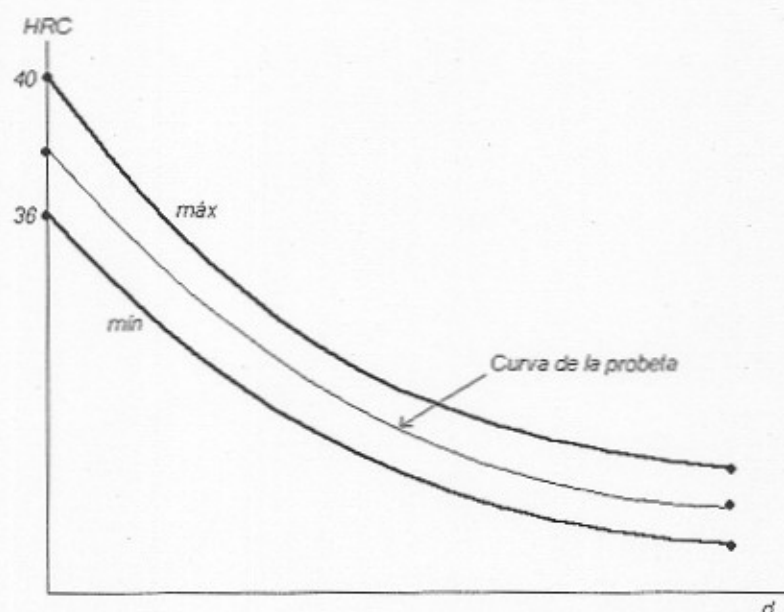


Figura 119:
banda de
templabilidad

Consecuencias y aplicaciones del ensayo Jominy

En primer lugar, el ensayo Jominy permite realizar un control de recepción de los aceros rápido y barato. Además, con él se puede determinar el diámetro crítico ideal D_i a partir de la curva real construida con el ensayo.

Por otro lado es fundamental para la construcción de las curvas CCT ya que permite obtener las temperaturas de transformación en estos diagramas.

Por último, es muy útil para el diseño de aceros ya que se pueden obtener las curvas teóricas que corresponden a una determinada composición química y a un tamaño de grano, y obtener las bandas de templabilidad. Con dichas bandas nos hacemos una idea de las características que tendrá un acero de la composición dicha, lo que nos es útil a la hora de elegir una u otra composición según las aplicaciones. Al obtenerse teóricamente las curvas de Jominy, podemos optimizar económicamente la fabricación del acero y optimizar sus características.



5. REVENIDO

Se aplica siempre después del temple salvo excepciones. Cuando el acero es de construcción, se llama bonificado.

Permite optimizar las características mecánicas que se pierden tras el temple: un acero templado tiene alta resistencia mecánica, alta dureza y alto límite elástico, pero una resiliencia y un alargamiento prácticamente nulos (es muy frágil). Esto se soluciona con el revenido, que permite mejorar estas dos características (reduciendo en parte las otras) obteniéndose una combinación de características buenas.

Ejemplo: acero F-1140 al carbono, 0.4% C templado en agua.

$H = 55 \text{ HRC}$
 $RM = 190 \text{ Kg/mm}^2$
 $A, KCU \sim 0$

Tras el revenido, se tienen las siguientes características:

$H = 250 \text{ HB}$
 $RM = 85 \text{ Kg/mm}^2$
 $A = 15\%$
 $KCU = 19 \text{ Kg-m/cm}^2$

Que son sensiblemente mejores.

Si representamos la evolución de las temperaturas en el temple y el revenido:

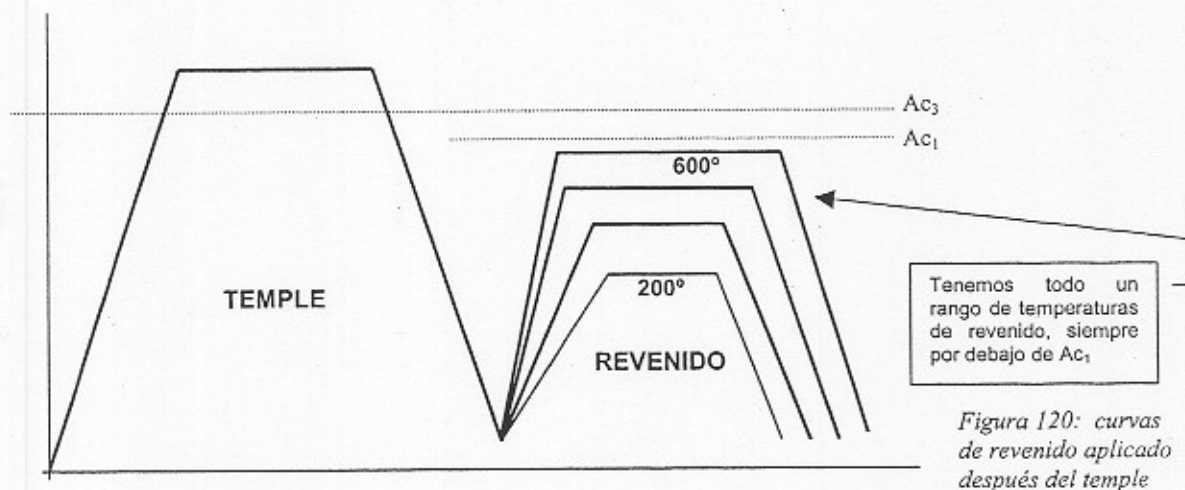


Figura 120: curvas de revenido aplicado después del temple

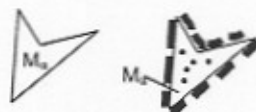
(Generalmente el enfriamiento tras el revenido se hace a temperatura ambiente.)

La temperatura de revenido nunca supera el punto crítico Ac_1 . La duración de este tratamiento es aproximadamente de una hora por pulgada de espesor de la pieza (sin contar con el tiempo para alcanzar la homogeneidad de temperatura); si se tiene la pieza demasiado tiempo a la temperatura de revenido, puede producirse una coalescencia de la cementita aumentando el tamaño de los glóbulos y disminuyendo la dureza significativamente.

Etapas del revenido:**(a) Aceros al carbono de baja/media aleación**

Estos aceros tienen poca austenita retenida (<20%). Inicialmente tenemos un acero formado por martensita α y dicha austenita. Se distinguen tres etapas (superpuestas, no hay límites definidos. Temps. aprox.):

- **Hasta 200 °C:** descomposición de la martensita α en martensita β con una disminución de la dureza apreciable, ya que se pasa de una estructura tetragonal a una cc.



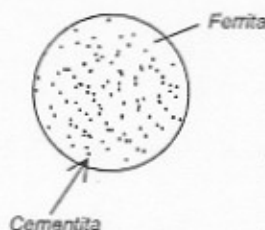
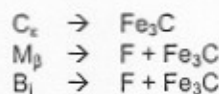
La martensita β tiene como máximo un 0.2% de C, y el resto precipita progresivamente en forma de carburo ϵ .

- **Entre 200 y 350 °C:** descomposición de la austenita retenida en bainita inferior. Aumenta ligeramente la dureza ya que la bainita es más dura que la austenita, pero este aumento se enmascara por la disminución ocurrida en la primera etapa.



Aparecen agujas de bainita.

- **Más de 350 °C:** reacciones de descomposición en ferrita y cementita. Al final del revenido se obtienen glóbulos de cementita uniformemente distribuidos en un fondo blanco de ferrita. Estos glóbulos son los que pueden aumentar demasiado si se mantiene el acero demasiado tiempo a la temperatura de revenido.



La coalescencia tiene dos efectos nocivos: disminución de la dureza y disminución de la resiliencia (homogeneidad.)

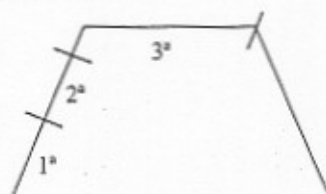


Figura 121:
distribución de las
tres etapas de
revenido

(b) Aceros al carbono de alta aleación

Aceros con más del 1% de carbono y un 10% de aleantes, con una austenita retenida del 40-60%. La austenita retenida es más estable que en el caso anterior debido a los aleantes; por esta razón se llama *austenita retenida refractaria* A_{RR} .



En este caso no se da la transformación a bainita inferior. Las etapas serán las siguientes:

- Descomposición de la martensita: $M_{\alpha} \rightarrow M_{\beta} + C_e$
- Descomposición de la martensita β : $M_{\beta} \rightarrow F + Fe_3C$
- Acondicionamiento de la austenita retenida: los átomos de carbono de la austenita se difunden, expulsándose carburos (formados por el carbono difundido y los aleantes), de manera que en el enfriamiento tras el revenido la austenita refractaria se transforma en bainita.

Tras esta tercera etapa obtenemos una estructura formada por ferrita, cementita, bainita y carburos, que dada su dureza es muy frágil. Por ésta razón se aplica un segundo revenido a la misma temperatura que el anterior, para forzar a la bainita a descomponerse en ferrita y cementita, consiguiendo reducir la fragilidad.

Curvas del revenido

Los fabricantes proporcionan diagramas en los cuales podemos observar cómo evolucionan las características mecánicas del acero dependiendo de la temperatura a la que se haga el revenido:

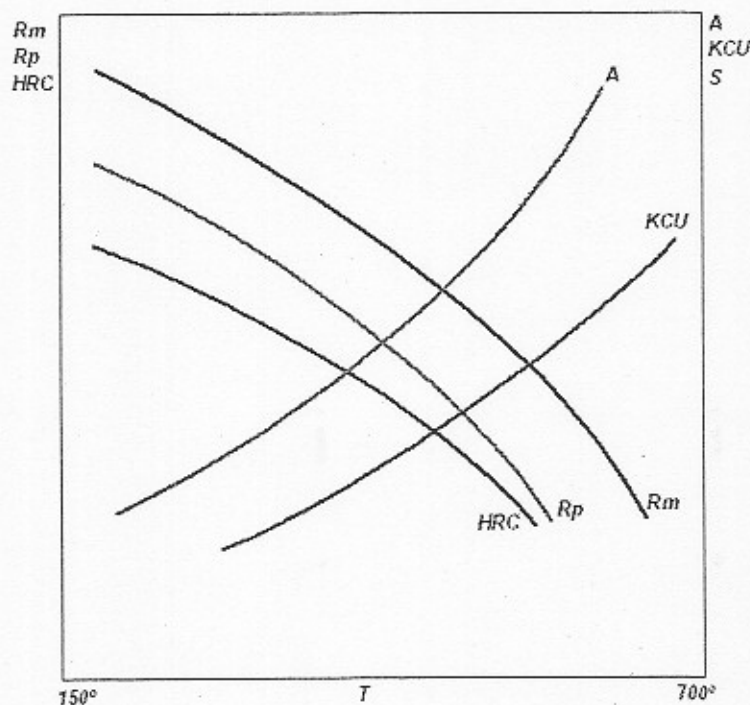


Figura 122: curvas de las propiedades mecánicas según la temperatura de revenido

Observamos que a mayor temperatura de revenido aumentan la resiliencia y el alargamiento (beneficioso) pero disminuyen las características resistentes. De todas formas hay excepciones, no siempre ocurre que la dureza disminuya y la resiliencia suba:

a) Dureza

(1) Aceros al carbono aleados de baja/media aleación con Ar = 30%

Al transformarse la austenita en bainita, más dura, se produce un aumento de dureza que produce una estabilización de la curva HRC del diagrama. La zona de estabilización se denomina *zona de dureza secundaria*. Este aumento de dureza no va acompañado de un aumento de las otras características.

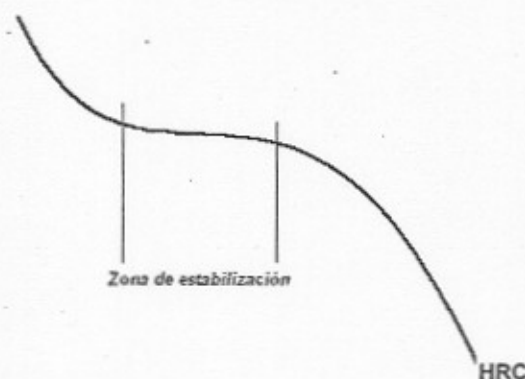


Figura 123:
estabilización de la
dureza durante la
transformación

(2) Aceros al carbono aleados de alta aleación

En este caso la austenita refractaria retenida se descompone en bainita (dura) y carburos. Esto produce un gran aumento de la dureza, lo que provoca no sólo una estabilización de la dureza, sino un aumento de la misma. Esta dureza se denomina potencial o secundaria.

Este aumento se aprovecha en la práctica ya que se produce en torno a los 550° , temperatura a la cual se realizan los mecanizados a alta velocidad. Esta descomposición de la austenita refractaria facilita el mecanizado por aumento de dureza y por rotura de la continuidad de la viruta. No va acompañado de una disminución de resiliencia.



