AAE 7217
TRAB
IID2000
P3.

UCAB Universidad Católica
CENTRO CULTURAL PADRE CARLOS G. PLAZA S.J.
BIBLIOTECA CENTRAL

TRABAJO DE ASCENSO

TRATAMIENTOS TERMICOS DE LOS MATERIALES METALICOS Y NO METALICOS

Autor:
Norma Pazos Peinado

Caracas, 28 de septiembre de 2000

CONTENIDO

PREFACIO 4
INTRODUCCION 5
AGRADECIMIENTO 5
CAPITULO 1 7
TRATAMIENTOS TERMICOS 7
1-1DEFINICION 7
1-2 TIPOS DE TRATAMIENTOS 7
1-3 MATERIALES TRATABLES TERMICAMENTE 7
1-4 PROBLEMAS ASOCIADOS A LA REALIZACIÓN DE LOS TRATAMIENTOS EN LOS ACEROS 9
CAPITULO 2 10
RECOCIDO 10
2-1 DEFINICION 10
2-2 TIPOS DE RECOCIDO 10
2-3 RECOCIDO TOTAL 11
2-4 RECOCIDO DE ALIVIO DE TENSIONES 18
2-5 RECOCIDO DE RECRISTALIZACION 20
2-6 ESFEROIDIZACION 27
2-7 RECOCIDO DE POLIMEROS 30
2-8 RECOCIDO DE LAS FUNDICIONES BLANCAS 30
CAPITULO 3 34
NORMALIZADO 34
3-1 DEFINICION 34
3-2 NORMALIZADO DEL ACERO 34
3-3 NORMALIZADO DE LAS FUNDICIONES DE HIERRO 39
CAPITULO 4 41
AUSTEMPLADO 41
4-1 DEFINICION 41
4-2 TRATAMIENTO TERMICO DE AUSTEMPLADO 41
4-3 TRANSFORMACIONES DE FASE EN EL AUSTEMPLADO 42
4-4 EFECTO DEL AUSTEMPLADO EN LA MICROESTRUCTURA DE LOS ACEROS 43
4-5 EFECTO DEL AUSTEMPLADO EN LAS PROPIEDADES DE LOS ACEROS 45
CAPITULO 5 46
TEMPLE 46
5-1 DEFINICION 46
5-2 TEMPLE DEL ACERO 46
5-3 TEMPLE DE LAS FUNDICIONES DE HIERRO 51
5-4 TEMPLE DE LAS ALEACIONES DE NIQUEL 51
5-5 TEMPLE DEL VIDRIO 53
5-6 TRANSFORMACION MARTENSITICA DE LOS CERÁMICOS CRISTALINOS 53
CAPITULO 6 56
REVENIDO 56
6-1 DEFINICION 56
6-2 ETAPAS DEL TRATAMIENTO DE REVENIDO EN EL ACERO 56
6-3 TRANSFORMACIONES DE FASE EN EL TRATAMIENTO DE REVENIDO DEL ACERO 57
6-4 PROPIEDADES DE LOS ACEROS REVENIDOS 59
6-5 FUNDAMENTOS TERMODINAMICOS DE LOS CAMBIOS MICROESTRUCTURALES QUE OCURREN EN EL REVENIDO DE LOS ACEROS 61
6-6 REVENIDO DE LAS FUNDICIONES DE HIERRO 61

6-7 REVENIDO DE LAS ALEACIONES DE NIQUEL....61
CAPITULO 7....63
DIAGRAMAS TTT....63
7-1 FUNDAMENTO....63
7-2 TIPOS DE DIAGRAMAS TTT....63
7-3 ELABORACION DE LOS DIAGRAMAS TTT PARA ACEROS....65
7-4 DESCRIPCION DE LOS DIAGRAMAS TTT PARA LOS ACEROS....66
7-5 DIAGRAMAS TI Y TRATAMIENTOS NO ISOTERMICOS....68
7-6 EFECTO DEL CONTENIDO DE CARBONO Y DE LOS ELEMENTOS ALEANTES EN LOS DIAGRAMAS TI Y TE....68
CAPITULO 8....73
ENDURECIMIENTO POR ENVEJECIMIENTO....73
8-1 DEFINICION....73
8-2 PROCEDIMIENTO....74
8-3 TRANSFORMACIONES DE FASE EN EL TRATAMIENTO DE ENVEJECIMIENTO DE LAS ALEACIONES ALUMINIO-COBRE....74
8-4 EFECTO DEL TRATAMIENTO DE ENVEJECIMIENTO EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE LAS ALEACIONES ALUMINIO-COBRE....76
8-5 ENDURECIMIENTO POR PRECIPITACION DE CERAMICOS CRISTALINOS....78
8-6 ENDURECIMIENTO POR ENVEJECIMIENTO DE ACEROS....79
REFERENCIAS....82
RESPUESTAS A LOS PROBLEMAS PROPUESTOS....84
FACTORES DE CONVERSIÓN....86
CONSTANTES....86

PREFACIO

El libro "Tratamientos Térmicos de los Materiales Metálicos y no Metálicos" fue escrito con el deseo de ofrecer a los estudiantes de Ingeniería una visión completa, clara y a la vez concisa del área de los Tratamientos Térmicos, parte importante de la asignatura de Ciencia de los Materiales. La experiencia docente me ha permitido detectar en los estudiantes una especial dificultad en esta área, por lo cual he creído conveniente desarrollar el presente material como soporte adicional a los libros de texto convencionales.

El objetivo del libro es facilitar la comprensión de esta parte de la asignatura mediante el análisis de los procedimientos, mecanismos y efectos de cada tratamiento, así como el planteamiento de problemas prácticos para que el estudiante pueda aplicar los conocimientos adquiridos.

El libro fue elaborado tomando como base los programas de Ciencia de los Materiales de las carreras de Ingeniería Industrial (séptimo semestre de la carrera), Ingeniería Mecánica e Ingeniería Naval, los cuales incluyen exclusivamente el área de los Tratamientos Térmicos de los Materiales Metálicos.

Adicionalmente, este libro incluye el tema de los Tratamientos Térmicos de los Materiales Polímeros, Cerámicos y Vidrios, el cual en la mayoría de los casos es ignorado en los textos relacionados con la asignatura. Es mi deseo que su inclusión permita al estudiante tener una visión más clara del área y lo incentive a reflexionar en su posible aplicación a los materiales compuestos.

El libro fue escrito bajo la premisa de que los estudiantes conocen la estructura atómica de los materiales sólidos, sus propiedades mecánicas, los diagramas de equilibrio de metales y cerámicos, así como el diagrama hierro-carbono, las fases, transformaciones de fases, nomenclatura y clasificación de los aceros y fundiciones, de acuerdo con la secuencia establecida en los programas mencionados previamente.

El texto incluye las ilustraciones de las microestructuras resultantes de los principales tratamientos térmicos estudiados y sus propiedades mecánicas, así como los diagramas de fase y de temperatura-tiempo-transformación analizados. En general, las microestructuras incluidas no son fotografías reales, sino ilustraciones realizadas por el autor, excepto en el caso de las fotomicrografías correspondientes a las Figuras 3-3 y 3-4, las cuales fueron proporcionadas por la Profesora Mónica Niño de la Universidad Católica Andrés Bello. Por otra parte, en cada capítulo se incluyen los problemas necesarios para la aplicación de los conceptos adquiridos, los cuales tienen sus respectivas respuestas numéricas al final del libro.

INTRODUCCION

Este libro explica *cómo* la estructura de los materiales sólidos cambia cuando son sometidos a calentamientos y enfriamientos sucesivos con diferentes rapideces de enfriamiento (es decir, cuando son tratados térmicamente), pero no explica el *por qué* de estos cambios.

¿Por qué se modifica la estructura atómica con una precisión tan sorprendente cuando el material es tratado térmicamente bajo determinadas condiciones?. Aunque este libro no explica el *por qué*, es justo mencionar que esta interrogante es aún más interesante que el *cómo*.

AGRADECIMIENTO

Quiero expresar mi gratitud a quienes con su apoyo me animaron y ayudaron a comenzar y posteriormente a corregir el manuscrito de este libro. Como siempre, deseo expresar a mamá y a mi hermano Orlando mi eterno agradecimiento.

Asimismo, quiero reconocer las revisiones y los comentarios realizados por la Profesora Alba de Acosta, quien fuera Directora de la Escuela de Ingeniería Industrial de la Universidad Católica Andrés Bello hace algunos años, la Profesora Ana Rivas del Departamento de Ciencia de los Materiales de la Universidad Simón Bolívar, y la Profesora Mónica Niño de la Escuela de Ingeniería Industrial de la Facultad de Ingeniería de la Universidad Católica Andrés Bello.

Norma Pazos Peinado
septiembre de 2000

A mis padres

CAPITULO 1

TRATAMIENTOS TERMICOS

1-1 DEFINICION

El término Tratamiento Térmico se refiere, en forma simplificada, al procedimiento que consiste en someter a un material en estado sólido a un calentamiento hasta una temperatura determinada, seguido por un mantenimiento a la temperatura por un intervalo de tiempo, y finalmente por un enfriamiento hasta temperatura ambiente. Las principales diferencias entre los diversos tratamientos son la temperatura de calentamiento, el tiempo de mantenimiento a la temperatura de tratamiento y la rapidez de enfriamiento.

El objetivo de este proceso es modificar la estructura interna del material con la finalidad de obtener determinadas propiedades. El cambio de estructura puede ser sólo a nivel atómico o también a nivel microestructural, es decir, a nivel de angstroms o micrones.

1-2 TIPOS DE TRATAMIENTOS

Los tratamientos térmicos más comunes son: recocido (completo, de alivio de tensiones, de recristalización y esferoidización), normalizado, austemplado, temple, revenido, y endurecimiento por envejecimiento.

El nombre, tipo y proporción de las fases presentes en un material después de un tratamiento de recocido pueden estimarse a partir del diagrama de fase respectivo; la información relativa al resto de los tratamientos no puede predecirse a través de estos diagramas.

1-3 MATERIALES TRATABLES TERMICAMENTE

Las aleaciones de hierro, aluminio, cobre y níquel, así como el vidrio, los cerámicos cristalinos y algunos polímeros, son ejemplos de materiales que pueden ser tratados térmicamente.

Los materiales metálicos, sin embargo, presentan cambios microestructurales más significativos después de un tratamiento térmico porque en los materiales no metálicos la difusión atómica es muy lenta, y los cambios microestructurales normalmente ocurren por difusión. El coeficiente de difusión del aluminio en el hierro, por ejemplo, está en el orden de 10^{-7} cm^2/s a 900°C, mientras que los coeficientes de difusión de níquel y cromo en el material cerámico $NiCr_2O_4$ están en

el orden de 10^{-11} cm^2/s a 1200°C de temperatura. Por consiguiente, la mayor parte de los materiales tratados térmicamente son metálicos.

Los materiales metálicos pueden ser tratados con cualquiera de los tratamientos térmicos mencionados anteriormente. Por otra parte, los vidrios y cerámicos cristalinos pueden ser tratados por recocido, temple y endurecimiento por envejecimiento, mientras que los polímeros pueden ser recocidos. Los tratamientos térmicos más comunes para algunos materiales se resumen en la Tabla siguiente:

TABLA 1-1 Tratamientos Térmicos para algunos materiales

Materiales	Tratamiento Térmico
aceros	recocido
fundición blanca y gris	
aleación de aluminio	
aleación de cobre	
aleación de níquel	
vidrio	
polímero	
acero	normalizado
fundición gris y nodular	
aceros	austemplado
acero	temple y revenido
fundición gris	
fundición maleable	
fundición nodular	
aleación de níquel	
vidrio	
cerámico cristalino	
aleación de aluminio	endurecimiento por envejecimiento
aleación de cobre	
cerámico cristalino	
aceros inoxidables endurecibles por precipitación	
aceros marenvejecibles	

1-4 PROBLEMAS ASOCIADOS A LA REALIZACIÓN DE LOS TRATAMIENTOS EN LOS ACEROS

Descarburización superficial La exposición de las probetas de acero a altas temperaturas en los hornos de tratamiento puede ocasionar descarburización superficial, es decir, la disminución del contenido de carbono en la superficie de la muestra. Este fenómeno ocurre como consecuencia de la reacción entre el carbono del acero y los gases de la atmósfera del horno para formar CO, CO_2 ó CH_4. Los gases en la atmósfera pueden ser: CO, CO_2, H_2O, CH_4 ó H_2. La pérdida de carbono ocasionada por la reacción anterior, provoca la difusión del carbono desde el interior de la muestra hasta la superficie para contrarrestar el gradiente de concentración de carbono producido por la reacción, lo que ocasionará finalmente la descarburización del acero hasta una profundidad determinada, la cual dependerá principalmente del tiempo de exposición y la temperatura de calentamiento. La intensidad con la cual se descarburizará el acero dependerá de las presiones parciales de los gases de la atmósfera y del carbono del acero.

La presencia de la superficie descarburizada puede tener un efecto significativo y perjudicial en las propiedades mecánicas de algunos aceros, especialmente en los aceros para herramientas.

Deformación y agrietamiento El volumen de los aceros varía durante el calentamiento y enfriamiento debido a los cambios de fases que suceden mientras se calientan o enfrían y a la dilatación y contracción térmica.

Cuando se enfría un acero lentamente la transformación de la austenita ocurre a una temperatura relativamente alta, donde el acero tiene una mayor capacidad de deformación plástica, y por lo tanto admite fácilmente estos cambios de volumen. Sin embargo, cuando las rapideces de enfriamiento son altas, el cambio de fase ocurre a temperaturas relativamente bajas donde la plasticidad del acero es menor. Por esta razón, el enfriamiento rápido del acero (especialmente cuando las probetas son de grandes dimensiones y por lo tanto el centro y la superficie se enfrían con diferentes rapideces de enfriamiento), puede provocar deformación e incluso agrietamiento de las probetas.

Oxidación La permanencia del acero en el horno de tratamiento puede provocar su oxidación por la reacción del oxígeno del aire y el hierro de la superficie, originando la "cascarilla" u óxido de hierro, que produce entre otros efectos perjudiciales, pérdida de material.

CAPITULO 2

RECOCIDO

2-1 DEFINICION

El recocido es un tratamiento térmico constituido por tres etapas:

a) calentamiento del material hasta una temperatura adecuada para que los átomos puedan difundir más rápidamente y transformarse a la fase estable a esa temperatura

b) mantenimiento a la temperatura anterior por un tiempo suficiente para que se uniforme la composición química mediante la difusión

c) Enfriamiento usualmente muy lento a través de los intervalos de transformación con la finalidad de obtener los cambios de fase en equilibrio. El enfriamiento lento en la práctica está asociado a una rapidez cercana a 28°C/h para los materiales metálicos y un poco menor para los no metálicos (aproximadamente 10°C/h), y puede conseguirse apagando el horno de calentamiento y dejando que el material se enfríe en su interior hasta temperatura ambiente.

2-2 TIPOS DE RECOCIDO

El tratamiento de recocido se puede subdividir en varios tipos, entre los cuales se encuentran:

a) recocido completo
b)recocido de alivio de tensiones o subcrítico
c)recocido de recristalización
d)esferoidización o globulización

El recocido completo se aplica a los aceros, fundiciones y las aleaciones de níquel, mientras que el recocido de alivio de tensiones se aplica principalmente a los aceros, las fundiciones grises y el vidrio. El recocido de recristalización se aplica a las aleaciones de cobre y aluminio principalmente, mientras que la esferoidización se utiliza para tratar aleaciones de hierro, en particular a los aceros hipereutectoides.

Por otra parte, los polímeros son tratados por un tipo de recocido diferente con la finalidad de favorecer su cristalización y las fundiciones blancas son tratadas con otra clase de recocido para producir las fundiciones maleables. Este último

tratamiento no es realmente un típico recocido porque involucra rapideces de enfriamiento mayores a las establecidas por definición.

2-3 RECOCIDO TOTAL

Recocido de los aceros El recocido completo de los aceros es un tratamiento que consiste en el calentamiento y mantenimiento de la pieza a una temperatura mayor que la crítica superior A_3 para los aceros hipoeutectoides, o la crítica inferior A_1 para los hipereutectoides, seguido por enfriamiento lento de aproximadamente 28°C/h hasta temperatura ambiente (Figuras 2-1 y 2-2). Este tratamiento puede ser descrito en términos de un diagrama de equilibrio hierro-carbono, ya que debido a la baja rapidez de enfriamiento el proceso está muy próximo a las condiciones de equilibrio, aunque no reproduce exactamente dichas condiciones.

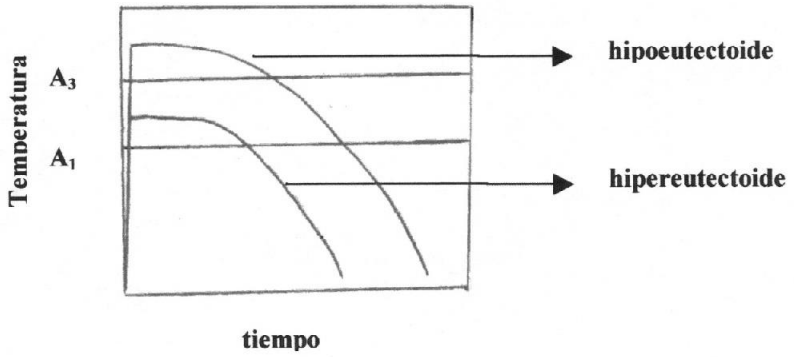

Figura 2-1 Curvas de calentamiento-enfriamiento correspondientes al recocido de aceros hipoeutectoides e hipereutectoides

Temperatura y tiempo de recocido En este tratamiento la temperatura de calentamiento y el tiempo de mantenimiento son variables. La temperatura de recocido para un acero es aproximadamente 30°C mayor que su temperatura A_3 ó A_1, para el hipoeutectoide e hipereutectoide respectivamente.

Las temperaturas críticas de los aceros, para una velocidad de calentamiento determinada, son obtenidas experimentalmente midiendo los cambios en transferencia de calor que ocurren a medida que las muestras son calentadas. Cuando la austenita se transforma a ferrita y cementita, por ejemplo, el calor es liberado y se produce un cambio de pendiente en la curva de enfriamiento temperatura vs tiempo.

Las temperaturas de recocido calculadas a partir de los datos de temperaturas críticas para velocidades de calentamiento de 28°C/h son indicadas en la Tabla 2-1 para diferentes aceros. Las temperaturas serán diferentes para otras velocidades de calentamiento.

TABLA 2-1 Temperaturas de recocido para algunos aceros

Acero (Designación AISI)	Temperatura de recocido (°C)
1020	860
1040	810
1050	790
10120	757

Por otra parte, el tiempo de calentamiento depende de la masa de la pieza a tratar, entre otros factores. El tiempo de mantenimiento empieza cuando toda la pieza, desde la superficie hasta el centro, ha alcanzado esa temperatura.

Cuando el acero es calentado a temperaturas mayores que A_3 o A_1 la estructura se transforma completa o parcialmente a austenita. Sin embargo, algunas regiones de austenita pueden tener mayor contenido de carbono que otras porque unas se originaron de la reacción eutectoide mientras que otras lo hicieron del constituyente proeutectoide.

La austenita originada del constituyente proeutectoide podría también presentar variación en su composición ya que la composición de la austenita varía con la temperatura de acuerdo con el diagrama de equilibrio (Figura 2-2).

Por esta razón, es necesario que el acero permanezca un tiempo a la temperatura de recocido para que el carbono difunda y se distribuya uniformemente. Por lo tanto, las secciones con espesor menor o igual que 25 mm son mantenidas por una hora a la temperatura de recocido, y se hace una adición de 30 minutos de mantenimiento por cada 25 mm adicionales de espesor.

Efecto del tratamiento de recocido sobre la microestructura de los aceros

Las bajas velocidades de enfriamiento características de este tratamiento permiten la difusión del carbono y por consiguiente la obtención de las estructuras indicadas en el diagrama de equilibrio. Por esta razón, las microestructuras producidas por los recocidos consisten en diversas distribuciones de ferrita y cementita.

Los aceros hipoeutectoides presentan una microestructura compuesta por dos zonas: la fase de ferrita proeutectoide con una morfología característica de granos poligonales de color blanco y la de perlita, con una morfología más irregular de "colonias" de color negro (Figura 2-3). La perlita consiste en una mezcla de dos fases que pueden ser resueltas a aumentos mayores como ferrita y cementita. La cementita y la ferrita se observan como placas alternadas de color oscuro y blanco respectivamente.

Por otra parte, la microestructura de los aceros hipereutectoides presenta dos zonas: perlita con una apariencia similar a la observada en los aceros hipereutectoides y cementita proeutectoide en forma de red blanca bordeando las colonias de perlita (Figura 2-4).

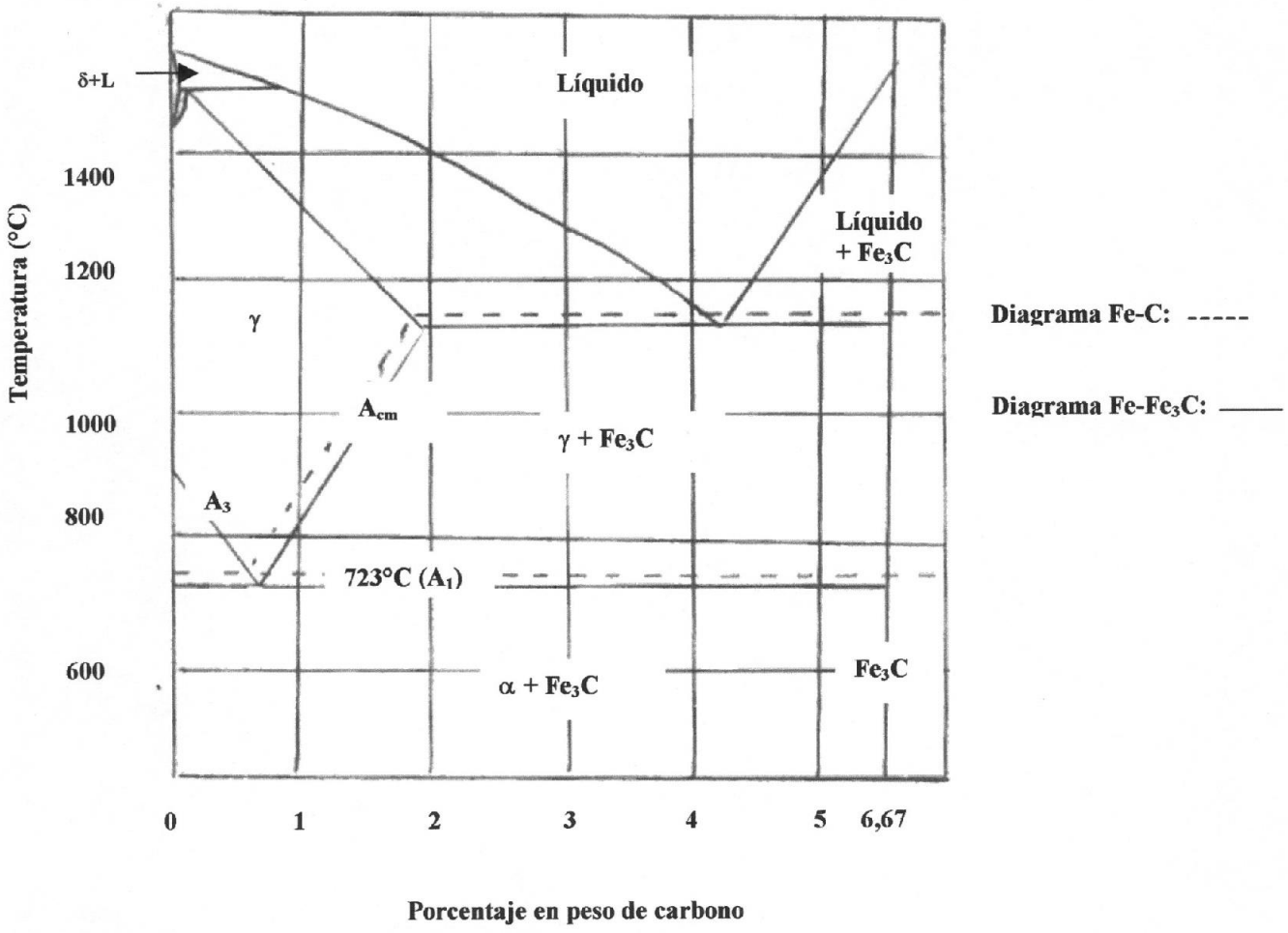

Figura 2-2 Porción de los diagramas de equilibrio Fe-C y metaestable Fe-Fe_3C. Las líneas de interfase en la cual sólo se indica la línea sólida pueden considerarse similares para ambos diagramas

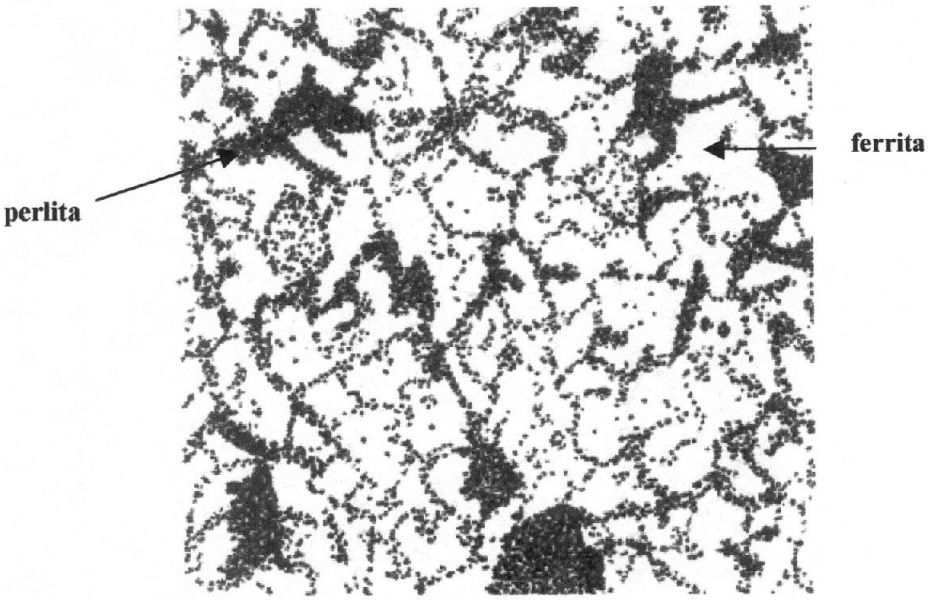

Figura 2-3 Microestructura de un acero hipoeutectoide recocido. Reactivo: nital 2%. Aumento: 100 X

Propiedades de la ferrita, cementita y perlita La ferrita es una solución sólida de carbono en hierro α, estructura cristalina cc (bcc en inglés), y solubilidad máxima de 0,025% en peso de carbono en hierro. La resistencia tensil es aproximadamente 276 MPa, la dureza 90HRB y la ductilidad, medida por el porcentaje de elongación, es de 35%.

