

41126
121



Universidad Nacional Autónoma de México

**Escuela Nacional de Estudios Profesionales
Campus Aragón.**

**“POLIMEROS, NUEVOS MEDIOS DE ENFRIAMIENTO
PARA TARATAMIENTOS TÉRMICOS EN ACEROS.”**

T É S I S

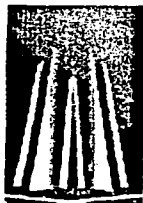
**PARA OBTENER EL TÍTULO DE
INGENIERO MECÁNICO ELECTRICISTA**

PRESENTA:

JULIO CÉSAR VALERIO TOLEDO

DIRECTOR DE TESIS:

DR. EN I. JAVIER JIMÉNEZ GARCÍA



OCTUBRE 2003.

**TESIS CON
FALLA DE ORIGEN**

1



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 esta 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 mis Padres.

Hay una fuerza motriz más poderosa que el vapor, la electricidad y la energía atómica: la voluntad.

Albert Einstein

Por su confianza, su esfuerzo y apoyo incondicional...

Por todo.

¡¡¡Gracias!!!

A mis maestros.

A veces nuestro destino semeja un árbol frutal en invierno. ¿Quién pensaría que esas ramas reverdecerán y florecerán? Mas esperamos que así sea, y sabemos que así será.

Johann Wolfgang von Goethe

Gracias por compartir sus enseñanzas!!!

*Escuela Nacional de Estudios
Profesionales Aragón.*

U N A M.

La excelencia moral es resultado del hábito. Nos volvemos justos realizando actos de justicia; templados, realizando actos de templanza; valientes, realizando actos de valentía.

Aristóteles.

Gracias por la formación!!!

A mi asesor.

El hombre más feliz del mundo es aquel que sepa reconocer los méritos de los demás y pueda alegrarse del bien ajeno como si fuera propio.

Johann Wolfgang von Goethe

Por compartir sus experiencias y apoyo incondicional.

!!!Gracias!!!

*Al Centro Tecnológico Aragón
En especial al grupo GARM*

Un amigo es una persona con la que se puede pensar en voz alta.

Ralph Waldo Emerson

Por las vivencias compartidas...

A mis amigos y familiares

El futuro tiene muchos nombres. Para los débiles es lo inalcanzable. Para los temerosos, lo desconocido. Para los valientes es la oportunidad.

Victor Hugo

Por el valor que me transmiten ...

A todos ustedes que son parte de mí...

!!!Gracias!!!

Índice.

Introducción.

I. Acero.	2
I.1. Diagramas de equilibrio.	2
I.2. Diagrama Hierro – Carbono.	2
I.2.1. Líneas de temperatura crítica.	7
I.2.2. Efecto del carbono en las propiedades físicas del acero.	8
I.3. Diagrama de Transformación Isotérmica.	10
I.3.1. Características del diagrama TTT.	10
I.3.2. Determinación de los diagramas TTT.	18
I.3.2.1. Método discontinuo.	18
I.3.2.2. Método continuo.	19
I.3.3. Curvas de enfriamiento.	19
I.3.4. Diagrama de Transformación de Enfriamiento Continuo.	21
I.3.5. Efectos de los elementos de aleación en los diagramas TTT y CCT.	23
I.4. Clasificación de los aceros.	24
I.4.1. Aceros al carbono.	24
I.4.2. Aceros aleados.	24
II. Tratamientos Térmicos.	26
II.1. Recocido.	26
II.1.1. Ciclos de recocido.	27
II.1.1.1. Recocido subcrítico.	29
II.1.1.2. Recocido intercrítico.	30
II.1.1.3. Recocido total.	31
II.1.1.4. Recocido isotérmico.	32
II.1.1.5. Recocido en proceso.	32
II.1.2. Temperatura de austenización.	32

II.1.2.1.	Temperatura de recocido.	32
II.1.3.	Esferoidización.	33
II.2.	Normalizado.	35
II.2.1.	Objetivo del normalizado.	36
II.2.2.	Aplicaciones del normalizado.	40
II.3.	Temple.	40
II.3.1.	Elección de la temperatura de temple.	41
II.3.2.	Mecanismos de temple.	43
II.3.3.	Curvas de enfriamiento.	45
II.3.3.1.	Etapa de contacto líquido inicial.	45
II.3.3.2.	Etapa de enfriamiento por cubiertas de vapor.	46
II.3.3.3.	Etapa de enfriamiento por transporte de calor.	47
II.3.3.4.	Etapa de enfriamiento líquido.	47
II.3.4.	Factores unitarios.	48
II.3.4.1.	Agitación.	48
II.3.4.2.	Temperatura del medio de temple.	48
II.3.4.3.	Temperatura de la pieza.	48
II.3.5.	Evaluación de la severidad del temple.	49
II.4.	Revenido.	51
II.4.1.	Baño de sales fundidas.	53
II.4.2.	Baño de aceite.	54
II.4.3.	Baño de metales fundidos.	55
II.4.4.	Revenido apropiado.	55
II.4.5.	Revenido múltiple.	55
II.5.	Bainitizado.	55
II.5.1.	Aceros para bainitizado.	57
II.5.2.	Aplicaciones.	57
II.5.3.	Medios de temple para bainitizado.	58
II.5.4.	Control de variables del proceso.	59
II.6.	Martempering.	59
II.6.1.	Aceros para Martempering.	61

II.6.2.	Medios para Martempering.	62
II.6.3.	Variables del proceso.	63
II.7.	Templabilidad.	66
II.7.1.	Curvas de Templabilidad.	66
III.	Medios de Enfriamiento.	70
III.1.	Agua.	70
III.1.1.	Temperatura.	71
III.1.2.	Agitación.	72
III.1.3.	Contaminación.	72
III.2.	Salmuera.	72
III.2.1.	Velocidad de enfriamiento.	73
III.2.2.	Temperatura.	74
III.2.3.	Contaminación.	74
III.3.	Aceite de temple.	75
III.3.1.	Operación y control.	75
III.3.2.	Viscosidad.	76
III.3.3.	Temperatura optima.	77
III.4.	Emulsiones de agua y aceite.	77
III.5.	Soluciones acuosas de polímeros.	78
III.5.1.	Soluciones de alcohol polivinílico.	78
III.5.2.	Características de enfriamiento.	78
III.5.3.	Terminología en polímeros.	80
III.5.4.	Solubilidad inversa.	81
III.5.5.	Efecto de la estructura del polímero.	83
III.5.6.	Purificación de las soluciones.	85
III.5.7.	Características de enfriamiento de un temple ideal.	85

IV. Desarrollo Experimental.	87
V. Discusión de Resultados.	92
Conclusiones.	96
Bibliografía.	97

Introducción.

Los tratamientos térmicos se llevan a cabo por calentamientos y enfriamientos teniendo una permanencia de las piezas de trabajo a temperaturas adecuadas, durante cierto tiempo y luego enfriándolas en condiciones convenientes, dando a ello un cambio de estructura y por lo tanto un cambio en las propiedades de la aleación.

El temple de un acero es un tratamiento térmico, teniendo un enfriamiento rápido a partir de la temperatura de austenitización. Usualmente esto se realiza por inmersión de la pieza en agua, aceite, sales y a veces aire forzado.

Como resultado del temple se desarrollan estructuras martensíticas aceptables y propiedades mecánicas que deben cumplir especificaciones mínimas luego del revenido.

Cabe mencionar que las estructuras del temple dependen de las características de enfriamiento del medio de temple, así como de la posibilidad del acero de ser endurecido. Los resultados se pueden cambiar variando la composición del acero, el tipo de medio de temple, la agitación o la temperatura del medio templante.

Es importante destacar que la composición química del acero y los medios de temple, individualmente o en combinación, influyen en la naturaleza y forma de la distorsión durante el temple, ya que ellos nos permiten determinar la templabilidad del mismo y por ende la velocidad de enfriamiento crítica, teniendo una influencia directa en la obtención de estructuras específicas.

Por otro lado, la velocidad de enfriamiento impuesto controlará los cambios de volumen producidos por los esfuerzos residuales formados durante el temple.

Para tal efecto, esto es, minimizar la distorsión, el medio de enfriamiento, debe relacionarse de tal forma que no exceda la velocidad de enfriamiento crítico del acero y que ésta se mantenga en el intervalo de las temperaturas de transformación martensítica, es decir, de Ms a Mf. Sin enfriamiento promedio que permita conjuntar en el proceso a un número mayor de aceros de templabilidad variable.

Por ello, en este trabajo planteamos una propuesta metodológica para la utilización de medios de enfriamiento basados en emulsiones poliméricas, ya que estos nos permiten obtener un adecuado control de velocidad en las etapas críticas de enfriamiento, garantizando una mejor uniformidad en la pieza tratada y seguridad en el proceso.

I. Acero.

Debido a que el acero es uno de los productos más utilizados en el ámbito industrial y que se encuentra directamente involucrado en nuestro trabajo cotidiano, se puede inferir que su utilización ha incidido en la economía y el desarrollo tecnológico del país, ya que desde su conformación más sencilla hasta la elaboración de equipos complejos o de uso específico, está presente.

Por otro lado su aplicación como acero ya sea al carbono o aleado (especial), ha permitido la generación de productos de gran diversidad, ya que con él se han podido conformar piezas, estructuras o dispositivos, de distintos tamaños, formas, acabados superficiales, pero sobre todo con la facilidad de poder modificar la microestructura mediante tratamientos térmicos, esto es, operaciones de calentamientos y enfriamientos a través del rango de transformación de fases adecuado, obteniendo con ello las propiedades específicas, que han incrementado en gran escala su versatilidad y desempeño.

I.1. Diagramas de Equilibrio.

Los diagramas de equilibrio son conocidos como diagramas de fase o constitucionales, en general tienen la forma de un mapa, con diferentes concentraciones, en el se definen las regiones de estabilidad de las diversas fases que pueden ocurrir en un sistema de aleación, bajo la condición de (presión atmosférica) presión constante. Las coordenadas de estos diagramas son la temperatura (como ordenadas) y (en las abscisas) la composición.

En estos diagramas se muestran las relaciones entre las fases, la temperatura y la composición únicamente bajo condiciones de equilibrio, esto implica calentamientos o enfriamientos extremadamente lentos, [10].

I.2. Diagrama Hierro – Carbono.

El diagrama hierro carbono es una guía para encontrar la secuencia correcta de operaciones al dar un tratamiento térmico, aunque la mayoría de los aceros contienen otros elementos que modifican los límites de fase.

El diagrama hierro – carbono, es el diagrama más importante a nivel tecnológico porque es la base de todas las aleaciones que conocemos como aceros y hierros llamados también fundiciones. Siendo estas las aleaciones más comerciales y comunes del mundo resulta entonces que este diagrama no solo tiene interés científico sino también interés comercial y económico.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

Los aceros son aleaciones de hierro con carbono y, si no tienen agregado ningún aleante especial, se llaman aceros al carbono. Las aleaciones de hierro - carbono que contienen hasta 2% de carbono, son clasificadas como aceros, cuando estas contienen arriba del 2% de carbono, son clasificadas fundiciones.