Figura 124: curva
de dureza para
aceros al carbono de
alta aleación

b) Resiliencia (Fragilidad del revenido)

Existen dos tipos de fragilidad: para aceros revenidos a bajas temperaturas (200° - 450°), y para aceros para revenidos altos (400° - 600°) o fragilidad krupp.

(1) Aceros para revenidos bajos

Se da por tanto en aceros con alta resistencia mecánica (ver curvas revenido). Representando la resiliencia frente a la temperatura:

Observamos un aumento de fragilidad o caída de resiliencia debida a la descomposición de la martensita α en martensita β y carburo ϵ . Cuando el carburo alcanza la precipitación máxima, se acumula en los bordes de grano de la martensita β , apareciendo el "efecto vidriera" (P1)

Esto se produce entre 200° y 450° .

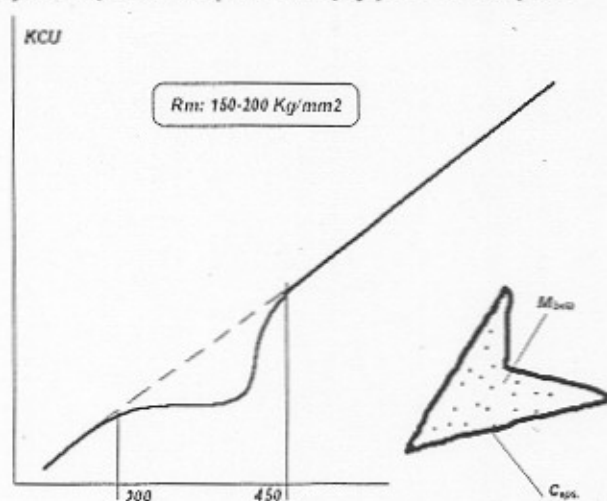


Figura 125: curva de resiliencia según la temperatura de revenido



Para evitarlo lo que se hace es desplazar la temperatura de reacción a más de 500°, añadiendo silicio al acero hasta un 0.5% – 1%. De esta forma se rompe la continuidad de la red de carburo sin llegar a la grafitización.

(2) Aceros para revenidos altos

Se utiliza en aceros aleados, como los cromo-níquel. Esta fragilidad aparece a la temperatura de transición de la resiliencia, por debajo de los 0° C, por debajo de la cual la resiliencia disminuye ostensiblemente:

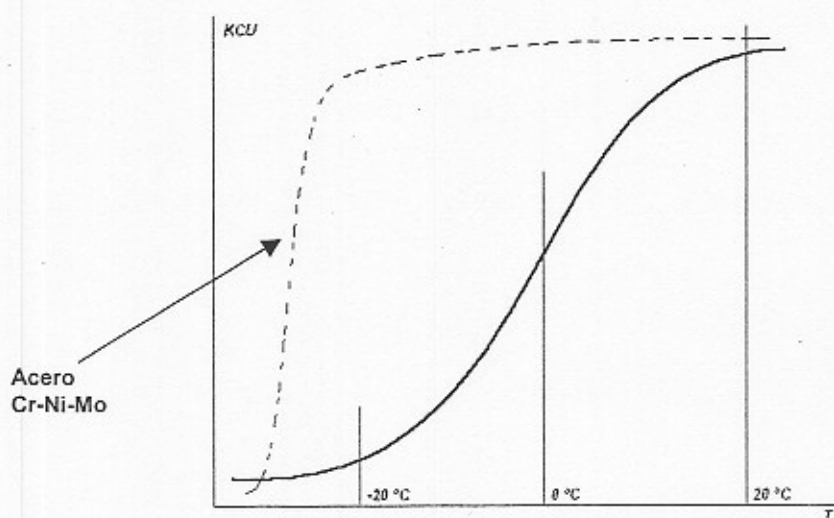


Figura 126: curva de resiliencia para aceros para revenidos altos

Se combate añadiendo molibdeno al acero en proporciones del 0.2 – 0.5%, que desplaza la temperatura de transición muy por debajo de los 0 °C. Por esta razón siempre encontraremos aceros Cr-Ni-Mo o Cr-Mo, nunca con cromo y/o níquel solamente.

Parámetros del revenido

- Estado inicial: las curvas de revenido varían dependiendo de la homogeneidad del acero, de su tamaño de grano, composición, etc.
- Temperatura y tiempo: estudiamos su efecto conjunto:

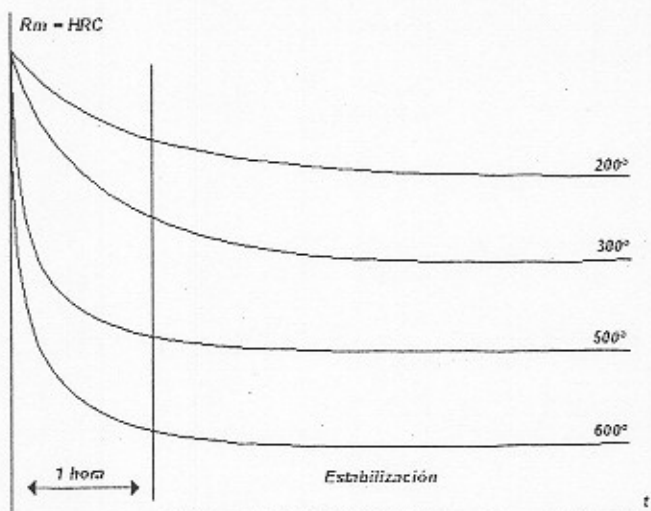


Figura 127: resistencia y dureza obtenidas según los tiempos y temperaturas utilizados



Durante la primera hora aproximadamente se produce la disminución fundamental de la dureza. Pasado ese tiempo prácticamente se estabiliza. Dentro de ese intervalo de tiempo se pueden aplicar distintos revenidos que tienen el mismo efecto: por ejemplo, un revenido de 1 hora a 500° puede tener el mismo efecto que un revenido de 15 minutos a 600°. Esta relación entre la temperatura y el tiempo viene dada por el *parámetro del revenido o parámetro de Höllomon-Haffe*:

$$M = T(c + \log t)$$

Donde la temperatura T viene expresada en kelvin y el tiempo t en horas. Dos revenidos son equivalentes si tienen igual parámetro (todo esto siempre que $t < 1$ hora).

Esto se aplica para piezas pequeñas, en las que la temperatura o la velocidad del proceso puede ser importante. Por otro lado, en piezas grandes normalmente el tiempo de una hora no es suficiente para alcanzar la homogeneidad de temperatura, esta se alcanza cuando ya estamos en la zona de estabilización.

Habrà que analizar en cada caso si conviene aplicar un temple perfecto y un revenido a temperatura T_1 (lo cual podría producir deformaciones o grietas) que confiere una mayor resiliencia, o aplicar un temple correcto y un revenido a menor temperatura T_2 , en el que la pieza "sufrir" menos pero se alcanza una resiliencia menor. (Suponiendo que en ambos procesos se alcanza la misma resistencia mecánica y la misma dureza). Se elige un proceso u otro según las características de la pieza (tamaño, simetrías, complicación).

Nota: siempre se debe aplicar el revenido para aumentar la resiliencia. Puede ser mejor aplicar varios revenidos hasta alcanzar el efecto deseado, que aplicar uno solo a alta temperatura. (?)

Nota 2: siempre se temple a una dureza un poco mayor de la que se necesita, contando con que en el revenido ésta disminuirá. Por ejemplo, si piden que una pieza tenga 65 HRC, se temple a 67 y se aplica el revenido.

6. RECOCIDO

Es un tratamiento térmico hecho a velocidades termodinámicas (lentas) para lograr una homogeneización y estabilización de los aceros. Según el tipo de recocido se persigue una homogeneización estructural o química, una regeneración del tamaño de grano, una recristalización, una redistribución de las tensiones internas o una estabilización del acero.

A) Recocido de Homogeneización

Se realiza para piezas de fundición de aceros con altas temperaturas de fusión. Estas piezas serán más o menos homogéneas debido a la segregación durante el enfriamiento, dependiendo de su forma y dimensiones.

Se homogeneiza a altas temperaturas (cuanto más mejor) pero hay que tener en cuenta el riesgo de atravesar la temperatura eutectoide y quemar la aleación (aparece líquido en los bordes de grano que se oxida a alta temperatura, obteniéndose un sólido incoherente). Otro riesgo de las altas temperaturas es la descaburación (ya vista) y el crecimiento excesivo de los granos.

Nota: existe la temperatura crítica de crecimiento de grano, 50° por encima de A_{c3} . Mientras nos mantenemos por debajo de esa temperatura el crecimiento de grano de la austenita con la temperatura es lineal, debido a los carburos (de cromo principalmente) que retienen el crecimiento por enclavamiento. Al superar esa temperatura dichos carburos se disuelven en la austenita y el crecimiento se dispara.

Para aceros hipoeutectoides la temperatura es de $A_{c3} + 200^\circ$, y para aceros hipereutectoides $A_{c3} + 30-75^\circ$. El recocido es largo, de 8 a 6 horas, y se enfría en aire.



B) Recocido de Regeneración

Se utiliza para afinar el tamaño de grano, suele hacerse después del recocido de homogeneización. Se consigue recuperar el tamaño de grano inherente a la austenita que corresponde a la composición química dada.

Se calienta a pocos grados (50°) por encima de Ac_3 y se enfría en aire. Pueden ser necesarios varios recocidos similares para conseguir la reducción de tamaño (el 2° a una temperatura un poco inferior que el 1°) sobre todo si el tamaño de grano era exagerado, ya que entonces la austenita tiende a mantenerse en esa forma.

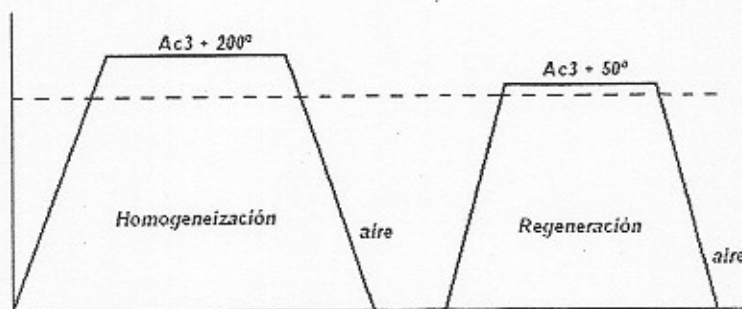


Figura 128: recocidos de homogeneización y regeneración (temperatura – tiempo)

C) Recocido de Recristalización

Se emplea cuando se está laminando un acero. Debido al estirado en frío, los granos (de ferrita) del acero se deforman y alargan en el sentido del laminado. Esto confiere acritud al acero (mayor dureza y menor alargamiento y resiliencia) y puede provocar la rotura mientras se estira. Por ello se aplica un recocido durante el proceso que provoca la recristalización devolviendo la estructura poligonal a la austenita, y de esa forma poder continuar el estirado.

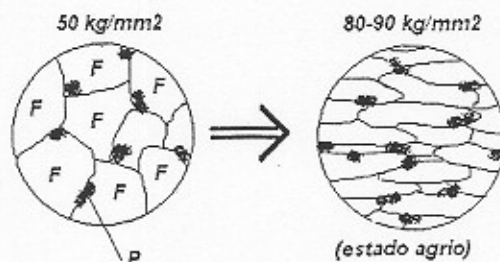


Figura 129: efecto de la laminación en frío de un acero principalmente ferrítico.

Las bandas de perlita no recristalizan, ya que para ello deberíamos superar Ac_1 . Al microscopio veremos las bandas de perlita sin deformar pero orientadas según el alargamiento de los granos de ferrita. Esta perlita alargada no va a afectar a la dureza del acero ya que "flota" en ferrita.

El recocido se realiza a la temperatura de recristalización, dada por la ley de Kcuus:

$$T_R \approx 0.4 \dots 0.6 \cdot T_{FUS} \quad (400^\circ \dots 600^\circ)$$

Si el acero tiene una gran acritud, los granos deformados serán menos estables y se hará un recocido a baja temperatura (400°). Si tiene poca acritud se necesita más temperatura (600°). Como los estirados son procesos en continuo, el recocido se hace a la mayor temperatura que se necesitará durante el proceso.

La recristalización mantiene la resistencia mecánica obtenida en el estirado, pero prácticamente recupera la dureza inicial.



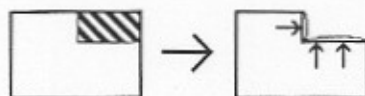
D) Recocido de Atenuación

Se aplica para conseguir una homogeneización de tensiones. Cuando se mecaniza una pieza relativamente grande y maciza, en las superficies mecanizadas aparecen tensiones superficiales que pueden ocasionar deformaciones.

Estas tensiones se redistribuyen por la pieza haciendo recocidos intermedios durante el mecanizado a más de 600° (lo cual provoca la oxidación de la pieza, conviene hacerlo en atmósfera controlada o granallar o limpiar la superficie para seguir mecanizando).