Figura 2-4 Microestructura de un acero hipereutectoide recocido. Reactivo: nital 2%. Aumento: 300 X

La cementita es un compuesto de hierro y carbono con 6,67% en peso de carbono y estructura cristalina ortorrómbica. La cementita es muy frágil y su dureza es mayor que 68 HRC.

La perlita tiene una resistencia promedio de 788 MPa, una dureza de 200 HB y una ductilidad de 15%. La distancia entre láminas de cementita es aproximadamente de 10^{-3} mm.

Transformaciones de fase en el recocido

Acero Hipoeutectoide Cuando el acero hipoeutectoide es calentado a la temperatura de recocido la estructura se transforma completamente a austenita (Figura 2-5). Si el acero se enfría ahora muy lentamente la austenita se transforma parcialmente a ferrita entre A_3 y A_1. La ferrita que se forma sobre A_1 se conoce como ferrita proeutectoide para indicar que se ha formado por un mecanismo diferente a aquel de la transformación eutectoide.

La transformación de austenita a ferrita proeutectoide ocurre como consecuencia de la difusión de carbono desde los bordes de grano de la austenita, hacia el interior. Como consecuencia de lo anterior, los bordes se empobrecen en carbono mientras que el centro de los granos se enriquece en este elemento. La difusión continúa hasta que las zonas empobrecidas alcanzan una concentración de carbono igual que la solubilidad máxima de carbono en la ferrita, y posteriormente ocurre el acomodo de los átomos desde una estructura ccc (fcc en inglés), a otra cc (bcc en inglés), típica de la ferrita. Por otra parte, las áreas remanentes de austenita se enriquecen en carbono entre A_3 y A_1, hasta alcanzar la composición eutectoide de 0,8% en peso de carbono a la temperatura eutectoide (Figura 2-5).

A la temperatura eutectoide el acero sufre la reacción eutectoide, en la cual algunas áreas de austenita se transforman a ferrita por un proceso de difusión y acomodo de átomos similar al mencionado arriba. Sin embargo, en este caso las áreas enriquecidas en carbono adyacentes a la ferrita, alcanzan una concentración de 6,67% en peso de carbono, y los átomos se acomodan en una estructura ortorrómbica originándose la cementita. Como consecuencia de esta reacción se originan las placas alternadas de ferrita y cementita conocidas como perlita.

Acero Hipereutectoide Al calentar un acero hipereutectoide a una temperatura entre A_1 y A_{cm} la estructura se transformará a austenita y cementita proeutectoide (Figura 2-5). Al enfriar lentamente el acero hasta una temperatura un poco mayor que A_1, la proporción de la cementita aumentará porque el carbono difundirá desde el centro hacia los bordes de los granos de la austenita. En los bordes se alcanzará la concentración de 6,67% en peso de carbono y los átomos se acomodarán en la estructura ortorrómbica de la cementita.

La austenita remanente se empobrecerá en carbono, y a la temperatura A_1 alcanzará la composición eutectoide transformándose en perlita de acuerdo con el mecanismo mencionado arriba (Figura 2-5).

La microestructura final de este tipo de acero consistirá en colonias de perlita rodeadas por una red de cementita proeutectoide. El recocido de estos aceros se

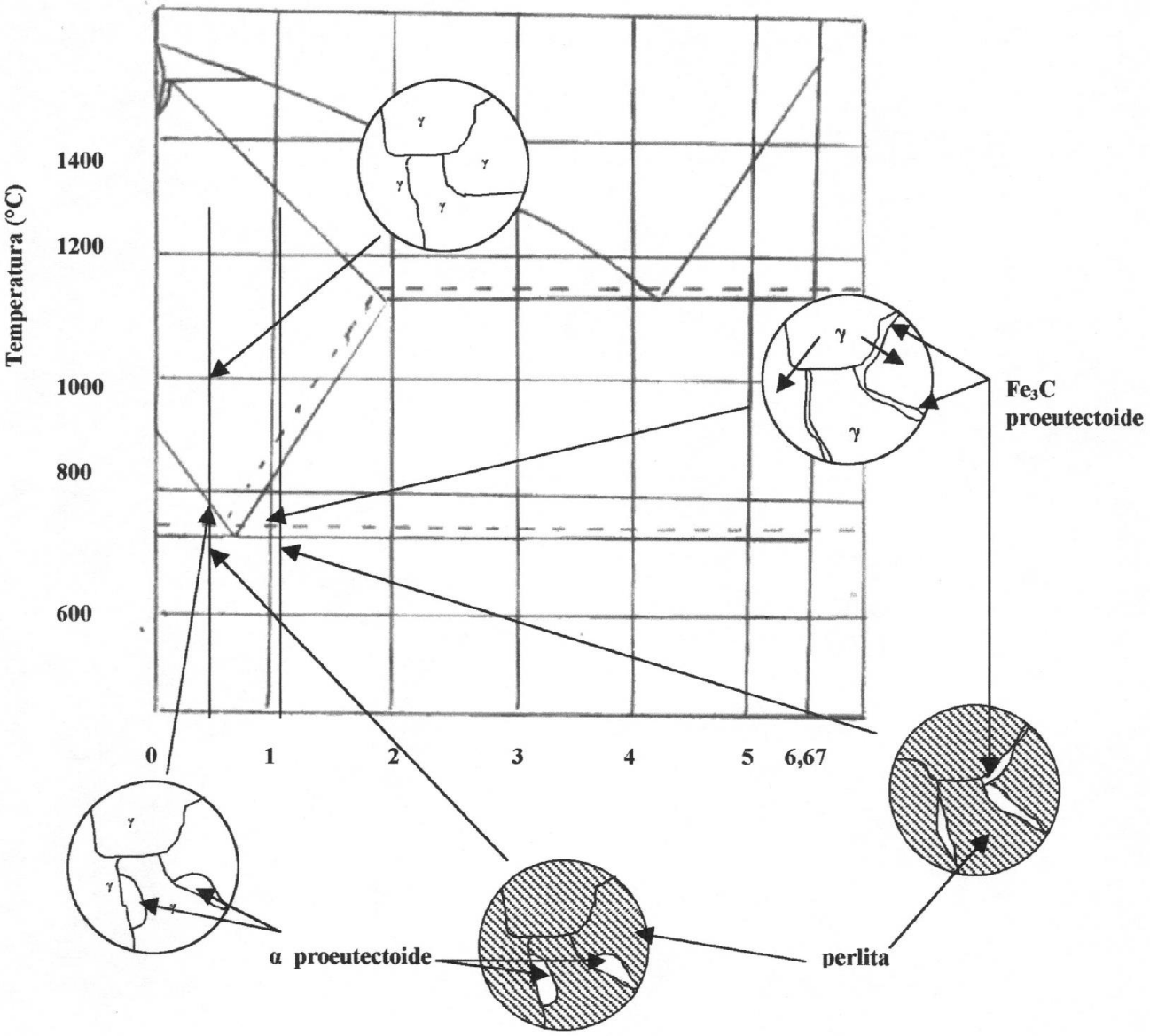

Figura 2-5 Porción del diagrama de fase Fe-C mostrando los cambios de fases que se producen durante el recocido de los aceros hipoeutectoides e hipereutectoides

hace por debajo de A_{cm} para evitar el crecimiento de los granos austeníticos que ocurriría a temperaturas más altas y la consiguiente formación de grandes colonias perlíticas a partir de ellos. La formación de grandes colonias perlíticas implicaría una menor uniformidad de la estructura, y como consecuencia una maquinabilidad más deficiente en relación con un acero calentado por debajo de A_{cm}.

Efecto del recocido total en las propiedades de los aceros
Los aceros tratados térmicamente por recocido tienen una dureza, resistencia y tenacidad baja y una ductilidad alta en relación con los aceros tratados con otros tratamientos. Las propiedades mecánicas de algunos aceros recocidos son indicadas en la Tabla 2-2

TABLA 2-2 Propiedades mecánicas típicas de aceros recocidos

Acero (AISI)	σ máximo MPa (ksi)	Tenacidad a 25°C J (lb-pie)	ε (%)	(HB)
1020	407 (59)	190 (140)	37	115
1040	517 (75)	54(40)	30	140
1060	662 (96)	7 (5)	23	190
1080	793 (115)		15	220
10120	703 (102)		24	200

La baja dureza y alta ductilidad de un acero recocido están asociadas a nivel atómico con una densidad de dislocaciones baja. Esta baja densidad es debida, por ejemplo, al acercamiento y cancelación de dislocaciones de signo contrario que se produce como consecuencia de la mayor movilidad de estos defectos ocasionada por la prolongada exposición del acero a altas temperaturas, ya que las dislocaciones son activadas térmicamente.

A nivel microestructural, estas propiedades son debidas a las cantidades de la ferrita y cementita proeutectoide y las características de la perlita producidas en un tratamiento recocido, como será comentado en el punto 3-2 del Capítulo 3.

Por otra parte, las redes de cementita presente en los aceros hipereutectoides constituirán una trayectoria conveniente para la propagación de pequeñas grietas en el material, por lo cual la tenacidad de estos aceros en condición recocida no será muy alta.

Recocido de las aleaciones de níquel Algunas aleaciones de níquel, por ejemplo las aleaciones níquel-hierro con un contenido de níquel entre 10 y 30% en peso, pueden enfriarse lentamente desde temperaturas altas hasta temperatura ambiente para obtener las fases $\gamma + \alpha$ (Figura 2-6). Este tratamiento producirá un material relativamente blando y dúctil como en el caso de los aceros.

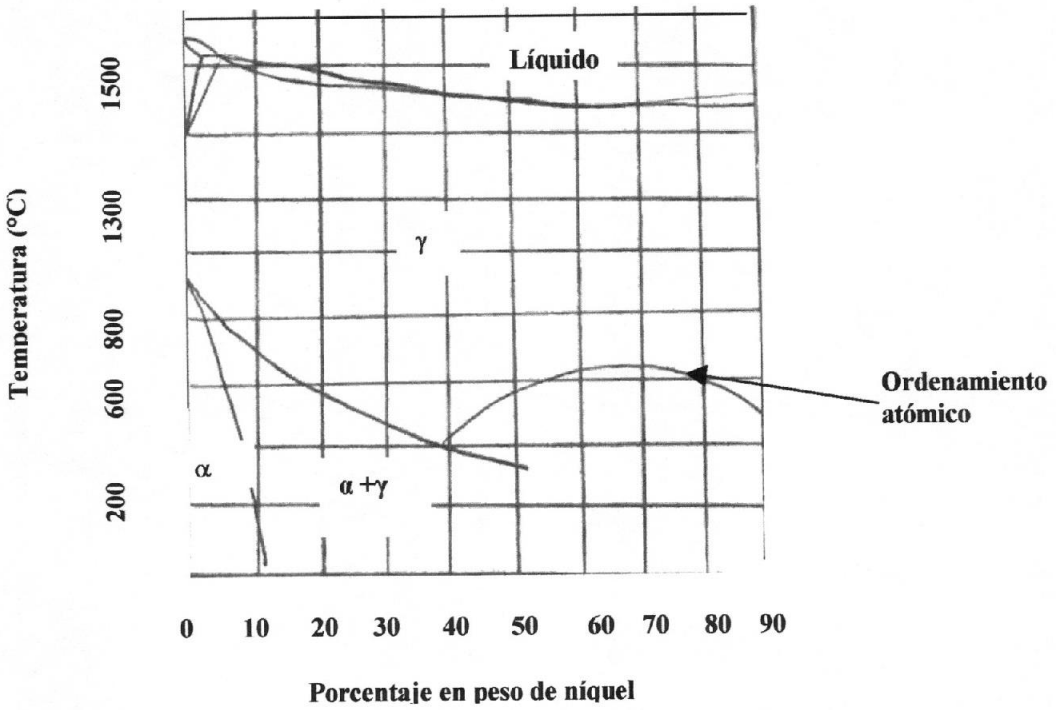

Figura 2-6 Porción del diagrama de equilibrio de las aleaciones Fe-Ni

2-4 RECOCIDO DE ALIVIO DE TENSIONES

Recocido de los aceros Este tipo de recocido se utiliza para eliminar los esfuerzos residuales debidos al trabajo en frío realizado previamente al acero, y usualmente se aplica a aceros con menos de 0,3% en peso de carbono.

Las temperaturas de recocido de alivio de tensiones son menores que A_1 y usualmente están en el intervalo entre 550 y 650°C. El tiempo de mantenimiento a la temperatura de recocido es mucho menor que en el tratamiento de recocido total y la rapidez de enfriamiento no es un parámetro tan crítico como en aquel, pudiéndose enfriar el acero en aire sin ningún problema (Figura 2-7).

El recocido de alivio de tensiones no da lugar a cambios microestructurales considerables. Sin embargo, la difusión a la temperatura de recocido es suficiente para que disminuya la concentración de defectos puntuales y lineales, produciéndose una pequeña disminución de la dureza y un aumento significativo en la conductividad eléctrica del acero.

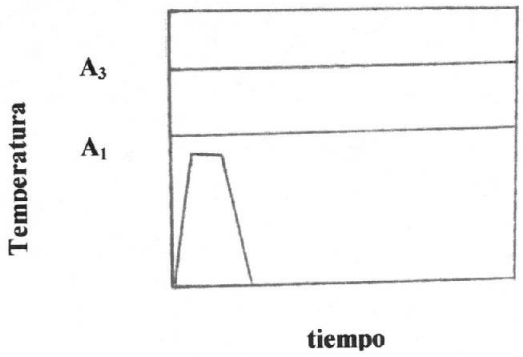

Figura 2-7 Curva de calentamiento-enfriamiento correspondiente al tratamiento de recocido de alivio de tensiones de los aceros

Recocido del vidrio El recocido del vidrio tiene como objetivo eliminar los esfuerzos residuales introducidos durante el proceso de conformado.

Las láminas de vidrio obtenidas durante el proceso de conformado, por ejemplo de flotado, se recocen calentando el vidrio a la temperatura de recocido durante aproximadamente 15 minutos y enfriándolo luego lentamente hasta temperatura ambiente. La temperatura de recocido varía con la composición del vidrio y es aquella necesaria para obtener una viscosidad η de 10^{13} poises (Figura 2-8).

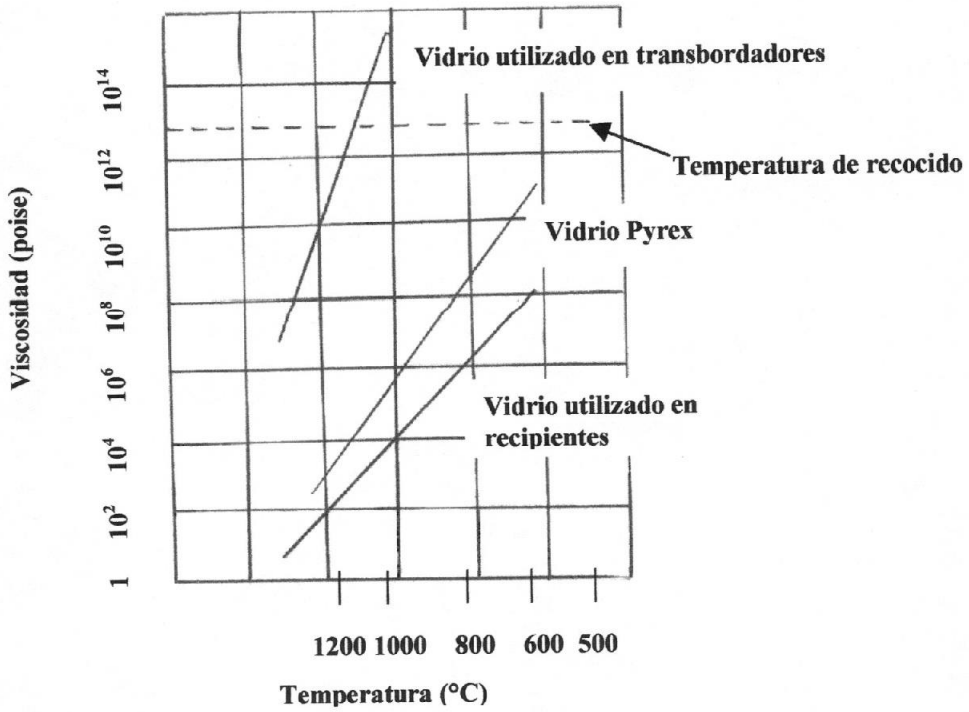

Figura 2-8 Efecto de la temperatura en la viscosidad de vidrios comunes

Recocido de las fundiciones grises El tratamiento de alivio de esfuerzo es usualmente aplicado a las fundiciones grises en la condición sin tratamiento porque este material presenta fuertes tensiones residuales en su condición de colada.

El tratamiento se realiza calentando la fundición hasta una temperatura en el intervalo entre 540 y 560ºC durante una hora aproximadamente y enfriándola luego lentamente hasta temperatura ambiente.

2-5 RECOCIDO DE RECRISTALIZACION

Definición El recocido de recristalización es el tratamiento que se aplica a un metal trabajado en frío con la finalidad de producir una nueva estructura de grano. El proceso no involucra cambios de fase como en el caso del recocido total y tiene la siguiente secuencia:

a) Calentamiento de la aleación hasta la temperatura apropiada para que se formen nuevos granos
b) Mantenimiento de la aleación a la temperatura anterior por un tiempo conveniente para que ocurran todos los cambios de estructura deseados
c) Enfriamiento hasta temperatura ambiente con una rapidez de enfriamiento constante en toda la pieza para evitar distorsiones

Definición de trabajo en frío Cuando un material es sometido a un esfuerzo superior a su límite elástico se deforma de una manera permanente o plástica. Las operaciones de conformado como el troquelado, prensado, laminado, forjado, estirado y la extrusión producen este tipo de deformación, excepto cuando son realizadas "en caliente". Asimismo, algunas operaciones de maquinado como el fresado, torneado, corte por sierra y punzonado también causan deformación plástica.

El término de trabajo en frío se refiere a la deformación plástica ocurrida a una temperatura llamada de trabajo en frío, la cual es menor que la temperatura de recristalización del material. Las temperaturas máximas de trabajo en frío para algunos metales son indicadas en la Tabla 2-3.

La cantidad de deformación de una pieza trabajada en frío es proporcional a la cantidad de energía aplicada en el proceso, y puede ser medida a través del porcentaje de reducción del espesor experimentado por la muestra. Este porcentaje se conoce como porcentaje de trabajo en frío y se determina a través de:

$$\% \text{ trabajo en frío} = \frac{ei - ef}{ei} \times 100$$

donde e_i y e_f es el espesor inicial y final de la muestra

TABLA 2-3 Temperaturas máximas de trabajo en frío de algunos materiales

Material	Temperatura de trabajo en frío (ºC)
Hierro	632
Acero AISI 1045	618
Cobre	405
Latón 70-30	320
Latón 60-40	312
Bronce 95Cu-5Sn	388
Aluminio	193
Níquel	371

Efecto del trabajo en frío en la estructura interna de los materiales La mayor parte de la energía utilizada para deformar un material por trabajo en frío es convertida en calor, a excepción de aproximadamente un 10% que es almacenada en el material en la forma de dislocaciones principalmente.

La densidad de dislocaciones del material después del trabajo en frío es del orden de 10^{12} cm/cm^3, mientras que la densidad de dislocaciones de un material no deformado es del orden de sólo 10^6cm/cm^3. El aumento en la densidad de dislocaciones después del trabajo en frío es debido al mecanismo de multiplicación de dislocaciones conocido como Fuente de Frank-Read.

La presencia de las dislocaciones aumenta la energía interna del material por lo cual va a existir una fuerte tendencia termodinámica al paso hacia una condición de menor energía.

Por otra parte, a nivel microestructural, el material trabajado en frío, por ejemplo por laminación, tendrá los granos alargados (Figura 2-9). El alargamiento de los granos ocurre en la dirección de la deformación, por lo que en los materiales trabajados en frío normalmente se observará una dirección preferencial de los granos o textura.

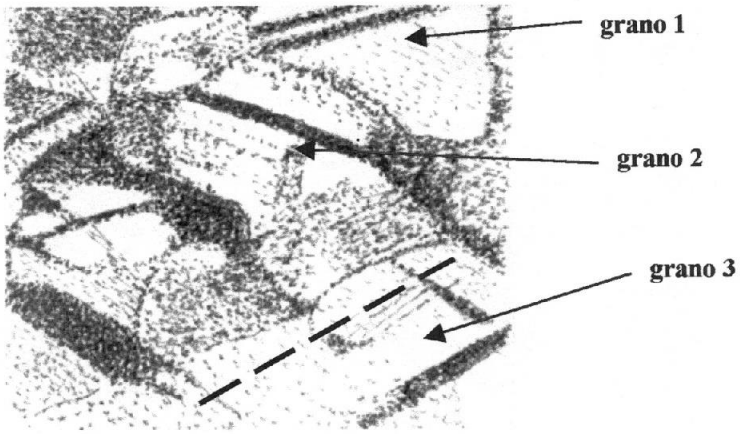

Figura 2-9 Microestructura de latón 70-30 deformado en frío. Las flechas señalan tres granos deformados y la línea punteada indica la dirección de la deformación. Reactivo: persulfato de amonio. Aumento: 75 X

Efecto del trabajo en frío en las propiedades mecánicas de los materiales La presencia de una densidad de dislocaciones elevada como consecuencia del trabajo en frío producirá endurecimiento por deformación del material, y por lo tanto un aumento de su resistencia mecánica. Asimismo, la alta densidad de dislocaciones obstaculizará el deslizamiento de los planos atómicos ocasionando una baja ductilidad. Además, las dislocaciones servirán de obstáculos al flujo de electrones provocando una disminución de la conductividad eléctrica del material. La Tabla 2-4 indica el efecto del trabajo en frío en las propiedades mecánicas de un latón Cu-35% Zn.

TABLA 2-4 Efecto del trabajo en frío en las propiedades del latón Cu-35% Zn

Trabajo en frío (%)	σ MPa (ksi)	ε (%)
25	538 (78)	18
50	690 (100)	10
75	827 (120)	2

Temperatura de recocido La temperatura de recocido de recristalización es cualquier temperatura menor a las temperaturas de cambio de fase. En los aceros esta temperatura es menor que A_1, mientras que para los latones α debe ser menor que 900°C (Figura 2-10), y para un bronce Cu-5% Sn debe ser menor que 950°C (Figura 2-11). La Tabla 2-5 indica las temperaturas de cambio de fase para algunos materiales. Las temperaturas indicadas podrán ser diferentes a aquellas obtenidas para velocidades de calentamiento o enfriamiento mayores que 28°C/h.

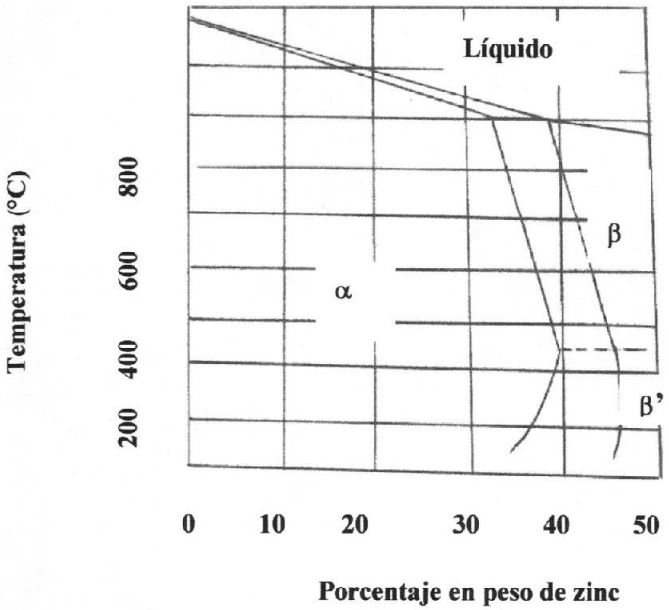

Figura 2-10 Porción rica en cobre del diagrama de equilibrio de las aleaciones Cu-Zn

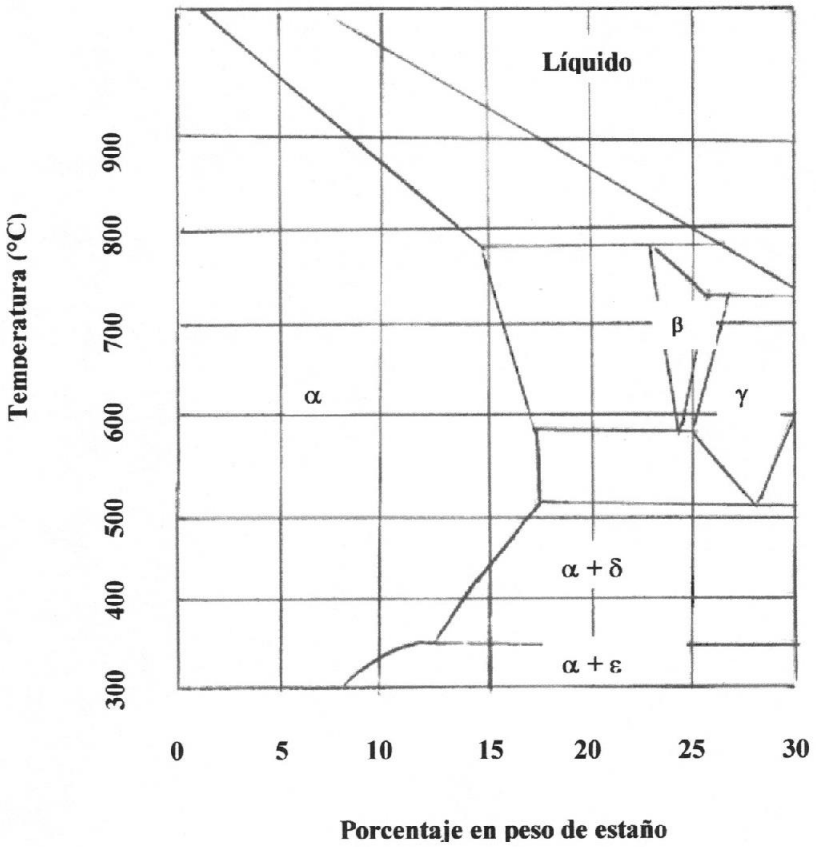

Figura 2-11 Porción rica en cobre del diagrama de equilibrio de las aleaciones Cu-Sn

TABLA 2-5 Temperaturas de cambio de fase para algunos materiales

Material	Temperatura de cambio de fase (°C)
Acero	727
Latón 70-30	900
Latón 60-40	750
Bronce 95Cu-5Sn	950
96Al-4Cu	500
Bronce 98Cu-2Si	1000

Tiempo de recocido El tiempo a la temperatura de recocido de recristalización dependerá de las propiedades requeridas al final del tratamiento. Como se verá más adelante, con el recocido de recristalización la conductividad eléctrica y ductilidad aumentan, mientras que la dureza y resistencia disminuyen. La variación de estas propiedades aumentará con el tiempo de recocido hasta un límite en el cual no se

observarán cambios porque el sistema habrá alcanzado condiciones de mínima energía.

