

300617



Universidad La Salle

Escuela de Ingeniería
Incorporada a la UNAM

14
2ej

TECNOLOGÍA DEL TRATAMIENTO TERMICO
DE METALES Y ALEACIONES

TESIS PROFESIONAL
QUE PARA OBTENER EL TITULO DE:
INGENIERO MECÁNICO ELECTRICISTA
P R E S E N T A N

- 2- CESAR HORACIO HERNANDEZ ALEJO
- 3- FEDERICO MAYER WATTY
- 4- ALERTO MARIANO TREVIÑO LOYO

① CUELLAR SANCHEZ ABEL

ASESOR DE TESIS: M. EN C. ARTURO BARBA PINGARRON

México, D.F.

1994

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas Tesis Digitales Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS © PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis está protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.



A los señores Señores:

Abel Cuellar Sánchez
César Horacio Hernández Alejo
Federico Mayer Watty
Alberto Mariano Treviño Loyo

En atención a su solicitud relativa, me es grato transcribir a Ud. a continuación, el tema que aprobado por esta Dirección, propuso como Asesor de Tesis el Sr. en C. Arturo Barba Pingarrón, para que lo desarrolle como Tesis en su Examen Final con el título Ingeniería Mecánico Electricista con área principal en Ingeniería Mecánica.

"TECNOLOGIA DEL TRATAMIENTO TERMICO DE METALES Y ALEACIONES"

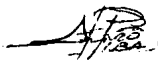
con el siguiente índice:


	INTRODUCCION
CAPITULO I	FUNDAMENTOS DEL TRATAMIENTO TERMICO DE METALES Y ALEACIONES
CAPITULO II	TRATAMIENTO TERMICO DE ACEROS AL CARBONO
CAPITULO III	TRATAMIENTO TERMICO DE ACEROS INOXIDABLES
CAPITULO IV	TRATAMIENTO TERMICO DE FUNDICIONES
CAPITULO V	TRATAMIENTO TERMICO DE ALEACIONES DE ALUMINIO
	CONCLUSIONES
	BIBLIOGRAFIA

Ruego a Ud., tomar debida nota de que en cumplimiento de lo establecido en la Ley de Profesiones, deberá prestar Servicio Social como requisito indispensable para sustentar Examen Profesional, así como de la disposición de la Dirección General de Servicios Escolares, en el sentido de que se apropiará el lugar visible de un ejemplar de la tesis, en tanto del trabajo realizado.

INDIVIDUA FRENTE
ESCUELA DE INGENIERIA

México, D.F. a 13 de abril de 1994


M. en C. ARTURO BARBA PINGARRÓN
ASESOR DE TESIS


ING. EDMUNDO BARRERA MONSIVAIS
DIRECTOR

UNIVERSIDAD LA SALLE

BENJAMIN FRANKLIN 47, TEL. 519-99-80 MEXICO 06140, D.F.

**Doy gracias a mis padres
por todo el apoyo que me
brindaron.....**

**A mis hermanos que siempre
me ayudaron en todo momento
y confiaron en mí.....**

**A mis tíos que se preocuparon
en cada instante para lograr mi
mi objetivo y seguir adelante.....**

**A mis compañeros y amigos
con su ayuda y dedicación.....**

**Y muy en especial a mi esposa,
Lillian, por su comprensión,
por su estímulo y su constante
apoyo moral.....**

**Y gracias Señor por darme la
fuerza, la potencia de mi ser,
que me permite que entre con
brío y decisión a la hermosa y
difícil lucha diaria.**

TECNOLOGIA DEL TRATAMIENTO TERMICO DE METALES Y ALEACIONES

	PAG.
INTRODUCCION	1
CAPITULO 1: FUNDAMENTOS DEL TRATAMIENTO TERMICO DE METALES Y ALEACIONES	
1.1 Los Enlaces Atómicos	2
1.2 Redes Espaciales y Sistemas Cristalinos	3
1.3 El Efecto del Calor sobre el Metal	5
1.4 Las Transformaciones en el Metal	7
1.5 La Plasticidad del Metal	8
1.6 Los Defectos Estructurales de los Metales	11
1.7 La Dureza del Metal y el Endurecimiento	12
1.8 Recuperación y Recristalización	13
1.9 El Diagrama de Equilibrio y su Aplicación	16
1.10 La Solubilidad Reducida y su Consecuencia	24
1.11 El Control de la Presipitación	27
1.12 El Envejecimiento	28
CAPITULO 2: TRATAMIENTO TERMICO DE ACEROS AL CARBON	
2.1 Procedimientos de Recocido	32
2.2 El Templado y Conceptos de Relacionados	48
2.3 El revenido del Acero	75
2.4 El Templado Superficial	91
2.5 Templados Especiales	104
CAPITULO 3: TRATAMIENTO TERMICO DE ACEROS INOXIDABLES	
3.1 Generalidades	121
3.2 Tipos de Aceros Inoxidables	123
3.3 Clasificación y Designación de Aceros Inoxidables	130
3.4 Tratamientos Térmicos de Aceros Inoxidables	136
3.5 Ejemplos de Aplicación de Tratamientos Térmicos en Aceros Inoxidables	152
CAPITULO 4: TRATAMIENTO TERMICO DE FUNDICIONES	
4.1 Generalidades	154
4.2 Fundición Gris	161
4.3 Fundición Modular	171
4.4 Fundición Maleable	175

CAPITULO 5: TRATAMIENTO TERMICO DE ALEACIONES DE ALUMINIO

5.1 Generalidades	189
5.2 Sistema de Designación de Tratamientos Térmicos	196
5.3 Teoría de los Tratamientos Térmicos de Aleaciones de Aluminio	199
5.4 La Velocidad del Temple	206
5.5 El tiempo Retardo	209
5.6 Tratamiento Térmico de Maduración	211
5.7 Generalidades de la Maduración Artificial	213
5.8 Recocido	219
5.9 Recristalización del Aluminio y sus Aleaciones	221
5.10 Recocido de Consistencia	223
5.11 Diversos Tratamientos Térmicos	223
5.12 Equipos de Tratamiento Térmico	224
5.13 Defectos Introducidos en los Tratamientos Térmicos y su Control	227
CONCLUSIONES	232
BIBLIOGRAFIA	234

Introducción

La elaboración de productos de mayor calidad se ha convertido en un requerimiento para que las industrias puedan operar en condiciones competitivas en los mercados nacionales e internacionales.

En la fabricación de piezas de la industria metal mecánica, el tratamiento térmico constituye una de las operaciones comúnmente empleadas para conferir a las diferentes aleaciones las propiedades de resistencia mecánica, ductibilidad, resistencia al desgaste, resistencia a la corrosión, etc.

La ejecución de estos tratamientos se ha venido realizando a lo largo de los años a través de procedimientos fundamentalmente empíricos, aun cuando poco a poco, al irse desarrollando el conocimiento particularmente en el ámbito de las transformaciones de las fases, se han ido comprendiendo cada vez más los mecanismos y fenómenos que operan durante la realización de los tratamientos, con lo cual así mismo se ha conseguido otorgar a los tratamientos un carácter más científico.

Tomando en cuenta la situación expuesta en éste trabajo, intentamos elaborar un compendio, con orientación práctica que, deseamos, pueda constituirse en un texto al que los lectores y usuarios puedan acudir a través de aspectos teóricos básicos, aspectos prácticos y una selección de casos representativos, obtener elementos que les permitan mejorar la práctica de sus tratamientos térmicos mediante la adecuada selección y control de los parámetros de operación así como de la minuciosa aplicación de las precauciones que les permita asegurar una adecuada calidad de las piezas producidas.

De acuerdo a lo anterior la obra inicia con un capítulo en el que se reúnen algunos de los principios de metalurgia física que posibilitan el fundamentar los fenómenos relatados en los siguientes capítulos.

En los 4 capítulos siguientes se presentan los aspectos relacionados con la ejecución de los tratamientos térmicos de aceros al carbón, aceros inoxidable, fundiciones y aleaciones de aluminio, haciendo énfasis en los aspectos preventivos de su realización y en los cuidados que se requieren para su adecuada aplicación.

Nos sentiríamos satisfechos si ésta obra puede auxiliar a los lectores en la intención de mejorar la aplicación de tratamientos térmicos en éstos materiales metálicos.

Capítulo 1: Fundamentos del Tratamiento Térmico de Metales y Aleaciones

1.1 Los Enlaces Atómicos

La naturaleza esencialmente cristalina de los metales pocas veces se pone de manifiesto en los productos, pero las propiedades de los cristales individuales de un metal son las que determinan su utilidad tecnológica e influyen de manera importante en todo el proceso de elaboración de los materiales metálicos.

Algunos líquidos se hacen más y más viscosos al enfriarse y, en algunos casos, tan rígidos como un trozo de vidrio, el cual es un material líquido subenfriado, pero no un sólido en el sentido exacto del término. El criterio ampliamente aceptado para definir el estado sólido es este: los átomos o moléculas de un sólido están dispuestos en un arreglo de 3 dimensiones llamado estructura cristalina.

Aunque todos los verdaderos sólidos tienen una estructura cristalina, existe una gama muy amplia de diferentes propiedades dentro del estado sólido, como resultado de las variaciones en el tipo de enlace atómico. Estos enlaces atómicos se estudian en los libros de texto de Física del Estado Sólido y en este curso sólo se mencionará brevemente la característica de cada uno.

1.1.1 El Enlace Metálico y sus Consecuencias

Como su nombre lo indica, el enlace metálico es la fuerza principal que mantiene unidos los átomos de un metal. Este tipo de enlace se produce cuando cada uno de los átomos del metal contribuye con una parte de sus electrones de valencia a la formación de una nube electrónica dentro del metal sólido.

Las características del enlace metálico: Los iones metálicos (ya que perdieron electrones) y la nube de electrones libres. Como la nube de electrones negativos rodea a cada uno de los iones positivos que forman la estructura cristalina tridimensional ordenada, hay una potente atracción eléctrica que mantiene unido al metal. La conducción de la electricidad y la conducción principal del calor se producen por el libre movimiento de estos electrones a través del metal. Otra característica del enlace metálico muy importante es que todos los iones positivos son equivalentes. De esta forma, el metal al ser sometido a esfuerzos cortantes, puede comportarse de manera dúctil, porque un grupo de iones positivos rompe su enlace en una posición y se desliza a una nueva, restableciendo sus enlaces. Este aspecto de la deformación plástica de los materiales metálicos se estudiará con mayor detalle en el punto 1.5.

1.1.2 Otros Tipos de Enlace Atómico.

También se representan otros tipos de enlace atómico. Estos se clasifican en primer orden (dentro de las moléculas) y de segundo orden (entre moléculas). Los enlaces de primer orden son, además de metálico, el enlace iónico y el enlace covalente. La característica del enlace iónico es la formación de iones antes de la unión de los átomos. Estos iones tienen un comportamiento químico diferente de los átomos y se reúnen en un cristal por las atracciones electrostáticas. En el enlace covalente no se forman iones, sino que determinados átomos comparten electrones, poniendo algunas orbitales electrónicas en común.

El enlace de segundo orden llamado, por ejemplo enlace Van der Waals, se debe a una débil fuerza de atracción resultante de la polarización electrónica (permanente o inducida) de los átomos o moléculas. Este enlace es responsable para la formación de productos como: gases líquidos, agua helada, etc... También es el enlace intermolecular de los materiales sintéticos llamados plásticos.

1.2 Redes Espaciales y Sistemas Cristalinos.

En el caso más ideal, la separación de un electrón de valencia de un átomo metálico produce un ión simétrico. Como resultado de esta simetría, los iones de los metales tienden a formar estructuras cristalinas compactas y de gran simetría. En una parte representativa de la estructura cristalina de cobre: los iones de cobre se pueden entender como esferas en contacto y se ha omitido la nube de electrones. Como las estructuras cristalinas están formadas por una unidad que se repite, este grupo básico de iones o de átomos, la llamada celda unitaria, es de gran interés.

1.2.1 Generalidades

Al discutir las estructuras cristalinas se supone usualmente que la estructura continúa hasta el infinito en todas las direcciones. La definición fundamental de la regularidad de la distribución de los átomos en el espacio es aquella de una red espacial: se dice que una distribución de puntos (o átomos) en tres dimensiones forma una red espacial, si todos sus puntos tienen idénticos alrededores.

Como consecuencia de la regularidad en la distribución de los puntos que componen una red, la geometría esencial puede describirse por los 3 vectores de la red: a , b y c . Estos vectores describen la celda unitaria señalada con trazos más tenues en la esquina de la red espacial. La geometría de una red espacial o sistema cristalino está completamente definida por las constantes de la red (longitud de vectores) a, b, c y por los ángulos interaxiales (α, β, γ) . Sin embargo, no cualquier combinación de estos seis parámetros llevan a una celda unitaria con la cual es posible llenar el espacio tridimensional. Bravais encontró

los 14 diferentes sistemas posibles, llamadas las retículas de Bravais. Del total de estos 14 sistemas cristalinos existentes, sólo algunos poseen importancia para las estructuras metálicas.

Es usual unir los puntos de la celda unitaria mediante líneas y describir la red espacial en función de la figura geométrica formada por dichas líneas. Por ejemplo, existen 3 distribuciones de puntos diferentes descritas por una red cúbica de ejes, esto es, por 3 ejes iguales formando entre sí ángulos rectos. La red espacial cúbica simple (cs), que sólo tiene puntos en las intersecciones de los ejes, no es importante para los metales. Sin embargo, la cúbica a cuerpo centrado (abreviación: ccuc) y la cúbica a caras centradas (abreviación ccac) son muy típicas para metales.

En los cristales cúbicos, la constante de la red tiene el mismo valor "a" en las tres direcciones del cristal, pero en otros casos, como en los cristales ortorrómbicos, la constante de la red puede tener 3 valores diferentes a, b y c en las 3 direcciones del cristal. Los tres ángulos α , β y γ son 90° para redes cúbicas y ortorrómbicas, pero varían en las redes romboédricas y hexagonales.

La red hexagonal compacta, característica de cierto número de otros metales puros, es otro ejemplo de un grupo de átomos en los puntos de una red. Una celda simple de simetría hexagonal puede concebirse dentro de un grupo de 4 celdas unitarias de la red hexagonal simple. Sin embargo, en el caso de una red hexagonal compacta como para los átomos de magnesio, estos átomos no ocupan simplemente los puntos de la red espacial hexagonal simple, sino también las posiciones intermedias que se muestran en el esquema de la red cristalina hexagonal compacta.

1.2.2 Alotropía o Polimorfismo

Muchos de los elementos metálicos existen en formas cristalinas alternativas, que dependen de las condiciones externas de temperatura y presión. Este fenómeno se llama alotropía o polimorfismo. Bajo las condiciones normales de presión atmosférica, cada estado alotrópico de un metal existe en equilibrio durante un intervalo de temperaturas, como se muestra en el caso del hierro. A temperaturas por debajo de 910°C , los átomos se encuentran en los puntos de una red cúbica de caras centradas. Al calentar el hierro hasta una temperatura por encima de los 1400°C se produce un segundo cambio alotrópico. La fase cúbica de caras centradas se hace inestable y se transforma en una fase cúbica de cuerpo centrado.

Cuando un metal cambia de un estado alotrópico a otro, casi todas sus propiedades varían. El metal para el cual las modificaciones alotrópicas son de mayor importancia desde el punto de vista comercial es el hierro: un aspecto muy importante referente a los tratamientos térmicos es, aparte del cambio de red cristalina, la reducción de la solubilidad del carbono en el hierro sólido cuando éste cambia de la fase (γ) (CCaC) a la fase

(α)(CCuC). Este efecto es la base de los tratamientos térmicos del acero, principalmente de su templado, y se estudiará con mayor detalle más adelante.

1.3 El Efecto del Calor Sobre el Metal

En el párrafo anterior se mencionó la importancia de la variación de temperatura sobre la estructura cristalina de algunos metales. Se observó, que por ejemplo, el hierro pasa de una estructura a otra durante su calentamiento. Además del fenómeno de alotropía, existen otras interacciones entre calor, o sea temperatura, y comportamiento físico-químico de los metales, de los cuales mencionaremos algunos a continuación.

1.3.1 Difusión

La difusión es un transporte de materia a través de la materia, incluso en estado sólido. El siguiente ejemplo explicará con mayor claridad este concepto. La cementación del acero es una técnica convencional para lograr un endurecimiento superficial y consiste en la exposición de una pieza de acero a una atmósfera carburizante, rica en carbono, esto es capaz de depositar carbono en forma elemental en la superficie de la pieza a tratar. Aunque el acero se encuentra en forma sólida, el carbono depositado en su superficie penetra hacia el interior del material.

Uno de los factores más importantes para la difusión de carbono en acero y también para cualquier tipo de difusión es la temperatura: a mayor temperatura, mayor difusión. En los manuales de Metalurgia Física o Ciencia de Materiales se menciona y explica la relación exponencial existente entre el coeficiente de difusión D y del gradiente de concentración C en el material. Con estos conceptos, se escribe la primera ley de Fick como sigue:

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

Las transformaciones alotrópicas de hierro y la formación de constituyentes como la perlita (fase del acero) son fenómenos de transformación en estado sólido que requieren de un movimiento de átomos a través de la materia sólida o sea de una difusión. Es entonces vital en las transformaciones en el acero, ya que es el primer parámetro de influencia sobre la difusión. También existen transformaciones en estado sólido que pueden llevarse a cabo sin difusión de átomos sobre largas distancias. Un ejemplo muy importante de tal transformación es la formación de martensita, la fase muy dura del acero, como estudiaremos más adelante.

1.3.2 Termofluencia

La termofluencia es una deformación de tipo plástico, o sea irreversible, que ocurre a temperaturas relativamente altas (superiores a aproximadamente la mitad de la temperatura del punto de fusión expresado en Kelvin) y bajo esfuerzos mecánicos relativamente bajos. El problema de la termofluencia se presenta sobre todo en los aceros llamados refractarios, los cuales se utilizan a altas temperaturas y por lo tanto deben resistir al ataque de gases corrosivos (oxidación) y no pueden deformarse demasiado bajo la influencia de cargas mecánicas. Como se estudia en los cursos sobre comportamiento mecánico de los materiales metálicos, la termofluencia tiene relación directa con fenómenos de difusión y de activación térmica, entonces de calentamiento del material: con mayor temperatura, mayor tendencia a la termofluencia.

1.3.3 Transformaciones en estado sólido

En el párrafo 1.4. se estudiarán con más detalle varias transformaciones en los materiales metálicos. Aquí nos limitaremos mencionando unos conceptos básicos termodinámicos de estabilidad, inestabilidad y metaestabilidad de los productos en vía de transformación.

Tenemos una esfera S sobre la parte superior de un escalón. Esta esfera puede caer sobre el escalón inferior, liberando así una energía potencial ΔE equivalente a la diferencia entre la energía que tenía antes de caer (E_1) y la energía que tiene después de su caída (E_2):

$$\Delta E = E_1 - E_2$$

En términos termodinámicos se podría decir que una estructura o configuración con energía libre E_1 puede transformarse en otra estructura con energía libre E_2 si de esta manera se libera energía, o bien, con otras palabras, si la reacción de transformación provoca una reducción de la energía libre total del sistema.

También contamos con un tercer nivel energético E_3 ligeramente superior al nivel E_1 . Para que la esfera con energía E_1 pueda moverse hacia el estado energético E_2 , tendrá primero que subir hasta el nivel energético E_3 para luego bajar a E_2 . Una vez terminado este movimiento la liberación de energía será exactamente la misma como en el caso anterior, o sea ΔE . La posición S_1 (con energía E_1) corresponde a un estado termodinámicamente metaestable ya que existe una configuración con menor energía. S_{III} con E_2 . Sin embargo, no es posible pasar de un estado a otro sin proporcionar al sistema la energía necesaria para subir al nivel E_3 . Esta energía se representa por el símbolo $E_3 - E_1$ y es una energía de activación determinada por el factor $E_3 - E_1$.

Para poder llevar una estructura de una configuración metaestable como la de S1 a una configuración estable como la de SIII se requiere una energía de activación. El estado SII con la esfera en la posición de máxima energía representa una configuración termodinámica inestable. Los conceptos estructura o fase metaestable y estable y el concepto de energía de activación son sumamente importantes para el estudio de las transformaciones de los materiales metálicos, como por ejemplo para el estudio de la formación y descomposición del carburo de hierro, cementita (Fe_3C).

Es necesario enfatizar que un estado metaestable puede seguir existiendo durante un tiempo muy largo sin pasar a la estabilidad, cuando no se proporciona la energía de activación al sistema. Esto explica, por ejemplo, porque todos los aceros corrientes contienen el producto metaestable carburo de hierro, o sea, cementita.

1.4 Las Transformaciones en el Metal

En el párrafo 1.2 se mencionó ya la transformación debida al polimorfismo de algunos materiales metálicos, de los cuales el hierro es el principal, ejemplo. Otro tipo de transformación es el paso del estado líquido al estado sólido durante la solidificación.

Las transformaciones mencionadas sólo son algunas de una gran cantidad de posibles transformaciones. La gran mayoría de estos fenómenos está dirigido por efectos de difusión. Se necesita movimiento de átomos para que se puedan formar las nuevas fases y nuevas estructuras. En general, las nuevas fases empiezan a formarse en algunos puntos con dimensiones muy limitadas, llamados núcleos. El fenómeno de formación de los núcleos se llama nucleación. Una vez formados los núcleos, éstos tienen que crecer durante la fase llamada crecimiento de los núcleos. El principal parámetro de influencia sobre el crecimiento de los núcleos es desde luego la temperatura, a través de su influencia sobre la difusión: sin temperatura, no hay difusión, no hay crecimiento.

La nucleación es un fenómeno bastante complicado y depende de una gran cantidad de factores. Nos limitaremos aquí a la mención de los principales. El siguiente ejemplo nos ayudará: si vertemos agua mineral gaseosa en un vaso de vidrio, podemos observar la formación (nucleación) de burbujas de gas en las paredes del recipiente y eventualmente sobre la superficie de algún objeto sumergido. Esto nos indica que la nucleación es mucho más fácil sobre superficies ya existentes, que en el interior del líquido. Exactamente lo mismo ocurre durante las transformaciones metalúrgicas: los núcleos de la fase en formación aparecen primero en superficies ya existentes, las cuales, en los metales, pueden ser los límites de grano (o sea zonas de contacto entre los diferentes granos del material policristalino) o cualquier otro tipo de defecto estructural (ver párrafo 1.6 más adelante) que proporcione una zona con energía favorable.

Estos conceptos de nucleación y crecimiento nos serán de gran utilidad para el estudio de las curvas de transformación de los aceros y para la interpretación adecuada de

algunos procesos de recocido, templado y revenido, los cuales estudiaremos en capítulos siguientes.

1.5 La Plasticidad del Metal

1.5.1 La Curva Esfuerzo-Deformación

Cuando un material metálico se somete a un esfuerzo mecánico, ocurre una deformación inicialmente elástica, la cual pasa luego a una deformación de tipo plástico no recuperable. Durante la deformación elástica existe generalmente una relación directa y proporcional entre: el esfuerzo relativo $\sigma = F/A$ (en donde σ es el esfuerzo relativo expresado en MPa, Kg/mm² o en psi, F la carga aplicada en N, Kg o libras y A el área de la probeta en mm² o plg²) y la deformación relativa $\epsilon = \Delta l/l_0 = (l - l_0)/l_0$ (en donde "l₀" es la longitud original de la muestra y "l" la longitud de la muestra deformada).

Esta relación se expresa como sigue: $\sigma = E \cdot \epsilon$

En donde E es el módulo elástico o módulo de Young, cuya dimensión es la misma como la del esfuerzo, o sea fuerza entre área (p. ej.: MPa, psi o Kg/mm²).

El módulo elástico es una propiedad muy importante que representa la resistencia del material contra la deformación elástica. Para deformar elásticamente un material con alto módulo elástico se requiere un esfuerzo importante, mientras que un esfuerzo menor será suficiente para deformar elásticamente un material con módulo elástico bajo. El orden de tamaño de los valores del Módulo de Young de las aleaciones comerciales se aprecia que cubren un amplio intervalo. Puesto que, generalmente, la flexión de un miembro sometido a tensión es inversamente proporcional al valor E del metal empleado, es posible hacer 7 a 5 veces menor la flexión para una tensión dada si se emplea molibdeno en lugar de magnesio.

No se conoce ningún método para incrementar de forma apreciable el módulo de Young de un material dado, pues el valor E es determinado por los efectos de atracción interatómicos y sólo varía sensiblemente en presencia de texturas (orientación preferencial de los granos) o modificando mucho la composición. Por consiguiente, si una varilla de acero, de un tamaño dado, experimenta una flexión excesiva bajo carga, dicha flexión no se puede reducir por tratamiento térmico o por empleo de un acero aleado corriente. Por otra parte, el valor de E puede disminuir en cierta medida a causa de endurecimiento por precipitación, descomposición eutectoide, deformación en frío u otras alteraciones que produzca tensiones internas en la aleación. El aumento de la temperatura de trabajo también tiende a reducir el módulo de elasticidad. Este efecto de la temperatura puede ser de importancia en dispositivos como los tubos de Bourdon y en los muelles de precisión. En estos casos, se utilizan aleaciones especiales con coeficiente de temperatura dE/dT pequeños, por ejemplo de los tipos el (Fe-36%Ni).

Existe una curva típica esfuerzo-deformación ($\sigma - E$) para un acero de bajo carbono, como por ejemplo un 1020, el cual se deforma proporcionalmente con el esfuerzo (de acuerdo a la ley de Hooke $\sigma = E \epsilon$) y de modo recuperable.

Sin embargo, si traspasamos el valor σE , llamado límite elástico, empieza una deformación no recuperable y sin relación directa con el esfuerzo aplicado. Se trata de la deformación plástica. Una reducción del esfuerzo, durante un fenómeno que se denomina deformación de Lüders y se discutirá más adelante. Después de la deformación de Lüders ϵL , es necesario aumentar el esfuerzo aplicado para seguir deformando plásticamente el material, lo que se debe a un fenómeno de endurecimiento de la aleación por la deformación plástica. Una vez alcanzado el valor σ máximo, el esfuerzo aparente disminuye y lleva finalmente a la fractura del material. En realidad, el esfuerzo efectivo (carga/área real) no disminuye, sino que sigue subiendo hasta el momento de la fractura. Sin embargo, es costumbre en ingeniería utilizar los esfuerzos ingenieriles (carga relativa al área original de la probeta), lo que provoca la desviación mencionada.

El límite elástico de los materiales es un dato tecnológico de suma importancia para el diseño, porque en la práctica no se permite rebasar este valor, ya que eso conduciría a una deformación plástica, irrecuperable del material, con pérdida de tolerancia y otros problemas. Uno de los principales objetivos de los tratamientos térmicos es precisamente la evaluación del límite elástico, sin fragilizar demasiado el material. Este proceso de aumentar la resistencia del material a la deformación plástica es lo que se entiende por endurecer o endurecimiento. Para estudiar los principales métodos de endurecimiento de aleaciones metálicas, es preciso conocer primero el mecanismo de la deformación plástica.

1.5.2 La Deformación Plástica.

Para estudiar este fenómeno, consideremos primero el contraste en resistencia mecánica entre los siguientes cristales metálicos, ambos en la condición metalúrgica blanda. Se entiende por resistencia mecánica efectiva el valor del esfuerzo que provoca la aparición de la deformación plástica.

Tipo de Cristal	Resistencia mecánica efectiva	
	lb/plg ²	Kg/mm ²
"Barbas" metálicas	1,000,000	700
Monocristales ordinarios	100 a 1000	0.07 a 0.7

Tabla 1

Las "barbas" (inglés: whiskers) son filamentos de sólo 10-4 plg. (2.5 x 10⁻³ mm) de diámetro que pueden producirse en condiciones especiales. Se sabe que las barbas son cristales prácticamente perfectos y su resistencia mecánica es la que se puede esperar de tal

tipo de red cristalina, después de efectuar cálculos teóricos, como los que se describen en los cursos de Metalurgia Mecánica. Por lo tanto, los metales deberían ser muy resistentes y la pregunta a contestar es: ¿Porqué son tan débiles los metales ordinarios, o sea comerciales?. La respuesta se encuentra en la existencia, en las estructuras cristalinas, de defectos muy extendidos llamados dislocaciones.

Hay un tipo de dislocación (dislocación de borde) en una red cúbica con átomos en los puntos de la red. Mediante una línea convencional de dislocación, la ubicación en el interior de un cristal de una dislocación típica del tipo de borde, se puede apreciar que la estructura cristalina es regular excepto en las proximidades de la dislocación.

En una dislocación se puede producir la deformación permanente de una red cristalina por la acción de una fuerza (esfuerzo cortante) relativamente pequeña. Cuando una fuerza tiende a cizallar la parte superior del cristal hacia la derecha, según se muestra, el plano de átomos, situado por encima de la dislocación, puede establecer fácilmente enlaces con el plano de átomos inferior situado a su derecha, con el resultado de que la dislocación se desplaza un espacio reticular. La distribución atómica es nuevamente similar a la configuración inicial y, de esta forma, puede repetirse el deslizamiento de los planos atómicos. Para producir este movimiento paso a paso de una dislocación es necesario solamente una fuerza igual a una milésima parte de la requerida para producir el cizallamiento de una estructura cristalina perfecta, sin dislocaciones. La figura 10c muestra la deformación permanente final que se produce en la estructura cristalina, cuando la dislocación alcanza la superficie del cristal. Si a lo largo de un mismo plano de deslizamiento se traslada sucesivamente un gran número de dislocaciones, la deformación acumulada se hace visible en forma de "bandas de deslizamiento".

A temperaturas ordinarias, la deformación plástica ocurre fácilmente por el mecanismo de deslizamiento descrito en el párrafo anterior. Como vemos, este deslizamiento corresponde en realidad a un corrimiento de dislocaciones. Las restricciones inherentes a este mecanismo son: en primer lugar, que los procesos de deslizamiento se producen sólo en ciertos planos específicos del cristal, llamados planos de deslizamiento y en direcciones determinadas, llamadas direcciones de deslizamiento. En segundo lugar, que a una tensión mínima, el esfuerzo cortante crítico, ha de actuar para producir este deslizamiento. Este esfuerzo crítico corresponde, a través de algunos cálculos geométricos, al límite elástico, ya mencionado en párrafos anteriores.

Cada sistema cristalino presenta planos específicos y direcciones específicas para el deslizamiento. Cada combinación de plano y dirección de deslizamiento proporciona al material una llamado sistema de deslizamiento. Consecuencia de esto es que metales conteniendo una gran cantidad de sistemas de deslizamiento con buena distribución en el espacio presentan una gran facilidad para ser deformados plásticamente. Esto es el caso para todos los metales con estructura cúbica a caras centradas, como por ejemplo: Cu, Pb, Al, Ni, y el hierro en su fase γ , cúbica a caras centradas. Las demás estructuras cristalinas usuales en los materiales metálicos no contienen tantos sistemas de deslizamiento adecuados y bien orientados, de modo que la deformación plástica de aquellos materiales se dificulta bastante. Esto explica la tendencia a la fragilidad (fractura con poca deformación plástica previa) de

algunos materiales, como por ejemplo del acero a baja temperatura, ya que la fase alfa del acero es cúbica a cuerpo centrado.

1.6 Los Defectos Estructurales de los Metales

En los párrafos anteriores se mencionaron ya algunos tipos de defectos estructurales de los materiales metálicos. Daremos a continuación con vista general y sistemática de tales defectos.

Ya sabemos que los materiales forman redes cristalinas, pero los materiales comerciales (puros o en forma de aleación) no se componen de un sólo cristal perfecto, sino que contienen gran cantidad de defectos estructurales.

Estos defectos suelen clasificarse en las siguientes categorías:

1. Defectos de dimensión cero o de punto, como: sitios vacantes (lugares de la red cristalina sustitucionales), átomos intersticiales (lugar ocupado entre los puntos reticulares) y átomos ajenos. Los átomos ajenos pueden encontrarse en posición sustitucional (si están en un punto reticular en lugar de un átomo original) o en posición intersticial (si están entre las posiciones de la red). En ambos casos se limite la cantidad máxima de átomos que pueden estar disueltos de esta manera en un material metálico: se trata del concepto de solubilidad máxima.

2. Defectos de dimensión uno o de línea: se trata de las dislocaciones ya mencionadas en el párrafo anterior referente a la deformación plástica. Existen dos formas sencillas de dislocación: la de borde y la de tornillo. Sin embargo, la mayoría de las dislocaciones tienen carácter mixto, o sea parte borde, parte tornillo. Insistimos aquí en el hecho que es el movimiento de estas dislocaciones que provoca la deformación plástica de los materiales metálicos.

3. Defectos de dimensión dos o de superficie: los materiales metálicos no suelen ser monocristalinos, sino que se componen de una multitud de pequeños cristales con orientación arbitraria (entonces un policristal). Los límites entre los granos son zonas con cierto desorden y se clasifican en límites de grano de ángulo grande y de ángulo pequeño, según el valor del ángulo relativo entre las dos orientaciones. Aparte de los límites de grano en un material homogéneo, existen límites de fase en materiales compuestos de varias fases.

4. Defectos de dimensión tres o de volumen: pueden aparecer pequeñas partículas de una segunda fase (precipitaciones, inclusiones...) o defectos geométricos como porosidades, fisuras... en los materiales metálicos.

1.7 La Dureza del Metal y el Endurecimiento

Después de haber estudiado en el párrafo 1.5 los mecanismos básicos de la deformación de los metales, nos dedicaremos ahora a determinar las posibilidades de endurecimiento de los materiales metálicos, con el fin de aumentar el límite elástico, lo que nos permitirá utilizar secciones más delgadas en los diseños, ya que los materiales aguantarán mayor carga y así podremos ahorrar materia prima y masa, lo que tiene gran importancia en equipos.

En primer lugar, se necesita una aclaración del concepto endurecimiento. Este concepto se refiere a aumentar la dureza y esta última es, como ya se mencionó, la resistencia a la deformación plástica. Hay que enfatizar que la resistencia a la deformación elástica depende del módulo elástico solamente (ver párrafo 1.5.1).

El mecanismo básico de la deformación plástica es el corrimiento de las dislocaciones por lo tanto, para reducir la deformación, trataremos de reducir el corrimiento mencionado, poniendo obstáculos en la estructura cristalina. Estos obstáculos serán en su mayoría los defectos cristalinos (discutidos en el párrafo anterior) introducidos precisamente con el fin de lograr un endurecimiento. La tabla 4 representa en forma general los mecanismos de endurecimiento basados en la presencia de tales defectos estructurales, clasificados en la primera columna según su dimensión geométrica. En la segunda columna se menciona el nombre de cada uno de los defectos seguido por el tipo de endurecimiento que producen y finalmente se da un ejemplo práctico de aplicación de este mecanismo de endurecimiento.

Los tratamientos térmicos de los materiales metálicos sólo provocan algunos de los mecanismos de endurecimiento, a saber los siguientes:

- Reducción del endurecimiento por deformación en frío: un recocido puede eliminar el endurecimiento (acritud) y permitir seguir deformando el material. Este recocido se aplica por ejemplo entre varios pasos de laminación en frío.
- Endurecimiento por afino de grano: un recocido de recristalización y también el clásico normalizado de acero puede transformar la estructura granular de un material a una de menor granulometría. Los aceros de alta resistencia y baja aleación son aceros con grano sumamente fino, estructura que se logra por efectos de aleación y de tratamientos termomecánicos especiales.
- Endurecimiento por precipitación: En este tipo de endurecimiento se trata de la precipitación controlada de una segunda fase en la matriz de la primera con el fin de lograr una distribución óptima, la cual permite lograr el máximo endurecimiento.
- Endurecimiento por dispersión: el problema de las partículas endurecedoras precipitadas en el método anterior es que, cuando el material se usa a mayor temperatura, ocurre una disolución y/o un crecimiento de las partículas con pérdida de dureza

correspondiente. Para evitar este problema (relacionado con la termofluencia) se utilizan partículas ajenas a la matriz, las cuales no pueden ni disociarse, ni disolverse, ni difundir para formar partículas con mayor diámetro. Es muy difícil lograr una buena dispersión y se necesitan tecnologías bastante especiales.

- **Endurecimiento por reacción martensítica:** la reacción martensítica no solamente ocurre en los aceros sino también en varias aleaciones y metales no ferrosos. En un capítulo posterior se estudiará con bastante detalle la transformación martensítica del acero, base de su tratamiento térmico. Cualquier tipo de martensita resulta ser una estructura sumamente dura debido a la enorme cantidad de dislocaciones en los granos de la martensita.

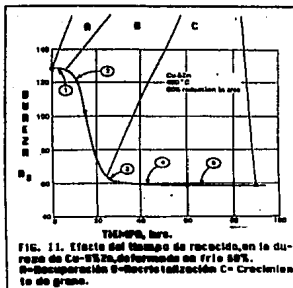
1.8 Recuperación y Recristalización

Sabemos que cualquier tipo de conformado mecánico que provoque en el metal una deformación plástica introduce nuevos arreglos de dislocaciones, entre los cuales el más notorio es el enredo de dislocaciones. Un metal deformado es térmicamente inestable, esto es sus átomos no están en posiciones de mínima energía, por lo que tratarán de pasar a éstas posiciones tan pronto como puedan. El estado ideal de mínima energía es aquel en el cual todos los átomos ocupen las posiciones determinadas por su celda unitaria y no existen límites de grano. Para que los átomos puedan moverse dentro del metal y acomodarse en posiciones libres de defectos, se requiere de energía que les ayude a salir de la posición que ocupan. Esta energía se les suministra por medio de un tratamiento térmico. Para cambiar el estado deformado en uno sin deformación se requiere suministrar a los átomos suficiente energía térmica a través de un tratamiento térmico llamado Recocido. La temperatura requerida para lograr los cambios deseados depende del punto de fusión del material y del grado de deformación previa que haya tenido. Un valor promedio es aproximadamente $0.5 T_f$

Si la aleación deformada se mantiene a 400°C y se practican mediciones de dureza periódicamente, obtendríamos una curva de dureza contra tiempo de recocido, semejante a la mostrada en la Fig. 11 en la cual podemos observar claramente 3 regiones, denominadas de recuperación, recristalización y crecimiento de grano.

En la región de recuperación, la dureza permanece constante y aún podría subir un poco. En la región denominada de recristalización, se inicia un drástico decremento en la dureza, para continuar disminuyendo más lentamente en la región de crecimiento de grano.

Las medidas de dureza nos detectan un reblandecimiento del metal, que se incrementa con el tiempo del recocido. Este efecto es de esperarse ya que cada vez hay más regiones cuyo plano de deslizamiento, están libres las trabazones que produce las marañas de dislocaciones. Si graficamos temperatura contra dureza a un tiempo constante de recocido encontraremos que el defecto de disminución de la dureza va a ocurrir a una cierta temperatura (Fig 12) y que depende de la composición y grado de deformación. A esta temperatura se le llama temperatura de recristalización.



La temperatura de recristalización puede ser determinada por experimentos mostrados en la Fig. 12 en donde la recristalización se detecta por un cambio brusco en los valores de la dureza, así para cobre puro, la temperatura de recristalización es de 220°C que corresponde a una fracción de la temperatura de fusión de 0.36 Tf. La temperatura de recristalización puede ser definida de otra forma:

- La mínima temperatura a la cual ocurre la recristalización total, dentro de un tiempo especificado.
- Temperatura a la cual la recristalización empieza.
- Temperatura a la cual se alcanza la mitad de recristalización total.
- Temperatura a la cual se tiene el punto de inflexión en la curva de dureza contra temperatura.

Esta es la más usada.

La temperatura de recristalización depende de diversas variables entre las que se encuentran, la composición química Fig. 12, el tiempo de recocido Fig. 13 y la cantidad de deformación plástica (trabajando) que se le haya impuesto al metal Fig. 14

Cualquier variable que incremente la energía del metal deformado lo hará más inestable con respecto al estado no deformado o se incrementará más la distancia en unidades de energía entre el estado deformado y el no deformado. A esta diferencia de

energía le llamaremos la fuerza impulsora de la reacción. Normalmente entre mayor sea esta diferencia, más rápido se da la reacción de pasar del estado deformado al no deformado.

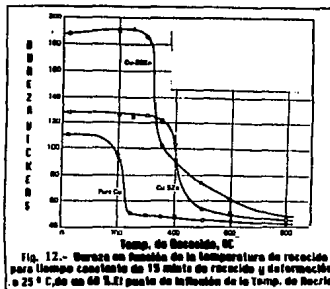


Fig. 12.- Gráfico en función de la temperatura de recocido para tiempo constante de 15 min de recocido y deformación a 25 ° C, de un 60 % E.T. para la relación de la Temp. de Recocido.

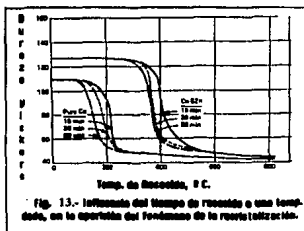
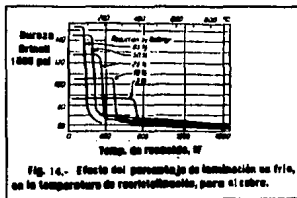


Fig. 13.- Influencia del tiempo de recocido a una temperatura, en la aparición del fenómeno de la recristalización.

En la tabla 2 se resumen los defectos que las diversas variables tienen sobre la temperatura de recristalización.

Variable	Efecto
Tiempo a la Temperatura de Recocido	Incrementando el tiempo disminuimos la temperatura
Cantidad de deformación por trabajado en frío	A mayor deformación, menor la temperatura de recristalización
Alcantes en solución	Generalmente incrementan la temperatura
Tamaño inicial del grano	A menor tamaño, menor la temperatura



1.9 El diagrama de equilibrio y su aplicación.

Los diagramas de equilibrio (diagrama de fases) estudian las relaciones existentes en el equilibrio de las fases de metales y aleaciones. Los átomos pueden combinarse y formar una fase gaseosa, una fase líquida o una fase sólida y, naturalmente, las propiedades de estas fases influyen de manera importante sobre las de una aleación determinada. Sin embargo, el comportamiento de una aleación depende también de la forma en que dichas fases están relacionadas entre sí. Una aleación compuesta por dos fases sólidas, por ejemplo, puede poseer una variedad de propiedades dependientes de la estructura formada por estas dos fases. Dos ejemplos del uso comercial de los cambios estructurales nos ayudarán a ilustrar este punto.

Contrariamente a la creencia popular, el acero es útil no por ser duro, sino por ser duro y blando. Existen numerosas sustancias tan duras y aún más que el acero, pero es tan difícil como almacenar un hipotético solvente universal, el dar formas útiles a estos cuerpos resistentes a la deformación.

En relación con los aceros, este problema es de poca importancia por las siguientes razones. El acero, a temperatura ambiente, es una mezcla de cristales de ferrita y cementita, y la aleación es lo suficientemente blanda como para que se la pueda labrar mediante operaciones de plegado y prensado. Sin embargo, después de haberle dado la forma necesaria, se pueden provocar cambios de fase en el acero blando que le hacen extremadamente duro. Estos cambios incluyen una tercera fase sólida, producida por el calentamiento, y su posterior descomposición durante el temple. El diagrama de equilibrio o diagrama de fase hierro-carbono, es la base de los tratamientos térmicos que ablandan y endurecen el acero.

Las aleaciones aluminio-cobre ofrecen un segundo ejemplo de cambio en la estructura cristalina que afectan radicalmente a las propiedades mecánicas. Al igual que los

aceros, las aleaciones a base de aluminio con contenidos de cobre de aproximadamente 5% son blandas y dúctiles en algunos estados, por ejemplo en presencia de cristales de las fases α y σ . Estas fases se estudiarán en el presente párrafo. Después de ser sometidas a operaciones de manufactura la aleación puede endurecerse mediante cambios de fase, o sea, transformación. En el presente caso, los cambios consisten en disolver por calentamiento la fase σ y, más tarde, precipitar de nuevo esta fase en forma finamente distribuida (endurecimiento por precipitación).

1.9.1 Soluciones Sólidas.

Según la naturaleza de los dos metales de los que se trata, pueden presentarse diversos tipos de equilibrio binario. Hay, además combinaciones en un sólo diagrama de dos componentes. El diagrama hierro-carbono es un ejemplo importante de estas complejas reacciones. Afortunadamente, la interpretación, incluso del diagrama más complicado, es escasamente más difícil que la comprensión de cada uno de los tipos de comportamiento de las aleaciones que dicho diagrama incluye. Nos encontramos entonces con la tarea de aprender a analizar las reacciones típicas de los diagramas y, a este propósito, se han elegido diagramas especialmente sencillos de dos componentes, cada diagrama conteniendo sólo un tipo de reacción.

1.9.2 Tipos de Fases Sólidas

Los metales puros constituyen el ejemplo más sencillo de fase sólida, pero existen otros tipos diferentes de fases que se encuentran comúnmente en los sistemas metalúrgicos. Cuando en un metal sólido se disuelve un segundo elemento, la fase resultante se llama solución sólida, por analogía con las familiares soluciones acuosas, como las de azúcar en el agua. Sin embargo, un átomo de soluto puede ocupar dos tipos diferentes de posición en la red del metal matriz (solventes), como se muestra en la figura 15. Si los átomos son de tamaño aproximadamente igual, el átomo disuelto sustituirá al azar a uno de los átomos de la red cristalina de la matriz. Este tipo de estructura se llama solución por sustitución.

Por otro lado, hay unos pocos átomos relativamente pequeños que pueden acomodarse en los intersticios existentes entre los átomos de la matriz y que forman una solución sólida de inserción o intersticial figura 15b. A continuación se darán ejemplos de estos dos tipos de solución sólida y se observará que no existe una delimitación clara entre un metal puro y su solución sólida.

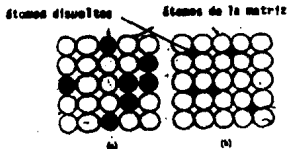


Fig. 15 - Dos tipos de solución sólida:

- a.- Solución sólida por sustitución
- b.- Solución sólida intersticial

Cuando a un metal determinado se le añade un elemento de aleación en cantidad tal que se sobrepasa el límite de solubilidad al estado sólido, además de la solución sólida aparece una segunda fase. Esta segunda fase puede ser una solución sólida (primaria) del elemento de aleación. El sistema aluminio-silicio (figura 16) es un ejemplo de este comportamiento. Cuando se sobrepasa la solubilidad del aluminio para el silicio aparece la fase β , rica en silicio, en unión de la fase α , rica en aluminio. Más a menudo, la segunda fase que aparece es una fase intermedia, como el compuesto intermetálico Mg_2Pb que aparece en el diagrama plomo-magnesio (figura 17).

Mencionemos en resumen las diferentes fases, aparte de la gaseosa, que pueden aparecer en sistemas de 2 componentes, llamados sistemas binarios:

- Fase líquida; en general 2 metales líquidos pueden disolverse completamente uno en el otro en estado líquido. Sin embargo, existen algunas excepciones como por ejemplo: plomo-hierro (ninguna solubilidad en estado líquido) y cobre plomo (solubilidad reducida en estado líquido). La facultad de los metales de mezclarse en estado líquido se aprovecha en la tecnología para preparar las aleaciones.
- Metal puro en realidad, cuando una aleación se compone de varios metales, pocas veces aparece uno de ellos en estado puro, ya que siempre existe aún una ligera solubilidad. Es mucho más casual de encontrar.
- Soluciones sólidas, como se estudió en el párrafo anterior, se trata de mezclas a escala atómica de 2 o más elementos metálicos. La solubilidad de uno en otro puede ser o bien ilimitada, o sea 0 a 100% de modo continuo, como por ejemplo en el sistema cobre-níquel, o bien con solubilidad limitada, como en la mayoría de los sistemas, por ejemplo: Fe-C, Cu-Zn, Al-Si, etc... La segunda fase que aparece cuando se sobrepasa el límite de solubilidad puede ser:
- Compuesto intersticial: se trata de compuestos químicos con fórmulas exactas como por ejemplo: carburo de hierro (Fe_3C), carburo de tungsteno (WC), etc., los cuales tienen durezas y puntos de fusión elevados y son útiles en los aceros y carburos cementados.
- Fases intermedias: estas son fases con fórmula aproximada y rango amplio de composición. En el diagrama hierro-oxígeno, base para el estudio de los fenómenos de oxidación de los metales ferrosos, aparecen entre el hierro y el oxígeno 3 fases intermedias con fórmula aproximada FeO , Fe_2O_3 y Fe_3O_4 .

La figura 18 representa esquemáticamente el diagrama de equilibrio más sencillo en el cual aparece una solubilidad total en estado líquido (ver parte superior denominada "Líquido") y una zona de solubilidad total en estado sólido (ver parte inferior, denominada "sólido"). Entre ambas zonas de una sola fase (zonas monofásicas) aparece una zona de coexistencia de 2 fases, una líquida y una sólida (zona bifásica). Estudiemos el enfriamiento de una aleación con composición C, indicada en el diagrama, enfriándola desde la

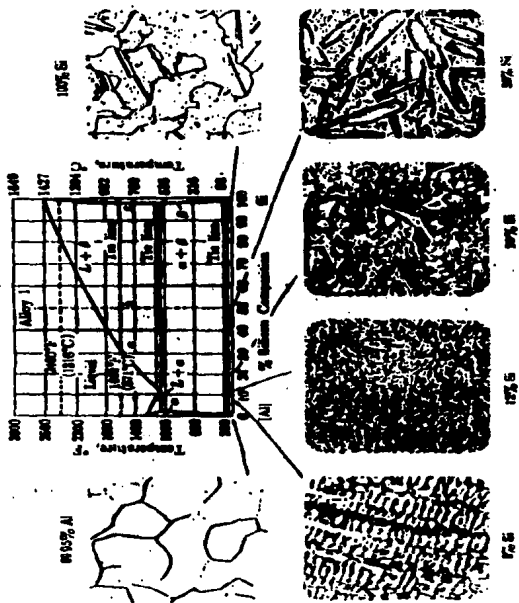


Fig 16.- El sistema de equilibrio Al-Si con algunas de las microestructuras que aparecen a temperatura ambiente (aumento de aproximadamente 40x).

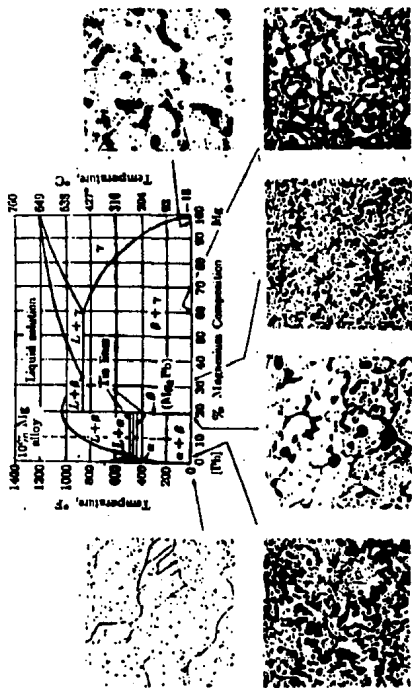


Fig. 17 El sistema de equilibrio Pb-Mg ilustrando la división del diagrama en dos secciones independientes debido a la presencia de un compuesto intermedio de fusión congruente (Mg_2Pb). Se representan también las microestructuras en estado de colado con un aumento de aproximadamente de 40x.

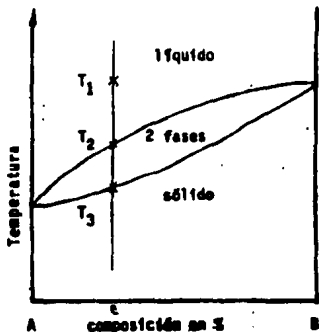


Fig. 18.- Representación esquematizada de un diagrama de solubilidad total en estado líquido y sólido.

temperatura T_1 en la zona líquida. Hasta que la temperatura alcance T_2 , tenemos únicamente una sola fase líquida.

En el intervalo entre T_2 y T_3 existe el mismo tiempo una fase líquida y una fase sólida, o sea el fenómeno de la solidificación, el cual lógicamente no puede ser instantáneo, sino que requiere algún tiempo, función de la cantidad de material a solidificar y de factores térmicos. A partir de la temperatura T_3 desaparece la fase líquida y se conserva únicamente una fase sólida con composición C. Hay que fijarse bien en el hecho que la solidificación ocurre en un intervalo de T_2 a T_3 y no a una sola temperatura como en el caso de los metales puros. Para mayor información referente a este tipo de sistemas nos referimos a la literatura correspondiente.