E) Recocido de Relajación

Se realiza a unos 100° - 200° durante largo tiempo. Las propiedades del acero pueden cambiar durante el almacenamiento con el paso del tiempo, debido a que la ferrita es metaestable. Puede ocurrir que aparezcan precipitados de fósforo a nivel microscópico, lo que provoca un endurecimiento de la pieza, o pueden aparecer deformaciones. Para evitar esto se estabiliza el acero mediante el recocido.



Se aplica cuando la dureza superficial o las dimensiones de la pieza son muy importantes. Puede utilizarse el bombardeo de la superficie con perdigones como alternativa.

F) Recocidos de Ablandamiento (o endurecimiento)

- Aceros aleados o no, con $\%C < 0.25$

Tienen una dureza demasiado baja para ser mecanizados (sus microconstituyentes tienen estructuras ccc y cc) por lo que en este caso conviene endurecerlos. Para ello se realiza una austenización completa enfriando al aire forzado. (Casi un temple).

- Aceros con $\%C$ entre 0.25 y 0.5

Estos aceros ya tienen capacidad de temple. Según cómo se vayan a mecanizar, el tratamiento es distinto:

- Fresados o taladrados: requiere una austenización completa con enfriamiento en horno, obteniéndose una perlita laminar, estructura adecuada para estos procesos (alterna capas duras y blandas)
- Torneado: interesa obtener una perlita globular. Al microscopio óptico no se aprecia el borde de grano porque el ataque se concentra en los glóbulos. La ferrita proeutéctica y la eutéctica son indistinguibles. Para obtener la estructura globular se realiza un calentamiento a temperatura subcrítica, sin superar A_{c1} ("globulización subcrítica"). Podemos controlar el tamaño de los glóbulos con el tiempo del tratamiento:

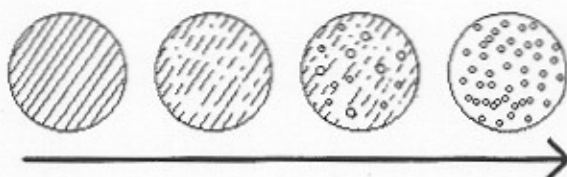


Figura 130:
globulización de la
perlita

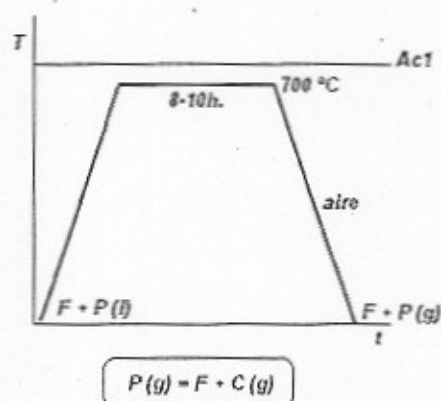


Figura 131: recocido de globulización

- c) Mecanizado diverso: globular imperfecto. Se interrumpe a medias el proceso anterior, obteniendo una estructura similar a la de la 3ª probeta del esquema.
- d) Grados de acabado (rugosidad): si interesa un acabado muy fino se requieren durezas elevadas, de unos 230 HB. Se recomienda entonces un temple y un revenido alto.

• Aceros con %C > 0.5

Para los aceros de baja/media aleación se debe obtener una estructura tipo globular subcrítico, y para los de alta aleación recocidos oscilantes o intercríticos, obteniéndose un fondo ferrítico y gránulos de carburos formados con los elementos de aleación.

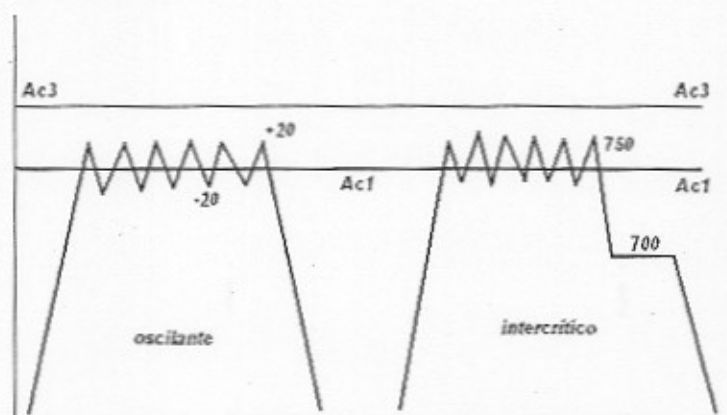


Figura 132: recocidos oscilante e intercrítico. Ojo: la oscilación del intercrítico ocurre entre Ac_3 y Ac_1 .



TRATAMIENTOS ISOTÉRMICOS

1. TIPOS DE TRATAMIENTOS

- Recocido isotérmico
- Austempering
- Martempering
- Temple interrumpido
- Patenting
- Tratamiento subcero

2. RECOCIDO ISOTÉRMICO

El recocido isotérmico consiste en realizar un enfriamiento en horno lentamente (10 h) como alternativa a un recocido oscilante. Por ejemplo, para un acero de composición 1.2% C y 13% Cr,

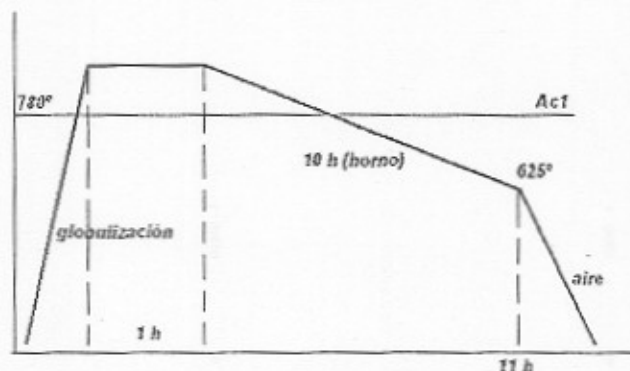


Figura 133: recocido isotérmico del acero

De esta manera atravesamos la curva de la S por la zona de transformación superior, obteniendo perlita laminar, sorbita, etc. La perlita siempre es laminar, y de un espesor dependiente de la temperatura.

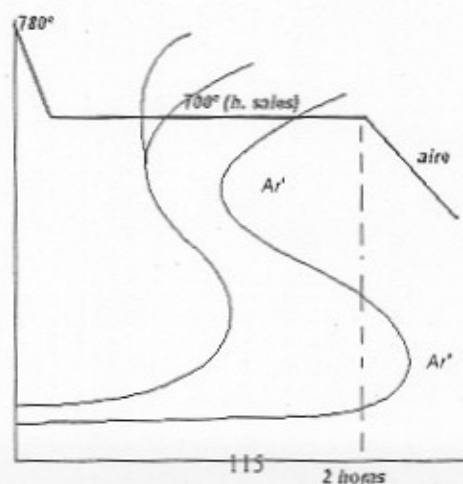


Figura 134: proceso en el diagrama TTT



3. AUSTEMPERING

Una vez calentado el acero a la temperatura de austenización, se enfría bruscamente hasta una temperatura correspondiente a la transformación A_r'' ($350^\circ - 550^\circ$). De esta forma se consiguen unas durezas entre 45-50 HRC.

Alternativamente se puede realizar un temple seguido de un revenido medio, pero esto incluye dos tratamientos en vez de uno y hay peligro de grietas y deformaciones. A igualdad de dureza y resistencia mecánica obtenidos por el T+R o el austempering, éste último permite obtener resiliencia y alargamiento mayores (aceros 0.5 – 1.2% C, en aceros de menor contenido en C la resiliencia baja).

Si la pieza tratada es grande, la velocidad en el núcleo y en la periferia pueden ser muy distintas, obteniéndose entonces un núcleo de F+C+Bi (transformación incompleta) y una periferia totalmente formada por bainita. Para evitar esto se enfría primero a una temperatura inferior a M_s , se vuelve a calentar, y se termina el proceso. De esta forma conseguimos mayor dureza y resistencia en el núcleo, aunque también una resiliencia menor que en el caso anterior.

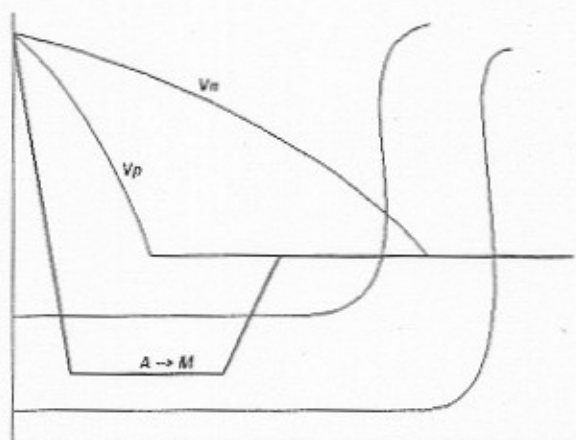


Figura 135: proceso de austempering en el diagrama TTT

4. MARTEMPERING

Con este tratamiento intentamos obtener martensita por enfriamiento isotérmico. Puede aplicarse sólo a aceros fuertemente aleados ya que la curva de la S debe estar muy desplazada a la derecha para poder realizarlo. Consiste en enfriar hasta una temperatura cercana y superior a M_s , y mantener este estado hasta que se homogeneicen las temperaturas en la pieza. Entonces enfriamos al aire hasta una temperatura por debajo de M_f . Con este "escalón" nos evitamos la aparición de deformaciones o grietas por salto térmico.

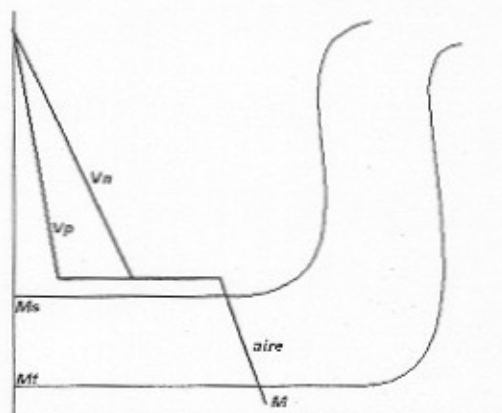


Figura 136: proceso de martempering en el diagrama TTT



5. TEMPLE INTERRUPTIDO

Consiste en aplicar un temple en dos fases; primero un enfriamiento rápido en agua hasta 500° y después enfriamiento al aire o en aceite, más lento, para evitar choques térmicos.

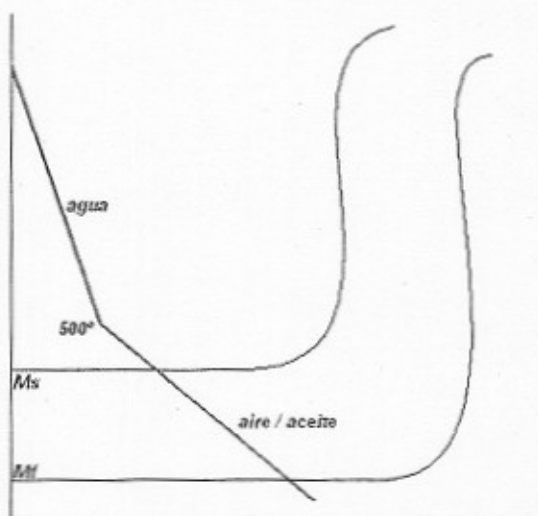


Figura 137: proceso de temple interrumpido en el diagrama TTT

6. PATENTING

Una aplicación real de este tratamiento es la fabricación de las cuerdas de acero para pianos (trefiladas) que necesitan resistencias mecánicas del orden de $180 - 210 \text{ Kg/mm}^2$.

Se aplica a aceros con $0.5 - 0.7 \%$ de C, poco aleados (de tipo perlítico)

El patenting forma parte del proceso de trefilado y alargamiento. Entre los distintos estirados se hace pasar el cable por baños de plomo ($500^{\circ} - 600^{\circ}$) en los que se produce la recrystalización. En este momento el material presenta gran acritud debido al alargamiento de la perlita. Para reducirla se da un baño isotérmico de sales, a una temperatura $A_{c3} + 50^{\circ}$ para disolver los carburos de cromo (hay que disolverlos para evitar el enclavamiento de la austenita y darle así templabilidad). El patenting es el baño isotérmico (proceso final) a 400° C que permite obtener esa resistencia mecánica llegando hasta la zona de la bainita.

7. TRATAMIENTO O TEMPLE SUBCERO

En los aceros más aleados la temperatura M_f está muy por debajo de 0° C (-60 , etc.) por lo que la cantidad de austenita retenida puede ser muy alta si se usa un temple clásico (hasta 60%). Hay que dar entonces un doble revenido para transformarla en martenita.

Si queremos eliminar toda la A_R tendremos que enfriar a menor temperatura de M_f . Este tratamiento se aplica cuando las tolerancias dimensionales son muy importantes.