La interpretación de los aceros depende de las propiedades asociadas con su microestructura, que son arreglos cristalinos orientados en diferentes direcciones unos con respecto de otros. Los cuales son físicamente mezclados por solidificación, por cambios de fase en estado sólido, al deformarlos en caliente, deformación en frío y con tratamientos térmicos. Cada tipo de microestructura desarrolla rangos típicos de propiedades, por específicas rutas de procesos, aprovechando y conociendo los cambios que toman lugar en un acero en equilibrio, tenemos la ventaja de poder escoger o utilizar el tipo de fase dominante o las transformaciones de fase que se requieran.

Debido a que estamos más interesados en los aceros que en las fundiciones centraremos nuestra atención en las aleaciones con menos del 2% de carbono.

El principal componente del acero es el hierro, el cual existe en dos formas cristalinas, bajo su punto de fusión, una es la cúbica centrada en el cuerpo (bcc), que es conocido como ferrita α (alfa), bajo un espacio de temperatura ambiente hasta los 912 °C. La ferrita alfa es sólo capaz de disolver carbono en muy bajas concentraciones, la máxima concentración que es capaz de disolver es de solo 0.0218 %C a una temperatura de 272 °C y tan solo a temperatura ambiente, solo puede disolver un 0.008 %C.

La forma cristalina a partir de 912 °C hasta 1394 °C, es la forma cúbica centrada en las caras (fcc), conocida como austenita o hierro (gamma) γ . A 1394 °C hasta el punto de fusión de 1530 °C el hierro es conocido como hierro δ (delta), con una estructura bcc, figura 1.

Estas tres formas alotrópicas del hierro constituyen fases diferentes ya que cada una tiene características físicas y químicas diferentes. Por ejemplo el hierro delta es menos denso que la austenita, es decir que la austenita tiene una masa mayor de volumen que el hierro delta y también que la ferrita alfa, por consiguiente tiene propiedades de plasticidad para ser deformada y darle formas diferentes a la aleación mediante trabajo termo-mecánico.

* siglas en ingles Body Centered Cubic
** siglas en ingles fase Centered Cubic

Estructuras Cristalinas del Hierro

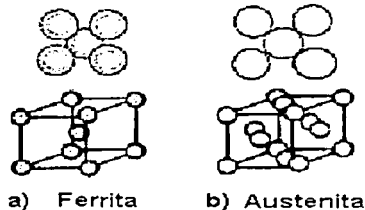


Figura 1. Formas cristalinas del hierro
a) Cúbica centrada en el cuerpo, b) Cúbica centrada en las caras.

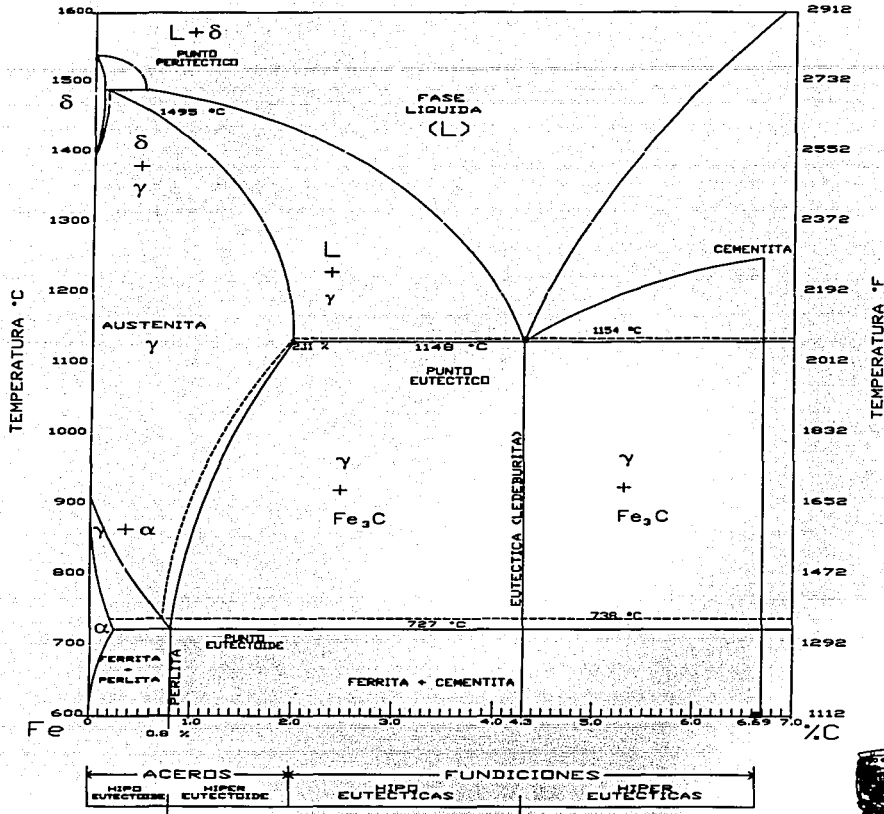
En la figura 2 se muestra el diagrama hierro carbono y los cambios que el carbono induce en las fases de equilibrio del hierro puro. El carbono se haya en la austenita estabilizada y se expande en un rango de temperatura de estabilidad (un máximo de 2.11 % en equilibrio con la cementita a 1148 °C), esta solubilidad es mucho más grande sobre la austenita, que en la ferrita (un máximo de 0.0218 % en equilibrio con la cementita (Fe₃C) a 727 °C).

En este diagrama a 0 % de carbono tenemos las tres fases alotrópicas del hierro, las cuales son estables a las temperaturas ya mencionadas en las líneas precedentes, cuando el hierro ya contiene carbono, muestra tres puntos importantes que denotan reacciones físicas, que a diferencia de las reacciones químicas, no cambian la naturaleza de las sustancias sino la formación de fases y la desaparición de otras.

El primer punto importante es el llamado peritético localizado en la esquina superior izquierda y con una composición de 0.16 % de carbono a 1495 °C. Esta reacción es la descomposición de hierro delta y líquido que se transforma en una nueva fase sólida llamada austenita justo en el punto peritético. Esta reacción implica una disminución de volumen ya que la austenita es más densa que la ferrita delta y por ello es la más importante para la colada continua de los aceros con bajo contenido de carbono.

El segundo punto importante es el llamado eutectoide con una concentración de 0.77 % de carbono a una temperatura de 727 °C. Esta reacción es la descomposición de una fase sólida γ (austenita) en dos fases sólidas nuevas: Ferrita α y cementita (Fe₃C) a esto se le conoce técnicamente con el nombre de perlita.

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO
 DIAGRAMA HIERRO - CARBONO



NOTAS

γ SOLUCIÓN SÓLIDA AUSTENITA α SOLUCIÓN SÓLIDA FERRITA δ SOLUCIÓN SÓLIDA DELTA

Fe₃C CEMENTITA O CARBURO DE HIERRO

Figura 2. Diagrama Hierro Carbono. *

* Basado en el diagrama del Metals Handbook. ASM. 1991.

TESIS CON
 FALLA DE ORIGEN

El tercer punto importante queda fuera de los dominios del acero y pertenece más bien al de las fundiciones. Su composición es de 4.3 % de carbono a 1148 °C, esta aleación es la que tiene el punto de fusión más bajo en todo el diagrama y por ello recibe el nombre de eutéctico. Es decir, que esta reacción es una descomposición de una fase líquida en dos fases sólidas nuevas: austenita y cementita. A más bajas temperaturas (debajo de los 727 °C) la austenita de esta mezcla se transformará en ferrita alfa y cementita, pero a diferencia de la perlita aquí la ferrita alfa y la cementita tomarán forma de islas alejándose de la morfología de laminas y por lo tanto las aleaciones con altos contenidos de carbono son duras pero frágiles a diferencia de los aceros.

Puesto que el contenido carbono cambia profundamente la relación de fases, microestructuras y propiedades del acero, se mantiene bajo en aceros que requieren gran ductilidad, elasticidad y buena habilidad para soldar, pero es mantenido en grandes niveles que requieren resistencia, gran dureza, resistencia a la fatiga así como también al desgaste.

Por lo tanto a temperatura ambiente los aceros con menos de 0.77 % de carbono, son llamados aceros hipoeutectoides, tienen como constituyentes a granos de ferrita alfa mezclados con colonias de perlita, por otra parte los aceros con más de 0.77 % de carbono, son llamados hipereutectoides y tienen como constituyentes a granos de ferrita alfa con películas de cementita, [8].

La fase llamada cementita o carburo de hierro tiene una estructura ortorrómbica. La formación de la cementita y la temperatura depende de la solubilidad del carbono en la austenita, y la ferrita es controlada por aleantes y procesos, esto explica la gran variedad de microestructuras y propiedades producidas en aceros.

El área de la fase austenítica en la figura 3 es el principio básico de la facilidad de operación en caliente y el tratamiento térmico en aceros al carbono. Solo la austenita es fácilmente trabajada en caliente; por consiguiente, enormes secciones de acero pueden ser calentadas en pequeño tonelaje y forma estructural.

La zona de solución sólida (γ), llamada también austenita, desaparece por debajo de los 727 °C en los aceros al carbono pero puede ser retenida hasta la temperatura ambiente por el agregado de aleantes.

La austenita bajo enfriamiento está obligada a transformarse en otras microestructuras. Si el enfriamiento es bajo condiciones próximas al equilibrio, la austenita cambiará a compuestos de ferrita y cementita; si es enfriada rápidamente está cambiará a martensita. Tales transformaciones proporcionan las bases de los tratamientos térmicos aplicados a los aceros. Así la eventual estabilidad de grandes temperaturas de la austenita o aleaciones de hierro carburo de hierro y la transformación al estado sólido de la austenita bajo enfriamiento, crea muchas oportunidades para optimizar la forma, tamaño de sección, microestructura y propiedades para diferentes aplicaciones.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

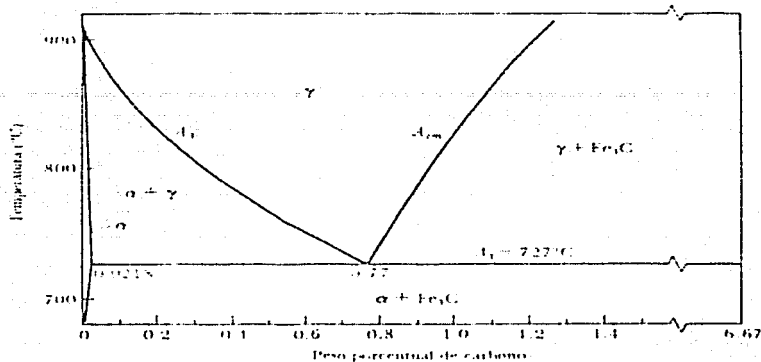


Figura 3. Zona austenítica, del diagrama Hierro – Carbono.

El grafito es carbono no estable, fase rica en cementita. Por consiguiente, el grafito es importante en fundiciones pero raramente encontrado en aceros. Cuando el grafito es formado, los límites de solubilidad y los rangos de temperatura de fases estables son desplazados ligeramente.