Rapidez de enfriamiento La rapidez de enfriamiento debe ser uniforme en toda la pieza porque la presencia de diferentes rapideces de enfriamiento entre secciones distintas de la pieza originaría gradientes de temperatura que podrían generar esfuerzos residuales.

Cambios en la estructura del material en el recocido de recristalización

Los cambios que ocurren en la estructura interna del material cuando se realiza el recocido de recristalización pueden dividirse en tres etapas: Recuperación, Recristalización y Crecimiento de grano:

Recuperación La recuperación del material ocurre a temperaturas relativamente bajas durante el calentamiento. Por ejemplo, en el caso de un latón Cu-35% Zn trabajado en frío 70% esta etapa ocurrirá a 200ºC aproximadamente (Tabla 2-5). En esta etapa no hay cambios microestructurales apreciables. Las propiedades mecánicas tampoco varían en forma significativa, sin embargo, se observa un importante aumento en la conductividad eléctrica del material.

El principal efecto de la recuperación es el alivio de los esfuerzos residuales introducidos durante el trabajo en frío mediante el reordenamiento de las dislocaciones en configuraciones de menor energía (Figuras 2-12 y 2-13).

El reordenamiento de las dislocaciones en configuraciones de menor energía está asociado con el deslizamiento y ascenso de las dislocaciones del mismo signo a otros planos. Este ascenso origina el ordenamiento de las dislocaciones en formaciones verticales y la consecuente formación de los sublímites de grano y de los subgranos dentro de los granos (Figura 2–13). Los límites de subgranos estarán constituidos por los arreglos de las dislocaciones y los subgranos por las áreas limitadas por los sublímites. El proceso anterior se llama poligonización, y se ha encontrado que la energía asociada a dicho ordenamiento es menor que aquella asociada a la configuración original.

La conductividad eléctrica de los materiales metálicos está relacionada con la movilidad de los electrones libres, la cual se favorece con una estructura ordenada porque en ella hay menor cantidad de obstáculos para los electrones. Por esta razón, el arreglo de las dislocaciones en la configuración asociada a la poligonización producirá un aumento considerable en la conductividad eléctrica de los metales.

Recristalización Después de la recuperación comienzan a aparecer en la estructura distorsionada nuevos cristales libres de deformación (Figura 2-14). La fuerza motriz para la nucleación de estos granos será la disminución de la energía asociada a la deformación.

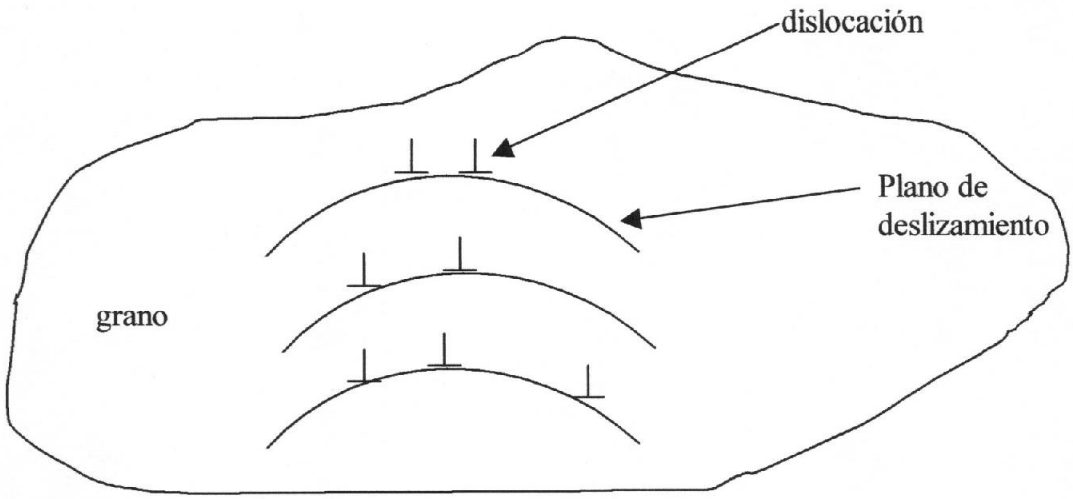

Figura 2-12 Arreglo de las dislocaciones dentro de un grano antes de la etapa de recuperación

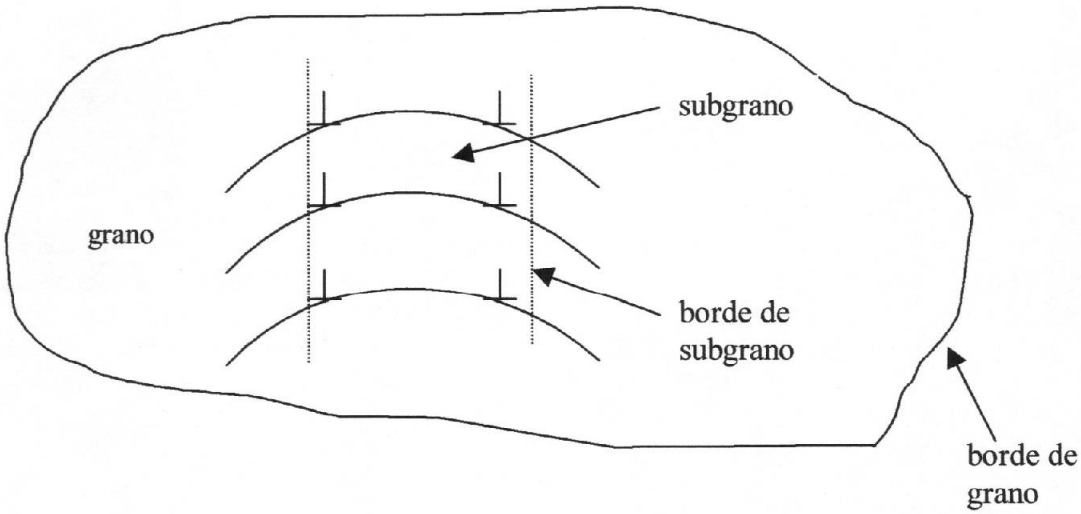

Figura 2-13 Arreglo de las dislocaciones dentro de un grano después de la etapa de recuperación (Poligonización)

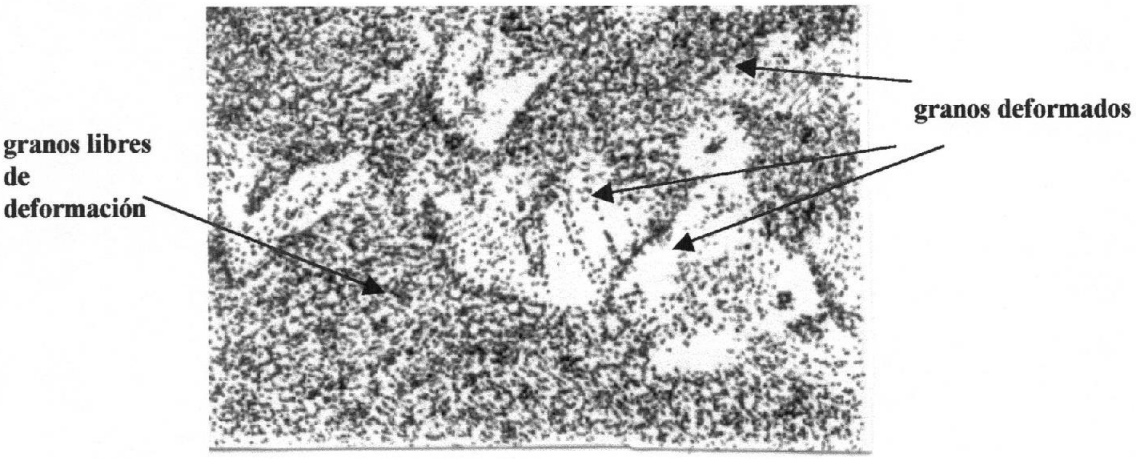

Figura 2-14 Recristalización de granos libres de deformación en un latón 70-30. Reactivo: Persulfato de Amonio. Aumento: 75 X

Los nuevos cristales son de igual composición y estructura cristalina que los originales, y aparecerán en las zonas con mayor cantidad de energía almacenada, normalmente los sublímites de grano, porque la disminución de esta energía será la fuerza motriz para la nucleación. Se ha encontrado que el trabajo en frío deberá ser al menos de 8 % para que la energía almacenada sea suficiente para que se produzca la recristalización.

La nucleación ocasionará la liberación de cierta cantidad de energía conocida como calor de recristalización, la cual será absorbida por los átomos vecinos permitiéndoles difundir y adicionarse a los núcleos. El desarrollo de los núcleos por la adición de nuevos átomos continuará hasta que los cristales se pongan en contacto unos con otros y la estructura esté completamente sustituida por nuevos cristales libres de deformación.

La formación de los nuevos cristales ocasionará el consumo del material deformado porque el movimiento de los bordes de grano ocurrirá por la compensación de las dislocaciones con los átomos del borde de grano que crece, originándose así una red perfecta. Por esta razón, la densidad de las dislocaciones disminuirá en forma apreciable en esta etapa del recocido.

La temperatura mínima a la cual una estructura trabajada en frío es recristalizada completamente en un período de tiempo de 1 hora se conoce como temperatura de recristalización. El tamaño de grano recristalizado será menor para menores temperaturas de recristalización, lo cual implicará mayores porcentajes de trabajo en frío. La Tabla 2-6 muestra las temperaturas de recristalización para varios materiales metálicos con trabajo en frío previo de 50% y tiempo de recristalización de una hora.

Debido a la disminución significativa en la densidad de dislocaciones, la dureza y resistencia del material recocido disminuirán y su ductilidad aumentará en forma apreciable. En la Tabla 2-7 se indica el efecto de la recristalización en las propiedades del latón Cu-35 %Zn.

TABLA 2-6 Temperaturas de recristalización para algunos materiales

Material	Temperatura de recristalización (°C)
Acero al carbono	538
Hierro	399
Cu-5Zn	316
Cu-5Al	288
Cobre	121
Aleaciones de aluminio	316
aluminio	79

Crecimiento de grano Después de haber finalizado la recristalización, los granos formados comienzan a crecer. La energía superficial en un material metálico es proporcional al área superficial total, por lo cual habrá una tendencia termodinámica a la disminución de esta área para alcanzar un estado energético menor. El área superficial total de muchos granos pequeños es mayor que el área de pocos granos grandes, por lo que la disminución de área superficial será la fuerza motriz para el crecimiento de grano.

TABLA 2-7 Efecto de la recristalización en las propiedades del latón Cu-35 %Zn

Condición	σ MPa (ksi)	ε (%)
75% trabajo en frío	827 (120)	2
Recocido a 300°C	448 (65)	40

El crecimiento de los granos ocurre por la difusión de los átomos del borde de grano fuera de los granos, por lo que el crecimiento de granos será mayor a mayores temperaturas o tiempos.

La disminución de bordes de granos provocará una disminución adicional en la dureza y resistencia porque los bordes de granos son factor de endurecimiento en los materiales cristalinos, ya que obstaculizan el movimiento de las dislocaciones. Por otra parte, la ductilidad disminuirá ya que el deslizamiento se facilitará por la misma razón. El latón Cu-35% Zn, por ejemplo, trabajado en frío a un 75% y recocido a una temperatura de 600°C tendrá una resistencia aproximada de 52 ksi, una ductilidad de 50% y un tamaño de grano de 70 μm para un tamaño de grano recristalizado de 50 μm (Tabla 2-7).

2-6 ESFEROIDIZACION

Definición La esferoidización o globulización es un tipo de recocido que se aplica a los aceros hipereutectoides con la finalidad de aumentar su maquinabilidad,

disminuir su dureza, y aumentar su ductilidad. La tenacidad también aumenta con este tratamiento pero no es normalmente el objetivo de este tratamiento.

Procedimiento La esferoidización se realiza usualmente calentando al acero a una temperatura de aproximadamente 30°C por debajo de A_1 por un tiempo de 10 a 15 horas, y enfriándolo posteriormente hasta temperatura ambiente con una baja rapidez de enfriamiento (Figura 2-15).

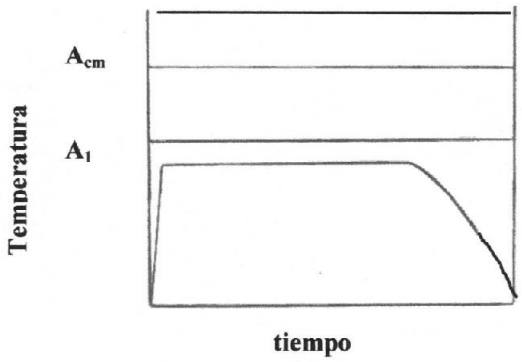

Figura 2-15 Curva de calentamiento-enfriamiento correspondiente al tratamiento de esferoidización de los aceros

Transformación de fase en la esferoidización El mantenimiento del acero a la temperatura de esferoidización dará lugar a un cambio en la morfología de la cementita por la fragmentación de las placas originales y su fusión en grandes esferas. El cambio de morfología involucra tanto a la cementita proeutectoide como a aquella contenida en la perlita.

El cambio morfológico produce una estructura termodinámicamente más estable porque está asociado a una disminución de la energía libre del sistema. La energía libre del sistema se reduce por la disminución del área superficial de interfase cementita/ferrita ya que la esfera está asociada a un área superficial menor.

La estructura resultante es el agregado de ferrita y cementita más estable que existe, está constituida por carburos esferoidales en una matriz ferrítica, y se le conoce como esferoidita (Figura 2-16).

Efecto de la microestructura resultante de la esferoidización en las propiedades de los aceros hipereutectoides La microestructura de los aceros hipereutectoides recocidos o normalizados (Capítulo 3), compuesta por colonias de perlita rodeadas por redes de cementita, suele dar lugar a una maquinabilidad deficiente, es decir, a mayores fuerzas de corte, mayor desgaste y menor vida útil de la herramienta entre otros factores.

La baja maquinabilidad de los aceros hipereutectoides recocidos o normalizados es debida a la alta dureza y fragilidad de la cementita. La alta dureza

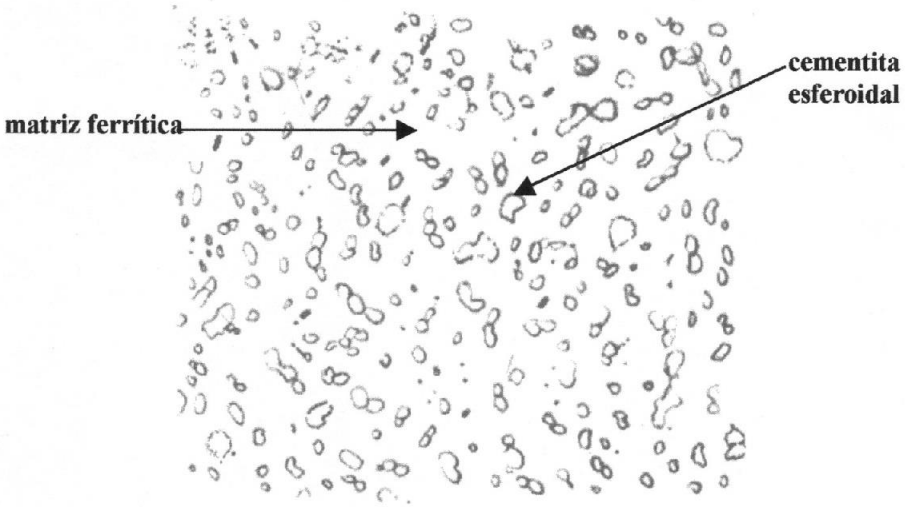

Figura 2-16 Microestructura de un acero hipereutectoide tratado térmicamente por esferoidización. Reactivo: nital 2%. Aumento: 1000 X

impide su corte por parte de la herramienta y la alta fragilidad ocasiona su fractura durante el proceso. Como consecuencia de la fractura de las placas de cementita, la herramienta es sometida a repetidas cargas de choque y de esta forma se fractura o deteriora y por lo tanto su vida útil se reduce. La cementita en forma esferoidal aumenta la maquinabilidad del acero debido a la presencia de la matriz continua de ferrita muy blanda y tenaz.

Por otra parte, la dureza del acero normalizado es mayor que en el acero esferoidizado porque la cementita en forma de placas constituye un refuerzo más eficaz para la blanda matriz de ferrita que la cementita esférica. Asimismo, la disminución de la eficacia de estos refuerzos permitirá la mayor deformación del material aumentando de esta forma su ductilidad.

Por ultimo, la tenacidad de los aceros tratados con el recocido de esferoidización es más alta que en los aceros hipereutectoides recocidos o normalizados. Esta propiedad está asociada al proceso de fractura de materiales que a su vez está constituido por dos etapas: inicio y propagación de grietas. La tenacidad en los aceros tratados por recocido o normalizado es menor porque el agrietamiento en estos casos puede propagarse fácilmente a través de las frágiles placas de cementita, mientras que en el acero esferoidizado deberá hacerlo a través de la matriz ferrítica porque las cementita en este caso no está interconectada. La propagación de las grietas se obstaculizará porque la ferrita tiene una relativa alta tenacidad. Las propiedades de dos aceros con estructura esferoidizada son mostradas en la Tabla 2-8

TABLA 2-8 Propiedades de aceros con estructura esferoidizada

Acero (AISI)	Dureza (HB)	Tenacidad J (lb-pie)
1080	160	14 (10)
1090	180	7 (5)

2-7 RECOCIDO DE POLIMEROS

Algunos polímeros de bajo grado de polimerización producidos por polimerización por adición, como por ejemplo el polietileno, polipropileno, cloruro de polivinilo y poliisopreno, pueden cristalizarse parcialmente, es decir, pueden ordenarse tridimensionalmente por el acercamiento y alineamiento de las cadenas a lo largo de distancias considerables.

La cristalización puede producirse por la aplicación de un tratamiento de recocido. Este proceso consiste en el calentamiento del polímero hasta una temperatura ligeramente inferior a la de fusión y posterior enfriamiento lento hasta temperatura ambiente. Como consecuencia del tratamiento se produce un aumento de la densidad volumétrica del polímero al aumentar el número de cadenas que pueden acomodarse por unidad de volumen en relación con el polímero no cristalino.

2-8 RECOCIDO DE LAS FUNDICIONES BLANCAS

Definición El recocido aplicado a las fundiciones blancas para transformarlas en fundiciones maleables se denomina maleabilización. En este tratamiento la cementita presente en la fundición blanca es transformada en nódulos de grafito mediante la reacción química de grafitización:

$$Fe_3C \Rightarrow 3Fe \text{ (ferrita)} + C \text{ (grafito)}$$

La reacción de grafitización ocurre a altas temperaturas porque la cementita es una fase metaestable, que permanece normalmente en esta forma porque la cinética de la grafitización es muy lenta a temperatura ambiente.

Procedimiento La fundición blanca se calienta hasta una temperatura de 910°C aproximadamente para obtener austenita y cementita (Figura 2-2). El mantenimiento a esa temperatura depende del tamaño de la pieza y varía entre 20 y 70 horas, y después del cual las muestras se enfrían rápidamente hasta 760°C. Esta parte del tratamiento se conoce como primera etapa de recocido y puede observarse que no constituye realmente un tratamiento de recocido.

La segunda etapa de recocido consiste en el enfriamiento de la pieza desde 760 hasta 700°C con una rapidez de enfriamiento aproximada de 3°C/h, y su posterior enfriamiento hasta temperatura ambiente con una rapidez de enfriamiento mayor.

Efecto del tratamiento de maleabilización en la microestructura de la fundición blanca El calentamiento de la fundición blanca en la primera etapa de recocido produce la precipitación del carbono desde la austenita para formar grafito, ya que en el diagrama estable Fe-C la austenita disuelve menos carbono que en el diagrama metaestable Fe-Fe_3C (Figura 2-2). Cuando el contenido de carbono de la austenita alcanza el valor indicado en el diagrama estable, el grafito continúa creciendo a expensas del carbono de la cementita hasta que la consume completamente.

La segunda etapa de recocido proporciona las condiciones adecuadas para que el carbono de la austenita se convierta en grafito porque la solubilidad del carbono en la austenita disminuye con el descenso de la temperatura (Figura 2-2). La austenita restante se transforma a ferrita por debajo de la temperatura eutectoide. La microestructura a temperatura ambiente consiste en nódulos irregulares de grafito en una matriz de ferrita de cristales blancos (Figura 2-17).

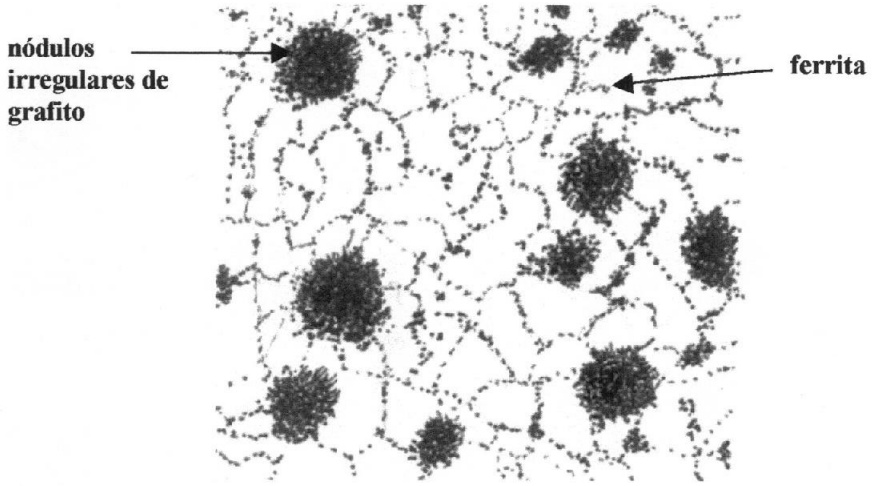

Figura 2-17 Microestructura de una fundición maleable. Reactivo: nital 5%. Aumento: 100 X

PROBLEMAS

2-1 Determine las fases presentes en los siguientes materiales después de los tratamientos indicados:

(a) calentamiento de un engranaje de acero AISI 1040 hasta 900°C y enfriamiento hasta temperatura ambiente con una rapidez de 28°C/h (Figura 2-18)

(b) calentamiento de un refractario de arcilla SiO_2-Al_2O_3 con 40% Al_2O_3 hasta 1500°C y enfriamiento hasta temperatura ambiente con una rapidez de 10°C/h (Figura 2-9)

2-2 Un refractario de arcilla es calentado hasta 1900°C y luego enfriado lentamente hasta temperatura ambiente ¿constituye este procedimiento un tratamiento térmico?

2-3 ¿Por qué las rapideces de enfriamiento utilizadas para el engranaje de acero y el refractario de arcilla en el problema 2-1 son diferentes?

porción de fases presentes en una pieza de acero AISI 1020 recocida
icar un engranaje

o al carbono hipoeutectoide recocida que va
fase oscura ¿cuál es la designación AISI de

cero del problema 2-4 con relación a aquel

5% en peso de carbono es calentada hasta
horas, y posteriormente enfriada en aire
esentes al final de este tratamiento?
hierro con 55% de hierro), que va a ser
o es calentada hasta 600°C y enfriada
un campo magnético para mejorar sus
s al final del tratamiento (Fig. 2-5)
Zn que va ser utilizada para fabricar
a laminadora. Calcule el porcentaje de

encia y ductilidad aproximadas de la
e haber sido trabajada en frío (véase

que se va a utilizar para fabricar una
00°C, mantenida a esta temperatura
ura ambiente
de la plancha después del tratamiento térmico en relación con la
inicial sin tratamiento?

(b) ¿Cómo es la ductilidad?

(c) ¿Qué fases estarán presentes en la plancha después del tratamiento?