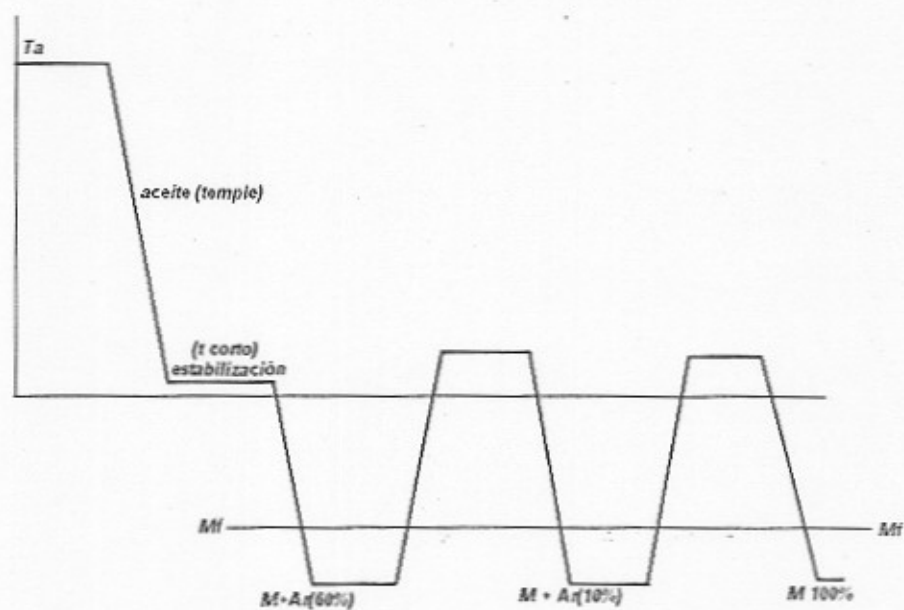


Figura 138: curva T-t del temple subcero



TRATAMIENTOS TERMOQUÍMICOS

1. CEMENTACIÓN

Es el tratamiento de mayor aplicación. Es muy necesario cuando se requiere una alta dureza superficial (65 HRC) y alta tenacidad en el núcleo (ejes, engranajes), cosa que no se consigue con el temple (todo demasiado duro)

Con la cementación aumentamos considerablemente la concentración de carbono en la periferia (hasta el nivel eutectoide, 0.8%) quedando el núcleo de ferrita con un 0.08 – 0.25% C. Si una vez aplicada la cementación se temple, únicamente se temple la periferia ya que el núcleo no tiene capacidad (ferrita) obteniéndose una periferia de martensita y un núcleo tenaz de ferrita.

La martensita en la periferia se consigue de máxima dureza cuando $C = 0.8\%$. Si la concentración es mayor el carbono se segrega en los bordes de grano y el material se vuelve frágil (vidriera).

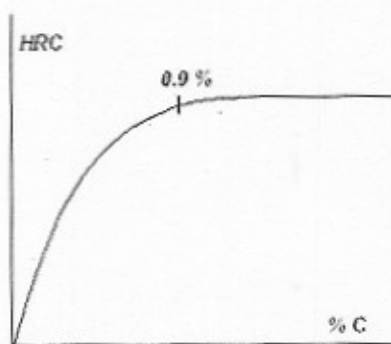


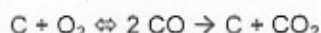
Figura 139: influencia del %C en la dureza. Obsérvese la estabilización a partir de 0.8%.

Por otro lado, los aceros eutectoides son mejores para el temple ya que al tener la temperatura de fusión menor, hay menores deformaciones.

a) Cementación Sólida

Es un proceso caro, largo y difícil de controlar (resultados muy variables). Sin embargo es el único método por el cual se consiguen espesores desde 0.3 hasta 4 mm.

Las piezas se cubren con una mezcla de $BaCO_3$ y carbón vegetal (para que no haya S) dentro de un horno sellado a 850-950° C (tendremos austenita). La reacción que se produce es





El carbono obtenido es muy activo y gaseoso, y se introduce en la austenita. Existen diferentes leyes experimentales para relacionar el tiempo del proceso y el espesor conseguido, una de ellas es

$$e = K\sqrt{t}$$

Tenemos así diferentes curvas con diferentes valores de K con las que jugamos:

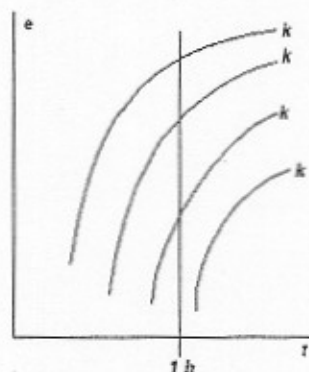


Figura 140: curvas espesor – tiempo para diferentes valores de K.

b) Cementación en Baños de Sales (Líquida)

El tamaño de piezas es limitado, y se consigue un espesor relativamente pequeño: 0.15 – 0.8 mm. pero es fácil de controlar. El cementante son cianuros KCN, NaCN (tóxicos).

c) Cementación Gaseosa

El tamaño no está tan limitado pero hay más variabilidad en los resultados. Los hornos son caros.

Las piezas se introducen en cestas dentro de un horno sellado a 850 – 950° C, y se añade una mezcla líquida de sustancias orgánicas con carbono o gas natural directamente. El inconveniente es que se obtiene una composición irregular y se produce hollín, que aísla a la pieza.

Una vez cementada la pieza, tenemos la siguiente estructura:

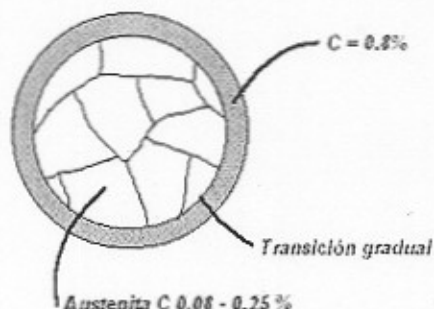


Figura 141: estructura de un redondo una vez cementado

La concentración de C varía gradualmente desde la capa cementada hasta el núcleo. Si hubiera una transición brusca al templar se descascararía la capa y se desprendería debido a la gran heterogeneidad.

Se distinguen dos zonas en la pieza: la **capa dura** ($H > 60 \text{ HRC} = 700 \text{ HV}$) es aquella en la que $C > 0.5 \%$. La **capa cementada** es toda la zona que tiene mayor porcentaje de carbono que el acero original. (Incluye la capa dura)



Si hay zonas que no interesa que se cementen, se protegen con pinturas especiales (con cobre, impide la difusión del carbono) o mediante un cobreado electrolítico.

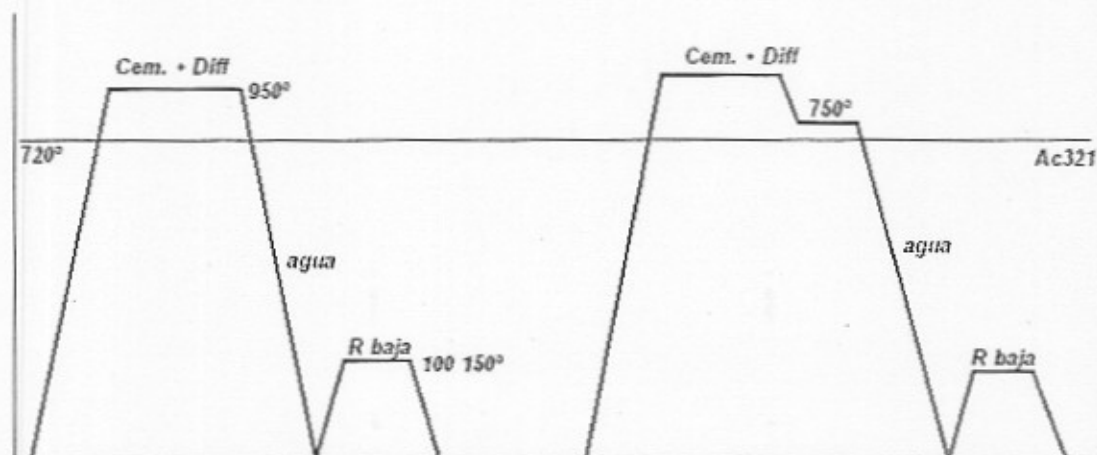
El proceso a seguir sería el siguiente:

- (1) Mecanizado fino (rugosidad pequeña)
- (2) Protección de zonas
- (3) Cementación
- (4) Difusión para homogeneización
- (5) Tratamientos térmicos postcementación ($P + C_R \rightarrow M, B, \dots$)
- (6) Rectificado final con piedra

El gas que introducimos en el horno tiene un *potencial en carbono* determinado. Si el gas tiene un potencial de 0.8, introducirá un 0.8% de C en la pieza con el tiempo necesario. Se usan potenciales altos.

Si aumentamos el potencial, introduciremos carbono a más velocidad, alcanzando concentraciones de carbono en la periferia de hasta 1.3% C, quedando la periferia formada por perlita y cementita reticulada. Hecho esto se mantiene la pieza en caliente para homogeneizar el carbono obteniendo una capa dura en torno a los 0.8% C.

2. TRATAMIENTOS POSTCEMENTACIÓN

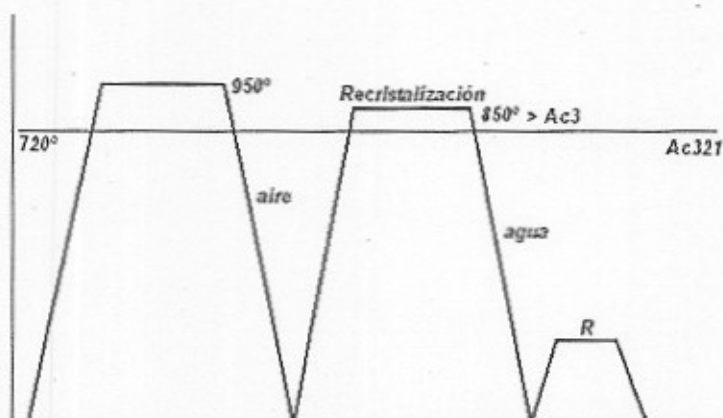


Se obtiene una martensita gruesa. Se produce un ligero agrietamiento pero aun así se utiliza.

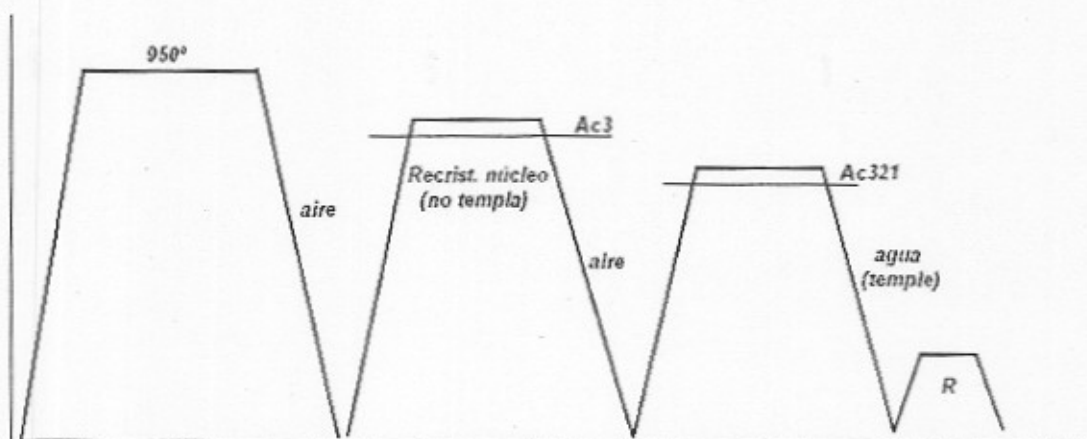
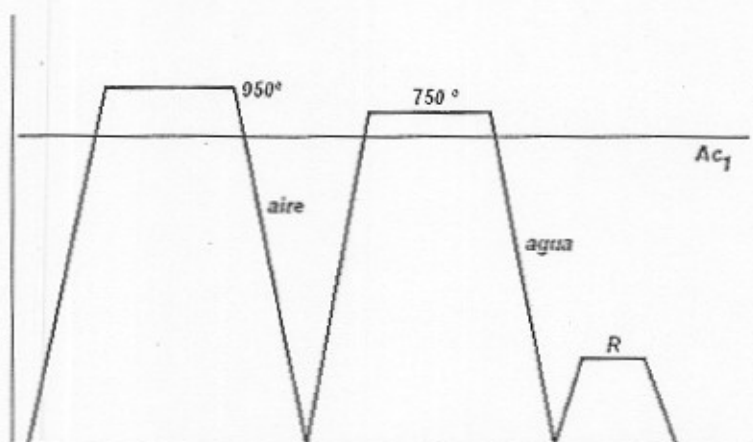
Queda mucha austenita retenida que no desaparece en el revenido.