1.2.1. Líneas de temperaturas crítica.

El procedimiento para las temperaturas de formación y transformación de austenita están establecidos por las temperaturas críticas que marcan los límites bajo varios dominios de fase.

En la figura 4 se muestran las temperaturas críticas que son una función del contenido de carbono, las cuales fueron inicialmente identificados por cambios en decline o detención térmica, en curvas de calentamientos y enfriamientos, estas tienen la designación "A", [16].

La letra "A" es el símbolo de detención térmica que identifica las temperaturas críticas, las cuales son tres las temperaturas críticas de interés en el tratamiento térmico del acero.

La A_1 , es la temperatura eutectoide, marca el final de la descomposición austenítica; la A_3 , marca el comienzo de la descomposición austenítica en los aceros hipoeutectoides, muestra la temperatura a la cual la ferrita empieza a formarse en el enfriamiento, y la A_{cm} , señala el comienzo de la descomposición austenítica en los aceros hipereutectoides, y esta denominación proviene de la separación de la cementita.

Estas temperaturas asumen condiciones de equilibrio extendidas por periodos de tiempo a rangos de temperaturas extremadamente lentas de enfriamiento o calentamiento.

Algunas veces A_1 , A_3 , A_{cm} , son designadas por Ae_1 , Ae_3 y Ae_{cm} , respectivamente, la letra "e", asume condiciones de equilibrio.

La transformación que ocurre en A_1 , A_3 y A_{cm} son por difusión controlada. Por consiguiente, las temperaturas son sensitivas a composición y rangos de enfriamiento o calentamiento. El rápido calentamiento en aleaciones, baja el tiempo de difusión y tiende a incrementar las temperaturas críticas arriba de estas, asociadas con el equilibrio.

Así mismo el rápido enfriamiento, tiende a bajar las temperaturas críticas. Los efectos de calentamiento o enfriamiento están definidos prácticamente por un conjunto de temperaturas críticas designadas por A_c o A_r , (para la captura en calentamiento o enfriamiento, respectivamente). La terminología fue desarrollada por el metalurgista francés, Osmond, A_c interpretado por chauffage (calentamiento) y A_r por. (enfriamiento) refroidissement, [13].

Cabe mencionar que el uso del diagrama es limitado porque algunos tratamientos térmicos específicos producen un desequilibrio en sus estructuras, mientras que otros apenas se aproximan al equilibrio, no obstante conociendo los cambios que toman lugar en un acero en equilibrio, pueden ser aprovechados para obtener una fase dominante.

1.2.2. Efectos del carbono en las propiedades físicas del acero.

En general cuando el contenido de carbono aumenta, también se incrementa la dureza así como la resistencia a la tensión y de compresión, alrededor de 0.83 % de carbono, después de este punto los niveles se mantienen, como es mostrado en la figura 5.

La resistencia a la tensión y dureza son afectadas en la proporción de ferrita a cementita en la estructura del acero, si el porcentaje de perlita se incrementa en el acero hipoeutectoide, la resistencia a la tensión se incrementa, aunque la dureza no se incrementa drásticamente. El acero hipoeutectoide muestra solo un mínimo incremento en resistencia desde la porción de cementita a la ferrita. La elongación y la reducción de área representa como el material es dúctil o frágil.

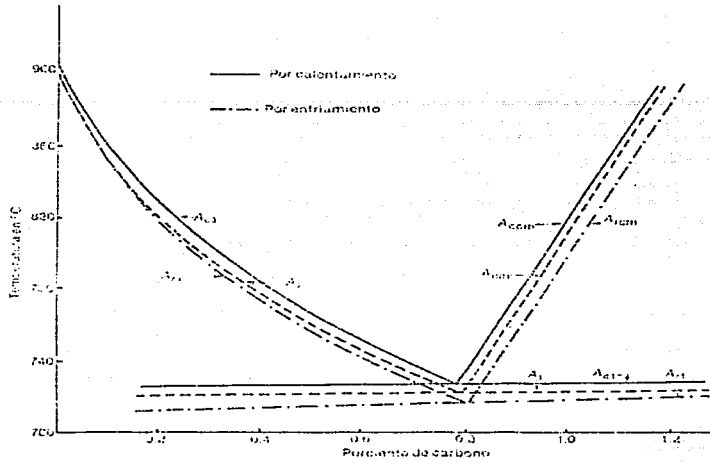


Figura 4. Líneas de temperatura crítica y su relación en calentamiento y enfriamiento.

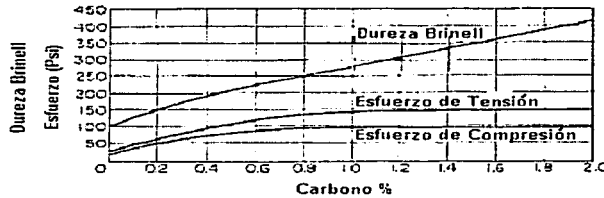


Figura 5. Relación del contenido de carbono sobre la dureza, la tensión y la compresión.

La figura 6 indica los efectos del carbono sobre la ductilidad y la resistencia al impacto del acero. La elongación y la reducción de área caen a pique con incrementos sobre el contenido de carbono, alcanzando el cero hasta cerca del 1.5 % de carbono. Esto indica que el contenido de 1.5 % o más causará fragilidad. La resistencia al impacto decrementa mucho, corta arriba cerca de 0.83 % de carbono y entonces cae.

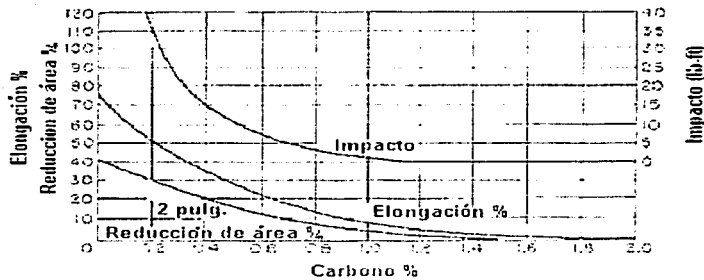


Figura 6. Efecto del contenido de carbono sobre la ductilidad y la resistencia al impacto.

1.3. Diagramas de transformación isotérmica.

Es evidente que el diagrama hierro-carburo de hierro es de poco valor para el estudio de los aceros enfriados bajo condiciones fuera de equilibrio, para esto utilizamos el diagrama que se conoce como diagrama IT (transformación Isotérmica), también conocido como TTT (transformación, tiempo, temperatura) o curva S. [17].

Este diagrama define la transformación de austenita, como una función de tiempo a una temperatura constante, es decir una transformación Isotérmica o tiempo-temperatura.

1.3.1. Características del diagrama TTT.

La forma de cada curva constituye el diagrama TTT y su posición respecto al tiempo de transformación, también depende de la composición y tamaño de grano de la austenita. Ciertos elementos de aleación o combinaciones de elementos cambiarán la forma y la característica de la curva, esto permite la clasificación de los aceros basándose en el tipo de curva.

En el diagrama de Transformación Isotérmica, el tiempo se representa, a lo largo del eje horizontal y la temperatura en el eje vertical. La curva se interpreta partiendo del tiempo cero en la región austenítica (en un lugar arriba de la línea de temperatura A_1 para una composición dada) y continúa hacia abajo y a la derecha a lo largo de una trayectoria que muestra como se enfría el metal en función del tiempo, figura 7.

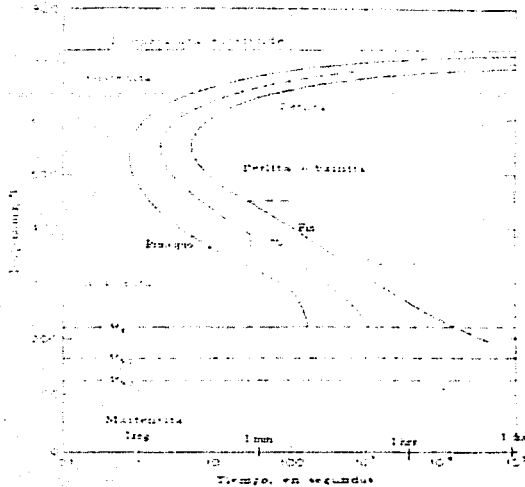


Figura 7. Diagrama TTT para un acero eutectoide.

La escala logarítmica es establecida para que concuerde adecuadamente y represente intervalos de tiempo muy cortos y extremadamente largos. Los intervalos de tiempo de 1 minuto, 1 hora, 1 día y 1 semana son mostrados por conveniencia sobre una referencia familiar de puntos sobre la base logarítmica de tiempo en segundos. La escala básica de temperatura está en grados Fahrenheit pero una referencia en escala centígrada es mostrada a la izquierda.

Como la austenita es inestable por debajo de la temperatura crítica inferior (A_{e1}) es necesario saber cuanto tiempo necesitará para empezar a transformarse a una temperatura subcrítica específica, cuanto tiempo precisará para estar completamente transformada y cual será su naturaleza del producto de transformación.

La figura 8 muestra como la velocidad de enfriamiento afecta la transformación de austenita en varias fases posibles. Las fases se pueden dividir en:

- Formas alternativas de ferrita y cementita (perlita o bainita)
- Y martensita.

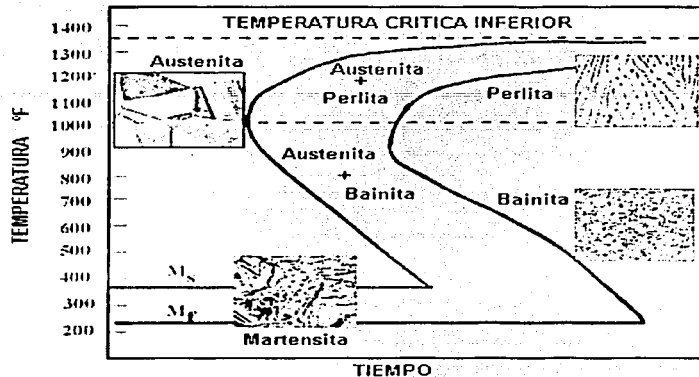


Figura 8. Diagrama TTT esquemático, con microestructuras.

Con pequeñas excepciones, un incremento en contenido de aleación o en tamaño de grano austenítico siempre retardará la transformación isotérmica (mueve la curva a la derecha). Este retraso generalmente es reflejado en la gran dureza del acero con gran contenido de aleaciones o gran tamaño de grano austenítico, esta respuesta del acero es reconocido como algún tipo de tratamiento térmico el cual envuelve la transformación de austenita en gran parte. Determinada por estos factores los cuales influyen en el tiempo requerido de transformación isotérmica y por lo tanto, la exactitud y posición de las curvas las cuales comprenden el diagrama TTT.

Cada diagrama contiene suficiente información para identificar el acero, con respecto a los elementos principales de su composición, la temperatura de austenización empleada y usualmente el tamaño de grano establecido en esta temperatura. Consecuentemente, el diagrama TTT, es muy similar a la representación real de la austenita que ocurre en grados de acero comercial.