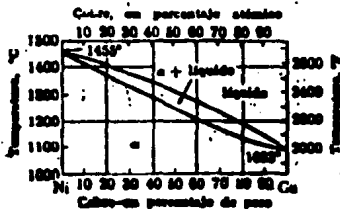


Fig. 19. Diagrama de equilibrio Cu-Ni ejemplo clásico de un sistema de solubilidad total tanto en estado sólido como en estado líquido.

La figura 19 representa el diagrama de equilibrio cobre níquel, ejemplo típico de un diagrama con solubilidad total tanto en estado sólido como líquido. Aunque relativamente son pocos los sistemas de aleaciones como el cobre-níquel, casi todos los diagramas de equilibrio presentan ciertas regiones de solubilidad sólida en relación con otros tipos de estructuras de aleación.

1.9.3 Sistemas Eutéticos.

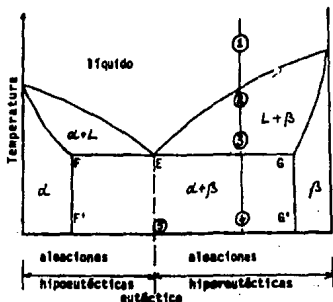


Fig 16.- Representación simplificada de un sistema con eutéctico entre dos fases de solución sólida

La figura 20 es una representación generalizada de un diagrama de equilibrio eutéctico en el que intervienen los metales A y B. Observamos un campo de fase líquida situado por encima de las líneas de liquidus, campos de fase sólida (la fase α y la fase β) situados por debajo de la línea de sólidos, campos de fase que contienen tanto líquidos como sólidos y que están situados entre las líneas de liquidus y de sólidos y, finalmente, observamos una zona bifásica $\alpha + \beta$, situada entre las zonas de solución sólida α y β . Para facilitar la comprensión del diagrama los límites entre las zonas α , $\alpha + \beta$ y β se representaron por las líneas verticales FF' y GG' lo que correspondería a una solubilidad independientemente de la temperatura. Mas adelante estudiaremos la solubilidad reducida, dependiente de la temperatura y sus consecuencias.

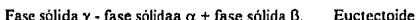
La línea horizontal eutéctica FEG es la principal característica de este tipo de diagrama. La ecuación básica de la reacción eutéctica en enfriamiento es:

Líquido eutéctico - solución sólida α + solución sólida β , donde la composición de las fases α y β está dada por las abscisas de los extremos de la horizontal eutéctica F y G. Esta reacción se produce a la temperatura de la horizontal eutéctica e incluye líquido de composición eutéctica E. A partir del momento en que el líquido eutéctico se ha enfriado hasta la temperatura eutéctica, las dos fases sólidas (las soluciones sólidas alfa y beta) comienzan a formarse simultáneamente en la aleación líquida. Si la aleación eutéctica tiene exactamente la composición eutéctica E, la transformación líquido sólido ocurre a una sola temperatura (la eutéctica), como si fuera un metal puro. Una aleación con composición entre los puntos F y E empieza su solidificación con la formación de cristales de solución sólida α mientras que una aleación entre F y G empieza con cristales β , ambas aleaciones terminando con una solidificación eutéctica cuya cantidad será dependiente del acercamiento de la composición hacia el punto eutéctico E. Aleaciones con composiciones entre A puro y F solidificarán como en el caso del diagrama de solubilidad totales, formando fase α o fase β si su composición se encuentra entre G y B puro.

La figura 21 representa esquemáticamente la estructura metalográfica de aleaciones con las composiciones indicadas en la figura 20.

La figura 22 representa el diagrama de equilibrio eutéctico del sistema aluminio-silicio.

Existen otros tipos de diagramas, que no cabe dentro de este texto tratar todos. Sólo mencionemos que existe una transformación muy parecida a la eutéctica. en la cual un líquido forma 2 sólidos. La transformación se difiere de lo anterior porque la fase inicial no es líquida sino sólida y la reacción es la siguiente:



Esta reacción por su semejanza con la eutéctica se denomina reacción eutectoide y el ejemplo con mayor importancia práctica es la transformación del hierro aleado con 0.8% de carbono (austentita) en una mezcla eutectoide de hierro α aleado con 0.025% de carbono (ferrita) con carburo de hierro Fe_3C (cementita) formado así el micro-constituyente llamado perlita.

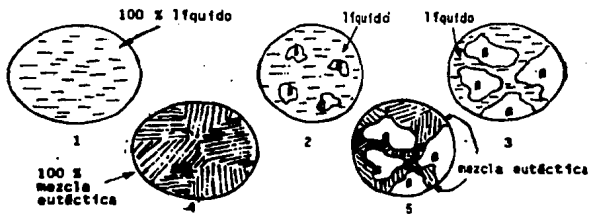


Fig. 21.- Representación esquemática de las estructuras indicadas por números (fig 20)

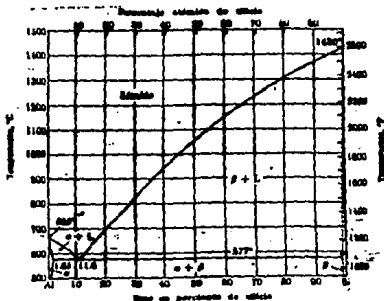


Fig. 22.- Sistema de equilibrio Al-Si, ejemplo típico de eutéctico

1.10 La solubilidad reducida y su consecuencia.

En la figura 20 las líneas verticales FF' y FF' se utilizaron para limitar las zonas de soluciones sólidas α y β respectivamente. Se mencionó que en la práctica no aparecen líneas verticales sino que en general existe una solubilidad dependiente de la temperatura, con mayor solubilidad a mayor temperatura. Esto significa que al bajar la temperatura el cristal A o B puede contener cada vez menos elemento de aleación lo que puede llevar a una precipitación. Es precisamente el control de la precipitación que permite el tratamiento térmico de varias aleaciones no ferrosas, como por ejemplo el duraluminio y el cobre-berilio. El diagrama de equilibrio de la figura 23 indica las composiciones de las aleaciones

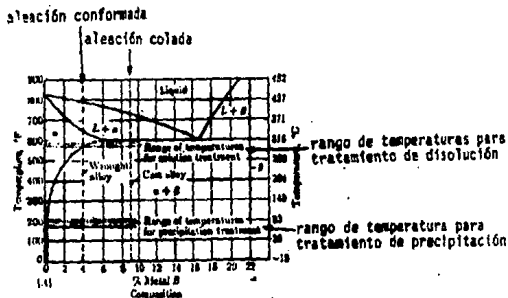


Fig 23

conformadas y coladas adecuadas para un tratamiento de endurecimiento por precipitación.

La figura 23 la representa esquemáticamente la zona izquierda de un diagrama tipo eutéctico, en el cual la fase alfa presenta una solubilidad muy dependiente de la temperatura, ya que disminuye de aproximadamente 6% a la temperatura eutéctica a una solubilidad inexistente a temperatura ambiente. La fase que se precipita se denominó teta y puede ser una fase extrema como beta, un compuesto intermetálico como Am Bn o una fase intermedia teta.

Como se mencionó anteriormente los mecanismos de endurecimiento consisten en la producción de partículas las cuales sirven de obstáculo para reducir y evitar el corrimiento de las dislocaciones, fenómeno responsable para la deformación plástica.

Sin embargo, hasta ahora no hemos discutido el mecanismo de interacción entre partículas y dislocaciones ni cuál es la mejor distribución de partículas y el mejor tamaño de dichas partículas.

Según las teorías de endurecimiento existen básicamente dos mecanismos de interacción:

a. La dislocación corta la partícula como se representa esquemáticamente en la Fig. 24a. El valor del endurecimiento depende principalmente de:

- La dureza de la partícula a cortar
- El tamaño de la partícula.

Una partícula más grande y más dura proporciona mayor endurecimiento

b. La dislocación no es capaz de cortar las partículas, pero puede pasar entre éstas, como se representa esquemáticamente en la fig. 24b. En este caso, el parámetro de mayor importancia es la distancia entre las partículas, correspondiendo mayor distancia interparticular a menor efecto endurecedor, ya que es más fácil pasar entre partículas muy distantes que entre partículas cercanas. El parámetro "distancia interparticular" está relacionado con el factor tamaño de partícula, considerando que la fracción volumétrica total de precipitado es una constante y que es posible tener o bien una gran cantidad de partículas pequeñas o solamente algunas partículas grandes. Este segundo mecanismo de endurecimiento es menos efectivo cuando va aumentando el radio de la partícula.

En la figura 24 tenemos la interacción entre una dislocación en movimiento y partículas precipitadas:

- a. Partículas coherentes: corte de la partícula.
- b. Partículas incoherentes: la dislocación "pasa" entre las partículas y deja un anillo.

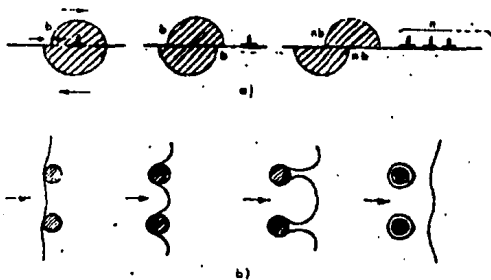


Fig. 24

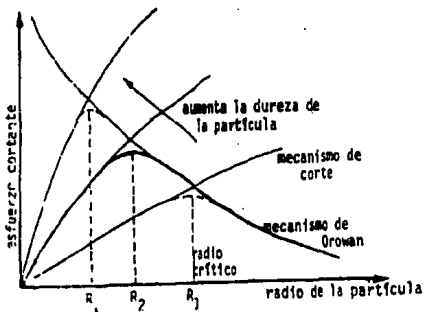


Figura 25.- Representación esquemática del efecto de endurecimiento según los métodos de la figura 24 en función del diámetro de la partícula.

La figura 25 representa esquemáticamente el efecto endurecedor de los mecanismos discutidos en el párrafo anterior. El material cede con el esfuerzo cortante que corresponde al menor valor de las dos curvas, de modo que la curva gruesa de la Fig. 25, suma de los dos mecanismos, nos muestra claramente la ocurrencia de un máximo en el efecto endurecedor,

de la dureza de la partícula.

De los discutido concluimos que para lograr el mejor endurecimiento, es preciso precipitar partículas con el radio óptimo, lo que se logra a través de un tratamiento térmico. Se habla en este caso de un endurecimiento por precipitación.

1.11 El Control de la Precipitación.

El proceso completo para obtener una aleación endurecida por precipitación puede ser dividido en 4 etapas.

1. Selección de la composición más adecuada.
2. Tratamiento térmico de disolución o de homogeneización.
3. Templado para lograr sobresaturación, y
4. Tratamiento térmico de precipitación o de envejecimiento.

El desarrollo de composiciones de aleaciones comerciales endurecibles por precipitación es una larga y difícil tarea, pero es posible exponer algunos de los principios en que se funda este desarrollo. Regresemos otra vez al diagrama de equilibrio de la Fig. 23, en el cual podemos estudiar el endurecimiento como resultado de la precipitación de la fase σ a partir de la solución sólida α sobresaturada.

Aún cuando el efecto máximo de endurecimiento se produce en este caso con un contenido del 6% de metal B, límite de solubilidad de éste en el metal A, puede producirse cierto endurecimiento en todo el intervalo de composiciones en el que pueden existir en equilibrio las fases α y σ . En la práctica, se usan otras composiciones además de la que produce el máximo endurecimiento. Las propiedades de colada de las aleaciones de fundición son mejores, frecuentemente, cuando, durante la solidificación, se forma una cantidad apreciable de líquido eutéctico. Por lo tanto, se puede emplear una composición del 9% de metal B. La composición de las aleaciones de forja puede mantenerse a un 4% aproximadamente de metal B, a fin de que sea posible la obtención de la fase para el trabajo plástico en caliente. En muchos casos, la temperatura máxima de trabajo plástico es la del eutéctico ternario, de punto de fusión aún más bajo, en aleaciones complejas.

Para las aleaciones de fundición y las aleaciones de forja se utiliza un tratamiento térmico similar, aunque hay que emplear tiempos mayores o temperaturas más elevadas para los materiales colados, la reacción es más lenta. El objetivo de la primera etapa, del tratamiento de disolución u homogeneización, es disolver un máximo de la segunda fase en la solución sólida para después retener el metal B disuelto hasta alcanzar la temperatura ambiente. Esto se efectúa:

1. Calentando la aleación hasta una temperatura elevada, pero inferior a la que produciría un crecimiento excesivo de grano o la fusión de uno de los constituyentes.

2. Manteniendo esta temperatura desde una fracción de una hora hasta casi un día entero, para que pueda producirse la disolución.

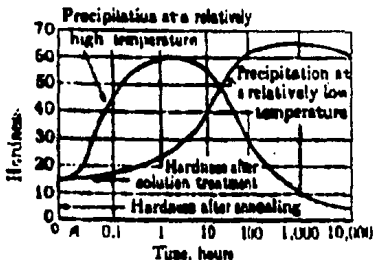


Fig. 26.- Variación de la dureza durante el tratamiento térmico de precipitación a dos temperaturas diferentes.

Una vez disuelta la máxima cantidad de metal B en la fase se procede a enfriar rápidamente la aleación, por ejemplo enfriamiento en agua fría, hasta obtener una solución sólida α sobresaturada a la temperatura ambiente. Después del tratamiento de disolución la dureza es relativamente baja (ver figura 26), pero superior a la del material enfriado lentamente y revenido.

1.12 El Envejecimiento.

La dureza máxima de estas aleaciones se obtiene durante el tratamiento de precipitación o envejecimiento, en el que la solución sobresaturada sufre cambios que conducen, finalmente, a la formación de la segunda fase. En algunos casos, la precipitación puede producirse en un tiempo razonable a temperatura ambiente y entonces, se dice que la aleación envejece naturalmente. En estos casos, para evitar un endurecimiento indeseado, es necesario almacenar la aleación templada a baja temperatura.

Sin embargo, corrientemente es necesario envejecer la aleación artificialmente, manteniéndola dentro de un intervalo de temperaturas como el que se muestra en la Fig. 23. La temperatura exacta utilizada para el tratamiento térmico de envejecimiento está determinada por 2 factores:

1. El tiempo preciso para obtener una reacción apreciable y
2. La propiedad de interés principal.

El tiempo necesario debe ser razonable en un tratamiento industrial. Cuanto más elevada sea la temperatura menor será el tiempo. En relación con el segundo factor, debe entenderse que las distintas propiedades varían a velocidades diferentes durante la precipitación. Por ejemplo las propiedades de resistencia mecánica tienden a alcanzar valores máximos más altos a temperaturas de precipitación más baja. En la Fig. 25 se muestra el curso del envejecimiento a 2 temperaturas diferentes. Propiedades tales como la dureza alcanzan un valor máximo durante la precipitación a una determinada temperatura y, después, disminuye gradualmente como consecuencia de un llamado sobre-envejecimiento. Este ablandamiento es consecuencia natural de la aproximación de la aleación al estado de equilibrio, al aumentar el tiempo durante el que la aleación se mantiene a temperatura. En efecto, una aleación muy sobre-envejecida sería esencialmente idéntica a una aleación recocida, es decir, una aleación en la que la estructura de equilibrio se produce por medio de un enfriamiento lento desde la temperatura de tratamiento de disolución.

A primera vista puede parecer extraño que un tratamiento térmico de calentamiento después de una templado logre aumentar la dureza del material. Sin embargo, con la ayuda de los párrafos anteriores podemos entender el mecanismo de la siguiente manera: en el material sobresaturado después del templado, el endurecimiento se debe principalmente a la presencia de átomos ajenos en forma de solución sólida. Durante el proceso de envejecimiento, ocurre la transformación de la estructura según:



Esta transformación es un fenómeno dirigido por la nucleación y el crecimiento de partículas. Las primeras partículas en formarse son aquellas que requieren menor energía superficial, lo que se logra por acomodamiento de átomos en ambas fases de tal manera que la estructura cristalina se conserva a través de estas partículas, como se representa esquemáticamente en la Fig. 27a. Estas partículas se llaman "partículas coherentes".

Sin embargo, aumentando el tiempo de recocido, la mayor difusión causa crecimiento de determinadas partículas y disolución de otras partículas menos estables debido a su tamaño, localización, etc. Cuando va aumentando el tamaño de la partícula, se va perdiendo la coherencia, formándose en partículas semicoherentes y luego coherentes, como se representa en las figuras 27b y 27c, respectivamente.

Como se explicó por medio de la Fig 24, existen básicamente dos mecanismos de endurecimiento, cuyos efectos se representan esquemáticamente en la Fig. 25. El proceso de corte de las partículas sólo es posible si se trata de partículas coherentes. La interacción, dislocación-partícula incoherente es del segundo tipo (Orowan). Precisamente en el momento en el cual pasamos de un mecanismo a otro se alcanza la mayor dureza del material.

Además de la composición y de las condiciones del tratamiento térmico, las propiedades obtenidas en ciertas aleaciones resultan muy afectadas por la deformación en frío después del tratamiento de disolución y del templeado. En algunos casos el trabajo en frío impide la obtención de los valores máximos de las propiedades durante el tratamiento de precipitación subsiguiente, pero, con frecuencia un importante factor de diseño, el límite elástico, puede ser aumentado significativamente por este método.

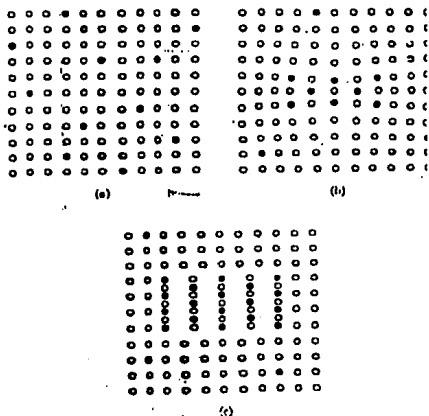


Fig. 27a.- Representación esquemática de la formación de una precipitación en equilibrio
 a.- Solución sólida sobresaturada
 b.- Etapa de transición: Matriz coherente con la solución sólida.
 c.- Precipitación en equilibrio esencialmente independiente de la solución sólida.

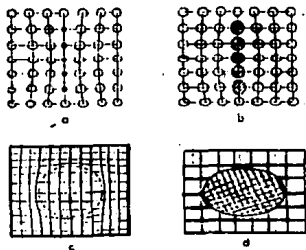


Fig. 27b.- Representación esquemática de las formas de precipitación a. zona de Guinier-Preston, efecto de tamaño negativo, b. zona de Guinier-Preston, efecto de tamaño positivo, c. precipitado coherente, d. precipitado incoherente.

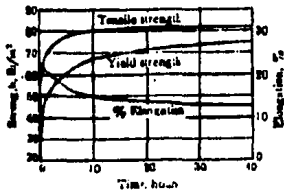


Fig. 27c.- Variación de las propiedades durante el tratamiento térmico de precipitación de lámina de aluminio 7075 @ 250 °F (121 °C).

CAPITULO 2: Tratamiento Térmico de Aceros al Carbón

Los tratamientos térmicos del acero se basan en la aplicación de las numerosas transformaciones estructurales que el acero experimenta bajo la influencia de las transformaciones alotrópicas y de los procedimientos de recristalización y de difusión. Estos tratamientos térmicos pueden ser clasificados en 3 grupos principales:

- Los recocidos
- Los templados y otros procesos de endurecimiento y
- El revenido.

2.1 . Procedimientos de Recocido

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

2.1.1 Recocido Completo

2.1.1.1 Generalidades

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

Cuando otro método que no sea aquel de un recocido completo, se aplica, los términos que deben ser utilizados para identificar el método de recocido o las condiciones del material después del tratamiento son los siguientes: recocido negro, recocido azul, recocido en caja, recocido brillante, recocido de llama, recocido isotérmico, recocido de proceso, recocido de recristalización, recocido suave, recocido de acabado, recocido intermedio y esferoidización, los cuales se discutirán más adelante.

2.1.1.2 Condiciones para un Recocido Exitoso

El recocido depende casi enteramente de dos factores:

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

Después del forjado o rolado, el acero consiste de ferrita y carburo en mezclas que varían de acuerdo a la composición del acero, las temperaturas finales y las condiciones de enfriamiento. Todas estas estructuras pueden ser convertidas en austenita calentando el acero a una temperatura mayor de la crítica, por ejemplo en aceros hipoeutectoides aproximadamente 30 °C arriba de la línea crítica A3.

El refinamiento de grano para un acero hipereutectoide ocurrirá cerca de 28 °C arriba de la línea crítica inferior A3,1. Calentamientos arriba de esta temperatura generarán un tamaño de grano mayor, que en el enfriamiento se transformará en áreas perlíticas grandes. La microestructura del acero hipereutectoide recocido consistirá de áreas de perlita laminar gruesa rodeadas de una red de cementita proeutectoide. Debido a que esta red de cementita es frágil y tiende a ser una zona de debilidad, el recocido no debe ser nunca un tratamiento térmico final para aceros hipereutectoides. La presencia de un límite de grano grueso y duro dará como resultado una mala maquinabilidad.

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

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

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

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

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

Si se permite que la austenita se transforme a temperatura apenas por debajo de la crítica (por ejemplo: a menos de 150°C debajo), el producto puede ser carburos esféricos relativamente bastos, o perlita laminar basta, dependiendo de la composición del acero y a la temperatura a la cual el acero fue calentado. Por lo tanto, a temperaturas debajo de la crítica, una austenita heterogénea se transformará en una estructura laminar. El producto formado a temperaturas apenas de bajo de la crítica es muy suave. Sin embargo, el tiempo requerido para que la austenita se transforme completamente a temperaturas apenas por debajo de la crítica es generalmente largo, en algunas ocasiones, días o semanas.

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

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

Estos hechos son las bases para las reglas 2 y 3 del recocido:

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

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

Luego que el acero ha sido austenitizado a una temperatura generalmente cerca de 60°C encima de la crítica, debe ser enfriado a la temperatura de transformación generalmente cerca de 60°C debajo de la crítica. Muy poco cambio puede llevarse a cabo en la estructura del acero durante este enfriamiento sobre un rango de cerca de 120°C. En los aceros hipoeutectoides algo de ferrita puede separarse de la austenita durante el enfriamiento lento a la temperatura de transformación, antes de que ocurra la transformación

ferrita + cementita. Esta ferrita generalmente ocurre en bandas, pero puede ocurrir como una red en los límites de grano de la austenita. Desde el punto de vista de la maquinabilidad, la presencia de una gran cantidad de ferrita libre en el acero recocido es indeseable y debe mantenerse al mínimo. En los aceros hipereutectoides los carburos pueden separarse de la austenita durante el enfriamiento a la temperatura de transformación, pero ordinariamente esto no ocurre.

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

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

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

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

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

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

Finalmente existen dos reglas suplementarias para el recocido:

Regla 6.- Para asegurar un mínimo de perlita laminar en la estructura de aceros para herramientas de 0.7 a 0.9% de carbono recocidos, precaliente el acero por varias horas a una temperatura cercana (30°C debajo de la crítica), antes de que el acero sea austenitizado, luego austenitice y transforme utilizando el procedimiento establecido.

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

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

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

2.1.2. Recocido de Difusión o de Homogeneización

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

Como la velocidad de difusión es una función exponencial de la temperatura, se hará el recocido de difusión a las temperaturas más altas posibles. La influencia de tal procedimiento sobre las diferentes segregaciones depende sobre todo de las diferencias en concentración y además de la velocidad de difusión de los diferentes elementos. A escala cristalina, la segregación de los elementos solubles desaparece rápidamente, ya que las diferencias de concentración y las distancias de difusión son pequeñas. La segregación en bloque de los elementos solubles será más difícil de eliminar debido a las mayores distancias de difusión. Desde luego la heterogeneidad debida a precipitaciones de fases no solubles en el estado sólido no puede ser eliminada.

Temperaturas y ciclos de enfriamiento recomendados para el recocido completo de pequeños forjados de acero al carbono.

Steel	Austenitizing temperature, F.	Cooling cycle, min.		Reheat hardness range
		From, F.	To, F.	
1018 ...	1575 to 1650	1575	1200	121 to 149
1020 ...	1575 to 1650	1575	1200	111 to 149
1022 ...	1575 to 1650	1575	1200	111 to 149
1025 ...	1575 to 1650	1575	1200	111 to 187
1030 ...	1550 to 1625	1550	1200	126 to 197
1035 ...	1550 to 1625	1550	1200	137 to 207
1040 ...	1450 to 1600	1450	1200	137 to 207
1045 ...	1450 to 1600	1450	1200	158 to 217
1050 ...	1450 to 1600	1450	1200	158 to 217
1080 ...	1450 to 1550	1450	1200	150 to 217
1070 ...	1450 to 1550	1450	1200	107 to 229
1080 ...	1450 to 1550	1450	1200	107 to 229
1090 ...	1450 to 1525	1450	1200	107 to 229
1095 ...	1450 to 1525	1450	1215	107 to 229

(a) For forgings up to 3 in. in section thickness. Time at temperature is usually a minimum of 1 hr. For sections up to 1 in. thick, 1/2 hr is added for each additional inch of thickness. (b) Furnace cooling at 50 °F per hr.

Temperaturas recomendadas para recocido total de aceros aleados (enfriados en el horno)

Steel	Ann. & p. temperature, F	Min. Max.	Steel	Annealing temperature, F	Min. Max.	Steel	Annealing temperature, F	Min. Max.
1130	1550 to 1650	170	50B40	1500 to 1600	187	0150	1550 to 1650	201
1135	1550 to 1650	187	50B44	1500 to 1600	197	81D45	1550 to 1650	192
1340	1550 to 1650	192	5046	1500 to 1600	192	8827	1500 to 1600	174
1345	1550 to 1650	...	50B46	1500 to 1600	192	8630	1450 to 1550	179
3140	1500 to 1600	187	50B50	1500 to 1600	201	8637	1500 to 1600	192
4037	1500 to 1575	183	50B60	1500 to 1600	217	8640	1500 to 1600	197
4042	1500 to 1575	192	5130	1450 to 1550	170	8642	1500 to 1600	201
4047	1450 to 1550	201	5132	1450 to 1550	170	8645	1500 to 1600	207
4063	1450 to 1550	223	5135	1500 to 1600	174	86D45	1500 to 1600	207
4136	1450 to 1550	174	5140	1500 to 1600	187	8650	1500 to 1600	212
4135	1450 to 1550	...	5145	1500 to 1600	197	8655	1500 to 1600	223
4137	1450 to 1550	192	5147	1500 to 1600	197	8660	1500 to 1600	229
4140	1450 to 1550	197	5150	1500 to 1600	201	8740	1500 to 1600	202
4145	1450 to 1550	207	5155	1500 to 1600	217	8742	1500 to 1600	...
4147	1450 to 1550	...	5160	1500 to 1600	223	9260	1500 to 1600	229
4150	1450 to 1550	212	51B60	1500 to 1600	223	94D30	1450 to 1550	174
4161	1450 to 1550	...	50100	1350 to 1450	197	94B40	1450 to 1550	192
4337	1450 to 1550	...	51100	1350 to 1450	197	9840	1450 to 1550	207
4340	1450 to 1550	223	52100	1350 to 1450	207			

El recocido de difusión también puede ser utilizado para reducir simultáneamente la heterogeneidad química y mecánica de un material deformado en caliente. Sin embargo, hay que tener en cuenta en este caso la recristalización y posible crecimiento de grano que acompaña inevitablemente el calentamiento prolongado a alta temperatura. En muchos casos, sobre todo en aceros suaves, es posible realizar un recocido de difusión propia del hierro y la velocidad de difusión de la mayoría de los elementos de aleación en el hierro es, a temperatura igual, más o menos de 100 hasta 1000 veces superior en el hierro- α que en la fase γ , de modo que la homogeneización por recocido de difusión se llevara a cabo con la misma velocidad en el hierro- α a 700 - 750°C como en el hierro γ a 1000°C.

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

Steel	To Obtain a Predominantly Ferritic Structure					To Obtain a Predominantly Ferritic and Spheroidized Carbide Structure										
	Heat Treatment	Use of Compressed Air	Temperature	Time	Remarks	Heat Treatment	Use of Compressed Air	Temperature	Time	Remarks						
1314	152	130	130	2	150	45	180	140	140	130	120
2310	175	123	103	5	106	1	201	110	110	116	116
2345	175	123	103	5	106	1	201	110	110	116	116
3124(d)	165	110	100	5	130	1	150	120	120	120	120
3149	155	100	90	10	125	1	140	120	120	120	120
3158	155	100	90	10	125	1	140	120	120	120	120
3210(e)	160	110	100	5	110	1	201	110	110	116	116
4045	175	120	110	5	125	1	150	120	120	120	120
4062	175	120	110	5	125	1	150	120	120	120	120
4120	175	120	110	5	125	1	150	120	120	120	120
4140	175	120	110	5	125	1	150	120	120	120	120
4150	175	120	110	5	125	1	150	120	120	120	120
4320(d)	175	120	110	5	125	1	150	120	120	120	120
4340	175	120	110	5	125	1	150	120	120	120	120
4620(d)	175	120	110	5	125	1	150	120	120	120	120
4640	175	120	110	5	125	1	150	120	120	120	120
4820(d)	175	120	110	5	125	1	150	120	120	120	120
5415	175	120	110	5	125	1	150	120	120	120	120
5129(d)	175	120	110	5	125	1	150	120	120	120	120
5141	175	120	110	5	125	1	150	120	120	120	120
5145	175	120	110	5	125	1	150	120	120	120	120
5150	175	120	110	5	125	1	150	120	120	120	120
5150(e)	175	120	110	5	125	1	150	120	120	120	120
7270(d)	175	120	110	5	125	1	150	120	120	120	120
8430	175	120	110	5	125	1	150	120	120	120	120
8440	175	120	110	5	125	1	150	120	120	120	120
8450	175	120	110	5	125	1	150	120	120	120	120
8460	175	120	110	5	125	1	150	120	120	120	120
8720(d)	175	120	110	5	125	1	150	120	120	120	120
8740	175	120	110	5	125	1	150	120	120	120	120
9350	175	120	110	5	125	1	150	120	120	120	120
9310(e)	175	120	110	5	125	1	150	120	120	120	120
9460	175	120	110	5	125	1	150	120	120	120	120
9450	175	120	110	5	125	1	150	120	120	120	120

Temperaturas y ciclos de tiempo para el recocido de aceros aleados.

En el estado de colada, la diferencia en las propiedades mecánicas en la dirección longitudinal y transversal del lingote no es muy grande, aunque la heterogeneidad cristalina parece muy grande en este caso. De hecho, esa heterogeneidad es muy grande por ejemplo entre la capa exterior y el corazón del lingote, pero cuando se determinan las propiedades, mecánicas en dirección longitudinal y transversal, cada vez a la misma distancia de la capa exterior, no aparecen diferencias importantes.

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

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

La influencia total de la heterogeneidad química, o sea de las estructuras en bandas más o menos pronunciadas y de las inclusiones extendidas, así como la heterogeneidad cristalina, o sea el grano extendido, aparecen en el llamado "traves", o sea en la diferencia en propiedades segun la dirección transversal o longitudinal.

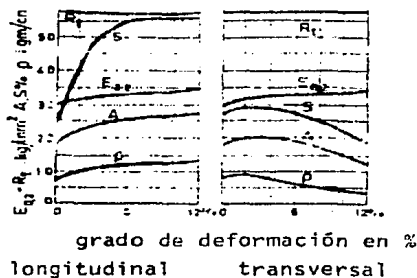


Fig 1.- Propiedades mecánicas en relación con el grado de deformación en el laminado de un lingote de acero de 3 toneladas con C = 0.36%

La figura 1 muestra esta diferencia en propiedades en función del grado de deformación. En este ejemplo, el traves se debe sobre todo a una extensión relativamente ligera. Cuando además se forma una estructura en bandas y el grado de deformación es mayor, la diferencia en propiedades según la dirección será más importante, por ejemplo la resistencia a la ruptura (R_t en la figura) dependerá también de la dirección.

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

Como las propiedades mecánicas dependen principalmente de la forma y número de inclusiones, es claro que el grado de pureza del acero y además el método de colada y la forma del lingote jugarán un papel muy importante con respecto a la dependencia direccional de las propiedades en estado natural. Como se ve en la figura 1, estas diferencias aparecen sobre todo en la elongación, estricción y resistencia al impacto de las probetas. Una estructura claramente fibrosa también se reconoce en la superficie de fractura de la probeta.

2.1.3. Recocido de Suavización (Ablandamiento)

El propósito de recocido de suavización es obtener una estructura del acero que corresponda a la dureza mínima: esa estructura es aquella de carburos globulares en una matriz ferrítica. La dureza mínima corresponde a la óptima deformabilidad en procesos de conformado tales, como doblar, laminar en frío, embutición, etc. Para procesos de corte, como tornear, fresar y cepillar, también vale lo anterior para aceros con más de 0.5 % en carbono.

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

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

% DE CARBONO	MICROESTRUCTURA OPTIMA
0.06 A 0.20	ROLADO (MAS ECONOMICO)
0.2 A 0.30	0 < 3" : NORMALIZADO
0.3 A 0.40	0 > 3" : ROLADO
0.30 A 0.40	RECOCIDO PARA OBTENER PERLITA GRUESA Y UN MINIMO DE FERRITA
0.40 A 0.60	PERLITA GRUESA LAMINAR A ESFEROIDAL

La globulización de los carburos (cementita proeutectoide y eutectoide) está basada en la tendencia del sistema ferrita/perlita a reducir su energía de superficie a un mínimo por recristalización y difusión. Como la energía de la superficie no varía mucho con la temperatura y como la velocidad de difusión es máxima en la zona ferrítica lo más cerca posible debajo de la temperatura AC1, es precisamente esa zona la más conveniente para este tipo de tratamiento térmico. El método más sencillo para efectuar un recocido de unas horas de AC1.

Sin embargo, para los aceros hipereutectoides, no hay ninguna ventaja en subir la temperatura hasta cerca de la línea ES: aunque la solubilidad de la cementita secundaria o proeutectoide aumenta, la velocidad de globulización disminuye debido a la velocidad de difusión inferior en la austenita, y además existe el peligro de crecimiento excesivo de los granos.

Es posible acelerar el proceso de la globulización disolviendo parcialmente los carburos y dejándolos precipitarse otra vez sobre las partes no disueltas. El principio es que si se calienta brevemente la perlita hasta arriba de la temperatura AC1, los ángulos agudos y las laminillas delgadas, se disolverán de preferencia. Durante el enfriamiento consecuente debajo de AC1, el carbono se precipitará sobre las partículas de carburo no disueltas, las cuales funcionan como núcleos de modo que se forman carburos más gruesos y más redondos que las laminillas originales.

Es posible aplicar este principio de dos maneras diferentes: calentando un tiempo determinado exactamente arriba de AC1, seguido por una recristalización isotérmica exactamente debajo de AC1, o dejando oscilar la temperatura alrededor de AC1. Este último método da los mejores resultados, pero solo puede aplicarse a cantidades relativamente pequeñas de acero en hornos chicos, cuya inercia térmica permita dichas oscilaciones rápidas de la temperatura.

La velocidad de globulización depende también del grado de distribución de la perlita. Las laminillas delgadas y agudas de cementita se disuelven más rápidamente y forman carburos globulares en distribución muy regular con un mínimo de dureza y máximo en ductibilidad. Por eso se hace a veces el normalizado (véase 2.1.4) antes del recocido de suavización con el propósito de obtener una estructura perlítica muy fina y regular. También es posible acelerar la globulización rompiendo laminillas de cementita por una deformación en frío. Esto es usual en el estirado de alambre cuando una primera deformación en frío precede al recocido de suavización.

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

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

- 1) Mantener prolongadamente a una temperatura apenas por debajo de AC1
- 2) Calentar y enfriar alternadamente a temperaturas que están un poco arriba y un poco abajo de AC1.

3) Calentando a una temperatura arriba de A_{c1} o A_{c3} y luego enfriando ya sea muy lentamente en el horno o manteniendo a una temperatura apenas por debajo de A_{c1} .

4) Enfriando a una velocidad conveniente desde la temperatura mínima a la cual todo el carbono es disuelto, para evitar la reformación de una red de carburo, y luego recalentando de acuerdo a los métodos 1 y 2 (aplicable a aceros hipereutectoides conteniendo una red de carburos).

2.1.4 Normalizado

La normalización tiene como propósito de obtener una estructura perlítica de grano fino y distribución homogénea, la cual corresponde a las propiedades mecánicas óptimas de un acero perlítico. Este tratamiento se efectúa principalmente sobre aceros hipereutectoides y eutectoides y consiste en un calentamiento arriba de la temperatura A_{c3} (figura 2), seguido por un enfriamiento determinado. Así se elimina sobre todo la influencia de heterogeneidades mecánicas y cristalinas provenientes del laminado o de una distribución heterogénea de los granos característica para el estado de colada.

En realidad, la normalización consiste en dos recristalizaciones por transformación: una primera es la transformación de ferrita y perlita a austenita y una segunda es la transformación de austenita a ferrita y perlita. Cada transformación de fase provoca una recristalización y afino de grano, cuyo efecto además, puede ser regulado. Sobrepasando la temperatura A_{c3} en el calentamiento, los granos de ferrita y perlita forman pequeños granos de austenita, cuyo número depende principalmente del grado de nucleación, y entonces de la velocidad con la cual se sobrepasa la temperatura de transformación. Lo mismo vale para el enfriamiento para la formación de un gran número de granos más pequeños de ferrita y perlita a partir de la fase austenítica. Así es posible no solo afinar el grano, sino también reducir la dependencia de la estructura primaria. (figura 3).

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

Exactamente como para el recocido de suavización de los aceros hipereutectoides, se evita generalmente calentar el acero hasta arriba de la línea ES , ya que el grano austenítico crece muy rápidamente a esa temperatura. El acero muy burdo obtenido por este tratamiento se llama "acero supercalentado" o "acero quemado". Sin embargo, si hay que

romper la red de cementita que aparece en los aceros muy hipereutectoides, se aconseja efectuar primero un recocido intermedio cerca de la temperatura A_{cm} , seguido por una normalización repetida para reducir el grano grueso (regeneración).

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

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

Carbono%	Límite elástico kg/mm ²	Resistencia a tracción en kg/mm ²	Alargamiento en % 2 plgs.	Estricción (%)	Dureza Brinell
Acero Normalizado (laminado en caliente)					
0.01	18.30	31.60	45	71	90
0.20	31.60	45.00	35	60	120
0.40	35.80	59.70	27	43	165
0.60	42.20	76.60	19	28	220
0.80	49.20	94.20	13	18	260
1.00	70.30	106.80	7	11	295
1.20	70.30	107.50	3	6	315
1.40	67.50	104.00	1	3	300
Acero recocido					
0.01	12.60	28.90	47	71	90
0.20	25.20	41.50	37	64	115
0.40	30.90	52.70	30	48	145
0.60	34.40	67.50	23	33	190
0.80	36.50	80.80	15	22	220
1.00	36.50	75.90	22	26	195
1.20	35.80	71.70	24	39	200
1.40	35.10	69.60	19	25	215

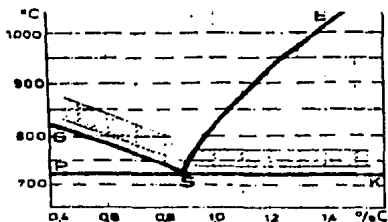


Figura 2.- Representación de la zona de temperatura adecuada para el normalizado.

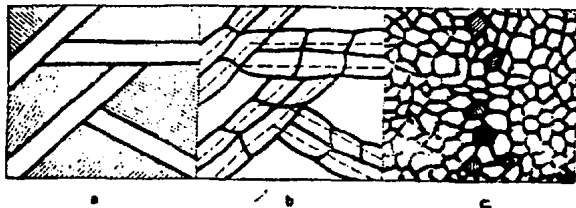


Fig 3.- Representación esquemática del afino de grano por la normalización: a) Después de colada, b) Después de austenitización, c) Después de la perlitización.

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

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

Temperaturas de Normalizado Típicas para varios Aceros al Carbono.

Acero	Temp. Normalizado °F	Acero	Temp. Normalizado °F
1015	1650-1700	1045	1550-1600
1020	1650-1700	1050	1550-1600
1035	1600-1650	1060	1500-1550
1040	1550-1600	1095	1500-1550

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

Temperaturas de Normalizado Típicas para Aceros Aleados Estandar.

Steel	Tempera- tura, °F	Steel	Tempera- tura, °F	Steel	Tempera- tura, °F	Steel	Tempera- tura, °F	Steel	Tempera- tura, °F	Steel	Tempera- tura, °F
1330	1050	4130	1650	4718	1700	5155	1800	6645	1600	80340	1600
1339	1090	4135	1600	4720	1700	5160	1800	6650	1600	80344	1600
1360	1000	4137	1600	4815	1700	6118	1700	8555	1800	80348	1600
3135	1600	4140	1600	6817	1700	6120	1700	8560	1600	80350	1600
3140	1600	4142	1600	4828	1700	6120	1600	8560	1600	80350	1600
3140	1700	4145	1600	6048	1600	6120	1600	8725	1700	80360	1600
4027	1650	4147	1600	6048	1600	6617	1700	8740	1700	81346	1600
4028	1650	4150	1600	5120	1700	6620	1700	8742	1600	80345	1600
4028	1650	4320	1700	5130	1650	6622	1700	8832	1700	80345	1600
4027	1600	4327	1600	5132	1650	6625	1650	9260	1650	84318	1700
4042	1600	4340	1600	5145	1600	6627	1650	9262	1650	84317	1700
4047	1600	4520	1700	5145	1600	6627	1600	9310	1700	84330	1650
4069	1600	4620	1700	5147	1600	6640	1600	9640	1600	84340	1650
6118	1700	4621	1700	5166	1600	6642	1600	9650	1600		

2.1.5. Proceso de Recocido

Todos los tratamientos térmicos de este grupo se efectúan en una zona de temperatura debajo de A₁ y tienen como propósito la reducción y eliminación de las tensiones mecánicas internas provocadas por la solidificación y el enfriamiento, por deformación en frío, tratamientos térmicos, etc. Estos tratamientos térmicos no son específicos para el acero, ya que no tienen ninguna relación directa con el diagrama de equilibrio Fe-C.

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

2.1.6. Recocido Isotérmico

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

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

1).- Las temperaturas de austenitización más altas promueven la formación de una microestructura laminar, las temperaturas de austenitización más bajas promueven una estructura esferoidal.

2).- La estructura más suave se obtiene cuando se usan temperaturas mínimas de austenitización y temperaturas máximas de transformación.

3).- Se ahorra tiempo de permanencia en el horno, enfriando rápidamente de la temperatura de austenitización a la transformación y enfriado rápidamente (sacando del horno) cuando el acero se haya transformado completamente.

Este proceso puede dar la microestructura y propiedades deseadas en tan solo la mitad del tiempo usado en el recocido normal.

2.1.7 Terminología del Recocido

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

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

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

Recocido en caja: Recociendo un metal o aleación en un recipiente sellado bajo condiciones que minimizan la oxidación. En el recocido en caja de un metal ferroso, la carga

se calienta lentamente hasta una temperatura generalmente debajo del rango de transformación pero algunas veces arriba o dentro de el, y luego se enfría lentamente; esto también es llamado "recocido cerrado" o "recocido de olla".

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

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

Recocido de proceso: Utilizado en las industrias de las laminas y del alambre, calentando a una aleación ferrosa a una temperatura cerca de, pero por debajo, del límite inferior del rango de transformación y luego enfriando con el fin de suavizar la aleación para un trabajo en frío posterior.

Recocido de recristalización: recociendo metal trabajado en frío para producir una estructura con un grano nuevo sin cambio de fase.

Recocido suave (subcrítico): recociendo un acero trabajado en frío a temperaturas de cerca de 700 a 730 °C para lograr cerca del máximo de ductibilidad obtenible en un recocido completo pero con menor riesgo de distorsión. El recocido suave se utiliza antes de operaciones desde moderadas a severas de formado en frío; los metales que han sufrido un recocido suave son generalmente poco convenientes para un maquinado general.

Esferoidización: Calentando y enfriando para producir una forma globular o esferoidal de carburo en el acero.

Cualquier proceso de recocido reducirá generalmente la resistencia, pero si el tratamiento es aplicado con el único propósito de un alivio, se debe designar como alivio de esfuerzos. Este tratamiento se categoriza posteriormente como sigue:

Recocido de terminado: un tratamiento de recocido a bajas temperaturas aplicado a aceros trabajados en frío con un contenido medio y alto de carbono. Un tratamiento de compromiso, resulta bajando el nivel de esfuerzos residuales, de esta manera disminuyendo el riesgo de distorsión en el maquinado mientras que conserva la mayoría de los beneficios obtenidos por el trabajo en frío.

2.2 El Templado y Conceptos Relacionados

2.2.1 Introducción

El endurecimiento del acero consiste en un enfriamiento desde la zona austenítica con velocidades de enfriamiento tan grandes que la transformación de la perlita y la formación de constituyentes intermedios se reprima y se forme martensita. El propósito es obtener para cada composición de acero la dureza máxima. Desde luego, es posible obtener un valor de dureza inferior con tratamientos diferentes, como regulación adecuada de la velocidad de enfriamiento, revenido de la martensita y, en el caso del endurecimiento isotérmico, por la elección de la temperatura de transformación. Aun cuando estas durezas inferiores se obtienen en un tratamiento térmico único, no se habla en estos casos de un endurecimiento por templado sino más bien de un proceso de revenido, ya que no es entonces el propósito de obtener una dureza máxima, sino de un valor óptimo de otras propiedades mecánicas.

2.2.2. Temperatura de Austenitización

La tabla siguiente indica las temperaturas recomendadas para efectuar la austenitización previa al templado de aceros al carbono y de baja aleación y para aceros cementados (carburizados).

Para la mayoría de las aplicaciones, la velocidad de calentamiento a la temperatura de austenitización es menos importante que otros factores en el proceso de endurecimiento, como la máxima temperatura alcanzada en toda la sección, la uniformidad de temperatura, el tiempo de permanencia a la temperatura de austenitización y la velocidad de enfriamiento. Sin embargo, existen diagramas de transformación durante calentamiento continuo (curvas CHT, " continuous heating transformation), las cuales son prácticamente el inverso de las curvas CCT. Estas curvas tienen poca utilidad y no se discutirán con mayor detalle en el presente texto. La figura 4 representa esquemáticamente tal diagrama y hay que observar que con mayor velocidad de calentamiento la austenita termina de formarse a mayor temperatura que en el caso de calentamiento más lento.

Temperaturas de recalentamiento (austenitización) para aceros de carburización y a leados

Heat Temperature, °F	Heat Temperature, °F	Heat Temperature, °F	Heat Temperature, °F	Heat Temperature, °F	Heat Temperature, °F	Heat Temperature, °F	Heat Temperature, °F
1070	1070	1070	1070	1070	1070	1070	1070
1075	1075	1075	1075	1075	1075	1075	1075
1080	1080	1080	1080	1080	1080	1080	1080
1085	1085	1085	1085	1085	1085	1085	1085
1090	1090	1090	1090	1090	1090	1090	1090
1095	1095	1095	1095	1095	1095	1095	1095
1100	1100	1100	1100	1100	1100	1100	1100
1105	1105	1105	1105	1105	1105	1105	1105
1110	1110	1110	1110	1110	1110	1110	1110
1115	1115	1115	1115	1115	1115	1115	1115
1120	1120	1120	1120	1120	1120	1120	1120
1125	1125	1125	1125	1125	1125	1125	1125
1130	1130	1130	1130	1130	1130	1130	1130
1135	1135	1135	1135	1135	1135	1135	1135
1140	1140	1140	1140	1140	1140	1140	1140
1145	1145	1145	1145	1145	1145	1145	1145
1150	1150	1150	1150	1150	1150	1150	1150
1155	1155	1155	1155	1155	1155	1155	1155
1160	1160	1160	1160	1160	1160	1160	1160
1165	1165	1165	1165	1165	1165	1165	1165
1170	1170	1170	1170	1170	1170	1170	1170
1175	1175	1175	1175	1175	1175	1175	1175
1180	1180	1180	1180	1180	1180	1180	1180
1185	1185	1185	1185	1185	1185	1185	1185
1190	1190	1190	1190	1190	1190	1190	1190
1195	1195	1195	1195	1195	1195	1195	1195
1200	1200	1200	1200	1200	1200	1200	1200

Heat Temperature, °F	Heat Temperature, °F	Heat Temperature, °F	Heat Temperature, °F	Heat Temperature, °F	Heat Temperature, °F	Heat Temperature, °F	Heat Temperature, °F
1205	1205	1205	1205	1205	1205	1205	1205
1210	1210	1210	1210	1210	1210	1210	1210
1215	1215	1215	1215	1215	1215	1215	1215
1220	1220	1220	1220	1220	1220	1220	1220
1225	1225	1225	1225	1225	1225	1225	1225
1230	1230	1230	1230	1230	1230	1230	1230
1235	1235	1235	1235	1235	1235	1235	1235
1240	1240	1240	1240	1240	1240	1240	1240
1245	1245	1245	1245	1245	1245	1245	1245
1250	1250	1250	1250	1250	1250	1250	1250
1255	1255	1255	1255	1255	1255	1255	1255
1260	1260	1260	1260	1260	1260	1260	1260
1265	1265	1265	1265	1265	1265	1265	1265
1270	1270	1270	1270	1270	1270	1270	1270
1275	1275	1275	1275	1275	1275	1275	1275
1280	1280	1280	1280	1280	1280	1280	1280
1285	1285	1285	1285	1285	1285	1285	1285
1290	1290	1290	1290	1290	1290	1290	1290
1295	1295	1295	1295	1295	1295	1295	1295
1300	1300	1300	1300	1300	1300	1300	1300
1305	1305	1305	1305	1305	1305	1305	1305
1310	1310	1310	1310	1310	1310	1310	1310
1315	1315	1315	1315	1315	1315	1315	1315
1320	1320	1320	1320	1320	1320	1320	1320
1325	1325	1325	1325	1325	1325	1325	1325
1330	1330	1330	1330	1330	1330	1330	1330
1335	1335	1335	1335	1335	1335	1335	1335
1340	1340	1340	1340	1340	1340	1340	1340
1345	1345	1345	1345	1345	1345	1345	1345
1350	1350	1350	1350	1350	1350	1350	1350
1355	1355	1355	1355	1355	1355	1355	1355
1360	1360	1360	1360	1360	1360	1360	1360
1365	1365	1365	1365	1365	1365	1365	1365
1370	1370	1370	1370	1370	1370	1370	1370
1375	1375	1375	1375	1375	1375	1375	1375
1380	1380	1380	1380	1380	1380	1380	1380
1385	1385	1385	1385	1385	1385	1385	1385
1390	1390	1390	1390	1390	1390	1390	1390
1395	1395	1395	1395	1395	1395	1395	1395
1400	1400	1400	1400	1400	1400	1400	1400

Temperaturas de austenitización para aceros al carbono y de baja aleación (SAE)

This temperature range may be employed for 1005 steel that is to be quenched in water, but at 1070 and recommended for steel that is to be water quenched. For oil quenching, steel should be austenitized in the next 1000 to 1000 °F.

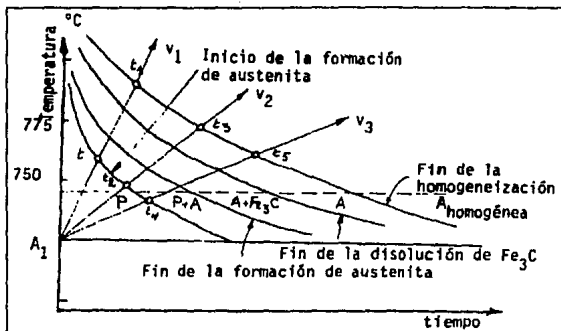


Fig 4 Curva de transformación en calentamiento para la formación de austenita a partir de la perlitita. Representación esquemática de condiciones isotérmicas y calentamiento continuo.

La conductividad térmica del acero, la naturaleza de la atmósfera del horno y el espesor de la sección son dos factores de influencia sobre el comportamiento de una pieza de acero en relación con su velocidad de calentamiento.