En algunas ocasiones ni siquiera se aplica el revenido, que lo que hace es eliminar tensiones.

Al estabilizar a 750° se obtiene menos austenita retenida y menos agrietamiento, pero el grano grueso no se recristaliza (sólo ocurre si se atraviesa $Ac1$)



Figuras 142, 143, 144:
procesos de
cementación. A mayor
complejidad, mayor
coste pero mejores
resultados y seguridad.





3. ACEROS DE CEMENTACIÓN

En este apartado nos referimos a probetas en blanco: al calcular la resistencia mecánica, se somete al acero al tratamiento que queremos estudiar pero sin atmósfera cementante.

(a) Al carbono (C 0.08 % - 0.25 %)

Cuanto menos carbono tengan más fácil es la cementación, consiguiéndose menor resistencia mecánica y mayor tenacidad. Para los aceros de mayor contenido en C, será más difícil la cementación.

Se consigue una resistencia de unos 60 - 80 Kg/mm², grande a pesar de tener poco carbono, ya que hemos sometido al acero a temple, recristalización, etc. Si en los tratamientos del apartado anterior se temple en agua o aceite en vez de aire (si la pieza lo permite) obtenemos mayor resistencia mecánica aunque la transformación no se produce del todo.

(b) Al Cr o Cr - Mo (Cr = 1%, Mo = 0.25%)

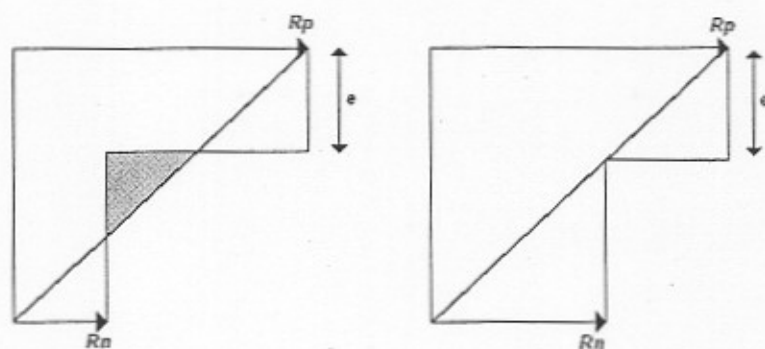
El molibdeno se emplea para desplazar la curva de la S y no tener que temprar muy rápido (en aceite o aire forzado). Se consiguen resistencias de entre 80 y 110 Kg/mm².

(c) Al Cr-Ni-Mo (Cr = 1%, Ni = 3%, Mo = 0.25 - 0.5%)

Son aceros autotemplantes por estar muy aleados. El níquel desplaza la curva de la S paralelamente a la derecha, y el molibdeno desplaza la zona perlítica.

Podemos representar en un diagrama la dureza en la periferia y en el núcleo, viendo si hay alguna zona en la probeta que no resistiría la tensión admisible, es decir, vemos si hay incoherencia entre las resistencias del núcleo y la periferia. Si es así, al transmitir la capa dura las tensiones, puede producirse la rotura.

Con estos diagramas calculamos el espesor que debe tener la zona cementada (de 0.8 C)





4. NITRURACIÓN

Es un tratamiento alternativo a la cementación pero no competitivo. Introducimos nitrógeno en el acero, que forma necesariamente nitruros con los elementos de aleación. Nunca deben formarse nitruros de hierro Fe_2N , Fe_4N , sino nitruros de Cr, Mo, V o Al.

Se alcanzan durezas de 800 – 1300 HV (+ 300 HV que la cementación) pero a un mayor coste, y además el espesor conseguido nunca supera los 0.7 mm.

Además de la dureza se consigue una gran resistencia a la corrosión del vapor de agua erosivo.

El proceso a seguir sería el siguiente:

1. Mecanizado
2. Temple + Revenido a temp. superior a la de nitruración, 600°. Se alcanza así resistencias en el núcleo y la periferia de 130 – 140 Kg/mm² y tenacidad por ser aceros aleados.
3. Rectificado fino a muela
4. Protección con aleaciones de estaño mediante electrolisis
5. Nitruración a 500 – 550° C durante 20 – 80 horas: $NH_3 \rightleftharpoons 3 H + N$ (peligroso)
6. Rectificado

Después del tratamiento obtendríamos lo siguiente:

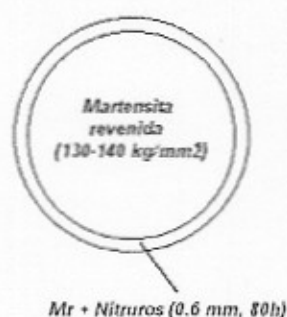


Figura 145: redondo una vez nitrurado

Hay que tener en cuenta que hay ferrita submicroscópica dentro de la martensita. La deformación de la red de martensita por los nitruros es lo que da la dureza. La probeta obtenida tiene una gran resistencia mecánica, una gran dureza superficial (capa de poco espesor → desconchones), y tenacidad.

Los aceros nitrurados conservan la dureza hasta los 600°, momento en el que los nitruros precipitan y coalescen.

5. ACEROS DE NITRURACIÓN

| Acero | Aleantes | Carbono | Dureza superficial | Resistencia núcleo |
|------------------|--------------------|-------------|--------------------|------------------------------|
| Cr – Mo – V – Al | 3, 0.25, 0.15, 0.3 | | 1300 HV (AlN) | 130 – 150 Kg/mm ² |
| Cr – Al – Mo | 1.5, 1, 0.2 | 0.2 – 0.5 | 1100 HV | 75 – 125 |
| Cr – Mo – V | 3, 0.4-1, 0.25 | 0.2 – 0.4 | 850 HV | 80 – 135 |
| Cr – Mo – V | 2, 0.25, 0.15 | 0.18 – 0.35 | 750 HV | 85 – 95 |
| Cr – Mo | 1, 0.2 | 0.3 | 700 HV | 75 – 90 |



TRATAMIENTOS TÉRMICOS SUPERFICIALES

1. TEMPLE POR LLAMA

Se aplica cuando el tamaño de la pieza imposibilita otros tratamientos. Las piezas no deben ser de acero autotemplante ya que impedirían el mecanizado.

El temple se realiza calentando con un soplete manualmente o ayudado de un torno sobre el que gira la pieza. Puede hacerse también de forma automática.

2. TEMPLE POR INDUCCIÓN

Se realiza en inductores, hornos especiales dotados de unas espirales de tubo de cobre refrigerado, que conducen una corriente alterna de entre 50 Hz a 5 MHz, en cuyo interior se coloca la pieza. La variación del flujo magnético creada provoca corrientes de Foucault en la estructura del material, que aumentan la temperatura superficial por fricción molecular.

Debido al alto coste de este tratamiento, sólo se aplica para piezas pequeñas de fabricación en serie. No puede usarse con aceros de media o alta aleación porque es un calentamiento superficial. Puede ocasionar grietas o deformaciones, pero es un proceso rápido.

El resultado depende del tiempo de tratamiento, la frecuencia, y la potencia. Existen varias ecuaciones para conocer el espesor alcanzado:

$$e = 8 \cdot f$$

$$e = 2 W / 3$$

$$e = 4 t / 3$$

Elegiríamos una según el caso.

3. GRANALLADO

Se bombardea la pieza con perdigones de acero duro, elevando el límite de fatiga por compresión de la periferia. Puede multiplicarse la resistencia a la fatiga por 3.



FUNDICIONES BLANCAS

Ver diagrama Fe - C.

Las fundiciones son aleaciones de base férrea que solidifican con formación de eutéctico. El único método para darles forma es por moldeo, no se pueden forjar.

Las fundiciones corresponden al intervalo C = 2.11 % - 6.67% del diagrama metaestable. Estas aleaciones funden a baja temperatura (por lo que tienen mejor colabilidad), a unos 150° por debajo del punto de fusión del hierro.

Se llaman blancas porque la fractura es de color blanquecino como en los aceros. Las fases de las fundiciones blancas son también ferrita y cementita.

Estas fundiciones siguen el diagrama metaestable si las condiciones son adecuadas: la velocidad de enfriamiento debe ser alta (el tiempo que tardamos en atravesar la zona pastosa debe ser corto) y deben contener menos del 1% de silicio. Ambas condiciones están ligadas: si aumento la cantidad de silicio, debo reducir la velocidad.

El silicio y otros elementos de aleación son blanqueantes, es decir, favorecen la aparición de las estructuras de las fundiciones blancas. Estos elementos son (actividad decreciente) V, Cr, Mo, Mn, S, P. Por ejemplo, si tenemos una probeta de 30 mm de diámetro, al colarla y enfriarla tendremos que sólo en la periferia hay fundición blanca, y en el núcleo hay fundición gris. Para obtener toda fundición blanca, como no puedo bajar el silicio y la velocidad depende del molde, se añaden los aleantes (mejor pequeñas cantidades de varios que mucho de uno solo).

Nota: el temple invertido se refiere a que al añadir Mn y S, el azufre se segrega al enfriar en el centro (ver heterogeneidad) por lo que en el núcleo obtenemos fundición blanca, mientras que en la periferia obtenemos fundición gris. Se llama así porque la fundición blanca es mucho más dura que la gris, y queda la pieza al contrario que con un temple.

Nota 2: en determinadas aplicaciones pueden interesar las fundiciones templadas (por fuera blanca y dentro gris).

1. ALEACIONES HIPOEUTÉCTICAS

Tienen contenido en C entre 2.11% y 4.3 %.

A temperatura ambiente están formadas por perlita y el eutéctico ledeburita transformada L_T (matriz), que a esa temperatura está formada por perlita y cementita con la misma estructura que la ledeburita eutéctica (austenita + cementita eutéctica).

La ledeburita se forma a 1140 °C, y tiene la morfología de los eutécticos: granos redondeados equiaxiales que encierran una matriz formada por cementita y pequeñas partículas de austenita. A temperatura eutéctica la matriz es la ledeburita y el disperso la austenita de 2.1 % de carbono.

Al descender la temperatura, aumenta el porcentaje de cementita disminuyendo la austenita que a su vez se empobrece en carbono. Esta cementita segregada de la austenita (cementita secundaria) engrosa la matriz ledeburítica inicial sin alterarla.

Cuando se llega a la temperatura eutectoide, 721 °C, la austenita se transforma en perlita, manteniéndose la microestructura a partir de entonces. Las agrupaciones de perlita y cementita con estructura eutéctica forman la ledeburita transformada o pseudoledeburita.



Características mecánicas:

H = 300 - 500 HB
R = 17 - 10 Kg/mm²
A = 0
S = 0
K = 0

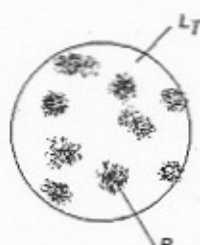


Figura 146:
microestructura de una
fundición blanca

Es decir, son muy frágiles, sin características plásticas. Se emplean para piezas estáticas que necesitan una gran resistencia al desgaste.

2. ALEACIONES EUTÉCTICAS

Están formadas por ledeburita transformada al 100 % a temperatura ambiente. Son las fundiciones de mayor colabilidad, mojan mejor los moldes, y por tanto son apropiadas para piezas complicadas.

H = 550 - 620 HB
R = 9 - 7 Kg/mm²
A = 0
S = 0
K = 0

La falta de resistencia no importa para lo que se aplican.

3. ALEACIONES HIPEREUTÉCTICAS

Están formadas por ledeburita transformada y cementita primaria (es la cementita que aparece en la zona L_{iq.} + C). La cementita precipita al enfriar en forma de bandas poliédricas alargadas, aumentando por ello la dureza.