Observemos a constituyentes ya conocidos, como son la austenita y la perlita pero adicionalmente ahora observamos la presencia de nuevos constituyentes llamados bainita y martensita. Vemos también dos curvas en forma de S que nos indican el porcentaje de transformación de la austenita a perlita. La curva de la izquierda nos indica el inicio de la transformación y la de la derecha la de finalización con una curva intermedia punteada indicando el 50% de la transformación.

A velocidades lentas de enfriamiento, la trayectoria pasa a través de la región, indicando una transformación a perlita o bainita que son formas alternativas de mezclas ferrita-carburo. Como estas transformaciones toman tiempo, el diagrama TTT muestra

dos líneas, el inicio y el fin de la transformación conforme transcurre el tiempo, indicando las diferentes fases por los subíndices s y f, respectivamente, figura 9.

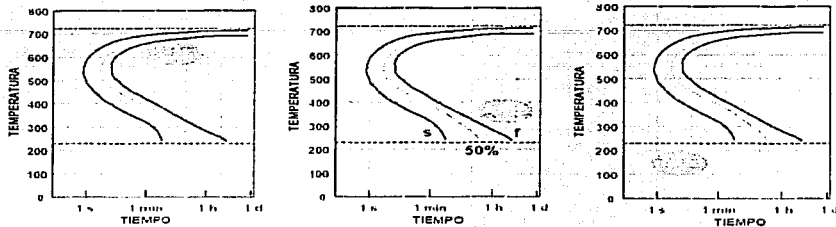


Figura 9. Diagrama TTT mostrando las diferentes transformaciones perlita, bainita y martensita.

La perlita es una mezcla de fases ferrita y carburo en forma de placas delgadas paralelas. Se obtiene por enfriamiento lento de la austenita de manera que la trayectoria de enfriamiento pase a través de P_s arriba de la nariz de la curva TTT, figura 10.

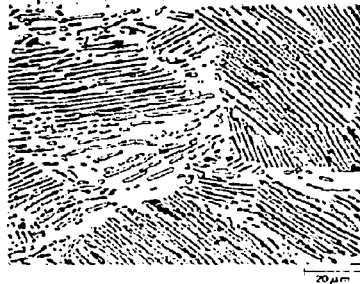


Figura 10. Acero SAE 1018 recocido mostrando una estructura perlítica. Aumento 250x.

La bainita es una mezcla de las mismas fases, que pueden producirse mediante un enfriamiento inicial rápido a una temperatura por encima M_s de manera que se evite la nariz de la curva TTT; esta etapa es mucho más lenta, para pasar a través de B_s y dentro de la región ferrita-carburo. La bainita tiene una estructura en forma de agujas o plumas que consiste en finas regiones de carburo, figura 11.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

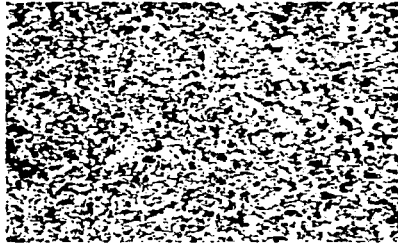


Figura 11. Acero eutectoide SAE 1040 bainitizado, muestra una estructura bainítica. Aumento de 500x.

Si el enfriamiento ocurre con una velocidad suficientemente rápida (temple), de manera que se evite la nariz de la curva, la austenita se transformará únicamente en martensita que consiste en una solución hierro-carburo cuya composición es igual a la de la austenita de la cual deriva. Esto debido a que se encuentra totalmente fuera de equilibrio. La estructura cúbica centrada en las caras de la austenita se transforma casi instantáneamente en la estructura tetragonal centrada en el cuerpo, de la martensita, sin que ocurra el proceso de difusión, el cual está en función del tiempo y es necesario para separar la ferrita y el carburo de hierro en las transformaciones precedentes, figura 12.



Figura 12. Acero SAE 1020 templado en agua con hielo desde 1000 °C. Estructura martensítica. Aumento 425x.

Esto induce al acero una gran dureza pero al mismo tiempo una baja ductilidad es decir baja capacidad para ser deformado sin que se fracture.

Durante el enfriamiento, la transformación de la austenita empieza a cierta temperatura M_s y termina a una temperatura más baja M_f , como se muestra en nuestro diagrama TTT, figura 13.

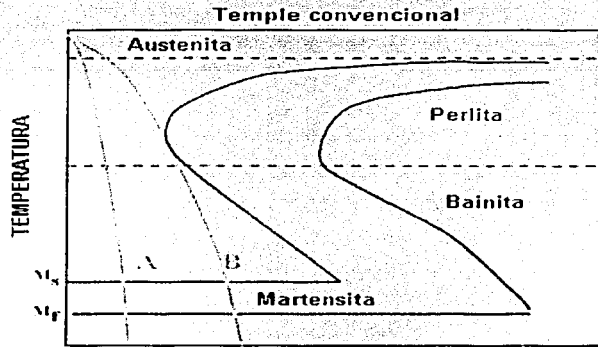


Figura 13. Grafica TTT, muestra esquemáticamente el enfriamiento para un temple.

En algunos casos, la línea M_s se declina por debajo de la temperatura ambiente, haciendo imposible para estos aceros la formación de martensita mediante métodos de tratamiento térmico tradicional, [17].

Las siglas M_s , M_{50} , M_{90} se refiere a las temperaturas a las cuales la austenita se ha transformado inicialmente, y cuando se ha alcanzado un 50 y 90% de martensita.

Las aleaciones de acero con contenido de carbono por arriba o por debajo de la composición eutéctico, tienen más complejo el diagrama de transformación.

La figura 14 muestra esquemáticamente el diagrama TTT para un acero eutéctico y un simple acero al carbono hipoeutéctico conteniendo nominalmente 0.5 % C, también muestra su relación con el diagrama Fe-Fe₃C. Las curvas de comienzo y termino de la transformación de perlita, cerca de la Ae_1 , temperatura de transformación muy larga en tiempo con movimientos cortos y decrementos de temperatura en la transformación como esta indicado en la figura.

Los diagramas TTT para aceros hipoeutectoides tienen una curva extra que marca el principio de ferrita proeutectoide. La curva posterior aborda la A_{e3} , temperatura para un acero al carbono de 0.5 % con incrementos de tiempo-transformación. Los aceros hipoeutectoides con bajo contenido de carbono pueden tener altas temperaturas A_{c3} y por consiguiente ampliarán las regiones de ferrita proeutectoide con austenita.

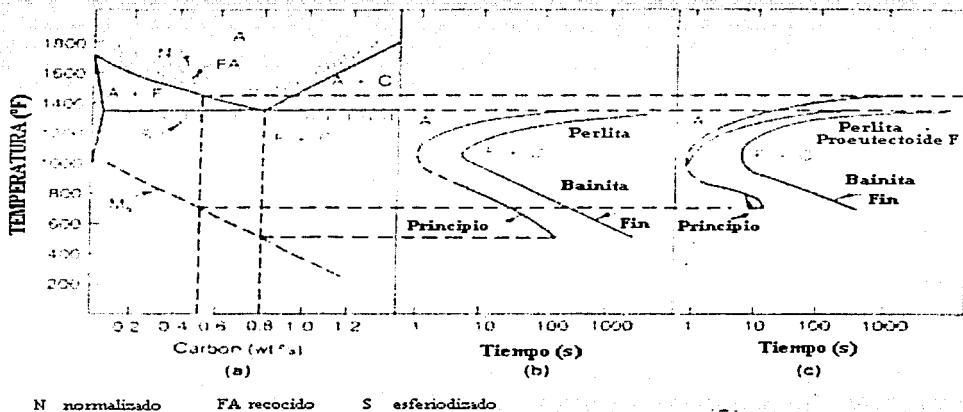


Figura 14. Diagrama TTT para un acero hipoeutectoide con 0.5 % de carbono y su relación con el diagrama Fe - C.

Otra diferencia para aceros hipoeutectoides y eutectoides esta en la temperatura del comienzo de martensita (M_s); el bajo contenido de carbono y la gran temperatura M_s , así como la aceleración de transformación de austenita a ferrita proeutectoide con decrementos en contenido de carbono que es mostrado por la posición de la nariz en el acero hipoeutectoide que es relativamente corto el tiempo que en un acero eutectoide. Las líneas punteadas en la figura 14; b), c), experimentalmente, reflejan inciertamente la exacta posición del comienzo de las curvas de transformación; [13].

Similarmente los aceros hipereutectoides, tendrán diagramas TTT para el comienzo y termino de la transformación de cementita proeutectoide, figura 15.

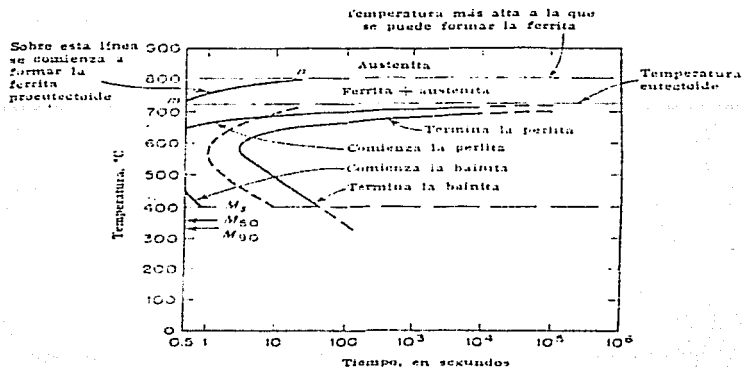


Figura 15. Diagrama Hipoeutectoide.

El diagrama para aceros eutectoides con despreciable contenido de aleantes es absolutamente puro. Solo formara perlita arriba de la nariz del diagrama TTT, y solo formará bainita bajo la nariz. Las curvas definen el comienzo y termino de la formación de la perlita o bainita, siendo esta la mayor característica del diagrama, figura 16.

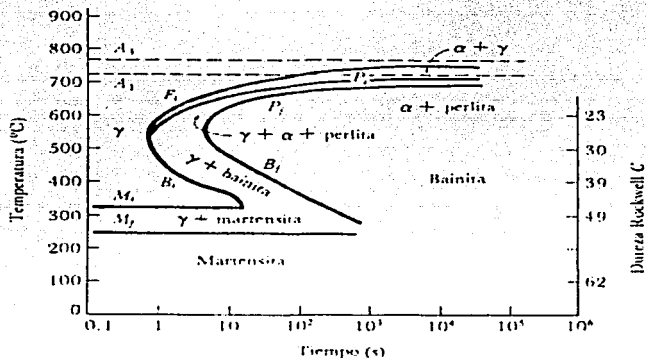


Figura 16. Diagrama eutectoide.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

1.3.2. Determinación de los diagramas TTT.

Hay dos métodos para el trazado de los diagramas isotérmicos: el método discontinuo y el método continuo.