2-12 Si la plancha mencionada en el problema anterior fuera de una aleación de aluminio 3004-H12:

(a) ¿Cómo sería la resistencia de esta plancha después del tratamiento en relación con la plancha mencionada en el problema 2-9?
(b) ¿Cómo sería la ductilidad?
2-13 Dos planchas A y B de latón 70-30 que van a ser utilizadas para fabricar cerraduras fueron trabajadas en frío y recocidas. Los tamaños de grano de las planchas A y B después del tratamiento son 15 y 35 μm respectivamente
(a)¿Cómo es la dureza de la plancha A en relación con la plancha B después del tratamiento?
2-14 Calcule el porcentaje de cementita esferoidal presente en una barra de acero con 0,75% en peso de carbono que va ser maquinada para fabricar un martillo
2-15 Si en una fotomicrografía de la barra de la pregunta anterior tomada con un aumento de 1000 X se observan partículas de cementita de 1 mm de diámetro. ¿Cuál será el diámetro real de las partículas de cementita en esta pieza?
2-16 Calcule el número de partículas de cementita presentes en un volumen de 1 cm^3 de la barra del problema anterior

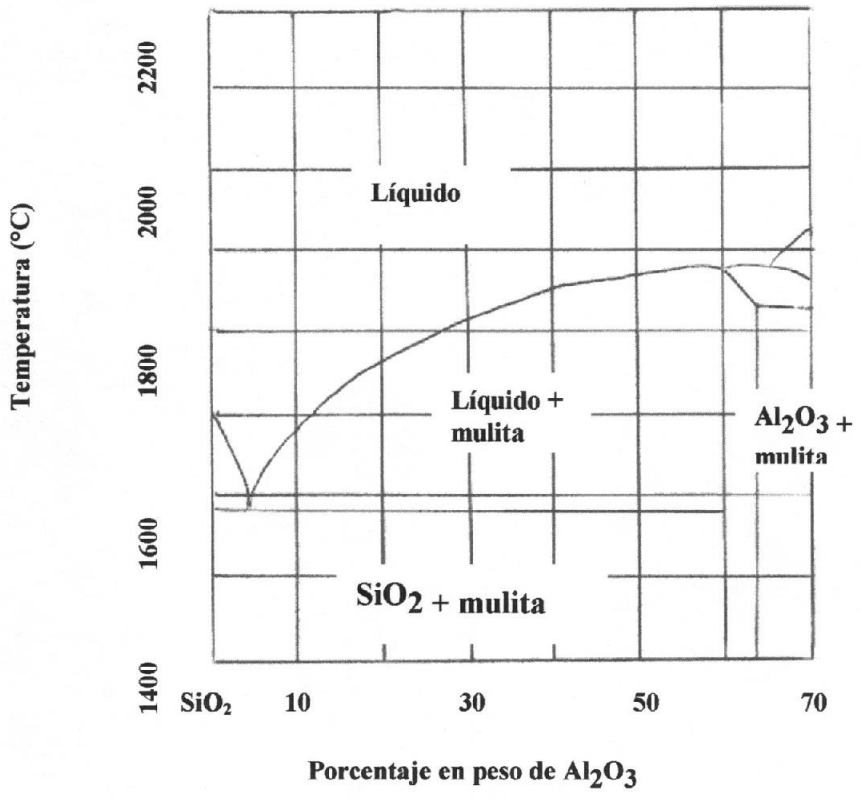

Figura 2-18 Porción del diagrama de equilibrio SiO_2-Al_2O_3

CAPITULO 3

NORMALIZADO

3-1 DEFINICION

El normalizado es un tratamiento térmico utilizado para producir un material más duro y resistente que aquel obtenido mediante el recocido. Adicionalmente, se utiliza también para uniformar la composición del acero en condición de colada (homogeneización), y consta de las siguientes etapas:

a) Calentamiento del material hasta una temperatura de austenización total o parcial
b) Mantenimiento de la pieza a la temperatura mencionada por un período de tiempo suficiente para producir homogeneización de la austenita
c) Enfriamiento en aire quieto para impedir la completa formación de las fases de equilibrio y provocar la disminución de las temperaturas de cambio de fase para promover una estructura de mayor fineza. La rapidez de enfriamiento en aire quieto es aproximadamente 2°C/s

3-2 NORMALIZADO DEL ACERO

Temperatura de normalizado El normalizado se realiza calentando el acero aproximadamente 50°C por encima de la temperatura crítica superior A_3 ó A_{cm}, dependiendo del tipo de acero, hipoeutectoide o hipereutectoide respectivamente (Figura 3-1). El calentamiento a esta temperatura producirá en cualquier caso una estructura 100% austenítica. La Tabla 3-1 muestra las temperaturas de normalizado de algunos aceros.

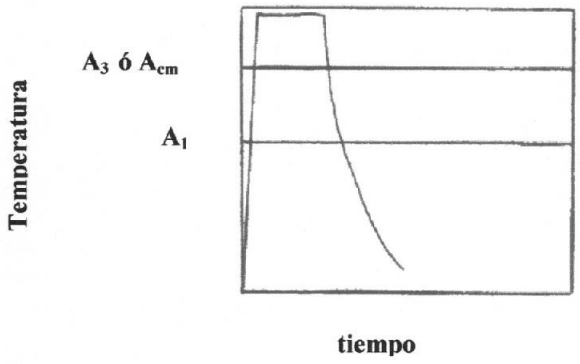

Figura 3-1 Curva de calentamiento-enfriamiento correspondiente al tratamiento de normalizado de los aceros

TABLA 3-1 Temperaturas de normalizado para algunos aceros

Acero (Designación AISI)	Temperatura de normalizado (ºC)
1020	815
1045	860
1077	782
10120	950

Tiempo a la temperatura de normalizado El tiempo a la temperatura de normalizado debe ser suficiente para homogeneizar la austenita. El tiempo de una hora para espesores menores que 25 mm es recomendable, sin embargo, algunas veces las muestras son austenizadas en mucho menos tiempo por razones de ahorro de energía y por consiguiente de reducción de costos.

Rapidez de enfriamiento La rapidez de enfriamiento en el tratamiento de normalizado es aproximadamente de 2ºC/s como se mencionó anteriormente. La relativamente alta rapidez de enfriamiento del normalizado origina la formación de fases en condiciones distintas a las de equilibrio por lo cual el diagrama hierro-carbono no podrá ser utilizado para determinar las proporciones de fase en este caso.

Transformaciones de fase en el normalizado Las rapideces de enfriamiento en el recocido y el normalizado son 0,006ºC/s y 2ºC/s respectivamente, lo cual demuestra que la rapidez de enfriamiento en este último tratamiento es significativamente mayor.

El constituyente proeutectoide de los aceros se origina a partir de la austenita por nucleación y crecimiento que son procesos controlados por difusión. Como la difusión depende del tiempo y la mayor rapidez de enfriamiento implica menos tiempo a la temperatura de cambio de fase, en la normalizado no se formará todo el constituyente proeutectoide que predice el diagrama de equilibrio, e incluso en algunos casos este constituyente no se formará. Como consecuencia de lo anterior, a la temperatura A_1 habrá más austenita que la esperada en condiciones de equilibrio, por lo que se formará más perlita a esta temperatura que la originada en un recocido.

Por otra parte, la mayor rapidez de enfriamiento en el normalizado provocará un descenso de la temperatura de cambio de fase de austenita a perlita. La razón de esta variación es que la temperatura de cambio de fase de un sistema siempre desciende con el aumento en la rapidez de enfriamiento.

Efecto del descenso de la temperatura de cambio de fase en la apariencia de la perlita La formación de la perlita a partir de la austenita ocurre por nucleación y crecimiento de núcleos de ferrita y cementita, los cuales se forman cuando las partículas de la nueva fase (constituidas por unos pocos átomos), alcanzan un tamaño crítico r*. Para comprender el efecto de la temperatura en la apariencia de la perlita será necesario determinar el efecto de la temperatura sobre tres parámetros

termodinámicos: n* (número de núcleos de ferrita y cementita), r* (radio crítico en cm), y Δf* (energía necesaria para la formación de un núcleo de ferrita o de cementita en ergios).
El número n* de núcleos de ferrita y cementita formados puede calcularse a partir de la siguiente ecuación:

$n^* = n_0 \, e^{-\Delta f^*/kT}$, donde

n_0 es el número de partículas originalmente formadas
k es la constante de Boltzman igual a 86,1 $x10^{-6}$ eV/K
T es la temperatura en K
Δf* es la energía para la formación de un núcleo de ferrita o cementita en ergios

En la Figura 3.2 se muestra la variación de Δf* y r* con la temperatura de cambio de fase, la cual como se mencionó arriba disminuye con el aumento en la rapidez de enfriamiento. El análisis de la Figura 3-2 y la ecuación anterior muestra que a medida que aumenta la rapidez de enfriamiento disminuyen Δf* y r* y por lo tanto aumenta n*. De acuerdo a lo anterior, la mayor rapidez de enfriamiento en el normalizado debe dar lugar a la formación de mayor cantidad de núcleos de ferrita y cementita que en una acero recocido. Asimismo, los núcleos de ferrita y cementita en el acero normalizado serán más pequeños o finos que en un acero recocido. Por lo tanto, la perlita de un acero normalizado será más fina que la perlita de una acero recocido.

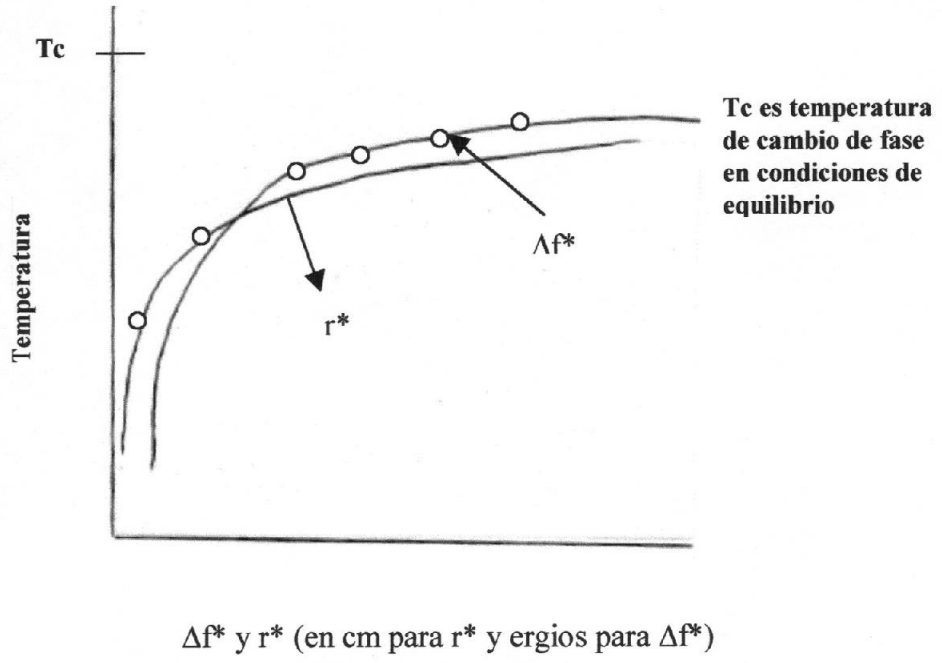

Figura 3-2 Efecto de la temperatura en los parámetros Δf* y r*

Efecto del normalizado en la microestructura de los aceros

La microestructura originada después de un tratamiento de normalizado está constituida por el constituyente proeutectoide y perlita como en un acero recocido. Sin embargo, el acero normalizado tendrá dos diferencias fundamentales en relación con el recocido. Por una parte, la cantidad de ferrita o cementita proeutectoide en el acero normalizado será menor que en el acero recocido. Por otra parte, la perlita del acero normalizado será más abundante y las placas de cementita y ferrita serán más delgadas o finas que en el acero recocido.

El estimado del porcentaje de fases sobre la fotomicrografía indicará una menor cantidad de constituyente proeutectoide y una mayor cantidad de perlita que la presente en un acero de la misma composición de acuerdo con un diagrama de equilibrio. Por lo tanto, la muestra de acero normalizado mostrará menos cantidad de constituyente proeutectoide y una perlita más abundante que otra muestra del mismo acero en condición recocida.

Asimismo, la perlita de un acero normalizado tendrá una separación entre placas de cementita (espaciamiento interlaminar), de sólo 10^{-4} mm (0,1 μm), mientras que el espaciamiento en el caso de un acero recocido será de 10^{-3} mm (1 μm), por lo cual se les denomina perlita fina y gruesa respectivamente (véase Figuras 3-3 y 3-4).

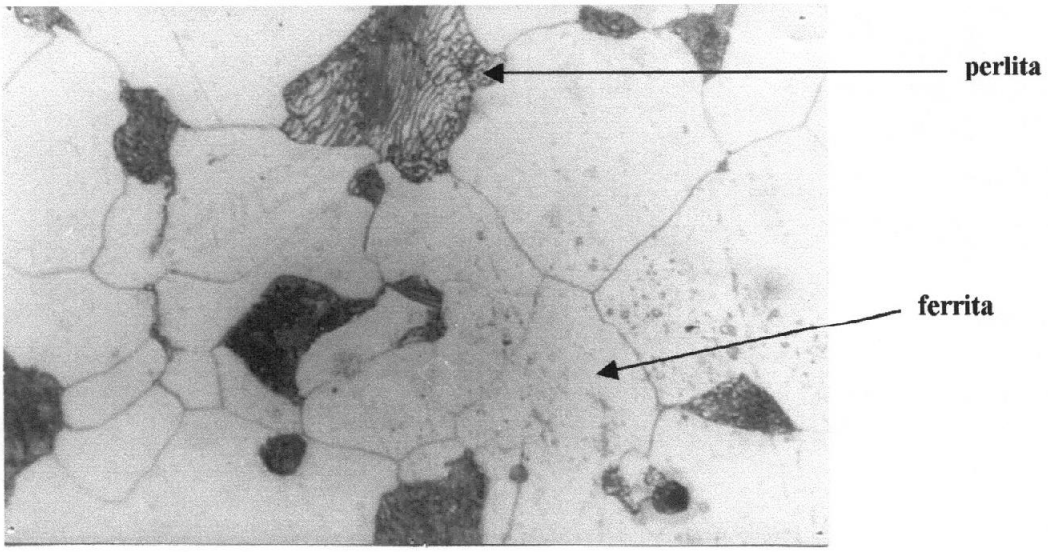

Figura 3-3 Microestructura de un acero AISI 1020 recocido. Reactivo: Nital 2%. Aumento: 1000X (cortesía de M. Niño)

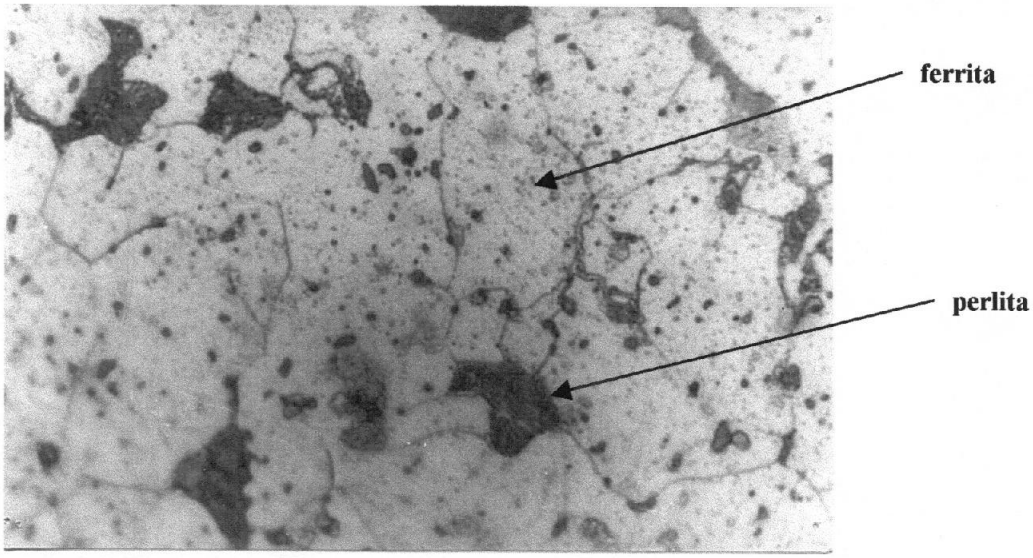

Figura 3-4 Microestructura de un acero AISI 1020 normalizado. Se aprecia claramente que la perlita es más fina que en el acero recocido. Reactivo: Nital 2%. Aumento: 1000X (cortesía de M. Niño)

Efecto del normalizado en las propiedades mecánicas de los aceros

La resistencia de un acero hipoeutectoide normalizado es mayor que la de un acero recocido y su ductilidad es más baja porque en esta condición habrá menos ferrita proeutectoide y más perlita que en la condición normalizada, y como se mencionó anteriormente la ferrita es una fase más blanda y dúctil que la perlita.

Adicionalmente, la mayor fineza de la perlita del acero normalizado, es decir, el hecho de que las placas de cementita sean más numerosas y estén más próximas entre sí, aumentará la eficacia con la cual las placas de cementita refuerzan a la ferrita por lo que la perlita tendrá una resistencia mayor y una ductilidad menor en este caso.

Por otra parte, el acero hipereutectoide normalizado tendrá una resistencia mayor que el acero recocido porque la cantidad de cementita proeutectoide será menor y la resistencia de los aceros hipereutectoides disminuye con la cantidad de cementita debido a la fragilidad de esta fase. Adicionalmente, la perlita también será más fina en este caso.

Las propiedades mecánicas de algunos aceros normalizados son mostradas en la Tabla siguiente:

TABLA 3-2 Propiedades mecánicas de aceros normalizados

Acero (AISI)	σ MPa (ksi)	ε (%)	Dureza (HB)	Tenacidad J (lb-pie)
1020	448 (65)	35	120	102 (75)
1045	593 (86)	26	162	30 (22)
1050	690 (100)	20	170	14 (10)
1080	1000 (145)	10		7 (5)

3-3 NORMALIZADO DE LAS FUNDICIONES DE HIERRO

Las fundiciones de hierro se normalizan con la finalidad de aumentar la dureza y la resistencia o de restaurar las propiedades de la condición de fundido modificadas por otro proceso, como por ejemplo, el pre-calentamiento y post-calentamiento asociados a una reparación por soldadura.

El tiempo de calentamiento y la rapidez de enfriamiento en este caso son similares a aquellos utilizados para los aceros. El intervalo de temperatura de normalizado de la fundición gris es 885 a 927°C. La microestructura de una fundición gris normalizada está constituida por hojuelas de grafito en una matriz perlítica (Figura 3-5).

Por otra parte, las fundiciones nodulares se normalizan calentando a una temperatura en el intervalo de 870 hasta 900°C con la finalidad de obtener una matriz con un alto porcentaje de perlita. La microestructura resultante de este tratamiento está compuesta por grafito nodular en una matriz perlítica (Figura 3-6).

Figura 3-5 Microestructura de una fundición gris normalizada. Reactivo: nital 2%. Aumento: 100 X

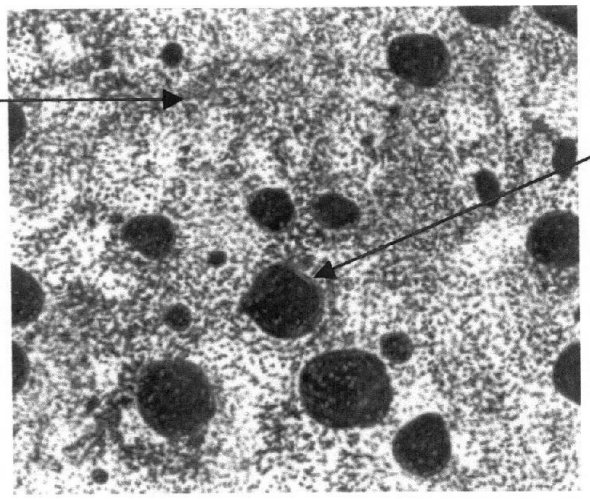

Figura 3-6 Microestructura de una fundición nodular normalizada. Reactivo: nital 2%. Aumento: 125 X

PROBLEMAS

3-1 La fotomicrografía de una pieza de acero AISI 1020 que va ser mecanizada presenta 30% de fase oscura y 70% de cristales blancos. ¿Fue esta pieza tratada térmicamente por recocido?

3-2 Se va a mecanizar un perno a partir de una barra de acero AISI 1040 normalizada. ¿Será el porcentaje de ferrita proeutectoide en esta barra menor o mayor que 60%?

3-3 La caja de una bomba centrífuga construida de fundición gris con 3,5% en peso de carbono fue normalizada para restaurar las condiciones de fundido que probablemente se habían perdido por un trabajo de soldadura realizado en un área cercana. ¿Será el porcentaje de grafito después del tratamiento menor o mayor que 3,5%?

3-4 Calcular el radio crítico del núcleo de ferrita que se forma cuando una plancha de acero AISI 1050 en enfriada en aire desde 830°C. Suponga que el cambio de fase de austenita a ferrita con esta rapidez de enfriamiento ocurre a 713°C y que los valores de energía libre de volumen e interfacial del cambio de fase a esta temperatura son 300 Joules/cm^3 y 192x10^{-7} Joules/cm^2 respectivamente.

(a) Calcule el número de átomos presentes en el núcleo de ferrita

(b) ¿Cómo será el tamaño de un núcleo de ferrita formado cuando la plancha se enfría dentro del horno apagado en relación con el valor calculado para un enfriamiento en aire?

CAPITULO 4

AUSTEMPLADO

4-1 DEFINICION

El Austemplado ("Austempering"), es un tratamiento térmico aplicable sólo a aceros al carbono o de baja aleación con la finalidad de producir una estructura formada en un 100% por un constituyente llamado bainita.

4-2 TRATAMIENTO TERMICO DE AUSTEMPLADO

El tratamiento de austemplado consta de las siguientes etapas:

a) Calentamiento del acero a una temperatura de aproximadamente 40°C por sobre la temperatura crítica superior durante un tiempo corto para producir una fase austenítica. El tiempo a la temperatura puede ser de sólo 5 minutos.

b) Enfriamiento rápido en un baño de sales a una temperatura en el intervalo entre 250 y 400°C para permitir la transformación de austenita a bainita. El enfriamiento debe ser lo suficientemente rápido para evitar la transformación a perlita, y usualmente está en el orden de 100°C/s aproximadamente.

c) mantenimiento en el baño de sales durante un intervalo de tiempo variable y generalmente no mayor que 30 minutos para asegurar una transformación completa a bainita

d) Enfriamiento de la muestra hasta temperatura ambiente para poder manipularla. La rapidez de enfriamiento en este caso no es un parámetro crítico, por lo que usualmente se enfría la muestra en agua sin ningún problema (Figura 4-1)

Efecto de la composición y tamaño de la pieza en el tratamiento de austemplado Las mejores propiedades en el austemplado se obtienen con aceros cuyos contenidos de carbono están en el intervalo entre 0,5 y 1,2 % en peso y para piezas con espesores menores que un centímetro.

Los aceros con contenidos de carbono menores que 0,5 % normalmente no se transforman a bainita en un porcentaje del 100% porque el tiempo para el inicio de la transformación de austenita a perlita o ferrita es proporcional al contenido de carbono, como se verá en el Capítulo 7. Por lo tanto, los aceros con contenidos de

carbono muy bajos inevitablemente se transformarán parcial o totalmente a perlita durante el enfriamiento hasta la temperatura del baño de sales.

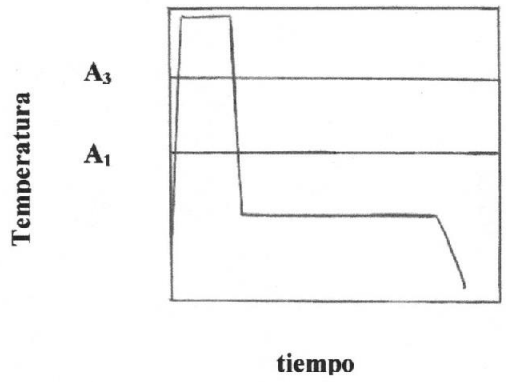

Figura 4-1 Curva de calentamiento-enfriamiento correspondiente a un tratamiento térmico de austemplado

Asimismo, el austemplado de piezas con espesores mayores que 1 centímetro producirá muy probablemente aceros con algún porcentaje de perlita en el centro, porque en esta zona el acero estará a temperaturas más elevadas que la superficie antes y después de haberlo introducido en el baño de sales. La diferencia de temperatura entre el centro y la superficie aumentará con el espesor de la pieza.

4-3 TRANSFORMACIONES DE FASE EN EL AUSTEMPLADO

Cuando el acero es enfriado con una rapidez en el orden de 100°C/s hasta una temperatura en el intervalo de 250 a 400°C el carbono no tiene suficiente tiempo para difundir y originar los constituyentes proeutectoides mencionados en los tratamientos de recocido y normalizado. Asimismo, el rápido enfriamiento no permite la transformación de austenita a perlita hasta que se alcanza la temperatura del baño de sales.

La temperatura del baño de sales es suficientemente alta para que ocurra la difusión del carbono y por consiguiente a esta temperatura podría ocurrir la formación de la perlita después de transcurrido un lapso de tiempo. Sin embargo, si la estructura formada en el austemplado fuera perlita, su fineza sería mayor que la producida en el tratamiento de normalizado porque la temperatura de cambio de fase es más baja en este caso.

La fineza de la perlita está asociada al área superficial total de interfase entre la cementita y la ferrita. Cuando la fineza aumenta también lo hace el área superficial total, por lo cual una perlita más fina está asociada a una energía superficial mayor en el sistema, y en el caso del austemplado la energía alcanzaría un valor tan alto que el cambio de fase no es termodinámicamente posible. Por esta razón, en este

tratamiento se origina un nuevo agregado de ferrita y cementita, cuya morfología está asociada a una disminución de la energía superficial del sistema y que se conoce como bainita.

4-4 EFECTO DEL AUSTEMPLADO EN LA MICROESTRUCTURA DE LOS ACEROS

La microestructura de los aceros tratados por austemplado muestra un constituyente distinto a la perlita, ferrita o cementita, que se oscurece notablemente cuando la muestra es atacada con nital (Figura 4-2). El constituyente anterior es realmente una mezcla de fases de ferrita y carburo y se denomina bainita. En la microestructura de la Figura 4-2 se observa también una "matriz" de una fase blanca. Esta fase se llama martensita y se estudiará en la sección 5-2.

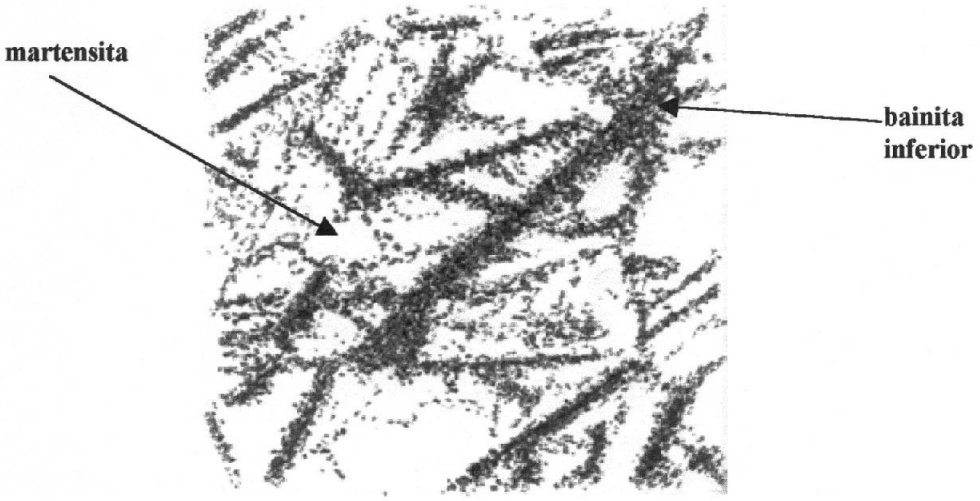

Figura 4-2 Microestructura originada de un tratamiento de austemplado. Reactivo: nital 2%. Aumento: 2500 X

El carburo formado en el austemplado de los aceros al carbono a temperaturas relativamente altas es únicamente cementita, mientras que en el austemplado a temperaturas bajas se produce también el carburo épsilon. Este carburo tiene estructura cristalina hexagonal y tiene 8,4 % en peso de carbono.