H > 620 HB
R < 7 Kg/mm²
A = 0
S = 0
K = 0

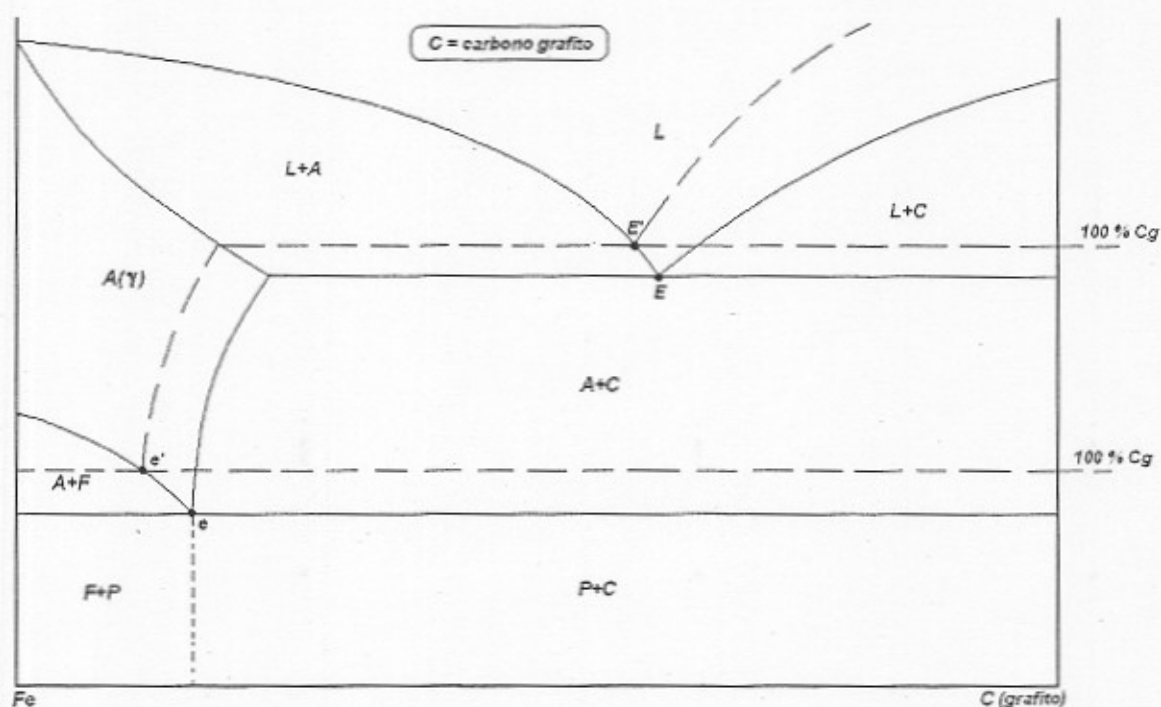
No tienen ninguna aplicación industrial a pesar de su gran dureza, no tienen ventajas sobre las otras. Su temperatura de fusión vuelve a subir, y la resistencia es muy baja, menor que la de un plástico.



FUNDICIONES GRISES

1. DIAGRAMA ESTABLE Fe - Cg

Éstas siguen el diagrama estable Fe - C(grafito) en lugar del metaestable. Ambos diagramas se diferencian en lo siguiente:



La línea discontinua indica un intervalo de temperaturas, puesto que para estas fundiciones no hay temperaturas de fusión, eutética, etc. concretas, sino intervalos de unos 40 - 50 °C. Las temperaturas eutética y eutectoide son mayores que las de los aceros. En vez de cementita C tenemos carbono grafito Cg.



Para el diagrama estable puede calcularse el contenido en carbono del eutéctico con la fórmula de Fletcher:

$$C_E = 4.3 - 0.286Si - 0.387P + 0.048(Mn - 1.8S)$$

Como fórmula simplificada,

$$C_E = 4.3 - Si / 3$$

Siendo 4.3 el supuesto contenido en carbono del eutéctico en el diagrama metaestable, que habrá que calcular en cada caso.

Para el punto eutectoide puede considerarse la fórmula

$$C_e = 0.8 - Si / 9.$$

2. CARACTERÍSTICAS DE LAS FUNDICIONES GRISES

En estas fundiciones una parte del grafito se deposita a la temperatura eutéctica (grafito eutéctico) mientras que el grafito segregado por la austenita en el enfriamiento posterior, aumenta el grosor de las láminas eutécticas.

Estas fundiciones son un material compuesto, con una matriz metálica, y como elemento disperso placas o escamas de grafito, que al microscopio aparecen como líneas onduladas. Al no tener ninguna resistencia, estas líneas es como si fueran grietas. Los extremos de las láminas actúan como concentradores de tensiones, con el consiguiente peligro de propagación de las grietas cuando se aplican sollicitaciones. Cuanto más distribuidas y más homogéneas sean las láminas, mayor resistencia tiene la fundición.

Para mejorar las propiedades mecánicas hay que modificar la estructura en que aparece el grafito.

Para obtener estas fundiciones necesito velocidades de enfriamiento lentas y un contenido en silicio mayor del 1%. Es decir, tenemos una aleación ternaria de Fe - C - Si. (Grados de libertad = 1, por eso el intervalo de temperaturas). Hay elementos grafitizantes, que favorecen la formación de fundiciones grises: (C, Si), Ni, Ti, Al, Cu.

2. TIPOS DE FUNDICIONES GRISES

Las fundiciones grises se clasifican en primer lugar por el tipo de matriz que tienen, y en segundo lugar por la forma en que aparece el grafito. La matriz puede ser perlítica ($C=0.8$, $\alpha = 0.5$) obteniéndose una resistencia de 52 Kg/mm², o matriz ferrítica ($C=0$, $\alpha = 0.2$) obteniéndose una resistencia de 10 Kg/mm². Entre estos dos valores podemos obtener toda la gama de resistencias. (Ojo colabilidad).

Matriz perlítica



Figuras 147, 148:
microestructuras de
fundiciones con matriz
perlítica o ferrítica.

Matriz ferrítica





Por ejemplo, para una aleación como la siguiente:

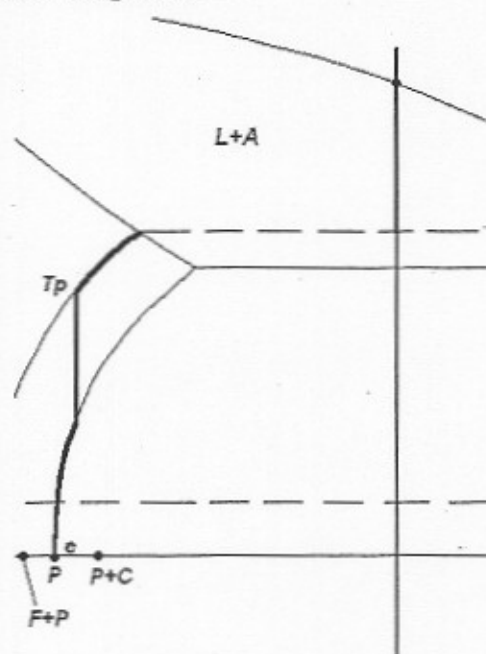


Figura 149: salto de temperaturas en el enfriamiento de una fundición gris

Comenzamos con un líquido homogéneo, que comienza a precipitar austenita al acercarnos al intervalo de sólidos. Una vez atravesado tenemos austenita, que al enfriarse comienza a segregar carbono en forma de grafito que se añade al que ya había, engrosando las placas de grafito.

Llega un momento en que no se puede segregar más carbono, y pasa a comportarse como en el diagrama metaestable segregando cementita. La temperatura a la que se produce este cambio es la temperatura de paso T_p .

Según donde se produzca el salto (a la izquierda del punto eutectoide e , coincidiendo con él o a su derecha), obtendremos una matriz ferrítica (hipoeutectoide), ferrito-perlítica, perlítica (eutectoide), o perlito-cementítica (hipereutectoide). En cualquier caso el grafito será el elemento disperso.

a) Fundiciones grises de matriz hipoeutectoide

Se obtienen láminas de grafito eutéctico segregado sobre una matriz ferrito-perlítica. Tienen menor resistencia mecánica que las fundiciones perlíticas pero muy buena colabilidad, mecanizado y precio.

La austenita a la temperatura de paso tiene menos carbono que el eutectoide del diagrama metaestable. Durante el salto no segrega nada, pero al pasar al diagrama metaestable segrega ferrita, enriqueciéndose en carbono y transformándose al final en perlita.

Estas fundiciones se obtienen para altos contenidos en carbono y silicio (grafitizantes) (ej: C 3.5, Si 2.2) y tienen una resistencia mecánica menor 10 – 15 kg/mm², debido a que tienen más grafito y a que hay ferrita. La presencia de la ferrita no aumenta el alargamiento debido a la presencia del grafito libre, y el silicio disuelto en la ferrita la fragiliza.

Se usan en piezas de gran tamaño sin grandes responsabilidades mecánicas.



b) Fundiciones grises de matriz eutectoide (perlítica)

Son las más frecuentes. Se obtienen láminas de grafito eutéctico segregado sobre la matriz perlítica (laminar o globular como veremos más adelante). La temperatura de paso corresponde entonces a la vertical del punto eutectoide e; es decir, coincide con la temperatura eutectoide.

Por tener matriz perlítica tienen mayor resistencia a la tracción y más facilidad de mecanización, así como buena resistencia al desgaste. (Son las de mayor aplicación). La composición química para obtenerlas depende del espesor de la pieza y del molde. Para conocer si la fundición es hipo o hipereutética, puede utilizarse el carbono equivalente:

$$C.E. = C + Si/3 + P/3 \quad (\text{si hay poco fósforo se suprime ese término})$$

La cantidad de carbono del eutéctico es $C_E = 4.3 - Si/3$, donde 4.3 el punto del diagrama metaestable, que habrá que determinar en cada caso. Si $C.E. < 4.3$ la fundición es hipoeutética, si $C.E. > 4.3$ la fundición es hipereutética, y si $C.E. = 4.3$ es eutética.

Estas fundiciones tienen una dureza de 180-250 HB. La resistencia está entre 20 - 25 kg/mm².

Cuando C.E. es bajo tienden a formarse fundiciones blancas o atruchadas, en cuyo caso se *inocula* la fundición calentando a 1500 °C +/-, y añadiendo elementos grafitizantes (cerio, ferrosilicio,...) con esto evitamos el blanqueamiento y aumentamos además la resistencia mecánica hasta 25 - 35 kg/mm².

Se emplean para pistones, camisas de cilindros, zapatas de frenos, cigüeñales, troqueles, bancadas de máquinas, cilindros de laminación, etc.

c) Fundiciones grises de matriz totalmente ferrítica

Se observan grandes láminas de grafito primario (el C del extremo del diagrama) y láminas más pequeñas del grafito eutéctico segregado sobre un fondo blanco ferrítico sobre el que no se ven los bordes de grano con nital (debido al contenido en carbono y silicio).

Tienen alto contenido en carbono y silicio por lo que según el carbono equivalente son hipereutéticas. En este caso la austenita se transforma en ferrita y grafito. El carbono total equivale al carbono que está libre.

Tiene muy baja resistencia mecánica, de 8-12 Kg/mm² y una dureza de 80 - 120 HB.

Tienen alta colabilidad y casi no tienen poros, no contraen prácticamente al enfriar y son fácilmente mecanizables. Se usan por tanto en piezas de formas complicadas que requieren mucho mecanizado.

Pueden obtenerse fundiciones ferríticas hipoeutéticas, con bajo C y Si, si se sobrecalienta el metal y se enfría rápidamente, ocurriendo el subenfriamiento. Aparece el grafito interdendrítico, que hace precipitar el grafito primario.

Por otro lado pueden obtenerse fundiciones ferríticas a partir de fundiciones perlíticas o perlítico-ferríticas, mediante el recocido ferritizante.

Nota: preferentemente las aleaciones tienen matriz totalmente ferrítica o totalmente perlítica, nunca formadas por perlita y cementita. En ocasiones se usan matrices de perlita + ferrita.



4. PROPIEDADES MECÁNICAS COMPARADAS

La presencia del grafito explica las características de las aleaciones. Comparando con los aceros:

| | |
|---|--|
| <i>Temperatura de fusión</i> | Menor → mucha más colabilidad (incluso 1 mm). |
| <i>Contracción en el enfriamiento</i> | Mucho menor debido a la baja densidad (2.5 g/cc) del grafito. Por tanto menor también que en las fundiciones blancas. |
| <i>Plasticidad</i> | Menor plasticidad debido a que el grafito se comporta como grietas o poros en la masa metálica. Por esta falta de plasticidad las fundiciones no son forjables. |
| <i>Límite elástico de tracción</i> | También por las "grietas", las fundiciones no soportan grandes esfuerzos de tracción. No tienen límite elástico, y se considera como tal el 75% de la carga de rotura. Su alargamiento es prácticamente nulo. En las fundiciones blancas se admiten pequeñas deformaciones en caliente. |
| <i>Límite elástico de compresión</i> | Se comportan mejor a compresión ya que el grafito no es entonces tan perjudicial, admitiendo deformaciones mayores. El límite es de 3 a 5 veces mayor que para tracción. |
| <i>Efectos de entalla y vibraciones</i> | Son menos sensibles a ellos por el grafito, y absorben mejor las vibraciones. |
| <i>Dureza</i> | La dureza no se ve muy influida por el grafito, depende casi fundamentalmente de la dureza de la matriz. La dureza varía de 100 HB (ferríticas) a 260 HB (perlíticas). |
| <i>Resistencia mecánica</i> | <p>Influida también por el grafito, es menor que en los aceros y las fundiciones blancas. La resistencia mecánica de las fundiciones grises ordinarias queda caracterizada aproximadamente por</p> $R_M = \alpha \cdot (50 + 60 \cdot c)$ <p>Siendo α una constante entre 0.2 y 0.5, dependiendo de la cantidad de grafito y de la forma en que se presenta. c es el carbono combinado, es decir el carbono que hay en la matriz, no el grafito libre.</p> <p>Los valores de α son mayores cuanto menores son las láminas de grafito y mejor su distribución, y los valores de c son de 0 si la matriz es ferrítica y 0.8 si es perlítica. Interesa más cambiar α (disposición del carbono) que cambiar c (proporción de grafito).</p> <p>En estado bruto de colada, la resistencia varía de 10 Kg/mm² (matriz ferrítica) hasta 53 kg/mm² (matriz perlítica).</p> |
| <i>Mecanizabilidad</i> | Es mucho mayor debido al grafito, que acorta la viruta. |
| <i>Resistencia al desgaste</i> | Tienen excelente resistencia al desgaste, sobre todo las perlíticas, debido a su microestructura. El grafito además tiene acción lubricante. |
| <i>Resistencia a la corrosión</i> | Corrosión atmosférica. Es superior a la de los aceros. |



Características mecánicas de las fundiciones grises

| | |
|---|-------------|
| Fundiciones perlíticas ordinarias | R = 25 – 35 |
| Fundiciones perlíticas aleadas (Cr, Ni, Mo, Mn) | R = 40 – 60 |
| Fundiciones hipoeutectoides (F+P) | R = 18 – 30 |
| Fundiciones ferríticas | R = 8 – 15 |
| A, KCU nulos. | |

Al hablar de fundiciones grises, hay que especificar qué matriz tienen y la forma en que aparece el grafito. Ambos factores influyen al 50% en la resistencia mecánica de la fundición.