1.3.2.1. Método discontinuo.

En el se preparan una serie de probetas, en general discos de un milímetro de espesor, del acero que se desea ensayar. Se calientan todas a la misma temperatura, superior a la crítica Ac_3 o Ac_{cm} , según el acero a tratar (acero hipoeutectoide o hipereutectoide), hasta obtener la austenización completa del metal. A continuación se introducen las probetas rápidamente en un baño de sales o metal fundido que se mantiene a una temperatura constante comprendida entre 727°C Ac_1 y la temperatura ambiente.

Como las probetas son muy pequeñas, puede considerarse que su enfriamiento hasta la temperatura del baño es instantáneo.

Al cabo de algunos instantes, se iniciará la transformación de la austenita a la temperatura constante del baño, y en otros constituyentes que dependen del acero y de la temperatura.

Entonces se van sacando las probetas a intervalos de tiempo determinados y se enfrían bruscamente en agua salada o con hielo. Con esta operación, el producto de transformación de la austenita obtenida en la operación, no sufrirá modificación alguna. Pero en cambio la austenita residual se transformará íntegramente en martensita.

Examinadas las probetas al microscopio, se puede evaluar la relación de la superficie de la sección de la probeta ocupada por los productos de transformación y la superficie de la zona martensítica. Lo que resulta muy fácil de determinar es el tiempo del principio de la transformación isotérmica de la austenita, pues la probeta que lo marque estará formada íntegramente por martensita y el tiempo que señale el fin de la transformación por el de la probeta que no contenga ninguna traza de martensita.

Igualmente puede determinarse la zona martensítica ensayando la dureza de la sección de la probeta como se hace para determinar la templabilidad de los aceros.

Repitiendo las operaciones descritas a otra temperatura del baño, obtendremos otra serie de puntos y así sucesivamente hasta completar las curvas.

Las líneas M_s y M_f de principio y fin de la transformación de la austenita en martensita, no se determinan en general experimentalmente, sino que sus temperaturas se determinan, por cálculo con la fórmula citada.

$$M_s = 538 - 36\%C - 39\%Mn - 19\%Ni - 39\%Cr$$

1.3.2.2. Método continuo.

Este método se basa en registrar las variaciones en función del tiempo de una propiedad del acero mientras dura la transformación isotérmica de la austenita.

Se opera colocando una probeta del acero que se desea ensayar en el tubo de cuarzo del dilatómetro. Se coloca a continuación el aparato en un horno vertical donde se calienta hasta la temperatura de austenización. Después se extrae el dilatómetro y se coloca en otro horno vertical de baño de sales o plomo fundido, que se mantiene a una temperatura constante. La contracción que experimenta la austenita se registra en un gráfico.

Repitiendo el ensayo con otras probetas del mismo acero a diferentes temperaturas del baño de sales, se obtienen otras curvas, que debidamente interpretadas dan los tiempos de principio y fin de la transformación de la austenita, [14].

1.3.3. Curvas de enfriamiento.

Una curva de enfriamiento se determina experimentalmente colocando un termopar en un lugar definido en una muestra de acero y luego midiendo la variación de la temperatura con el tiempo. Como las coordenadas del diagrama TTT son las mismas que para una curva de enfriamiento, es posible sobreponer varias curvas de enfriamiento en el diagrama TTT, [6].

Esto se hizo en la figura 17:

La curva de enfriamiento 1 muestra una rapidez de enfriamiento muy lenta, típica del recocido completo. El diagrama indica que el material permanecerá austenítico por un periodo relativamente largo. La transformación empezará cuando la curva de enfriamiento cruce el principio de la transformación en el punto x_1 . El producto de la transformación a esta temperatura será perlita muy gruesa y la transformación continuará hasta el punto x_2 , como hay una ligera diferencia en la temperatura entre el principio y el fin de la transformación, también habrá una ligera diferencia en la finura de la perlita formada al principio y al final. El producto final será perlita gruesa con bajo grado de dureza.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

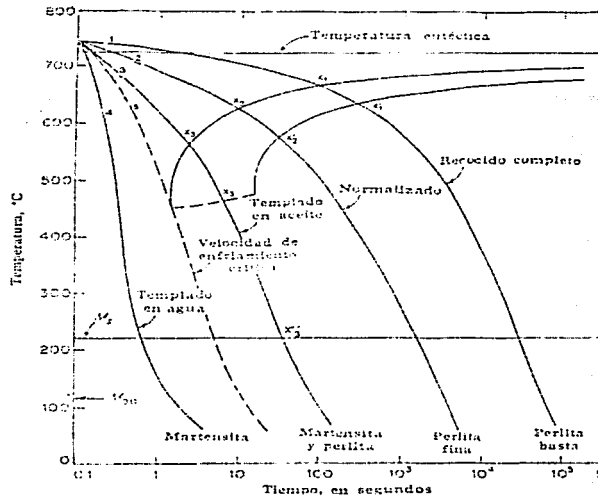


Figura 17. Curvas de enfriamiento superpuestas en un diagrama TTT.

La curva de enfriamiento 1 ilustra un "ciclo de recocido" y se diseñó directamente en el diagrama TTT. El proceso se lleva a cabo enfriando el material rápidamente desde arriba del intervalo crítico hasta una temperatura predeterminada de la porción superior del diagrama TTT y manteniéndolo durante el tiempo indicado para producir la transformación completa.

La curva de enfriamiento 2 está a una rapidez de enfriamiento mayor que la del recocido y puede determinarse típica de normalización. El diagrama indica que la transformación empezará en el punto x_2 , con la formación de perlita gruesa, en un tiempo más corto que el del recocido. La transformación estará completa en x'_2 al formarse la perlita media. Como existe una diferencia de temperatura mayor entre x_2 y x'_2 de la que hay entre x_1 y x'_1 , la microestructura normalizada mostrará mayor variación en la finura de la perlita y menor proporción de perlita gruesa que la microestructura recocida.

La curva de enfriamiento 3, típica de un temple lento en aceite, es parecida a la descrita en líneas anteriores, y la microestructura será una mezcla de perlita media y fina con una rapidez intermedia de enfriamiento, empezará a transformarse (en x_3) a perlita fina en un tiempo relativamente corto.

La transformación a perlita fina continuará hasta que la curva sea tangente a algún porcentaje transformado (por ejemplo 50%), en x'_3 . Por debajo de esta temperatura, la curva de enfriamiento irá en una dirección de disminución de porcentaje transformado. Como la perlita no puede formar austenita al enfriarse, la transformación deberá detenerse en x'_3 . La microestructura en este punto constará de 50% de fina perlita nodular que rodea ampliamente los granos austeníticos existentes. Se mantendrá en esta condición hasta que la línea M_s se cruce en x''_3 . La austenita restante ahora se transformará en martensita. La microestructura final a temperatura ambiente consistirá en 50% de martensita (áreas blancas) y 50% de perlita fina nodular ampliamente concentrada a lo largo de las fronteras originales de grano de austenita.

La curva de enfriamiento 4, típica de un temple drástico, es suficientemente rápida para evitar la transformación en la región de la nariz. Se conserva austenítica hasta que la línea M_s se alcanza en x_4 . La transformación a martensita tendrá lugar entre las líneas M_s y M_f . La microestructura final será enteramente martensita con alto grado de dureza.

Para obtener una estructura por completo martensítica, es necesario evitar la transformación en la región de la nariz. La curva de enfriamiento 5, que es tangente a la nariz, sería la rapidez crítica de enfriamiento aproximada para este acero. Cualquier rapidez de enfriamiento menor que la indicada cortará la curva arriba de la nariz y formará algún producto de transformación más blando, en tanto que cualquier rapidez de enfriamiento mayor que la ilustrada formará sólo martensita, [6].

1.3.4. Diagrama de Transformación de Enfriamiento Continuo.

Muchos de los tratamientos térmicos desempeñados en los aceros son llevados a cabo por rangos de enfriamiento continuo más que por permanencia isotérmica, y el resultado es un diagrama que representa la transformación de austenita a varios rangos en enfriamientos desarrollados.

El último tipo de diagrama para un determinado acero es referido a un diagrama de Transformación de Enfriamiento Continuo (CCT)* o diagrama de transformación-enfriamiento.

La diferencia entre los diagramas TTT y los CCT se comprende fácilmente comparándolos para el caso de un acero eutéctico. Para ello consideremos a la figura 18, en ella se muestran dos curvas de enfriamiento continuo. En cada caso, las curvas de enfriamiento comienzan por encima de la temperatura eutéctico y bajan de temperatura con aumentos en el tiempo.

Considere ahora la curva marcada en el diagrama con el punto (a). El significado del punto (a) es que representa el tiempo requerido para nuclear perlita isotérmicamente a 650 °C (la temperatura en el punto a).

* CCT siglas en ingles Cooling Continuos Transformation.

Una muestra de acero llevada a lo largo de la curva 1, sin embargo, solo alcanzara la isotérmica de 650 °C al cabo de 6 segundos y puede considerarse que ha estado a temperaturas arriba de los 650 °C durante todo el intervalo de los 6 segundos. Debido a que el tiempo requerido para comenzar la transformación perlítica es mayor a temperaturas por arriba de los 650 °C, la muestra enfriada continuamente no esta lista para formar perlita al final de los 6 segundos.

Puede suponerse, en forma aproximada, que el enfriamiento a lo largo de la trayectoria 1 a 650 °C solo tiene un efecto ligeramente mayor sobre la reacción perlítica que en el temple instantáneo a esta temperatura. En otras palabras, se necesita más tiempo antes que pueda comenzar la transformación.

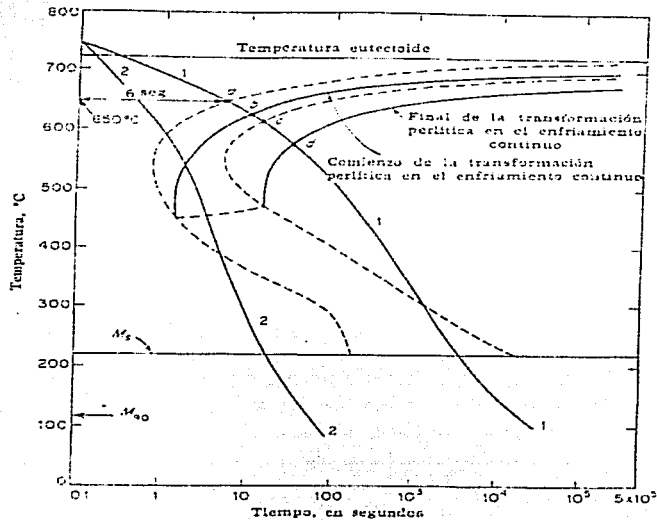


Figura 18. Diferencia entre el diagrama TTT y CCT.

Con el enfriamiento continuo un aumento en el tiempo está asociado con un descenso en la temperatura, el punto en el cual comienza realmente la transformación a la derecha y por debajo del punto a. Esta posición se designa con la letra b. En la misma manera, se puede demostrar que el final de la transformación perlítica, punto d, es abatido hacia abajo.