La diferencia en aumento de temperatura entre secciones delgadas y gruesas de piezas con sección variables es un problema importante para las operaciones prácticas de calentamiento. Siempre y cuando sea posible hay que tratar de retardar el calentamiento de zonas más delgadas para reducir los esfuerzos térmicos y la distorsión. Si la uniformidad de temperatura es el último objetivo del ciclo de calentamiento, esto se logra con mayor seguridad por medio de un calentamiento lento.

Reacciones superficiales indeseables como oxidaciones, descarburización y otras consecuencias de la atmósfera del horno. Si hay que evitar o minimizar estas reacciones, es necesario el uso de atmósfera controlada.

2.2.3 Variables Principales

La efectividad del temple depende de las características de enfriamiento del medio de temple, así como la habilidad del acero para endurecerse. Por lo tanto los resultados pueden variar cambiando la composición del acero o la agitación, temperatura y medio de temple. El diseño del sistema de temple, así como el de la pieza influyen en los resultados.

La velocidad a la cual el medio de temple es capaz de extraer calor se modifica en gran parte por la manera o condición en la cual se utiliza el medio de temple. Estas modificaciones han dado como resultado la asignación de nombres específicos a varios métodos de templado, tales como: templado directo, templado selectivo, templado de rocío, neblina e interrumpido.

Templado directo: es el método que se utiliza con mayor amplitud y consiste en templar la pieza cuando esta se encuentra a la temperatura de carburización o ligeramente menor. Y este término de "templado directo" se emplea para diferenciarlo de la práctica más indirecta de carburizar, enfriar lentamente, recalentar y templar. La práctica del templado directo es sencilla y económica, y la distorsión de piezas carburizadas es frecuentemente menor que con el recalentamiento y templado.

Templado de tiempo: Este término se usa cuando la pieza a ser templada debe de cambiar bruscamente su velocidad de templado durante el ciclo de enfriamiento. El cambio en la velocidad de enfriamiento puede comprender ya sea un aumento o un decremento, depende de cual sea requerido para obtener los resultados deseados. La práctica acostumbrada es bajar la temperatura de la pieza templándola en un medio (por ejemplo: agua) por un tiempo corto hasta que la pieza se haya enfriado por debajo de la curva TTT y luego llevarla a un segundo medio (por ejemplo aceite) para que se enfríe con mayor lentitud en la zona de transformación martensítica. En muchos casos el segundo medio es aire.

El templado se usa con mayor frecuencia para minimizar la distorsión.

Templado selectivo: se usa cuando se desea que ciertas áreas preseleccionadas permanezcan sin ser afectadas por el medio de temple. Esto se puede llevar a cabo aislando las áreas que se desean proteger o permitiendo al medio de temple tener contacto únicamente con aquellas áreas que se desean templar.

2.2.4. Medios de Templado

Cuando se temple una pieza en un determinado medio, la velocidad de enfriamiento depende principalmente de los tres factores siguientes:

- El calor específico y el poder de conducción de calor del acero,
- La masa, la forma y el estado de la superficie de la pieza,
- El llamado "poder de enfriamiento" del medio templante.

Además existen otros factores como la temperatura de austenitización y la temperatura del medio de temple, pero esos están generalmente determinados por el ciclo térmico del tratamiento considerado.

El calor específico y la conductividad calorífica de los diferentes tipos de acero no demuestran una gran diferencia entre sí y nunca pueden ser acomodados al tipo de

tratamiento térmico a efectuar. La masa, la forma y el acabado superficial de la pieza se determinan en general por características de diseño y no del futuro tratamiento térmico, de modo que el parámetro principal que determina la velocidad de enfriamiento del material será el " poder de enfriamiento" del medio templante.

El poder de enfriamiento de un medio de templado es un término complejo compuesto de varios factores físicos, como: calor específico, conductividad calorífica, viscosidad, eventualmente calor de evaporación o de disociación, formación de capas sólidas gaseosas aislantes, etc. Por eso, es usual determinar el poder de enfriamiento con métodos empíricos.

Los medios de templado más usuales son, en orden decreciente del poder de enfriamiento: agua y soluciones acuosas, aceite y aire. Para los medios de templado con los cuales el transporte de calor ocurre principalmente por conducción y convección, como aire, aire a presión, baños de metal fundido o de sales, vale en general que la velocidad de enfriamiento del material llega rápidamente a un máximo inmediatamente después del templado y disminuye después paulatinamente cuando baja la temperatura de la pieza.

En agua, soluciones acuosas y aceites, el transcurso de la velocidad de enfriamiento es más complejo.

2.2.5 Mecanismo de Templado

La estructura, dureza y resistencia resultantes del tratamiento térmico son determinados por la velocidad de enfriamiento durante el templado. Si la velocidad de enfriamiento es mayor que la crítica, se obtendrá una microestructura completamente martensítica y si la velocidad es menor, la pieza no se endurecerá completamente. Entre mayor sea la diferencia entre las dos velocidades de enfriamiento más suaves serán los productos de transformación y menor la dureza. Entonces se hace necesario conocer el mecanismo de extracción de calor durante el templado.

El método más útil de describir con mayor exactitud el complejo mecanismo del templado se ha hecho mediante estudios desarrollando una curva de enfriamiento temperatura vs tiempo.

Las curvas de enfriamiento se desarrollan templando una pieza a una temperatura elevada, utilizando un graficador de alta velocidad que registra las variaciones T-t por medio de los termopares colocados en la pieza cuyo comportamiento se desea conocer. De esta manera se conoce también la efectividad del medio de temple.

Se reconocen 4 etapas del mecanismo de remoción de calor durante el templeado, y que quedan graficados en la figura 5 b.

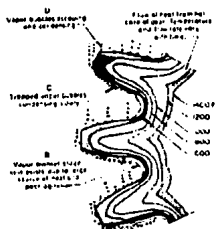


Fig. 5 a : gradientes de temperatura y otros factores afectando el templeado de un engrane, el cual se temple por el lado de un liquido volatil tranquilo.

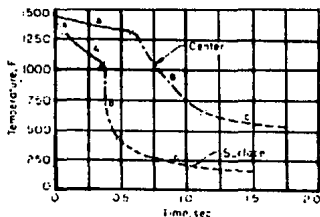


fig 5 b: curvas típicas del enfriamiento superficial y en el centro, indicandose las diferentes etapas de transferencia de calor del metal sólido hacia el liquido frio.

Etapas A'- La figura 5-b ilustra los primeros efectos en la inmersión, a veces llamada la "etapa de contacto inicial del liquido". Esta etapa se caracteriza por la formación de burbujas de vapor que preceden el establecimiento de una capa de vapor envolvente.

Esta etapa dura únicamente 0.1 seg. aproximadamente y es de relativamente poca importancia en la evaluación de las características de transferencia de calor. Es detectable únicamente cuando se utiliza equió extremadamente sensible, y no puede detectarse cuando el liquido es viscoso o contiene gases insolubles, o cuando el baño se opera a una temperatura cercana al punto de ebullición del liquido.

Etapas A.- Llamada "etapa de capa de vapor de enfriamiento"; se caracteriza principalmente por la formación de una capa de vapor continuo que rodea a la pieza de prueba. Ocurre cuando el calor proporcionado por la superficie de la pieza de prueba excede la cantidad de calor necesaria para formar el máximo de vapor por unidad de área de la pieza. Esta etapa es una de enfriamiento lento, debido a que la envolvente de vapor actúa como un aislante y el enfriamiento ocurre principalmente por radiación a través de la capa de vapor (las capas de vapor son malas conductoras de calor). Esta etapa no es detectable en soluciones acuosas de solutos no volátiles (a cerca de 5% de concentración)

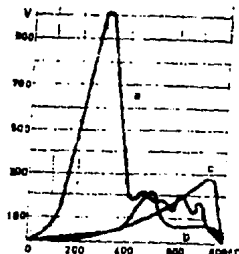
tales como cloruro de potasio, cloruro de litio, hidróxido de sodio o ácido sulfúrico. Las curvas de enfriamiento para estas soluciones empiezan inmediatamente con la etapa B.

Cuando se utilizan soluciones saturadas de hidróxido de bario, hidróxido de calcio, y otros materiales ligeramente solubles, soluciones que contienen sólidos finamente dispersos, o soluciones coloidales en agua, las capas se depositan sobre la pieza de prueba durante la etapa A, lo cual resulta en la prolongación de ambas etapas la A y la C. Esta condición generalmente causa una acción más violenta en la etapa B. las soluciones de algunos coloides o gels, tales como el alcohol polivinílico, gelatina, jabón y almidón, forman una envoltente de gel en el exterior de la capa de vapor que se forma en la etapa A. La presencia de esta envoltente de gel prolonga la etapa A y las etapas sucesivas.

Etapa B.- "La etapa de transporte de calor", que produce las mayores velocidades de transferencia de calor, empieza cuando la temperatura superficial metal ha sido reducida cierta cantidad y la capa de vapor continua se rompe; entonces el liquido de temple empieza a hervir violentamente y el calor es removido de la pieza a muy alta velocidad, en su mayor parte como calor de vaporización. El punto de ebullición del medio de temple determina el final de esta etapa. El tamaño y forma de las burbujas de vapor son importantes para controlar la duración de la etapa B, así como la velocidad de enfriamiento desarrollada dentro de ella.

Etapa C.- Llamada "etapa de enfriamiento liquido"; la velocidad de enfriamiento en esta etapa es menor que aquella en la etapa "B". La etapa "C" comienza cuando la temperatura superficial del metal se reduce al punto de ebullición (o rango de ebullición) del liquido de temple. Debajo de esta temperatura, se detiene la ebullición y el enfriamiento lento se llevará a cabo entonces por conducción y convección. La diferencia de temperatura entre el punto de ebullición del liquido y la temperatura del baño es un factor importante que influye en la velocidad de transferencia de calor. La viscosidad también afecta la velocidad en la etapa "C".

Para el agua aparece claramente un enfriamiento irregular entre 800°C y 500°C y la alta velocidad de enfriamiento a temperaturas bajas. Para el aceite la formación de vapor es más reducida y la velocidad de enfriamiento es inferior a temperaturas debajo de 400 a 550°C. Para la sal fundida no hay ninguna formación de vapor, de modo que se llega muy rápidamente a la velocidad máxima de enfriamiento.



La fig. 6 representa esquemáticamente el transcurso de la velocidad de enfriamiento V , medida en el centro de una esfera de plata de 20 mm. de diámetro, templada desde 800°C en

- a. En agua de 40°C
- b. En aceite mineral de 40°C
- c. En un baño de sal a 200°C

Se trató ya muchas veces de encontrar una expresión matemática que exprese la velocidad de enfriamiento del templado en función de las dimensiones de la pieza, de su temperatura y del medio de temple, pero las curvas de la fig. 135 ya nos indican la dificultad de describir el fenómeno de manera matemática. El efecto de las dimensiones de la pieza solo puede ser expresada en el caso de similitud geométrica.

Agitación.- Esto es el movimiento del medio de temple producido externamente y tiene una influencia extremadamente importante sobre las características de transferencia de calor del líquido temple. Provoca un rompimiento mecánico más rápido de la capa de vapor en la etapa A y produce un desprendimiento más frecuente de burbujas de vapor más pequeñas durante la etapa B. Así también mayor velocidad en la etapa C. Además de ello la agitación también favorece el remplazo del líquido frío por aquél que ya ha sido calentado.

La agitación del medio de temple puede obtenerse de varias maneras. En tanques convencionales de temple, la circulación del medio de temple es proporcionada generalmente por bombas, el paso de la pieza de trabajo a través del medio de temple se lleva a cabo por medio de un movimiento manual o mecánico de la pieza de trabajo o por medio de propelas mecánicas.

2.2.6 Temperatura del Medio de Temple

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

2.2.7 Temperatura de la Pieza de Trabajo

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

2.2.8 Evaluación de la Severidad de Temple

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

Agitación	Aceite	Agua	Salmuera
Ninguna	0.25 - 0.30	1.0	2.0
Suave	0.30 - 0.35	1.0 - 1.1	2.0 2.2
Moderada	0.35 - 0.40	1.2 - 1.3	
buena	0.40 - 0.50	1.4 - 1.5	
Fuerte	0.50 - 0.80	1.6 - 2.0	
Violeta	0.80 - 1.10	4.0	5.0

Las relaciones entre el diámetro de la barra, la templabilidad inherente, y el valor de H pueden graficarse como se muestra en la figura 7. A una gráfica de este tipo se le conoce en algunas ocasiones como diagrama de Grossmann. La carta se utiliza como sigue: si se temple una pieza de un diámetro de 1 pulgada en aceite con "agitación buena", la carta muestra que leyendo a través de la línea horizontal de un diámetro de 1 pulgada hasta el valor de H de 0.5 y luego hacia abajo, se obtiene un valor de 5/16 pulgadas del extremo de temple hecho del mismo acero que se está templando.

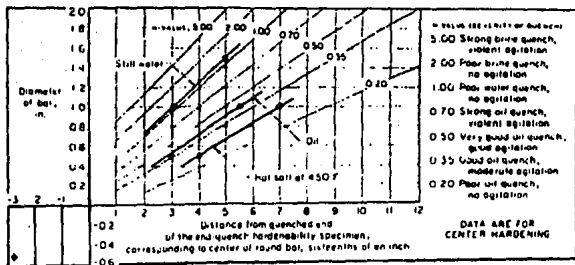


Figura 7. - Gráfica de Grossmann relacionando el diámetro de la barra, la templabilidad del acero y la severidad del temple (H).

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

Warren F. Rushman ha descrito una prueba simple para evaluar el poder de enfriamiento de un baño de temple bajo cualquier condición de carga. La prueba está basada en el uso de la figura 7 como sigue: si la templabilidad del acero y el diámetro de la barra se conocen, es posible graficar un punto en la curva de severidad de templeado. Por ejemplo, si el punto de 5/16 pulgadas en el espécimen de templabilidad muestra una dureza de Rockwell 45 C., y una barra de un diámetro de 1 pulgada del mismo acero se templea en el baño a ser evaluado tiene una dureza en el centro de 45 Rockwell 45 C., y una barra de un diámetro de 1 pulgada del mismo acero se templea en el baño a ser evaluado tiene una dureza en el centro de 45 Rockwell C, el resultado muestra una severidad en el temple de 0.5. Independientemente de la dureza obtenida en el centro de la barra de prueba de la figura 7 y su localización correcta. Por ejemplo, si la dureza en el centro hubiera sido Rockwell C 48 a 4/16 pulgadas, la línea de 4/16 de pulgada y la línea de un diámetro de 1 pulgada se intersectarían con una severidad de templeado de 0.70.

Como se muestra en la figura 7 para el templeado en aceite las varias líneas de severidad de la carta Grossman convergen en un punto fuera del rango normal de la carta.

Este punto de intersección puede utilizarse como un segundo punto para dibujar cualquier línea de severidad nueva. En la figura 7 se ilustra un ejemplo real por la línea gruesa indicada como "aceite" (oil). Los dos puntos experimentales sobre esta línea fueron obtenidos templando una barra de acero de templabilidad conocida teniendo dos diámetros (1 pulgada y 1/2 pulgada). El uso de una barra con dos diámetros ofrece un medio excelente de checar los resultados debido a que provee tres puntos sobre la línea

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

La barra de prueba debe ser de un diámetro tal que la dureza de temple en el centro de la barra caerá sobre la porción de la pendiente de la curva de templabilidad del acero que se está templando. La prueba puede llevarse a cabo con mayor conveniencia con un acero de poca profundidad de endurecimiento debido a que este tipo de aceros permite el uso de barras de prueba de diámetro menor que son más fáciles de manejar en torno y de seccionar después de templarlas. El uso de aceros de endurecimiento poco profundo no afecta de ninguna manera la validez de los resultados de la prueba, debido a que la severidad del temple es una característica inherente del baño y no se ve afectada por el tamaño y templabilidad de la pieza.

2.2.9 Comparación de los Medios de Temple

Agua

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

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

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

de acero templadas en agua puede oxidarse a menos que sean tratadas inmediatamente con un medio preventivo especial.

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

Salmuera

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

Ventajas de la Salmuera:

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

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

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

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

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

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

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

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

Desventajas:

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

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

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

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

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

Aceite

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

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

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

Los aceites se usan con mayor amplitud en aquellos casos en los cuales se desea temprar piezas de forma complicada o en el que se desea el mínimo de distorsión.

Selección del Medio de Temple

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

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

Con aceites convencionales de temple, la duración de la etapa de capa de vapor es mayor que aquella para el agua. La velocidad en la etapa de transporte de vapor es considerablemente más lenta, y la duración de la etapa de transporte es menor. Por lo tanto el poder de temple de tales aceites es menor que la del agua y a veces resulta inadecuada. De cualquier manera, la transición de la etapa de transporte de vapor a la

etapa de enfriamiento es más gradual, es por este motivo que es menos probable que los aceites minerales convencionales produzcan distorsión, por lo menos en formas simples tales como bolas o cilindros cortos.

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

2.2.10 La Templabilidad

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

La figura 8 representa esquemáticamente la velocidad de enfriamiento en función del diámetro de una barra cilíndrica, para tres tipos de temple al aire. De esa figura se deduce que el acero al carbono I templado en agua solo alcance la velocidad crítica V_{cI} en una capa delgada: después del templado este acero solo presentará una zona muy delgada con estructura martensítica. La velocidad de enfriamiento crítica V_{cII} para el acero al Níquel II es mucho más baja, de modo que aún templando en aceite, el material experimenta una transformación martensítica más profunda. Finalmente, la velocidad crítica V_{cIII} del acero III es tan baja, que se transforma completamente en martensita con un enfriamiento al aire.

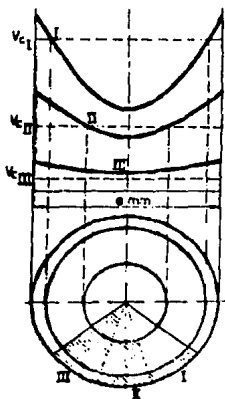


Figura 8.- Representación esquemática de la endurecibilidad de diferentes aceros:

- I) Acero al carbono templado en agua
- II) Acero con 2% Ni, templado en aceite
- III) Acero con 1% de Cr, 4 % Ni, endurecido al aire

La figura 9 representa la dureza en función del diámetro para barras de un mismo acero, pero con diámetros diferentes y templadas en agua en condiciones idénticas. Ya que la velocidad de enfriamiento en la superficie es casi igual, las durezas superficiales no son muy diferentes. Por otro lado las velocidades de enfriamiento y entonces también la dureza disminuye más rápidamente hacia el centro cuando el diámetro aumenta. Si se supone una dureza mínima de 38 Rc para la estructura martensítica de este acero, entonces es evidente que un templado total de este acero solo ocurre en barras con un diámetro máximo de 50 mm. Es intermedia, de modo que para obtener una profundidad de templado hay que elegir el punto de flexión de la curva dureza distancia.

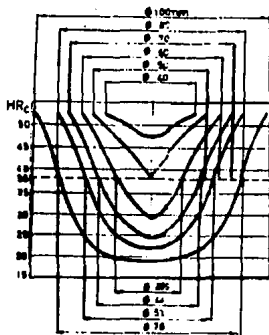


Figura 9.- Curvas de dureza contra diámetro en el templado en agua de un acero con 0.3 % C, y 3 % de Ni.

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

De esto podemos sacar algunas conclusiones. En las mismas condiciones de templado, la profundidad de templado y la dureza máxima obtenida en un acero al carbono aumentará hasta el contenido en carbono correspondiente a la concentración eutécticoide. A un contenido constante en carbono, es posible aumentar la profundidad de templado por una austenitización a temperaturas superiores. Como se trata aquí de disolver carburos y núcleos ajenos y además de un crecimiento de granos, no será tanto la temperatura de templado sino más la máxima temperatura obtenida en la fase austenítica que es de

importancia primordial. Es claro que en este caso la mayoría de las propiedades mecánicas del acero pueden sufrir mucho por el crecimiento excesivo de los granos. Un método usual para averiguar la influencia de la temperatura de austenitización sobre la profundidad de templado se efectúa con probetas primero templados desde diferentes temperaturas y luego fraturadas en ensayos mecánicos. Se examina la superficie de ruptura para determinar la zona de templado y además la zona de crecimiento de grano que da un aspecto rugoso a la fractura. Diferentes cualidades de un acero con el mismo contenido en carbono pueden presentar un comportamiento muy diferente con respecto a la profundidad de templado y sensibilidad al sobrecalentamiento, sobre todo en relación con el grado de pureza y método de elaboración del acero considerado.

Debido a los numerosos factores que tienen influencia sobre la templabilidad de un acero, se propusieron varios métodos para denominar experimentalmente un factor de templabilidad. Se trata siempre de poder reproducir exactamente las condiciones experimentales (temperatura y tiempo de austenitización, método de templado, volumen y forma de probetas). La prueba más conocida es la de Jominy, originalmente propuesta por Charpy y Grenet.

2.2.10.1 La Prueba Jominy

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

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

Aparato

Soporte para Especimen de Prueba

Un accesorio para sostener al espécimen de prueba verticalmente de tal manera que el extremo inferior del espécimen se encuentre a una distancia de 1/2 pulgada arriba del orificio del dispositivo de temple en agua. Un soporte de tipo satisfactorio para el espécimen estándar de 1 pulgada se muestra en la fig. 10.

Dispositivo de Agua de Temple

Un dispositivo para temple en agua de una capacidad conveniente para proveer un chorro vertical de agua que se controla a alturas de 2 1/2 pulgadas cuando pasa a través

de un orificio de 1/2 pulgada de diámetro. Un tanque de capacidad suficiente con una bomba pequeña y válvulas de control serán satisfactorias. La línea de abastecimiento de agua debe también ser provista con una válvula de apertura rápida.

Especímenes de Prueba

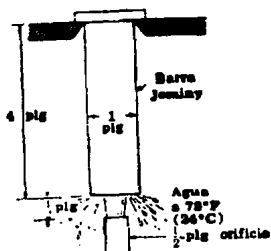


Figura 10.- Representación simplificada del dispositivo para efectuar la prueba de templabilidad según Jominy.

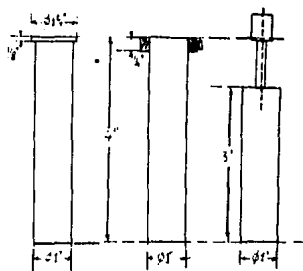


Figura 11.- Dispositivo estándar para prueba Jominy y dos variantes.

El espécimen de prueba debe ser de 1 pulgada de diámetro por 3 ó 4 de longitud, con medios para colgarlo en una posición vertical para el templado de la punta. Las dimensiones del espécimen preferido y de dos especímenes opcionales se dan en la figura 11. El espécimen debe ser maquinado de una barra previamente normalizada y de tamaño tal que permita la remoción de toda descarburización cuando se maquina a un diámetro de 1 pulgada. El extremo del espécimen a ser enfriado en agua debe tener un acabado razonable suave, preferentemente producido por el desbastado. El normalizado puede obtenerse por acuerdo entre el vendedor y el comprador. La historia térmica del espécimen probado debe siempre ser registrada.

Procedimiento:

Calentamiento

El espécimen de prueba debe calentarse a la temperatura de endurecimiento apropiada para el acero que se prueba (entre 30 y 40 min), y mantenerse a esa temperatura por 20 min. Es importante calentar al espécimen en una posición vertical en un recipiente con una tapa fácilmente removible conteniendo una capa de virutas de fundición con la

cara inferior del espécimen descansado sobre los pedacitos de hierro. Cuando se utiliza un recipiente es necesario determinar por medio de un termopar el tiempo requerido para que el espécimen de prueba alcance la temperatura requerida.

Templado

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

Medición de Dureza

Se efectúan mediciones de dureza Rockwell "C" sobre el espécimen con intervalos de 1/16 de pulgada. La serie de lecturas de dureza se numera a partir del extremo templado del espécimen. Las superficies sobre las cuales se hacen las lecturas de dureza deben ser superficial es planas mutuamente paralelas (18°), debastadas a lo largo del espécimen. Las superficies planas deben ser debastadas 0.015 pulgadas de profundidad. Cuando se utiliza una superficie plana como base, se remueven por medio de un debastado las huellas de penetración anteriores.

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

La operación de debastado para preparar las superficies planas debe llevarse a cabo con gran cuidado.

Grafica de los Resultados de Prueba.

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

formas. Un facsimile de la carta estándar de templabilidad de la ASTM sobre la cual se han graficado curvas típicas de templabilidad se muestran en la figura 12.

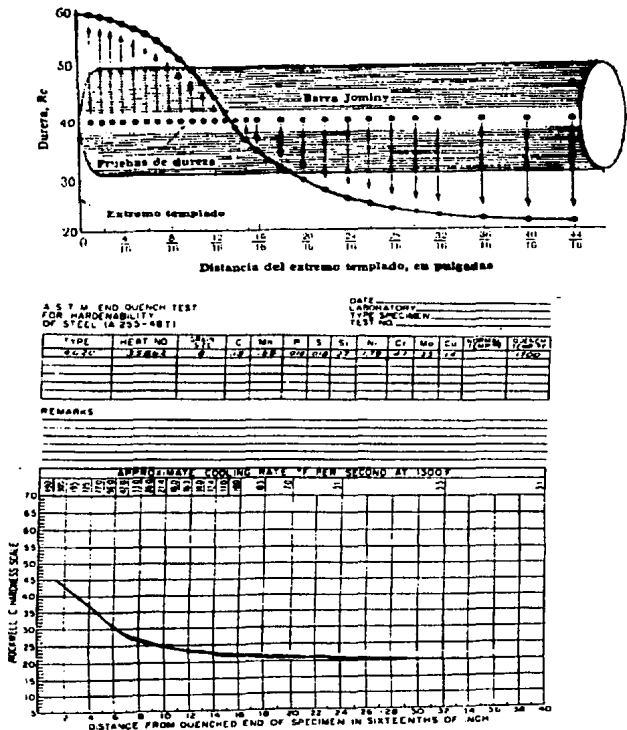


Figura 12.- Representación de un perfil de dureza y curva típica de templabilidad según Jominy.

Índice de Templabilidad

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

Ejemplo: un acero aleado contenido 0.44 por ciento de carbono podría especificarse que tiene una templabilidad de $J50 = 7$, lo cual significa que el requisito mínimo para este acero sería una dureza Rockwell de C50 a una distancia de 7/16 de pulgada del extremo de temple. Si se requiriera de ambos límites mínimo y máximo, el índice de templabilidad puede especificarse como $J50 = 3$ a 12.

Reporte.

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

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

2.2.10.2 Uso de los Datos de Templabilidad

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

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

Para seleccionar un acero para que satisfaga una dureza mínima en un punto dado en una pieza templada bajo condiciones dadas, la velocidad de enfriamiento en el punto dado debe ser primeramente conocida y el punto de referencia en la barra de la prueba Jominy teniendo la misma velocidad de enfriamiento debe determinarse. La relación entre la barra de la prueba Jominy y los puntos central y radio medio para varios tamaños de perfiles templados bajo diferentes condiciones se muestra en la figura 13 y 14.

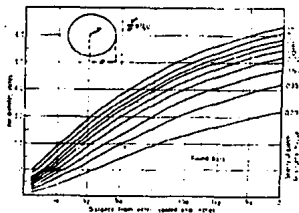


Figura 13.- Curvas de equivalencia entre los puntos de una probeta Jominy y el centro de barras de distintos diámetros en diversas condiciones de temple.

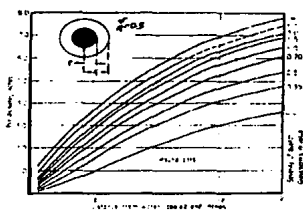


Figura 14.- Curvas de equivalencia entre puntos de una probeta Jominy y los puntos de barras de distintos diámetros, distantes la mitad del radio del centro, en diversas condiciones de temple.

Estas figuras hacen uso de un valor H conocido como severidad de temple (ver párrafos anteriores). Consideremos una aplicación práctica de la prueba Jominy. Consideremos una compañía que requiere hacer una flecha de acero con un diámetro de 2 pulgadas con una dureza mínima especificada en el centro después de templado de Rockwell C42. Planean usar una barra de acero 4140 cuya curva de templabilidad se muestra en la figura 15. El problema consiste en determinar si el acero satisficará las especificaciones anteriores. Con el fin de resolver el problema es primeramente necesario conocer cual es la velocidad real de enfriamiento en el centro de una barra redonda de 2 pulgadas de diámetro cuando se temple bajo las condiciones dadas, o la distancia a lo largo de la barra de prueba Jominy que tiene la misma velocidad de enfriamiento. Refiriéndose a la figura 13, para una barra con un diámetro de 2 pulgadas y $H = 0.35$, se localiza el punto x.

Por lo tanto, a $3/4$ ó $12/16$ del extremo enfriado de la barra de la prueba Jominy tiene la misma velocidad de enfriamiento como el centro de una sección redonda de 2 pulgadas templada bajo las condiciones dadas. Refiriendonos ahora a la figura 15, se dibuja una línea vertical de $12/16$ intersectando la curva del acero 4140 como se muestra. La dureza, leída a la izquierda, es de Rockwell C37. Ya que la dureza requerida era de Rockwell 42, este acero no satisficará los requisitos bajo estas condiciones de temple. Supongamos que el medio fuera cambiado a agua sin ninguna agitación (H-1). Volviendo a la figura 13, se localiza el punto y, lo cual da una distancia de $7/16$ del extremo de temple en agua. Dibujando una línea vertical a $7/16$ en la figura 15 que intersecte la curva

4140 muestra que la dureza ahora será de Rockwell C 45. Por lo tanto, yendo a un temple en agua satisficará los requisitos de dureza. Supongamos sin embargo, que no se puede utilizar un temple en agua. Entonces no existe otra alternativa que utilizar un acero de mayor templabilidad. Refiriéndose a la figura 15 muestra que un acero 4340 satisficará seguramente los requisitos originales, Pero la dureza de Rockwell C 52 es probablemente demasiado alta.

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

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

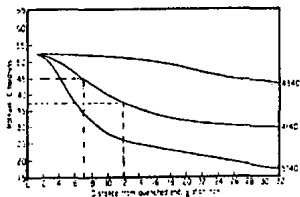


Figura 15.- Curvas de templabilidad de extremo mo templado para muestras individuales de aceros aleados 4340, 4140 y 5140

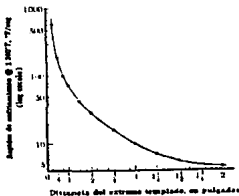


Figura 16.- Gráfica de la rapidez de enfriamiento contra posición de temple en el extremo. Estas velocidades de enfriamiento varían insignifican-temente entre los varios aceros al carbón y de baja aleación.

Otra aplicación de la curva de Jominy.

La figura 17 resenta la curva de templabilidad en ensayo Jominy pra un acero AISI 1040 con el tamaño de grano y composición indicada. La punta templada de la probeta tiene la dureza máxima para acero al carbono de 0.40% porque el enfriamiento fue muy rápido y solo se formó martensita. Sin embargo directamente detrás de la punta templada, la velocidad de enfriamiento no fue suficientemente rápida para evitar una ligera formación

de la ferrita y carburo, de modo que no se logró la dureza máxima en este punto (compare la dureza máxima en este punto) compare la dureza máxima indicada en la figura 17 con la dureza máxima para este acero en la figura 18.

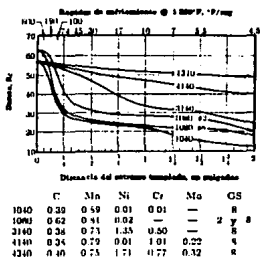


Figura 17.- Curvas de templabilidad para 6 aceros con las composiciones indicadas y los tamaños de grano austenítico indicados. La latitud de especificaciones químicas normales producen algo de dispersión en las curvas de templabilidad.

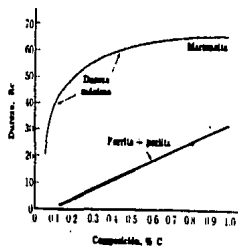
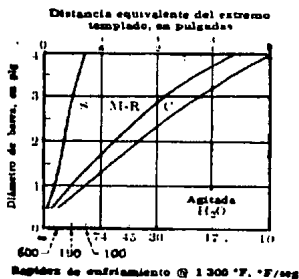
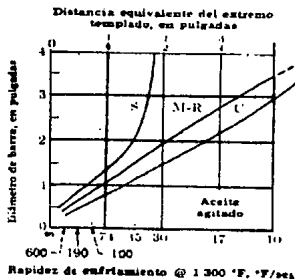


Figura 18.- Dureza máxima contra contenido en carbono de acero al carbón, mostrando durezas máximas provenientes de martensita comparadas con durezas desarrolladas por microestructuras perliticas.

También es posible determinar las velocidades de enfriamiento de barras de acero. La tabla siguiente, por ejemplo, indica las velocidades de enfriamiento a temperatura eutectoide para la superficie, diferentes fracciones de radio y centro de una barra de 3 pulgadas de diámetro, templadas en agua agitada y aceite agitado. Estas velocidades de enfriamiento fueron determinadas por termopares embebidos en las barras durante la operación de temple. Datos similares pueden obtenerse para barras de otros diámetros. Estos datos se muestran en resumen en la figura 19.



(a)



(b)

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

Posición	Templado en agua agitada [°C/seg]	Templado en aceite
Superficie	106	20.5
3/4 radio	25	11.1
1/2 radio	14.4	8.3
1/4 radio	12.2	6.6
centro	11.1	5.6

Con el empleo de los datos de la figura 19 y una curva de templabilidad, la dureza que pudiera existir en un acero después del templado puede ser calculada. Por ejemplo, el centro de una barra de tres pulgadas templada en aceite tiene una rapidez de enfriamiento de 10°F por segundo. Dado que el centro de esta barra tiene la misma velocidad de enfriamiento como una barra de prueba Jominy y del mismo acero a una distancia de una pulgada de la punta templada, la dureza en el centro de la barra será la misma que aquella en el punto a una pulgada de la barra Jominy. Por lo tanto, si la barra es acero 1040 (Figura 17), la dureza del centro será 22 Rc.

La figura 17 muestra que las siguientes durezas del centro pueden esperarse para barras de los siguientes aceros cuando son enfriados a 5.55°C (~10°F) por segundo.

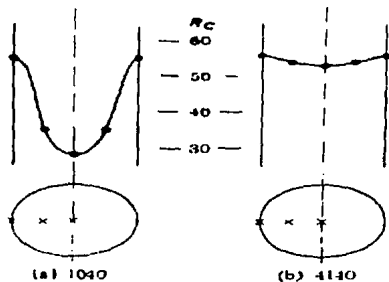
SAE 1040	4140	3140	4340	1060(GS-8)	1060(GS-2)
Rc 22	47	34	52	23	29

Ejemplo 1

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

Las durezas transversales para los dos aceros se muestran en la tabla siguiente y en la figura 20.

Posición	Velocidad aproximada de enfriamiento a 705°C [°C/seg]	Velocidad de enfriamiento a 705 °C [°C/seg]	SAE 1040 [RC]	SAE 4140 [RC]
----------	---	---	---------------	---------------



superficie	332	315.5	55	56
1/2 radio centro	55.5	37.8	35	54
	36	18.3	28	53

Figura 20.- Gráfica de dureza transversal según ejemplo 1.

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

Ejemplo 2

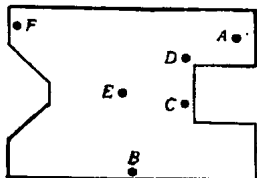


Figura 21.- Dureza contra posición para una barra en V de dos aceros diferentes.

La figura 21 muestra los puntos en la sección transversal de una forma irregular de barra de acero SAE 3140 en la cual las siguientes durezas fueron obtenidas después de un templeado en aceite. ¿Qué valores de dureza podrán obtenerse para una forma de barra idéntica de acero SAE 1060 (GS-8)?

Punto	SAE 3140 de la Fig. 17	SAE 1060 de la Fig. 17
-------	------------------------	------------------------

	Dureza	Vel. aprox. de enfr. a 1300°F (704°C)	Vel. de enfr. a 1300 °F	Dureza
A	53 Rc	70°F (38.9°C)/s	70 °F / seg	32 Rc
B	52 Rc	60°F (33.2°C)/s	66 °F / seg	30 Rc
C	51 Rc	45°F (25.0°C)/s	45 °F / seg	28 Rc
D	48 Rc	35°F (19.4°C)/s	35 °F/ seg	27 Rc
E	47 Rc	30°F (16.6°C)/s	30 °F/ seg	26 Rc
F	56 Rc	600°F(332°C)/s	600°F/seg	60 Rc

2.3. El revenido del acero

2.3.1 Generalidades

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

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

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

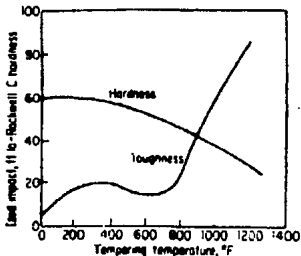


Figura 22.- Variación de la temperatura y de la resistencia al impacto de acero 4140 después de un revenido de 1 hora a diferentes temperaturas.

Sin embargo, este último sólo es cierto si se determina la tenacidad por medio de la reducción del área durante un ensayo a la tracción, pero no es el caso si se determina la tenacidad por medio de una prueba de impacto de tipo Charpy o Izod. En realidad, la mayoría de los aceros presenta una reducción de la tenacidad en prueba de impacto cuando se efectúa un revenido entre 400 y 800°F (equivalente a 200 - 425°C), aunque la pieza pierde simultáneamente dureza y resistencia mecánica. La razón de este comportamiento todavía no se conoce completamente. La figura 22 representa una variación típica de la dureza y de la tenacidad en impacto para acero al carbono o de baja aleación.

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

La figura 23 representa la variación de las propiedades mecánicas de un acero de baja aleación 4140 en función de la temperatura de revenido.

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

La martensita como se ha definido previamente, es una solución sólida sobresaturada de carbono atrapado a una estructura tetragonal a cuerpo centrado. Esta es una condición metaestable, y mientras se aplica energía mediante el revenido, el carbono se precipitará como carburo y el hierro se hará cúbico a cuerpo centrado. Habrá difusión y formación del carburo conforme se aumenta la temperatura del revenido.

Cuando se calienta acero al carbono en el rango de 38 a 204°C, la estructura se hace negra y es a veces conocida como martensita negra, la martensita original en la condición de temple está empezando a perder su estructura cristalina tetragonal mediante la formación de un "carburo de transición" hexagonal compacto (carburo epsilon) y martensita de bajo carbono. Estudios de rayos X, figura 24 muestran el decremento en la razón a/c conforme el carbono de la martensita se precipita formando carburo epsilon.

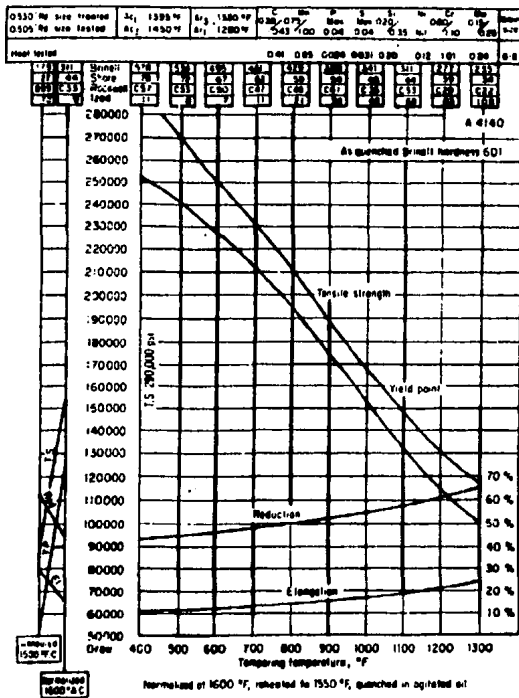


Figura 23.- Propiedades mecánicas de un acero 4140 después de templado en aceite y revenido a diferentes temperaturas.

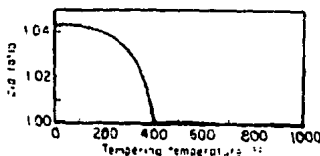


Figura 24.- Relación axial c/a de la martensita en función de la temperatura de revenido. Con $c/a = 1.00$, la martensita se descompuso en ferrita y una fase de carburo.

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

Calentando en el rango de 232 a 400°C cambia el carburo epsilon a cementita ortorrómbica (Fe_3C), la martensita de bajo carbono se hace ferrita cúbica a cuerpo centrado, y cualquier austenita retenida se transforma en bainita. Los carburos son demasiado pequeños para ser resueltos mediante el microscopio óptico, y la estructura entera se colorea rápidamente en una masa negra llamada troostita. Mientras que la resistencia ha bajado, es aún muy alta, más de 200,000psi, (140 Kg/mm²). La ductilidad ha aumentado ligeramente, pero la tenacidad es aún baja. La dureza ha decrecido entre Rockwell C 40 y 60 dependiendo de la temperatura de revenido.

El revenido en el rango de 400 a 650 °C continúa el crecimiento de partículas de cementita. Esta unión de las partículas de carburo permite que se pueda ver más de la matriz ferrítica, causando que la muestra se colorea más claramente que el producto que se obtiene a menor temperatura. Las propiedades mecánicas en éste rango son: resistencia a la tensión 125,000 - 20,000 psi (88 a 140 Kg/mm²), elongación 10-20 por ciento en 2 pulg. dureza Rockwell C 20-40. Lo más significativo es el aumento rápido en tenacidad, como se muestra en la figura 22.

Calentando en el rango de 650 a 720 °C produce partículas de cementita globular grandes. Esta estructura es muy suave y tenaz y es similar a la estructura de la cementita esferoidizada obtenida directamente de la austenita mediante el recocido de esferoidización (ver representación gráfica de estas transformaciones en la figura 25).

2.3.2 Variables principales

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

Bajo ciertas condiciones, la dureza puede permanecer ya sea inafectada por el revenido o aún aumentada como un resultado de ella. Por ejemplo, reviniendo un acero endurecido a temperaturas de revenido muy bajas puede no producir ningún cambio en la dureza pero puede lograr un aumento deseado en la resistencia a la cedencia. Además, aquellos aceros aleados que contienen varios porcentajes de uno o más de los fuertes elementos formadores de carburo (cromo, molibdeno, vanadio y tungsteno) son capaces de un "endurecimiento secundario", esto es, estos aceros se pueden hacer más duros como resultado del revenido (Fig. 26 y 27).

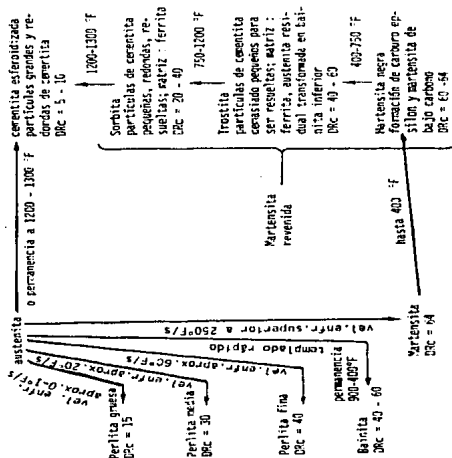


Figura 25.- Productos de transformación de la austenita y de la martensita para un acero eutectoide.

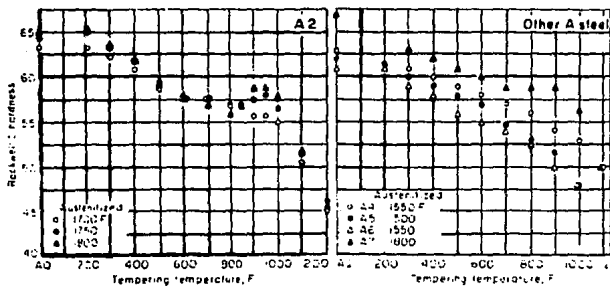


Figura 26.- Efecto de la temperatura de revenido sobre la dureza de aceros de media aleación templables al aire. (comp A2: C=1.0, Mo=1.0, Cr=5.0 %)

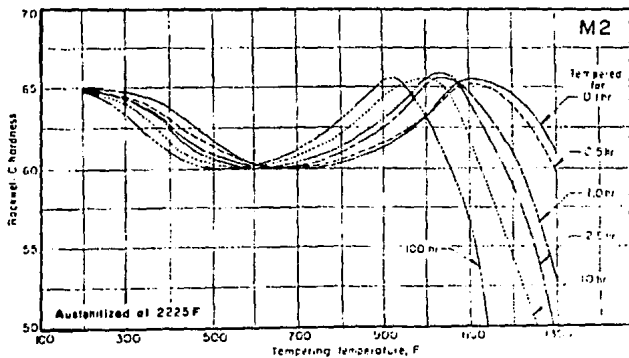


Figura 27.- Efecto de la temperatura de revenido y del tiempo sobre la dureza de un acero rápido M2 (Comp: C= 0.85, W= 6.0, Mo= 5.0, Cr= 4.0, V= 1.0).

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

La figura 28 representa el efecto del tiempo sobre el ablandamiento de un acero eutectoide para cuatro temperaturas de revenido. Nótese que la mayor parte del ablandamiento ocurre durante los primeros minutos y que solo se reduce ligeramente la dureza cuando el tiempo de revenido va de, por ejemplo, 1 hora a 5 horas.

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

Cuando se requiere un acero con resistencia mediana a la tensión no podría preguntarse porqué es necesario formar primero una estructura totalmente martensítica y luego reducir sustancialmente su resistencia por medio de un revenido, mientras se puede obtener la misma resistencia a la tracción, con menos problemas de templado, por medio de mezclas de martensita y bainita o martensita y perlita.

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

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

Luego, las tres muestras se revinieron a la misma resistencia de 125,000 psi y se ensayaron. El material que era 100% martensítico antes del revenido presentó el mayor límite elástico, la mayor ductilidad, la mayor resistencia a la fatiga y la mayor tenacidad. La figura 29 representa la resistencia al impacto en función de la temperatura para las tres estructuras. Estas curvas dan la temperatura de transición entre la fractura frágil y dúctil del material e indican claramente que la estructura con 100% de martensita revenida, presenta la mayor tenacidad a temperatura ambiente y superior, pero sobre todo una temperatura de transición baja, lo que representa una alta ductilidad hasta baja temperatura.

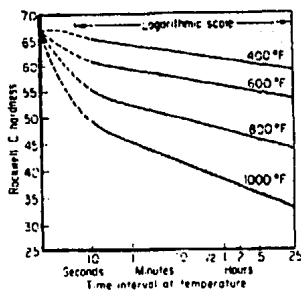


Figura 28 - Efecto del intervalo de tiempo a cuatro temperaturas de revenido sobre el ablandamiento de un acero al carbón templado con 0.82 % C.

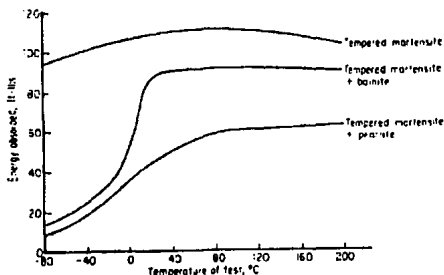


Figura 29.- Variación de la tenacidad en prueba de impacto con la temperatura de ensayo para tres estructuras templadas y revenidas a la misma resistencia a la tracción de 125 000 Psi.

2.3.3 Aceros al carbono

La capacidad de revenido de los aceros al carbono decrece con un aumento en el contenido de carbono. Esto se demuestra en la figura 30 que presenta datos de dureza para 12 aceros al carbono que fueron revenidos a temperaturas variando desde 204 a 704°C y variando tiempos de 10 minutos a 34 horas. Los datos fueron obtenidos en especímenes lo suficientemente pequeños en sección (1/8 a 1/5 pulg.) para asegurar virtualmente una transformación completa en martensita durante el templeado; los valores no reflejan la extensión de dureza que se puede obtener para cada grado como resultado de variaciones de composición, de calentamiento en calentamiento.

Los datos adicionales de revenido en la figura 30 para los aceros 1030, 1040, 1045, 1046, 1049 y 1060 indican la extensión de dureza para el rango de tamaños de sección anotados en cada carta.

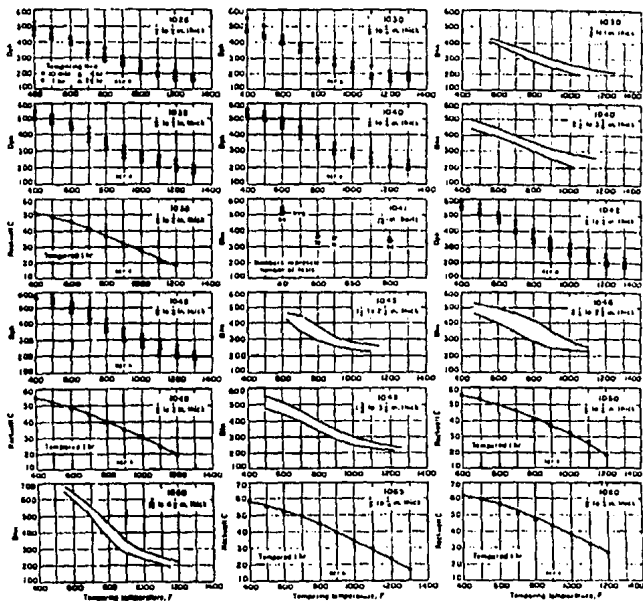


Figura 30 - Influencia de la temperatura de revenido sobre la dureza del acero al carbón templado, para cuatro tiempos de revenido, según símbolos de la gráfica superior izquierda

2.3.4 Aceros Aleados

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

Las características de revenido de seis aceros de baja aleación austenitizados y templados se representan en la figura 31.

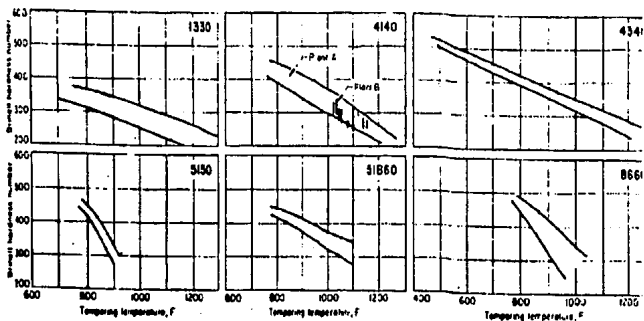


Figura 31.- Rangos de dureza superficial después de revenido para aceros aleados templados en aceite desde 1550 °F (1600 °F para el acero 1330)

2.3.5 Efecto de la Microestructura Previa

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

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

La figura 32 muestra los resultados obtenidos después del revenido de barras de templabilidad de una sola colada de acero 4063 durante 1 hora a "temperaturas diferentes". La figura 33 muestra el efecto de la temperatura de revenido para aceros al carbono- molibdeno con estructuras iniciales y durezas totales diferentes. La figura 34 ilustra el efecto del tiempo de revenido para una serie de aceros diferentes en su contenido en carbono pero con estructura principalmente.

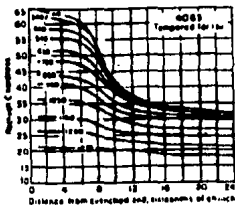


Figura 32.- Variación de la dureza en muestra de templabilidad según Jominy de diferentes revenidos.

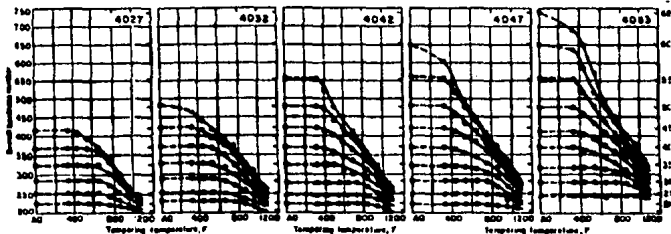


Figura 33 - Efecto de la temperatura de revenido sobre aceros al carbón- molibdeno con diferentes microestructuras previas y dureza de templado .

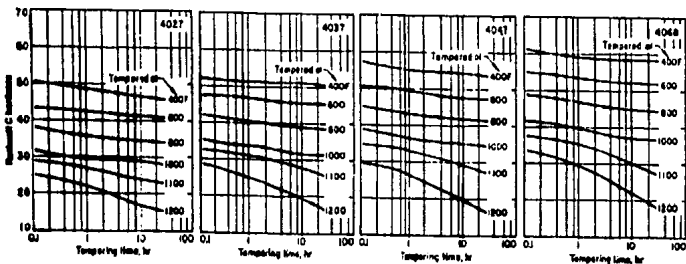


Figura 34.- Efecto de la duración de revenido a seis temperaturas de revenido sobre la dureza de aceros al carbono pero con estructura martensítica previa.