Diferencia entre la bainita y la perlita La diferencia básica entre la perlita y la bainita es morfológica, lo cual a su vez es debido a las diferencias existentes entre los mecanismos de nucleación de los dos constituyentes.

Los modelos de nucleación más aceptados actualmente son aquellos en los cuales la perlita se forma a partir de la nucleación de un cristal de cementita mientras que la bainita lo hace a partir de uno de ferrita, por lo cual cuando los cristales

crecen se originan morfologías distintas. La observación de estas estructuras a aumentos menores que 3000 X muestra una estructura alargada y fina en el caso de la bainita que contrasta notablemente con la típica estructura de placas de la perlita.
La observación microscópica a aumentos en el orden de 15000 X permite resolver los detalles de la estructura de la bainita. Este constituyente está formado por placas finísimas de carburo incrustadas en el interior de agujas muy finas de ferrita que constituyen la matriz, mientras que la perlita está formada por placas alternadas de ferrita y cementita más gruesas que en la bainita, por lo cual sus detalles pueden ser resueltos a aumentos mucho menores que 3000 X incluso para el caso de la perlita fina.

Efecto de la temperatura de transformación en la apariencia de la bainita

Las agujas de ferrita y las placas de carburo son más finas mientras menor es la temperatura de transformación de la austenita a bainita. Además, para temperaturas de transformación cercanas a 400°C las placas de carburo son paralelas a las agujas de ferrita, mientras que para temperaturas cercanas a 250°C las placas forman 60° con las agujas.

Las diferencias mencionadas arriba traen como resultados que la bainita formada a temperaturas cercanas a 250°C tiene forma acicular y se denomina bainita inferior, mientras que la bainita formada a temperaturas cercanas a los 400°C se parece a las plumas de la aves y se denomina bainita superior (Figuras 4-2 y 4-3).

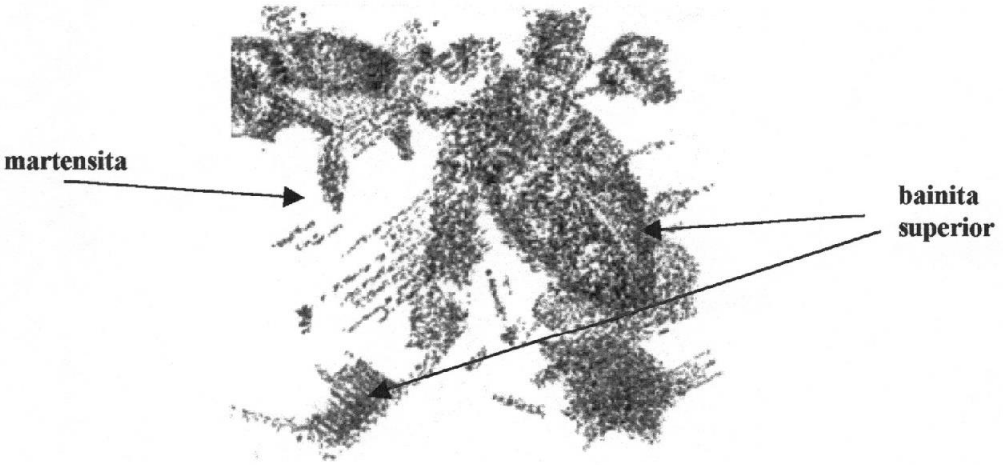

Figura 4-3 Microestructura originada en un tratamiento de austemplado realizado a temperaturas cercanas a los 400°C. Reactivo: nital 2%. Aumento: 1000 X

Propiedades mecánicas de la bainita La propiedades mecánicas de la bainita son aproximadamente 460 HB de dureza y 8% de ductilidad.

4-5 EFECTO DEL AUSTEMPLADO EN LAS PROPIEDADES DE LOS ACEROS

El austemplado origina una estructura 100% bainítica, la cual es una estructura más fina que la perlita y que requiere de aumentos de 15000 X para la resolución de sus detalles.

La mayor fineza de la bainita con relación a la perlita da lugar a un aumento en la eficacia con la cual las placas de carburo refuerzan a la fase ferrítica mucho más blanda, por lo que el acero tratado por austemplado es más duro y resistente que el acero normalizado.

Sin embargo, las placas más próximas también disminuirán la capacidad del acero para deformarse plásticamente, por lo que la ductilidad de un acero tratado por austemplado será menor que otro normalizado de igual composición.

Por otra parte, los aceros tratados por austemplado con dureza de 50 HRC aproximadamente muestran una tenacidad relativamente alta a temperatura ambiente. Sin embargo, esta propiedad no se mantiene igualmente alta para bajas temperaturas. Las propiedades mecánicas de algunos aceros tratados por austemplado son mostradas en la Tabla siguiente:

TABLA 4-1 Propiedades mecánicas de aceros tratados por austemplado a 300° C por aproximadamente 15 minutos

Acero (AISI)	σ MPa (Ksi)	ε (%)	Dureza (HB)	Tenacidad a 25° C J (lb-pie)
1074			480 (50 HRC)	50 (37)
1078	1786 (259)	5	480	50 (37)
1080	1585 (230)	7		
1095		8	514	58 (43)

PROBLEMAS

4-1 Una pequeña rueda dentada fabricada de acero con 0,75% en peso de carbono se calentó hasta 780°C y luego se enfrió rápidamente en un baño de sales a 400°C durante 20 minutos. Si transcurrido ese tiempo la muestra fue enfriada en aire ¿qué fases estarán presentes después del tratamiento?

4-2 Una varilla de acero AISI 1070 fue calentada hasta 730°C y luego enfriada rápidamente en un baño de sales a 250°C ¿Qué fases estarán presentes en la varilla después una hora?

4-3 Un pequeño eje de acero 1095 se calentó en un horno hasta una temperatura de 820°C, luego se dejó enfriar con el horno hasta que alcanzó una temperatura de 750°C, y posteriormente se extrajo y se introdujo en un baño de sales a 230°C. Si transcurrido el tiempo fue enfriado en aire ¿qué fases estarán presentes en el eje después del tratamiento?

CAPITULO 5

TEMPLE

5-1 DEFINICION

El temple es un tratamiento que produce fases de no equilibrio por el enfriamiento rápido del material desde temperaturas elevadas. Las etapas de este tratamiento son:

a) Calentamiento del material a una temperatura apropiada para producir una fase de equilibrio a esa temperatura
b) Mantenimiento del material a esta temperatura por un tiempo suficiente para producir una estructura de composición química uniforme
c) Enfriamiento rápido del material hasta una temperatura relativamente baja para evitar la difusión de las especies y de esta forma promover la formación de fases fuera de equilibrio mediante una reacción de transformación martensítica.

Transformación martensítica Es un tipo de transformación cristalográfica que ocurre sin difusión atómica. Esta reacción se presenta en un gran número de sistemas entre los que se incluyen Fe-C, Fe-Ni, Cu-Zn, y Au-Cd.

5-2 TEMPLE DEL ACERO

Temperatura de temple La temperatura de temple es de aproximadamente 40°C por sobre la temperatura crítica superior A_3 o la inferior A_1 para los aceros hipo e hipereutectoides respectivamente (Figura 5-1). Las temperaturas de temple para algunos aceros son indicadas en la Tabla 5-1.

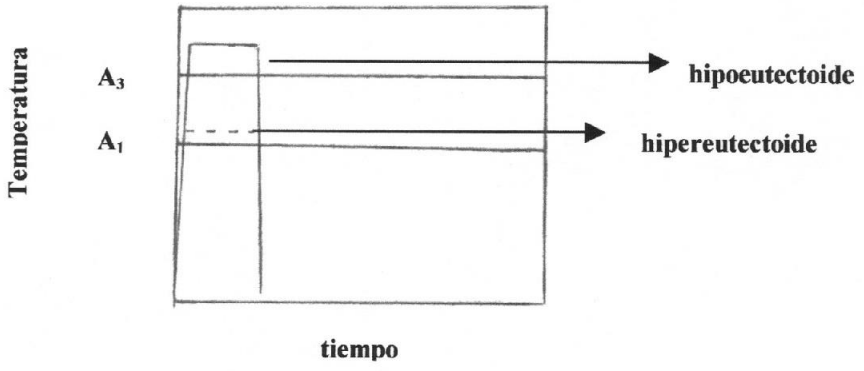

Figura 5-1 Curva de calentamiento-enfriamiento correspondiente al temple de los aceros hipoeutectoide e hipereutectoide

El calentamiento anterior producirá austenización completa en los aceros hipoeutectoides e incompleta en los hipereutectoides. Los aceros con menos de 0,8% en peso de carbono obtendrán las mejores propiedades con un enfriamiento rápido desde la temperatura de austenización porque toda la austenita se transformará a la fase de no equilibrio. Por otra parte, los aceros hipereutectoides desarrollarán sus mejores propiedades con enfriamientos desde temperaturas menores que A_{cm} por la combinación de las propiedades de la fase de no equilibrio y los carburos originalmente formados entre A_{cm} y A_1.

TABLA 5-1 Temperatura de temple de algunos aceros

Acero (AISI)	Temperatura de temple (°C)
1010	925
1040	840
1050	830
1080	770
10120	760

Tiempo a la temperatura austenización en el temple El tiempo de una hora por cada veinticinco mm de espesor o de diámetro será suficiente para homogeneizar la austenita como consecuencia de la difusión de carbono a la temperatura de temple.

Rapidez de enfriamiento Cuando la rapidez de enfriamiento de un tratamiento térmico es baja o moderada los átomos de carbono tienen tiempo para difundir fuera de algunas regiones de austenita y de esta forma se originan las fases mencionadas en los capítulos anteriores. Estas transformaciones de fase se denominan "difusionales" y ocurren a temperaturas entre 250 y 720°C dependiendo de la rapidez de enfriamiento, ya que a medida que aumenta la rapidez de enfriamiento menor es la temperatura de cambio de fase.

Cuando la rapidez de enfriamiento es muy alta, por ejemplo de 100°C/s, el cambio de fase ocurre sin que se produzca difusión, por lo que se denomina "adifusional". El cambio de fase comenzará a una temperatura llamada M_s como se verá más adelante.

Sin embargo, en el austemplado el cambio ocurre por sobre 250° C, aunque la rapidez de enfriamiento es de 100°C/s aproximadamente, porque el acero se mantiene a la temperatura un tiempo largo y de esta forma el cambio de fase ocurre isotérmicamente y no durante el enfriamiento como en el resto de los tratamientos estudiados hasta ahora.

Efecto del medio de temple en la rapidez de enfriamiento La rapidez de enfriamiento de un acero en un tratamiento de temple depende del potencial de extracción de calor del medio donde se templa. Adicionalmente, la temperatura y la posible agitación del medio influyen también en la rapidez de enfriamiento. Esta

última aumentará con la disminución de la temperatura y la mayor agitación del medio.
La rapidez de enfriamiento en un medio dado no es constante en el tiempo sino que presenta tres etapas dependiendo del mecanismo de extracción de calor presente: conducción y radiación a través de una película de vapor estable, eliminación como calor latente de vaporización cuando la película de vapor ya no es estable y el medio moja al acero, y conducción y convección a través del líquido cuando ya no existe vapor porque se ha alcanzado la temperatura de ebullición. La mayor rapidez de enfriamiento se obtiene en la segunda etapa.

Las mayores rapideces de enfriamiento se consiguen en salmuera, que es una solución salina con contenido de sal mayor que 10 % en peso. El enfriamiento en agua produce rapideces menores que en salmuera, y con aceite se obtienen las menores rapideces de enfriamiento posibles en un temple.

Transformaciones de fase en el temple Cuando el acero es templado, el carbono no tiene tiempo para difundir lejos de las áreas austeníticas que deberían transformarse a ferrita, por lo cual la austenita permanece a temperaturas menores que A_1 en una condición termodinámica inestable.

La transformación de fase ocurre entre dos temperaturas "M_s" y "M_f" cuyos valores dependen de la composición del acero, y como consecuencia de ella se origina una fase intermedia entre la austenita y la ferrita conocida como martensita. La formación de esta fase no ocurre por difusión sino por un mecanismo de corte donde un gran número de átomos se mueven simultánea y repentinamente para acomodarse en un arreglo diferente. La ausencia de difusión da lugar a una sobresaturación de la nueva estructura cristalina por lo que en lugar de hacerse cúbica centrada en el cuerpo, como correspondería a la ferrita, se hace tetragonal centrada en el cuerpo. La estructura tetragonal es aquella donde el parámetro reticular c es diferente de a. La razón c/a de la martensita aumentará con el contenido de carbono de la austenita original.

La temperatura a la cual se inicia la transformación martensítica se conoce como M_S y la temperatura a la cual toda la austenita se ha transformado a martensita se conoce como M_f. La transformación ocurre sólo durante el enfriamiento entre estas dos temperaturas y no puede ocurrir a una temperatura constante por lo cual es un tipo de transformación de cinética atérmica.
La temperatura M_S depende únicamente de la composición química del acero y esta relación puede expresarse matemáticamente de la siguiente manera para los aceros al carbono:

$$M_S\ (^{\circ}C) = 500 - 322\ (\%\ \text{en peso de carbono}) - 33(\%\ \text{en peso de manganeso})$$

La temperatura M_f también disminuye con el aumento en el contenido de carbono, e incluso es menor que la temperatura ambiente cuando el porcentaje es alto, por lo que en estos aceros puede haber austenita después del temple llamada "austenita retenida".

Efecto del temple en la microestructura de los aceros Los aceros templados muestran cristales de martensita largos, grises y en forma de agujas denominados aciculares (Figura 5-2). La forma acicular, sin embargo, es sólo aparente y es debida al corte realizado a la muestra ya que los cristales no son paralelos a la superficie.

Los cristales de martensita son tridimensionalmente en forma de cinta o lámina para contenidos de carbono menores o mayores que 0,6% en peso respectivamente (Figura 5-2 y 5-3). Los cristales en forma de cintas tienden a ser muy finos, y a estar agrupados en forma paralela en conglomerados llamados "paquetes" o "dominios" (Figura 5-2). En estos aceros hay usualmente transformación completa de la austenita, porque M_f es normalmente mayor que la temperatura ambiente, por lo cual la microestructura resultante es difusa y requiere de un aumento mínimo de 1000 X para su análisis.

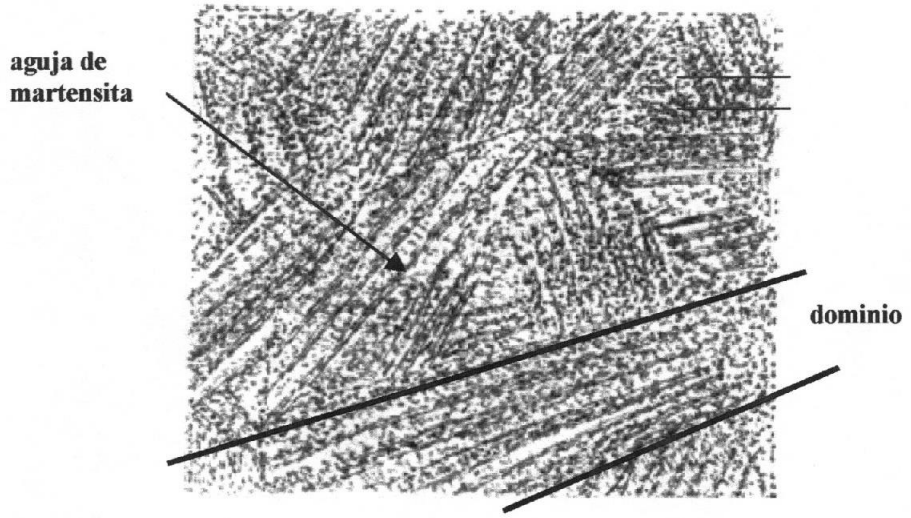

Figura 5-2 Microestructura de un acero con un contenido de carbono menor que 0,6 % en peso tratado por temple. Reactivo: nital 2%. Aumento: 80 X

Por otra parte, los cristales en forma de lámina de los aceros con contenido de carbono mayores que 0,6 % en peso están normalmente acompañados de austenita retenida debido a la baja temperatura M_f, por lo cual los cristales de martensita son más fáciles de interpretar a aumentos de 1000 X o un poco menores.

Características de la martensita La martensita es una solución sólida sobresaturada de carbono en hierro con estructura cristalina tetragonal centrada en el cuerpo. Los átomos de hierro se encuentran en las posiciones reticulares de la celda y los átomos de carbono en el centro de los planos {001} y en las posiciones 0,0,½ de las direcciones <001>.

La dureza y resistencia de la martensita aumentan con el contenido de carbono mientras que la ductilidad disminuye con este factor. La dureza varía entre 50 y 68 HRC, la resistencia entre 240 y 355 ksi, y la ductilidad entre 2,5 y 0,5%.

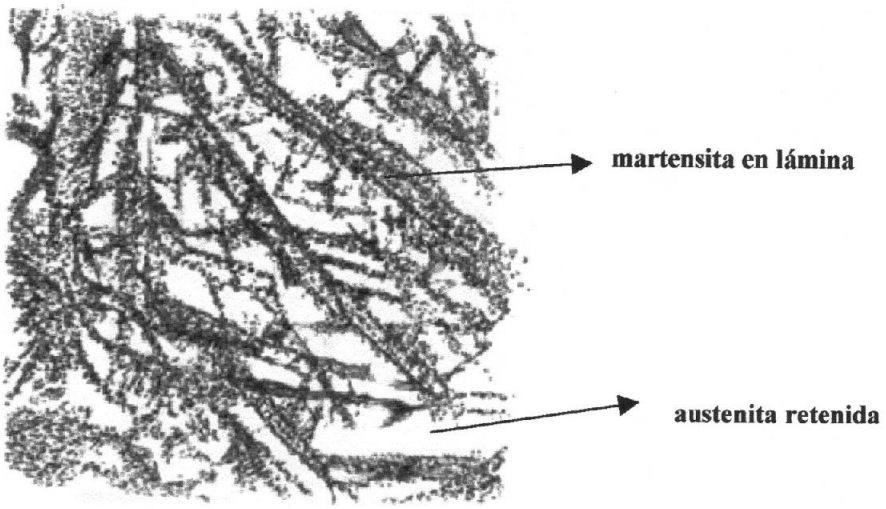

Figura 5-3 Microestructura de un acero con un contenido de carbono mayor que 0,6 % en peso tratado por temple. Reactivo: nital 2%. Aumento: 1000 X

Efecto del temple en las propiedades mecánicas de los aceros Los átomos de carbono que causan la sobresaturación de la martensita constituyen un obstáculo significativo al movimiento de las dislocaciones produciendo endurecimiento por solución del acero. Por lo tanto, la dureza y la resistencia aumentarán con el aumento en el contenido de carbono.

Este tipo de endurecimiento es debido a la disminución de los esfuerzos de compresión del material asociados a la dislocación por la superposición de los esfuerzos de tracción asociados al pequeño átomo de carbono. El efecto neto de la superposición será la disminución de la energía del material asociada a la dislocación, y por consiguiente el aumento de los requerimientos energéticos necesarios para la deformación del acero, porque el aporte relativo a la energía del material habrá disminuido.

Por otra parte, la austenita es una fase más densamente empaquetada que la martensita, es decir, el cociente entre volumen atómico y el volumen de la celda unitaria es mayor en la austenita, por lo cual en la transformación ocurrirá una expansión y por consiguiente se producirá deformación plástica. La deformación ocasionará la multiplicación de las dislocaciones mediante mecanismos del tipo Fuente de Frank-Read y como consecuencia se producirán enrejados de dislocaciones que al obstaculizarse entre sí producirán endurecimiento por deformación.

La dureza y resistencia de los aceros templados son muy altas debido a los mecanismos de endurecimiento descritos arriba. Por otra parte, la ductilidad del acero templado será muy baja porque el fenómeno de deslizamiento de los planos atómicos se verá obstaculizado por la presencia de la misma barrera impuesta por el elevado número de átomos de carbono y dislocaciones. Las propiedades mecánicas de algunos aceros son indicadas en la Tabla 5-2.

TABLA 5-2 Propiedades mecánicas de aceros templados

Acero (AISI)	σ MPa (ksi)	ε (%)	Dureza (HB)
1020			450
1045	1724 (250)	3	600
1060			680
1080			>680

5-3 TEMPLE DE LAS FUNDICIONES DE HIERRO

El temple de las fundiciones maleable y gris consiste en el calentamiento de la pieza a una temperatura de austenización de aproximadamente 860°C durante un tiempo de 15 a 30 minutos para su homogeneización química, y el enfriamiento posterior en aceite agitado caliente. La microestructura obtenida después del tratamiento es grafito en una matriz de martensita. Por otra parte, las fundiciones nodulares son templadas en aceite desde una temperatura de austenización de 900°C aproximadamente para obtener una matriz martensítica.

El temple no constituye una condición final para las fundiciones porque está asociada a una ductilidad muy baja, por lo cual estos materiales, al igual que los aceros, son usualmente revenidos después de este tratamiento, como se verá en el Capítulo 6.

5-4 TEMPLE DE LAS ALEACIONES DE NIQUEL

Las aleaciones níquel-hierro con contenidos de níquel de 6 hasta 30% en peso son martensíticas después de un enfriamiento rápido desde fase γ como en las aleaciones de hierro. Las temperaturas de austenización en este caso son mayores que 800°C.

El temple de las aleaciones con contenidos de níquel entre 50 y 80% en peso impide el ordenamiento atómico que normalmente se produce por debajo de 500°C cuando la aleación es enfriada lentamente. El ordenamiento atómico reduce las propiedades magnéticas de este material, por lo cual después del temple estas propiedades aumentan significativamente y la aleación puede ser utilizada como material magnético (Figura 5-4).

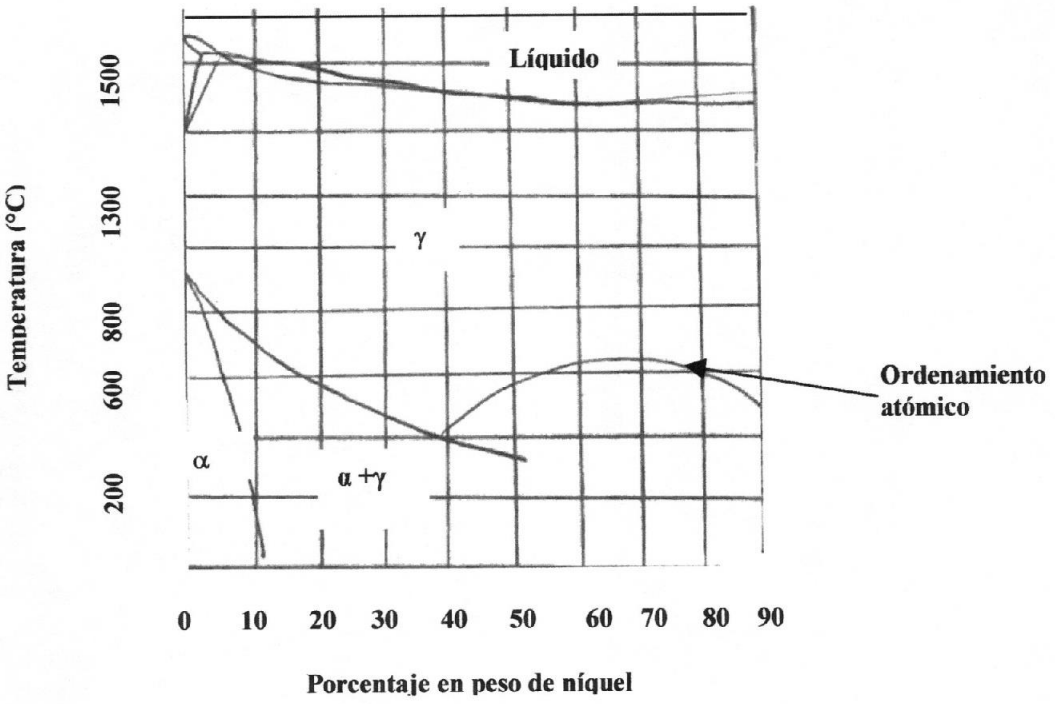

Figura 5-4 Porción del diagrama de equilibrio de las aleaciones Fe-Ni

5-5 TEMPLE DEL VIDRIO

Definición El vidrio templado se produce mediante un tratamiento de calentamiento y enfriamiento rápido con un chorro de aire o en un baño de aceite como en el tratamiento térmico de temple, pero en este caso no hay reacción martensítica.

Objetivo El objetivo de este tratamiento es hacer más resistente al vidrio a cargas de tensión o impacto por medio de la creación de esfuerzos residuales de compresión en su superficie.

Creación de esfuerzos residuales de compresión en la superficie de una lámina de vidrio El temple del vidrio consiste en el calentamiento de la lámina de vidrio por sobre la temperatura de transición vítrea T_g, y su rápido enfriamiento en aire o aceite. Debido a la baja conductividad térmica del vidrio y al tamaño de la pieza, la superficie de la lámina se enfría más rápidamente que el interior por lo cual se produce un gradiente de temperatura entre la superficie y el centro de la lámina.
La superficie se contraerá mucho más que el interior debido al gradiente de temperatura, por lo que el interior no le permitirá a la superficie contraerse completamente y ésta se elongará, originándose esfuerzos residuales de tracción en la superficie y de compresión en el interior. No obstante, estos esfuerzos serán de baja magnitud porque el interior estará aún por sobre T_g y por lo tanto podrá deformarse plásticamente por flujo viscoso y adaptarse al cambio de la superficie.