Generalmente, el enfriamiento continuo cambia el comienzo de la transformación de austenita a inferiores temperaturas y largos tiempo. La figura 19 muestra un diagrama CCT para un acero eutectoide y su relación con un diagrama TTT (no determinado experimentalmente), también muestra en el lado superior de la figura una muestra Jominy. Un extremo de la pieza es templado en agua, solamente, y el final por medio de rangos de enfriamiento siendo el extremo final el máximo y disminuyendo con incrementos de distancia dentro del espécimen. Los rangos de enfriamiento han sido medidos en varios puntos de un espécimen Jominy, [13].

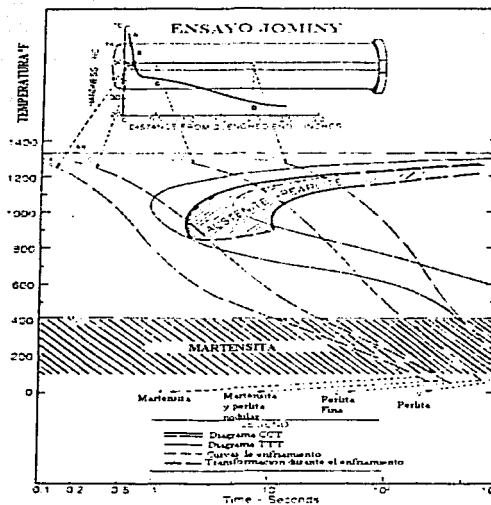


Figura 19. Diagrama CCT para una acero eutectoide.

1.3.5. Efecto de los elementos de aleación en los diagramas TTT y CCT.

Los elementos de aleación se agregan a los aceros para:

- Proporcionar un endurecimiento por solución sólida de la ferrita.
- Causar precipitación de carburos de aleación en lugar de Fe_3C .
- Mejorar la resistencia a la corrosión y otras características especiales del acero y
- Mejorar la templeabilidad.

Esto último es de mayor importancia en los aceros aleados y para herramientas. Una aplicación importante de los elementos de aleación en aceros inoxidables es producir mejor resistencia a la corrosión.

En los aceros de bajo carbono, la saliente o nariz en las curvas TTT y CCT ocurre en tiempos muy cortos, por lo que se requieren altas velocidades de enfriamiento para producir una totalidad de martensita. En secciones delgadas de acero, el templeado es tan rápido que produce distorsión y agrietamiento. En piezas de acero gruesas, no es posible producir martensita.

1.4. Clasificación de los aceros.

Los aceros pueden ser clasificados en cinco categorías: 1) al carbono; 2) aleados; 3) de baja aleación y gran resistencia; 4) inoxidables; 5) de herramientas y matrices.

1.4.1. Aceros al carbono.

Se considera que el acero es al carbono cuando no se especifica o requiere un contenido mínimo de aluminio, boro cromo, cobalto, colombio, molibdeno, níquel, titanio, tungsteno, vanadio o circonio, o de cualquier otro elemento añadido para obtener el efecto deseado de la aleación; cuando el mínimo especificado para el cobre no rebasa el 0.40%, o cuando el contenido máximo especificado para cualquiera de los siguientes elementos no rebasa el porcentaje anotado: manganeso, 1.65%; silicio 0.60%; cobre 0.60%.

1.4.2. Aceros aleados.

Los aceros llamados al carbono son aleaciones cuyo componente principal es el hierro y con contenidos diferentes de carbono, magnesio y silicio. Existen otras impurezas tales como azufre, fósforo y otros elementos residuales cuya presencia es involuntaria y no forman, en principio, partes de las necesidades de la especificación del acero y por ello se les establecen límites máximos. Todos los aceros, invariablemente, contienen manganeso como un mínimo de 0.3 – 0.4 % y pueden o no contener silicio.

Estos aceros no son adecuados para controlar sus propiedades mecánicas a través del tratamiento térmico o por elementos, tienen limitaciones y además no contienen elementos que controlen el tamaño de grano durante la laminación del producto (recordemos que a menor tamaño de grano austenítico y ferrítico mayor resistencia y mayor ductilidad).

Otra limitación de los aceros al carbono es que no son propensos, o por lo menos están limitados, a poder controlar sus propiedades a través de tratamientos térmicos o con tratamientos mecánicos.

Entonces el concepto de acero aleado o especial se refiere a que mediante la adición de pequeñas cantidades de otros aleantes tales como cromo, vanadio, niobio, boro, titanio, etc. Es posible convertir al acero en un material que corresponda a diferentes tratamientos térmicos y mecánicos con el fin de darle un espectro muy amplio de propiedades físicas y mecánicas.

Los aceros aleados o especiales pueden clasificarse en aceros eléctricos, aceros grado herramienta y aceros inoxidables.

Los aceros eléctricos se usan en motores eléctricos, transformadores y aplicaciones eléctricas en general. Los aceros grado herramienta se usan para herramientas como cuchillas de corte dados de forja y moldes. Por su parte, los aceros inoxidables se clasifican en ferríticos, austeníticos y martensíticos. Los primeros se usan en extractores de humos y sistemas de emisión de gases para la industria automotriz; los segundos en cubiertos, baterías de cocina y equipos para la industria de alimentos y bebidas y los terceros para instrumentos quirúrgicos, hojas de cuchillos y abrazaderas, [2].

De todas las normas para clasificar aceros, tal vez la que más se emplea y sobre todo la más clara es la norma SAE ya que sólo emplea cuatro dígitos para identificar aceros. Los dos primeros indican el tipo de acero y los dos últimos expresan el contenido de carbono del acero, multiplicado por 100. En la tabla 1 se resume dicha nomenclatura, [8].

Tabla Nomenclatura SAE para aceros aleados		
Tipo	Nombre	Aleantes
10XX	Aceros al carbono	
11XX	Aceros al carbono	Altos en azufre y bajos en fósforo
13XX	Aceros al carbono	Altos en azufre y altos en fósforo
23XX	Aceros al Mn	1.6 a 1.9% Mn
25XX	Aceros al Ni	3.5% Ni
31XX	Aceros al Ni-Cr	1.25% Ni y 0.06 Cr
32XX	Aceros al Ni-Cr	1.75% Ni y 1.00% Cr
33XX	Aceros al Ni-Cr	3.50% Ni y 1.50% Cr
40XX	Aceros al Mo	0.35% Mo
41XX	Aceros al Cr-Mo	1.00% Cr y 0.20% Mo
43XX	Aceros al Cr-Ni-Mo	
46XX	Aceros al Ni-Mo	1.75% Ni y 0.25% Mo
48XX	Aceros al Ni-Mo	3.5% Ni y 0.25% Mo
51XX	Aceros al Cr	0.80% Cr
52XX	Aceros al Cr	1.50% Cr
61XX	Aceros al Cr-V	
86XX	Aceros al Ni-Cr-Mo	0.55% Ni, 0.50% Cr y 0.20% Mo
87XX	Aceros al Ni-Cr-Mo	0.55% Ni, 0.50% Cr y 0.25% Mo
92XX	Aceros al Mn-Si	0.80% Mn y 2.00% Si
93XX	Aceros al Ni-Cr-Mo	1.00% Ni, 1.20% Cr y .012% Mo
98XX	Aceros al Ni-Cr-Mo	1.00% Ni, 80% Cr y 0.25% Mo

NOTA: Los símbolos XX indican la concentración de carbono multiplicada por 100

Tabla 1. Nomenclatura SAE para aceros aleados.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

II. Tratamientos Térmicos.

Los aceros son tratados térmicamente para mejorar sus propiedades y características, alcanzando la estructura más adecuada a nuestra necesidad. Las estructuras pueden variar desde la perlita gruesa o fina hasta la bainita o martensita revenida. Todos los tratamientos térmicos del acero están orientados a la producción de una mezcla de ferrita α (alfa) y cementita (Fe_3C) que dé la adecuada combinación de propiedades, [2].

Los tratamientos térmicos se llevan a cabo por calentamientos y enfriamientos teniendo una permanencia de las piezas de trabajo a temperaturas adecuadas, durante cierto tiempo y luego enfriándolas en condiciones convenientes, dando a ello un cambio de estructura y por lo tanto un cambio en las propiedades de la aleación.

El tratamiento térmico del acero se realiza para alcanzar características deseadas según sean nuestros requerimientos como por ejemplo:

- Mejorar las condiciones para el mecanizado.
- Restituir o mejorar la ductilidad.
- Proporcionar dureza, resistencia a la tracción y otras propiedades mecánicas.
- Producir una capa dura resistente al desgaste.
- Refinar la estructura de grano.
- Quitar las tensiones residuales.

II.1. Recocido.

El recocido es un término denotando un tratamiento que consiste en un calentamiento y una permanencia a una determinada temperatura seguido de un apropiado rango de enfriamiento, primeramente para ablandar materiales metálicos. Esto también es aplicado para producir cambios deseados en propiedades o microestructuras.

Los aceros pueden ser recocidos para facilitar el trabajo en frío o maquinado para mejorar propiedades mecánicas, eléctricas o para beneficiar la estabilidad dimensional.

El recocido depende casi totalmente de dos factores:

- Formación de austenita y;
- La subsecuente transformación de la austenita a temperaturas subcríticas elevadas.

Aunque la austenita comienza a formarse tan pronto como se alcanza la temperatura crítica, la estructura del acero no es de inmediato completamente austenítica, lo que hace necesaria una permanencia para tener una homogeneidad. A temperatura de austenización bajas, la estructura consiste en austenita más cementita (Fe_3C) o ferrita en ocasiones ambas, dependiendo de la composición del acero, del tiempo de austenización y de la temperatura.

En aceros hipoeutectoides, los carburos se disuelven rápidamente en la austenita a temperaturas relativamente bajas. En aceros hipereutectoides los carburos no se disuelven a bajas temperaturas de austenización sino que tienden a aglomerarse.

El recocido se realiza sobre un metal en cualquiera de los siguientes caso:

- Para reducir la dureza y la fragilidad.
- Para alterar la microestructura de manera que se puedan obtener las propiedades mecánicas deseadas.
- Para ablandar el metal y mejorar su maquinabilidad o formabilidad.
- Para recristalizar los metales trabajados en frío (endurecidos por deformación).
- Para aliviar los esfuerzos residuales inducidos por los procesos de formado previo, [11].

Las temperaturas críticas que pueden ser consideradas en un recocido para el acero definen un principio y término de la transformación para la austenita. Para un acero, las temperaturas críticas dependen sobre si el acero esta siendo calentado o enfriado.

Las temperaturas críticas para el comienzo y término de la transformación de la austenita durante el calentamiento son denotadas respectivamente por, A_{c1} y A_{c2} para aceros hipoeutectoides y para aceros hipereutectoides por A_{c1} , figura 20.

II.1.1. Ciclos de recocido.

En la practica, específicos ciclos de tratamientos térmicos de aproximadamente una variedad infinita es usada para lograr los varios objetivos del recocido. Estos ciclos caen dentro de varios géneros que pueden ser clasificados de acuerdo a la temperatura, el cual el acero es calentado o enfriado. La máxima temperatura puede ser bajo la temperatura crítica inferior, A_1 (recocido subcrítico); Arriba de la A_1 pero por debajo de la temperatura crítica superior (A_3) en aceros hipoeutectoides o la A_{cm} en aceros hipereutectoides (recocido intercrítico), o arriba de la A_3 (recocido total), figura 21.