2.3.6 Equipo para el revenido

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

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

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

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

Baños de Aceite

Estos suelen emplearse hasta temperaturas de 204°C. Para temperaturas mayores se recomienda el uso de baños de sales.

Siempre teniendo en cuenta la temperatura a la cual se incendia el aceite.

Baños de metales fundidos

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

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

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

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

Otras formas

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

2.3.7 Revenidos especiales

Revenido selectivo

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

Revenido Múltiple

El revenido múltiple se usa principalmente para:

a) Alivio de esfuerzos provenientes del templado o endurecimiento de las piezas en piezas irregulares de aceros al carbono y aleados y por lo tanto para disminuir la distorsión.

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

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

Revenido pronto rápido

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

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

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

Otros aceros menos susceptibles son: 1040, 1060, 1137, 1144, 4047, 4132, 4640, 8632. Algunos aceros como 1020, 1038, 1132, 4130, 5130 y 8630, no son sensibles, en general, esto es cierto para aceros al carbono conteniendo no más de 0.35% de C.

2.3.8 Fragilidad de Revenido

En el revenido de aceros al carbono y muchos aceros de baja aleación a temperaturas de revenido específicas bajas, hay un aumento gradual en elongación a la ruptura conforme aumenta la temperatura de revenido hasta cerca de 200°C. Sin embargo, en un revenido cercano a 260 a 315 frecuentemente resulta en una tenacidad en prueba de impacto menor que para el acero no revenido. Se ha encontrado que el mismo rango de temperatura el revenido tiene un efecto adverso sobre la capacidad del acero de fluir en el corte durante una prueba de torsión. Temperaturas de revenido mayores generalmente aumentan la resistencia al impacto a valores mucho más altos.

Otra forma de resistencia al impacto decreciente se desarrolla particularmente en aceros de endurecimiento profundo (templables) al cromo níquel, en el curso de enfriamiento desde la operación de revenido. Este fenómeno se manifiesta después de un enfriamiento lento desde temperaturas de revenido de 590°C o mayores, o después del revenido en el rango de temperatura entre 450 y 490°C. Un acero susceptible a este tipo de fragilidad puede perder mucho de su plasticidad, como se indica por una prueba de impacto durante el enfriamiento lento desde una temperatura de revenido de 620°C, aunque el mismo acero tendrá una tenacidad satisfactoria si es templado desde la misma

temperatura de revenido. Por lo tanto, el procedimiento para templar desde la temperatura de revenido es una práctica común para evitar una tenacidad decreciente. Si aceros que son susceptibles a la fragilidad de revenido se revienen a 450°C, un templado desde la temperatura de revenido no restaurará la tenacidad.

2.3.9 Enfriamiento desde la temperatura de revenido

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

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

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

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

2.4. El Templado superficial

2.4.1 Endurecimiento por inducción

2.4.1.1 Generalidades

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

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

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

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

La figura 35 da 4 ejemplos de los campos magnéticos y de las corrientes inducidas producidas por algunas bobinas de inducción.

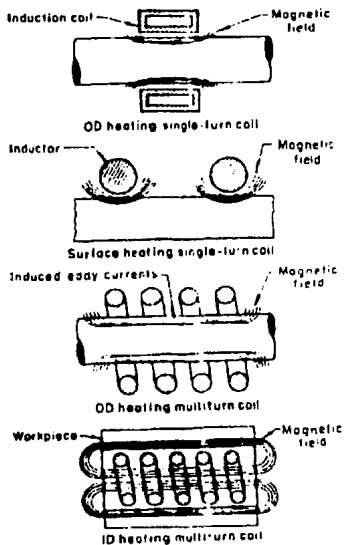


Figura 35.- Campos magnéticos y corrientes inducidas producidos por varias bobinas de inducción.

La velocidad de calentamiento obtenida por medio de bobinas de inducción depende de la intensidad del campo magnético al cual está expuesta la pieza de trabajo. En esta, la velocidad de calentamiento es una función de las corrientes inducidas y de la resistencia del material. En general, se utiliza corriente de alta frecuencia para endurecimiento con poca profundidad y frecuencias bajas o intermedias para aplicaciones en las cuales se requiere mayor profundidad de temple.

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

2.4.1.2 Aplicaciones

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

- Mayor resistencia al desgaste
- Mayor resistencia a la fatiga

2.4.1.2.1 Endurecimiento para Resistencia al Desgaste

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

Para lograr este endurecimiento de profundidad reducida, el calentamiento tiene que limitarse a la profundidad deseada utilizando equipo en el rango de 10 Kc (10 Kilociclos por segundo) a 2 mc (megaciclos = 106 ciclos).

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

2.4.1.2.2. Endurecimiento para Aumentar la Resistencia a la Fatiga

El endurecimiento superficial por inducción hasta profundidades de 1/8 a 1/2 pulgadas de barras y ejes aumenta mucho su resistencia a la fatiga en flexión y torsión. Además, este proceso permitió en algunas aplicaciones reducir el costo gracias a la sustitución con acero al carbono de aceros de alta templabilidad.

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

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

2.4.1.3 Selección de las Variables del Proceso

2.4.1.3.1 Selección de la Frecuencia

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

Ya que el calor difunde rápidamente hacia el interior de la pieza por conducción térmica desde que la superficie se calienta, la profundidad efectiva de calentamiento está determinada por la duración del calentamiento, la densidad de potencia (o sea Kw/pulg² de superficie expuesta al inductor) y desde luego por la frecuencia. Se logra la menor profundidad de calentamiento y alta frecuencia.

El rango de frecuencia usuales en la industria varía de 10,000 a 50,000 Hz. La tabla siguiente muestra el efecto de la frecuencia sobre la profundidad de endurecimiento, como se mencionó en el párrafo anterior es posible lograr mayor profundidad de endurecimiento a la misma frecuencia aumentando el tiempo de calentamiento.

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

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

2.4.1.3.2 Selección del Diseño de la Bobina

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

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

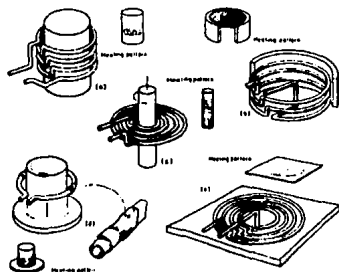


Fig 36.- Bobinas típicas de trabajo para unidades de alta frecuencia.

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

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

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

2.4.1.3.3 Selección del Medio de Enfriamiento y de su Aplicación

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

La figura 37 representa esquemáticamente ocho dispositivos básicos para el endurecimiento por inducción, los cuales se explican brevemente a continuación.

a.- Bobina de calentamiento: la pieza se retira manualmente de la bobina para templarla en un tanque con medio de templado; se usa cuando la producción limitada no justifica un equipo automatizado.

b.- Bobina con función de calentamiento y templado simultáneamente.

c.- Bobina con elementos calentados y elementos enfriados: después de calentar con el anillo superior, el anillo inferior de templado se desplaza y efectúa el enfriamiento; método aplicable por barrido.

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

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

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

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

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

i.- Inductor de simple vuelta para barrido vertical con templador integral por rocío sumergido en tanque;

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

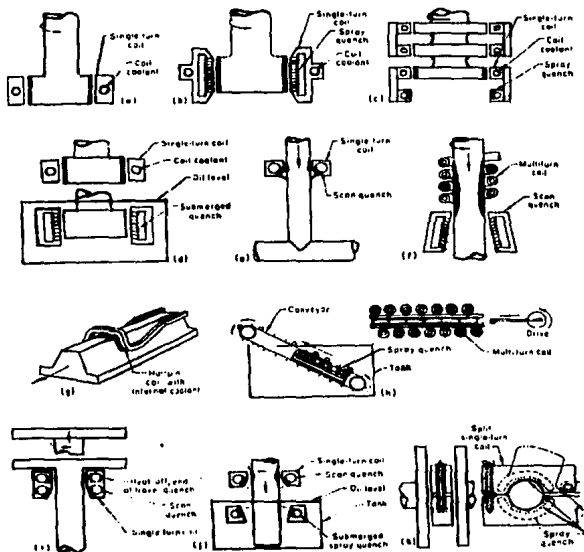


Fig 37.- Once arreglos básicos para el templado por inducción (explicaciones en el texto)

El templeado con rocío de agua se aplica con éxito para la mayoría de las aplicaciones con acero al carbono y acero estructural de baja aleación. Se utiliza aceite para aceros de mayor templeabilidad y para piezas con sección variable cuando se temen problemas de agrietamiento y distorsión. A veces se utiliza aire comprimido, el cual se inyecta a través de los anillos templadores de la figura.

2.4.1.4 Selección del Acero para Endurecimiento por Inducción.

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

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

2.4.2. Endurecimiento por Flama

El endurecimiento por flama es un tratamiento térmico en el cual la superficie de una aleación ferrosa templeable es calentada rápidamente arriba de la temperatura de transformación mediante la incidencia directa de una flama de alta temperatura y luego enfriada a una velocidad determinada para obtener la dureza y otras propiedades deseadas. La flama de alta temperatura se obtiene por la combustión de una mezcla de gas combustible con oxígeno o aire. Mediante este procedimiento se pueden obtener profundidades de endurecimiento desde cerca de 1/32 a 1/4" o más, dependiendo de los combustibles usados, del diseño del soplete, de la duración del calentamiento, de la templeabilidad del material de trabajo, del medio de temple y del método de temple utilizado.

2.4.2.1 Aplicaciones

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

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

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

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

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

2.4.2.2 Métodos para el Endurecimiento por Flama

La versatilidad del equipo para endurecimiento por flama y el amplio rango de condiciones de calentamiento obtenibles con quemadores de gas permiten una variedad de métodos para el endurecimiento por flama, de los cuales los principales son:

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

En el primer método se utiliza flamas colocadas adecuadamente para calentar la pieza y permite así calentar solo áreas seleccionadas, templándolas posteriormente. Este método se presta a automatización (fig 38).

En el método progresivo, el soplete viaja longitudinalmente para calentar la pieza y permite así calentar las piezas con dimensiones considerables (ver p. ej. figura 39).

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

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

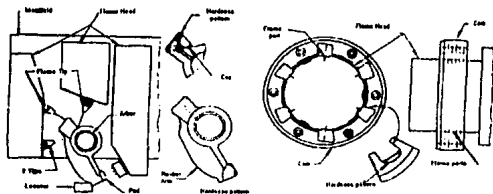


Fig 38.- Representación simplificada del equipo empleado por flama con calentamiento local

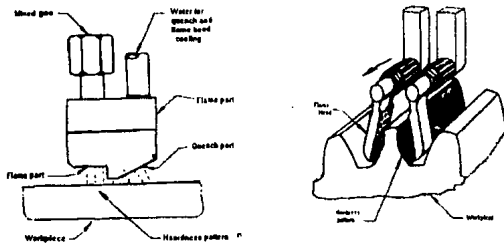


Fig 39.- Representación esquemática del método progresivo de calentamiento para templado por flama.

2.4.2.3 Gases Combustibles

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

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

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

2.4.2.4 Profundidad de Endurecimiento

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

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

2.4.2.5 Operación y Control del Procedimiento

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

Las principales variables de operación son:

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

Estas variables deben ser controladas cuidadosamente para asegurar duplicidad de dureza superficial deseada y profundidad de dureza. Las velocidades de flama deben ser constantes y adecuadas para obtener la profundidad deseada.

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

2.4.2.6 Medios de Temple

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

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

A continuación se discuten algunos medios de enfriamiento muy usuales.

Aire Forzado.

En operaciones de endurecimiento progresivo se utiliza con frecuencia aire forzado como medio de temple para aceros que son considerados aptos para ser templados en aceite. El agua no se usa inmediatamente después del calentamiento, debido a que la rápida velocidad de enfriamiento puede tener como resultado un agrietamiento superficial. Debido a que la mayoría de los aceros tiene una temperatura de transformación relativamente baja, el aire forzado reduce rápidamente la temperatura de la superficie a un punto al cual el agua puede ser luego aplicada sin producir agrietamiento. De esta manera, la dureza obtenida es generalmente cercana a aquella obtenida con un temple directo con aceite, por ejemplo, un acero 52100 templado con aire forzado seguido por agua adquiere una dureza superficial de Rockwell C60- a 61.

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

Templado por Inmersión

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

Templado Propio

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

2.4.2.7 Revenido de Piezas Endurecidas por Flama

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

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

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

2.4.2.8 Selección del Material

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

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

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

Aceros Aleados

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

- 1.- Cuando se necesita una alta resistencia en el interior de la pieza (lo que se logra por medio del tratamiento térmico anterior al endurecimiento por flama), y los aceros al carbono resultan inadecuados para lograr esta resistencia en las secciones del material.
- 2.- Cuando la forma o masa de la pieza, restricciones respecto a distorsión o el peligro de agrietamiento imposibilitan el uso de acero al carbono templado en agua.
- 3.- Cuando ciertos grados de aleación pueden ser obtenidos con mayor facilidad que los grados de acero al carbono apropiados para alguna aplicación.

2.5 Templados Especiales

2.5.1 Martempering, Martemplado o Templado Interrumpido

El martempering del acero se representa esquemáticamente en la figura 40 y consiste en:

- a) Templado desde la temperatura de austenitización en aceite caliente o sal fundida a una temperatura en la parte superior (o ligeramente arriba) el rango de martensita. (MS).
- b) Mantener en el medio de temple hasta que la temperatura de toda la masa del acero sea substancialmente uniforme.
- c) Enfriamiento (generalmente en el aire) a una velocidad moderada, para evitar cualquier diferencia de temperatura entre interior y exterior de la pieza.

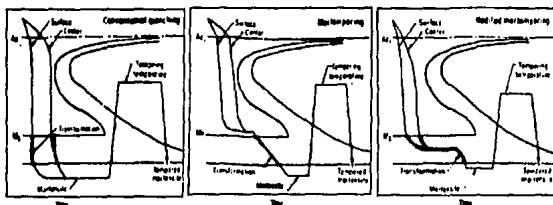


Fig 40.- Diagrama TTT o de transformación isotérmica con superposición de curvas de enfriamiento, representando esquemáticamente los procesos de: temple y revenido convencional (izquierda), martemplado o temple interrumpido (centro), martemplado modificado (derecha).

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

Las curvas de la figura 40 representan las diferencias que existen entre el temple con revenido convencional y el martemplado. Debido al enfriamiento relativamente lento durante el martempering, las secciones ligeras y pesadas se transforman en la superficie y en el centro de la pieza, casi al mismo tiempo.

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

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

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

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

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

En muchos casos, el martempering ha eliminado la necesidad del uso de dispositivos de sujeción durante el templado, los cuales se utilizaban para minimizar la distorsión durante el templado convencional al martempering, puede ser necesario estudiar las variaciones dimensionales en piezas individuales antes de establecer las dimensiones.

2.5.1.2 Martempering Modificado.

El martempering modificado difiere al martempering estándar únicamente en que el punto de la temperatura del baño del temple es más bajo, variando desde apenas por debajo del punto Ms hasta cerca de 100°C . Se obtienen velocidades de enfriamiento más rápido con el fin de endurecer a una velocidad suficiente. Por lo tanto, el martempering modificado es aplicable a un rango más amplio de composiciones de acero que en el proceso estándar.

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

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

2.5.1.3. Métodos de Martempering

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

2.5.1.4 Aceros para el Martemplado

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

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

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

El éxito del martempering se basa en el conocimiento de las características de transformación (curvas TTT) del acero considerado. El rango de temperatura para formación de martensita es especialmente importante. La figura 41 muestra los rangos de temperatura para la formación de martensita para 14 aceros al carbono y aleados. Se pueden observar dos tendencias en estos datos:

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

2.- El rango de martensita de un acero triple aleado (Ni-Cr-Mo) es generalmente más bajo que aquel de ya sea un acero con un solo aleante o doblemente aleado con un contenido de carbono semejante.

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

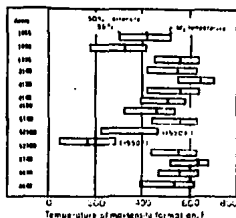


Fig. 41.- Rangos de temperatura de transformación de martensita en 14 aceros al carbón y de baja aleación

El diagrama de un acero hipoeutectoide de baja aleación (5140) conveniente para el martempering es mostrado en la figura 42. El cromo de este acero causa la forma característica de la curva TTT cerca de los 538°C.

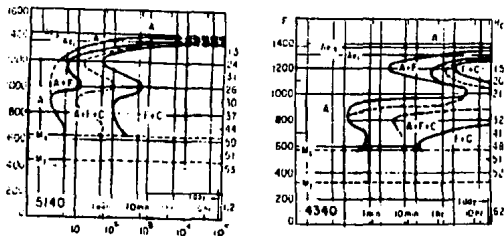


Fig. 42.- Diagramas TTT de aceros 4340 y 5140. La temperatura de asutentización para ambos aceros fue 1550 °F, tamaño de grano: 7-8 para 4340 y 6-7 para 5140.

El diagrama TTT para un acero con una templabilidad extremadamente alta (4340) es también mostrada en la figura 42. El efecto combinado de níquel, cromo y molibdeno sobre la templabilidad es ilustrada en este diagrama. Estos elementos causan una nariz doble sobre la curva TTT. La nariz que ocurre cerca de 480°C es más significativa en el martempering que la que ocurre a los 650°C. Los aceros teniendo una templabilidad tan alta son fácilmente martemperados para producir estructuras enteramente martensíticas.

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

Grados Límites

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

1330 a 1345	4240
4012 a 4042	5015 y 5046
4118 a 4137	6118 y 6120
4422 y 4427	8115

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

2.5.1.5. Efecto de Masa

La limitación del espesor de la sección o la masa debe ser considerada en el martemplado. Con una severidad de templado dada, hay un límite al tamaño de la barra cuyo centro se puede enfriar lo suficientemente rápido para transformarse en martensita. Esto es ilustrado en la figura 43, que compara el diámetro máximo de la barra que puede ser endurecida por el martemplado, el templado en aceite y templado en agua de un acero 1045 y cinco aceros aleados de varias templabilidades.

Para algunas aplicaciones no es enteramente necesario obtener una estructura enteramente martensítica y una dureza en el centro de 10 unidades Rockwell C menor que el máximo que puede ser obtenido para un contenido de carbono dado puede ser aceptable. El diámetro máximo que puede ser hecho enteramente martensítico (gráfica inferior de la figura 43).

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

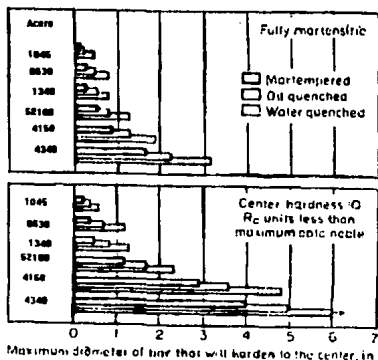


Fig. 43.- Diámetro máximo aproximado de barras que pueden ser endurecidas por martempleado, templado en aceite y templado en agua

2.5.1.6 Control de las Variables de Proceso

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

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

El control de temperatura durante la austenitización es el mismo para el martemplado que para el templado (tolerancia de 5.5°C). Las temperaturas de austenitización que más comunmente se utilizan para una cantidad de aceros diferentes son indicadas en la tabla siguiente:

Tabla: Temperaturas típicas de austenitización y martemplado

Acero	Austenitización	Martemplado en aceite	Martemplado en sal
Aceros de endurecimiento completo			
1024	1600	275	-
1070	1550	350	-
1146	1550	350	-
1330	1550	350	-
4063	1550	350	-
4130	1550	-	400 a 500
4140	1550	300	-
4140	1525	-	450 a 525
4340, 4350	1500	-	450 a 525
52100	1550	-	350 a 475
8740	1525	-	450 a 525
Aceros para carburación			
3312	1500	-	350 a 375
4320	1525	-	350 a 375
4515	1750	375	-
4720	1559	-	350 a 375
8617, 8620	1700	300	-
8620	1575	-	350 a 375
9310	1500	-	350 a 375

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

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

2.5.1.7 Enfriamiento desde el Baño del Martempering

El enfriamiento desde el baño de martempering es hecho ordinariamente en aire quieto, para evitar grandes diferencias de temperaturas entre la superficie y el interior del acero. Ocasionalmente se utilizan ventiladores para un enfriamiento con aire forzado en secciones de más de 3/4 de pulg. de espesor pero se requiere de precaución si la pieza vañá en sección o si tiene más superficie expuesta sobre una sección, tal como en hilos o endentaduras, debido a que pueden ocurrir cantidades significativas de distorsión cuando se enfria rápidamente a través de rango martensítico. Generalmente, el enfriamiento de las piezas de trabajo en aceite frío o agua después de remover del baño de martempering se considera indeseable, debido a que se restablecerían gradientes térmicos y patrones de esfuerzo desiguales que aumentarían la distorsión. El tiempo de enfriamiento varía con la masa y la densidad de la carga, el espesor máximo de la sección de la pieza de trabajo, y la temperatura de aire ambiente. Generalmente, cargas de producción de 800 a 1800 lb. desde ya sea horno discontinuo o continuo requerirán de 2.5 a 5 horas para alcanzar la temperatura ambiente.

Después de enfriar a la temperatura ambiente, las piezas martempladas pueden ser generalmente mantenidas a temperatura ambiente por varias horas y algunas veces días sin riesgo de que se agrieten, debido a que los esfuerzos residuales son bajos comparados con aquellos obtenibles en piezas templadas convencionalmente. El mantener las piezas a temperatura ambiente también permite una transformación más completa de aceros lentos en transformarse.

2.5.2 Austempering o Austemplado

2.5.2.1. Introducción.

El austempering es la transformación isotérmica de una aleación ferrosa a una temperatura debajo de aquella de la formación de perlita y arriba de aquella de la formación de martensita. El acero es austemplado por:

- 1.- Calentamiento a una temperatura dentro del rango de austenitización (generalmente 790 a 871°C)
- 2.- Templado en un baño mantenido a temperatura constante generalmente en el rango de 260 a 400°C.
- 3.- Permitiendo la transformación isotérmica a bainita en este baño.
- 4.- Enfriamiento a temperatura ambiente, generalmente en aire quieto.

Las diferencias fundamentales entre el austempering y el martempleado convencional y revenido son mostrados esquemáticamente en la figura 44.

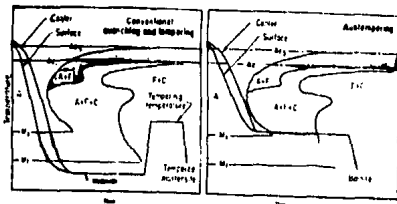


Fig. 44.- Comparación esquemática de los ciclos de tiempo-temperatura transformación para el temple y revenido convencional y el austempering o austemplado

La finalidad principal del austempering es obtener una buena ductilidad o tenacidad con una dureza determinada, como se puede observar en la siguiente tabla.

Número de la muestra	Tratamiento Térmico	Dureza Rockwell	Impacto lb	Elongación en 1 pul. %
1	Templado en agua y revenido	53.0	12	0
2	Templado en agua y revenido	52.5	14	0
3	Martemplado y revenido	53.0	28	0
4	Martemplado y revenido	52.8	24	0
5	Austemplado	52.0	45	11
6	Austemplado	52.5	40	8

Para obtener un austempering, el metal debe:

Para obtener un austempering, el metal debe:

a.- Ser enfriado desde la temperatura de austenitización a la temperatura de baño de austempering lo suficientemente rápido de tal manera que no ocurra ninguna transformación de la austenita durante el enfriamiento.

b.- Ser mantenido a la temperatura de baño el tiempo suficiente para asegurar una completa transformación de austenita en bainita.

2.5.2.2. Medios de Temple para el Austempering

La sal fundida es el medio que se utiliza con mayor frecuencia en el austempering , debido a que :

a.- Transfiere calor rápidamente.

b.- Elimina el problema de la barrera de la fase de vapor durante la etapa inicial de templado.

c.- Su viscosidad es baja a temperaturas de austempering (cerca de aquella del agua a temperatura ambiente), de esta manera minimizando las pérdidas de arrastre.

d.- Su viscosidad es uniforme sobre un rango amplio de temperatura

e. Permanece estable a las temperaturas de operación y es completamente soluble en agua, facilitando de esta manera operaciones subsiguientes de limpieza.

Plomo Fundido

El plomo fundido también puede ser utilizado como medio para un martemplado, aunque su uso ha sido restringido debido a su alto costo inicial y debido a que su alta densidad requiere del uso de medios rígidos de sujeción o dispositivos especiales para sumergir las piezas que están siendo tratadas. Además , el plomo requiere de protección contra la oxidación y puede dar lugar a una gran dificultad , que es la de limpiar el plomo y el óxido de plomo que se adhiere al metal templado, lo cual puede resultar imposible.

Aceite

El aceite es raramente usado para el austempering, debido a su inestabilidad química y al cambio de viscosidad resultante a temperaturas de austempering. Debido a su fase de vapor persistente, el aceite es un medio de temple más lento que la sal a temperaturas y presente peligro de incendio.

2.5.2.3 Aceros para el Austempering

La selección del acero para el austempering debe basarse en las características de transformación en los diagramas TTT . Tres consideraciones son importantes.

- a.- La localización de la nariz en la curva TTT y el tiempo disponible para evitarla.
- b.- El tiempo requerido para completar la transformación de austenita en bainita a la temperatura de austempering.
- c.- La localización del punto Ms.

Como se indica en la figura (45) el acero al carbono 1080 posee características de transformación que lo hacen poco conveniente para el austempering.

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

El acero de baja aleación 5140 es conveniente para el austempering , como lo indica la curva TTT para este acero mostrado en la figura 45 se tienen 2 seg. para evitar la nariz en la curva TTT y la transformación en bainita se completa dentro de 1 a 10 min.

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

- 1.- Aceros al carbono conteniendo de 0.5 a 1 % de carbono y un mínimo de 0.6% de Mn.
- 2.- Aceros de alto contenido de carbono conteniendo más del 0.9% y posiblemente un poco menos de 0.6% de Mn.
- 3.- Ciertos aceros de baja aleación (tales como los aceros series 5210) conteniendo más de 0.3% C , los aceros de las series 1300 a 4000 con contenido de carbono en exceso de 0.4% y otros aceros tales como el 4140, 6145 y 9440.
- 4.- Ciertos aceros al carbono (tales como el 1040) con un contenido de carbono de menos de 0.5% pero con un contenido de manganeso en el rango de 1 a 1.65%.

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

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

b.- Requieren de periodos excesivamente largos de tiempo para la transformación bainítica. Un ejemplo típico de un acero perteneciente a esta categoría es el 1034, cuyas características de transformación son mostradas gráficamente en la figura 45. Las características de transformación de un acero 9261 indican que no existe ninguna dificultad para evitar la curva en el templado, pero el tiempo requerido para la transformación isotérmica en bainita (cerca de 24 horas) es excesivo. Otros aceros que tienen tiempos excesivos de transformación incluyen aquellos de las series 4300, 4600 y 4800.

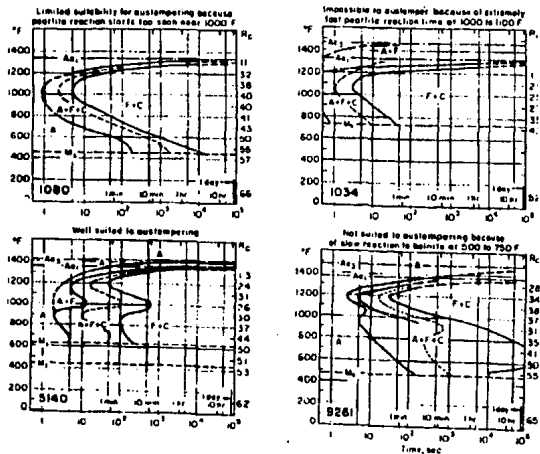


Fig. 45.- Características de transformación de acero 1080, 5140, 1030 y 9261 en relación con su posibilidad de ser sometido a un austemplado.

2.5.2.4. Temperatura de Austenitización

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

$$M_s = 1000 - (650 * \%C) - (70 * \%Mn) - (35 * \%Ni) - (70 * \%Cr) \text{ en } ^\circ F.$$

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

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

2.5.2.5 Aplicaciones

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

a.- Para obtener propiedades mecánicas mejoradas (particularmente mayores en ductilidad o tenacidad a una determinada dureza alta).

b.- Para disminuir la posibilidad de agrietamiento y distorsión.

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

El rango de aplicaciones del austempering abarca generalmente piezas fabricadas a partir de barras de diámetro pequeño o a partir de hojas o tiras con una sección transversal pequeña . El austempering es aplicable particularmente a secciones delgadas de piezas de acero al carbono que requieren de una tenacidad excepcional a una dureza de cerca de 50 Rockwell C.

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

	Austempladas	Templado y Revenido
Resistencia a la tensión, PSI	58,000	260,000
Límite elástico, PSI	10,000	225,000
Reducción de área , %	45	28
Dureza Rockwell, C	50	50

FALTA PAGINA

No. 119 a la 121

Capítulo 3. Tratamiento Térmico de Aceros Inoxidables

3.1 Generalidades

Los aceros inoxidables constituyen un importante grupo de materiales, que cubren un gran número de aplicaciones, en las que sus características de resistencia a la corrosión asociadas con adecuadas propiedades mecánicas dan por resultado un campo variado de aplicaciones.

En ese sentido los tratamientos térmicos que se aplican a dichas aleaciones, constituyen el medio para conservar y acrecentar, en gran medida las cualidades y propiedades para las cuales fueron diseñados los aceros inoxidables.

Se pretende en este trabajo, mostrar los fundamentos en los que se basa la aplicación de estos tratamientos térmicos, así como sus efectos más importantes y las cualidades que conviene tener en cuenta durante su realización.

3.1.1 Diagrama Fe-C

El diagrama Fe-C (denominado también Fe-Fe₃C), es el diagrama básico de los aceros y fundiciones. Algunos aspectos relevantes de este diagrama, muestran la existencia de una solubilidad limitada del carbono en el hierro (que presenta estructuras cristalinas cúbicas de cuerpo centrado y caras centradas). La solución sólida que forma con el hierro cúbico de cuerpo centrado (denominada ferrita) se encuentra delimitada. De la misma forma la solución sólida que forma el carbono con el hierro cúbico de caras centradas (austenita) evidencia la mayor solubilidad (alrededor de 1.8 % como máximo) del carbono en esta forma del hierro. Asimismo el diagrama indica la relación de tres reacciones (llamadas invariantes), a los 723°C y 0.8 % de carbono se realiza la reacción eutécticoide cuyo producto es una mezcla de la ferrita y el carburo de hierro, de fórmula Fe₃C, conocido como cementita (compuesto intermetálico que se presenta a 6.67 % de carbono). A este producto eutécticoide se le denomina comunmente perlita.

Alrededor de 1130 °C y 4.3 % de carbono se lleva a cabo la reacción eutéctica, en la que a partir de la solución líquida se obtiene una mezcla de dos sólidos (austenita y cementita), a los que se les ha asignado el nombre de ledeburita.

Finalmente alrededor de 1490°C y 0.18% de carbono, se presenta una reacción peritética en la que la solución de carbono en el hierro (cúbico de cuerpo centrado) y la solución líquida se transforma en austenita.

El campo que abarca los aceros se encuentra señalado hasta aproximadamente 2 % de carbono.

Es importante señalar, así mismo que están indicadas en el diagrama una serie de líneas que delimitan las diversas zonas de existencia y coexistencia de las distintas fases del programa.

A partir del análisis y conocimiento de estas transformaciones, es posible llevar a cabo diversos ciclos de calentamiento y enfriamiento, esto es realizar tratamientos térmicos, dando lugar a la modificación de propiedades.

La adición de otros elementos, permite ampliar la gama de aplicaciones y propiedades de los aceros. Consecuencia de ello es la existencia de aceros aleados destinados para diversas aplicaciones como son los aceros inoxidables.

Es recomendable y necesario conocer las características que pueden adquirir los aceros inoxidables con un tratamiento térmico, así como el tratamiento recomendado para el tipo específico de inoxidable.

3.1.2 Características Generales (Aceros Inoxidables)

El término acero inoxidable se aplica a un grupo de aleaciones con las siguientes características principales:

- Resistencia a la corrosión en medios acuosos, en presencia de numerosos agentes agresivos (tanto orgánicos como minerales), así como resistencia a la corrosión atmosférica en casos particulares.
- Resistencia a la corrosión a altas temperaturas en ambientes gaseosos o incandescentes.

Los aceros inoxidables son aleaciones constituidas principalmente de Hierro, Cromo y, con frecuencia, Níquel. Es a la presencia del cromo a la que deben características esenciales, ya que al ser este un metal altamente activo, se oxida con facilidad, creando así una capa de óxido de cromo. Dicha capa es continua, adherente, impermeable y virtualmente insoluble en gran cantidad de reactivos. Asimismo, esta capa protege al metal contra el ataque continuo que tiene lugar en ciertos medios corrosivos, particularmente en los medios oxidantes. Cuando la masa de metal queda protegida en su superficie por una capa de óxido de Cromo se dice que el metal se encuentra pasivado.

La capa protectora de óxido se forma espontáneamente si la superficie metálica se expone al aire; pero el proceso resulta más rápido si la superficie se expone durante algunos momentos a una solución de ácido nítrico con concentraciones del 10 al 50 %. Si por alguna razón la capa de óxido se remueve o, bien, se impide su formación (como sería el caso si se expone la

superficie a un ácido reductor), la resistencia a la corrosión de la aleación disminuirá considerablemente.

Los efectos benéficos del cromo, que consisten en impartir una mayor resistencia a la corrosión a las aleaciones que lo contienen, se puede obtener aun con contenidos relativamente bajos de este elemento. Sin embargo, solo hasta que tienen un mínimo de entre 10 a 12% de Cromo las aleaciones obtienen realmente las características de inoxidable y resistencia a la corrosión atmosférica.

La adición del Níquel a las aleaciones Fe-Cr mejora su resistencia a la corrosión, particularmente en ambientes ligeramente oxidantes o reductores. Además, el Níquel tiene un efecto apreciable sobre la estructura metalúrgica, las características mecánicas y la soldabilidad de los aceros inoxidables.

3.1.3 Elementos Residuales y Otros Elementos Aleantes

En adición a los elementos principales de Hierro, Cromo y Níquel, los aceros inoxidables y refractarios poseen pequeñas cantidades de otros elementos. Estos se pueden presentar en forma residual (no adicionados a propósito). Los elementos más importantes de los dos grupos anteriores son los siguientes:

- Carbono, Silicio, Manganeso y Nitrogeno: estos pueden presentarse en la fabricación del acero, ya sea residualmente en las materias primas, o, bien, ser adicionados deliberadamente con objeto de facilitar la fabricación o para modificar ciertas propiedades.

- Elementos aleantes que se agregan para mejorar las propiedades de los aceros para usos específicos. Entre estos, además de los elementos mencionados anteriormente, se encuentran: Aluminio, Molibdeno, Cobrer, Tugsteno, Titanio, Columbium y Cobalto.

- Algunos elementos se presentan también como impurezas y son, por lo tanto, indeseables. Estos son principalmente: Oxígeno, Fósforo y Azufre. Sin embargo, el último puede agregarse deliberadamente en ocasiones en que se desea mejorar la maquinabilidad del acero.

3.2 Tipos de Aceros Inoxidables

Básicamente, se pueden distinguir tres tipos de aceros inoxidables de acuerdo a la naturaleza física y composición química de las fases que tiene su estructura a diferentes temperaturas. Estos tres grupos de aceros se describirán considerando principalmente a los elementos Hierro, Cromo y Níquel. De donde resulta que dos tipos de aceros se relacionan con el sistema de Hierro. Cromo, mientras que el tercer tipo se relaciona con el sistema Hierro-Cromo-Níquel.

3.2.1 Aceros Basados en el Sistema Hierro-Cromo

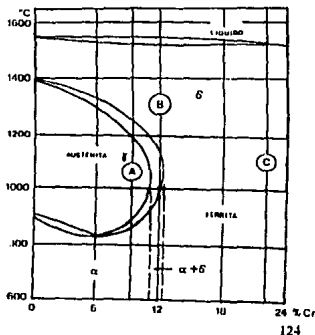
La figura 1 muestra una parte del diagrama de equilibrio de las aleaciones Hierro-Cromo. En la zona del diagrama que corresponde al estado sólido pueden observarse tres regiones:

1.- Una porción limitada por una línea curva, a la que se conoce como Zona de Gamman, y en la cual la fase austenítica es estable (fase gamma) con una estructura cristalina cúbica centrada en las caras.

2.- Una porción situada fuera del área curva que abarca la zona de gamma, en donde la fase ferrítica (que solidifica con una estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo) es estable desde la temperatura ambiente hasta el punto de fusión de estas aleaciones. A la ferrita se le conoce también como fase alfa o fase delta. Se llama ferrita delta a la que se forma directamente por solidificación; y se denomina ferrita alfa a la que se forma por la transformación de la austenita durante el enfriamiento.

3.- El área ubicada entre las dos regiones anteriores es en donde la ferrita y la austenita pueden coexistir. Las proporciones respectivas de cada fase dependen de las leyes de los diagramas de equilibrio, las cuales no se tratarán aquí.

De la figura 1 se puede inferir que un incremento en el contenido de Cromo da por resultado un decremento en el rango de temperatura sobre el que la austenita es estable. Sólo hasta que el contenido de Cromo es de, aproximadamente, un 11% se presentan las transformaciones normales de austenita en ferrita (en enfriamiento), y de ferrita a austenita (en calentamiento). Un contenido de Cromo por encima del 13% evita que ocurran estas transformaciones durante enfriamiento o calentamiento, y por esta razón, las aleaciones permanecen ferríticas a todas las temperaturas.



En el diagrama se pueden indicar dos categorías de aceros inoxidable:

Aceros Inoxidables martensíticos: sus características son similares a las de las aleaciones de Hierro-Cromo que contienen menos del 12% de Cromo. Estos aceros solidifican como ferrita delta, aunque se transforman completamente en austenita durante enfriamiento. Cuando el enfriamiento es suficientemente lento, la austenita se puede transformar en ferrita alfa. No obstante, si el enfriamiento es rápido, esta transformación no se realiza totalmente y la austenita da origen a la martensita, en forma similar a como sucede con los aceros ordinarios o de baja aleación.

Aceros inoxidables ferríticos: éstos se comportan como aleaciones de Hierro-Cromo con un contenido suficiente de Cromo como para permanecer fuera de la zona gamma. Estos aceros son esencialmente ferríticos en todo el rango de temperaturas en estado sólido y, en consecuencia no se endurecen con enfriamiento rápido (como es el caso de los aceros martensíticos). Entre las dos categorías mencionadas se encuentra una familia de aceros intermedios a los que se denomina como martensíticos/ferríticos o semi-ferríticos. Estas aleaciones de Hierro-Cromo se encuentran localizadas en la zona que se genera entre las tangentes verticales de las curvas de inicio y término de transformación del área donde coexisten la ferrita y la austenita, esto es: entre los contenidos aproximados del 11 y el 13% de Cromo. Una parte de la ferrita delta que constituye a los aceros semi-ferríticos permanece sin cambio a todas las temperaturas en el estado sólido, mientras que la otra parte se transforma en austenita. Esta, a su vez, se transforma en ferrita alfa o martensita, dependiendo de su velocidad de enfriamiento.

En este punto es necesario mencionar que el diagrama Hierro-Cromo debe considerarse solamente como una base conveniente de ayuda con objeto de distinguir las diferentes categorías de estructuras de los aceros inoxidables. . Ello se debe a que siempre existen elementos aleantes o residuales que actúan para formar otras fases que no se incluyen en el diagrama Hierro-Cromo, y que también desplazan las fronteras de existencia de la austenita y de la ferrita. El efecto del carbón como formador de carburos resulta especialmente importante, en particular con el Cromo, además de que amplía el rango en que la austenita es estable hacia mayores contenidos de Cromo.

En la práctica además de algunos otros elementos, los aceros inoxidables martensíticos normalmente contienen de 10 a 16% de Cromo, y hasta 1% de Carbón o más. Sin embargo, existen otros tipos de aceros inoxidables martensíticos en los que se aprovecha la capacidad de desplazamiento que algunos elementos aleantes tienen sobre la fase gamma. Por ejemplo, el Níquel modifica las fronteras de existencia de la fase gamma hacia mayores temperaturas y contenidos de Cromo. El acero inoxidable martensítico que contiene 20% de Cromo, menos de 0.15% de carbono y 4% de Níquel ilustra lo anterior. Este acero se transforma en austenita a altas temperaturas durante enfriamiento. Posteriormente la austenita se puede transformar en martensita dependiendo de su velocidad de enfriamiento a temperatura ambiente.

Los aceros inoxidables martensíticos se emplean normalmente en condiciones de temple y revenido, lo que les otorga una máxima resistencia y ductilidad, o bien se proveen en estado de recocido.

A los aceros inoxidables ferríticos los representa principalmente una composición de 17% de Cromo y de 0.05 a 1% de carbono. Sin embargo, esta composición produce en realidad un acero de tipo semi-ferrítico comparable a las aleaciones de Hierro-Cromo que pasan por la zona de dos fases en la figura 1. En su presentación como placa o forjas estos aceros se utilizan normalmente después de recocidos, obteniendo con ello una estructura de ferrita y carburos. Sin embargo, con enfriamiento rápido se puede presentar algo de martensita, como en el caso de soldaduras. Además de los aceros con 17% de Cromo existen otros aceros ferríticos inoxidables, como los aceros refractarios, los cuales se forman por aleaciones de 25 a 30% de Cromo, y de las que algunas de ellas nunca forman austenita durante los tratamientos térmicos.

3.2.2 Aceros austeníticos basados en el sistema Hierro-Cromo-Níquel

El aumento de las cantidades de Níquel en el sistema Hierro-Cromo tiene como efecto la ampliación del rango sobre el que la austenita puede existir, así como un incremento de su estabilidad a bajas temperaturas.

La figura 2 muestra esquemáticamente la influencia del contenido de Níquel sobre la aleación de Hierro-Cromo: en ella, el contenido de Cromo (18%) hace a la aleación totalmente ferrítica en ausencia del Níquel. Con contenidos bajos de Níquel la aleación continúa comportándose como una aleación de Hierro-Cromo pura. A medida que se incrementa el Níquel y en tanto éste se encuentre por debajo del valor de la curva C1, la aleación consistirá sólo de ferrita delta, justo por debajo de la línea solidus. Sin embargo a temperaturas menores, esta línea se introduce en la zona de dos fases: austenita + ferrita y podrá cambiar totalmente a austenita si el contenido de Níquel es lo suficientemente alto. Si el contenido de Níquel es superior a la curva C2, la aleación se transformará completamente en austenita, justo por debajo de la línea solidus.

Para una temperatura dada, considerando que ésta es lo suficientemente alta, el contenido de Níquel requerido para obtener una estructura totalmente austenítica se incrementará en la misma medida en que se incrementa el contenido de Cromo del acero. Asimismo, para una composición dada cuyo contenido de Níquel se encuentra por debajo de la curva C2, se tendrá un calentamiento. La cantidad de ferrita delta se incrementará a medida que se aumente la temperatura.

Desde el punto de vista termodinámico, la austenita que se forma es inestable y puede transformarse, al menos parcialmente en martensita. Ello puede ocurrir ya sea por enfriamiento a temperatura ambiente o menor, o bien, por deformación plástica a estas mismas temperaturas. En general, un incremento en la cantidad de todos los elementos

aleantes hace esta transformación más difícil pero la influencia del Níquel y del Carbón, en particular, aumentan esta dificultad.

De hecho, los aceros inoxidables austeníticos contienen más del 15% de Cromo, así como un contenido de Níquel que se determina por la necesidad de mantener una estructura austenítica estable dentro del rango de temperatura de 1100°C a la temperatura ambiente, sin que exista la formación de martensita.

La cantidad de Níquel requerida para lograr lo anterior es variable, pero se puede afirmar que para un contenido del 15 a 16% de Cromo se requerirá un contenido de Níquel del 6 al 8% considerando la presencia de otros elementos no aleantes en forma normal. Asimismo, se puede afirmar que los aceros con 18% de Cromo y 10% de Níquel, así como los aceros más altamente aleados, no son muy propensos a la formación de martensita, aun con deformaciones plásticas moderadas a temperatura ambiente.

La solubilidad del Carbón en la austenita formada por el Hierro-Cromo-Níquel decrece a medida que la temperatura disminuye. Este fenómeno desempeña un papel muy importante en la metalurgia de estos aceros inoxidables. El acero austenítico normal contiene menos del 0.15% de Carbón. Esta cantidad es enteramente soluble en austenita a temperaturas por arriba de los 1000°C. Sin embargo, si este acero se enfría lentamente o se mantiene en el rango de 500° a 900°C, aún por periodos comparativamente cortos, se pueden precipitar carburos de cromo (que, a su vez, pueden contener otros elementos aleantes): todo lo cual muy posiblemente influirá de manera decisiva en el comportamiento en servicio de estos aceros. Esta constituye la razón principal por la que los aceros inoxidables austeníticos se emplean normalmente después de enfriamientos rápidos, con aire o con agua, desde los 1100°C, ya que este tipo de enfriamiento evita la precipitación de carburos. Este tratamiento, en el que se disuelven los carburos y se enfría rápidamente la aleación, otorga al acero una estructura totalmente austenítica.

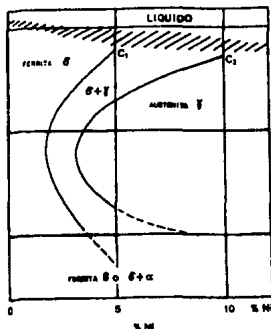


Fig 2.- Estructuras de un acero de bajo carbono con 18% de Cromo, en relación a un contenido variable de Níquel y a la temperatura. Por debajo del 5% al 6% de Níquel la austenita que se forma puede transformarse en martensita.

Cabe señalar, adicionalmente que, en cuanto a la relación Cr y Fe-C este alenante tiene el efecto de modificar el diagrama hierro carbono como se puede apreciar en la Fig. 3 para 6% de cromo, la Fig. 4 para 12% cromo y la Fig. 5 para 18% de cromo.

Se puede observar que a medida que aumenta el contenido de cromo, la zona de existencia de la fase γ se hace más pequeña, mientras que la zona ocupada por α se hace más grande. Sin embargo, a porcentajes muy grandes de cromo aparece una fase nueva σ como se ve en la Fig. 6. La fase σ es sumamente frágil y su presencia es evitada en lo posible, para no perder las buenas propiedades mecánicas de los aceros inoxidable.

De los diagramas de las figuras 3 a 5 podemos discutir el comportamiento de un acero inoxidable con un contenido de Cr. diverso. Elijamos por ejemplo, un acero con 6% de Cr y 0.5 % de C. Si calentamos el acero hasta 1000°C (Fig 1), la estructura se transformará totalmente a austenita, la que por temple posterior pasará totalmente a martensita. Si, en cambio, tenemos una aleación con 18% Cr y 0.2% C a 1000°C, presentará una estructura mixta de ferrita y austenita ($\alpha + \gamma$) la que por temple será parcialmente martensítica. Para el mismo contenido de Cr, con 0.1% C tendremos una estructura totalmente ferrítica no importa cuan elevada sea la temperatura de calentamiento y cuan energético sea el temple. La única diferencia que se tiene si se emplean temperaturas más elevadas, es una mayor cantidad de carburos solubilizados.

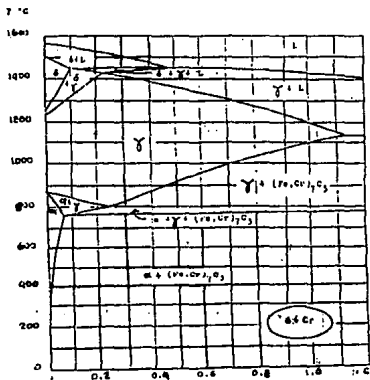


Fig 3.- Modificación del diagrama Fe-C por el agregado de 6% Cr.

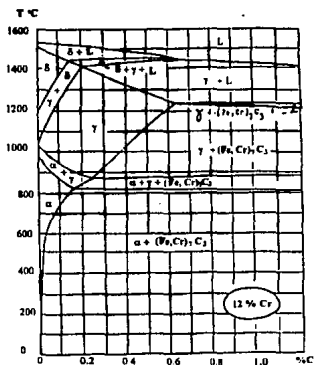


Fig 4.- Modificación del diagrama Fe-C por agregado de 12% Cr.

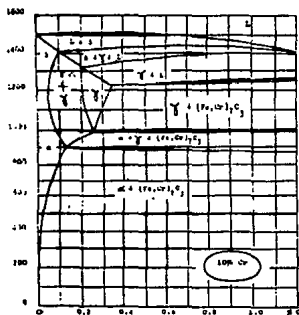


Fig 5.- Modificación del diagrama Fe-C por agregado de 18% Cr.

3.3 Clasificación y Designación de aceros inoxidables

Tomando en cuenta los aspectos expuestos previamente los aceros inoxidables se clasifican comúnmente en martensíticos, ferríticos y austeníticos, según la estructura final resultante. La designación AISI* les adjudica tres números.

A continuación se comentarán aspectos relevantes de cada grupo.

ACERO	%C	%Mn	%Cr	%Ni	Otros aleantes	Dureza de recocido	De temple
ACEROS INOXIDABLES AUSTENITICOS							
201	0.15 máx	7.5	6 - 18	3.5 - 5.5	0.25% N máx	90 Rb	90 Rb ---
202	0.15 máx	10.0	17 - 19	4.0 - 6.0	0.25% N máx	90	90 ---
301	0.15 máx	2.0	16 - 18	6.0 - 8.0	-----	85	85 ---
302	0.15 máx	2.0	17 - 19	8.0 - 10	-----	82	82 ---
304	0.08 máx	2.0	18 - 20	8.0 - 12	-----	80	80 ---
309	0.20 máx	2.0	22 - 24	12 - 15	-----	85	85 ---
310	0.08 máx	2.0	24 - 26	19 - 22	-----	87	87 ---
316	0.08 máx	2.0	16 - 18	10 - 14	2 - 3 Mo	80	80 ---
321	0.08 máx	2.0	17 - 19	9 - 12	(5X% C) Ti mín	80	80 ---
347	0.08 máx	2.0	17 - 19	9 - 13	(10X% C) Nb-Ta mín	84	84 ---
ACEROS INOXIDABLES MARTENSITICOS							
403	0.15 máx	1.0	11 . 5 - 13	-----	-----	82 Rb	43 Rc
410	0.15 máx	1.0	11 . 5 - 13	-----	-----	82	43
416	0.15 máx	1.2	12 - 14	-----	0.15% S mín	82	43
420	0.15 máx	1.0	12 - 14	-----	-----	92	54
431	0.20 máx	1.0	15 - 17	1.2 - 2.5	-----	24	60
440A	0.60-0.75	1.0	15 - 18	-----	0.75% Mo máx	95	56
440B	0.75 - 0.95	1.0	16 - 18	-----	0.75% Mo máx	96	58
440C	0.95 - 1.2	1.0	16 - 18	-----	0.75% Mo más	97	60
ACEROS INOXIDABLES FERRITICOS							
430	0.15 máx	1.0	14 - 18	-----	-----	82	---
446	0.20 máx	1.0	14 - 18	-----	-----	86	---
17-4 PH	0.04	0.4	16.5	4.25	0.25% Nb, 2.6% Cu33 Rb		44.33 Rc
17-7 PH	0.07	0.7	17.0	7.0	1.15% Al	85 Rb	43.48 Rc

* American Iron and Steel Institute

3.3.1 Aceros Inoxidables Ferríticos

Las aleaciones de hierro con más de 14% de cromo y bajo contenido de carbono constituyen el grupo de los aceros inoxidables ferríticos, de los cuales los aceros 430 y 446 son ejemplos típicos

Estos aceros poseen las siguientes características

a) No refinan su grano por tratamientos térmicos como lo hacen otros aceros ya que durante su calentamiento no existe la transformación.

α ----- γ

b) No recristalizan luego de la deformación en frío o en caliente como sucede con los aluminios y latones.

c) Cuando son calentados hasta 1000°C disuelven el exceso de carburos, los que pueden ser fácilmente reprecipitados por enfriamiento lento por debajo de 1000°C.

d) Si se calientan hasta 1000°C disuelven gases en el estado sólido y estos gases disueltos producen una marcada fragilización.

e) Si los aceros inoxidables ferríticos son recocidos, por tiempos prolongados entre 550 y 700°C, se produce fragilización de la fase. Esta fragilización es mayor para porcentajes muy altos de cromo (Figura 7)



Fig 7.- Aspecto metalográfico de la fase α



Fig 8.- Aspecto metalográfico de un acero inoxidable ferrítico.

f) Los aceros ferríticos son deformables en frío y fácilmente soldables.

g) Su contenido de carbono es bajo ya que en presencia de cromo precipita como carburos de cromo, lo que bajaría el tener de cromo de la martensita.