Nota: si las fundiciones tienen un contenido en fósforo alto (0.3 – 0.7%) aparece un eutéctico ternario llamado steadita ($F+C+Fe_3P$) que hace descender mucho la temperatura y por tanto aumenta mucho la colabilidad, y aumentando la dureza hasta 500 – 600 HB.

5. FORMAS DEL GRAFITO

En las fundiciones grises ordinarias el grafito aparece en láminas, existiendo cinco tipos distintos:

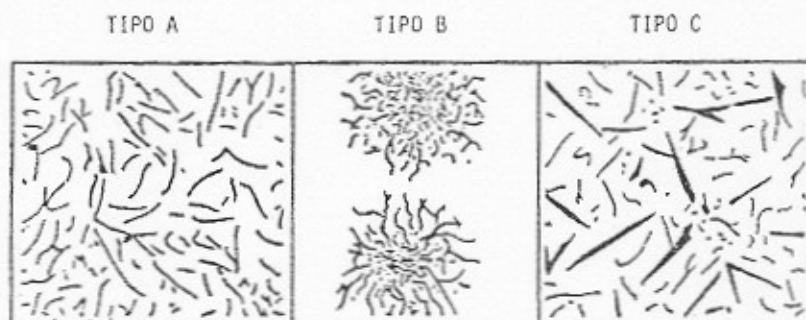


Figura 150: grafito de tipo A, B y C ("Metalografía de las aleaciones férreas", V. Blázquez Martínez)

- Grafito Tipo A:** Es el más común y el menos perjudicial. Cuanto más homogéneamente distribuidas estén las láminas, más resistencia tiene la aleación. Suele obtenerse en fundiciones grises hipoeutéticas.
- Grafito Tipo B:** El grafito aparece de forma similar pero agrupado en rosetas aisladas y en láminas de grosores más pequeños. Aparece así cuando, al intentar mejorar la colabilidad, aumentamos el contenido en carbono y silicio y enfriamos más rápidamente. La fundición tiene menos resistencia porque el grafito está peor distribuido.
- Grafito Tipo C:** Aparecen grandes láminas de grafito primario o proeutéctico y láminas menores de grafito eutéctico o segregado. El grafito primario es de gran tamaño y se deposita antes de la temperatura eutéctica. Se da en fundiciones hipereutéticas, que no tienen aplicación industrial. Tienen muy baja resistencia mecánica.

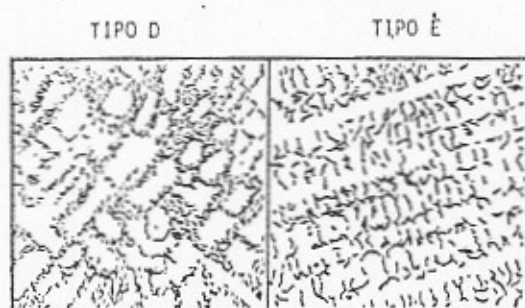


Figura 151: grafito de tipo D y E ("Metalografía de las aleaciones férreas", V. Blázquez Martínez)

Formas del grafito

Grafito Tipo D, E:

Este grafito y el tipo E se llaman interdendríticos. Se obtienen en fundiciones de bajo contenido en carbono (próximo a 2.1 aprox.) en coladas enfriadas rápidamente o desde temperaturas muy altas. En estos casos el líquido de composición eutéctica no solidifica a la temperatura eutéctica sino a una inferior, tanto más baja cuanto más rápido sea el enfriamiento. En este intervalo se sigue depositando la austenita primaria en forma de dendritas, lo que obliga al líquido a ocupar los espacios interdendríticos, donde se acabará depositando el carbono.

El tipo D se obtiene cuando no hay gradientes térmicos, siendo los alveolos elípticos. El tipo E se presenta cuando la pieza es de mayor tamaño y existen gradientes térmicos acusados, siendo entonces los alveolos alargados en el sentido del gradiente. En ambos casos el grafito se introduce entre ellos, reduciendo la homogeneidad de la estructura y disminuyendo la resistencia a la tracción.

El carbono interdendrítico eutéctico favorece la precipitación posterior del grafito, por lo que la matriz será ferrítica, y todo el carbono aparece en forma de grafito.

En las aleaciones sintéticas, obtenidas a partir de los elementos puros, aparecen siempre estos tipos de grafito. Esto se debe a que no hay impurezas que favorezcan la nucleación. Si se añade azufre siempre se obtiene Tipo A excepto para contenidos de silicio muy altos.



TRATAMIENTOS TÉRMICOS DE LAS FUNDICIONES

1. RECOCIDO FERRITIZANTE

Si el contenido en carbono de la fundición es bajo (3%) y el silicio también (1.5%), al enfriar habrá zonas que lo hagan más rápidamente y otras más lentamente, según el espesor, dándose una distribución de las matrices determinada. Por ejemplo, si fundimos una pieza en forma de cuña, obtendremos una distribución como la siguiente:

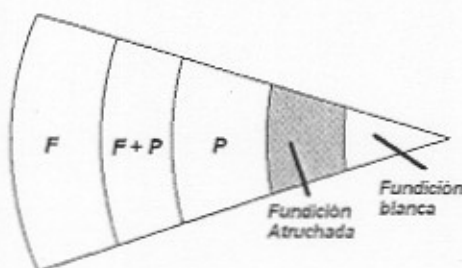


Figura 152:
matrices obtenidas
en el interior de una
cuña

Todo esto se debe a que, para una composición química, la velocidad de enfriamiento determinará la matriz de la fundición.

Mediante el recocido ferritizante se destruye la cementita de la perlita y la ledeburita, descomponiéndose en ferrita y grafito. La fundición debe estar en bruto de colada, formada por perlita o por perlita y cementita. Se eleva la temperatura por encima de A_{c1} , y enfriamos más o menos lentamente (según el espesor) al atravesar la temperatura eutectoide, enfriando después al aire. El resultado es una matriz completamente ferrítica, con láminas de grafito. Sus propiedades son: alargamiento nulo, resistencia de 12-15 kg/mm² y 80-130 HB de dureza.

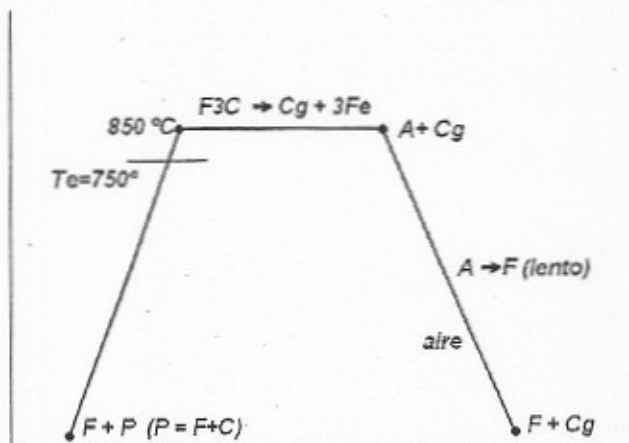


Figura 153: curva
de recocido
ferritizante



2. NORMALIZADO

La ferrita da buenas características para el mecanizado, pero quizás nos interesa una mayor resistencia y dureza. En este caso queremos tener matriz totalmente perlítica, y para obtenerla se usa el normalizado.

El proceso es exactamente igual al anterior, pero partiendo de una matriz de ferrita y grafito, y enfriando rápidamente para obtener perlita y grafito. Para ello se saca directamente al aire desde los 850 °C. Se obtiene una dureza de 180 – 230 HB y 35 – 55 kg/mm².

3. TEMPLE Y REVENIDO

Con ellos se consigue un equilibrio entre dureza y resistencia. Se aplican a piezas sencillas por el riesgo de agrietamiento durante el temple, que se hace al aire o en ocasiones aceite, nunca al agua. El temple y revenido se aplica a fundiciones perlíticas para aumentar su dureza y resistencia al desgaste.

Debido al tratamiento aparecerá una matriz de martensita revenida con agujas blancas de ferrita.

En las fundiciones, al contrario que en los aceros, el temple conduce a un máximo de dureza y a un mínimo de resistencia mecánica, pero al aplicar el revenido se equilibran. Los revenidos a 500° son los que más resistencia dan, mientras que el temple suele hacerse a 800-900 °C.

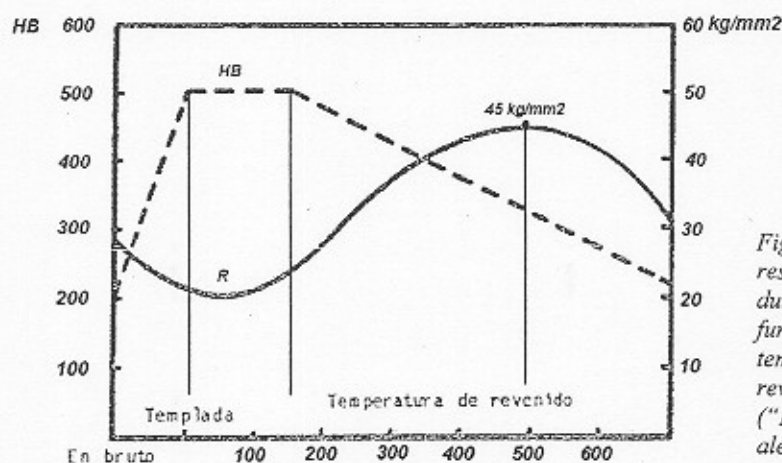


Figura 154: resistencia mecánica y dureza de las fundiciones según la temperatura de revenido utilizada. ("Metalografía de las aleaciones férreas", V.

Se obtiene martensita por enfriamiento rápido, o microconstituyentes Ar'' si el enfriamiento es más lento que la velocidad crítica. Si el espesor es muy grande se emplean fundiciones aleadas que tienen alta templabilidad.

Nota: en las fundiciones también se aplica el temple por llama o por inducción.



FUNDICIONES CON GRAFITO MODIFICADO

1. TIPOS DE FUNDICIONES

Las fundiciones grises ordinarias tienen carbono grafito laminar o en rosetas, y raras veces interdendrítico. Ya hemos visto las propiedades que confiere este tipo de grafito, si queremos mejorarlas éste debe aparecer en forma globular, aumentando así la resistencia mecánica y consiguiendo alargamientos no nulos.

El grafito podrá aparecer en forma **nodular** (fundiciones maleables) o en forma **esferoidal** (fundiciones esferoidales o nodulares). Por otro lado están las fundiciones *centra-steel*.

1. FUNDICIONES ESFEROIDALES O NODULARES

Se obtienen en bruto de colada, por la adición al fundido de Ce, Ni-Mg, Si-Ni-Mg, etc. Con esto conseguimos que el grafito aparezca en formas más o menos esféricas, de contornos redondeados.

Si se añade cerio la composición química es muy estricta y depende del tamaño de la pieza. Se prefiere sustituir el cerio por el magnesio. El níquel que acompaña al magnesio lo diluye en un 30% y le da mayor densidad facilitando así su integración en el fundido.

Si el contenido en magnesio supera el 0.5% actúa como blanqueante y la fundición solidifica como blanca (perlita + ledeburita transformada) ya que se retrasa la germinación del grafito. Controlando el balance de carbono, silicio y magnesio puede retrasarse la germinación hasta bajas temperaturas y hacer que se produzca por difusión, obteniendo entonces esferas de grafito.

Estas fundiciones tienen mayor plasticidad. En bruto de colada la microestructura consiste en esferas de grafito rodeadas de lagunas de ferrita, en una matriz de perlita. Dicha estructura se denomina *estructura de ojos de buey*. Se alcanzan resistencias de 70 kg/mm² y alargamientos del 3%.