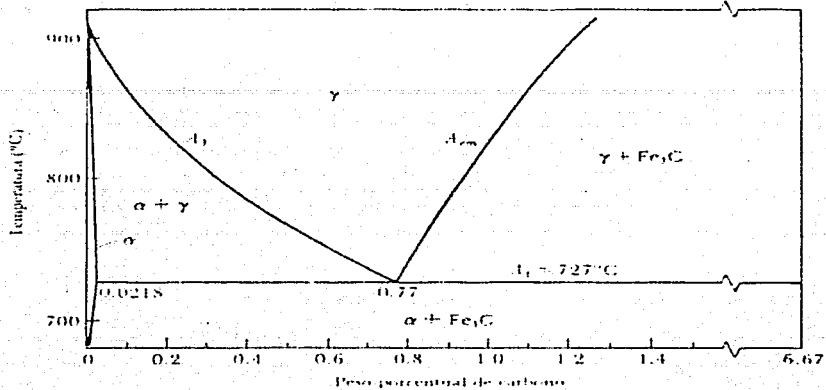


Figura 20. Temperaturas críticas para el comienzo y fin de la transformación.

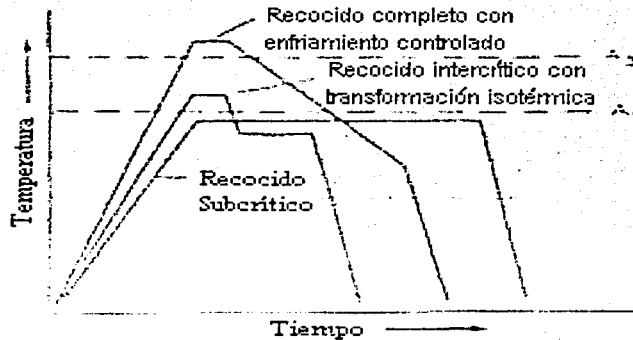


Figura 21. Muestra la diferencia entre las temperaturas de los principales recocidos.

En el caso de aleaciones se entiende por recocido, cuando no se hacen otras aclaraciones, a un recocido completo, puesto que cierta austenita esta presente a temperaturas arriba de A_1 , el enfriamiento prácticamente a través de esta transformación es un factor crucial para obtener deseadas microestructuras y propiedades. Los aceros calentados arriba de A_1 son sujetos y sometidos, a un lento enfriamiento continuo o tratamientos isotérmicos o a una temperatura bajo A_1 , el cual la transformación de acuerdo a la microestructura deseada puede ocurrir en una cantidad de tiempo.

Bajo ciertas condiciones, dos o más semejantes ciclos pueden ser combinados o usados en sucesiones para lograr los resultados deseados.

II.1.1.1. Recocido Subcrítico.

El recocido subcrítico no involucra formación de austenita. La anterior condición del acero es modificada por tales procesos térmicos accionando una mejora, en recristalización, crecimiento de grano y aglomeración de carburos es sumamente efectivo cuando es aplicado en aceros endurecidos o para trabajos en frío, cuya recristalización forma un nuevo grano de ferrita.

Su principal objetivo es ablandar al acero, dando un calentamiento hasta una temperatura conveniente, teniendo cierto tiempo de permanencia hasta alcanzar un calentamiento homogéneo, para posteriormente llevar cabo un enfriamiento lento, como consecuencia se obtendrá un ablandamiento en el acero que nos permite una mejor condición para el mecanizado, pues facilita el corte, aumentando con esto la plasticidad y viscosidad, afinándose el grano y propiciando la eliminación de tensiones internas, llegando a tener una pieza más homogénea.

Al recocido subcrítico se someten generalmente piezas fundidas, forjadas y laminadas. El calentamiento se hace por debajo de la temperatura crítica inferior, no teniendo importancia la velocidad de enfriamiento, pudiendo enfriarse el acero al aire sin que se endurezca. Con esto se eliminan las tensiones del material y aumenta su ductilidad.

Hay tres clases de recocidos subcríticos:

1. **Recocido de ablandamiento.**- Ablanda al acero por un calentamiento rápido y económico, no se suelen obtener las mejores durezas, pero son suficientes para mecanizar perfectamente los materiales. Consiste en calentar el acero hasta una temperatura que siendo inferior a A_c1 sea lo más elevada posible y enfriar luego al aire.
2. **Recocido contra acritud.**- Se efectúa a temperatura de 550 a 650 °C, aumenta la ductilidad en aceros con poco contenido en carbono, menos de 0.4 % estirados en frío. Se enfría en aire.

3. **Recocido subcrítico globular.**- Para obtener en los aceros al carbono y de baja aleación, una estructura globular de muy baja dureza, se someten los aceros a un calentamiento a temperaturas inferiores pero muy próximas a A_c1 , debiendo enfriarse lentamente en el horno, figura 22, [10].

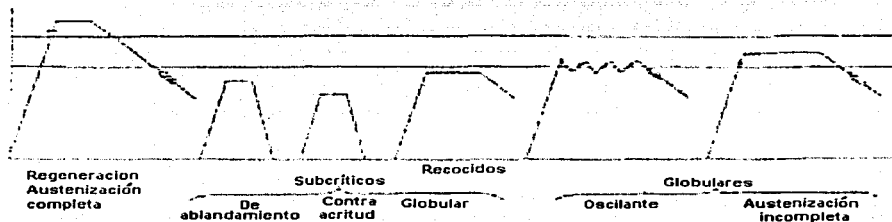


Figura 22. Diferentes tipos de recocido.

II.1.1.2. Recocido intercrítico.

La austenita se empieza a formar cuando la temperatura del acero excede la línea A_1 . En aceros hipoeutectoides, el equilibrio estructural en el rango intercrítico entre A_1 y A_3 consiste de ferrita y austenita y arriba de la línea A_3 la estructura se convertirá completamente en austenita. Sin embargo la mezcla de equilibrio de ferrita y austenita no es lograda instantáneamente. Carburos no disueltos pueden persistir, especialmente si el tiempo de austenización es corto o la temperatura esta cerca de la línea A_1 , causando que la austenita no este homogénea.

En aceros hipereutectoides, los carburos y la austenita coexisten en el rango intercrítico entre A_1 y A_{cm} y la homogeneidad de la austenita depende del tiempo y la temperatura.

El grado de homogeneidad sobre la estructura en la temperatura de austenización es una importante consideración en el desarrollo de estructuras recocidas y sus propiedades. Las estructuras más desarrolladas a grandes temperaturas de austenización tienden a provocar estructuras laminares de carburos en enfriamiento, considerando bajas temperaturas de austenización en el rango intercrítico resulta en la austenita homogénea, la cual promueven la formación de carburos esferoidales.

Este recocido se diferencia del recocido total, pues el acero es calentado a temperaturas intermedias entre la crítica superior y la inferior con calentamiento prolongados. Para los aceros hipoeutectoides el recocido incompleto, se usa para eliminar las tensiones internas y mejorar la facilidad de elaboración por corte. Para los aceros hipereutectoides el recocido incompleto, se emplea, como regla, en lugar del recocido total.

El recocido incompleto permite obtener una perlita de forma granular en lugar de laminar. Este tipo de recocido se llama también esferoidización, que da una dureza muy inferior a cualquier otra microestructura. El enfriamiento durante la esferoidización debe ser lento.

Los acero de composición eutectoide tienen un intervalo estrecho de temperaturas de calentamiento, este es de 750 – 760 °C, mientras para los aceros hipereutectoides este intervalo se amplía hasta 770 – 790 °C, y para los aceros aleados, hasta 770 – 800 °C con una permanencia de 1 a 2 horas. Se obtiene la menor dureza posible y una estructura microscópica favorable para el mecanizado de las piezas, [1].

II.1.1.3. Recocido total.

Los aceros hipoeutectoides son recocidos calentándolos 30 °C por encima de la temperatura A_3 para producir austenita homogénea, después el acero es enfriado en el horno. Permitiendo que tanto el horno como el acero se enfríen juntos, por lo tanto se producen bajas velocidades de enfriamiento. Puesto que se dispone de mucho tiempo para la difusión, la ferrita primaria y perlita son gruesas y el acero tiene baja resistencia mecánica y adecuada ductilidad.

Los aceros hipereutectoides son recocidos calentándolos 30 °C por encima de A_1 , el acero no se calienta más allá de A_{cm} para reducirlo todo a austenita debido a que, en un enfriamiento lento, el Fe_3C formaría una capa continua en los bordes de grano de la austenita y causaría fragilización. La austenización justo por encima de A_1 permite la formación de carburos (Fe_3C) redondeados. Después del austenitizado, el acero se enfría en el horno para producir Fe_3C discontinuo y perlita gruesa.

Un aumento por encima de estos puntos provoca un crecimiento del grano de austenita, lo que empeora las propiedades del acero. La velocidad de enfriamiento generalmente se toma igual a 100°/hora, esta se puede regular efectuando el enfriamiento del horno con su puerta abierta o cerrada.

Al recocido completo generalmente se someten los productos laminados, forjados, fundiciones perfiladas como también los lingotes de aceros aleados para disminuir la dureza y facilitar su desbaste antes del laminado, [9].

II.1.1.4. Recocido Isotérmico.

Son tratamientos de ablandamiento que consiste en calentar el acero por encima de la temperatura crítica superior o inferior, según sea el caso (generalmente 740 a 880 °C) y luego enfriar hasta una temperatura de 600 – 700 °C que se mantiene constante durante varias horas, hasta que se transforme isotérmicamente la austenita y finalmente se enfría al aire. Es un tratamiento rápido en donde se obtienen durezas muy bajas. En los aceros hipoeutectoides, el calentamiento suele ser completo y la austenización incompleta en los aceros hipereutectoides. [9]

II.1.1.5. Recocido en proceso.

La ferrita en aceros con menos de 0.25 % de carbono se endurece mediante labrado en frío, el tratamiento térmico de recristalización utilizado para eliminar este efecto del trabajo en frío se denomina recocido en proceso. El recocido se efectúa entre 80 °C y 170 °C por debajo de la temperatura A_1 , [2].

II.1.2. Temperatura de austenización.

Los aceros hipereutectoides pueden ser hechos extremadamente blandos por largos periodos de tiempo a la temperatura de austenización, sin embargo el tiempo y la temperatura de austenización pueden tener solo un pequeño efecto sobre la dureza actual (el cual es 241 a 229 HB) sus efectos en las propiedades para el maquinado o forja en frío puede ser apreciable.

Largos periodos de austenizado son efectivos en aceros hipereutectoides porque producen aglomeración de carburos residuales en la austenita. Los carburos bastos promueven un producto final blando. En los aceros al carbono, los carburos son inestables a temperaturas arriba de A_1 y tienden a disolverse en la austenita, sin embargo la disolución puede ser lenta.