3.3.2 Aceros Inoxidables Martensíticos

Los aceros inoxidables martensíticos se clasifican en cuatro grupos:

Grupo 1: % Cr=12 a 14% % C<0. 15%

Dos ejemplos de ese grupo son los aceros 416 y 420. Para explicar su comportamiento emplearemos la Fig. 4. Si se calienta un acero de este grupo a 1000°C y se les temple en aceite, se transforma en martensita, de dureza comprendida entre 45 y 55 Rc. Al revenirlos se produce, entre 450 y 500°C, un endurecimiento secundario por la precipitación de los carburos solubilizados.

Los estados de mínima dureza se obtienen por recocido entre 800 y 900°C de 1 a 3 horas.

La principal aplicación de este grupo es en construcciones mecánicas.

Grupo 2: %Cr=13 a 15% % C=0.2 a 0.4

Dentro de este grupo, cuya principal aplicación es en cuchillería, tenemos los tipos 430 y 431. Dado el mayor contenido de carbono, este grupo posee martensitas más duras que los del grupo 1 y sus valores de dureza oscilan entre 50 y 55 Rc.

Grupo 3: %Cr=14 a 16% %C= 0.6 1.0%

Un acero típico de este grupo es el tipo 440, ampliamente usado en cuchillería e instrumental quirúrgico. La alta dureza de la martensita que se obtiene por temple (55 a 60 Rc), proviene del alto contenido de carbono.

A la temperatura de austenitización, que se halla entre 1050 y 1100°C, parte de los carburos no solubilizados son carburos ledeburíticos, ya que como podemos apreciar en las Figs. 4 y 5, la solubilidad máxima del carbono en la austenita es, para un acero de 6% de cromo, de 0.7% y para un acero de 12% de cromo esta solubilidad disminuye a 0.4% de carbono.

Estos aceros son más duros que los del grupo 1 y 2, pero resultan más frágiles que aquellos por la presencia de carburos.

Si en cambio enfriamos lentamente desde temperaturas superiores a 1000°C hasta la temperatura ambiente, se producirá una precipitación de carburos a los límites de grano y este acero habrá perdido su resistencia a la corrosión. Un enfriamiento de este tipo es indeseable ya que si se pone al acero en un medio corrosivo, las porciones vecinas a los límites de grano se corroerán por disolución intercrystalina.

Este mismo efecto se produce si luego de templar un acero inoxidable austenítico, lo sometemos a un recocido a 700°C. Este tratamiento se llama de sensibilización y durante él, a medida que precipitan los carburos, se va perdiendo la resistencia a la corrosión próxima a la zona de carburos que queda empobrecida en cromo, al ceder éste a los carburos. Hemos visto en párrafos anteriores que a mayor porcentaje de cromo en la matriz menos corroible es ésta.

Este fenómeno de sensibilización aparece cada vez que se suelda acero inoxidable austenítico. Las zonas vecinas a la soldadura no presentarán resistencia a la corrosión, por lo que luego de hacer la soldadura es necesario someter la pieza a un tratamiento de solubilización.

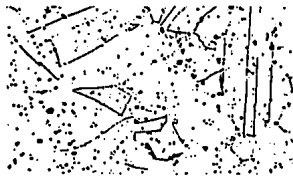


Fig 12.- Aspecto metalográfico de un hierro inoxidable austenítico luego de un tratamiento de solubilización.

Fig 13.- Aspecto metalográfico de un acero inoxidable austenítico recocido en el intervalo de temperaturas en que se produce la sensibilización.



Existe un procedimiento para evitar este empobrecimiento de cromo en la matriz de la aleación y consiste en agregar titanio o niobio, que son buenos formadores de carburos. Estos aleantes se combinarán preferencialmente con el carbono para formar carburos, mientras que el cromo quedará disuelto en la fase austenita.

La Fig. 12 muestra el aspecto metalográfico de un acero inoxidable austenítico, luego de un tratamiento de solubilización y la Fig. 13 muestra un acero inoxidable austenítico luego de un tratamiento de sensibilización.

3.4 Tratamientos Térmicos de Aceros Inoxidables

El tratamiento térmico de los aceros inoxidables sirve para producir cambios en su condición física, en las propiedades mecánicas y en el nivel de tensiones residuales, así como para restaurar el máximo de resistencia a la corrosión cuando esta propiedad ha sido disminuida por el efecto de procesos de fabricación previos o por calentamiento. Frecuentemente se trata de obtener una combinación de óptimas propiedades mecánicas y una resistencia a la corrosión satisfactoria por medio del mismo tratamiento.

3.4.1 Tratamiento Térmico de Aceros Inoxidables Austeníticos. 1

Los aceros inoxidables austeníticos se pueden dividir en 3 grupos:

- 1) Los que tienen composiciones normales no estabilizadas.
(201, 202, 301, 302, 303, 304, 305, 308, 309, 310, 316 y 317)
- 2) Los que tienen composiciones estabilizadas: (321, 347 y 348)
- 3) Los que tienen muy bajo contenido de carbono (304L y 316L)
- 4) Composiciones no estabilizadas.
(Serie 200 y del 301 al 317).

Estos aceros no pueden endurecer por medio de un tratamiento térmico, pero sí lo hacen por un trabajado en frío.

Estos aceros son recocidos con el fin de que presenten el máximo de ductilidad y el mínimo de dureza, a la par que se mantenga una alta resistencia a la corrosión. Sin embargo, la elección de la temperatura de recocido es crítica ya que la precipitación de carburos, principalmente a los límites de grano, disminuye la resistencia a la corrosión intergranular.

Esto se debe a que los carburos de cromo (Cr,Fe) $4C$ tienen más de 70% Cr, y al precipitar dichos carburos, la matriz cercana a los precipitados baja su contenido de cromo alrededor de un 7.5% Fig. 13.

El límite de grano se vuelve anódico respecto del centro del grano (catódico). En condiciones corrosivas se disuelve el límite. Decimos que la precipitación de los carburos ha sensibilizado al acero.

Dado que la precipitación de carburos ocurre a temperaturas sobre 425 y 900°C, es obvio que la temperatura de recocido debe elegirse por encima de la temperatura máxima a fin de evitar la sensibilización. Por otro lado, los tratamientos térmicos deben asegurar la disolución completa de los carburos, por lo que las temperaturas de recocido deben ser tan altas como sea posible. (Tabla 1)

Tabla 1.- Muestra de las Temperaturas de recocido de diversos aceros inoxidable austeníticos no estabilizados.

1010 a 1120°C	201,202,301,302,303,304,305,308
1035 a 1065	309
1035 a 1065	310
1065 a 1120	314,316
1065 a 1120	317

El enfriamiento a partir de la temperatura de recocido debe ser rápido pero no tanto como para introducir distorsión. Cuando esto puede permitirse se emplea un enfriamiento brusco en agua. Esto asegura que los carburos no precipitan. En el caso particular del 309 y 310 invariablemente debe templarse en agua dado que en estos tipos, los carburos precipitan rápidamente.

Cuando no se admite distorsión el enfriamiento se hace con un chorro de aire. En secciones muy delgadas aún este enfriamiento debe hacerse en aire quieto. Sin embargo este enfriamiento lento no permite asegurar una resistencia a la corrosión máxima. En tales casos se deben emplear los aceros inoxidable estabilizados.

2) Composiciones estabilizadas

Estos aceros contienen cantidades controladas de Ti o Nb+Ta que vuelven al acero casi inmune a la precipitación intergranular de carburos y por lo tanto no se sensibilizan. Tanto el Ti como el Nb y el Ta tienen más afinidad por el carbono que el Cr.

Estos aceros representados por los grados 309C, 318, 321, 347 y 348 pueden requerir recocidos para eliminar tensiones residuales, disminuir la dureza, aumentar la ductilidad y aún para tener una estabilidad adicional.

Con el fin de obtener mínima dureza y máxima ductilidad se emplean las siguientes temperaturas: (Tabla 2)

Tabla 2.- Temperaturas de recocido típicas para diversos aceros inoxidable austeníticos estabilizados.

1065 a 1120°	309C
1035 a 1120	318
950 a 1050	321
985 a 1065	347, 348

Generalmente, el enfriamiento es al aire. Sólo secciones gruesas necesitan de un temple en aceite o en agua, (Diámetro >1/4").

Cuando se desea tener un máximo de resistencia a la corrosión en el tipo 321, es necesario realizar un tratamiento correctivo (A veces llamado estabilización). Este consiste en un calentamiento entre 820 y 900°C durante 5 hrs. que puede ser aplicado antes o durante el proceso de fabricación y puede ser seguido de un tratamiento de liberación de tensiones a 700°C sin que esto produzca la precipitación de carburos. Un tratamiento como el descrito no se necesita nunca en el tipo 347 estabilizado con Nb.

Debe tenerse presente que la atmósfera del tratamiento debe ser controlada cuidadosamente, con el fin de no producir carburización o que haya condiciones oxidantes excesivas. Lo primero es debido a que la estabilidad proviene de un equilibrio entre el bajo contenido de carbono y su relación con los estabilizadores. Lo segundo se debe a que cuando se forman cáscaras gruesas y estas son difíciles de remover en las operaciones posteriores de limpieza.

3) Grados con un contenido extra bajo de carbono,

Su resistencia a la precipitación de carburos es un valor intermedio entre los dos grados anteriores. El contenido de carbono debe ser lo suficientemente bajo (0.03% máximo) para reducir al mínimo la precipitación de carburos a los límites de grano. En estas concentraciones, los aceros pueden ser mantenidos en el intervalo de sensibilización (430 a 820°C) hasta 2 hrs. o enfriados lentamente a través de este intervalo sin sensibilizarlos, lo que los hace muy útiles para soldar o para trabajado en caliente. Sin embargo, pierden sus propiedades si se los mantiene durante tiempos muy largos, en servicio, a la temperatura de sensibilización ya que no son completamente inmunes a la precipitación.

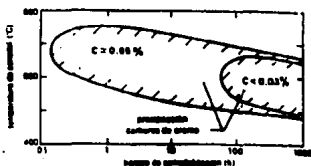


Fig. 14.- Tiempos de precipitación de los carburos de cromo en función del porcentaje de carbono contenido en aceros austeníticos de tipos AISI 304 y AISI 304 L.

El efecto de la sensibilización varía en estos grados con su composición química. El tipo 316L es susceptible a la precipitación de la fase sigma, si se le expone por tiempos largos a la temperatura de sensibilización. En la tabla 3 se ven los resultados de exponer los aceros 316L y 317L a ácido nítrico hirviendo luego de tratamientos térmicos de 2 hrs. a 680°C y 900°C (2 hrs) más 680°C (2 hrs.), es decir con y sin tratamiento de estabilización.

Tabla 3.- Las temperaturas de tratamiento recomendadas son:

1010 a 1120°C	304 L
1040 a 1110°C	316L, 317L

Recocido brillante

Todos los grados de aceros inoxidable austeníticos pueden ser sometidos a un recocido brillante de hidrógeno puro o en amoníaco disociado a condición de que el punto de rocío está entre -80 y -100 F y las piezas estén bien limpias y secas. Los hornos deben ser herméticos para mantener estos puntos de rocío tan bajos y si el punto de rocío sube, las piezas serán recubiertas por una capa delgada de óxido verdoso muy difícil de quitar.

En el caso de que se emplee atmósfera de hidrógeno es importante que no haya oxígeno presente y en caso de que lo hubiera conviene pasar la atmósfera sobre un catalizador para convertirlo en agua y luego desecar la atmósfera haciéndola pasar por alúmina activada.

En el caso de que se emplee amoníaco disociado es importante asegurar al 100% de disociación ya que en caso contrario se producirá nitruración.

3.4.2 Tratamiento Térmico de Aceros Inoxidables Ferríticos

Los aceros inoxidable ferríticos (tipos 405, 430, 430F, 430F(Se), 442 y 446) no son endurecibles por temple pero son capaces de desarrollar mínima dureza, máxima ductilidad y resistencia a la corrosión en la condición de recocido, que es el único tratamiento térmico aplicable a estos aceros inoxidable. Dicho tratamiento sirve primordialmente para relajar tensiones resultantes de la soldadura o del trabajado en frío. Además genera una estructura más homogénea y es capaz de eliminar las zonas inhomogéneas producidas por soldadura o por fragilización a 470°C.

Estos aceros se recuecen a temperaturas por encima de 470°C y por debajo de la temperatura en que comienza a formarse austenita. Las prácticas de recocido están resumidas en la tabla siguiente:

Tipo de acero	Temperaturas	Enfriamiento
405	650 a 815°C	Aire, Agua
430	700 a 790°C	Aire, Agua
o	815 a 900°C	Horno a 10-20°C/h hasta 600°C y temple en aire.
430F	815 a 900°C	Aire, Agua
442	760 a 830°C	Aire, Agua
446	760 a 830°C	Aire, Agua

Nota: Los tiempos dependen de la sección de la pieza y son habitualmente de 1 a 2 hrs excepto para láminas que se recuecen de 3 a 5 min. por cada 2.5 mm. de espesor.

Los grados ferríticos pueden retener austenita o generar martensita no revenida por la transformación parcial a austenita a temperaturas elevadas. En el caso de 405 se agrega Al con el fin de minimizar la formación de austenita y su descomposición durante el proceso de soldadura. Sin embargo este grado de acero cuando se le suelda por fusión a temperaturas por encima de 1100°C se produce fragilización y ésta puede ser eliminada por un recocido entre 650 y 815°C.

Cuando se enfría rápidamente un acero 430 desde temperaturas superiores a 930°C, se puede fragilizar por formación de austenita que puede dar origen a un 30% de martensita, y la austenita puede ser retenida si se le enfría rápidamente desde temperaturas superiores a 110°C. Esto puede ser corregido con un tratamiento de recocido entre 650 y 790°C.

Fragilización a 470°C.

Los aceros inoxidables ferríticos pueden desarrollar una forma particular de fragilización cuando se les expone, por tiempos prolongados a (o son enfriados lentamente a través) del intervalo de 400 a 525°C. Esta fragilización se muestra claramente cuando se hacen ensayos de impacto.

Se cree que la fragilización está producida por la precipitación de una ferrita de alto cromo, y su efecto aumenta con la concentración de cromo, alcanzando un máximo para el tipo 446. Cuando se realizan tratamientos térmicos que impliquen enfriamiento en el horno, para obtener máxima ductilidad debe planearse correctamente el programa de enfriamiento a fin de no fragilizar el acero.

La fragilización puede ser eliminada por alguno de los tratamientos dados en la tabla anterior, usando temperaturas que están claramente por encima del intervalo de fragilización seguido de un enfriamiento rápido para prevenir su aparición.

Fase sigma.

La fase sigma es una fase cristalográfica que se forma lentamente a temperaturas elevadas en aceros inoxidable con sólo cromo, cuando el contenido de éste es mayor de 16% Cr o en los aceros inoxidable al cromo-Níquel que contengan más de 18% Cr.

La fase sigma aumenta la dureza, a veces innecesariamente, pero disminuye la ductilidad, la resistencia al impacto, y la resistencia a la corrosión.

La temperatura más baja para que aparezca esta fase depende exponencialmente del tiempo de exposición a esa temperatura, para fines prácticos se considera que está alrededor de 540°C. El límite superior de temperaturas varía con el contenido de aleantes.

Debido a que esta fase se forma lentamente, su aparición es más un problema de condiciones de servicio del acero, cuando se le mantiene durante periodos muy prolongados a las temperaturas predichas. Hay pocas evidencias experimentales que esta fase se forma durante los tratamientos térmicos habituales. Cuando aparece, se puede redissolver calentando el acero por encima de 500°C.

3.4.3 Tratamiento Térmico de Aceros Inoxidables Martensíticos.

Los tratamientos térmicos de los aceros inoxidable martensíticos son esencialmente similares a los tratamientos térmicos de los aceros al carbono o de baja aleación y donde la máxima resistencia mecánica y la dureza son proporcionales al contenido de carbono.

La diferencia metalúrgica primordial es que el alto contenido de aleantes en los grados inoxidable produce reacciones de transformación lentas y la templabilidad resultante es muy alta, alcanzándose las máximas durezas con enfriamientos al aire en secciones de 12" de espesor.

La dureza superficial cambia con los distintos tratamientos desde la condición de recocido completo hasta el endurecimiento completo.

Los aceros inoxidable martensíticos son más sensibles a las condiciones del tratamiento térmico que los aceros al carbono o de baja aleación. Así, el número de piezas rechazadas luego de un tratamiento térmico suele ser alto; si además consideramos el costo de estos aceros, se ve que su empleo se limita sólo a las aplicaciones para las cuales otros tipos de aceros no son convenientes. La decisión se hace sobre la resistencia a la corrosión y la dureza, combinadas.

Limpieza previa.

Para evitar la contaminación, todas las partes a tratar, así como el herramental deben ser cuidadosamente limpiados antes de que las partes entren al horno. Los fijadores y las charolas deben ser de acero inoxidable o de iniconel.

Una limpieza correcta es particularmente importante cuando se emplean atmósferas controladas durante el tratamiento. La grasa, el aceite, las marcas de lápiz pueden causar carburización. Las impresiones digitales son fuentes de contaminación por cloruros y pueden causar cáscaras gruesas en atmósferas oxidantes. Además, digamos como regla general que una atmósfera protectora no será eficiente si no tiene libre acceso a las piezas.

Precalentamiento.

Los aceros inoxidables martensíticos son endurecidos habitualmente por temple luego de un calentamiento entre 930 y 1065°C y enfriados al aire o en aceite.

La conductividad térmica de los aceros inoxidables es bastante más baja que la de los aceros al carbono y de baja aleación. Debido a esto, se pueden generar altos gradientes térmicos y por lo tanto altas tensiones durante un calentamiento rápido. El resultado es un alabeamiento y fisuración de algunas piezas.

Con el fin de evitar este problema se recomienda precalentar durante el tratamiento térmico de los aceros inoxidables martensíticos. Cuando se va a realizar un recocido o un temple se precalienta en los siguientes casos:

a) Partes delgadas, b) partes que cambian de sección bruscamente, c) partes con vértices agudos o entrantes, d) partes que han sufrido un desgaste profundo, e) partes maquinadas en pasos gruesos, f) partes formadas en frío o enderezadas, g) partes previamente templadas y que deben ser retratadas.

El precalentamiento se realiza entre 765 y 790°C, durante un tiempo que asegure la homogeneidad de la temperatura. Si las piezas son muy grandes se las precalienta, de preferencia, a 550°C antes de llevarlas hasta 765-790°C.

Los tipos 403, 414, y 416 requieren menos precalentamiento que los tipos 414, 431, 420 y 440.

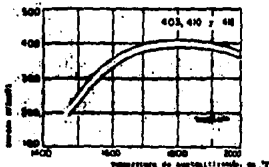


Fig 15 .-Efecto de la temperatura de austenización sobre la dureza de temple de tres aceros inoxidables mertensíticos.

Temperaturas de austenitización.

Las temperaturas de austenitización, los medios de temple, las temperaturas de revenido y las propiedades mecánicas resultantes típicas se presentan en la tabla siguiente:

Acero	Temperatura de Austenitización	Med. Temple	Temp Rev. Min	Temp Rev. Max.	Res. trac. 1000 psi	Rc
401	930-1010°C	Ai.Ac.	570	610	110-140	25-31
410	930-1010	Ai.Ac.	570	610	110-140	25-31
414	930-1050	Ai.Ac.	600	650	110-149	25-31
410	930-1050	Ac.	570	610	110-140	15-31
420	980-1065	Ai.Ac.	200	375	225-280	8-56
431	980-1065	Ai.Ac.	200	375	175-220	0-7
			570	610	125.150	26-3
440 A	1010-1065	Ai.Ac	150	370	9-57
440B	1010-1065	Ai.Ac	150	370	53-59
440C	1010-1065	Ai.Ac.	165	60 min
			190	58 min
			230	57 min
			360	52-56

Nota: El tiempo habitual a las temperaturas recomendadas es de 30 a 90 min. Las temperaturas menores son las recomendadas para todos los tipos de manera de dar luego del revenido Rc=25-31. Sin embargo, la máxima resistencia a la corrosión se obtiene cuando se austenitiza en las temperaturas más altas. Generalmente el extremo más bajo de rango 150 a 370°C se recomienda cuando se busca máxima dureza, el medio para máxima resiliencia y el superior para la máxima resistencia a la fluencia.

El efecto de la temperatura de austenitización sobre la dureza en el estado templado de 3 grados martensíticos es mostrado en la Fig. 15. La dureza aumenta con la temperatura de austenitización hasta alrededor de 980°C y luego disminuye debido a la retención de austenita y, ocasionalmente, a la formación de ferrita.

Ciertas pequeñas anomalías se presentan en estos aceros, que deben ser considerados antes de especificar el procedimiento de tratamiento térmico a seguir, lo que produce efectos nocivos de emplear temperaturas extremadamente bajas o extremadamente altas, dependiendo de la temperatura empleada en el tratamiento subsecuente de revenido. Por ejemplo, el tipo 431 muestra las siguientes propiedades de impacto.

Temp. Austenit.	Temp. rev.	Lb-pie (Izod)
980°C	320°C	15-35
1060	320	30-60
980	590	30-60
1060	590	45-55

Este efecto se debe a la austenita retenida.

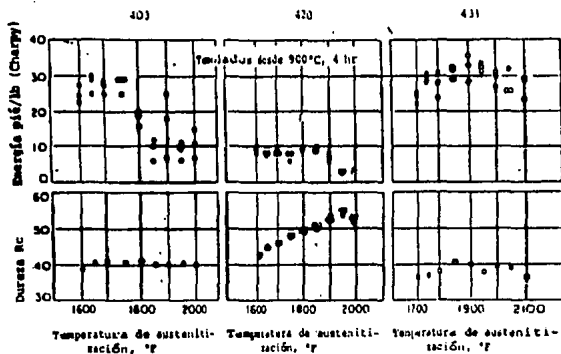


Fig. 16a.- Efecto de la temperatura de austenitización sobre la energía de impacto y la dureza de aceros inoxidables 403, 420 y 431

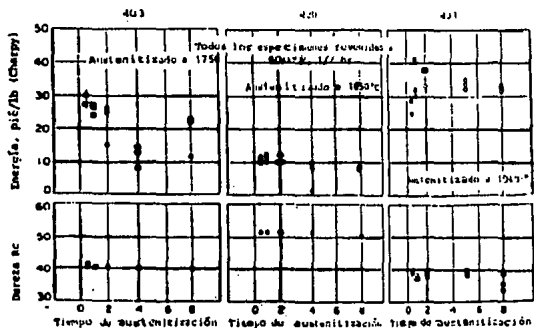


Fig. 16b.- Efecto del tiempo de austenitización sobre la energía de impacto y la dureza de aceros inoxidables 403, 420 y 431

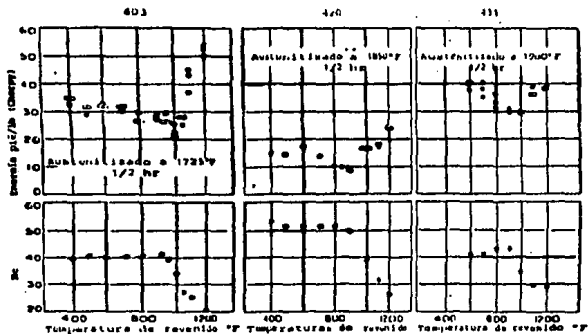


Fig. 16c.- Efecto de la temperatura de revenido sobre la energía y la dureza de aceros inoxidables 403, 420 y 431

Tiempos de austenitización.

Los tiempos empleados en la austenitización de aceros inoxidables martensíticos representa un compromiso entre:

- Alcanzar la solubilidad máxima de los carburos de cromo-hierro para tener máxima resistencia a la tensión y resistencia a la corrosión y,
- Evitar la descarbonización, el excesivo crecimiento de grano, austenita retenida, fragilización y fisuras de temple.

Para secciones menores de 1/2" los tiempos están entre 10 y 60 min. y 30 min. más por cada pulgada adicional a su fracción proporcional. Sin embargo, los tiempos deben ser doblados si las piezas han sufrido un tratamiento previo al temple, de recocido completo o recocido isotérmico.

El efecto del tiempo de austenitización y de las otras variables sobre la resistencia al impacto y la dureza, sobre los tipos 403, 420 y 431 están representados en la Fig. 16.

Temple.

Debido a su alta templabilidad, todos los aceros inoxidables martensíticos pueden ser templados en aire o aceite. El temple en aceite garantiza máxima ductilidad y resistencia a la corrosión en todas las aleaciones. El temple en aire produce una disminución en la resistencia a la corrosión y la ductilidad en los tipos 414, 420, 431 y 440. Estos aceros pueden precipitar carburos a los límites de grano si piezas de secciones gruesas son enfriadas lentamente entre 475 y 600°C. Por lo tanto se reserva el temple en aire para secciones complejas a fin de prevenir distorsión y fisuras de temple.

El tratamiento de martempering es muy fácil de aplicar en estos aceros.

Austenita retenida.

Los grados con alto contenido de carbono, tales como el 440C y el grado de alto Níquel como el 431 tienen tendencia a retener cantidades grandes de austenita no transformada en la estructura de temple, tanto como un 30% en volumen. El tratamiento de liberación de tensiones a 150°C tiene poco efecto sobre esta austenita retenida. Una transformación tardía, durante el servicio de la pieza, puede ocurrir en el tipo 440C, sobre todo si hay fluctuaciones en la temperatura de servicio. Esto ocasiona fragilización y cambios dimensionales.

Tratamientos subcero.

Una parte de la austenita retenida en el temple puede ser eliminada por un tratamiento subcero a alrededor de -75°C, inmediatamente luego del temple.

Con el fin de obtener la máxima transformación de la austenita retenida es necesario aplicar 2 o más ciclos de revenido luego del tratamiento subcero. Entre ciclo y ciclo, las piezas son enfriadas al aire hasta la temperatura ambiente.

En los casos en que las piezas deben tener máxima estabilidad dimensional, el tratamiento subcero esta incluido en el temple.

Se denomina revenido en este caso al T.T. efectuado sobre un acero inoxidable martensítico, con el objeto de provocar la formación de una estructura más próxima al estado de equilibrio fisicoquímico que la obtenida en un tratamiento de temple. El tratamiento de revenido consiste en calentar el material hasta una temperatura siempre inferior al punto A_{c1}. El material permanece el tiempo conveniente a esta temperatura y se enfría hasta la temperatura ambiente. En la fig. 17 se puede ver la variación de la velocidad de corrosión en función de la T de revenido.

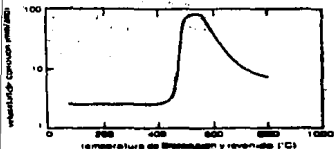


Fig 17.- Referido a un acero AISI 410, indica como la velocidad de corrosión alcanza valores elevados en el intervalo revenido crítico de aprox. 450 - 600 °C.

Para los aceros inoxidables de contenido bajo y medio de C, el intervalo de temperaturas entre los 370 y 570°C, debe considerarse no conveniente para el revenido ya que (como se vió en la fig. 17) se presenta una brusca caída en cuanto a la resistencia a la corrosión y a la tenacidad. Usualmente a los aceros inoxidables con alto carbono, no se les aplica revenido.

Recalentamiento.

Para que estos aceros recuperen la condición de recocido luego de un endurecimiento se sugiere los siguientes tratamientos:

- 1.- Relajación de tensiones entre 150 y 375°C luego del endurecimiento, para reducir las tensiones generadas durante la transformación sin afectar mucho las propiedades mecánicas o constitucionales.
- 2.- Revenido a temperaturas intermedia para modificar las propiedades mecánicas y constitucionales.
- 3.- Un recocido subcritico en la porción superior del rango ferrítico, justo por debajo de la temperatura crítica, para obtener máximo ablandamiento sin el problema de entrar nuevamente a la zona austenítica.
- 4.- Recocido completo para obtener la mínima dureza, seguido de un enfriamiento lento.

En la fig. 18 y 19 se muestran las propiedades de resistencia mecánica, resistencia al impacto, y dureza para varios grados. Aunque la forma general de las curvas se parecen a las de los aceros de baja aleación, el aumento en la resistencia y la dureza entre 400 y 500°C está asociada con una disminución seria en la resistencia al impacto, mientras que en revenido a temperaturas altas este intervalo coincide con una disminución en la resistencia de la corrosión.

Las curvas de impacto de las Figs. 18 y 19 revelan una pérdida de la resistencia al impacto cuando las piezas son revenidas entre 370 y 650°C. Un revenido de este intervalo de temperaturas también produce una disminución en la resistencia a la corrosión bajo tensión (fig. 20).

Recocido

Las tablas 4, 5 y 6 se presentan los datos relativos al recocido completo, isotérmico y de mecanización, los valores presentados son orientativos, deberá tenerse en cuenta en cada caso las dimensiones y forma de la pieza.

El recocido completo es un tratamiento caro y requiere mucho tiempo. Sólo se le usa cuando se quiere acondicionar el material para someterlo a un formado severo. Los tipos 414 y 431 no responden al recocido completo o recocido isotérmico en tiempos razonablemente cortos.

Tabla 3. Valores Indicativos de los intervalos de temperatura, tiempos de permanencia, tipo de enfriamiento y dureza alcanzables para algunos tipos de aceros inoxidables martensíticos sometidos a recocido completo.

	Tipos AISI	Temperatura °C	Tiempo b	Enfriamiento	Dureza HB
Tipos de bajo contenido en carbono	403, 410, 416	840 - 870	1 - 3	lento (1)	135 - 160
Tipos de contenido medio en carbono	420	870 - 900	1 - 2	lento (1)	170 - 200
Tipos de contenido medio en carbono y con contenido en níquel > 1%	414	tratamiento no empleado de ordinario			
	431	tratamiento no empleado de ordinario			
Tipos de elevado contenido en carbono	440 A	890 - 910	2 - 3	lento (1)	205 - 230
	440 B	890 - 910	2 - 3	lento (1)	215 - 240
	440 C	890 - 910	2 - 3	lento (1)	230 - 255

(1) Velocidad de enfriamiento comprendida entre 15 - 25 °C/h hasta 590 °C.

Tabla 4. Valores Indicativos de los intervalos de temperatura, modalidades de ejecución y durezas alcanzables para algunos aceros inoxidables martensíticos sometidos a recocido isotérmico.

	Tipos AISI	Procedimiento	Dureza
Tipos de bajo contenido en carbono	403; 410	Calentamiento a 830 - 885°C Permanencia a 705 °C por 6 h	B85
	416; 415 Se	Calentamiento a 830 - 885 °C Permanencia a 705 °C por 2 h	B95
Tipos de contenido medio en carbono	420	Calentamiento a 830 - 885 °C Permanencia a 705 °C por 2 h	B95
Tipos de contenido medio en carbono y con contenido en níquel > 1%	414	Tratamiento no empleado de ordinario	
	431	idem	
Tipos de elevado contenido en carbono	440 A	Calentamiento a 840 - 900 °C Permanencia a 690 °C por 4 h	H98
	440 B	idem	
	440 C	idem	

Tabla 5. Valores indicativos de los intervalos de temperatura, tiempos de permanencia, tipo de enfriamiento y durezas alcanzables para algunos tipos de aceros inoxidables martensíticos sometidos a recocido de mecanización.

	Tipos AISI	Temperatura °C	Tiempo b	Enfriamiento	Dureza HB
Tipos de bajo contenido en Carbono	403, 410, 416	730 - 780	1 - 3	al aire	170 - 195
Tipos de contenido medio en Carbono	420	750 - 780	1 - 4	al aire	205 - 225
Tipos de contenido medio en carbono con contenido en níquel > 1%	414	650 - 710	2 - 6	al aire	240 - 255
	431	750 - 780 620 - 670	2 4 - 8	al aire	240 - 285
Tipos de elevado contenido en carbono	440 A	730 - 790	1 - 4	en horno luego al aire	230 - 250
	440 B	730 - 790	1 - 4	en horno luego al aire	235 - 255
	440 C	730 - 790	1 - 4	en horno luego al aire	255 - 275

Efecto de las temperaturas de austenización y de revenido sobre las propiedades mecánicas del acero inoxidable martensítico

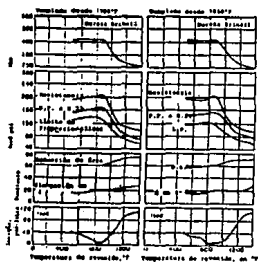


Fig 18a Acero Inox. 410.

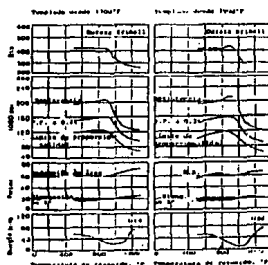


Fig 18b Acero Inox. 414

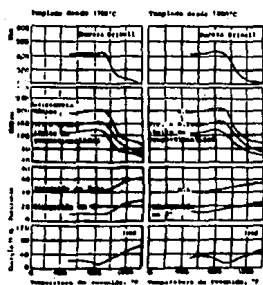


Fig 18a Acero Inox. 416.

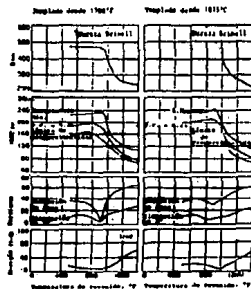


Fig 18b Acero Inox. 420

Efecto de las temperaturas de autenitización y de revenido sobre las propiedades mecánicas del acero inoxidable.

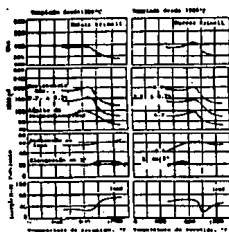


Fig 19a .- Acero Inoxidable 431

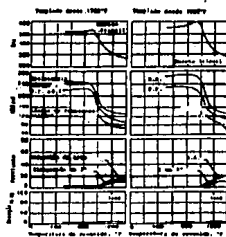


Fig 19b .- Acero Inoxidable 440C

El recocido isotérmico se recomienda cuando se desea tener un máximo ablandamiento y no se dispone de enfriamiento lento controlado.

El recocido completo, el recocido isotérmico y sobre todo los repetidos procesos de recocido promueven la formación de carburos gruesos que toman tiempos largos para disolverlos a la temperatura de austenización. El recocido subcrítico se prefiere en todos los casos en que no se necesita mínima dureza.

Baños de Sales

Muchos aceros inoxidables son tratados térmicamente en baños de sales con excelentes resultados. Los baños empleados habitualmente son de cloruro de bario con 5 a 35% de cloruro de sodio o de potasio. A pesar de que estos baños acumulen en el fondo óxidos alcalino-terreos y otros óxidos metálicos, durante el uso, estos óxidos no son nocivos para los aceros inoxidables de bajo carbono. Sin embargo si estos baños de sales se emplean para otros aceros aleados, deben ser rectificadas con grafito a fin de evitar la descarbonización. Otra manera de rectificar estos baños es con cloruro de metilo gaseoso, pero luego de rectificarlos de esta manera producirán carburización en los aceros inoxidables de bajo carbono, a menos que se los deje envejecer durante 24 hrs. antes de que el acero se aintroducido.

Atmósfera protectora.

Si se emplea argón o helio como atmósfera protectora, estos deben estar completamente secos (punto de rocío=-60F), dado que estos gases son caros y no pueden ser generados en la planta misma, se los usa raramente.

Los gases exotérmicos o endotérmicos generados dan excelentes resultados. Tales atmósferas deben estar bien controladas si se desea que no haya carburización o descarburización. El gas endotérmico con 40% de hidrógeno puede producir fragilización en los aceros inoxidable martensíticos que son sometidos a temple en aceite.

Un gas exotérmico con una relación de 6,5 ó 7 a 1 es satisfactorio para todos los grados con menos de 0.15% C.

Cuando se emplea un gas endotérmico, el punto de rocío debe ser especificado para cada tipo de acero a la temperatura de austenitización.

Acero	Temp. Austen. °C	Punto de rocío F
420	1010	50-55
403, 410, 414,		60-65
416, 431	985	60-65
440C	1040	35-40

Fragilización por hidrógeno.

La fragilización por hidrógeno puede ser un problema en los aceros inoxidable martensíticos y aumenta con la dureza y el contenido de carbono del acero. En los aceros inoxidable ferríticos este problema es menos frecuente y no existe en los aceros inoxidable austeníticos.

La fragilización por hidrógeno puede producirse también durante la fundición o en los procesos electroquímicos o químicos tales como el decapado o electrodeposición.

La mayoría de las atmósferas empleadas en tratamientos térmicos tienen hidrógeno en alguna de las siguientes formas; a) humedad, b) hidrocarburos, c) hidrógeno elemental en la atmósfera o como producto de disociación. El uso de hidrógeno puro o amoníaco disociado, en algunos casos puede producir pérdida de ductilidad durante el recocido brillante.

Se ha encontrado fragilización en los tipos 403, 410, 414 y 431 templados en aceite. Un temple en agua o el subsecuente revenido luego del temple en aceite libera el hidrógeno atrapado y restituye la ductilidad. Si luego del temple en aceite apareciera un óxido verdoso, este debe ser removido antes del revenido o interferirá con la liberación del hidrógeno atrapado.

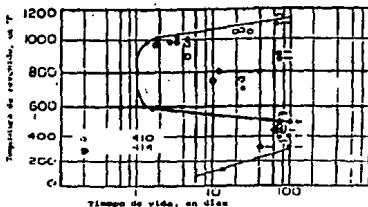


Fig 20.- Efecto de la temperatura de revenido sobre las características de corrosión bajo tensión de dos aceros inoxidables martensíticos de alta resistencia. Los ensayos fueron realizados a 80,000 psi en un gabinete de niebla salina.

3.5 Ejemplos de Aplicación de Tratamientos Térmicos en Aceros Inoxidables

Ejemplo 1. Un barril de cerveza de acero inoxidable con 18% Cr y 8% Ni explotó a baja presión mientras se limpiaba.

Aunque la presión era inferior a 25 lb/pulg, los fragmentos hirieron gravemente al operario.

Un examen de la microestructura demostró que el calentamiento de la estructura del acero inoxidable en las proximidades de la soldadura ocasionó la precipitación de carburos ricos en cromo, en los límites de los granos y en esta forma el cromo se retira de la matriz, haciendo los límites de los granos susceptibles a la corrosión. La micrografía electrónica de barrido a 1000 x muestra claramente la falta de continuidad en los límites de los granos. En el momento del accidente únicamente permanecía una delgada capa de metal sin atacar y ésta se rompió cuando se aplicó la presión de aire para eliminar la solución de limpieza.

En este capítulo estudiaremos las reacciones básicas que ocurren en el proceso de la corrosión y su relación con el comportamiento de los materiales en ambientes corrosivos.

Ejemplo 2. Las temperaturas pico obtenidas cerca de una soldadura en un acero inoxidable 304. Ocurrirá más fácilmente la corrosión conforme la velocidad de enfriamiento se incrementa después de la soldadura?

Respuesta:

La región de la soldadura que se calentará por encima del intervalo de sensibilización y la región que se mantendrá en tal intervalo. Esta región puede finalmente contener carburos precipitados. Los carburos se precipitarán en la otra región sólo si la soldadura se enfría lentamente. Por lo que en un enfriamiento lento, el área afectada por el calor puede quedar sensibilizada en su totalidad y se corroerá. Para un enfriamiento más rápido, sólo se corroerá la región que ha sido calentada dentro del intervalo de sensibilización. Un enfriamiento muy rápido, como en la soldadura por haz electrónico, puede evitar completamente la sensibilización si no hay tiempo suficiente para que se formen carburos.

Ejemplo 3. La densidad del aluminio es de 2.7 g/cm² y la del Al₂O₃ es de aproximadamente 4 g/cm³. Describir las características de la capa del óxido de aluminio. Compárela con la capa de óxido que se forma sobre el tungsteno; la densidad del tungsteno es de 19.254 g/cm³ y la de WO₂ es de 7.3 g/cm².

Respuesta:

Para $2Al + 1O_2 \rightarrow Al_2O_3$, el peso molecular del Al₂O₃ es 101.96 y el del aluminio, 26 981.

$$P-B = \frac{MA_1 \times O_3 P_{A_1}}{nMA_1 P_{A_2 O_3}} = \frac{(101.96)(2.7)}{(2)(26.981)(4)} = 1.28$$

Para el tungsteno, $W + 1O_2$, el peso molecular del WO₂, es 231.85, y el del tungsteno, 183.85.

$$P-B = \frac{M_{wo} P_w}{nM_w P_{wo}} = \frac{(231.85)(19.254)}{(1)(183.85)(7.3)} = 3.33$$

Puesto que P-B = 1 para el aluminio, la película de Al₂O₃ es no porosa y adherente dando protección al aluminio suyacente. En cambio P-B > 1 para el tungsteno, de modo que el Wo₂ no es adherente ni protector.

CAPITULO 4. Tratamiento Térmico de Fundiciones

4.1 Generalidades

4.1.1 Clasificaciones, Calidades y Microestructura

Las fundiciones son aleaciones de hierro, carbono y silicio. Son de mayor contenido en carbono que los aceros (2 a 4.5%) y adquieren su forma normalmente por colada.

En las fundiciones llamadas blancas aparece en su solidificación un constituyente llamado ledeburita que es un eutéctico formado por austenita saturada y cementita (Fe_3C).

El cubilote es una de las instalaciones empleadas para la fabricación de las piezas de fundición, aunque su utilización ha caído en cierto desuso. Un porcentaje de piezas se obtiene utilizando hornos de reverbero, hornos de crisol y hornos eléctricos, siendo estas últimas instalaciones las más utilizadas para la fabricación de fundiciones de calidad, fundiciones aleadas y de alta resistencia.

Para la fabricación de piezas de fundición, se emplea generalmente como materia prima fundamentalmente el arrabio o lingote de hierro y además se utilizan también en las cargas de los hornos y cubilotes, chatarra de fundición y a veces se emplean cantidades variables de chatarra y acero.

Teóricamente, las fundiciones pueden contener, de acuerdo con el diagrama hierro-carbono, de 1.7 a 6.67% de carbono. Una característica de este diagrama estable es que sus constituyentes son grafito y hierro en lugar de cementita y hierro, que son los constituyentes del diagrama metaestable.

Otra circunstancia importante que debe cumplirse para que las transformaciones se verifiquen de acuerdo con el diagrama estable, además de un alto contenido en silicio, es que el enfriamiento de las aleaciones se verifique en una forma lenta.

Los contenidos en carbono de las aleaciones eutécticas y eutectoides del diagrama estable, varían con el contenido en silicio de las fundiciones y son inferiores a los que corresponden al diagrama metaestable. En las transformaciones del diagrama estable, para una temperatura deseada, la austenita es capaz de disolver menor cantidad de carbono que el que se disuelve a la misma temperatura la austenita cuando las transformaciones se hacen de acuerdo con el diagrama metaestable. (ver fig 1)

Sin embargo, en la práctica, su contenido varía de 2 a 4.5% de carbono, siendo lo más frecuente que oscile de 2.75 a 3.5%. El contenido en silicio puede estar entre 0.5 a 3.5% y el manganeso de 0.4 a 2%, excepcionalmente, los contenidos en silicio y manganeso llegan hasta 4% y en ocasiones se fabrican fundiciones especiales hasta de 15% de silicio. Los porcentajes de azufre suelen oscilar de 0.01 a 20%, los de fósforo de 0.04 a 0.8% y en algunos casos especiales hasta 1.5%.

En el diagrama Fe-Grafito estable, la temperatura del eutéctico (C') formado por este diagrama (γ + Grafito primario) es de $1135^{\circ}C$ y la línea de transformación eutéctica empieza en el 1.9% de carbono para terminar al 100% de Carbono.

Arriba de la línea $E'F'$ para las aleaciones que contienen de 1.19 a 4.2 % de carbono, los cristales de primera solidificación de aleaciones que contienen de 4.2 a 100 de carbono son de grafito primario. Abajo de la línea eutéctica, las aleaciones son de (γ + Eutéctico) o de (Eutéctico + grafito

primario).

La solubilidad de grafito en la austenita del diagrama estable disminuye entre 1135 °C y 735 °C según la curva E'S'.

El grafito en exceso en la austenita del diagrama estable precipita en forma de grafito secundario.

Abajo de la temperatura de 735 °C (línea S'K'), las transformaciones siguen, el diagrama metaestable, para los constituyentes de este diagrama, la austenita se transforma en ferrita, perlita o Fe₃C secundaria, según porcentaje en carbono de las aleaciones, después de la precipitación de grafito.

4.1.2 Principales Propiedades de las Fundiciones.

1.- Las piezas de fundición son en general, más baratas que las de acero (que es el material que más se utiliza en los talleres y fábricas de maquinaria, motores, instalaciones, etc.) y su fabricación es también más sencilla por emplearse instalaciones menos costosas y realizarse la fusión a temperaturas relativamente poco elevadas y más bajas que las correspondientes al acero.

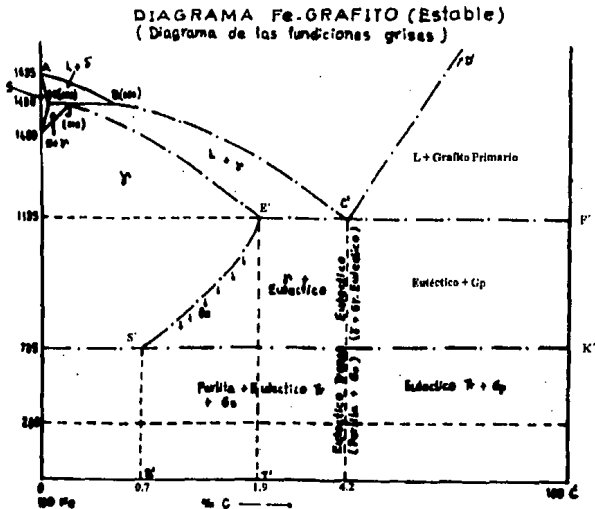


Fig. 1 Diagrama Hierro Grafito Estable. (Diagrama de las fundiciones grises)

2.- Se pueden fabricar con relativa facilidad piezas de grandes dimensiones y también piezas pequeñas y complicadas que se pueden obtener con gran precisión en formas y medidas, siendo además en ellas mucho menos frecuente la aparición de zonas porosas que en las piezas fabricadas con acero fundido.

3.- Su resistencia a la compresión es muy elevada (490 a 981 MPa) y su resistencia a la tracción (que puede variar de 117.7 a 882.9 MPa), es también aceptable para muchas aplicaciones, tienen buena resistencia al desgaste y absorben muy bien (mucho mejor que el acero), las vibraciones de máquinas, motores, etc.

4.- Su fabricación exige menos precauciones que la del acero y sin necesidad de conocimientos técnicos muy especiales , se llegan a obtener fundiciones con características muy aceptables para numerosas aplicaciones.

5.- Como las temperaturas de fusión de las fundiciones son bastante bajas, se pueden sobrepasar con bastante facilidad, por lo que en general suele ser bastante fácil conseguir que las fundiciones en estado líquido tengan gran fluidéz, y con ellos, se facilita la fabricación de piezas de poco espesor. En la solidificación presentan mucha menos contracción que los aceros y además , su fabricación no exige (como en la de los aceros), el empleo de refractarios relativamente especiales de precio elevado.

4.1.3 Clasificación de las Fundiciones.

A continuación estudiaremos las fundiciones , clasificadas de dos diferentes formas.- primero de acuerdo con su fractura, y luego por su microestructura.

a.- Clasificación de acuerdo con su fractura.- Por el aspecto de las fracturas que presentan al romperse los lingotes de hierro obtenidos, en el alto horno colados en arena y por el aspecto que tiene después de rotas las piezas fundidas , se clasifican las fundiciones en las tres primeras clases.

1.- Fundiciones grises.

2.- Fundiciones blancas.

3.- Fundición atruchada.

1.- La fundición gris contiene en general mucho silicio, 1.5% a 3.5% la blanca contiene poco silicio, generalmente menos de 1 % y la atruchada tiene generalmente un contenido de silicio intermedio, variable de 0.6 a 1.5%. El color oscuro que tienen las fracturas de las fundiciones grises y atruchadas, se debe a la presencia de gran cantidad de láminas de grafito. Las velocidades de enfriamiento muy lentas favorecen la formación de la fundición gris, el enfriamiento rápido tiende en cambio a producir fundición blanca.

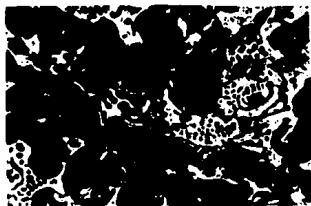


Fig 2. Fundición Blanca



Fig 3 Fundición Gris



Fig 4 Fundición Atruchada.

4.1.4 Clasificación de las Fundiciones por su Microestructura.

Las fundiciones que se obtiene en los altos hornos y en los cubilotes se pueden clasificar, de acuerdo con la microestructura, en tres grandes grupos:

- 1.- Fundiciones en las que todo el carbono se encuentra combinado formando cementita y que al romperse presentan fractura de fundición blanca.
- 2.- Fundiciones en las que todo el carbono se encuentra en estado libre formando grafito, son fundiciones ferríticas.

3.- Fundiciones en las que parte del carbono se encuentra combinado formando cementita y parte libre en forma de grafito.

A este grupo, que es el más importante de todos, pertenecen la mayoría de las fundiciones que se fabrican y utilizan normalmente, como las fundiciones grises, atruchadas, perlíticas. En las fundiciones grises todo el carbono se encuentra en forma de grafito.

Las fundiciones maleables son aquellas cuya matriz es de ferrita y en las que el grafito se presenta en forma de nódulos. La fundición maleable se obtiene en dos etapas, primero se fabrica la fundición blanca y luego por recocido de ésta, se obtiene la fundición maleable.

Cuando se desea obtener piezas de fundición que tengan una superficie externa muy dura y el núcleo más blando, se utilizan fundiciones de composición muy exacta que se cuecen generalmente en moldes metálicos, de manera que la velocidad de enfriamiento sea la conveniente para impedir que se forme grafito, en la zona exterior que interesa que sea dura, y se permite que se forme grafito en la zona del interior, que debe ser blanda. Para conseguir estos resultados se eligen contenidos en carbono y en silicio muy precisos, que suelen corresponder a valores intermedios entre los de la fundición gris y la fundición blanca.

Las fundiciones nodulares, se obtienen mediante la adición de elementos de aleación especiales, estos elementos logran que el carbono se quede sin combinar y adopte una forma esferoidal compacta. Esta estructura difiere de la fundición maleable en que se obtiene directamente de la solidificación y que las partículas redondeadas de carbono son de forma más regular.

4.1.5 Principales Constituyentes Microscópicos de las Fundiciones.

Los más importantes son la ferrita, la cementita, la perlita (formada por ferrita y cementita) el grafito y la esteadita, pueden presentarse también, la bainita y la martensita, también se pueden señalar como constituyentes microscópicos las inclusiones no metálicas de sulfuro de manganeso y como menos importante todavía los silicatos complejos de hierro y manganeso.



Fig 5. Fundición Nodular Ferrítica.

Grafito.- El grafito es una forma elemental de carbono. Es blando, untuoso, de color gris oscuro, con peso específico de 2.25 que es aproximadamente 1/3 del que tiene el acero. Se presenta en estado libre en algunas clases de fundiciones, ejerciendo una

influencia muy importante en sus propiedades y características. Estas dependen fundamentalmente en la forma del grafito, de su tamaño, cantidad y de la forma en que se encuentre distribuida.

En las fundiciones grises se puede decir que la presencia de grafito en cantidad importante baja la dureza, la resistencia y el módulo de elasticidad, en comparación con los valores que corresponderían a las mismas microestructuras sin grafito. El grafito, además, reduce casi a cero su ductilidad, su tenacidad y su plasticidad.

El grafito mejora la resistencia al desgaste y la corrosión disminuye a su vez el peligro de desgaste por fricción en los mecanismos y piezas de máquinas y motores, ya que en cierto modo actúa como un lubricante.

El grafito se encuentra en formas clásicas y en formas secundarias.

Formas clásicas.- En realidad se encuentra el grafito en láminas y en nódulos.