El enfriamiento subsiguiente producirá una contracción significativa del interior de la lámina, sin embargo, la superficie no podrá acomodarse a ese cambio porque su temperatura será menor que T_g y por lo tanto no podrá deformarse plásticamente. Por esta razón, se producirán esfuerzos residuales de compresión en la superficie y de tracción en el interior.

Efecto de los esfuerzos residuales de compresión en la resistencia de la lámina de vidrio El valor de la fuerza de tensión necesaria para producir fractura de la lámina será aquel suficientemente alto para compensar el esfuerzo residual de compresión en la superficie y luego producir una fuerza de tensión suficiente para la ruptura, ya que las grietas sólo se propagan en tensión y nunca lo hacen en compresión. La resistencia de la lámina de vidrio templado será entonces igual a la resistencia del vidrio en condición recocida más la magnitud del esfuerzo residual de compresión en su superficie.

5-6 TRANSFORMACION MARTENSITICA DE LOS CERÁMICOS CRISTALINOS

Algunos materiales cerámicos polimórficos tienen transformaciones de fase del tipo martensítico. Sin embargo, en este caso la transformación no constituye un

tratamiento térmico, ya que como se verá, los cambios microestructurales que ocurren no producen propiedades deseables.

La zirconia pura o ZrO_2, por ejemplo, es un cerámico cristalino que al ser enfriado por debajo de 1000°C aproximadamente cambia de una estructura tetragonal a otra monoclínica mediante una reacción martensítica (Figura 5-5).

Sin embargo, la transformación anterior está acompañada de un aumento de volumen de 9% que dificulta la fabricación de piezas de este material, pues como es tan frágil, la pieza tiende a romperse al enfriarse por el cambio de volumen. Para contrarrestar esta dificultad se adiciona 10% en peso de caliza o CaO para producir "zirconia estabilizada" que tiene una estructura cristalina cúbica a cualquier temperatura en estado sólido, no sufre una reacción martensítica y puede ser usada entonces como material estructural refractario (Figura 5-5).

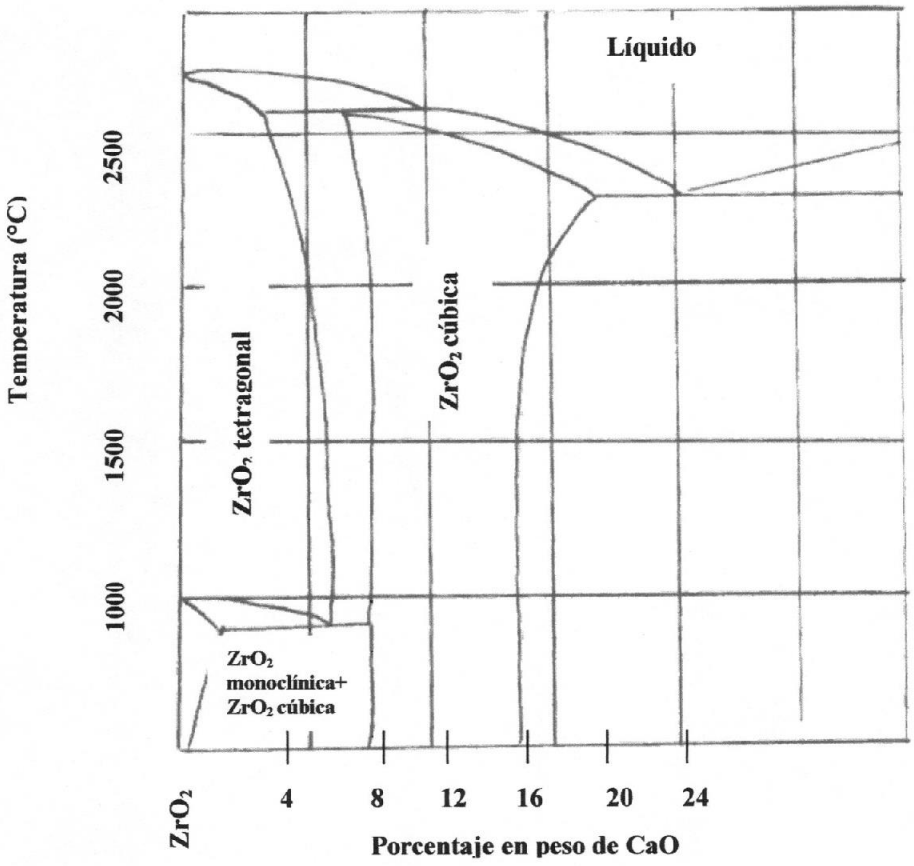

Figura 5-5 Porción del diagrama de equilibrio ZrO_2-CaO

PROBLEMAS

5-1 Una herramienta de corte de un torno fabricada de acero AISI 10130 es templada en salmuera desde una temperatura de austenización de 780°C ¿Qué fases estarán presentes en la herramienta después del tratamiento?

5-2 Un escariador de acero AISI 10120 con el cual se va a maquinar un taladro pasante fue templado en agua desde una temperatura de austenización de 800°C

(a) ¿cuál es la composición de la martensita formada en el tratamiento?

(b) ¿cuál es la proporción de las fases presentes en el escariador después del tratamiento?

5-3 Una barra de acero AISI 10160 fue austenizada a 800°C, enfriada dentro del horno apagado hasta que alcanzó 740°C, y luego enfriada rápidamente en agua ¿Qué fases estarán presentes en la barra después del tratamiento?

CAPITULO 6

REVENIDO

6-1 DEFINICION

El tratamiento de revenido se aplica sólo a los metales templados y su objetivo es mejorar las propiedades de tenacidad y ductilidad ya que en la condición templada el material es demasiado frágil para ser utilizado en muchas aplicaciones. El mejoramiento de estas propiedades se obtiene generalmente a expensas de una disminución de la dureza.

6-2 ETAPAS DEL TRATAMIENTO DE REVENIDO EN EL ACERO

El tratamiento está constituido por las siguientes etapas (Figura 6-1):

a) Calentamiento del acero a una temperatura menor que A_1 para permitir que el carbono, que se encuentra atrapado dentro de la estructura tetragonal de la martensita metaestable, pueda difundir fuera de esta estructura y disminuir así la relación de parámetros reticulares c/a. El carbono que sale de la martensita dará origen al carburo de hierro. La temperatura de revenido está normalmente en el intervalo de temperatura entre 175 y 650 °C

b) Mantenimiento a la temperatura de revenido por un determinado período de tiempo para permitir la difusión del carbono al nivel deseado. El tiempo normalmente es menor que dos horas ya que los cambios más significativos ocurren en períodos de tiempos menores que 10 segundos y generalmente no hay cambios mayores después de 2 horas.

c) Enfriamiento hasta temperatura ambiente en aire, aceite o agua dependiendo de la composición de la aleación, ya que algunos aceros muestran una disminución de la tenacidad cuando son enfriados lentamente desde la temperatura de revenido debido a los fenómenos de fragilidad por revenido y fragilidad azul. La fragilidad por revenido se observa principalmente en los aceros de baja aleación mientras que la fragilidad azul es un fenómeno que presentan la mayoría de los aceros.

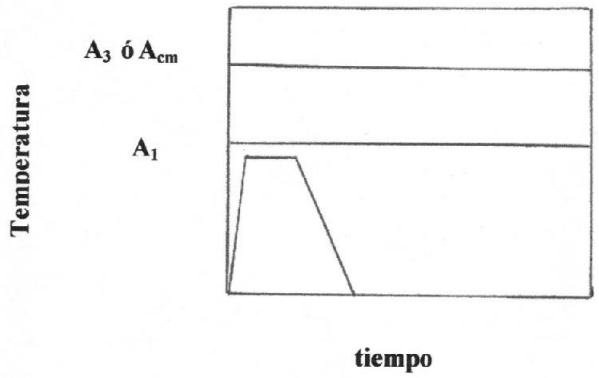

Figura 6-1 Curva de calentamiento-enfriamiento correspondiente al tratamiento de revenido del acero

Fragilidad por revenido La fragilidad por revenido se presenta en algunos aceros cuando son enfriados lentamente desde temperaturas mayores que 550°C, o cuando son mantenidos por más de una hora a temperaturas en el intervalo entre 450 y 550°C.

La hipótesis más aceptada para la ocurrencia de este fenómeno es la precipitación de carburos en los bordes de grano que sirven de camino para la propagación de las grietas y por lo tanto fragilizan al acero. Sin embargo, esta hipótesis no ha sido demostrada.

La fragilidad por revenido disminuye con el aumento en la rapidez de enfriamiento y con el contenido de molibdeno de los aceros.

Fragilidad azul La fragilidad azul es la disminución de tenacidad que presentan algunos aceros cuando son mantenidos a temperaturas en el intervalo entre 250 y 400°C.

El fenómeno es ocasionado por los átomos que se acumulan alrededor de las dislocaciones debido a la alta difusión atómica a esas temperaturas, y los cuales sirven de obstáculo a su movimiento provocando la fragilización del acero. Esta hipótesis parece confirmarse por el hecho de que los aceros revenidos a temperaturas menores que 250°C no muestran esta disminución de la tenacidad.

El aumento en la rapidez de enfriamiento y en el contenido de algunos elementos aleantes, como por ejemplo el silicio, aumentan la resistencia de los aceros a este fenómeno.

6-3 TRANSFORMACIONES DE FASE EN EL TRATAMIENTO DE REVENIDO DEL ACERO

La martensita de los aceros templados es termodinámicamente metaestable, es decir, su energía es mayor que aquella de la estructura estable compuesta por ferrita y cementita, por lo cual la martensita se transformará a estas fases si se le proporciona la suficiente energía de activación por medio de calor.

Revenido en el intervalo de temperatura entre 175 y 200°C El revenido del acero templado en este intervalo de temperatura produce la difusión del carbono hacia los bordes de las agujas de martensita, por lo cual las áreas restantes se empobrecen en carbono y la relación c/a disminuye. El carbono que difunde se segrega en las dislocaciones y en los bordes de los cristales de martensita, y produce la precipitación del carburo épsilon de estructura cristalina hexagonal, contenido de carbono de 8,4 % en peso y formula química $Fe_{2,4}C$. La densidad de dislocaciones no disminuye en esta etapa.

El ataque con nital del acero revenido en este intervalo de temperaturas revelará zonas oscuras, constituidas por las áreas empobrecidas en carbono y carburo épsilon precipitado en los bordes de las agujas, y que se denomina martensita revenida. Si la transformación no se ha completado en toda la muestra, podrán verse también áreas de martensita no transformadas de color claro (Figura 6-2).

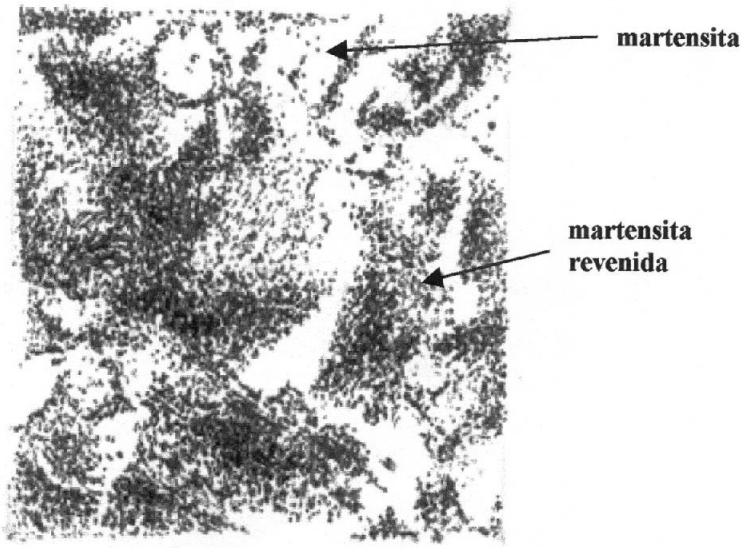

Figura 6-2 Microestructura de un acero revenido a temperaturas menores que 200°C. Reactivo: nital 2%. Aumento: 500X

Revenido en el intervalo de temperatura entre 200 y 400°C El calentamiento en este intervalo produce la disolución del carburo épsilon y la formación de la cementita de estructura cristalina ortorrómbica, contenido de carbono de 6,67 % en peso y fórmula química Fe_3C. La formación de la cementita se produce por una significativa difusión de carbono fuera de la martensita que produce la transformación de la martensita empobrecida en carbono a la ferrita cúbica centrada en el cuerpo de morfología acicular. La relación c/a se hace igual a uno en esta etapa.

Revenido en el intervalo de temperatura entre 400 y 650°C El revenido del acero en este intervalo de temperaturas produce la transformación morfológica de la cementita laminar en cementita esférica, así como el crecimiento de las esferoides porque con estos cambios se produce una disminución adicional de la energía libre del sistema. El calentamiento también produce la recristalización de la ferrita acicular en ferrita equiaxial con una baja densidad de dislocaciones.

La estructura resultante del revenido en este intervalo de temperaturas es cementita esferoidal en una matriz ferrítica equiaxial, la cual es una estructura muy parecida a aquella resultante de un recocido de esferoidización. Sin embargo, los detalles de la estructura en el recocido pueden resolverse con aumentos menores que 500 X, mientras que la estructura resultante del revenido sólo podrá resolverse con el uso de un microscopio electrónico y aumentos mayores que 10.000 X (Figura 6-3).

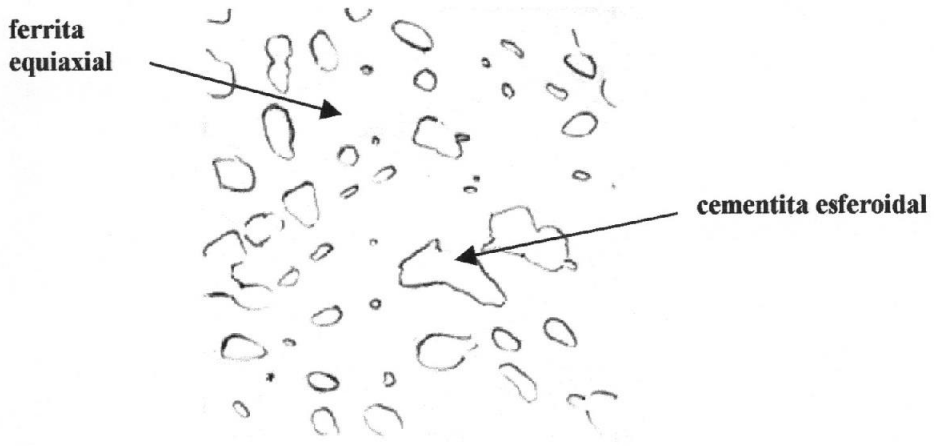

Figura 6-3 Microestructura de un acero revenido a una temperatura en el intervalo entre 450 y 650°C. Reactivo: nital 2%. Aumento: 15000X

6-4 PROPIEDADES DE LOS ACEROS REVENIDOS

Revenido a temperaturas menores que 200°C El revenido a estas temperaturas produce una leve disminución en la dureza y resistencia del acero debido a la reducción en la sobresaturación de carbono de la martensita, y por consiguiente a la disminución del efecto de endurecimiento por solución. Sin embargo, en los aceros con contenidos de carbono mayores que 1,4 % en peso se puede producir un ligero aumento en la dureza debido al endurecimiento por precipitación ocasionado por las pequeñas partículas de carburo épsilon. Los aceros con menores contenidos de

carbono no muestran este efecto porque la densidad de partículas épsilon es muy baja en este caso.

La ductilidad del acero revenido no aumenta significativamente en este intervalo de temperaturas porque el endurecimiento por deformación no disminuye en esta etapa, por lo cual las dislocaciones se continúan obstaculizando entre sí y el deslizamiento no se favorece.

La fragilidad asociada a la martensita tampoco disminuye con el revenido en este intervalo de temperaturas porque las causas que la ocasionan no desaparecen en esta etapa. Las razones de la baja tenacidad de la martensita son la alta densidad de átomos de carbono y dislocaciones que constituyen obstáculos al movimiento de las mismas dislocaciones, ocasionando su acumulación y el consiguiente aumento local del esfuerzo cortante en el sitio de acumulación. Los numerosos obstáculos permiten que el esfuerzo pueda alcanzar un nivel suficiente para iniciar grietas microscópicas y para propagarlas fácilmente a través del material provocando su fractura.

Revenido a temperaturas en el intervalo entre 200 y 400°C La dureza y la resistencia del acero revenido en este intervalo son significativamente menores que aquellas del acero templado ya que el endurecimiento por solución disminuye notablemente en esta etapa. El endurecimiento por precipitación provocado por la cementita es compensado por la disminución del endurecimiento por solución.

Por otra parte, la ductilidad y la tenacidad aumentan significativamente porque los obstáculos al movimiento de las dislocaciones disminuyen, favoreciendo el deslizamiento y minimizando la nucleación y crecimiento de las grietas.

Revenido a temperaturas mayores que 400°C La dureza y la resistencia del acero disminuyen en este intervalo como consecuencia de la disminución del endurecimiento por deformación y precipitación. La razón de la disminución de este último factor de endurecimiento es la reducción del número de partículas de carburo como consecuencia de la coalescencia y crecimiento de las esferoides.

La ductilidad aumenta en esta etapa debido a la reducción en la densidad de obstáculos al movimiento de las dislocaciones representados por las mismas dislocaciones y las partículas de carburo. Por otra parte, la tenacidad también aumenta al disminuir la cantidad de obstáculos. Las propiedades mecánicas de algunos aceros templados y revenidos son mostradas en la Tabla 6-1.

TABLA 6-1 Propiedades mecánicas de aceros templados y revenidos

Acero (AISI)	Temperatura de revenido (1) (°C)	σ MPa (ksi)	ε (%)	Dureza (HB)	Tenacidad a 25°C J (lb-pie)
1045	500	1034 (150)	15	293	
1050	300	1655 (240)	8	480	
1078	300	1675 (243)		477	7 (5)
1080	350	1786 (259)	4	477	19 (14)
1095	315	1262 (183)	10		

(1): los tiempos de exposición son variables

6-5 FUNDAMENTOS TERMODINAMICOS DE LOS CAMBIOS MICROESTRUCTURALES QUE OCURREN EN EL REVENIDO DE LOS ACEROS

La razón de los cambios que se producen en el revenido es la alta energía asociada a un acero templado. El revenido produce la disminución de la energía del material por lo siguiente:

a) La precipitación de los carburos disminuye la energía de deformación asociada a la sobresaturación de la martensita con átomos de carbono.

b) La disminución de la alta densidad de dislocaciones a temperaturas de 400°C aproximadamente reduce la energía debida a la deformación plástica ocasionada por la formación de la martensita.

c) La formación de los cristales de ferrita y de las grandes esferoides de cementita disminuye la energía de superficie asociada a los finos cristales de martensita.

6-6 REVENIDO DE LAS FUNDICIONES DE HIERRO

El revenido de las fundiciones maleables templadas se realiza calentándolas hasta una temperatura en el intervalo entre 230 y 700°C para producir una matriz de martensita revenida. La microestructura al finalizar este tratamiento estará constituida por nódulos de grafito, producidos en el tratamiento de recocido descrito en el Capítulo 2, y la matriz de martensita revenida. Las fundiciones maleables normalizadas también pueden ser tratadas por revenido a temperaturas en el intervalo entre 650 y 700°C para producir la esferoidización de la matriz de perlita, con lo cual disminuye la dureza y aumenta la tenacidad de la fundición.

La fundición gris templada es sometida a revenido para mejorar la tenacidad y la resistencia. El tratamiento consiste en el calentamiento hasta 370°C y el enfriamiento posterior hasta temperatura ambiente. La dureza de la fundición templada no disminuye significativamente con el revenido, por lo cual después del tratamiento puede tener un valor de aproximadamente 50 HRC. El revenido a temperaturas cercanas a 200°C producirá una fundición con una dureza cercana a 60 HRC. Las fundiciones nodulares también son revenidas después de un temple

6-7 REVENIDO DE LAS ALEACIONES DE NIQUEL

El revenido se aplica a las aleaciones níquel-hierro con contenidos de níquel entre 50 y 80 % en peso y se realiza calentando la aleación hasta una temperatura aproximada de 600°C dentro de un campo magnético. El revenido produce un aumento adicional de las propiedades magnéticas de la aleación que permite su utilización en computadoras y amplificadores magnéticos.

PROBLEMAS

6-1 La herramienta de corte de un torno de acero al carbono con 0,60% en peso de carbono fue templada en salmuera y posteriormente revenida a 160°C durante 30 minutos ¿Qué fases estarán presentes en la herramienta después del tratamiento?

6-2 Un escariador de acero con 0,75% en peso de carbono fue templado en agua y posteriormente revenido a una temperatura de 330°C durante 30 minutos ¿Qué fases estarán presentes en el escariador después del tratamiento?

6-3 Un escariador de acero 10120 fue templado en agua y revenido a 160°C de temperatura durante 30 minutos.

(a) ¿cuáles son las fases presentes después del tratamiento?

(b) ¿cuál es la proporción de fases?

6-4 Una terraja que se va a utilizar para mecanizar una rosca exterior fue templada en agua y revenida a 330°C de temperatura durante 35 minutos ¿Qué fases estarán presentes después del tratamiento si la terraja fue fabricada de acero con 0,80% en peso de carbono?

6-5 Una llave de tuerca de fundición de hierro nodular con 3% en peso de carbono fue templada en aceite y revenida a 200°C durante 30 minutos ¿Qué fases estarán presentes a temperatura ambiente después del tratamiento?

CAPITULO 7

DIAGRAMAS TTT

7-1 FUNDAMENTO

Los diagramas de equilibrio muestran las fases presentes en un material después de haberlo enfriado lentamente como lo determina un tratamiento de recocido. Sin embargo, estos diagramas no indican las fases presentes después de enfriamientos más rápidos como en el tratamiento de temple.

Por otra parte, los diagramas de equilibrio identifican las fases que se forman durante el enfriamiento del material, pero algunas veces no dan información acerca de las fases que se forman cuando el material es mantenido a una temperatura constante antes de enfriarlo hasta temperatura ambiente, es decir, en los tratamientos isotérmicos como el austemplado.

Adicionalmente, estos diagramas definen las fases que se forman durante el enfriamiento en equilibrio, pero no dicen nada en relación con el tiempo necesario para el inicio de la formación de esas fases ni para su terminación, y los cambios de fase que ocurren en las transformaciones difusionales ocurren por nucleación y crecimiento, y estos procesos dependen del tiempo.

Las interrogantes anteriores pueden ser respondidas a través de los diagramas TTT, los cuales algunas veces indican también la dureza que obtienen los materiales después del tratamiento térmico.

7-2 TIPOS DE DIAGRAMAS TTT

Los diagramas TTT pueden ser isotérmicos (TI) o de enfriamiento continuo (TE), dependiendo de la forma en que fueron obtenidos, es decir, por ensayos de mantenimiento de la muestra a una temperatura (TI) o por su enfriamiento continuo hasta temperatura ambiente (TE).

Los diagramas TTT se obtienen experimentalmente ensayando numerosas muestras de un material con una composición química específica, y han sido obtenidos principalmente para aceros porque los cambios de fase ocurren más fácilmente en estos materiales debido a los altos valores de difusividad de los elementos metálicos. Sin embargo, existen algunos diagramas TTT para materiales no metálicos (Figuras 7-1 y 7-2). El compendio de los diagramas TTT para los aceros está disponible en un manual editado por la Sociedad Norteamericana de Metales (ASM) [24].

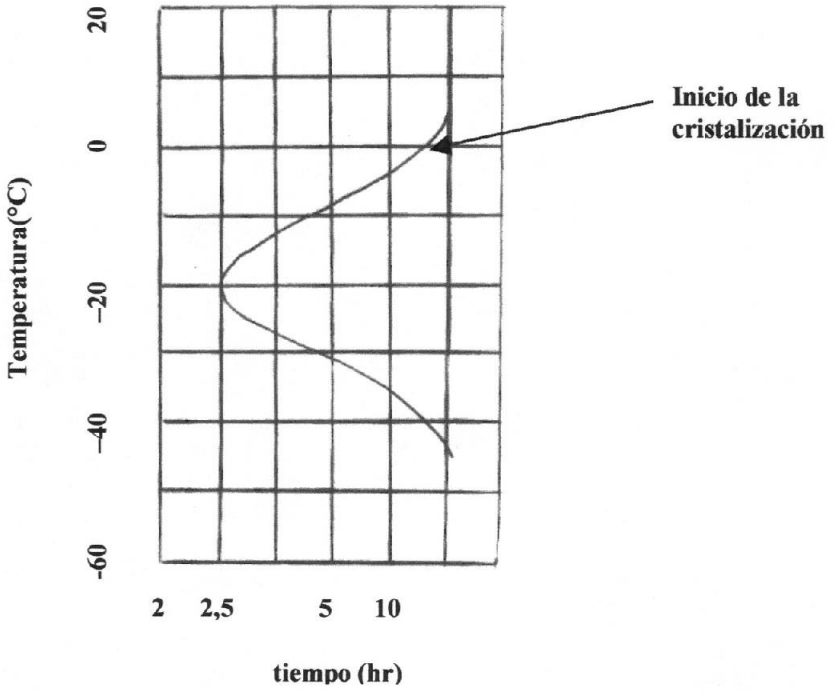

Figura 7-1 Diagrama TTT para un polímero elastómero

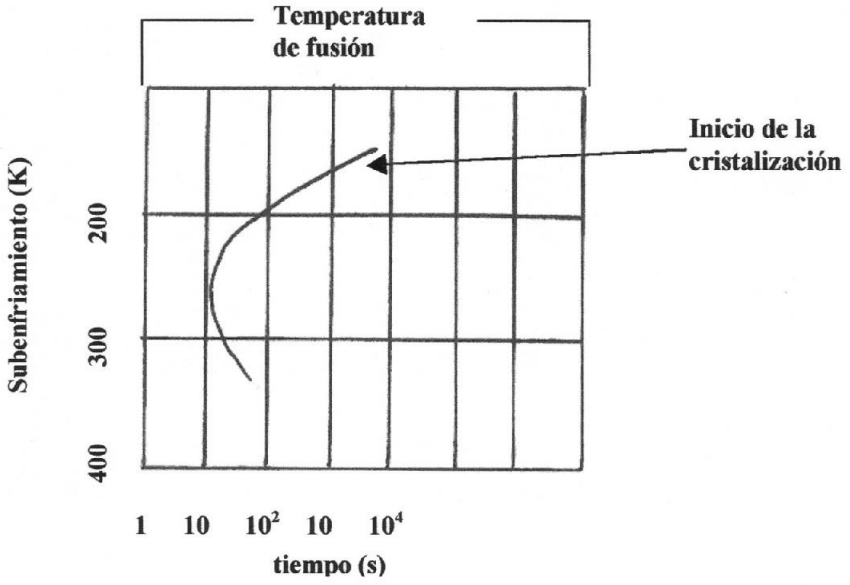

Figura 7-2 Diagrama TTT para un vidrio

7-3 ELABORACION DE LOS DIAGRAMAS TTT PARA ACEROS

Diagramas TI para los aceros Los diagramas TI se obtienen calentando un grupo de muestras de un mismo acero a una temperatura mayor que la crítica superior por un tiempo determinado, enfriándolas a continuación en un baño de sales a una temperatura menor que A_3 o A_{cm}, y extrayendo luego cada muestra del baño después de un período de tiempo diferente. Los tiempos varían usualmente entre 0,5 segundos y 3 horas, y transcurrido este período cada muestra es enfriada bruscamente en agua fría con la finalidad de detener la transformación difusional.