Si nos interesa eliminar la ferrita se aplica un normalizado. Dependiendo del tiempo y temperatura empleados, obtendremos perlita globular imperfecta con grafito esférico. La resistencia aumenta entonces a 75 kg/mm² y el alargamiento hasta el 5%. (No se pierde alargamiento por la homogeneización)

Por otro lado, si se aplica un recocido ferritizante, obtenemos una matriz enteramente de ferrita con grafito esférico, con resistencia menor, de 45 kg/mm² y alargamiento mayor, del 10 al 12%. Esta fundición sería similar a un acero del 0.15% C, pero con una mayor colabilidad.

2. FUNDICIONES MALEABLES

En estas fundiciones el grafito aparece en forma de copos más irregulares. Un ejemplo de estas fundiciones es la *fundición europea*:

C = 2.10 – 2.75%
Si = 0.8 – 1.5 %
Mn = 0.5%
P, S < 0.2%

Para piezas de espesor normal obtenemos una fundición blanca hipoeutéctica, que se maleabiliza descomponiendo la cementita en grafito:

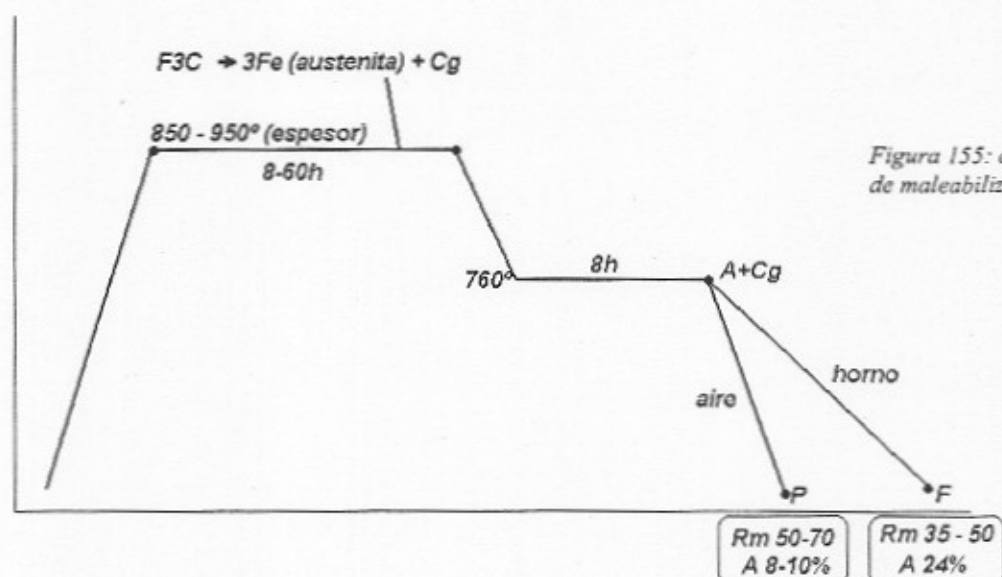


Figura 155: curva de maleabilización

La ventaja respecto a las esferoidales es que tienen un mayor alargamiento, debido a que la ferrita tiene menos silicio diluido. Se obtiene una resistencia mecánica similar, y es un proceso más caro.

El inconveniente es que la composición debe ser muy exacta para que la cementita se descomponga del todo.

3. FUNDICIONES CENTRA-STEEL

Son similares a las esferoidales en la microestructura, pero el grafito es más fino. Se obtienen en bruto de colada añadiendo boro (bórax, ferrobóro).

La ventaja de estas fundiciones es que sí que tienen límite elástico, la curva carga-alargamiento es similar a la de un acero. Una composición típica es C = 2.3%, Si 0.8-1.5%, B > 0.05%.

El inconveniente es que su fabricación es complicada por la inseguridad de los resultados del boro.

Debido a que tienen poco carbono tienen poca colabilidad. Son muy parecidas a los aceros.



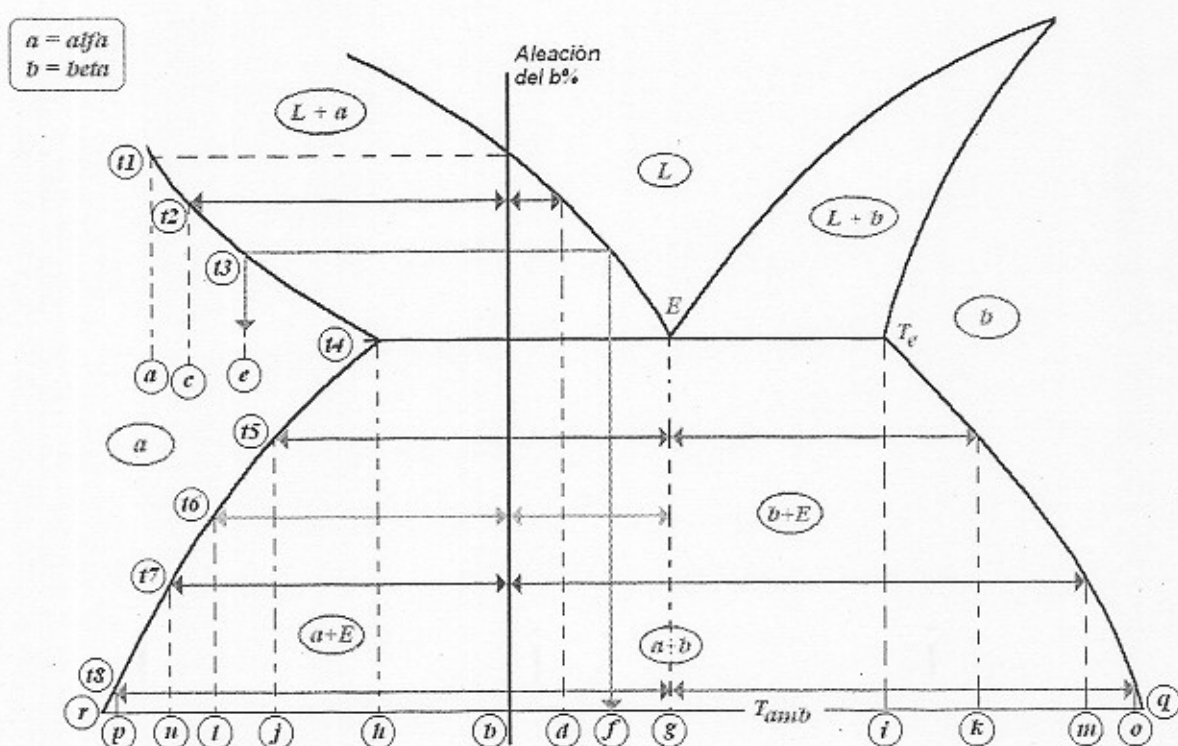
CUADRO SINÓPTICO DE PROPIEDADES

| | Dureza | Resistencia M. | Alargamiento | Resiliencia |
|-------------------------------------|--------------|------------------|--------------|-------------|
| Ferrita (F) | 90 HB | 28 – 30 | 30% - 37% | alta |
| Cementita (Fe_3C) | 68 HRC | < 10 | 0 | 0 |
| Perlita laminar (P) | 180 – 300 HB | 80 – 100 | 10% - 20% | baja |
| Perlita globular (Pg) | 140 – 220 HB | 78 | 25% | alta |
| Sorbita (S) | 250 – 400 HB | 80 – 140 | 10% - 20% | |
| Troostita (T) | 350 – 500 HB | 140 – 175 | 8% - 15% | |
| Bainita superior (Bs) | 43 – 55 HRC | 160 – 200 | 3% - 10% | |
| Bainita inferior (Bi) | 45 – 60 HRC | 170 – 230 | 1% - 6% | |
| Martensita (M) | 50 – 68 HRC | 175 – 250 | 0% - 3% | baja |
| Austenita (A) | 140 – 200 HB | 90 - 140 | hasta 60% | |
| | HB / HRC | kg/mm^2 | % | cuant. |



APÉNDICE: DIAGRAMAS DE EQUILIBRIO

A continuación se muestra un esquema aclarativo sobre el uso de la regla de la palanca en los diagramas binarios de equilibrio.



En el diagrama aparece el eutéctico bifásico de $\alpha + \beta$, con una temperatura eutética T_e .

Tomaremos la aleación correspondiente a la línea azul, con una concentración del "elemento B" (elemento a la derecha del diagrama) del b%, y una concentración del "elemento A" (elemento a la izquierda) del 100-b%.

1. Por encima de la línea de líquidus, es decir, a temperatura superior a $t1$, tenemos un líquido homogéneo.
2. A la temperatura $t1$ tenemos un líquido de composición a, y comienza a solidificarse la solución sólida α de composición b. Entramos por tanto en la zona bifásica $L+\alpha$. Dentro de esta zona la regla de la palanca nos permite conocer la proporción de líquido y de sólido α (línea roja). A la temperatura $t2$ tendríamos lo siguiente:

$$\% \alpha = \frac{d-b}{d-c} \cdot 100$$

$$\% L = \frac{b-c}{d-c} \cdot 100 \quad (\% \alpha + \% L = 100)$$



3. A la temperatura t_3 la línea amarilla nos indica la composición (contenido en B) del líquido, f , y de la solución sólida, e .
4. Al llegar a la temperatura eutéctica $t_4 = T_E$, se da la reacción correspondiente: $L \Leftrightarrow \alpha + \beta$. Una vez desaparece el líquido, tendremos la fase α primaria (solidificada antes de la reacción eutéctica) y el eutéctico $E(\alpha + \beta)$.
5. El eutéctico está formado por solución sólida α y solución sólida β (secundarias o eutécticas) La composición del eutéctico a la temperatura eutéctica será

$$\% \alpha = \frac{i - g}{i - h} \cdot 100 \qquad \% \beta = \frac{g - h}{i - h} \cdot 100$$

6. Justo antes de la temperatura eutéctica tendremos α y líquido:

$$\% \alpha = \frac{g - b}{g - h} \cdot 100 \qquad \% L = \frac{b - h}{g - h} \cdot 100$$

7. Por otro lado, justo después de dicha temperatura tendremos solución sólida α y eutéctico:

$$\% \alpha = \frac{g - b}{g - h} \cdot 100 \qquad \% E = \frac{b - h}{g - h} \cdot 100$$

8. El eutéctico va cambiando su composición conforme desciende la temperatura, segregando solución sólida α eutéctica (en este caso, que tenemos una aleación hipoeutéctica), de forma que a la temperatura t_5 (línea rosa) la composición del eutéctico será distinta que a la temperatura t_4 :

$$\% \alpha = \frac{k - g}{k - j} \cdot 100 \qquad \% \beta = \frac{g - j}{k - j} \cdot 100$$

9. Así mismo, al descender la temperatura la proporción de eutéctico y solución sólida α (libre o primaria) cambia. A la temperatura t_6 (línea verde),

$$\% \alpha = \frac{g - b}{g - l} \cdot 100 \qquad \% E = \frac{b - l}{g - l} \cdot 100$$

10. Si queremos saber la cantidad total de solución sólida α y solución sólida β que tiene la aleación en cada caso, sin diferenciar microconstituyentes, nos guiamos por la línea roja: a temperatura t_7 ,

$$\% \alpha = \frac{m - b}{m - n} \cdot 100 \qquad \% \beta = \frac{b - n}{m - n} \cdot 100$$

11. A una temperatura próxima a la temperatura ambiente t_8 , se habrá segregado casi toda la solución α eutéctica que puede segregarse. La composición del eutéctico a esa temperatura será

$$\% \alpha = \frac{o - g}{o - p} \cdot 100 \qquad \% \beta = \frac{g - p}{o - p} \cdot 100$$

12. Por último, a temperatura ambiente tendremos una aleación formada por eutéctico y solución sólida α de la siguiente composición:

$$\% \alpha = \frac{q - b}{q - r} \cdot 100 \qquad \% \beta = \frac{b - r}{q - r} \cdot 100$$

Y siendo la composición del eutéctico $\% \alpha = \frac{q - g}{q - r} \cdot 100$ y $\% \beta = \frac{g - r}{q - r} \cdot 100$.



BIBLIOGRAFÍA

1. *Metalografía de las Aleaciones Férricas*; Víctor Blázquez Martínez (Dr. Ingeniero Industrial); Sección de publicaciones de la E.T.S.I. de Industriales de la U.P.M.
2. *Metalografía y Tratamiento Térmico de los Metales*; Yu. M. LAJTIN; Ed. MIR
3. *Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de Materiales*; William F. Smith; Ed. McGraw – Hill.

Rafael Chinchilla Cámara
Fecha de nacimiento: Enero de 1980
Estudiante de Ingeniería Industrial

Finalizado el 28 de abril de 2001
e-mail: rafachc@yahoo.es