Grafito en láminas.- Las láminas pueden ser grandes medianas o finas.

Grafito en nódulos. Se debe a una nucleación atrasada del grafito en el sólido, y a una transformación perlitica, pero solamente en casos de tratamientos químicos o térmicos de fundiciones, especialmente fundiciones con grafito esferoidal y fundiciones maleables.

Formas secundarias.-

Grafito en plaquetas acirculares gruesas.

Grafito en margaritas y rosetas.

Estas formas se deben por lo general, a un tratamiento lento, de las fundiciones grises eutécticas.

El diagrama estable se produce con un contenido de carbono superior a 2%. Es producido por un enfriamiento muy lento y favorecido por la presencia de elementos como : Si, P, Al, Ni, Cu, que se llaman grafitizantes.

Esteadita.- La esteadita es un compuesto de naturaleza eutéctica, duro y frágil y de bajo punto de fusión 960°C que aparece en las fundiciones de alto contenido en fósforo.

Ferrita.- Consiste en una solución sólida intersticial de carbono en hierro C.Cu.C. La ferrita de los aceros se diferencia de la fundición en que está suele contener en disolución cantidades muy importantes de silicio, que elevan su dureza y resistencia.

Perlita.- Es una mezcla Eutectoide, aquí conviene señalar que debido a la presencia de silicio, el contenido de carbono de la perlita de las fundiciones es inferior al de los aceros. Al variar en las fundiciones el silicio de 0.5 a 3 % varía el porcentaje de carbono de la perlita que es 0.8 a 0.5%.

Ledeburita.- Es el constituyente eutéctico que se forma en el enfriamiento de las fundiciones a 1,145°C aproximadamente, en el momento en que termina la solidificación. Esta formada por 52% de cementita y 48% de austenita saturada. La ledeburita no existe a la temperatura ambiente en las fundiciones ordinarias, debido a que en el enfriamiento se transforma en cementita y perlita.

4.1.6 Ejemplos de Aplicaciones Convencionales en Algunos Tipos de Fundiciones.

Fundición maleable perlitica.- Las aplicaciones más corrientes de las fundiciones maleables perliticas son en la industria automovilística, cajas del puente trasero y del diferencial, árbol de levas, en la fabricación del equipo de transporte, ruedas dentadas,

eslabones para cadenas, y soportes de elevadores, en la construcción de elementos de máquinas, cilindros para laminar, bombas, boquillas, levas y balancines; En fabricación de armamento, montajes de piezas de artillería y diversas piezas de los carros de combate y armas cortas; Y finalmente en la construcción de numerosas herramientas pequeñas tales como llaves inglesas, martillos, prensas de mano y tijeras.

Las características mecánicas de las fundiciones maleables perlíticas y ferríticas son las indicadas en la Tabla 1.

Tipo	Resistencia a la tracción	Límite elástico práctico, Mpa	BHN
Ferrítica	343.3 - 412	219.7 - 267.8	110 - 156
Perlítica	446.3 - 824.04	309.0 - 686.7	163 - 269

Tabla 1. Propiedades de tracción de la fundición maleable

Fundición gris.- Las fundiciones grises se clasifican en siete tipos que corresponden a los números 20, 23, 30, 35, 40, 45, y 60 ó los cuales multiplicados por mil dan la mínima resistencia a la tracción de la probeta en lb/pulg.

La fundición gris se utiliza para la construcción de bases de bancadas de máquinas y estructuras, tiene una gran importancia la resistencia a la compresión, también se utiliza para la fabricación de diversos tipos de ejes.

Las características mecánicas típicas de las probetas normales de fundición gris en estado bruto se presentan en la siguiente tabla.

Tipo ASTM	Resistencia a la Tracción	Resistencia a la compresión	Módulo de elasticidad en Gigapascales		BHN
	Mpa	Mpa	Tensión	Torsión	
20	151	569.9	65.9-96.1	26.7-38.4	156
25	178.5	666.0	78.9-101.6	31.5-41.2	174
30	212.8	748.5	89.2-112.6	35.7-45.3	201
35	250.6	851.5	99.57-118.1	39.7-47.3	212
40	291.8	961.3	109.8-137.3	43.9-53.5	235
50	360.5	1126.1	129.0-156.5	49.4-54.9	262
60	429.1	1287.5	140.0-161.3	53.5-58.3	302

Tabla 2. Características Mecánicas Típicas de las Probetas Normales.

Fundición nodular.- La fundición nodular se utiliza ampliamente en las diversas ramas de la industria, y entre sus aplicaciones más importantes podemos citar .- En la industria de maquinaria agrícola interviene en la fabricación de piezas de tractores, en la industria de la automoción, se emplea en la fabricación de pistones y culatas. en la construcción de accesorios eléctricos, cajas de cambio, carcasas de motores y

elementos disyuntores, en la industria de la minería se emplea en la fabricación de tambores de gruas, poleas motrices, volantes y jaulas de montacargas, en la industria siderúrgica se utiliza para cilindro de laminar perfiles y chapas, puertas de hornos y casilletes, en la fabricación de estampas y matrices para la obtención de llaves inglesas, palancas, tornillos de banco, manguitos portaherramientas y matrices diversas para la estampación de piezas de acero, aluminio, latón, bronce y titanio.

Las características mecánicas a la tracción de una fundición nodular típica se presentan en la siguiente tabla:

Tipo	Resistencia a la tracción Mpa.	Límite elástico práctico Mpa.	BHN
Ferrítica	377.6	240.3	130
Perlítica	549.3	412.0	200
Templada	686.7	549.3	213
Austenítica	412.0	206.0	130

Tabla 3. Características Mecánicas de la Fundición Nodular.

4.2 Fundición Gris

4.2.1 Recocido

El recocido es un tipo de tratamiento térmico frecuentemente aplicado a la fundición gris. El recocido de la fundición gris consiste en un calentamiento a una temperatura suficientemente alta para reblandecerlo y se enfría lentamente. De este modo se mejora su maquinabilidad.

Aproximadamente hasta los 595 °C, los efectos de la temperatura sobre la estructura de la fundición gris son insignificantes. Al incrementarse la temperatura por encima de 595°C, la velocidad a la cual el carburo de hierro se descompone en ferrita más grafito se incrementa marcadamente, alcanzando la máxima a una baja temperatura de transformación (cerca de 760°C para fundición de baja aleación).

La fundición gris se somete comúnmente a uno de tres tratamientos de recocido, cada uno de los cuales implica un calentamiento a diferente rango de temperatura. Estos tratamientos son: recocido ferrítico, recocido total y recocido de grafitización.

Recocido ferrítico. - Para una fundición de baja aleación de composición normal, cuando solamente se desea la conversión de carburo perlítico a ferrita y grafito para mejorar la maquinabilidad, generalmente es innecesario el calentamiento de la fundición arriba del rango de transformación. En la fig. 6 se muestra la estructura de una fundición gris no aleada en la condición tal como sale de un proceso de fundición y después de un

recocido a 760°C por 1 Hr.

Para la mayoría de las fundiciones grises en el recocido ferrítico, la temperatura recomendada está entre los 705 y 760 °C. La temperatura exacta dentro de este rango depende de la composición del material.

Cuando las propiedades mecánicas son más importantes es aconsejable para el recocido hacer varias pruebas entre 705 a 760 °C para determinar la temperatura de producción a fin de alcanzar la dureza deseada.



Fig. 6 Microestructuras de un hierro gris antes y después del recocido ferrítico. A la izquierda grafito y carburo; a la derecha ferrita y grafito (Metals Handbook Vol. 2, 8x edición pag. 206.).

En la fundición es necesario mantener una temperatura adecuada y suficiente para permitir un proceso de grafitización completo. A temperaturas abajo de los 705°C, el tiempo requerido es, excesivamente largo. Con temperaturas entre 705 y 760°C el tiempo requerido varía con la composición química y puede ser tan corto como 10 minutos para una fundición no aleada.

Recocido total.- Se usan temperaturas 787 y 900°C. Este tratamiento es empleado cuando el recocido ferrítico es inefectivo debido al alto contenido de aleantes de la fundición.

El tiempo de enfriamiento es semejante al empleado usualmente en el recocido ferrítico. La fundición es enfriada muy lentamente a través del rango de transformación, desde 787 a 677 °C.

En la fig. 7 se observa la microestructura que se obtiene como producto de un tratamiento de recocido total.

Recocido de grafitización.- Cuando la microestructura del hierro gris contiene carburos, son necesarias altas temperaturas de recocido. El recocido de grafitización tiene la simple intención de convertir el carburo a perlita y grafito, aunque para algunas aplicaciones se desea alcanzar la total descomposición en ferrita + grafito para una máxima maquinabilidad.

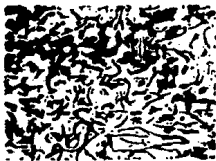


Fig 7 Hierro gris, se le aplicó un recocido total, consistente en los siguientes pasos. Primero se mantuvo a una temperatura de 788 °C por 1 Hr. por pulgada de espesor, se enfrió en un horno a una temperatura de 427 ° C, y después se enfrió a temperatura ambiente (Metals Handbook Vol. 7, 8ª edición pag. 82.)

Para disolver el carburo con una razonable rapidéz, es necesario una temperatura mínima de 871 °C. Con cada incremento de 26 ° de temperatura, la velocidad de descomposición de carburo es doble; consecuentemente, es práctica general emplear temperaturas de 900 ° a 955° C.

El tiempo de permanencia a una temperatura varía de pocos minutos a varias horas.

La velocidad de enfriamiento depende del uso final del hierro. Si el principal objeto del tratamiento es disolver el carburo y es deseable retener la máxima resistencia al desgaste, la fundición debería ser enfriada en aire desde la temperatura de recocido a 538 °C, para la formación de la estructura perlítica.

Efecto del contenido de aleantes.- Ciertos elementos, como el carbono y el silicio, pueden acelerar la descomposición de perlita y carburo a temperaturas de recocido. Cuando estos elementos están presentes en suficiente porcentaje, el tiempo a la temperatura de recocido se reduce.

4.2.2 Normalizado

En la fundición gris el normalizado se realiza calentando a una temperatura por encima del rango de transformación, manteniendo ésta temperatura por un periodo de 1 Hr. por pulgada cuadrada de la sección máxima de espesor y enfriando en aire la pieza. El normalizado se usa para mejorar las propiedades mecánicas, tales como la dureza y resistencia a la tensión o para restablecer propiedades que son modificadas por otros procesos de calentamiento.

El rango de temperaturas para el normalizado del hierro gris es aproximadamente 885 a 925 °C: El calentamiento a ésta temperatura tiene un marcado efecto sobre las propiedades mecánicas como la dureza y resistencia a la tensión. El normalizado es un proceso de reblandecimiento para un hierro gris no aleado y es un proceso de endurecimiento para un hierro aleado, como se observa en la tabla 4.

Tabla 4 Efecto del enfriamiento en aire para varias temperaturas sobre las propiedades del hierro gris.

Condición	[Hierro no aleado]		Bhn	[Hierro aleado]		%C
	Bhn	Resistencia a la tensión Psi		Resistencia a la tensión Psi	Bhn	
De fundición	207	38 100		212	38 700	0.84
Enfriado en aire de:						
1000 °F	202	30 400		212	39 700	0.82
1200 °F	138	28 200		202	38 600	0.82
1400 °F	131	27 400		170	34 200	0.60
1500 °F	152	29 400		212	42 600	0.76

Adicionalmente los efectos de normalizado, como función del contenido de aleantes y carbono equivalente, se muestran en la tabla 5.

Tabla 5 Influencia del contenido de aleantes y carbono equivalente sobre las propiedades del hierro gris.

Bar	Composition %									Carbon equiv. %	As cast		Normalized	
	C	Si	P	S	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu		Tensile strength, psi	Bhn	Tensile strength, psi	Bhn
1	2.71	2.00	0.13	0.031	0.46	0.076	0.061	0.050	3.37	68,000	241	68,000	241
3	2.26	2.03	0.02	0.031	0.87	0.065	0.30	0.23	3.03	64,000	241	63,000	265
3	2.66	1.90	0.03	0.018	0.63	0.063	0.002	0.042	3.27	67,700	255	63,700	241
4	3.15	2.20	0.10	0.018	0.44	0.074	0.071	0.071	0.20	3.88	43,000	220	34,300	170
5	3.45	2.15	0.09	0.077	0.04	0.39	1.21	0.30	0.10	4.17	36,300	248	64,500	311
6	3.21	2.10	0.39	0.070	0.41	0.069	0.00	0.063	0.44	4.01	39,000	212	29,300	163
7	3.42	2.44	0.42	0.058	0.36	0.063	0.058	0.007	0.100	4.23	31,100	187	26,000	143

1a) Specimens 1,3-7a diam. were normalized at 1650 F, 1 1/2 hr, then stress relieved at 1000 F.

Las barras 1,3,4,6 y 7 están esencialmente libres de aleantes excepto por una pequeña cantidad. Las barras 1 y 3 caracterizadas por alta resistencia y bajo contenido de carbono equivalente, virtualmente alcanzaron su resistencia como resultado del normalizado por 1 1/2 Hr a 900 °C, enfriamiento en aire, más alivio de tensiones a 538 °C. El efecto del contenido de aleantes sobre el endurecimiento después del normalizado se muestra en la fig. 8 para dos fundiciones aleadas con diferente carbono equivalente, níquel y cromo.

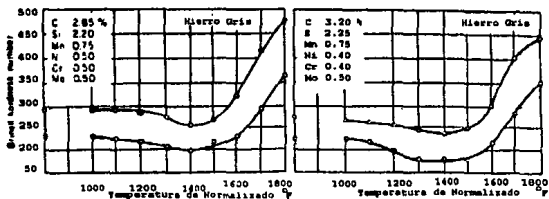


Fig. 8 Efecto del contenido de aleantes sobre el endurecimiento en el normalizado.

4.2.3 Temple y revenido.

El hierro gris es templado y revenido para mejorar sus propiedades mecánicas, particularmente su resistencia.

El horno y el baño de sal para el temple pueden aplicarse a gran variedad de hierros grises; igualmente el endurecimiento por flama o inducción. En el endurecimiento por flama o inducción es relativamente grande el carbono combinado requerido por que es extremadamente corto el periodo disponible para la solución de carbono en la austenita. En el temple usando horno y baño de sal, sin embargo la fundición puede ser mantenida a una temperatura por encima del rango de transformación por un largo periodo si es necesario; inclusive en fundiciones que tienen bajo contenido de carbono.

Un hierro gris no aleado de bajo contenido de carbono combinado debe ser austentizado en un tiempo relativamente largo.

El efecto del silicio es reducir la solubilidad de carbono en austenita, un hierro aleado con alto contenido de silicio necesariamente requiere una alta temperatura de austenitización para obtener el máximo endurecimiento.

El manganeso y molibdeno son elementos reconocidos en cuanto a la función de incrementar el grado de endurecimiento del hierro gris; el cromo y el níquel son usados para acentuar el efecto del molibdeno. El cromo por si mismo no influye en el endurecimiento del hierro gris, su importancia está en la estabilización del carburo, particularmente en el endurecimiento por flama.

Austenitización. - Consistente en el calentamiento de la fundición a una temperatura suficientemente alta para facilitar la formación de austenita, manteniendo ésta temperatura hasta que el carbono se disuelva.

La temperatura necesaria a la cual la fundición es calentada se determina por el rango de transformación particular de la fundición gris.

El cromo eleva el rango de transformación del hierro gris. En fundiciones de alto níquel, alto silicio, cada por ciento de cromo eleva el rango de transformación cerca de

22 °C: El níquel tiene el efecto contrario, baja el rango crítico. Un hierro gris con un 4 a 5% de níquel tiene el límite superior del rango de transformación cerca de 710°C.

En la práctica, la temperatura utilizada está alrededor de 80 °C por encima de la calculada A1 para asegurar la austenitización.

$$A1 = 727 + 50.4(\%Si) - 45.0(5 Mn) \dots \dots \dots (ec 1)$$

Sin embargo una muy alta temperatura debe ser evitada porque en el enfriamiento se incrementa el peligro de distorsión y grietas que promueven la retención de austenita.

La fundición debe ser calentada lentamente debajo del rango de temperatura para evitar el agrietamiento. Arriba del rango de 595 a 677 °C el calentamiento puede ser rápido si se desea.

El revenido a temperaturas cerca de 371°C incrementa la resistencia al impacto de un hierro gris de baja aleación, puede ser moderadamente mejorado por el temple y revenido como se indica en la tabla 6.

Tabla 6 Influencia del temple y revenido en el módulo de elasticidad de un hierro gris.

Fundido	17.7 millones de psi
Templado en Aceite	16.2 millones de psi
Revenido	19.0 millones de psi

El módulo de ruptura se incrementa marcadamente con el uso de altas temperaturas de revenido.



Fig. 9 Hierro gris aleado (0.8-1.1 Cr, 0.4-0.6 Mo) austenitizado a una temperatura de 871°C, templado en aceite. La microestructura consiste en láminas de grafito, partículas de carburo (áreas blancas) y pequeñas cantidades de austenita retenida en una matriz de martensita fina (Metal Handbook Vol.7 8ª edición pág. 85)

4.2.4 Austemplado o Austempering de Hierro Gris.

En el austemplado, la microestructura final del hierro es una matriz esencialmente de bainita, la estructura se forma por debajo del rango de temperatura perlítico, y por encima del rango de martensita. En la fig. 10(a) se muestra al hierro enfriado desde una temperatura por encima del rango de transformación en un baño caliente y mantenido en el baño a una temperatura constante hasta que la transformación a bainita es completada.

El hierro gris es usualmente enfriado en baño de sal o de aceite de 232 a 426 °C para el austemplado. Cuando la alta dureza y resistencia son el objetivo final de este tratamiento, la temperatura del baño es usualmente mantenida entre 232 y 287 °C.

El tiempo requerido para la máxima transformación de bainita es determinado por la temperatura del baño usado por el enfriamiento y la composición del hierro. La influencia del tamaño de grano de la austenita en el hierro gris sobre el tiempo requerido es usualmente pequeña. El efecto de la composición del hierro sobre el tiempo requerido puede ser considerable en la adición de aleantes como níquel, cromo y molibdeno, incrementa el tiempo requerido para la transformación.

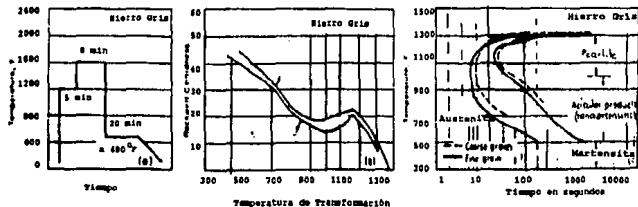


Fig. 10 (a) Representación esquemática de un ciclo de austemplado. (b) Relación de la temperatura de transformación isotérmica con la dureza. (c) Diagrama TTT de un hierro gris.

4.2.5 Martemplado.

El martemplado es usado para producir martensita sin desarrollar las tensiones que usualmente acompañan su formación. Es similar al endurecimiento convencional, excepto que la distorsión es virtualmente eliminada. Sin embargo, la característica fragilidad de la martensita en el hierro gris permanece después del martemplado. Como se muestra en la figura 11, la fundición es enfriada desde una temperatura por encima del rango de transformación en un baño de sal o aceite, manteniendo el baño a una temperatura ligeramente por encima del rango a la cual se forma la martensita (204 - 260 °C para un hierro no aleado) solamente hasta que toda la pieza de fundición alcanza la temperatura del baño y entonces se enfría a temperatura ambiente.

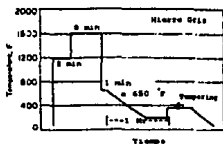


Fig. 11 Representación esquemática de un ciclo de martemplado y revenido

Algunas distorsiones de diferente nivel, ocurren durante el martemplado. Las condiciones que propician la excesiva distorsión son: tensiones residuales de fundición, maquinado o rápido enfriamiento durante un primer tratamiento térmico; insuficiente tiempo para estabilizar la temperatura de austenitización, etc.

4.2.6 Endurecimiento por Flama.

El endurecimiento por flama es un método de endurecimiento superficial comúnmente aplicado al hierro gris.

Uno de los aspectos importantes de la composición del hierro gris es el contenido de carbono combinado, el cual debe estar en el rango de 0.50 a 0.70 %, aunque hierros con 0.40% de carbono combinado pueden ser endurecidos por flama. En general, el endurecimiento por flama no es recomendable para hierros que contengan más de 0.80 % de carbono combinado, porque tales hierros probablemente tengan grietas en la superficie endurecida.

El silicio facilita la formación de grafito y un bajo contenido de carbono combinado, por lo cual, un bajo contenido de silicio es aconsejable. También es recomendable que el contenido de manganeso se mantenga en un rango de 0.8 a 1.00 % para mejorar la profundidad del endurecimiento.

El hierro gris para ser endurecido por flama debe estar libre de posibles porosidades y de material extraño como arena o escoria, por que la porosidad y la inclusión del material extraño puede producir una superficie áspera o causar grietas después del endurecimiento.

El endurecimiento puede ser incrementado por la adición de aleantes. La máxima dureza obtenible por el endurecimiento por flama se alcanza con hierro gris que contiene 3.0% C, 1.7 % Si, 0.60 a 0.80 % Mn para un rango de 400 a 500 Bhn.

El endurecimiento de la superficie del hierro gris disminuye al aumentar la distancia debajo de ella. Esta disminución en la dureza puede ser causada por la relativa retención de austenita suave desde la superficie. El endurecimiento superficial puede alcanzarse calentando en el rango de 193 a 248 °C:

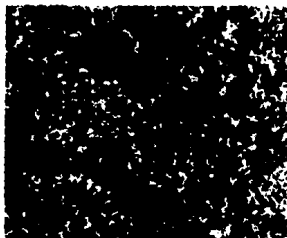


Fig. 12 Microestructura de una fundición gris aleada sometida a un proceso de endurecimiento por flama (3.05% C, 2.11% Si, 0.83% Mn, 0.12% Cr, 0.05% Ni, 0.17% Mo). Placas de grafito con una matriz de perlita en el centro, la cual es rodeada por una matriz de martensita(Metal Handbook Vol.. 7, 8ª edición pág. 86)

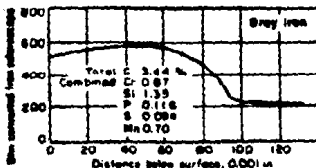


Fig. 13 Gradiente típico de la dureza producida en la capa superficial de un hierro gris por endurecimiento por flama.

4.2.7 Alivio de Tensiones.

Las tensiones residuales reducen la resistencia, causando distorsión y en algunos casos extremos, agrietamiento. La magnitud de estas tensiones depende de la forma y dimensiones de la fundición, de la técnica de fundición empleada, de la composición y propiedades del material de la fundición, etc.

La temperatura de alivio de tensiones usualmente está por debajo del rango de transformación.

Los efectos del alivio de tensiones a 648 °C por 6 hr. sobre la resistencia a la tensión y el endurecimiento sobre algunos tipos de hierro gris se muestra en la fig. 14.

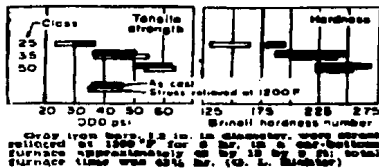


Fig 14 Efecto del alivio de tensiones sobre la dureza y resistencia de diversas fundiciones.

Para obtener un máximo alivio de tensiones con una mínima descomposición de carburo en un hierro no aleado, el rango de temperatura deseable es de 538 a 565 °C

En la fig. 14 se indica que un 75 a 85% de tensiones residuales puede ser removido en un tiempo de 1 Hr en este rango.

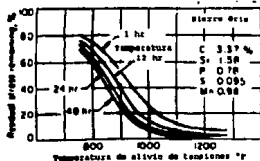


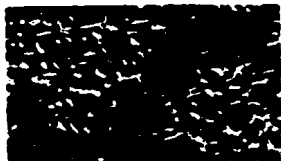
Fig 14. Efecto de la temperatura de alivio de tensiones sobre el porcentaje de tensiones residuales en un hierro gris.

Para hierros de alta aleación, se aplica una temperatura de 648 °C para aliviar aproximadamente 90 % de tensiones residuales. Estos hierros contienen 2.16 % de C, 2.08 % Si, 1.76 % Cr, 15.19 % Ni y 11 % Cu.

La velocidad de calentamiento depende de la forma de la pieza, y excepto por la complejidad de la pieza no es especialmente crítica.

El enfriamiento lento desde la temperatura de alivio de tensiones es parte esencial del alivio de tensiones cuando se desea la conversión de carburo perlítico a ferrítico.

Fig 15 Microestructura de una fundición gris sometida a un alivio de tensiones en un periodo de 1 Hr. en un rango de temperaturas de 607 a 621 °C. La matriz es ferrita, con zonas de perlita (área oscura), (Metal Handbook Vol. 7 8ª edición pág. 82)



4.3 Fundición Nodular

En relación con los tratamientos térmicos que se pueden aplicar a la fundición nodular, se señalan a continuación puntos importantes del recocido, normalizado, temple y del endurecido superficial.

4.3.1 Recocido

Al hierro nodular se le puede aplicar el recocido, cuando no se requiere alta resistencia pero sí máxima ductibilidad y buena maquinabilidad. La microestructura se convierte en ferrita y grafito esférico. Elementos aleantes como el manganeso, fósforo, cromo, níquel y molibdeno deben ser lo más bajo posible para una mejor maquinabilidad.

El tratamiento consiste en elevar la temperatura de 860 a 900 °C durante 3 hrs. enseguida, un enfriamiento lento dentro del horno de 15 -20 °C por Hr. hasta alcanzar una temperatura de 648 °C.

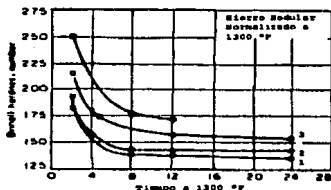
A continuación se sacan las piezas de horno y se dejan enfriar a temperatura ambiente.

4.3.2 Normalizado

La finalidad de este tratamiento es homogeneizar la estructura y conseguir una excelente combinación entre el límite elástico y la resistencia a la tracción y consiste en elevar la temperatura a 871-940°C durante 30 minutos por cm² de sección y enseguida el enfriamiento se realiza al ambiente. La microestructura obtenida por este método depende de la composición de la fundición y del período de enfriamiento.

El endurecimiento se ve afectado por diferentes variables, entre ellas la temperatura, la influencia de diversos contenidos de níquel y varias combinaciones de elementos aleantes.

Para reducir la dureza y aliviar tensiones residuales que se desarrollan cuando varias partes de la fundición son enfriadas a diferentes velocidades, el normalizado comúnmente es seguido de un revenido.



El efecto del revenido sobre la dureza y resistencia a la tensión depende de la composición del hierro y la dureza obtenida en el normalizado se presenta en la figura 16 .

FUNDICION	TC	Si	Mn	Ni
1	3.30	2.00	0.30
2	3.22	1.80	<0.10	0.58
3	3.28	2.00	0.54
4	3.20	2.00	0.30	1.70

Fig 16 Influencia del tiempo a temperatura subcrítica de recocido sobre la dureza de varias fundiciones nodulares.

4.3.3 Temple

Para este proceso normalmente se usan temperaturas de 843 a 926°C para la austenitización. El medio del temple preferido para minimizar tensiones es el aceite, aun cuando el agua puede usarse para piezas de forma simple.

Para obtener la máxima dureza durante el temple, el tiempo a la temperatura de austenitización es importante, por lo general se mantiene 20 minutos por cm² de sección.

Rangos normales de carbono total y silicio tienen poca influencia en el endurecimiento. La temperatura de austenitización dependen del contenido de carbono combinado. La variedad de endurecimiento que pueden obtenerse po la adición de elementos aleantes se muestra en la fig. 17

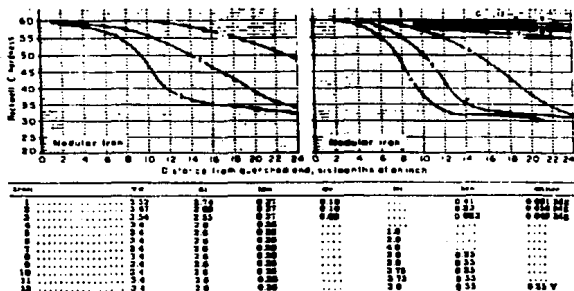


Fig. 17 Efectos de elementos aleantes sobre el endurecimiento por temple de una fundición nodular a través de los resultados de un ensayo Jominy.

Después de templar el hierro nodular, es usualmente revenido por 1 Hr más 1 Hr./Pulg² de sección para obtener la dureza deseada.

4.3.4 Endurecimiento Superficial

El temple por flama, es frecuentemente aplicado a las fundiciones y consiste en un calentamiento local a temperaturas por encima de la crítica de transformación, por medio de una llama oxiacetilénica procurando homogeneizar el calentamiento; a continuación, el enfriamiento se realiza en agua o aceite, para obtener la máxima transformación martensítica.

Mediante este tratamiento las tensiones producidas son inferiores a las del temple total, al tener que enfriar una zona pequeña, lo que crea menor distorsión.

El temple por inducción, es un temple por flama pero mecanizado y tiene la ventaja de obtener una mayor regularidad en el calentamiento y mayor rapidéz dando todo ello una homogeneidad estructural muy aceptable. La desventaja de este método es el costo de la instalación y la imposibilidad de adaptar la bobina al diseño, lo que ocasiona serias complicaciones.

Cuando se aplica un temple superficial debe cuidarse mucho la temperatura de calentamiento: que no supere los 898°C y que sea homogénea, para no mermar las propiedades mecánicas del hierro nodular.



Fig 18 Zona endurecida por flama en un hierro nodular. Los nódulos de grafito están en una matriz de martensita (obscura) con poca cantidad de austenita retenida (blanca) (Metals Handbook Vol. 7, 8ª edición pág. 90)

4.3.5 Nitruración

Proceso de endurecimiento que involucra la difusión de nitrógeno en la superficie de un material a una temperatura cerca de 55 a 600 °C.

Existen dos tipos de nitruración: Gaseosa y Líquida (los hierros nodulares aceptan los dos tipos).

La primera no es muy difundida por requerir de elementos aleantes capaces de formar fuertes nitruros de elevada dureza, como ejemplo el cromo, molibdeno, titanio, etc.

La utilización de la segunda es constante ya que no requiere elementos aleantes y se obtienen excelentes propiedades mecánicas como:

- a) Aumento de la resistencia a la fatiga, especialmente en piezas sometidas a flexiones alternadas.
- b) Elevada resistencia al desgaste y rozamiento.
- c) Ligero aumento de la resistencia a la corrosión, ninguna variación a las dimensiones de las piezas tratadas.

Este tipo de nitruración es muy utilizado por su fácil manejo y economía, el tratamiento consiste en sumergir las piezas de un baño líquido de sales con composición a base de cianuros y cianatos. Estos últimos forman los elementos activos de nitruración. El enriquecimiento superficial del nitrógeno se efectúa a una temperatura en el intervalo de 500-580 °C con permanencia de 1-3 Hrs. y a continuación se efectúa un enfriamiento al aire o en un medio más energético.

El enfriamiento después del tratamiento de nitruración interviene en forma clara en la matriz de ésta capa. Si se realiza rápidamente, el nitrógeno queda en solución pudiendosele

distinguir de la matriz; mientras que con enfriamientos lentos se provoca la precipitación del nitrógeno en forma de agujas.

Esta capa concede elevada resistencia al rozamiento y confiere propiedades antioxidantes, por esto las piezas de hierro nodular tratadas así no pueden ser rectificadas, porque se eliminarían sus propiedades principales.

4.3.6 Eliminación de Tensiones

Durante el maquinado, las tensiones residuales que queden en la fundición, se incrementan. Mediante un calentamiento a una temperatura de 500-600°C durante 2-5 Hrs. y siguiendo un enfriamiento lento dentro del horno y sacarlas al aire cuando la temperatura baje a 200 °C, se pueden eliminar estas tensiones.

Este tipo de tratamiento se aplica a piezas grandes y delicadas como son:

- Cabezas para motores diesel
- Bancadas
- Plataformas para prensas
- Carcasas para turbinas
- Cuerpos de válvulas

La dureza brinell no sufre variaciones después de este tipo de tratamiento, quedando prácticamente igual que al inicio.

4.4 Fundición Maleable

Los hierros maleables perlíticos y ferríticos son producidos por el recocido del hierro blando de composición controlada.

El recocido se realiza industrialmente en dos etapas conocidas como primera y segunda fase del recocido.

En la primera fase del recocido, la fundición blanca se calienta lentamente hasta una temperatura de 840 a 980°C. Durante el calentamiento, la perlita se transforma en austenita al alcanzar la línea crítica inferior y a medida que aumenta la temperatura, la austenita disuelve más cementita.

En el diagrama de la figura 19 vemos que en el sistema metaestable la austenita puede disolver más carbono que en el estable. Por esta razón, existe una fuerza directriz que hace que el carbono se precipite fuera de la austenita en forma de grafito libre. La precipitación inicial de un núcleo de grafito deja a la austenita sin carbono, lo que ocasiona que se disuelvan nuevas cantidades de cementita, lo que da lugar a una nueva acumulación de carbono sobre los núcleos de grafito ya formados. Los núcleos de grafito crecen en todas las direcciones, adoptando la forma de nódulos irregulares, denominados como carbono revenido. La fundición blanca se mantiene a esta temperatura, hasta que todos los carburos grandes se han descompuesto. Como la grafitización es un proceso relativamente lento, la

fundición debe mantenerse a ésta temperatura por lo menos durante 20 Hrs. La estructura al final de ésta primera fase de grafitización está formada por nódulos de carbono revenido distribuidos en la matriz de austenita saturada.

Al descender lentamente la temperatura, la solubilidad del carbono en la austenita disminuye, lo que origina la precipitación de nuevas cantidades de carbono a la austenita.

La segunda fase del recocido consiste en un enfriamiento muy lento al atravesar la zona crítica en que tiene lugar la reacción eutéctode. Esto permite a la austenita descomponerse en las fases estables de ferrita y grafito, una vez terminada la grafitización.

La estructura no sufre ninguna nueva modificación durante el enfriamiento a temperatura ambiente, quedando constituida por nódulos de carbono revenido en una matriz ferrítica.

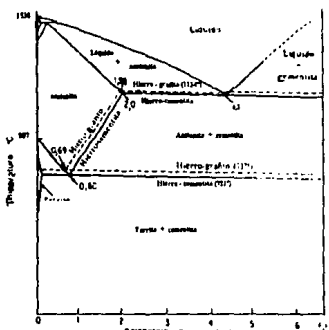


Fig. 19 La obtención de una fundición maleable perlítica, puede lograrse con la adición de manganeso a la fundición y seguir el proceso normal del recocido, o bien sustituir la segunda fase de recocido por un temple, normalmente al aire, lo que hace que el enfriamiento en la región eutéctode se lleve a cabo con la velocidad necesaria para la obtención de cementita en la matriz. La cantidad de perlita que se forma depende de la temperatura de temple y de la velocidad de enfriamiento.

Si el enfriamiento en la región eutéctode no se realiza a la velocidad necesaria para que el carbono quede en forma combinada, las zonas que rodean los nódulos de carbono revenido estarán totalmente grafitizadas mientras que las más distantes presentarán una estructura totalmente perlítica, a ésta estructura se conoce como "ojo de buey".

La fundición maleable perlítica también puede obtenerse a partir de la fundición maleable ferrítica mediante un calentamiento de ésta última por encima de la temperatura crítica inferior, seguida de un enfriamiento rápido. Cuanto más elevada es la temperatura, mayor es la cantidad de carbono de los nódulos de grafito que se disuelve, que después en el enfriamiento quedará en forma de carbono combinado, lográndose obtener las características deseadas.

Las siguientes figuras muestran las microestructuras de la fundición maleable, bajo diversas condiciones metalúrgicas.



Fig. 20 (a) Fundición maleable sin atacar. Los nódulos de grafito de forma irregular que aparecen en la microestructura se denominan carbono revenido. (b) Fundición maleable ferrítica. (Introducción a la Metalurgia Física, Avner Pag. 425 Ed. McGraw-Hill).



Fig. 21 Fundición Maleable perlítica.



Fig. 22 Aspecto típico de una estructura de "ojo de buey". Los nódulos de carbono de revenido se encuentran rodeados por ferrita y separados unos de otros por perlita laminar. (Introducción a la Metalurgia Física, Avner Pag. 429 Ed. McGraw-Hill).

4.4.1 Temple y Revenido

En la mayoría de las fundiciones el procedimiento empleado de temple es el siguiente: a) aire frío después del primer recocido, retiene cerca de 0.75% de C en la perlita b) Recalentar de 15 a 30 minutos de 843 a 871°C, para reaustenitizar la matriz. c) Templar a una temperatura de 80 a 105°C en aceite, así se desarrolla una matriz que consiste en martensita y bainita con dureza de 555 a 627 Bhn .

El incremento de la temperatura de austenitización incrementa la cantidad de carbono disuelto, el cual es medio en el carbono combinado después del temple a temperatura ambiente como lo muestra la figura 3 25.

La alta temperatura de austenitización de 900 a 930°C da como resultado una mayor homogeneidad en la austenita, la cual es deseable para obtener martensita más uniforme pero también puede causar distorsión o grietas.

El temple y el revenido de un hierro maleable perlitico puede ser producido desde el recocido de un hierro maleable ferrítico, la matriz de este hierro es esencialmente carbono libre; el grafito puede ser disuelto en austenita a una temperatura de 845 a 870°C por un intervalo de tiempo suficientemente largo para lograr una matriz austenitica con un contenido de carbono uniforme.

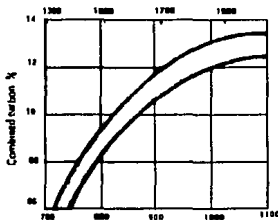


Fig. 23 Efecto de la temperatura de austenitización sobre el contenido de carbono combinado.

El tratamiento de revenido consiste de ciclos de no menos de 2 Hr. a una temperatura suficiente para asegurar la uniformidad del producto. El tiempo de revenido debe ser ajustado para el espesor de la sección y el enfriamiento de la microestructura. La perlita fina y la bainita requieren largos tiempos de revenido. En general el endurecimiento final es controlado con procesos que se utilizan en el tratamiento de aceros de medio y alto contenido de carbono. Los efectos de la temperatura de revenido y el tiempo sobre la dureza de un hierro maleable ferrítico y perlitico se muestran en la figura 24.

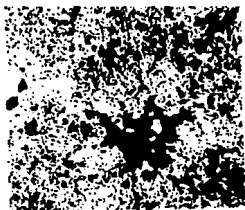


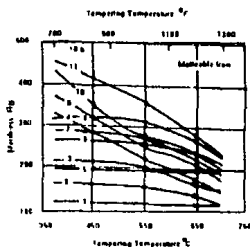
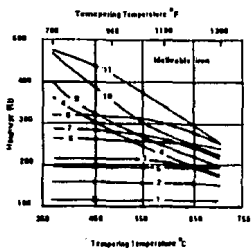
Fig. 24 Hierro maleable perlítico, se mantuvo a 860°C, se templó en aceite y después se aplicó un revenido a 593°C. Se observan los nódulos de carbono revenido y las partículas de Mn S en una matriz de martensita revenida (Metals Handbook Vol. 7 8a. edición pag. 979.)

4.4.2 Endurecimiento Superficial.

El hierro perlítico maleable puede ser endurecido por calentamiento por inducción o por flama. Generalmente, la dureza está en el rango de 55 a 80 Rc, con una profundidad controlada por la velocidad de calentamiento y por la temperatura desarrollada sobre la superficie de la pieza que se debe endurecer.



Fig. 25 Hierro maleable perlítico, el cual fue templado y revenido para después darle un endurecimiento por flama (Metals Handbook vol. 7.8a. edición pag. 97).



Iron	Material	TC	Composition % ^a				Alloying and Prior Head Treatment	Hardness	HB
			Si	S	Mn	Mo			
1...	Standard (ferritic) grade 32510	2.40	1.80	0.072	0.30	Unalloyed, fully malleabilized	116	
2...	Pearlitic malleable iron, grade 45007	2.40	1.80	0.072	0.30	Unalloyed, air quenched from 925° C (1710° F), tempered 2 h at 695° C (1280° F)	156	
3...	Pearlitic malleable iron, grade 60003	2.40	1.80	0.072	0.30	Unalloyed, oil quenched from 870° C (1600° F), tempered 3 h at 650° C (1200° F)	212	
4...	Oil-quenched malleable	2.40	1.80	0.072	0.30	Unalloyed, oil quenched from 870° C (1600° F), not tempered	444	
5...	Pearlitic malleable iron, grade 45010	2.40	1.80	0.076	0.90	Alloyed (Mn); air quenched from 940° C (1720° F), tempered 34 h at 715° C (1320° F)	192	
6...	Pearlitic malleable iron grade 80002	2.40	1.80	0.072	0.90	0.45	Alloyed (Mn and Mo); air quenched from 940° C (1720° F), tempered 12 h at 620° C (1150° F)	262	
7...	Air-quenched alloyed malleable iron	2.40	1.80	0.079	0.90	Alloyed (Mn); air quenched from 925° C (1700° F); not tempered	285	
8...	Air-quenched alloyed malleable iron	2.40	1.80	0.076	1.10	Alloyed (Mn); air quenched from 925° C (1700° F) not tempered	321	
9...	Oil-quenched alloyed malleable iron	2.40	1.80	0.079	0.90	Alloyed (Mn); oil quenched from 830° C (1525° F), not tempered	514	
10...	Oil quenched alloyed malleable iron	2.40	1.80	0.076	1.10	Alloyed (Mn); oil quenched from 830° C (1525° F), not tempered	578	
11.	Air-quenched alloyed malleable iron	2.40	1.80	0.072	0.90	0.45	Alloyed (mn) and Mo.; air quenched from 940° C (1720° F) not tempered	514	

Fig. 24 Efecto de la temperatura de revenido y el tiempo sobre la dureza de hierro malleable pearlitico y ferritico.

4.4.3 Martempleado y Revenido

La aplicación de un tratamiento térmico de martempleado y revenido permite desarrollar propiedades mecánicas similares a las obtenidas de un temple y revenido (por ejemplo, resistencia a la tensión 852 Mpa y dureza de 300 HB).

El hierro maleable perlítico es susceptible al agrietamiento cuando se temple en aceite caliente de 40 a 95°C desde la temperatura de austenitización. Una temperatura segura del aceite o baño de sal para el temple es cerca de 205°C.

EJEMPLOS DE APLICACION DEL TRATAMIENTO TERMICO

(Selección y cuidados)

Ejemplo 1.

La figura 26 muestra el control de dureza obtenida en una fundición que fue templada y revenida para un manguito, de un hierro maleable perlítico de la clase 80002. Estos manguitos fueron calentados a 870°C por 30 minutos, templados en aceite a 85°C y revenidos a 650°C por 2 Hrs.

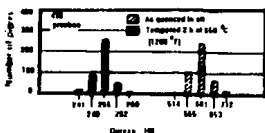


Figura 26 Control de dureza obtenida de piezas templadas y revenidas en las condiciones del ejemplo 1.

Ejemplo 2

Un tipo de hierro maleable perlítico fue usado para herramientas para conectores eléctricos. Las mordazas de estas herramientas eran originalmente diseñadas con insertos hechos de acero endurecido. Moldeando a la cascara las mordazas y dandoles tratamiento térmico, es posible integrar las mordazas al intrincado contorno diseñado de la fundición y puede ser endurecido por calentamiento por inducción y templado en agua para proporcionar la resistencia al desgaste requerida. El endurecimiento fue así restringido en las mordazas, y la resistencia y dureza correspondiente al tipo fue mantenida en el brazo de palanca.

Ejemplo 3

El hierro gris no aleado de una válvula guía es calentado en un horno de atmosfera controlada, hasta obtener una temperatura de 900°C por una hora.

La válvula se temple en aceite, manteniendo la temperatura alrededor de 60°C, obteniendo una dureza de 45 a 50 Rc. Después del revenido a 426°C, se obtendrá una dureza de 30 a 34 Rc.

Ejemplo 4

Una guía de valvula será hecha de hierro gris, que contiene 3.40C, 2.40 Si, 0.21 Cr. y 0.50 Cu, la cual se calienta a 871°C, manteniéndose ésta temperatura por una hora. Después es templada en aceite; el revenido se realiza a 450°C por una hora. La distribución de la dureza después del temple y revenido, para 25 piezas se muestra en las graficas de la figura 27

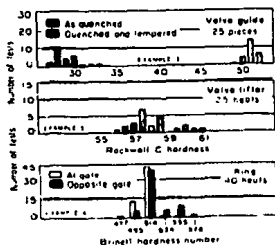


Fig. 27 Distribución de la dureza de temple y revenido de partes producidas con hierro gris.

Ejemplo 5

Las piezas fundidas con la forma de anillos de diametro de 2.5 pulg. por 0.75 pulg. de alto por 0.25 a 0.5 pulg. de espesor, estan hechas de hierro gris. Las piezas son tratadas térmicamente, el tratamiento comienza con un calentamiento hasta la temperatura de 870 °C manteniendo esta temperatura por un tiempo de media hora, entonces se temple en aceite. Los datos de dureza por 20 lotes consecutivos se representan en la figura 27.

Cuando se temple en aceite a 100°C y se aplica un revenido a 260°C, a un cilindro de motor Diesel, tiene un promedio de distorsión de 0.0101 in., y ocasionalmente se presentan grietas. Ello se puede disminuir cuando se austempleado pues la misma pieza se tiene un promedio de distorsión de 0.0026 in., y cuando se aplica un martemplado el promedio de distorsión fue de 0.0025 in. El promedio máximo de crecimiento para estas piezas fueron los siguientes:

Templado en aceite y revenido	0.0279 in
Austemplado	0.0099 in
Martemplado	0.0089 in

El ciclo de austemplado consiste de un precalentamiento a 600 °C por 5 minutos,

austenitizar a 871°C por 8 minutos, templado a 230°C, manteniendo esta temperatura por 20 minutos, y enfriar a temperatura ambiente.

El ciclo de martemplado comprende un precalentamiento a 650 °C por 5 minutos, austenitizar a 850 °C por 8 minutos, templado con agitación en el baño de sal a 343 °C por 1 minuto, enfriando en aire en un tiempo mínimo de 1 hora, y revenir a 130 °C.

Ejemplo 7

Rápido desgaste y rompimiento por impacto de una barra de fundición

La composición nominal utilizada en este hierro fué 2.75 C. 0.75 Mn. 0.5Si, 0.5 Ni, 19.5 Cr, 1.1 Mb. La dureza medida es de 450 a 500 BHN . La dureza deseada para este material después de templar en aire era de 600 a 650 BHN. La microestructura que se muestra en la figura 33 consiste de carburos de cromo (Cr_7C_3) en una matriz de austenita retenida y martensita mezclada con carburos secundarios.

La baja dureza resulta de la excesiva cantidad de austenita retenida, esto ocasiona una reducida resistencia al desgaste.

Recomendaciones - Reducir la austenita retenida, la recomendación consiste en evitar una excesiva temperatura de austenitización y excesiva velocidad de enfriamiento desde la temperatura de austenitización, controlando la composición química para evitar un excesivo endurecimiento por el tamaño de la sección involucrada.

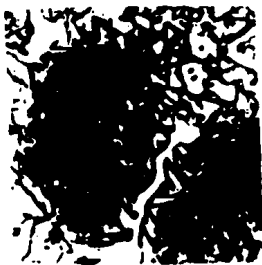


Fig. 28 Microestructura de una fundición de hierro que se rompió y sufrió un prematuro desgaste (Metals Handbook vol. 11 9a. edición pag. 368).

Ejemplo 8

Problemáticas asociadas al tratamiento térmico de piezas de fundición
Falta en la tapa de un cojinete causada por la combinación de tensiones y la baja resistencia de la microestructura

La tapa del cojinete de un motor de tractor que se fabrica de una fundición de hierro, a menudo sufre facturas luego de un corto tiempo de operación

Inicialmente dos fracturas de la tapa del cojinete son examinadas; ambas muestran el mismo fenómeno, externamente y metalográficamente en la sección. La fractura originalmente en la fundición es una ranura y corre aproximadamente en forma radial hacia el eje del árbol (fig. 29a). El pequeño cruce de sección fué el punto de origen de la fractura.

Para un examen metalográfico, la sección fue copiada parcialmente a la fractura como se observa en la fig. 29(b) grafito del tipo D, lo que puede observarse en la fig. 30



Fig. 29 Falla de la tapa de un cojinete de hierro gris (a). Este lado muestra la grieta. (b) Sección continua de la grieta paralela a la fractura (Metals handbook vol. 11, 9a. edición pag. 348).

En una pieza con matriz ferrítica (fig 31) ésta se extiende bajo la superficie. Esto indica que la fundición fue recocida a alta temperatura para aliviar las tensiones, el núcleo de la estructura de la tapa consiste de grafito en una matriz de perlita-ferrita (fig 32 a y b). El promedio de dureza fué 160 BHN, este valor explica la baja resistencia de la tapa.

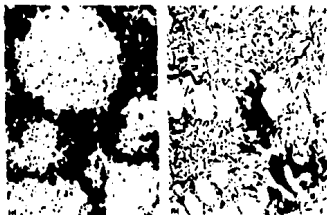


Fig. 30 Microestructura de la falla de la tapa de un cojinete. (a) Estructura del borde de la zona, consistió en grafito con ferrita. La zona oscura es perlita. (b) La misma zona con un aumento de 500x (Metals handbook vol 11 9a edición pag. 348).



Fig. 31 La superficie de la falla de la tapa del cojinete. Se observa la ferrita en la superficie (Metals Handbook vol. 11 9a. edición pag. 349).

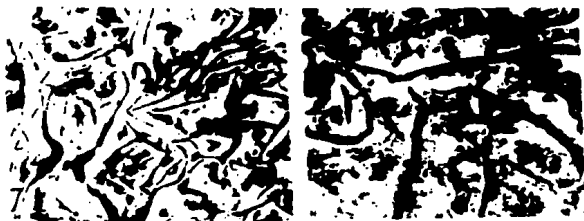


Fig. 32 Microestructura del núcleo de la tapa del cojinete. (a) placas de grafito en una matriz de perlita-ferrita. (b) la misma figura aumentada a 500x (Metals handbook vol. 11. 9a. Edición Pag. 349)

El análisis químico, se realizó sobre tres tapas que fallaron y después en cinco tapas que tuvieron largos periodos de servicio. La composición encontrada fue:

_____ Elemento % _____						
Tapa	C	Mn	P	S	Si	Grafito
Falla	3.55	0.65	0.109	0.064	2.74	3.05
No. fractura	3.25	0.66	0.312	0.124	2.62	2.73

De estos datos el valor del carbono saturado fue calculado como 1.06 para la zona de la fractura y 0.97 para la región de no fractura de la tapa.

El contenido de carbono, grafito y silicio, son significativamente altos y el fosforo son bajos. El valor del carbono saturado es también alto en el caso de la fractura de la tapa. Todas las tapas que fallaron muestra en una composición hipereutéctica con composición de carbono de saturación de 1.03 a 1.09, mientras las tapas que no fallaron tienen composición hipoeutéctica con una composición de carbono de saturación de 0.96 a 0.98.

Una comparación de la sección de la grieta muestra que las tapas que no fallaron tienen menos ferrita en el borde y en el núcleo (Fig. 33a y b) comparando esto con una tapa que se rompió (Fig 33a y b). Esto indica que la composición química de la fundición de hierro debe mantenerse al rango hipoeutéctico.

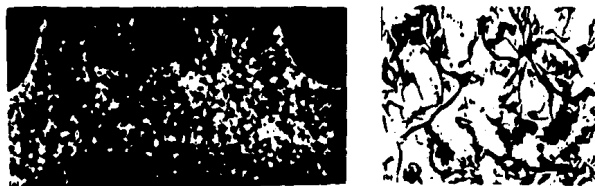


Fig. 33 Microestructura de una tapa de cojinete hipoeutéctico de fundición gris. a) Sección transversal de la tapa. b) Microestructura de la tapa antes del recocido.

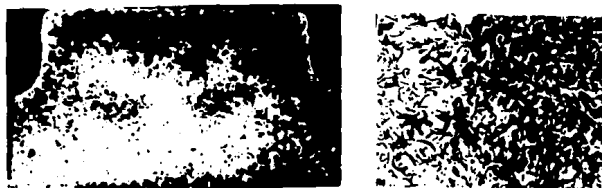


Fig. 34 Microestructura de una tapa de cojinete hipereutéctico de fundición gris. a) Sección transversal de la tapa. b) Microestructura.