El procedimiento anterior se repite para otros grupos de muestras variando la temperatura del baño de sales, la cual siempre es menor que la crítica superior. Las muestras son posteriormente analizadas metalográficamente y se ha observado que siempre están constituidas por mezclas de ferrita, cementita, perlita, bainita y martensita en diferentes proporciones dependiendo de la temperatura del baño de sales y del tiempo de exposición a esa temperatura. Las estructuras anteriores son las mismas que se producen en los tratamientos por enfriamiento continuo, sin embargo, la proporción de las fases varía entre los diversos tipos de tratamientos.

Las muestras con tiempos de exposición muy cortos tendrán 100% de martensita porque no hubo tiempo suficiente para que la austenita se transformara a fases como la ferrita, cementita o las mezclas de perlita y bainita. El período de tiempo para el cual se observa un porcentaje de 1% de fases diferentes a la martensita se toma como el inicio de la transformación a esa temperatura. Por otra parte, el período de tiempo en el cual se observa 99% de fases diferentes a la martensita se considera el 100% de transformación a esa temperatura. Las muestras con períodos de tiempo comprendidos entre los anteriores representan porcentajes de transformación de austenita intermedios.

Las fases o mezclas observadas dentro del intervalo de transformación son indicadas en el diagrama mediante las letras F,C, P, y B para la ferrita, cementita, perlita y bainita respectivamente. El diagrama TI para un acero AISI 1050 es mostrado en la Figura 7-3.

Diagrama TE para los aceros El procedimiento utilizado para elaborar el diagrama TE es similar a aquel utilizado para los diagramas TI, sin embargo, en lugar de mantener a una temperatura menor que A_3 o A_{cm} por un tiempo variable, se enfría con una rapidez de enfriamiento dada por un tiempo variable. El calentamiento previo a una temperatura mayor que la crítica superior y el temple final en agua fría son comunes para ambos diagramas. Las mezclas de fases observadas en los tratamientos por enfriamiento continuo son más complejas que en los tratamientos isotérmicos, sin embargo, las fases son las mismas.

Los diagramas TE son experimentalmente más difíciles de obtener que los diagramas TI, por esta razón se ha elaborado un número mucho mayor de diagramas de transformación isotérmica que diagramas TE.

7-4 DESCRIPCION DE LOS DIAGRAMAS TTT PARA LOS ACEROS

Diagramas TI para los aceros El diagrama TTT tiene en la ordenada la temperatura, en la abscisa el tiempo, e internamente las letras F, C, P, B y M que representan las fases o mezclas de fases a las cuales se transforma la austenita, la cual está identificada en el diagrama con la letra A y es inestable por debajo de A_1. Las variables temperatura, tiempo y fase de transformación determinan el nombre del diagrama.

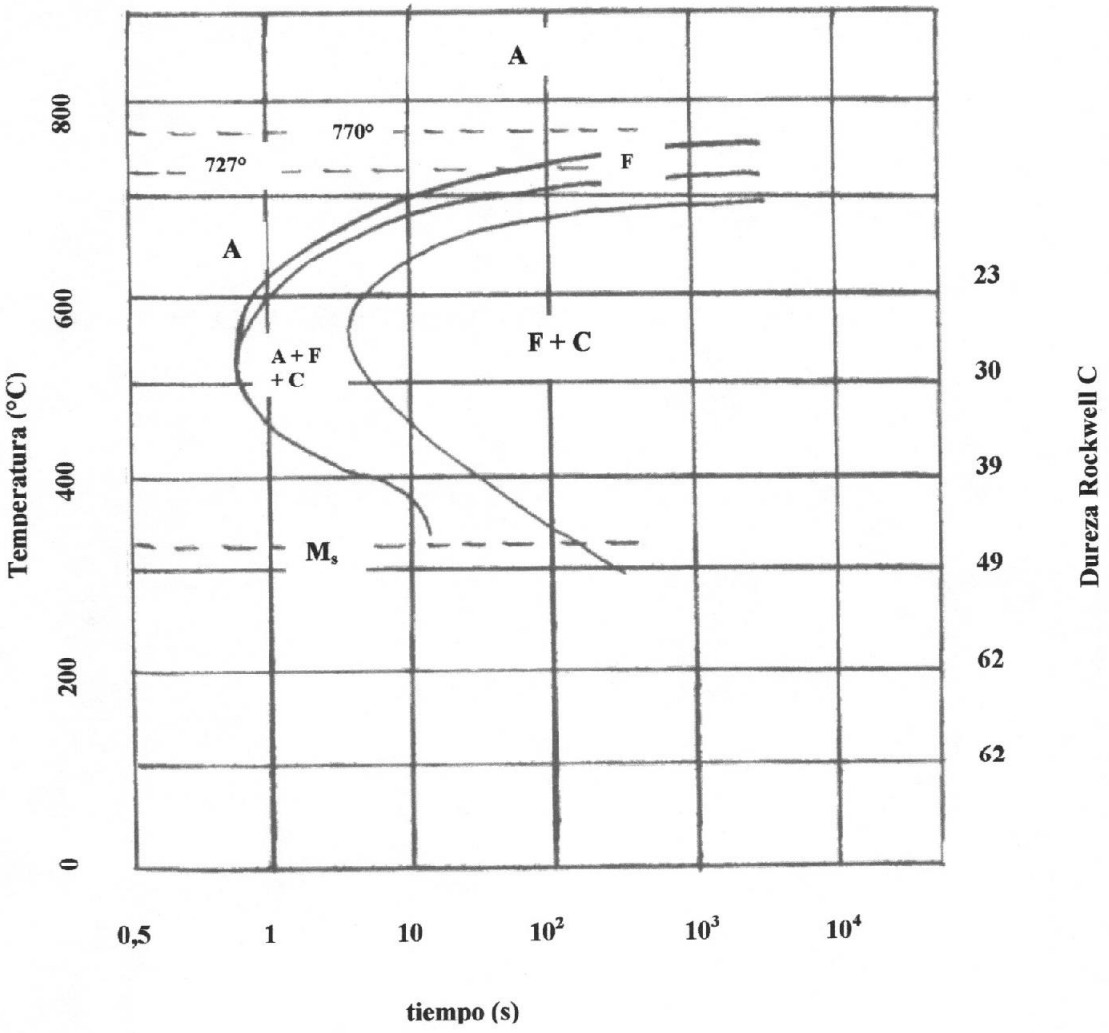

Figura 7-3 Diagrama TTT para un acero AISI 1050

El diagrama tiene dos líneas sólidas, de las cuales la primera a la izquierda indica el inicio y la segunda a la derecha el final de la transformación de la austenita. Algunos diagramas tienen unas líneas punteadas entre las dos anteriores que indican 25, 50 o 75% de transformación de la austenita. La curva tiene forma aproximada de letra "C" (en algunos aceros aleados esta forma es menos evidente), y la zona de la C más cercana a la ordenada se conoce como "nariz" del diagrama.

La forma de C se produce porque la austenita es inestable por debajo de A_1 y su grado de inestabilidad aumenta a medida que desciende la temperatura de exposición, por lo cual la transformación comenzará más rápidamente mientras menor sea la temperatura. Sin embargo, cuando el descenso de la temperatura es muy grande, la difusión se hace muy lenta, y por lo tanto el tiempo para el inicio de la transformación aumenta con el descenso de la temperatura a partir de este valor.

Los diagramas TI se leen de izquierda a derecha al valor de temperatura de la transformación isotérmica, por lo cual la fase de trasformación es aquella indicada a la derecha del diagrama a la temperatura del tratamiento, y el porcentaje de la fase dependerá del tiempo de mantenimiento a esa temperatura.

El gráfico también tiene algunas veces una línea en la parte superior entre las líneas de inicio y final de transformación. El intervalo de temperatura entre la línea de inicio y esta línea representa el área de formación del constituyente proeutectoide F o C según se trate de un acero hipo o hipereutectoide. La línea no existe en los aceros eutectoides.

El diagrama TI contiene también las líneas correspondientes a las temperaturas de inicio y final de transformación a martensita, y algunas veces también las temperaturas para la formación de cincuenta y noventa por ciento de esta fase.

Asimismo, los diagramas tienen algunas veces una ordenada a la derecha que indica la dureza HRC que alcanzará la muestra tratada a la temperatura correspondiente.

Diagrama TE para los aceros Los diagramas TE son muy parecidos a los diagramas TI, excepto en algunos aspectos, como por ejemplo:

a) El diagrama se lee desde la parte superior izquierda hasta la parte inferior derecha, es decir, en forma oblicua porque los resultados fueron obtenidos mediante este procedimiento.

b) El diagrama TE está ligeramente desplazado a la derecha y hacia abajo en relación con un diagrama TI para el mismo acero.

c)La rapidez mínima de enfriamiento que no corta al diagrama se conoce como rapidez crítica de enfriamiento y será la mínima rapidez que produzca una estructura 100% martensítica. El concepto de rapidez crítica de enfriamiento no se define para un tratamiento isotérmico porque la martensita se forma sólo durante el enfriamiento en los aceros al carbono y de baja aleación.

7-5 DIAGRAMAS TI Y TRATAMIENTOS NO ISOTERMICOS

El reducido número de diagramas TE ha propiciado el uso de los diagramas TI para estudiar los tratamientos en enfriamiento continuo. Como se mencionó arriba, los diagramas TE están desplazados a la derecha y hacia abajo en relación con los diagramas TI, por lo cual la rapidez crítica de enfriamiento obtenida a partir de un diagrama TI será mayor que la rapidez crítica real para ese acero, y por lo tanto la utilización del diagrama TI dará un estimado muy confiable para obtener una estructura 100% martensítica. Sin embargo, el uso de los diagramas TI para el estudio de tratamientos en enfriamiento continuo debe hacerse teniendo siempre presente las diferencias existentes entre ellos.

Los tratamientos en enfriamiento son analizados mediante los diagramas TI superponiendo las curvas de enfriamiento del tratamiento sobre el diagrama, e identificando las fases originadas mediante la lectura de la intersección de la curva con el diagrama, que en este caso se leerá desde arriba hacia abajo como se hace en un diagrama TE.

El porcentaje de fases formado a partir de la austenita debe siempre aumentar a medida que desciende la temperatura, por lo cual la disminución del porcentaje observada en algunos casos debe interpretarse como la interrupción de la transformación al mayor porcentaje leído. La interrupción es debida a que la temperatura desciende con tanta rapidez que no hay tiempo para que se produzca la difusión necesaria para el cambio de fase. En estos casos normalmente el porcentaje de austenita remanente se transforma a martensita por debajo de M_S.

La dureza del acero será el promedio de las durezas asociadas a cada una de las fases formadas durante el enfriamiento.

7-6 EFECTO DEL CONTENIDO DE CARBONO Y DE LOS ELEMENTOS ALEANTES EN LOS DIAGRAMAS TI Y TE

Los diagramas TTT se desplazan hacia la derecha con el aumento en el contenido de carbono y la presencia de elementos aleantes. Los diagramas también se desplazan verticalmente con la presencia de aleantes ya que estos producen el ascenso o descenso de la temperatura eutectoide.

El desplazamiento horizontal de las curvas TTT produce la disminución de la rapidez crítica de enfriamiento del acero en relación con el acero original y facilita por lo tanto la transformación martensítica.

Efecto del contenido de carbono La facilidad para la transformación martensítica aumenta con el contenido de carbono del acero porque la martensita se forma como consecuencia de la sobresaturación de la ferrita con átomos de carbono, y la sobresaturación será mayor con el aumento en el contenido de este elemento. Por lo

tanto, los contenidos de carbono muy bajos difícilmente producirán la sobresaturación requerida para la transformación martensita.

Los diagramas TTT se desplazan hacia la derecha con el contenido de carbono, por lo cual la rapidez crítica de enfriamiento disminuye y el acero es más fácilmente endurecible por temple. Los aceros con bajos contenidos de carbono son difícilmente endurecible porque la "nariz" de sus diagramas está usualmente escondida detrás de la ordenada.

Efecto de los elementos aleantes La presencia de elementos aleantes retarda las transformaciones perlítica y bainítica y como consecuencia favorece la reacción martensítica. Este efecto se puede observar en un diagrama TTT por el desplazamiento de las curvas hacia la derecha. Los elementos aleantes producen también el ascenso o descenso de la temperatura eutectoide dependiendo del tipo de elemento.

El corrimiento del diagrama hacia la derecha ocurre por diferentes razones, dependiendo del elemento químico. Las principales causas del desplazamiento son:

1) Los elementos como el níquel y el manganeso constituyen obstáculos físicos para la difusión del carbono en la austenita original, por lo cual la perlita y la bainita tardan más tiempo en formarse con relación al caso del acero al carbono original.

2) Los elementos como el cromo y el molibdeno retardan la cinética de las transformaciones perlíticas y bainíticas debido a su baja difusividad en relación con el carbono. Como la perlita y la bainita en los aceros aleados contienen estos elementos disueltos en la ferrita o formando carburos, para que la transformación se complete es necesario que la difusión de estos elementos haya culminado, y como sus difusividades son relativamente bajas, ocasionan el retardo en la cinética de la transformación.

El retardo en la formación de la perlita y la bainita por las dos causas mencionadas arriba promueve la formación de la martensita porque la temperatura desciende suficientemente en estos casos sin que la formación perlítica o bainítica se haya iniciado o completado.

3) El níquel y el manganeso, entre otros elementos aleantes, estabilizan la fase austenítica a temperaturas menores que A_1, por lo tanto la transformación de la austenita ocurrirá a temperaturas en las cuales la difusión es baja y como consecuencia habrá una gran tendencia a la formación de la martensita adifusional.

PROBLEMAS

7-1 Una rueda de acero AISI 1080 fue calentada a 780°C y luego enfriada rápidamente en un baño de sales a 400°C (Figura 7-4). Determine:

(a) tiempo necesario para que se inicie la transformación de la austenita si la rueda es mantenida a la temperatura de 400°C

(b) tiempo necesario para que la transformación de la austenita se haya completado

(c) dureza final de la rueda si la pieza es enfriada en aire después de terminada la transformación de la austenita.

7-2 Una barra de acero AISI 1050 que va ser mecanizada fue calentada hasta 780°C durante 1 hora y luego enfriada hasta temperatura ambiente con una rapidez de enfriamiento de 2°C/s. Determine:

(a) tiempo necesario para que se inicie la transformación de la austenita durante el enfriamiento

(b) tiempo necesario para que la austenita se transforme completamente durante el enfriamiento

(c) fases presentes al final del tratamiento

(d) dureza promedio de la barra al final del tratamiento

(e) si después del tratamiento la barra es calentada hasta 300°C, mantenida a esta temperatura por un minuto y enfriada rápidamente en agua ¿Cuáles serán las fases presentes en la barra después de este segundo tratamiento?

7-3 Un escariador de acero AISI 10110 fue templado en agua desde una temperatura de austenización de 800°C (Figura 7-5). Determine:

(a) rapidez crítica de enfriamiento de este acero

(b) dureza aproximada del escariador al final del tratamiento

(c) temperatura requerida para que se inicie la transformación martensítica

(d) temperatura a la cual la transformación martensítica se habrá completado

7-4 ¿Cuáles serán las fases presentes en el escariador de la pregunta anterior si después del enfriamiento en agua es calentado nuevamente hasta una temperatura de 600°C, mantenido a esta temperatura durante 30 minutos y posteriormente enfriado nuevamente en agua hasta temperatura ambiente?

7-5 Una barra de acero AISI 1050 es calentada hasta 780°C y posteriormente enfriada hasta temperatura ambiente con una rapidez de enfriamiento de 28°C/h

(a) ¿Cuáles serán las fases presentes en la barra después del tratamiento?

(b) Si la barra es calentada hasta 780°C, enfriada con una rapidez de 28°C/h hasta 300°C y luego enfriada rápidamente en agua hasta temperatura ambiente ¿cuáles serán las fases presentes al final del tratamiento?

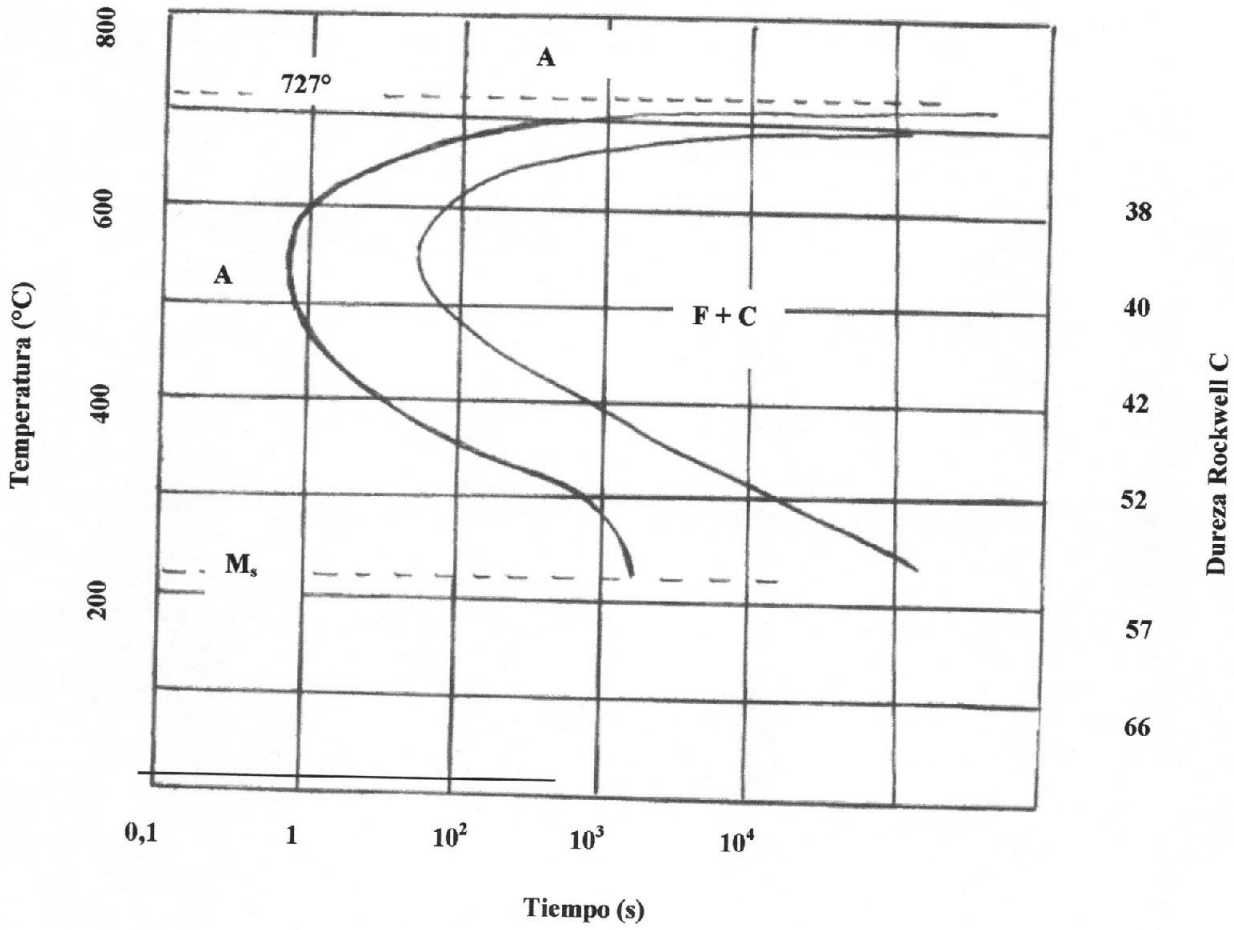

Figura 7-4 Diagrama TTT para un acero AISI 1080

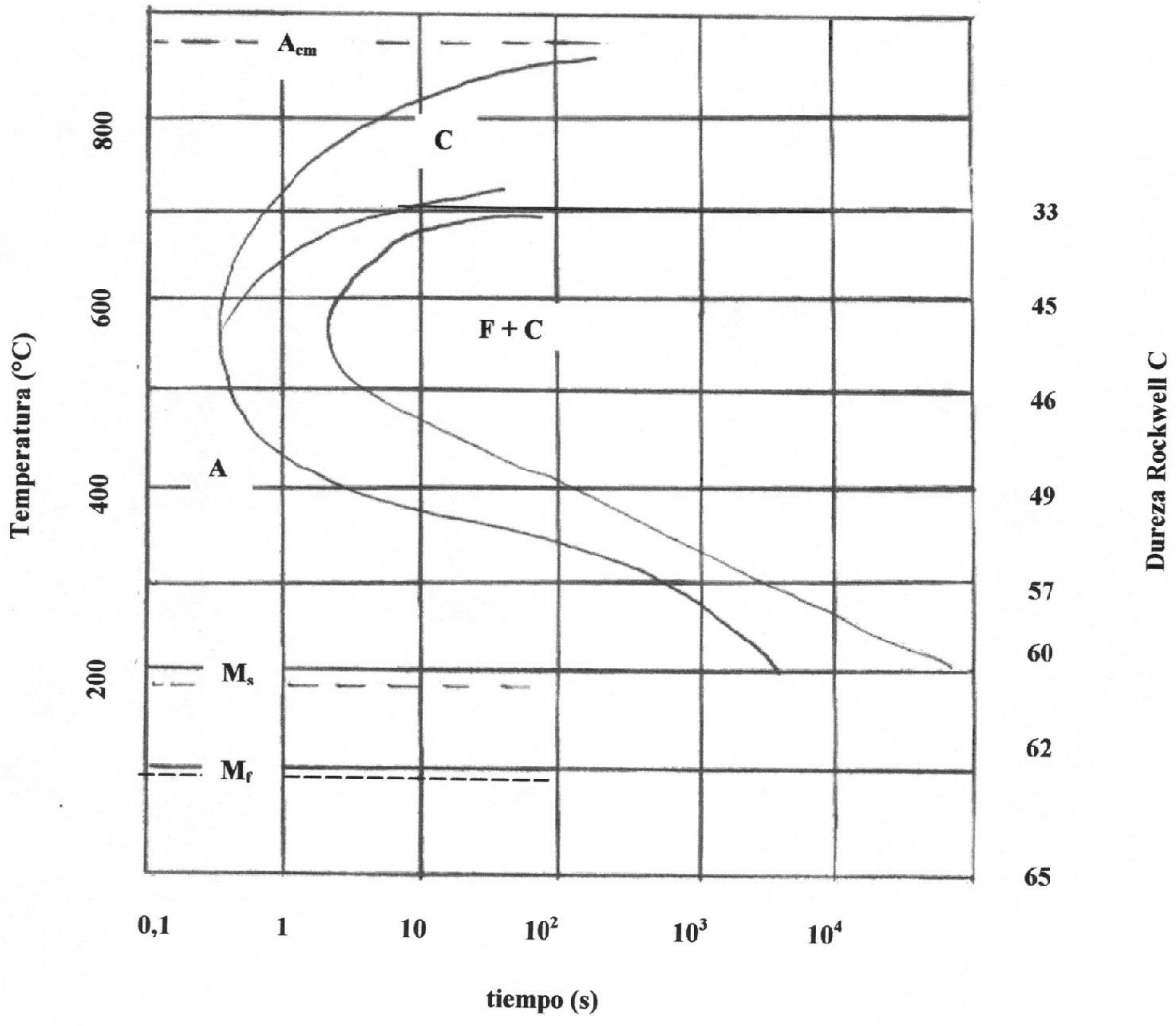

Figura 7-5 Diagrama TTT para un acero AISI 10110

CAPITULO 8

ENDURECIMIENTO POR ENVEJECIMIENTO

8-1 DEFINICION

El tratamiento de endurecimiento por envejecimiento da lugar a un aumento de la dureza y resistencia del material debido a la precipitación de una fase dura y coherente. Esta fase se origina cuando el material se enfría rápidamente desde un campo monofásico.

El tratamiento se aplica principalmente a las aleaciones metálicas de aluminio, cobre, magnesio, níquel y a algunos aceros, pero puede aplicarse a cualquier otra aleación cuyos componentes tengan solubilidad sólida parcial decreciente con la temperatura y cuyas temperaturas de fusión no sean significativamente bajas como en el caso del plomo. Los cerámicos cristalinos pueden también tratarse por envejecimiento.

Precipitados coherentes Los precipitados coherentes son aquellos que tienen la misma estructura cristalina de la matriz, es decir, los átomos del precipitado están alineados con la matriz, y como los parámetros reticulares del precipitado y la matriz no son iguales, se produce distorsión de la red (Figura 8-1). En la Figura el precipitado es el área sombreada identificada con la letra P.