Los efectos del alivio de tensiones fue analizado por el recocido de varias piezas por 2 horas a diferentes temperaturas (550, 575, 600, 650 y 750°C), respectivamente, después estas estructuras fueron confirmadas comparando con la condición inicial de la fundición inclusive piezas no recocidas mostraron ferrita agrupada en grafito del tipo D bajo la superficie y en el núcleo en menor proporción correspondiendo a la favorable composición de la fundición. Esto indica que la ferrita no resulta de la descomposición del carbono durante el recocido. No cambia notablemente la estructura de las piezas en el recocido a temperaturas sobre 625°C (fig. 35), pero la mayoría de la perlita en la matriz tiende a descomponerse después del recocido por 2 horas a 650°C. Para 625°C baja inclusive a 132 y 121 BHN. Esto indica que el alivio de tensiones en el recocido no es recomendable a temperaturas que exceden 600°C.



Fig. 35. Estructura hipoeutéctica de tapas de cojinetes después del recocido. a) Después del recocido a 625°C. b) Después del recocido a 650°C.

Conclusiones.- Dos factores ejercen un desfavorable efecto que causan la baja resistencia de el material. Primero, las tensiones en la operación fueron aumentando localmente a través del borde cortante de la grieta, la resistencia a la fractura de la fundición de hierro fue bajada en este punto crítico por la existencia de ferrita en el borde. La microestructura de grafito del tipo D y ferrita es consecuencia de la solidificación retardada.

La formación de ferrita puede ser acelerada por el recocido. Esta ferrita muestra baja resistencia que tiene particularmente un efecto dañino sobre la parte inferior de la grieta a altas tensiones en la operación.

Recomendaciones. Para evitar este tipo falla, las recomendaciones consisten en:

- 1) Eliminar las grietas, lo cual daría simultáneamente una mejor resistencia en la sección de cruce y eliminar el efecto de muesca.
- 2) Eliminar la ferrita del borde.
- 3) El lento enfriamiento en el molde para evitar un rápido enfriamiento.
- 4) Un recocido a baja temperatura o eliminación de un posterior tratamiento considerando la forma sencilla de la fundición.

CAPITULO 5. Tratamiento Térmico de Aleaciones de Aluminio.

5.1 Generalidades.

5.1.1 El Aluminio y sus Principales Aleaciones

El aluminio es un metal blando y dúctil, de estructura cúbica de caras centradas y cuya temperatura de Fusión es de 660°C. Sus propiedades mecánicas pueden mejorarse por medio de la aleación y el tratamiento térmico. Debido a que el punto de Fluencia de la mayoría de las aleaciones se encuentra cerca de los 175°C, las aplicaciones se encuentran en rangos de temperatura bastante bajas. A continuación se presentan las principales propiedades del aluminio con el fin de situarlo como un material ampliamente utilizado en distintas industrias.

Una de sus principales características es su baja densidad (2.7g/cm^3) comparada con la de otros metales como el acero (7.86g/cm^3) o el cobre (8.42g/cm^3).

Su conductividad eléctrica es aproximadamente 61% con relación al cobre y como pesa mucho menos, resulta dos veces mas efectivo como conductor eléctrico. El aluminio en hoja (con pureza de hasta 99.99%) se emplea bastante en la industria electrónica.

También es un buen conductor de calor, lo que le hace un material idóneo para aplicaciones que involucren transferencia de calor.

Otra propiedad ampliamente usada es la de funcionar como una barrera a la humedad del medio ambiente, por lo que se usa para empacar alimentos y manejar ácidos y solventes. Esta misma propiedad de resistencia a la corrosión ambiental se ve favorecida por la formación de una película de óxido de aluminio al contacto con el aire, lo que es aprovechado por la industria de la construcción provocando también su aceptación en los acabados electrolíticos (anodizado en diversas tonalidades y coloraciones).

Gracias a que el aluminio es no magnético se usa para gabinetes eléctricos, estructuras marinas, etc.

Finalmente, también es un buen reflector del calor (energía solar), no es tóxico y no produce chispas (zonas explosivas)

Producción del Aluminio

Para la producción del aluminio se usa generalmente la bauxita, mineral que es tratado mediante el proceso Bayer y que tiene como resultado final utilizable la alúmina anhidra Al_2O_3

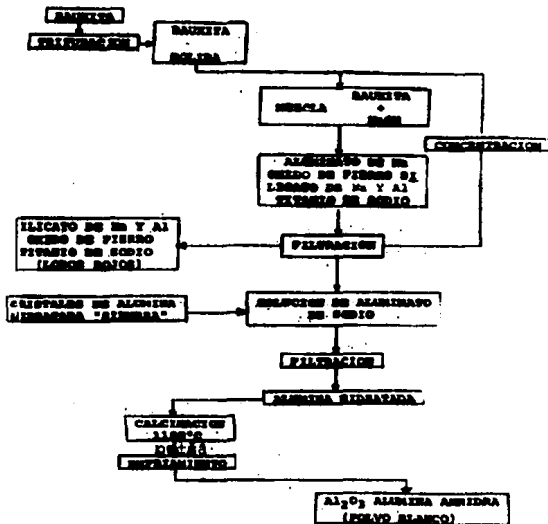


Fig.1 "Proceso para la obtención de alúmina anhidra Al_2O_3 : PROCESO BAYER."

Posteriormente el aluminio se obtiene a partir de la alúmina (Al_2O_3) por medio de un proceso electrolítico en el cual ésta es disociada y separada en sus dos componentes: el aluminio metálico y el oxígeno. En este proceso se alcanza una pureza del 99.5% de Al.

Principales Elementos Aleantes.

Al igual que otros metales, las aleaciones de aluminio con diversos metales mejoran las propiedades.

Como se comprobará a continuación, la mayoría de las aplicaciones del aluminio se encuentran en sus aleaciones. A su vez, las aleaciones se pueden clasificar en tratables térmicamente y no tratables térmicamente. En seguida se describen las características y los efectos principales de diversos elementos aleantes que se adicionan al aluminio:

Cobre:	Hace a las aleaciones tratables térmicamente Incrementa la resistencia y la dureza Incrementa la maquinabilidad Disminuye la resistencia a la corrosión
Magnesio	Incrementa la resistencia a la tensión Incrementa la resistencia a la corrosión en ambientes marinos Incrementa la dureza Incrementa la soldabilidad
Manganeso	Incrementa la resistencia mecánica Incrementa la resistencia a la corrosión en ambientes marinos
Silicio	Desciende el punto de fusión Hace a las aleaciones tratables térmicamente, junto con el Magnesio Buena ductilidad Proporciona buena resistencia a la corrosión
Zinc	Aumenta la dureza En combinación con el magnesio produce aleaciones tratables térmicamente con alta resistencia Es soluble en el aluminio a 3.82°C (hasta 93%)

También se pueden agregar otros metales para mejorar aleaciones; tales como:

Bismuto, Plomo,

Estaño.-	Incrementan la maquinabilidad
Boro.-	Incrementa la conductividad eléctrica
Berilio.-	Incrementa las características de soldabilidad y vaciado
Níquel.-	Incrementa la resistencia a temperaturas elevadas
Titanio.-	Mejora el refinamiento de grano, lo que hace que mejore la resistencia y la ductilidad

Sistema de Designación de las Aleaciones de Aluminio

La designación del aluminio y de sus aleaciones en estado de forja fue normalizada por la Aluminium Association en 1954. Esta designación se realiza mediante cuatro números dígitos. El primero indica el tipo de aleación, el segundo la modificación de la aleación original o los límites de impurezas, y los últimos dos indican la o las aleaciones de aluminio de que se trate o bien, la pureza del aluminio.

El cero designa la aleación original y los números dígitos del uno al nueve expresan distintas modificaciones de la aleación.

Tabla 1.- Grupo de las aleaciones de aluminio

1	XXX	Aluminio de grado de pureza 99.00% o más
2	XXX	Cobre
3	XXX	Manganesio
4	XXX	Silicio
5	XXX	Magnesio
6	XXX	Magnesio y Silicio
7	XXX	Zinc
8	XXX	Otros Elementos

Otra designación numérica del Aluminio es la UNE:

Tabla 2.- Designación numérica del aluminio y sus aleaciones según UNE

Serie L- 1xxx Metales ligeros(*) y aleaciones madre

Grupo L- 11xx Aluminio

Grupo L- 18xx Aleaciones madre base Al

* Lingotes u otras formas que no sean piezas moldeadas o productos forjados

Serie L- 2xxx Aluminio y aleaciones de aluminio para moldeo

Grupo L- 20xx Aluminio

Grupo L- 21xx Aleaciones Al-Cu

Grupo L- 23xx Aleaciones Al-Mg

Grupo L- 25xx y L- 26xx Aleaciones Al-Si

Grupo L- 27xx Aleaciones Al-Zn

Grupo L- 29xx Aleaciones Al-Sn

Serie L- 3xxx Aluminio y aleaciones de aluminio para forja.

Grupo L- 30xx Aluminio

Grupo L- 31xx Aleaciones Al-Cu

Grupo L- 33xx Aleaciones Al-Mg

Grupo L- 34xx Aleaciones Al-Mg-Si

Grupo L- 35xx Aleaciones Al-Si

Grupo L- 37xx Aleaciones Al-Zn

Grupo L- 38xx Aleaciones Al-Mn

Grupo L- 39xx Aleaciones Al-Sn

Aleaciones de Aluminio.

A continuación se presentan las aleaciones mas comunes de aluminio con su composición, características, y aplicaciones.

Serie	Aleación	Características y Aplicaciones
--------------	-----------------	---------------------------------------

1000	99.3%-99.7%	Esta serie presenta aleaciones con facilidad de ser transformadas. Aplicaciones: conductores
	<u>1100</u> Menos Pureza con Hierro y Cobre 1.07. Si 0.5% Fe: 0.2%W	Eléctricos, intercambiadores de calor, Aplicaciones Arquitectónicas Serie comercial, blanda y dúctil, soldabilidad Se aplica en hojas de metal para capacitores y manijas
	<u>1050</u> 0.25% Si, 0.40% Fe; 0.05% Cu	Se aplica en tubos enrollados y extruidos
	<u>1060</u> 0.25% Si; 0.35% Fe; 0.051% Cu	Se aplica en equipo químico y vagones de ferrocarril
	<u>1230</u> 0.7% Si y Fe; 10% Cu	Se aplica en cubiertas para placas y láminas
	<u>1350</u> 0.10% Si; 40% Fe; 0.05% Cu	Se aplica en conductores eléctricos
2000	2.5= 5.0% de Cu	El cobre da lugar a una resistencia mas elevada y la aleación se puede tratar térmicamente, incrementando su dureza posteriormente por un proceso de envejecimiento. Puede contener pequeñas cantidades de Si, Fe,Mn,Cr,Zn. "Duraluminio" . Se utiliza en la Industria Aeronáutica.
	<u>2017</u> 4.0% Cu	
	<u>2014</u>	Mas cobre y magnesio que la 2017, tiene mayor resistencia a la fricción y un límite de elasticidad mayor que la 2017. Se aplica en puertas forjadas para trabajos fuertes, bastidores de camiones, armaduras de aviones.
	<u>2024</u> 4.5% W;1.5Mg	Mas difícil de fabricar por su mayor contenido de Mg, pero si se le somete a deformación en frio y envejecimiento, se obtienen los máximos valores del límite de elasticidad. Se aplica en estructuras de aviones, artículos de ferretería, ruedas de camiones, tornillería.

	2218 Aleación Al-Cu con 2% Ni	Se utiliza para la fabricación de piezas que se someten a altas temperaturas tales como culatas de motores y Pistones
	2085 Aleación con menos 2108 del 5% de Cu y de 3% 2380 de Si.	El cobre incrementa la resistencia y la maquinabilidad, el silicio proporciona mejores características de colado y estanqueidad. Se utiliza en: soportes, tubos, cuerpos de válvulas, depósitos de gasolina y aceite.
3000	Aleación con 1.82% de manganeso	Se emplea comunmente en algunas aleaciones de aluminio para forja.
	3003 1.2% Mn, D.12% Cu	Buenas características de resistencia a la corrosión y funde con relativa facilidad. Aplicaciones típicas: utensilios de cocina, equipo de almacenamiento, manejo de productos químicos y alimenticios, depósitos de gasolina y aceite, recipientes a presión y tuberías.
	3004 1.2% Mn, 10% Mg	Tiene aplicaciones en placas de metal, tanques, recipientes a presión, etc.
	3005 1.2% Mn; 0.4% Mg	Sus aplicaciones están en productos arquitectónicos, señales de carreteras, etc.
4000	Aleaciones hasta con 1.65% de Si	Aleaciones que generalmente no responden al tratamiento térmico y presentan buenas propiedades para ser forjadas
	4032 1.25% Si	Tiene buena forjabilidad y un coeficiente de dilatación térmica pequeño; tiene aplicaciones para la fabricación de pistones forjados
5000	Aleaciones binarias aluminio-magnesio (menos del 5% de Mg y bajo contenido de Si	Aleaciones no tratables térmicamente, aunque presentan un notable endurecimiento por precipitación. Tienen buena soldabilidad y resistencia a la corrosión y moderada resistencia mecánica.

<u>5005</u> 0.8% Mg	Aleación que se utiliza para la fabricación de piezas por extrusión y como conductores eléctricos
<u>5050</u> 1.2% Mg	Se utiliza en la fabricación de tuberías, conducciones de gas y aceite
<u>5052</u> 2.5% Mg 0.25% Cr	Canalización de aceite y combustible en aviones
<u>5056</u> 0.12% Mn; 5.1% Mg 0.12% Cr	Construcción de mallas metálicas y revestimiento de cables
<u>5088</u> 0.7% Mn; 4.45% Mg 0.15% Cr	Se usan para estructuras navales y soldadas, recipientes a presión soldados, antenas de T. V., blindajes, etc.
<u>5036</u> 0.45% Mn, 4% Mg; 0.15% Cr	
<u>5154</u> 3.5% Mg; 0.25 % Cr	Se usa para estructuras soldadas, tanques, recipientes a presión
<u>5361</u> 0.12% Mn, 5% Mg 0.12% Cr	Se emplea en alambres y electrodos
<u>5454</u> 0.8% Mn, 27% Mg; 0.12% Cr	Se utiliza en estructuras soldadas, recipientes, tuberías, servicios marinos
<u>5456</u> 0.8% Mn; 5.1% Mg; 0.12% Cr	Se emplea para estructuras fuertemente soldadas, tanques, recipientes a presión, servicios marinos
6000 <u>Aleaciones Aluminio -Mg - Silicio. Aleaciones endurecidas por precipitación. Mg 0.6 1.2%, 0.4 - 1.3% 6053 0% Mg, 2Si, 0.25% Cr</u>	Estas aleaciones alcanzan su máxima resistencia cuando se les somete a envejecimiento artificial. El Mg. y el Cr. son agregados para incrementar la resistencia y controlar el tamaño de grano Estas aleaciones tienen excelente
<u>6061</u> 1.5% Mg 2Si, 0.25% Cr 0.27% W	resistencia a la corrosión y se trabajan con mas facilidad que otras endurecidas por tratamiento térmico
<u>6063</u> 1.0% Mg 2Si; 0.25% Cr	Tienen aplicación en revestimiento de chapas
<u>6003</u> 1.2% Mg; 0.7% Si	Aplicaciones en estructuras marinas y carros de ferrocarril
<u>6005</u> 0.5% Mg; 0.8% Si	Aplicación en máquinas y autotransportes
<u>6151</u> 0.6% Mg; 0.9% Si 25% Cr.	

	<u>6201</u> 0.8% Mg, 0.7% Si	Se utiliza en conductores eléctricos
	<u>6253</u> 1.2% Mg; 0.7% Si	Alambres y señales de tráfico
	0.25% Cr. 2.0% Zn	
	<u>6252</u> 1.0% Mg 0.6% Si	Se utiliza para tornillos (buena resistencia
	0.09 Cr. 0.27 Cu 0.55 Pb	mecánica)
	0.55 Br.	
7000	Aleaciones aluminio - Zinc	De forja tratables térmicamente y que
	4.8% Zn, 1-3% Mg	desarrollan las propiedades mas altas de
		resistencia que cualquier aleación
		comercial de Al. El Zn y el Mg tienen
		alta solubilidad sólida en el Al y
		desarrollan las características de elevada
		resistencia y endurecimiento por precipitación.
		El Cu (1-2%) incrementa la resistencia de las
		aleaciones Al-Zn-Mg.
	<u>7075</u> 5.6% Zn; 2.5 Mg 1.6%	Tienen las mas altas resistencias y es
	Cu 0.3% Ci	aplicable a fines militares; tienen la
	<u>7079</u> 4.3% Zn 3.37 Mg 2.0%	máxima resistencia a la fracción que se
	Cu	puede obtener de aleaciones de aluminio.
	<u>7178</u> 6.8% Zn 2.7% 20% W	también se usan en casos donde se
	<u>7001</u> 7.4% Zn 3.0% Mg 21%	necesita una gran resistencia a la
	W 0.3% Cr	corrosión (estructuras de aviones y
	embarcaciones)	
8000		Siempre que el aluminio se pueda alea
		con otros elementos, por ejemplo,
		Be,Bi,Bo,Fe,Ni,Pb,Na,Ti,zirconio, Li, se
		clasifican en la serie y normalmente este
		tipo de aleaciones corresponde a aplicaciones
		muy específicas.

5.2 Sistema de Designación de los Tratamientos Térmicos.

Los tratamientos térmicos pueden combinarse con tratamientos mecánicos para conferir al material las características adecuadas.

De todas las posibilidades existentes hay algunas mas habituales que son reconocidas en las normas de los países.

Como es importante conocer el estado en que se encuentra el material, bien sea aluminio fundido o forjado y por la tanto los tratamientos que ha sufrido, se ha elaborado un sistema de designación. Los distintos tratamientos básicos se indican mediante una letra, seguida por uno o mas dígitos, salvo en los estados de recocido y bruto, que no van seguidos por ninguno. Los estados básicos son cuatro, los cuales

vienen representados por F, estado bruto; O, estado recocido; H, endurecido por deformación en frío o estado de acritud; y T, tratado térmicamente.

F: Estado bruto de fabricación.

Se aplica en aquellos casos en que el producto no ha sido sometido a ningún tratamiento térmico ni mecánico intencional después de su fabricación. Los materiales en este estado, en especial los forjados, no presentan características mecánicas muy precisas

O: Recocido total (solo se emplea para productos de forja)

Es el estado de máximo ablandamiento de los productos de forja.

H: Acritud

Corresponde al estado de un producto que ha sido sometido a deformación plástica (deformación en frío) a temperatura inferior a la de recristalización seguida o no de algún tratamiento suplementario con el fin de obtener un ablandamiento parcial. La letra que designa al estado de acritud (H) nunca va sola, sino que va seguida de dos o mas cifras que corresponden a distintas subdivisiones del estado. La primera de ellas indica el proceso seguido para la obtención de la acritud, según el siguiente Código:

H1: Solamente deformación en frío. Corresponde a productos que han sido endurecidos por deformación en frío únicamente para alcanzar las características mecánicas deseadas directamente, es decir, sin tratamiento térmico suplementario.

H2: Deformación en frío seguida de recocido parcial. Corresponde a productos que han sido endurecidos por deformación en frío, hasta una resistencia superior a la final deseada, la cual se obtiene, posteriormente, mediante un adecuado recocido parcial. El recocido parcial da lugar a un aumento de ductibilidad mas acusado que la disminución de resistencia. Por ello, para un mismo nivel de resistencia, el estado H2 presenta mayor ductibilidad que el estado H1. El recocido parcial elimina también tensiones.

H3: Deformación en frío seguida de estabilizado. Corresponde a productos que han sido endurecidos por deformación en frío y, posteriormente, estabilizados mediante un calentamiento a baja temperatura, que produce una ligera disminución de las características de resistencia y aumenta la ductibilidad. Esta designación se aplica únicamente a aquellas aleaciones que, si no son estabilizadas, sufren un gradual ablandamiento.

La segunda cifra indicara el grado final de endurecimiento obtenido por cualquiera de los tres procedimientos anteriores. Se ha asignado el numero 8 al estado duro, es decir, al que tiene mayor grado de acritud generalmente utilizado. Los estados comprendidos entre 0 y 8; es decir, entre recocido y duro, se designan con las cifras 1 a 7. Un material que tenga una resistencia intermedia entre las correspondientes a los citados 0 y 8 se designa por la cifra 4 (semiduro) y así sucesivamente. Para indicar estados extraduros se emplea la cifra 9. En los casos en que se emplea una tercera cifra indica un estado diferente a los anteriores y se refiere generalmente a una diferencia en el proceso de fabricación o a diferente garantía de sus propiedades.

W: Temple: Calentamiento a determinada temperatura durante cierto tiempo, seguido de enfriamiento a una velocidad adecuada con el fin de disolver y retener en solución los constituyentes endurecedores. Es un estado inestable. Esta designación se

especifica solamente cuando se indica el periodo de maduración natural. Por ejemplo W media hora.

T: Tratado térmicamente. Se utiliza esta designación en los casos en que los materiales se tratan térmicamente para obtener estados estables con independencia de que posteriormente se sometían a una deformación en frío o no. El tratamiento térmico puede consistir en un temple y/o maduración (envejecimiento), o en cualquier otro tratamiento que de lugar a estados distintos de F, O, o H. Los tratamientos de temple y maduración pueden emplearse aisladamente o conjuntamente, constituyendo en este último caso el tratamiento de bonificado, y en cualquier caso combinado o son trabajado en frío.

La letra T va siempre seguida de una o mas cifras. Los números 1 a 10 han sido asignados para indicar distintos estados de tratamiento de acuerdo con el siguiente código.

T1: Maduración natural solamente(envejecimiento natural). Se aplica a aquellos productos, tales como piezas moldeadas o extruidas, enfriados durante su proceso de fabricación, desde temperaturas elevadas a velocidad suficiente para que su resistencia se incremente por envejecimiento natural.

T2: Recocido: (solo para productos moldeados). Designa un tipo de tratamiento de recocido empleado para aumentar la ductibilidad y estabilidad dimensional de los productos moldeados.

T3: Temple, Deformación en frío y maduración natural. Se aplica a productos que son trabajados en frío, después del tratamiento del temple, con el fin de aumentar su resistencia. También se aplica a productos para los cuales las operaciones de aplanado o enderezado tienen efecto reconocido sobre las características mecánicas.

T4: Sometido a un tratamiento térmico de disolución a alta temperatura y un proceso de envejecimiento natural hasta conseguir una condición totalmente estable.

T5: Maduración artificial solamente. Esta designación se aplica a productos, que en el proceso de fabricación se enfrían rápidamente desde temperaturas elevadas tales como piezas moldeadas o extruidas, y sometidas a maduración artificial para mejorar sus características mecánicas y/o su estabilidad dimensional.

T6: Temple y maduración artificial. Se aplica a productos que no son sometidos a trabajos en frío después del proceso del temple, o a aquellos en que las operaciones de aplanado o enderezado no tienen efecto reconocido sobre las características mecánicas.

T7: Sometido a un tratamiento térmico de solubilización (temple) y posteriormente estabilizado. Se aplica a productos que son llevados mediante un tratamiento de estabilizado a temperatura y durante un tiempo apropiado mas allá del límite que corresponda a la máxima resistencia, procurando controlar el crecimiento de grano y las tensiones residuales, con el fin de obtener a cambio algunas características especiales (por ejemplo: aleaciones que vayan a trabajar a altas temperaturas).

T8: Temple, deformación en frío y maduración artificial. Se lleva a cabo con el fin de aumentar la resistencia, también se aplica a productos para los cuales las operaciones tales como aplanado y enderezado no tienen efecto reconocido sobre las características mecánicas.

T9: Temple, maduración artificial y a continuación deformación en frío. Designación aplicada cuando el trabajo en frío se lleva a cabo con el fin de aumentar la resistencia mecánica del producto.

T10: Maduración artificial, y a continuación deformación en frío. Esta designación se aplica a productos, tales como: piezas moldeadas o extruidas, que han sido enfriadas rápidamente en su proceso de fabricación desde temperaturas elevadas, que han sido madurados artificialmente y a continuación trabajadas en frío con el fin de aumentar su resistencia mecánica.

5.3 Teoría de los Tratamientos Térmicos de Aleaciones de Aluminio.

5.3.1 El Tratamiento de Solubilización

Generalidades

El objeto del tratamiento de solubilización (de disolución) es poner en solución sólida la mayor cantidad de los solutos endurecedores tales como cobre, silicio, magnesio y zinc. Según se desprende de los diagramas de equilibrio, cuanto más alta es la temperatura mayor es la cantidad de soluto que admite el solvente en solución sólida. Por ello, la temperatura de solubilización ha de estar muy próxima a la de fusión del eutéctico.

Hay que evitar, sin embargo, llegar a dicha temperatura, porque si se produce la fusión de algún constituyente, el material es irrecuperable y se necesita fundirlo de nuevo. Este fenómeno de fusión de eutéctico es el del quemado. El quemado es origen a veces de los agrietamientos que se observan al templar.

Cuanto más alta es la temperatura de solubilización, mayor es la resistencia mecánica y límite de elasticidad que se pueden alcanzar posteriormente en los

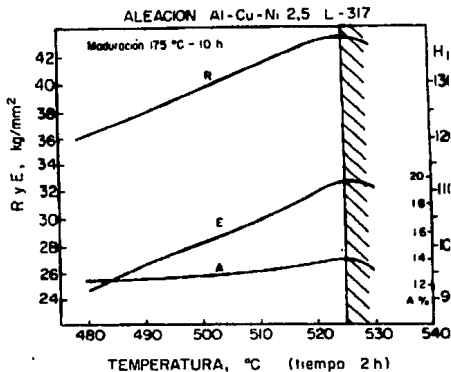


Fig. 2 —Influencia de la temperatura de solubilización en las características mecánicas. Aleación L-3171 (1).

tratamientos de envejecimiento. En la figura 2 se puede ver, a modo de ejemplo, la influencia de dicha temperatura en las características mecánicas de la aleación L-3171 (Al-2CuMgNi) obtenida después de un tiempo de solubilización de 2 horas a cada temperatura y un posterior envejecimiento de 10 horas a 175°C. La zona rayada indica que se ha rebasado la temperatura de fusión del eutéctico. Al principio, aun habiendo algo quemado, las propiedades mecánicas por sí solas no delatan la existencia de dicho efecto.

Puesto que la temperatura óptima de solubilización es muy próxima a la de fusión del eutéctico, es necesario disponer de hornos con gran uniformidad de temperatura y con un control tal que permita mantener la temperatura con $\pm 50^\circ\text{C}$, y en ocasiones con $\pm 30^\circ\text{C}$ de precisión.

Una vez fijada la temperatura de solubilización es necesario fijar el tiempo. El tiempo de solubilización es función del tipo de producto, de la aleación y del proceso de fabricación utilizado, es decir, de las condiciones en que se encuentra el material antes del tratamiento.

La heterogeneidad estructural de las piezas moldeadas hace que requieran tiempos largos de tratamiento. Como la homogeneización es tanto mejor cuando menores son los granos, las piezas coladas en arena requieren tiempos de solubilización mas elevados que las coladas en coquilla.

Las piezas forjadas requieren tiempos de solubilización inferiores a las coladas y dentro de ellas, los productos de secciones gruesas los precisarían mayores que los de secciones delgadas, como chapas.

El tiempo de solubilización no depende de la temperatura de solubilización. La figura 3 indica la influencia del tiempo de solubilización en las características mecánicas, para diferentes temperaturas de solubilización. Como se puede ver, independientemente de estas las mejores características se alcanzan al cabo de un mismo tiempo. Una vez rebasado dicho tiempo, no tiene interes prolongar el mismo, ya que pueden presentarse problemas relacionados con la recristalización, con la economía del proceso e incluso oxidaciones, sin que en ningún caso llegue a una mejoría de las características mecánicas.

Conviene tener cuidado también con la velocidad de calentamiento cuando se va a dar un tratamiento de solubilización. En algunos casos se pueden provocar crecimientos excesivos de grano, siempre indeseables, cuando el calentamiento es demasiado lento. La velocidad de calentamiento debe ser la mayor posible.

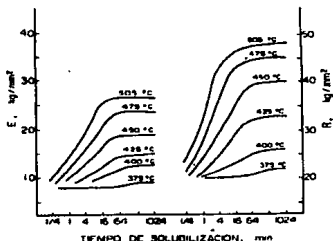


Fig. 3 — Influencia del tiempo de solubilización en las características mecánicas (I).

Una máxima que podría derivarse de lo anterior es que para conseguir unas características mecánicas determinadas, no se puede rebasar la temperatura óptima para evitar riesgos de quemado y aumentar el tiempo de permanencia a dicha temperatura. En el tratamiento de solubilización, el mayor tiempo no es equivalente a menor temperatura, como ocurre en otros tratamientos.

5.3.2 Tratamientos de Solubilización Usuales

La tabla 3 resume las temperaturas de solubilización de las aleaciones de aluminio normalizadas, tanto de forja como de moldeo. Dichas temperaturas nominales poseen un intervalo con su y mínimo, que deben respetarse cuidadosamente y que suele ser de $\pm 5^{\circ}\text{C}$ y en ocasiones menor. Este intervalo es muy crítico en algunas aleaciones en las que la temperatura de fusión del eutéctico es solo unos grados mas elevada que la máxima recomendada para solubilización.

ALEACIONES DE FORJA			ALEACIONES DE MOLDEO		
Designación		Temperatura ($^{\circ}\text{C}$)	Designación		Temperatura ($^{\circ}\text{C}$)
Al-CuMg	L-3120	300 \pm 5	Al-18CuMg	L-2110	510 \pm 5
Al-4CuMgPb	L-3121	495 \pm 5	Al-4CuMgTi	L-2140	525 \pm 5
Al-4CuSiMg	L-3130	305 \pm 5	Al-4CuZnMg	L-2190	515 \pm 5
Al-4CuMg	L-3140	495 \pm 5	Al-10Mg	L-2310	430 \pm 5
Al-2CuNi	L-3148	525 \pm 5	Al-3AlZn	L-2540	560 \pm 5
Al-2CuMgNi	L-3171	525 \pm 5	Al-12SiZnNi	L-2550	515 \pm 5
Al-2CuMg	L-3180	300 \pm 5	Al-18SiMg	L-2560	530 \pm 5
Al-6Cu	L-3191	535 \pm 5	Al-12SiNi	L-2551	(515 \pm 5 para T6) (500 \pm 10 para T7)
Al-6CuPb	L-3192	510 \pm 5	Al-5SiMg	L-2570	530 \pm 5
Al-1MgSiCu	L-3400	525 \pm 10	Al-7SiCuMg	L-2571	525 \pm 5
Al-0.6MgSi	L-3411	500 a 500 ^a	Al-9SiCu	L-2610	510 \pm 5
Al-0.7MgSi	L-3441	525 \pm 10	Al-7SiMg	L-2651	540 \pm 5
Al-1SiMg	L-3451	530 \pm 10			
Al-12SiMg	L-3561	545 \pm 5			
Al-12SiMgPb	L-3452	520 \pm 10			
Al-5SiMgCu	L-3710	465 \pm 5 ^b			
Al-7SiMg	L-3731	440 \pm 10			
Al-4SiMg	L-3741	465 \pm 10			
Al-7ZnMgCu	L-3751	465 \pm 5 ^b			

^a Dependient de la combinación de características mecánicas y plasticidad deseadas.
^b En algunas piezas elevadas a 495 $^{\circ}\text{C}$.

Si se opta por temperaturas superiores o inferiores a las de la tabla, las características mecánicas que se obtendrán serán inferiores a las normales.

Los tiempos de solubilización no se pueden dar a conocer con la misma precisión que las temperaturas. Son función de la composición (hay constituyentes que tardan mas en disolverse que otros), de la deformación plástica previa que haya sufrido el material y de las dimensiones (los productos de pequeño espesor necesitan tiempos de solubilización mas cortos que las chapas gruesas o que las grandes piezas de forja).

Como guía aproximada se presenta la fig. 4, expresándose el tiempo en minutos que se requiere para cada espesor, haciéndose distinción entre los dos tipos de productos antes citados. Los tiempos mencionados corresponden a tratamientos en hornos de sales; si se trata de tratamientos en hornos de aires de circulación forzada, los tiempos son algo mayores (del orden del 50%).

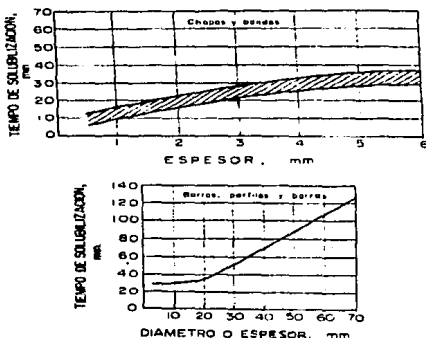


Fig. 4 - Valores aconsejados para el tiempo de solubilización en baño de sales en función de las dimensiones de las piezas (6).

Para las aleaciones de moldeo los tiempos de solubilización han de ser mayores que para que los productos forjados, ya que los constituyentes microestructurales son bastante bastos y necesitan por tanto mayores periodos de solubilización. La tabla 4 incluye los tiempos recomendados para las diferentes aleaciones de moldeo.

TABLA II. - Tiempos de solubilización recomendados para las aleaciones de aluminio para moldeo

Aleación	Designación	Tiempo - Horas
Al-10 Cu Mg.....	L-2110	12-16
Al-4 Cu Mg Ti.....	L-2140	4-5
Al-4 Cu 2 Ni Mg.....	L-2150	4-6
Al-10 Mg.....	L-2310	8-16
Al-3 Mg Si.....	L-2341	4-8
Al-12 Si 2 Ni.....	L-2550	4-8
Al-12 Si Ni.....	L-2551	4-8
Al-10 Si Mg.....	L-2560	4-8
Al-5 Si Mg.....	L-2570	4-8
Al-5 Si Cu Mg.....	L-2571	8-12
Al-5 Si 3 Cu.....	L-2610	6-10
Al-7 Si Mg.....	L-2651	8-10

Como detalle de tipo práctico, en los hornos de circulación forzada el tiempo de solubilización se empieza a contar cuando los termopares del horno señalan la total recuperación de la temperatura. Si los termopares van conectados a las piezas se

pueden usar tiempos mas cortos, incluso del mismo orden de los recomendados para los baños de sales.

Se pueden someter conjuntamente a tratamiento de solubilización diferentes aleaciones de aluminio, siempre y cuando la temperatura del tratamiento utilizada sea satisfactoria para todas ellas. En el caso de que se traten al mismo tiempo productos de diferentes espesores, el tiempo de solubilización se controlará de acuerdo con el tiempo requerido para la sección mas gruesa. Si se puede separar la carga del horno en productos, aquellos que requieran tiempos mas cortos pueden extraerse cuando lo permita el diseño y la forma de funcionar del horno, y siempre que la temperatura del resto de la carga no quede afectada significativamente.

5.3.3 Tratamiento Térmico de Temple (Enfriamiento Rápido)

Generalidades.

El objetivo del tratamiento térmico de temple es conservar en tanto sea posible la solución sólida que se forma a la temperatura de solubilización. Por ello se enfría desde dicha temperatura en forma brusca hasta temperatura baja, normalmente próxima a la ambiente. Este tratamiento es, en muchos aspectos el paso mas crítico en la secuencia de operaciones del tratamiento térmico.

Si lo que se requiere es garantizar la solución sólida, parece lógico que se piense en buscar la velocidad mas rápida posible. Esto no es siempre válido, ya que hay que tener en cuenta que para determinadas secciones o formas, un enfriamiento muy brusco puede introducir demasiadas tensiones, e incluso romper el material. Sin embargo, las velocidades de enfriamiento altas son buenas también para otras características, como resistencia a la corrosión y al agrietamiento por corrosión bajo tensión.

5.3.4 Temple y Endurecimiento Estructural

Generalidades.

Los tratamientos de temple y de endurecimiento estructural caracterizan a las aleaciones ligeras llamadas de **TRATAMIENTO TERMICO, TEMPLABLES O (BONIFACABLES)**. Dos propiedades comunes y fundamentales, necesarias, por otra parte, pero no suficientes, son:

- los elementos de adición estan en solución sólida a alta temperatura
- su solubilidad decrece con la temperatura

Mediante el calentamiento se lleva la aleación a la zona de fase homogénea a la temperatura T_1 , como se ve en la fig. 5. Si se enfría la aleación muy lentamente hay tiempo suficiente para que el equilibrio se establezca en cada temperatura; la solución, que estara sobresaturada por debajo de T_2 , se separa en varias fases: una solución sólida, cada vez menos rica a medida que decrece la temperatura y uno o varios precipitados que contienen los elementos disueltos en proporción elevada.

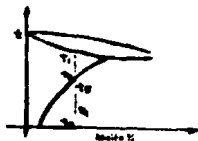


FIGURA 5 - Mecanismo de endurecimiento estructural.

Por el contrario, si se enfría la aleación a partir de la fase homogénea alcanzando rápidamente la temperatura ordinaria T_3 , se consigue apresar y conservar el estado homogéneo. Pero la solución sólida sobresaturada en T_3 queda en un estado metaestable que tiende a evolucionar, generalmente, hacia un grado estable, mediante la precipitación de la fase sobresaturada. Esta es la precipitación que produce el endurecimiento estructural, denominándose:

- maduración natural, cuando la evolución se produce a temperatura ordinaria (T_3).
- maduración artificial, cuando la evolución es acelerada mediante un tratamiento a temperatura moderada T_4 , muy inferior a T_2 .

Si se eleva la temperatura al nivel T_5 , un poco inferior a T_2 , se produce un recocido y no puede realizarse el endurecimiento estructural; sin embargo, el estudio de los equilibrios que corresponden a las temperaturas intermedias (de T_4 a T_2) permite fijar las isotermas de permanencia de los recocidos de coalescencia.

5.3.5 Temperatura del Temple

Si consideramos las curvas que representan la variación de las características mecánicas, obtenidas después del endurecimiento estructural, en función de la temperatura de temple, se comprueba para la mayor parte de las aleaciones que todas las características pasan por una banda más o menos estrecha de temperaturas, y a continuación disminuyen rápidamente para temperaturas de puesta en solución superiores o inferiores, siendo las temperaturas superiores a un cierto óptimo práctico, las llamadas temperaturas de quemado, que es necesario evitar. Las figuras 6 y 7 muestran la marcha del fenómeno, correspondiendo la fig. 6 al caso más general y la fig. 7 a los casos más favorables, para los que la zona de quemado aparece retardada.



FIGURA 6.- Variación de las propiedades mecánicas con la temperatura de temple.
Caso general.
Rayado: zona de "quemado".



FIGURA 7.- Variación de las propiedades mecánicas con la temperatura de temple.
Caso del L-3180 (2117)

A temperaturas inferiores a la óptima (que debe ser respetada con una diferencia de $\pm 5^\circ\text{C}$), la disminución de características resulta de la incompleta puesta en solución del o de los constituyentes activos. A temperaturas superiores a la óptima, hay fusión de eutécticos complejos intergranulares trayendo consigo el quemado y disolución fragilizante; el metal pierde su alargamiento, presenta un grano de fractura gruesa y brillante y no es recuperable. Debemos señalar que la dureza no sufre modificación sensible por el quemado y por consiguiente no sirve para caracterizarla.

La temperatura de fusión de los compuestos que se encuentran en los límites de grano puede verse influida en un sentido desfavorable por modificaciones, aparentemente insignificantes, en la composición de la aleación. Por ejemplo, un contenido un poco elevado de silicio, en la composición química de la (L-214) provoca el quemado de la aleación a la temperatura normal de temple (530°C).

Debemos señalar, por el contrario, que las aleaciones de alta maquinabilidad, que contienen normalmente plomo, se pueden templear a las temperaturas que la misma aleación sin plomo, a pesar del bajo punto de aleación de este elemento. Además, en ciertos casos, la migración de fases líquidas puede provocar una inútil globulización por agrupamiento, que no se debe confundir con el fenómeno de quemado.

5.3.6 Intervalo Crítico de Temperaturas.

Si se da el temple, para evitar que los constituyentes de la aleación que está en solución sólida precipiten, es necesario tener en cuenta que la velocidad de difusión que regula la precipitación es mayor a medida que lo es la temperatura. Por otra parte a medida que crece la temperatura es mayor la cantidad de soluto que permanece en solución sólida y por lo tanto, es menor la tendencia a precipitar.

Estos dos factores, velocidad de difusión y límite de solubilidad, se contraponen y dan como resultado que la velocidad de precipitación es máxima para un intervalo de temperatura, lo que se ve esquemáticamente en la fig. 8. Este es el denominado

intervalo crítico de temperaturas que precisamente se pretende evitar con el temple rápido.

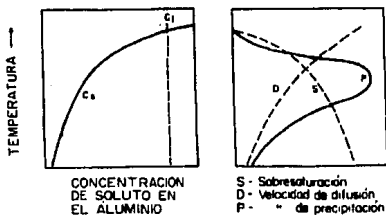


Fig. 8. — Representación esquemática del efecto de la temperatura en los factores que determinan la velocidad de precipitación.

5.3.7 Enfriamiento.

La solución sólida en caliente debe ser conservada en el mismo estado mediante un enfriamiento suficientemente rápido para evitar la separación de sus constituyentes. Si se produce una precipitación, este hecho corresponde finalmente a una puesta en solución incompleta, desfavorable al endurecimiento estructural posterior y, por consiguiente, a las características mecánicas finales.

Para evitar este inconveniente, es necesario que se alcance la velocidad crítica de temple, variable con las aleaciones según la mayor o menor estabilidad de la solución sólida, correspondiente. Para ciertas aleaciones, los tiempos de permanencia al aire libre necesarios para trasladar las piezas desde la salida del horno hasta el medio en que se efectúa el temple, es suficiente para iniciar una precipitación perjudicial; este efecto, es particularmente sensible en las aleaciones que contienen zinc y obliga a tener en cuenta también la masa de los productos, la disposición de las cargas, la velocidad de inmersión, etc..

El medio de temple mas corriente en la fabricación de las aleaciones de aluminio es el agua ordinaria, que se mantiene habitualmente entre 15°C y 40°C mediante una aportación conveniente de agua fría.

Cuando las piezas son sensibles a las tensiones internas y a las deformaciones, se puede practicar el temple en agua hirviendo, en aceite, o con agua pulverizada. Estos procedimientos, que actúan sobre la velocidad de temple propiamente dicha, tienen una tendencia general a favorecer la corrosión intergranular.

5.4 La Velocidad del Temple.

El temple y la velocidad de temple vienen condicionados por tres factores fundamentales; características de la aleación, forma y dimensiones del producto, y medio templante.

La sensibilidad de las aleaciones a la velocidad de temple es muy diferente, de tal manera que se puede decir que la experiencia en una aleación no sirve en general para las restantes.

La forma y dimensiones del producto no se pueden variar arbitrariamente. Al estar limitado el transporte de calor durante el temple por la resistencia en la superficie en contacto con el medio templante, la velocidad de enfriamiento es función de la relación área volumen. En piezas de forma sencilla, como el caso de planchas o placas, se pueden establecer relaciones sencillas entre el espesor y la velocidad de enfriamiento media .

$$\log. r t = \log. r_1 - K \log. t$$

de donde:

t = es el espesor

r t = la velocidad de enfriamiento media correspondiente a un espesor t.

r₁ = la misma velocidad para espesor unidad.

K = constante.

La velocidad esta determinada por el medio templante. El medio que permite mayores velocidades de temple es el agua, siendo mas o menos rápido el enfriamiento según la temperatura del agua. Dado que en el temple en agua se forma una película de vapor en torno a la pieza que hace de factor retardante del temple, se puede reducir la velocidad de temple añadiendo al agua sustancias que retengan la capa de vapor en torno a la pieza.

También se consiguen retardos añadiendo al agua productos que den depósitos solidos sobre el metal. En la tabla 5 se puede ver una relación de las velocidades de temple aproximadas en diferentes medios.

El aire como medio templante se ha introducido en la tabla con fines comparativos. Sin embargo, en casos en que sea posible su utilización, puede ser aconsejable, aunque solo sea por razones de economía.

La condición superficial de las piezas afecta sensiblemente a la velocidad del temple. Las velocidades menores se observan en piezas de superficies muy limpias por haber sido mecanizadas o pulidas; la presencia de películas de óxido aumenta la velocidad del temple.

En la fig. 9 se puede ver la influencia de la velocidad de temple en la resistencia a la tracción de diversas aleaciones.

La velocidad de temple es afectada por la sección del material, razón por la que se deben manejar con cuidado las curvas del tipo presentado en la fig 10. Además la resistencia a la corrosión varia también con la velocidad del temple.

Se recomienda utilizar velocidades de temple superiores a las mínimas aconsejables para obtener las características mecánicas y la resistencia a la corrosión deseadas.

La sección obliga a tener en cuenta otras consideraciones. Así cuando se trata de secciones muy gruesas, no se puede pretender que se obtengan las propiedades en toda la sección, si bien la disminución del valor de la resistencia mecánica no es demasiado significativa.

En la fig. 10 se representa la influencia del espesor en la velocidad del temple cuando se temple en distintos medios templantes.

Las contracciones debidas al enfriamiento brusco pueden introducir tensiones residuales. La magnitud de estas tensiones aumenta proporcionalmente con los gradientes de temperatura, que a su vez aumentan con la velocidad del enfriamiento. Es practica usual emplear medios templantes que proporcionen enfriamientos menos rápidos, cuando la forma de las piezas sea irregular. Así las piezas forjadas o extruidas de formas irregulares son templadas con agua caliente a unos 60°C u 80°C, incluso agua hirviendo. Los perfiles extruidos o laminados pueden enfriarse también en aire agitado, niebla o agua pulverizada. En el caso de piezas grandes o complejas se suele mecanizar antes del tratamiento térmico posterior al temple, con lo cual se evitan las tensiones a que estaría sometido el metal en el tratamiento de envejecimiento.

TABLA 5 -Velocidades de temple en distintos medios templantes (1)

Medio templante	Velocidad de temple
Agua a 20° C	2.500 ° C/seg.
Aceite ligero	689 ° C/seg.
Aceite medio	153 ° C/seg.
Aceite pesado	71 ° C/seg.
Agua a 100° C	23 ° C/seg.
Aire agitado	7,7° C/seg.
Aire en calma	2,7° C/seg.

Un cuidado especial requieren cuando se templen muchas piezas. En tales casos deben moverse dentro del baño de temple para permitir que el efecto sea el mismo en todas las piezas. Además hay que mantener una proporción de liquido suficiente en relación a la masa de piezas a tratar, evitando que suba la temperatura del baño excesivamente.

Cuando interesa que la aleación tenga al final del temple buen aspecto superficial es necesario controlar cuidadosamente la calidad del agua del baño de temple ya que la utilización de aguas duras o contaminadas pueden dejar depósitos de materias residuales sobre la superficie, e incluso manchas.

En los casos en que se hayan usado para el tratamiento de solubilización hornos de sales, las aguas de los tanques de refrigeración empleados en el temple deberán renovarse, para controlar la concentración de sales disueltas arrastradas por las piezas. Es aconsejable lavar las piezas posteriormente al chorro de agua o en agua caliente.

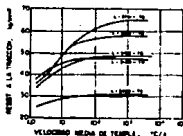


Fig. 10 - Influencia de la velocidad de temple en función de la velocidad media de temple (1)

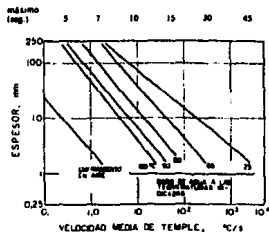


Fig. 18. Efecto del espesor y del medio templante en las velocidades medias de temple para chapas y placas de aluminio templadas desde la temperatura de solubilización (4).

Para comprobar la ausencia de trazas de nitratos sobre las piezas se recomienda el ensayo siguiente, que se efectuará un par de veces por lo menos cada jornada de trabajo: con una varilla de vidrio se colocan en la superficie de la pieza dos o tres gotas de una solución transparente de difenilamina en ácido sulfúrico concentrado. La presencia de nitratos quedará delatada por una coloración azul, lo que evidenciará un lavado incorrecto del material templado.

A continuación se debe lavar la pieza para eliminar los restos del reactivo empleado.

5.5 El Tiempo de Retardo.

A la salida del horno, después del tratamiento de solubilización, la pieza esta sometida durante un tiempo al contacto con el aire, aun cuando dicho tiempo sea muy corto, lo que da lugar a un cierto retraso en la inmersión en el medio templante (a no ser que este medio sea el propio aire o niebla). Este tiempo es conocido por tiempo de retardo y es de especial importancia cuando se trata de piezas de sección delgada. Si el tiempo es suficientemente largo (lo que dependerá de la sección de la pieza y de la masa de piezas tratadas) el material puede estar un tiempo dentro del intervalo crítico de temperaturas, lo que daría lugar a precipitaciones no deseadas.

A continuación se dan algunos valores indicativos de los tiempos de retardo aconsejables, según Bresson y Renourd (1), para los distintos espesores.

Espesor (mm)	0.5	0.6-0.8	0.9-10	11-40	41-140	más de 140
Tiempo max. (seg)	5	7	10	15	30	45

5.5.1 Propiedades del Estado Templado.

Inmediatamente después del temple y durante un cierto tiempo, variable según las aleaciones, se dice que el metal se encuentra en estado recién templado o (temple fresco)

Las cargas de rotura, los límites elásticos y las durezas, tienen valores inferiores a los de las características que han de alcanzar por endurecimiento estructural espontáneo o provocado, mientras que los alargamientos son generalmente altos. De ello resulta un estado temporal relativamente maleable, en el curso del cual las piezas templadas pueden sufrir, sin efectos perjudiciales, ciertas deformaciones, tales como un enderezado o aplanado. Sin embargo, el metal recién templado es menos maleable que la aleación recocida.

La resistividad eléctrica es superior a la del estado recocido.

5.5.2 Tensiones del Temple.

Las bruscas variaciones de temperatura que tienen lugar en el temple originan tensiones internas y pueden provocar deformaciones y a veces grietas; en efecto, las partes delgadas se enfrían de manera más rápida que las gruesas, y las capas externas antes que las internas; además, las piezas de gran tamaño no son sumergidas siempre de forma suficientemente rápida.

5.5.3 Temple Invertido.

Se trata de un procedimiento que permite compensar el sistema de tensiones internas creado por el temple normal, por medio de otro sistema de tensiones producido por un calentamiento muy fuerte. Este procedimiento consiste en enfriar lentamente las piezas hasta una temperatura como la del nitrógeno líquido (-190°C), después del temple normal, y calentarla rápidamente utilizando chorros de vapor de gran velocidad.

La fig. 11 nos muestra la distribución de las tensiones internas sobre probetas planas que han sufrido el temple normal o el temple invertido.

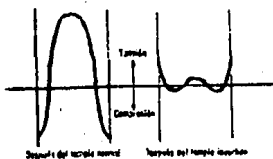


FIGURA 11.- Tensiones internas después del temple invertido.

5.6 Tratamiento Térmico de Maduración

5.6.1 Generalidades sobre la Maduración o Envejecimiento Natural.

Llamado a veces ó envejecimiento, tiene lugar espontáneamente a la temperatura ordinaria; se define por el agrupamiento de ciertos átomos.

La mayoría de las aleaciones bonificables pueden serlo a través de un tratamiento de envejecimiento natural, sin embargo, dados los tiempos que puede implicar este tratamiento, no se suele acudir a él. Se utiliza la maduración natural en casos especiales, como por ejemplo cuando se requiere una resistencia a la corrosión aceptable. Así en las aleaciones Al-Cu hay mas resistencia a la corrosión despúes del tratamiento de envejecimiento natural que del artificial.

El tratamiento de maduración natural no siempre va precedido de solubilización y temple. Esto ocurre con algunas aleaciones de moldeo en las cuales las condiciones de enfriamiento que siguen a la solidificación en coquilla mantienen en estado de solución sólida algunos constituyentes activos, que provocan el envejecimiento posterior.

5.6.2 Influencia de la Temperatura de Maduración.

La velocidad de maduración se halla notablemente influida por la temperatura, entre -10°C $+25^{\circ}\text{C}$ por ejemplo, la velocidad de maduración duplica su valor a medida que la temperatura se eleva unos 5°C en el caso de una aleación laminada (p.e. L3120-2017-).

La figura 12 muestra como varía la resistencia mecánica de una aleación L-3120 (2017) en función del tiempo de mantenimiento a diferentes temperaturas en tratamiento de maduración natural. Puede verse que para menores temperaturas se necesitan tiempos mayores de tratamiento.

Los primeros tramos de las curvas, en los cuales el material presenta unas características mecánicas muy bajas y semejantes a las del temple, son los que determinan el estado del temple fresco.

En la practica industrial se provoca el mantenimiento del material en ese estado para su posterior conformación. Así ocurre con los remaches que se mantienen blandos, recurriendo para ello incluso a cámaras frigoríficas.

La parte posterior es la que determina el mayor valor de la resistencia mecánica, por lo que los tiempos de maduración natural se seleccionan para alcanzar aquellos valores. En el caso de la figura el tiempo de maduración a 20°C sería de unos cuatro días.

Cuando no se alcanza suficiente resistencia mecánica con estos tratamientos se acude a una deformación posterior que puede elevar la resistencia en un 5 o 6 % (este es el tratamiento T9).

La maduración natural permite una evolución favorable de las características mecánicas, con incremento de la carga de rotura, límite elástico y dureza, y con ligera disminución de los alargamientos.

5.6.3 Influencia de los Templados Repetidos

Para ciertas aleaciones L-3120 (2017), L-3140(2024), la maduración se efectúa más rápidamente cuantas más veces se temple el material.

5.6.4. Influencia de una Deformación en Frío Sobre el Material recién Empleado.

La maduración natural se acelera de una manera importante por medio de la acritud, ésta última suma sus efectos a los del endurecimiento estructural, sobre todo cuando es aplicada al comienzo de este endurecimiento y entraña la creación de tensiones internas importantes.

5.6.5. Características Mecánicas y Eléctricas.

La aleación blanda inmediatamente después del temple, ve incrementarse rápidamente sus características; después, de manera más lenta, hasta alcanzar valores próximos al equilibrio, siendo los tiempos variables según las aleaciones, pero en general, del orden de una semana. La evolución puede proseguir todavía durante un largo período (varios años), haciéndolo, generalmente, en un sentido favorable; mejoran las cargas de ruptura y los límites elásticos, sin que disminuyan los alargamientos.

- Aumenta la resistencia a la fatiga.
- Aumenta la resistividad con relación al estado templado, porque el agrupamiento de los átomos provoca un aumento de las imperfecciones de la red

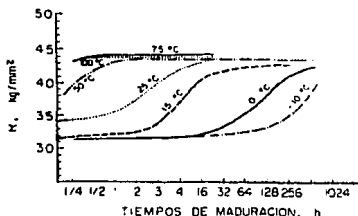


Fig. 12.- Maduración a diversas temperaturas después del temple de la aleación L-3120 (2024) de -10 a +160°C.

5.7 Generalidades de la Maduración Artificial.

La maduración artificial no sólo se diferencia de la natural en el intervalo de temperaturas a que tiene lugar el tratamiento. Los cambios estructurales que se producen a alta temperatura son diferentes de los que ocurren a temperatura ambiente. Estas diferencias se acusan en las características mecánicas a diferentes temperaturas de envejecimiento artificial.

Las curvas correspondientes a la resistencia a la tracción y al límite elástico presentan un máximo, lo que quiere decir que a cada temperatura hay un tiempo de envejecimiento que se puede considerar óptimo. Una vez rebasado éste tiempo de maduración las propiedades vuelven a ser inferiores.

Como el tiempo es tanto mas corto cuanto mas alta es la temperatura, pero a la vez, es mas crítico, hay que buscar un equilibrio entre una duración suficientemente larga para que no haya problemas de rebasar el tiempo y a la vez suficientemente corto para que el tratamiento resulte económico.

Otro factor a tener en cuenta desde el punto de vista práctico y que aconseja el empleo de temperaturas bajas y tiempos prolongados en la diferente inercia térmica de las piezas cuando se utilizan en la misma carga piezas de una misma aleación pero con masas diferentes.

Por otra parte, según se use como criterio la resistencia a la tracción o el límite elástico se puede llegar a valores diferentes. Así, para obtener la mayor carga de rotura en las curvas de la figura 13 (correspondientes a la aleación L3420 Al-Mg-Si-Cu) se requerirán tratamientos de dos meses a 120°C, mientras que para el máximo de límite elástico sería precisa una semana a 150°C.

La práctica industrial sacrifica estos valores máximos, reduciendo los tiempos, excesivamente largos, fijando unas diez horas de tiempo de envejecimiento, a cambio de elevar la temperatura a 170°C, con lo cual los valores que se obtienen de todas las características mecánicas son adecuados.

Cuando las características mecánicas no son tan importantes y la resistencia a la corrosión bajo tensión o la estabilidad dimensional sí, se acude a los tratamientos de sobre-envejecimiento que hacen disminuir enormemente la resistencia mecánica, pero no alteran la ductilidad.

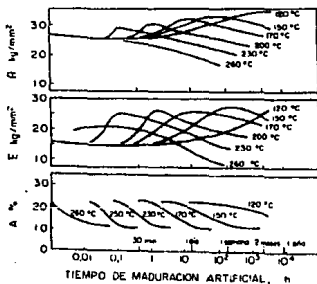


Fig. 13.- Variación de las características mecánicas según el tiempo y la temperatura de maduración artificial. Aleación L-3420 (1)

5.7.1 Tratamientos Térmicos de Maduración de las diferentes aleaciones

Tabla 6.- Temperaturas y tiempos de maduración de las aleaciones de forja

Aleación	Temperatura (°C)	Tiempo
Al-4CuMg	L-3120 ambiente	5 días
Al-4CuMgPb	L-3121 ambiente	5 días
Al-4CuSiMg	L-3130 } ambiente	5 días
		8-12 días
Al-4Cu1Mg	L-3140 ambiente	5 días
Al-2CuNi	L-3160 } 165 ± 10	10-20 días
Al-2CuMgNi	L-3171 } 170 ± 10	16-24 días
		20-24 días
		1 a 2 horas a 300 ± 5° seguido de 1.5 horas a 250 ± 5
Al-2CuMg	L-3180 ambiente	5 días
Al-6Cu	L-3191 305 ± 5	15-25 días
Al-6CuPb	L-3192 } ambiente	15 días
		165 ± 5
Al-1MgSiCu	L-3430 } ambiente	15 días
		175 ± 5
Al-0.6MgSi	L-3431 175 ± 5	6-16 horas
Al-0.7MgSi	L-3441 } ambiente	5 días
		215 ± 5
		175 ± 5
Al-1SiMg	L-3451 } ambiente	5 días
		170 ± 5
Al-1SiMgPb	L-3452 170 ± 5	8-12 horas
Al-6SiMg	L-3531 185 ± 5	5 horas
Al-12Si1Ni	L-3541 170 ± 5	6-10 horas
Al-5ZnMgCu	L-3710 120 ± 5	24 horas
Al-3Zn2Mg	L-3731 ambiente	45 días
Al-4Zn1Mg	L-3741 } ambiente	30 días
		8 horas a 105 ± 5° C seguido de 12 a 16 horas a 145 ± 5, debiendo en maduración 72 horas después.
Al7ZnMgCu	L-3751 120 ± 5	24 horas

Nota. Las aleaciones que incluyen más de un tratamiento se debe a que después de los mismos se busca obtener distintos estados de temple.

Tabla 7.- Temperatura y tiempos de maduración de las aleaciones de moldeo.

Aleación	Temperatura (°C)	Tiempo					
Al-10CuMg	L-2110	170 ± 5 155 ± 5 170 ± 5	{ 18-22 horas (T5) 10-14 horas (arena) (T6) 7-9 horas (coquilla) (T6)				
				Al-4CuMgTi	L-2140	{ ambiente 155 ± 5	{ 5 días 8-12 horas
Al-10Mg	L-2310	{ ambiente	{ 10 horas				
				Al-3MgSi	L-2341	160 ± 5	{ 8-10 horas
Al-12SiNi	L-2551	210 ± 5 175 ± 5 250 a 300	{ 8 horas (T5) 6-12 horas (T6) el necesario para obtener una dureza HB 65-85 (T7)				
				Al10SiMg	L-2560	160 ± 5	{ 8-16 horas
Al5SiCuMg	L-2571	225 ± 5 155 ± 5 155 ± 5 170 ± 5 245 ± 5	{ 8 horas (T5) 3-6 horas (T6) 8-10 horas (arena) (T6) 14-18 horas (coquilla) (T6)				
				Al-5Si3Cu	L-2610	165 ± 5	{ 4-6 horas 8-16 horas
				Al-5ZnMg	L-2710	180 ± 5	{ 10 horas
Al-65nNi	L-2910	215 ± 5	{ 5-9 horas				

Ni los tiempos ni las temperaturas de éstas tablas son críticos, ya que puede haber razones que motiven la elección de otros. Además, hay casos en que la maduración artificial ha ido precedida de una maduración natural parcial o total, por haber transcurrido un tiempo desde que finalizó el temple hasta que se dio el envejecimiento artificial. Este tiempo de espera no influye prácticamente en las propiedades mecánicas en las mayorías de aleaciones.

Para otras, sin embargo, como Al-Si-Mg, el tiempo de espera es perjudicial obteniendo características mecánicas inferiores que si hubiera envejecimiento inmediatamente después de templar (esto se atenúa si se añaden a las aleaciones pequeñas cantidades de Cu o de Sn) Para las aleaciones Al-Zn-Mg-Cu el tiempo de espera es favorable dando lugar a mejores características mecánicas si la maduración artificial se realiza después de una maduración natural bastante completa.

Hay aleaciones que reaccionan al tiempo de espera de forma compleja. Así la aleación Al-3Cu-Ni, L-3170, presenta un comportamiento desfavorable para tiempos de espera de uno ó dos días, pero si se da un tratamiento de uno ó dos minutos a 190°C inmediatamente después de templar, no hay influencia del tiempo de espera posterior. En caso de no dar dicho tratamiento corto de maduración artificial previa es preferible esperar hasta diez ó quince minutos después del temple.

Algunas aleaciones como las L-3420 (Al-1MgSiCu) y la L-3441 (Al-0.7 MgSi)6063 ó 6463 son relativamente insensibles a la velocidad de temple. Estas aleaciones, después del tratamiento de conformado en caliente, son enfriadas al aire ó templadas en agua. Los cambios estructurales que se producen en ellas por este tratamiento térmico son equivalentes a que hubiesen sido tratados por un envejecimiento artificial normal, obteniendo las mismas características mecánicas.

Las propiedades de las piezas coladas son mejoradas por tratamientos de bonificado semejantes a los de las piezas forjadas.

Los únicos casos en que no tiene aplicación el tratamiento de bonificado son los de piezas de fundición inyectada.

5.7.2 Preuciones a Tomar en el Tratamiento de Maduración Artificial.

Las temperaturas de tratamiento de maduración artificial deben mantenerse perfectamente reguladas dentro de una oscilación de $\pm 5^{\circ}\text{C}$.

Cuando la carga es de múltiples piezas se debe cuidar la disposición de las mismas y deben situarse varios termopares para obtener un control mas efectivo de la temperatura del tratamiento. Así se evitarán heterogeneidades en los lotes.

El periodo de mantenimiento debe contarse a partir del momento en que todos los termopares alcanzan la misma temperatura. Si tardan mucho en alcanzarla puede correrse el riesgo de una sobremaduración, como ocurre cuando se utiliza una carga demasiado compacta ó bien se emplean hornos de capacidad calorífica inadecuada. En caso de no usar termopares dentro de la carga se corre el peligro de utilizar tiempos de permanencia inferiores a los requeridos y no lograr que se complete el proceso de maduración.

La velocidad de calentamiento puede influir en las características finales. El efecto es semejante al que corresponde a los tiempos de espera a temperaturas ambiente y puede

decirse que, por regla general, no tiene importancia para las aleaciones Al-Cu-Mg y Al-Zn-Mg-Cu; es desfavorable para las aleaciones de Al-Mg-Si y actúa favorablemente en las aleaciones de Al-Zn-Mg. Sin embargo, hay muchas excepciones, sobre todo en productos extruidos y forjados.

Para evitar estos inconvenientes se puede regular el horno a una temperatura superior antes de introducir las piezas para que se le vuelva a la temperatura deseada al meter las piezas. Es también norma de buena práctica no cargar excesivamente el horno.

En todos los casos es siempre posible que se realice un tratamiento incorrecto. Si la duración fue excesiva o la temperatura demasiado alta o bien ambas cosas a la vez, se tendrá una caída notable de las características mecánicas. En tales casos es necesario dar un tratamiento nuevo completo de bonificado para recobrar las piezas. Por el contrario, cuando las piezas hayan sufrido una maduración incompleta, se puede salvar por maduraciones posteriores ya que en general los tratamientos de maduración pueden considerarse como aditivos. Naturalmente este segundo proceso aditivo habrá de ser fijado tras unos ensayos previos.

5.7.3 Sobre-envejecimiento Artificial.

Mientras que en el caso de la maduración natural no hay peligro de que la evolución lleve a una disminución de las características, puede ocurrir que una maduración

artificial demasiado prolongada o efectuada a una temperatura demasiado elevada, traiga como consecuencia una disminución de todas las características; ya que el alargamiento puede así mismo disminuir antes de aumentar de nuevo.

Si la maduración y/o la temperatura aumenta todavía, se llega al estado de recocido o a un estado próximo a él.

La evolución de las características viene resumida en el grupo de curvas de la siguiente figura (14).

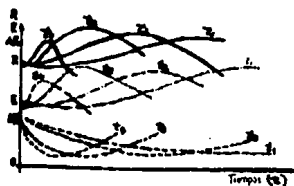


FIGURA 14.- Maduración y supermaduración artificial.
les.

Salvo para el L-3130 ó (2014)(Al-4 Cu-Si-Mg), cuya fórmula se halla establecida de manera que puede ofrecer después de la maduración natural las características de la aleación (3120) ó (2017) ó Al-4 Cu1Mg) y después de la maduración artificial las del (L-3140) ó (Al-4Cu1Mg) (2024), las aleaciones del tipo duraluminio no deben someterse a una maduración artificial. La maduración artificial de estas aleaciones está influida por el exceso, entre otras cosas, de pequeñas variaciones en el contenido de silicio.

5.7.4 Comparación entre los Estados de Maduración Artificial y Natural.

Mediante la maduración artificial, especialmente para las aleaciones transformadas , se alcanzan valores mas elevados que con la maduración natural, para las cargas de rotura (5 a 10%), límites elásticos (25% ó más) y durezas (5 a 10%) , pero sensiblemente menos elevadas para los alargamientos (aproximadamente del 50%).

La resistencia a la fatiga resulta aproximadamente igual a la maduración natural debido a la aparición de precipitados , tanto mas característicos cuando se eleva la temperatura.

5.7.5 Influencia del Tiempo Transcurrido Entre el Temple y la Maduración Artificial.

Para ciertas aleaciones de la familia Al-Si-Mg el tiempo que transcurre entre el temple y la maduración artificial influye notablemente sobre las características finales de la aleación. Se trata de un caso particular de un fenómeno general , parece que en muchas aleaciones de aluminio con endurecimiento estructural, una primera maduración natural a temperatura relativamente baja, se orienta al endurecimiento posterior a temperatura mas elevada en un sentido favorable, según las aleaciones y temperaturas.

5.7.6 Premaduración Artificial.

En caso de que el tiempo transcurrido sea desfavorable, se aplica un tratamiento de premaduración de muy corta duración (unos minutos) efectuado inmediatamente después del temple. Este tratamiento permite frenar la maduración natural desfavorable y esperar (Una semana aproximadamente), entre el temple y la maduración artificial, sin perjuicio sensible para los valores de E y R.

Sin embargo, la premaduración artificial endurece aunque poco, la aleación , siendo mas importante cuanto mas prolongado sea el tratamiento, las operaciones de enderezado, aplanado, etc., pueden llegar a ser difíciles, por consiguiente, es necesario buscar un compromiso entre dos exigencias difícilmente conciliables: plasticidad y buena aptitud a la maduración artificial posterior.

Una **premaduración artificial** de dos a cuatro minutos a 180-200 °C. para la aleación (6061) de evolución rápida.

Una **premaduración artificial** de cuatro a ocho minutos a 180-200°C. para la aleación L-3451 (Al-1SiMg) que es equivalente a la aleación 6151 de evolución lenta. Puede insertarse, ventajosamente, un tratamiento de maduración artificial, después del temple, en los tratamientos de las aleaciones Al-Mg-Si por temple-acritud-restauración. En otros casos, por el contrario, los efectos de la maduración artificial pueden ayudar a los de la maduración natural, mejorando finalmente todas las características mecánicas, tal es el caso, por ejemplo, de las aleaciones (2618).

5.7.7 Enfriamiento Posterior a la Maduración Artificial.

La velocidad y el modo de realizar el enfriamiento después de la maduración artificial, no influyen sobre las características finales.

En el caso de un enfriamiento por agua, es necesario comprobar la ausencia total de depósitos y practicar un secado rápido.

5.8 Recocido.

Generalidades.

Recocer completamente un metal significa que, mediante un calentamiento de una determinada duración y una temperatura definida, se le confiere la plasticidad máxima, disminuyendo su límite elástico lo más posible, de manera que se obtenga la mejor capacidad de deformación. Este estado corresponde a una recristalización completa y el tratamiento se aplica, en el curso de la fabricación (recocido intermedio) y al fin de la fabricación (recocido final) generalmente, el recocido completo se efectúa sobre un metal con acritud, al que se quiere devolver completamente sus posibilidades de deformación.

La recristalización puede ser total, sin que llegue a la óptima plasticidad, por ejemplo un tratamiento de puesta en solución antes del temple puede recristalizar completamente al metal sin dificultar su endurecimiento estructural por precipitación en caliente o frío si se quiere entonces recocer completamente un metal templeable, endurecido por acritud, por maduración artificial o natural, es necesario dar un recocido seguido de un enfriamiento.

La elevación de resistencia mecánica que se alcanza mediante la deformación en frío o por procesos de endurecimiento, puede eliminarse mediante un recocido a unos 300-500°C. Este tratamiento ablandador se hace necesario cuando un material que ha sido deformado hasta el máximo de su capacidad, ha de ser sometido a mayor deformación. Para poder ahorrar costos innecesarios se recomienda que los semiproductos que han de ser sometidos a deformaciones muy grandes estén en estado muy blando.

Esto es válido también para aleaciones endurecidas, que posteriormente a la deformación pueden ser sometidos a un tratamiento de bonificación. Como el proceso de recristalización que tiene lugar en este ablandamiento presenta muchas peculiaridades, se hace preciso conocerlo detenidamente para aplicarlo.

Si se observan las variaciones que se producen en las características a partir de un estado de acritud, en función a la permanencia a temperatura ordinaria y a la elevación de la temperatura, se observan cinco fases que son:

5.8.1 Distensión Espontánea.

Cuando se ha terminado la última deformación, un metal recién laminado, estirado o trefilado se ve que los valores de límite elástico y de la carga de ruptura disminuyen espontáneamente a temperatura ordinaria (1 a 15 días, según el tipo de aleación). Si no se eleva la temperatura de manera notable, los valores de estas características llegan a ser prácticamente definitivos y salvo en casos particulares, como en la recristalización espontánea de aluminio refinado, la evolución se debe a una mejora en el reparto de tensiones, sin que se pueda observar el menor cambio estructural.

A veces un simple descanso de varias horas permite dar una nueva deformación o realizar un mecanizado sobre el metal que ha llegado al límite de sus posibilidades plásticas, o cuyas características varían por liberación de tensiones demasiado recientes.

5.8.2 Restauración.

Se le da el nombre de restauración a los tratamientos que dan lugar a los tamaños de grano indicados en la figura 15. Pueden no ser completos, es decir en función de las necesidades de mayor o menor blandura de material, pueden darse un tratamiento en el que solo se reduzcan las tensiones internas y no se llegue a producir ningún grano nuevo; es por eso que el recocido recibe este nombre.

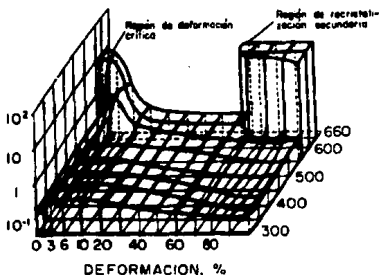


Diagrama de deformaciones-tamaños de grano-temperaturas de recristalización en el aluminio puro.

Fig. 15

5.8.3 Recristalización Primaria.

Si además de la restauración aparecen granos nuevos, y el recocido se prolonga o si la temperatura se eleva, estos granos nuevos crecen rápidamente, hasta llegar al contacto con los otros granos, pero sin llegar a recristalizar todo el material, se habla entonces de una recristalización primaria.

5.8.4 Recristalización Secundaria.

Se le llama así, cuando para acritudes elevadas, (laminación, trefilado), la temperatura supera ciertos límites, se produce la reaparición de una nueva recristalización primaria. Este fenómeno se produce fácilmente para el aluminio de baja pureza y en sus aleaciones es muy raro que ocurra.

5.8.5 Quemado.

Se produce el quemado cuando el calentamiento se hace por encima de la temperatura de recristalización que se indica para cada aleación o metal.

Si el grado de calentamiento es suficientemente pequeño es posible recuperar las propiedades perdidas por una nueva deformación en frío del material (metal) siempre y cuando su capacidad de deformación no haya variado.

5.9 Recristalización del Aluminio y sus Aleaciones.

El ablandamiento del aluminio tras la deformación en frío se consigue por un mantenimiento entre 300 a 500 °C. Para evitar que crezca demasiado el grano en este tratamiento debe procurarse que el grado de deformación sufrida previamente por el material sea superior al 50%. En ningún caso debe ser inferior al 20%. Al llevarse a cabo el recocido se debe estar el menor tiempo posible en el intervalo entre 200 a 300°C, ya que en dicho intervalo el proceso de recristalización es crítico, y es mayor la tendencia a formarse pocos granos. Para evitar los tamaños de granos muy grandes hay que prescindir de temperaturas elevadas de recocido, tiempos largos y enfriamientos muy lentos.

En la tabla 8 se dan los recocidos de restauración, recristalización y coalescencia de diversas aleaciones de forja.

En esta tabla se indica la temperatura y tiempo de recocido y medio de enfriamiento después del tratamiento. Para la temperatura se da un intervalo, porque la elección de la temperatura y de la duración del tratamiento dependerá en cada caso del grado de deformación previa que haya sufrido el material.

Las temperaturas de restauración están en el mismo caso, pero aquí es posible subir la temperatura más cuando la deformación es muy pequeña, ya que no se llega a recristalizar el material.

Para los tratamientos de restauración se puede enfriar siempre al aire por ser muy baja la temperatura de recocido.

En la tabla se indica el valor mínimo de la deformación que en definitiva establece la acritud, para el cual es posible una recristalización sin que conduzca a un tamaño de grano muy grande.

Como es indispensable calentar rápidamente la carga que se trate de recocer, ya que una velocidad de calentamiento baja puede favorecer un tamaño de grano grande, hay que tomar ciertas precauciones en los hornos. Los hornos han de tener una buena circulación de aire y no deben cargarse excesivamente, la carga del horno debe realizarse en caliente y a una temperatura superior a la del recocido, por ejemplo a 50 o 70°C por encima, bajando posteriormente el regulador del horno a la temperatura correspondiente al tipo de aleación.

En muchas aleaciones bonificables la temperatura de recocido puede implicar un proceso de solubilización parcial de determinados elementos de la aleación, que tras un enfriamiento rápido puede mantenerse.

La elevación en tal estado de sobresaturación puede endurecerse por envejecimiento natural. En estos casos el enfriamiento debe ser hecho en aire calmado, procurando que la deformación siga a dicho enfriamiento lo antes posible. Si la deformación no se va a dar rápidamente conviene enfriar en el horno y lentamente.

En general, la velocidad de enfriamiento de los hornos normales es de 35°C por hora, con lo cual no es necesario poseer instalaciones especiales. Este enfriamiento debe proseguirse hasta que la temperatura es suficientemente baja (250°C) para que se pueda enfriar el material al aire sin que haya problemas posteriores de enfriamiento.

En caso de las aleaciones de moldeo, el recocido no modifica sustancialmente las características mecánicas correspondientes al estado bruto de colada, dándose el tratamiento para eliminar tensiones residuales producidas durante la solidificación y para estabilizar las dimensiones y la estructura, lo cual es importante en el caso de piezas estinadas a prestar servicios a temperaturas elevadas.

TABLA 8.-Condiciones de recocido de las aleaciones de aluminio de ferje.

Aleación	Enfriamiento de recocido			Enfriamiento de post-recocido (de 200°C a 150°C)			Enfriamiento de recocido de enfriamiento	
	°C/h	de	Sub.	Sub. °C	°C/h	de	Sub.	de
L-201	—	—	—	20	200-200	2-2	200-200	1-1
L-210	420-420	1	A	15	200-200	—	200-200	1-1
L-211	420-420	2	A	15	200-200	—	200-200	1-1
L-212	420-420	2	A	15	200-200	—	200-200	1-1
L-213	420-420	2	A	15	200-200	—	200-200	1-1
L-214	—	—	—	20	200-200	—	200-200	1-1
L-215	—	—	—	20	200-200	—	200-200	1-1
L-216	—	—	—	20	200-200	—	200-200	1-1
L-217	200-200	—	C	15	200-200	—	200-200	1-1
L-218	—	—	—	20	200-200	—	200-200	1-1

- (A) Enfriamiento muy lento, 10 a 25°C/h, hasta aproximadamente 250°C, seguido de un enfriamiento más rápido, 50°C/h hasta alrededor de 150°C, en que puede sacarse del horno.
- (B) Enfriamiento en el horno hasta unos 250°C, con una velocidad de enfriamiento menor de 35°C/h, seguido de un enfriamiento al aire por debajo de este tiempo.
- (C) Enfriamiento lento, 20°C/h hasta unos 230°C, manteniendo esta temperatura durante 4 h, seguido de un enfriamiento a 40°C/h hasta los 150°C, en que ya se puede sacar del horno.

En la tabla 9 se da una relación de los tratamientos térmicos de diferentes aleaciones de moldeo, para estabilizar y eliminar tensiones.

El enfriamiento de las piezas moldeadas después del recocido debe ser lento para evitar que se produzcan de nuevo tensiones internas o cambios direccionales contrarios a la finalidad del recocido.

TABLA 9.-Temperaturas de recocido de las aleaciones de moldeo.

Aleación	Temperatura (°C)	Aleación	Temperatura (°C)
Al-10%Cu	200-250	Al-10%Zn	200-250
Al-10%Mg	200-250	Al-10%Zn-Mg	200-250
Al-10%Si	200-250	Al-10%Cu-Mg	200-250
Al-10%Fe	200-250	Al-10%Cu-Zn	200-250
Al-10%Ni	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn	200-250
Al-10%Co	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn-Si	200-250
Al-10%Cr	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn-Si-Mg	200-250
Al-10%V	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn-Si-Mg-Cu	200-250
Al-10%Nb	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn-Si-Mg-Cu-Mg	200-250
Al-10%Ti	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn-Si-Mg-Cu-Mg-Si	200-250
Al-10%B	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg	200-250
Al-10%Zr	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu	200-250
Al-10%Sn	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg	200-250
Al-10%Pb	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si	200-250
Al-10%Bi	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg	200-250
Al-10%Ag	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu	200-250
Al-10%Au	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg	200-250
Al-10%Pt	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si	200-250
Al-10%Ir	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg	200-250
Al-10%Os	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu	200-250
Al-10%Rh	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg	200-250
Al-10%Ru	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si	200-250
Al-10%Niobio	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg	200-250
Al-10%Vanadio	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu	200-250
Al-10%Titanio	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg	200-250
Al-10%Zirconio	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si	200-250
Al-10%Hafnio	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg	200-250
Al-10%Yttrio	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu	200-250
Al-10%Lantano	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg	200-250
Al-10%Cerio	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si	200-250
Al-10%Neodimio	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg	200-250
Al-10%Praseodimio	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu	200-250
Al-10%Europio	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg	200-250
Al-10%Gadolinio	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si	200-250
Al-10%Terbio	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg	200-250
Al-10%Dysprosio	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu	200-250
Al-10%Holmio	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg	200-250
Al-10%Erbio	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si	200-250
Al-10%Ytterbio	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg	200-250
Al-10%Luicio	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu	200-250
Al-10%Terbio	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg	200-250
Al-10%Ytterbio	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu	200-250
Al-10%Luicio	200-250	Al-10%Cu-Mg-Zn-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg-Cu-Mg-Si-Mg	200-250

5.10 Recocido de Coalescencia.

El recocido de coalescencia tiene por objeto precipitar totalmente todos los constituyentes activos, dando lugar a una estructura completamente estable. Las temperaturas a las que se da el recocido para las diferentes aleaciones han sido indicadas en la Tabla 8.

La velocidad de enfriamiento debe ser en todos los casos muy baja, ya que al ser la temperatura muy alta, si el enfriamiento fuera rápido, parte de los constituyentes quedarían en solución sobresaturada y habría un endurecimiento posterior de la aleación por maduración natural.

5.11 Diversos Tratamientos Térmicos

5.11.1 Estabilización.

Las propiedades mecánicas de todos los tratamientos, entre ellos el recocido, de las aleaciones de Al-Mg (5052) cambian ligeramente durante un periodo de tiempo. A este cambio se le llama suavización y se nota por el aumento en la ductibilidad y ligera disminución de la dureza y resistencia. Por eso para adquirir o corregir la ductibilidad y para establecer una aleación en una condición estable anterior debe de recibir un tratamiento de estabilización a 150°C por un tiempo superior a 4 horas.

5.11.2 Relevación de Esfuerzos.

Las piezas coladas que son usadas en aplicaciones donde involucramos elevadas temperaturas o donde requerimos tolerancias de maquinado sumamente estrictas es necesario emplear un relevado de esfuerzos y un tratamiento de decrecimiento, el cual involucra calentamiento de una pieza colada a una temperatura de 280°C por 10 horas.

5.11.3 Homogenización.

Los lingotes de las aleaciones de fundición tratables térmicamente en su condición original, tienen sus constituyentes (cristales) distribuidos heterogeneamente en largas partículas. Para provocar una distribución más uniforme de los constituyentes solubles y para facilitar la fabricación, estos lingotes usualmente son calentados hasta la temperatura de tratamiento térmico de disolución a este proceso se le llama "homogenización" a esta temperatura por 8 a 16 horas y entonces es enfriado lentamente a temperaturas ambiente.

5.11.3.1 Consecuencias de la Homogenización.

Los tratamientos de homogenización son tanto más eficaces si se aplican en el estado fundido, o con una ligera acritud, dando lugar a la siguiente variación de propiedades:

Las aleaciones "responden" más rápidamente a los tratamientos térmicos posteriores (recocido, temple, maduración artificial).

Las características mecánicas son generalmente mejoradas.

Mejora la plasticidad en caliente, la laminación, la extrusión, la forja, son más fáciles de realizar.

Se mejora la maleabilidad en el estado recocido, disminuye el límite elástico y aumenta el alargamiento.

Aumenta la resistencia a la fatiga.

Aumenta la resistencia a la fluencia.

Disminuyen las temperaturas de recristalización, debido al empobrecimiento de la solución sólida.

La recristalización es más fina, porque la precipitación impide el crecimiento de los granos.

5.12 Equipos de Tratamiento Térmico.

La necesidad de disponer con gran precisión de la temperatura de tratamiento y de conseguir en el menor tiempo posible el calentamiento de las piezas a tratar, hace preciso disponer de instalaciones para el tratamiento que tengan una variación de temperaturas de 3 a 5 °C.

Los tratamientos térmicos caen dentro de dos clases de hornos: los hornos de aire, en el cual el aire caliente es circulado alrededor del material a tratar, y los hornos de sal, que son aquellos que contienen un recipiente con sales fundidas o disueltas y en el cual el material es sumergido.

Ambos tipos de hornos pueden ser calentados por electricidad, gas, aceite (petróleo) o combustible sólido y el rango de diseño y tamaño es casi ilimitado. Los requerimientos exactos dependen de la naturaleza de lo que se va a trabajar y los productos para ser tratados térmicamente.

5.12.1 Hornos de Aire.

Los hornos de aire de diferente tipo con calefacción eléctrica o por combustible (ésta ha de ser indirecta ya que los gases de combustible en la atmósfera del horno a altas temperaturas producen ampollas) son utilizados en gran medida para el tratamiento térmico del aluminio y sus aleaciones. Son adecuados especialmente para tratamientos de piezas con paredes delgadas, así como para piezas de forma complicada, como piezas de fundición, en las cuales sería difícil eliminar los restos de sales si se tratará de hornos de sales fundidas. Es muy importante que para conseguir un rápido calentamiento y una buena homogeneización de la temperatura se tenga una buena circulación de aire. Los hornos de aire son especialmente ventajosos para tratamientos a temperaturas entre 100 y 200°C, y para temperaturas superiores a 520°C a partir de la cual no se aconsejan utilizar hornos de sales. En los hornos de aire las piezas han de ser situadas a suficiente distancia unas de otras y sobre todo separadas de las paredes del horno: En estos hornos el tiempo de calentamiento es superior a los de Sales.

5.12.2 Hornos de Sales.

Son estos los hornos mas adecuados para el tratamiento térmico, consisten en un recipiente que contiene sales fundidas, generalmente mezcla de Nitratos Sódico y potásico, a la temperatura deseada. La gran capacidad térmica de estos baños fundidos facilita la regulación de la temperatura y posibilita que la pieza a tratar alcance la temperatura deseada en corto tiempo, gracias a la buena y uniforme distribución de calor.

Para el recipiente contenedor de las sales ha de elegirse un material resistente a la oxidación y a la corrosión, como chapa para calderas acero inoxidable. La proporción en que se encuentran los Nitratos de sodio y potasio depende de la temperatura y fluidez deseada. En la tabla 10 se presentan varios baños empleados corrientemente.

Aún cuando hay temperaturas de trabajo que pueden ser de cerca de 600°C, es buena práctica procurar que la temperatura del baño de sales no sobrepase nunca los 520°C.

Los nitratos que se utilizan para estos hornos han de tener una pureza determinada. Los cloruros y cloratos no deben exceder, calculados como sal de sodio, el 0.5% de la suma de sulfatos y fosfatos, y también, como sal de sodio deberá exceder del 0.25% siendo la materia insoluble en agua inferior al 0.22% y la humedad no excederá del 1%. El contenido de nitratos calculado sobre una muestra seca ha de ser superior al 98% y el valor de pH ha de estar comprendido entre 6 y 7.5, medido sobre una solución al 1% en agua destilada.

El calentamiento mejor es por medio de resistencia eléctrica interior con espirales de calefacción montadas en el interior de cilindros no oxidables o mediante resistencia eléctrica en las paredes exteriores. Por razones de tipo económico puede usarse también como elementos calefactores, el gas, carbón o combustibles líquidos. En todos estos casos debe evitarse el peligro por un sobrecalentamiento local de las paredes del recipiente.

Los baños de sales son potencialmente muy peligrosos por lo que se deben de tomar determinadas precauciones. Los operarios han de ser personas cuidadosamente preparadas. Deben protegerse de salpicaduras y goteos que producen quemaduras, El local ha de estar adecuadamente ventilado para evitar la exposición a los vapores nitrosos que se producen durante la descomposición de los nitratos.

Hay que impedir que queden piezas en el baño, especialmente hay que cuidar que no se desprendan fragmentos de las piezas que se tratan y que queden al fondo del crisol. Cuando el baño contiene estas piezas ó restos metálicos se le suele traspasar a otro recipiente en estado líquido para que las partículas que se desea eliminar queden en el fondo. Una vez retirada así la mayor parte de las sales el resto puede disolverse y filtrarse, eliminando posteriormente el agua por evaporación.

Por el gran poder oxidante de los Nitratos hay que evitar cualquier contacto con agentes reductores, razón por la cual no se aconseja tratar en estos baños las aleaciones con magnesio. También hay que evitar la introducción de agua o compuestos orgánicos por lo que las piezas que han de ser tratadas en estos hornos tiene que ser cuidadosamente limpiadas.

En caso de que se produzca incendio en estos hornos se debe utilizar arena como elemento extintor. En ningún caso ha de usarse agua.

Los baños deben renovarse con cierta periodicidad, Si no son de funcionamiento continuo no se aconseja apagarlos. Es preferible reducir la temperatura ligeramente y mantener las sales en estado líquido, con lo cual se reducen los peligros de ataque al crisol así como las tensiones debidas a la solidificación. En cualquier caso esto responderá a consideraciones económicas.

Tabla 10. Algunas composiciones empleadas en baños de sales (según J. Holmberg)

Composición del baño	Punto de fusión °C	Temperatura de trabajo °C	Aplicaciones
NO ₃ K 35,2 NO ₃ Na 64,8	141	160-400	Nitrosación artificial y recocido
NO ₃ K 33,0 NO ₃ Na 7,0 NO ₃ Ca 49,0	142-148	180-340	Solubilización y recocido
NO ₃ Na 17,0 NO ₃ K 33,5 NO ₃ Ca 39,5	179	200-340	Solubilización y recocido
NO ₃ Na 25,9 NO ₃ K 34,3	218	240-340	Solubilización y recocido
NO ₃ Na 100,0	310	330-380	Solubilización y recocido
NO ₃ K 100,0	334	330-380	Solubilización y recocido

5.12.3 Tanque de Enfriamiento.

La velocidad de temple es magnitud crítica en el conjunto del tratamiento térmico de bonificado. Por ello la disposición y naturaleza de los baños de temple tiene especial importancia.

El agua es el fluido de enfriamiento mas comunmente usado, con temperaturas generalmente inferiores a 40°C. En algunos casos se calienta incluso hasta 100°C . Esta agua se puede aplicar por pulverización o por inmersión.

Los tanques utilizados cuando se recurre a la inmersión pueden estar fabricados de aluminio o de acero inoxidable, si son de acero al carbono deben llevar revestimiento superficial para evitar la corrosión del tanque que puede originar manchas en las piezas templadas.

El volúmen del baño debe ser tal que toda la carga pueda quedar completamente sumergida en él. Además no debe de sobrecalentarse hasta los 40°C. Si es preciso, se montan circuitos de recirculación de agua.

La uniformidad de la temperatura en el baño es de gran importancia para obtener las características óptimas de las piezas templadas.

Para asegurar una rápida inmersión de las piezas, el tanque debe estar adyacente al horno correspondiente . En el caso de hornos de circulación forzada de aire, los tanques de enfriamiento deben estar incorporados al horno, con el fin de permitir la descarga directa de las piezas. En cualquier caso debe estar situado en forma tal que la facilidad de maniobra en el temple esté garantizada.

Los tanques deben poscer un sistema de desagüe y limpieza para eliminar los agentes que puedan contaminar las piezas y producir decoloraciones, corrosión, etc.

5.13 Defectos Introducidos en los Tratamientos Térmicos y su Control.

El tratamiento térmico incorrecto puede dar lugar a defectos claramente visibles a simple vista o tras una observación metalográfica. A veces, piezas que parecen haber sido tratadas en las mejores condiciones presentan estos defectos. En tales casos ha de buscarse la razón en los tratamientos de conformado, colada o incluso de fabricación de la aleación.

También ha de considerarse defectuoso el tratamiento cuando las propiedades finales que se obtienen, sean mecánicas, sean químicas, etc. no respondan a lo que se desea con el tratamiento.

La enumeración de defectos y de motivos de los mismos sería interminable por lo que en la siguiente tabla 11 se han recogido aquellos que son mas habituales. En dicha tabla se indica también el tratamiento en el que se ha puesto en manifiesto el defecto, las razones que lo han podido motivar y la forma de evitar que se pueda volver a producir.

Conviene aclarar que una precaución inmediata cuando se tienen dudas sobre las razones de algún fallo, es comprobar que la aleación tiene la composición que se pensaba y que el tratamiento dado es realmente el que le corresponde.

Tabla 11.- Defectos que aparecen en piezas tratadas y origen de los mismo
S solubilización: T temple: M maduración: R recocido

Defecto	Tratamiento	Origen	Observaciones
Ampollas	S y T R	Difusión de gases retenidos en el lingote durante la colada	Se trata de un material originalmente defectuoso. Analizar gases
Ampollas	S y T R	Absorción de gases del horno, como vapor de agua o productos de combustión.	No emplear tiempos y temperaturas innecesariamente elevados: precalentar el material para evitar condensaciones: eliminar de la superficie del material productos contaminantes. En caso necesario introducir en la atmósfera del horno inhibidores como creosota, fluoruro amónico o fluoruro sodico.
Ampollas	S y T R	De continuidades superficiales debidas a una laminación o estrisión defectuosa.	Defecto de conformación
Ampollas	S	Exceso de temperatura de solubilización. Piezas quemadas.	Hacer control de termopares y equipos de medida del horno. Seleccionar mejor la temperatura de solubilización.
Quemado	S	Exceso de temperatura de solubilización	
Quemado	S	Calentamiento del material hasta la temperatura de solubilización de forma rápida y/o poco uniforme.	En piezas de forma heterogénea no usar calentamientos superiores a 3° C/min. en las proximidades de la solubilización.
Oxidación	S	Tiempos y temperaturas elevados.	Reducir al máximo posible la temperatura de tratamiento.
Oxidación	S	Atmósfera del horno inadecuada.	Evitar vapor de agua en el horno. Usar fluoborato sódico para reducir los efectos de la atmósfera.
Grietas Superficiales	S	Sobrecalentamiento excesivo. Quemado.	Controlar la temperatura del horno.
Grietas Superficiales	T	Velocidad de temple excesivamente grande. Para secciones gruesas o irregulares.	Emplear velocidades de temple menores
Grietas Superficiales	T	Tiempo de transición excesivamente corto.	Aumentar tiempo de transición.
Grietas Superficiales	S y T	Microgrietas o microporosidades preexistentes en el material que aumentan con los sucesivos tratamientos térmicos. Especialmente en piezas soldadas.	Controlar la existencia de microgrietas o microporosidad antes del tratamiento.
Grietas en Estrella	S y T	Sobrecalentamiento que provoca la fusión del eutéctico y la aparición de una red intergranular de liquido. Las fuertes tensiones de contracción debidas al temple producen el agrietamiento intergranular.	Controlar la temperatura del horno.

Grietas en Estrías	S y T	Defectos debidos a sobrecalentamientos en los procesos de conformación en caliente, diseño inapropiado de las hileras de conformación o utilización de material de partida no aseo.	Revisar el estado del material antes del tratamiento.
Grietas Internas	S y T	Normalmente es difícil; si son debidas al tratamiento térmico, se presentan a la vez que las grietas superficiales. Por ello, ver grietas superficiales.	Ver grietas superficiales.
Resistencia y límite clásico bajos	S	Tiempo y temperatura de solubilización insuficientes.	La pieza se puede volver a tratar usando el tratamiento adecuado.
Resistencia y límite clásico bajos	S	Temperatura solidificación excesiva, sobre calentamiento, quemado.	Revisar temperatura y control del horno.
Resistencia y límite clásico bajos	T	Tiempo de transición grande o baja velocidad de temple.	Disminuir el tiempo de transición o aumentar la velocidad de temple.
Resistencia y límite clásico bajos	M	Tiempos cortos y temperaturas bajas en la maduración. Las piezas son recuperables.	Verificar temperatura del horno: comprobar si hay exceso de carga o distribución deficiente. Car nuevo tratamiento suplementario de maduración.
Resistencia y límite clásicos bajos	M	Tiempos largos y temperaturas altas. Las piezas son recuperables, pero están sobrevejecidas.	Verificar temperatura del horno. Dar nuevo tratamiento completo de bonificado.
Alargamientos bajos	S	Temperatura de solubilización excesiva. Sobrecalentamiento, quemado.	Revisar temperatura y control del horno.
Límite clásico elevado y bajo alargamiento	M	Mala combinación tiempo-temperatura, sin llegar a sobremaduración	Verificar control de temperatura del horno y recompleto el bonificado.
Características mecánicas poco uniformes	S	Tratamiento de solubilización poco uniforme. Se produce en piezas complicadas.	Repetir tratamiento aumentado tiempo de solubilización y procurando un temple uniforme de la pieza.
Material excesivamente duro	R	Tiempos de recocido cortos o temperatura baja.	Repetir el tratamiento en condiciones adecuadas.
Material excesivamente duro	R	Tiempos muy prolongadas que han podido dar lugar a precipitaciones importantes	Revisar las condiciones del tratamiento.
Material excesivamente duro	R	Enfriamiento muy brusco desde la temperatura de recocido produciendose un temple y precipitación parcial.	Disminuir velocidad de enfriamiento entre la temperatura de recocido y 250° C.

Pequeña capacidad de embutición	R	Ha habido precipitación parcial en el recocido. (Puede ser también dificultad inherente al propio proceso de embutición no al tratamiento.)	Bajar la temperatura al mínimo valor posible y limitar la duración al tiempo indispensable.
Piezas deformadas	S y T	Son inoxidables las pequeñas deformaciones en piezas de difícil diseño. Las grandes deformaciones pueden deberse a heterogeneidad de temperatura o a gran velocidad de temple.	Verificar y mejorar la homogeneidad de temperatura del horno: templar en agua más caliente.
Piezas deformadas	S	Piezas mal instaladas en el tratamiento de solubilización.	Aceptar aportes apropiados o formas mejores de suspensión de las piezas.
Manchas de agua	T	Agua de temple cargada con sales o impurezas que dejan residuos al secar.	Renovar con más frecuencia el agua del tanque de refrigeración. Vaciar y limpiar el tanque. Las manchas se eliminan por decapado y lavado posterior.
Corrosión en servicio	T	Tiempo de transición largo o velocidad de temple baja.	Acortar tiempos de transición y usar velocidad mayor de temple.
Corrosión en servicio	S y T	Baño de sales rico en cloruros que da picaduras los nitratos aceleran el efecto corrosivo posterior.	Analizar sales, los cloruros no han de rebasar el 0.5%.
Corrosión en servicio	M	Condiciones inadecuadas de precipitación con insuficiencia de temperatura y tiempo.	Corregir las condiciones de maduración.
Grano grueso	S	Actitud insuficiente antes del tratamiento de solubilización.	Dar más acritud a la pieza.
Grano grueso	R	Velocidad de calentamiento lenta.	Cargar en horno caliente para aumentar la velocidad de calentamiento.
Grano grueso	R	Temperatura alta o gran duración	Limitar las condiciones de tiempo y temperatura.

5.14 Aleaciones no Tratables Térmicamente.

Este tipo de aleaciones no responden a los tratamientos térmicos por lo que, para aumentar su resistencia y dureza es necesario trabajarlas en frío por medio de procesos como laminado o estirado.

La resistencia inicial de este grupo de aleaciones dependen sobre todo de los efectos de endurecimiento de los elementos aleantes como el Mn, Si, Mg. Estas aleaciones no tratables térmicamente corresponden a las series 1000, 3000 4000 y 5000. Para aleaciones que contienen un porcentaje elevado de Mg y se endurecen por deformación, generalmente reciben un tratamiento térmico posterior a elevadas temperaturas (proceso de estabilización) para producir una pieza con propiedades estables.

Estas aleaciones se ofrecen en varios temple según el método final puede obtenerse por medio de trabajo en frío (endurecido por deformación) solamente, o por trabajo en frío seguido de un recocido parcial.

Las aleaciones 5056 y 5052 tienden a ablandarse con el tiempo (envejecimiento) después de su producción, de modo que deben estabilizarse (tratamiento térmico) para asegurar que el ablandamiento ocurra antes de salir el producto y tener un control en sus propiedades mecánicas antes de ser utilizados.

5.14.1 Nomenclatura.

El temple de estas aleaciones no tratables térmicamente se indica con la letra "H" seguida de dos dígitos, como se explicó anteriormente.

Los efectos producidos por el trabajo en frío pueden ser eliminados en el aluminio puro calentándolo a 350°C. Pero para las aleaciones de aluminio se necesitan temperaturas elevadas, posiblemente hasta 400°C. Por lo general solo se necesita mantener el metal a una temperatura el tiempo suficiente para asegurarse que todas las partes tengan la temperatura específica para este proceso de recocido.

El tipo o rapidéz de enfriamiento no es de importancia a menos que sea especificado.

El temple "H" obtenido por trabajo en frío es aplicable únicamente a productos semielaborados, entendiéndose los obtenidos por medio de laminación o extrusión .

En algunas ocasiones un tercer dígito se utiliza en la nomenclatura del temple "H", cuando el control del grado del temple no es semejante, o sea sus propiedades mecánicas son diferentes para un mismo temple.

Conclusiones

1.- Los tratamientos térmicos constituyen una serie de operaciones importantes en la elaboración de productos de la industria metalmeccánica, por medio de los cuales es imposible alcanzar propiedades de las aleaciones que satisfagan los requerimientos de los sistemas industriales donde se apliquen.

2.- Consideramos de la mayor importancia el que el personal encargado de la aplicación de los tratamientos térmicos en la planta se capacite y conozca los fundamentos teóricos a partir de los cuales se explican los fenómenos que se llevan a cabo durante la ejecución de los tratamientos.

3.- Algunos de los aspectos que conviene tener en cuenta para tratar térmicamente los aceros al carbon son:

a) La selección de la temperatura de austenitización y de adecuada atmósfera del horno.

b) La correcta selección de la forma de enfriamiento mas apropiada para el acero en cuestión tomando en cuenta su composición química, geometría, cualidades del medio enfriante, etc.

4.- En lo relativo al tratamiento térmico de los aceros inoxidable, el criterio básico que debe predominar en estos casos es la consecución de las propiedades mecánicas adecuadas asociado a la conservación de la resistencia a la corrosión de estos aceros. Por eso constituyen aspectos importantes los siguientes:

a) El cuidado de la atmósfera en la que se realiza el tratamiento, particularmente a temperaturas elevadas

b) Evitar fenómenos indeseables durante el tratamiento tales como la sensibilización, el exceso de austenita retenida, etc

c) La selección de la temperatura y tiempo de austenitización adecuados.

5.- En lo que concierne al tratamiento térmico de las fundiciones, nos gustaria destacar la importancia que reviste el cuidar la atmósfera del horno y la necesidad de conocer detalladamente las distintas transformaciones que pueden sufrir las diferentes clases de fundiciones.

6.- En cuanto a las aleaciones de aluminio, su tratamiento térmico requiere cuidar entre otros aspectos, los siguientes:

- a) La selección de la temperatura de disolución (solución).
- b) La realización del enfriamiento subsecuente adecuado cuidando posibles riesgos de agrietamiento.
- c) La consulta a las curvas de envejecimiento correspondientes a fin de determinar las mejores condiciones para obtener las propiedades finales deseadas como resultado de la precipitación.

7.- Consideramos conveniente el complementar este trabajo añadiendo información tal como el tratamiento térmico de aleaciones de cobre y acero para herramientas.

BIBLIOGRAFIA

- 1.- **Apuntes del Ier Curso Internacional de Materiales Módulo 2 (Metales y Cerámicos).**
Yvan Houbart
Division de educación continúa de la Facultad de Ingeniería de la UNAM.
- 2.- **Tecnología del Tratamiento de Metales y Aleaciones no Ferrosas.**
K.A.Kolachev, R.M. Gabidulin, Yu. G. Piguzov.
Editorial Mir-Moscú.
- 3.- **Hiet Treatments of Metals and Alloys.**
Charles R. Brooks
Mc. Graw Hill.
- 4.- **Principios de Tratamiento Térmico**
M.A.Grossman, E C. Bain.
Editorial Blume-España.
- 5.- **Tratamientos Térmicos de Aceros y sus Prácticas de Laboratorio.**
D.M.K. de Grinberg.
Editorial Limusa.
- 6.- **Metalografía y Tratamiento Térmico de los Metales.**
Yu. M. Lajtin.
Editorial Mir-Moscú.
- 7.- **Temple del Acero**
Wanke Schramm.
Editorial Aguilar.
- 8.- **Tecnología de Materiales (segundo curso)**
Carlos Sordo González.
ESIME. IPN.
- 9.- **Thermal Stress and Strain Generation in Heat Treatment.**
A.J. Fletcher.
Elsemer Applied Sciencse.
- 10.- **Tratamiento Térmico de los aceros**
José Apraiz Barriero
Editorial Dossat-España.