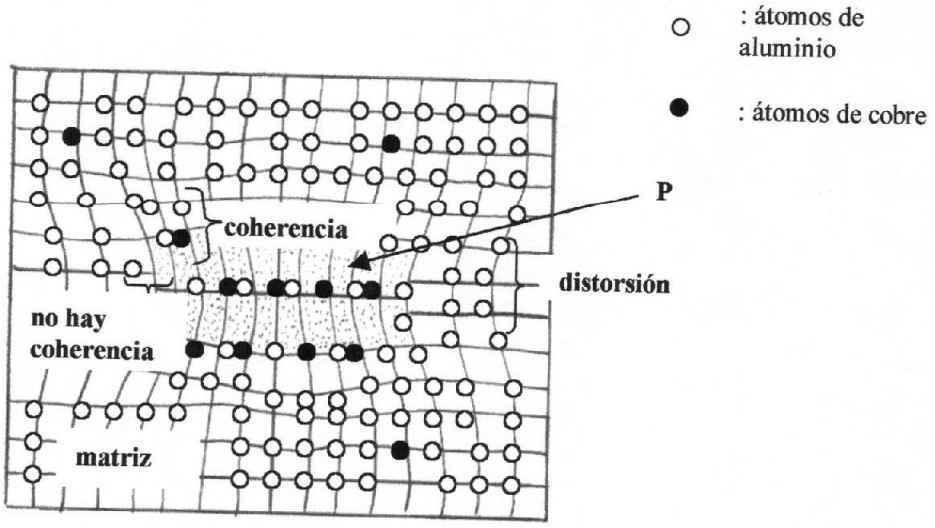

Figura 8-1 Precipitado coherente

8-2 PROCEDIMIENTO

El tratamiento de envejecimiento está constituido por tres etapas:

1) calentamiento del material hasta la temperatura de solución, es decir, aquella en la cual la estructura consta de una sola fase. Esta etapa se conoce como tratamiento de solución.

2) enfriamiento rápido hasta una temperatura relativamente baja para producir una fase sobresaturada e inestable. El enfriamiento normalmente se realiza en agua a una temperatura menor que 100°C. La etapa anterior se conoce como "temple" del material.

3) calentamiento hasta una temperatura en el campo bifásico para provocar la precipitación de una fase metaestable por la difusión de los átomos desde la estructura sobresaturada. La temperatura de calentamiento se conoce como temperatura de envejecimiento T_e. Esta etapa es llamada envejecimiento del material (Figura 8-2).

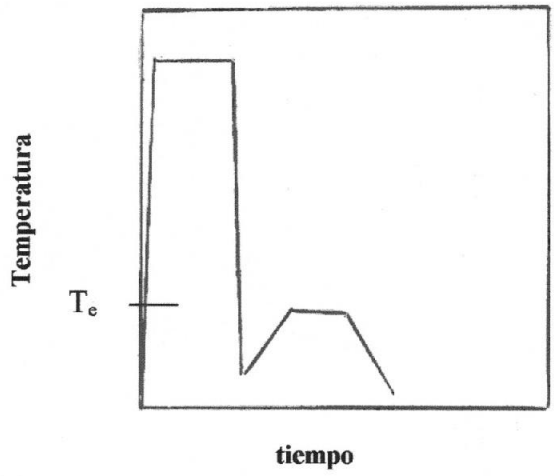

Figura 8-2 Curva de calentamiento-enfriamiento correspondiente al tratamiento de endurecimiento por envejecimiento

8-3 TRANSFORMACIONES DE FASE EN EL TRATAMIENTO DE ENVEJECIMIENTO DE LAS ALEACIONES ALUMINIO-COBRE

El calentamiento de las aleaciones de aluminio con un porcentaje de cobre menor que 5 % a la temperatura de solución produce la solución sólida κ rica en aluminio (Figura 8-3). El enfriamiento rápido de la aleación desde la temperatura de solución

impide la formación de la fase θ de equilibrio $CuAl_2$, por lo cual se origina una fase κ sobresaturada en átomos de cobre.

El calentamiento posterior de la aleación hasta la temperatura de envejecimiento facilita el movimiento de los átomos de cobre, sin embargo, la difusividad a esta temperatura no es suficientemente alta para originar la fase θ de equilibrio, por lo cual se originan fases de no equilibrio. Esta etapa constituye el envejecimiento del material.

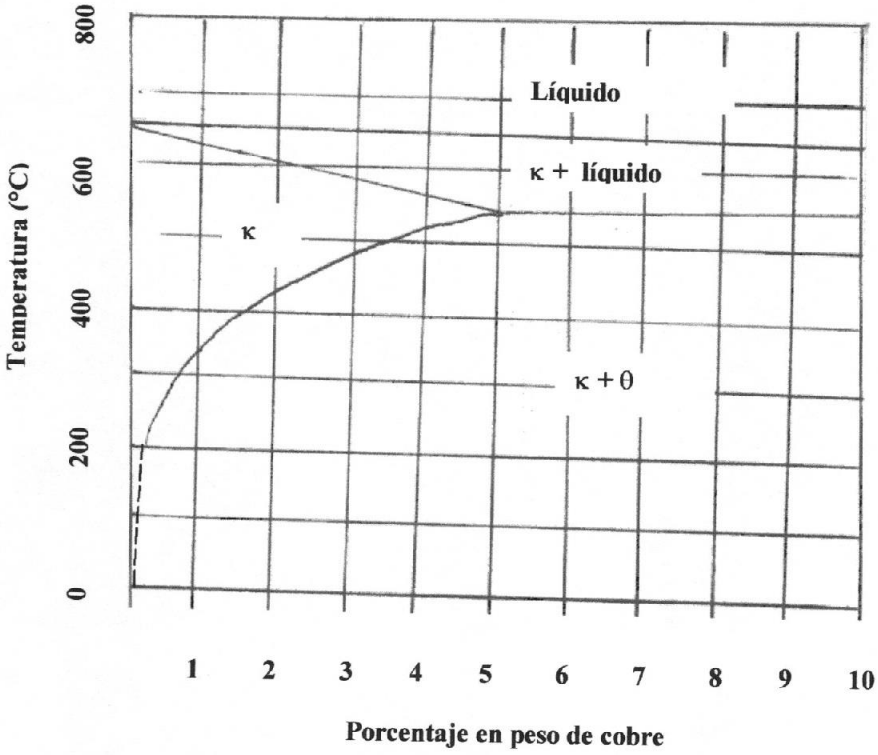

Figura 8-3 Porción del diagrama de equilibrio Al-Cu

Zonas de Guinier-Preston 1 El primer precipitado que se forma se denomina zonas de Guinier-Preston 1 (GP-1), en reconocimiento a los físicos que las estudiaron por primera vez. Las zonas GP-1 son muy pequeñas, por lo cual sólo pueden ser detectadas utilizando microscopios electrónicos y aumentos de 1.000.000 X, están formadas por átomos de cobre, son coherentes con la matriz de fase κ y tienen forma de disco.

Zonas de Guinier-Preston 2 La difusión adicional de los átomos de cobre produce las zonas Guinier-Preston 2 (GP-2), las cuales pueden ser detectadas con

aumentos de 800.000 X porque son más grandes que las GP-1, tiene forma de disco, están formadas por átomos de cobre y aluminio, son coherentes y producen mayor distorsión de la matriz que las GP-1.

Fase θ' El envejecimiento adicional de la aleación produce la precipitación de la fase θ' que tiene forma de placas y es semicoherente con la matriz. La aparición de este precipitado produce ablandamiento del material.

Fase θ Con el envejecimiento adicional se produce la fase θ que es incoherente (Figura 8-4), es decir, tiene una estructura diferente a la matriz por lo cual no produce distorsión de la red cristalina, y puede ser vista con aumentos de 35.000 X. La precipitación de la fase θ ocasiona una disminución apreciable en la dureza de la aleación.

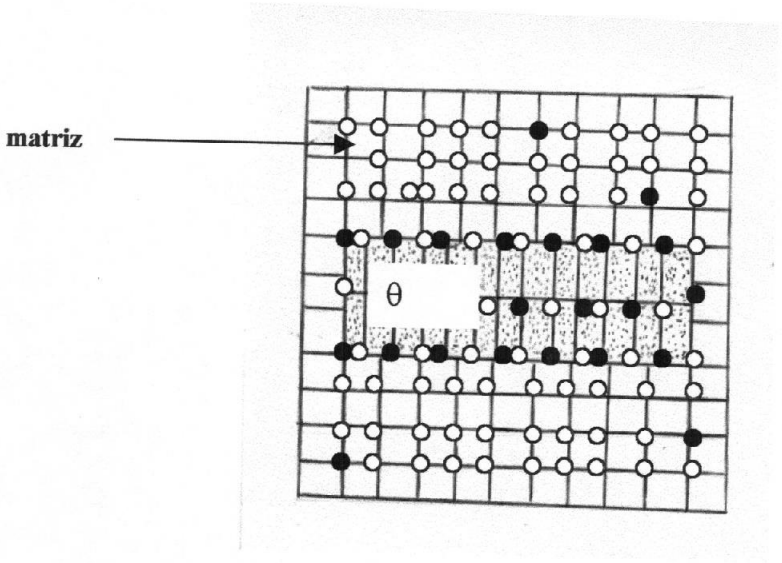

Figura 8-4 Precipitado incoherente

8-4 EFECTO DEL TRATAMIENTO DE ENVEJECIMIENTO EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE LAS ALEACIONES ALUMINIO-COBRE

La alta resistencia de las aleaciones tratadas por envejecimiento es debida al mecanismo de endurecimiento por precipitación, el cual se produce cuando el movimiento de las dislocaciones es obstaculizado por la presencia de precipitados más duros que la matriz.

La dislocación pasa a través de los precipitados torciéndose a su alrededor, por lo cual les deja anillos de dislocación que causan la disminución de la distancia l entre ellos (Figura 8-5).

El esfuerzo necesario para que la dislocación pase a través de un grupo de precipitados es inversamente proporcional a la distancia entre ellos, por lo tanto el endurecimiento es más efectivo cuando las partículas de precipitado son muy pequeñas porque la distancia entre ellas será menor. Este análisis supone una densidad de partículas constante para diferentes tamaños de partículas (Figura 8-5). El endurecimiento también aumenta con la densidad de partículas de precipitado.

La dureza de las aleaciones aluminio-cobre en la etapa de envejecimiento varía con el tipo de precipitado de acuerdo con el párrafo anterior. Las zonas GP-2 producen un mayor endurecimiento que las GP-1 porque son más numerosas, y esta contribución parece ser más significativa que la relacionada con el tamaño para estas

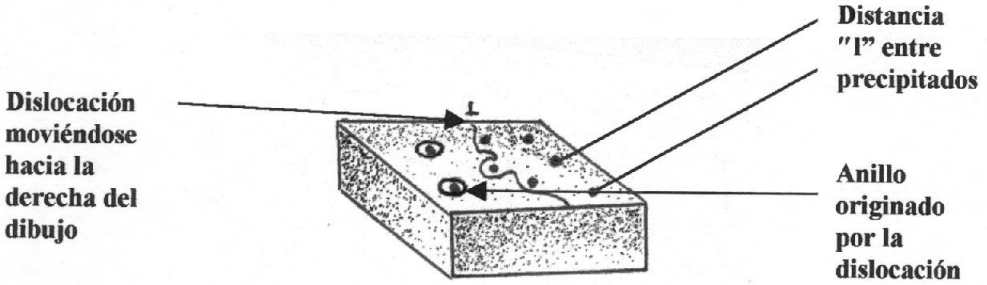

Figura 8-5 Movimiento de una dislocación a través de un grupo de precipitados

aleaciones. El precipitado θ' produce ablandamiento porque es semicoherente con la matriz por lo que provoca menor distorsión. Por otra parte, la dureza de la aleación disminuye aún más con la formación del precipitado θ debido a su incoherencia (Figura 8-4), ya que en este caso no hay distorsión y existe un mayor espacio libre para el movimiento de las dislocaciones.

La ductilidad de las aleaciones Al-Cu disminuye con el tratamiento de endurecimiento por envejecimiento porque el deslizamiento se dificulta debido al obstáculo impuesto por los precipitados al movimiento de las dislocaciones. Las propiedades mecánicas de una aleación Al-4% Cu tratada por recocido y endurecimiento por envejecimiento son indicadas en la Tabla 8-1.

El endurecimiento por envejecimiento de otras aleaciones se produce también por la precipitación de fases distintas a la de equilibrio. Sin embargo, el número, morfología, composición y dimensiones de las fases varían con la aleación.

TABLA 8-1 Propiedades mecánicas de una aleación Al-4%Cu tratada por recocido y endurecimiento por envejecimiento.

Tratamiento térmico	Dureza (HB con 500 Kg)	σ MPa (ksi)	ε (%)
Recocido	45	186 (27)	18
Endurecimiento por envejecimiento	135	482 (70)	12

8-5 ENDURECIMIENTO POR PRECIPITACION DE CERAMICOS CRISTALINOS

Introducción La tenacidad de algunos cerámicos cristalinos puede aumentarse mediante el mecanismo de endurecimiento por precipitación a través de un procedimiento similar al empleado en el tratamiento de endurecimiento por envejecimiento.

El cerámico cristalino al cual usualmente se aplica el tratamiento de endurecimiento por precipitación es la zirconia parcialmente estabilizada obtenida al agregar a la zirconia pura suficiente CaO para obtener una composición en el campo bifásico de zirconia monoclínica + zirconia cúbica (Figura 8-6).

Procedimiento La zirconia parcialmente estabilizada se calienta hasta 1000°C aproximadamente (para producir una sola fase), y luego se enfría rápidamente para que se origine un precipitado fino de estructura tetragonal que producirá el endurecimiento de la matriz.

Adicionalmente, las grietas (usualmente presentes en los materiales cerámicos), provocarán campos locales de esfuerzos que ocasionarán la transformación cristalina de las partículas de segunda fase desde una estructura tetragonal a otra monoclínica. El cambio de estructura dará lugar a una expansión tal y como se explicó en la sección 5-6, lo cual producirá esfuerzos compresivos en los alrededores que ayudarán a cerrar las grietas. La tenacidad del material aumentará porque la disminución del tamaño de la grieta provocará la reducción del esfuerzo en la punta de ésta, y la fractura está asociada con esos esfuerzos.

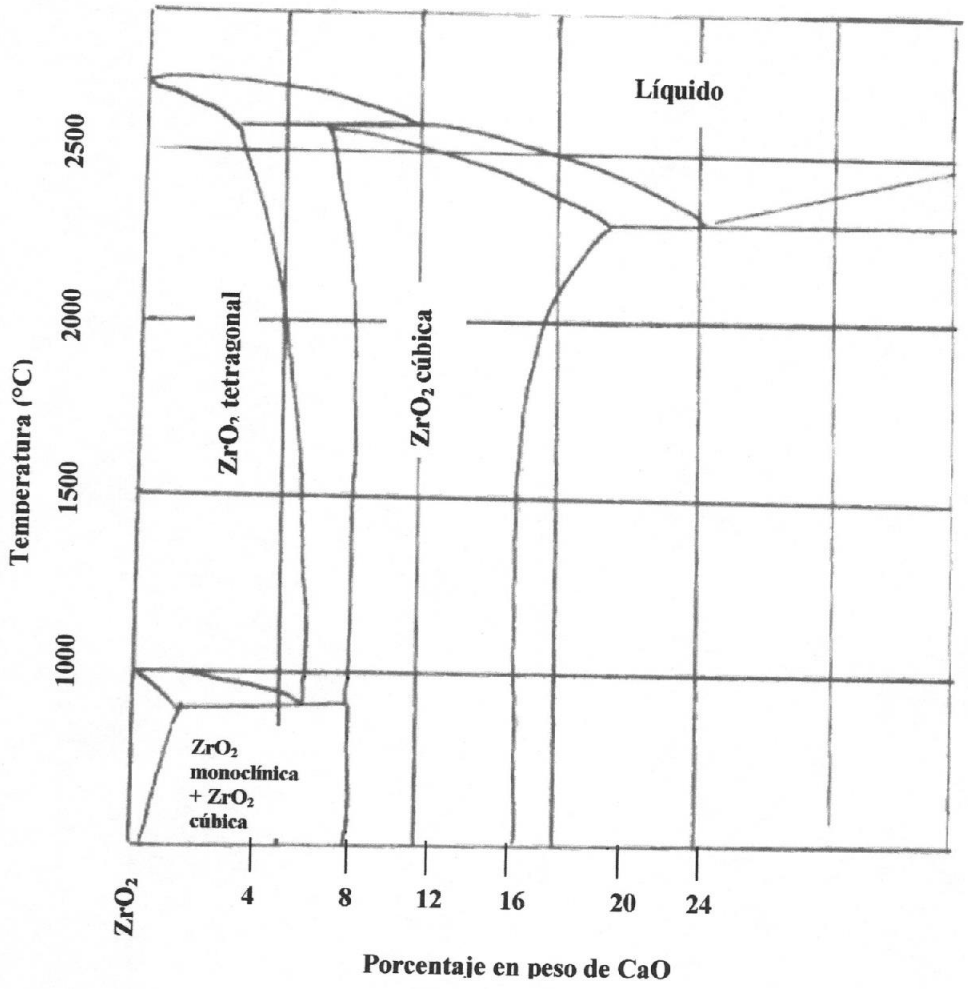

Figura 8-6 Porción del diagrama de equilibrio ZrO_2-CaO

8-6 ENDURECIMIENTO POR ENVEJECIMIENTO DE ACEROS

Aceros marenvejecibles Los aceros aleados marenvejecibles ("maraging" en inglés), pueden tratarse por envejecimiento con un tratamiento térmico similar al utilizado para las aleaciones aluminio-cobre, con la finalidad de obtener durezas y resistencias elevadas y tenacidades aceptables.

Los aceros marenvejecibles son tratados por envejecimiento calentándolos hasta una temperatura aproximada de 820°C (tratamiento de solución), enfriándolos en aire (temple), calentándolos nuevamente hasta una temperatura de aproximadamente 500°C (envejecimiento), manteniéndolos a esta temperatura por

tiempos variables entre 1 y 4 horas, y enfriándolos nuevamente en aire hasta temperatura ambiente.

El enfriamiento desde la temperatura de solución permite la transformación del acero en martensita. Sin embargo, la martensita formada en este caso tiene estructura cristalina cúbica, dureza relativamente baja y tenacidad aceptable.

El envejecimiento posterior del acero, provocará la precipitación de partículas submicroscópicas en la matriz de martensita que producirán endurecimiento por precipitación.

Los aceros marenvejecibles tratados por envejecimiento pueden alcanzar una dureza de 30 HRC, resistencia tensil de 140000 psi y ductilidad de 17% aproximadamente.

Aceros inoxidables endurecibles por precipitación Los aceros inoxidables martensíticos endurecibles por precipitación, como por ejemplo el 17-4PH, pueden ser tratados por envejecimiento calentándolos hasta 1025°C (tratamiento de solución), enfriándolos en aceite para obtener una estructura martensítica (temple), calentándolos de nuevo hasta 500°C (envejecimiento), y enfriándolos finalmente en aire.

El calentamiento hasta 500°C permite la precipitación de partículas submicroscópicas, como las de $Ni_3(TiAl)$, que producirán un significativo endurecimiento por precipitación de la aleación.

PROBLEMAS

8-1 Una barra de aleación de aluminio 2024 que va ser utilizada para fabricar los remaches de un avión es calentada hasta una temperatura de 540°C, enfriada rápidamente en agua hasta temperatura ambiente, recalentada hasta 200°C y posteriormente enfriada hasta temperatura ambiente.

(a) ¿constituye el procedimiento anterior un tratamiento térmico de endurecimiento por envejecimiento?

(b) ¿qué fases estarán presentes en la barra después del tratamiento?

8-2 Suponga que la barra del problema anterior es calentada hasta una temperatura de 540°C y posteriormente enfriada lentamente hasta temperatura ambiente.

(a) ¿constituye el procedimiento anterior un tratamiento térmico de endurecimiento por envejecimiento?

(b) determine las fases presentes después del tratamiento

(c) calcule la proporción de fases presentes si el campo bifásico $\kappa+\theta$ se extiende sólo hasta 53% en peso de cobre a temperatura ambiente

(d) ¿cómo es la dureza de la aleación 2024 después de este tratamiento en relación con la dureza del mismo material después del tratamiento del problema 8-1?

8-3 Una barra de aleación Al-Cu con 7% en peso de cobre es calentada hasta 500°C, enfriada rápidamente en agua hasta temperatura ambiente, recalentada hasta 200°C y enfriada nuevamente hasta temperatura ambiente

(a) ¿constituye el procedimiento anterior un tratamiento térmico de endurecimiento por envejecimiento?
(b) ¿por qué?

REFERENCIAS

1 SMITH, W; Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de Materiales, Mc Graw-Hill, España, 1998

2 VAN VLACK, L; Tecnología de Materiales, Fondo Educativo Interamericano, México, 1984

3 VAN VLACK, L, Materiales para Ingeniería, Compañía Editorial Continental, México, 1971

4 MOFFATT, W; Ciencia de los Materiales, Vol 1, Estructura, Editorial Limusa, México, 1979

5 ASKELAND, D; Ciencia e Ingeniería de los Materiales, International Thomson Editores, México, 1998

6 SCHACKELFORD, J; Ciencia de Materiales para Ingenieros, Prentice Hall Hispanoamericana, México, 1995

7 VAN VLACK, L; Materiales para Ingeniería, Compañía Editorial Continental, México, 1980

8 SCHLENKER, J; Introduction to Materials Science, John Wiley & Sons Australasia, Australia, 1970

9 REED-HILL, R; Principios de Metalurgia Física, Compañía Editorial Continental, México, 1979

10 GUY, A; Metalurgia Física para Ingenieros, Fondo Educativo Interamericano, México, 1981

11 AVNER, S; Introducción a la Metalurgia Física, Mc Graw-Hill, México, 1981

12 KRAUSS, G; Principles of Heat Treatment of Steel, American Society for Metals, Estados Unidos, 1980

13 BAIN, E; Alloying Elements in Steel, American Society for Metals, Estados Unidos, 1966

14 GROSSMANN, M; Principles of Heat Treatment, American Society for Metals, Estados Unidos, 1972

15 LATJIN, Y; Metalografía y Tratamientos Térmicos de los Metales, Editorial Mir, Unión Soviética, 1977

16 HAYDEN, W; Ciencia de los Materiales, Vol 3, Propiedades Mecánicas, Editorial Limusa, México,1978

17 DIETER, G; Mechanical Metallurgy, Mc Graw-Hill, Japón, 1976

18 ROSE, R; Ciencia de los Materiales, Vol 4, Propiedades Electrónicas, Editorial Limusa, México, 1978

19 BENARD, J; Metalurgia General, Editorial Hispano Europea, España, 1973

20 BROPHY, J; Ciencia de los Materiales, Vol 2, Propiedades Termodinámicas, Editorial Limusa, México, 1978

21 DAVIES, G; Solidification and Casting, Applied Science Publishers, Inglaterra, 1973

22 APRAIZ, J; Tratamientos Térmicos de los Aceros, Editorial Dossat-Plaza de Santa Ana, España, 1971

23 APRAIZ, J; Aceros Especiales y otras Aleaciones, Editorial Dossat- Plaza de Santa Ana, España, 1971

24 Atlas of Isothermal Transformation and Cooling Transformation Diagrams, American Society for Metals, Estados Unidos, 1981

25 Metals Handbook, Vol 1, Properties and Selection: Iron and Steels, American Society for Metals, Estados Unidos, 1981

26 Metals Handbook, Vol 4, Heat Treating, American Society for Metals, Estados Unidos, 1981

27 Metals Handbook, Vol 8, Metallography, Structures and Phase Diagrams, American Society for Metals, Estados Unidos, 1973

28 GERLING, H; Alrededor de las Máquinas-Herramientas, Editorial Reverté, España, 1964

RESPUESTAS A LOS PROBLEMAS PROPUESTOS

Capítulo 2

1. (a)ferrita, cementita
   (b)SiO_2, $3Al_2O_3.2SiO_2$ (mulita)
2. no
3. las difusividades de los cerámicos son menores que las difusividades de los metales
4 cementita:3%, ferrita:97%
   (a)23%
   (b)19,6%
5 AISI 1060
6 menor
7 grafito, perlita
8 fase gamma
9 20%
10 $\sigma < 78$ ksi, $\varepsilon > 18$
11 (a)menor
   (b)mayor
   (c) κ
12 (a)mayor
   (b)menor
13 mayor
14 11%
15 10^{-3} mm
16 $2{,}15 \times 10^{8}$

Capítulo 3

1 no
2 menor
3 menor
4 12 Å
   (a)312
   (b)mayor

Capítulo 4

1 100% de bainita superior
2 90,6% de bainita inferior, 9,4% de ferrita
3 cementita, bainita

Capítulo 5

1 cementita, martensita
2 (a)1% en peso de carbono
(b)martensita:96,5%, cementita:3,5%
3 ferrita, martensita

Capítulo 6

1 martensita revenida
2 ferrita, cementita
3 (a)cementita, martensita revenida
(b)cementita: 3,5%, martensita revenida:96,5%
4 ferrita, cementita
5 grafito nodular, martensita revenida

Capítulo 7

1 (a)50 s
(b)1000 s
(c)42 HRC
2 (a)9 s aproximadamente
(b) 50 s aproximadamente
(c) ferrita, cementita
(d)<23 HRC
(e)ferrita, cementita
3 (a) 600ºC/s aproximadamente
(b)>60 HRC
(c)190ºC
(d)90°C aproximadamente
4 cementita, ferrita
5 (a)ferrita, cementita
(b)ferrita, cementita

Capítulo 8

1 (a)si
(b)κ sobresaturada, precipitado de transición
2 (a)no
(b)κ,θ
(c)κ: 96%, θ: 4%
(d)menor
3 (a)no
(b) el calentamiento hasta 500°C no constituye un tratamiento de solución

APÉNDICE

FACTORES DE CONVERSIÓN

Longitud

1Å = 10^{-8} cm
1μm = 10^{-6} m
1 nm = 10^{-7} cm
1 pulg = 2,539 cm
1 pie = 30,48 cm

Energía

1 eV = $1{,}6 \times 10^{-19}$ J
1 lb-pie = 1,35582 J
1 caloría = 4,186 J
1 J = 10^{7} ergios

Viscosidad

1 Pa.s = 10 poise

Fuerza

1 Kgf = 9,807 N
1 lbf = 4,448 N

Presión

1 psi = 0,07 Kgf/cm^2
1Pa = $1{,}45 \times 10^{-4}$ psi
1Ksi = 6,895 MPa

Temperatura

1°C = (°F-32)/1,8

Densidad

1 g/cm^3 = 0,03613 lb/pulg^3

CONSTANTES

1 mol de átomos = $6{,}02 \times 10^{23}$ átomos. 1 mol de moléculas = $6{,}02 \times 10^{23}$ moléculas