En los aceros que tienen aproximadamente contenido eutectoide de carbono generalmente forman o se transforman en un producto laminar, si la austenización es con periodos largos de temperatura. Largos periodos a temperatura justo arriba de A_1 , pueden ser efectivos para disolver carburos y disipar concentraciones de carbono, en gradientes grandes de temperaturas es corta la permanencia.

II.1.2.1. Temperatura de recocido.

Para muchas aplicaciones el recocido es simplemente especificar que el acero esta enfriado en el horno desde una temperatura de austenización, Tabla 2.

Acero	Temperatura de recocido °C	Ciclo de enfriamiento °C		Dureza BH
1018	855 - 900	855	705	111 - 149
1020	855 - 900	855	700	111 - 149
1025	855 - 900	855	700	111 - 187
1030	845 - 885	845	650	126 - 197
1035	845 - 885	845	650	137 - 207
1040	790 - 870	790	650	137 - 207
1045	790 - 870	790	650	156 - 217
1050	790 - 870	790	650	156 - 217
1060	790 - 845	790	650	156 - 217
1070	790 - 845	790	650	167 - 229
1080	790 - 845	790	650	167 - 229
1090	790 - 830	790	650	167 - 229
1095	790 - 830	790	655	167 - 229

Tabla 2. Temperaturas y durezas HB asociadas para un simple recocido de acero al carbono, [10].

II.1.3. Esferoidización.

La condición del acero asociada con la más dúctil y blanda microestructura es referida a carburos esferoïdales, partículas uniformes dispersas en una matriz de ferrita. La gran ductilidad de cada una de las microestructuras es directamente relacionada a una continua matriz de ferrita dúctil; Puesto que la perlita con sus finos carburos laminares separa la ferrita efectivamente impidiendo la deformación y, por tanto incrementa la ductilidad y baja dureza acaparando una estructura esferoïdal.

Este tratamiento se lleva a cabo a temperaturas cercanas a la eutectoïde para aceros de medio carbono (por ejemplo 0.45% de carbono), para ello existen diferentes procedimientos. Este tipo de tratamiento esferoïdiza la cementita obteniéndose una microestructura de cementita en forma esférica en una matriz de ferrita. Esta microestructura le da al acero una gran ductilidad, tenacidad y deformabilidad al mismo tiempo que una baja dureza. Esto es muy usado por ejemplo en la forja para que el acero no se fracture.

Los aceros pueden ser esferoïdizados, esto es calentándolos y enfriándolos para producir una estructura globular, carburos en una matriz de ferrita por los siguientes métodos:

1. Prolongando una temperatura justo abajo de Ae_1 .
2. Calentando y enfriando alternativamente entre temperaturas que están justo arriba de Ac_1 y bajo Ar_1 .

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

3. Calentando a una temperatura arriba de A_c1 y entonces enfriarlo lentamente en el horno o permaneciendo a una temperatura justo arriba de A_r1 .
4. Enfriando a una considerable velocidad desde la temperatura mínima a la cual todos los carburos están disueltos, para prevenir la reformación de mallas de carburos y entonces recalentar en concordancia con el método 1 o 2 (aplicable a aceros hipereutectoides conteniendo mallas de carburos).

La velocidad de esferoidización suministrada por estos métodos depende de alguna previa microestructura templada, siendo estas estructuras en las cuales las fases de carburos esta fina y dispersa. El previo trabajo en frío también incrementa la velocidad de esferoidización, en un tratamiento subcrítico de esferoidización, [10].

La estructura esferoidizada es deseable cuando se requiere una mínima dureza, y una máxima ductilidad o para aceros de alto carbono donde la maquinabilidad es importante. Los aceros de bajo carbono son raramente esferoidizados para maquinado, porque en la condición de esferoidizado son exclusivamente blandos y chiclosos.

Así como en muchos otros tipos de tratamientos térmicos, la dureza después de la esferoidización depende de la cantidad de carbono y de otras aleaciones o ambas, que resultan en un incremento de la dureza a la cual generalmente alcanza rangos de 163 a 212 HB. La buena ductilidad de estructuras esferoidizadas que están formadas en frío, y su baja dureza es importante para aceros de alto carbono que requieren grandes maquinados con un posterior endurecido al final.

Las microestructuras esferoidizadas son las más estables microestructuras encontradas en los aceros y se formara posteriormente calentándolas a temperaturas bastante altas y con largos tiempos, lo suficiente para permitir la difusión, desarrollando partículas esferoidales de carburos. La lenta esferoidización es asociada con microestructuras perlíticas, especialmente con bastos espacios interlaminares.

Cientos de horas son requeridas para esferoidizar las microestructuras perlíticas. La esferoidización es más rápida si los carburos están inicialmente en la forma de discretas partículas, y se nivela más rápidamente si el comienzo de la estructura es bainítica, frecuentemente ejecutado en aceros aleados para herramienta que forman martensita en enfriamientos al aire, [10].

Los aceros de alto carbono, que contienen una gran cantidad de Fe_3C , tienen características de maquinabilidad deficientes. Durante el tratamiento de esferoidización, lo que requiere tiempos prolongados 12 a 15 horas a $30^\circ C$ por debajo de A_1 , el Fe_3C se aglomera en partículas esféricas para reducir el área de frontera.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

La microestructura, conocida como esferoidita, tiene ahora una matriz continua de ferrita blanda maquinable. Después del maquinado, el acero recibe un tratamiento térmico más complejo para producir propiedades requeridas, figura 23, [2].



Figura 23. Microestructura esferoideal, con partículas de Fe_3C en una matriz de ferrita.

II.2. Normalizado.

El normalizado se define como un calentamiento hasta una temperatura conveniente, por encima del rango de transformación, un cocido o permanencia a dicha temperatura, seguido de un enfriamiento en el aire hasta una temperatura suficientemente por debajo del rango de transformación, figura 24.

Típicamente, el calentamiento es a una temperatura alrededor de $55^\circ C$ arriba de la línea crítica superior de diagrama de fases hierro carburo de hierro. Esto es arriba A_{c3} para aceros hipoeutectoides y arriba A_{cm} para aceros hipereutectoides. Esto apropiadamente se clasifica como un tratamiento de normalizado, la porción calentada del proceso debe producir una fase austenítica homogénea (estructura cristalina fcc*), anterior al enfriamiento.

* cúbica centrada en las caras

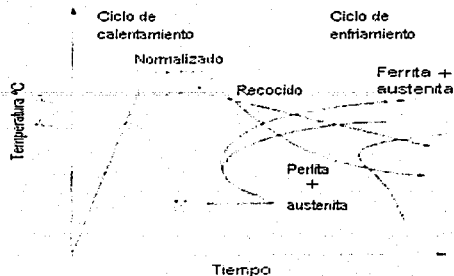


Figura 24. Rango de trabajo de temperatura de un normalizado y su diferencia con un recocido.

Por tanto, un buen proceso de normalización requiere:

1. Que la pieza tratada sea calentada uniformemente a una temperatura suficientemente alta para alcanzar la transformación completa de la ferrita-cementita a austenita;
2. Que permanezca a esta temperatura un tiempo suficientemente largo como para alcanzar uniformidad de temperaturas a través de toda su masa;
3. Que se permita el enfriamiento en aire quieto, de manera uniforme.

El enfriamiento uniforme requiere la libre circulación del aire en torno a cada pieza, de manera que no haya áreas en las cuales el enfriamiento sea restringido o acelerado. Un aumento en la velocidad de enfriamiento se convertirá de un tratamiento de normalización en un tratamiento de temple.

II.2.1. Objetivo del normalizado.

El normalizado puede incrementar o decrementar la resistencia o dureza que brinda un acero, sobre una forma de producto, dependiendo de la historia térmica o mecánica. Actualmente, las funciones de un normalizado pueden traslaparse o confundirse con un recocido.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

El endurecimiento y remedio de esfuerzos, la prevención de maquinabilidad, así como el refinamiento de estructura de grano, la homogeneización y modificación de esfuerzos residuales son a menudo las conclusiones de un normalizado.

La homogeneización de fundiciones por normalización puede ser hecha en disposición a un rompimiento o refinamiento de estructuras dendríticas y facilitar aún más la respuesta a un subsiguiente endurecimiento, similarmente, para productos forjados, la normalización puede ayudar a disminuir grupos de estructuras de granos debido al rolado en caliente, igualmente alarga el tamaño de grano o mezcla tamaños de granos grandes y pequeños debido a ejercicio de la forja, [10].

Los objetivos de un normalizado pueden ser:

- ❖ Refinar el grano y homogeneizar la microestructura para mejorar la respuesta del acero en una operación de endurecimiento por temple.
- ❖ Mejorar las características de maquinabilidad del acero.
- ❖ Modificar y refinar las estructuras dendríticas de colada.
- ❖ Alcanzar, en general, las propiedades mecánicas deseadas.

El normalizado puede ser aplicado en aceros al carbono o aleados, ya sean de colada o aquellos en los cuales la estructura de colada ha sido destruida por laminación o forja rotatoria. Aunque el procedimiento se aplica para mejorar las propiedades mecánicas, el normalizado de aceros hipereutectoides pueden inducir la formación de cementita a los límites de grano, causando un deterioro en las propiedades mecánicas, [4].

Un normalizado puede ablandar, endurecer o relevar tensiones en un acero, dependiendo esto de la condición del material antes del normalizado. Así, las funciones del normalizado pueden superponerse y, a veces, confundirse con las del recocido, el endurecimiento y el relevamiento de tensiones.

Este proceso es considerablemente barato en comparación con el recocido total puesto que en esta operación no se agregan costos de control de enfriamiento de horno.

La principal diferencia entre el recocido total y el normalizado es que las partes del recocido total son uniformemente blandas (y maquinables), pues están expuestas al enfriamiento controlado del horno. En el caso de las partes normalizadas dependiendo de la geometría de las partes, el enfriamiento no es uniforme resultando una diferencia entre las propiedades del material. Esto puede no ser deseable si se desea maquinar, puesto que la labor del maquinado puede ser impredecible, por lo tanto para este caso es mejor hacer el recocido total, [25].

El normalizado es frecuentemente visto en términos de microestructura. Las zonas de microestructura que contienen aproximadamente 0.8 % de carbono son perlíticas (láminas de ferrita y carburo de hierro). En aceros hipereutectoides, el carburo de hierro proeutectoide primero forma solo límites de granos austeníticos. Esta formación continúa hasta que el nivel de carbono en la austenita alcanza aproximadamente 0.8 %, tiempo el cual una reacción eutectoide inicia como indicando la formación de perlita. Los aceros endurecidos en aire son excluidos de las clases de aceros normalizados por no exhibir la microestructura normal perlítica que caracteriza los aceros normalizados.

El normalizado es un tratamiento similar a todo recocido, produce una microestructura uniforme de ferrita y perlita. Sin embargo hay varias diferencias importantes entre el normalizado y el recocido. El normalizado en aceros hipoeutectoides es realizado a temperaturas un poco más altas que en el recocido, mientras en aceros hipereutectoides el rango de temperatura de calentamiento es arriba de la A_{cm} , figura 25. En el normalizado el calentamiento es seguido por enfriamiento al aire en contraste con el lento enfriamiento en el horno del recocido.

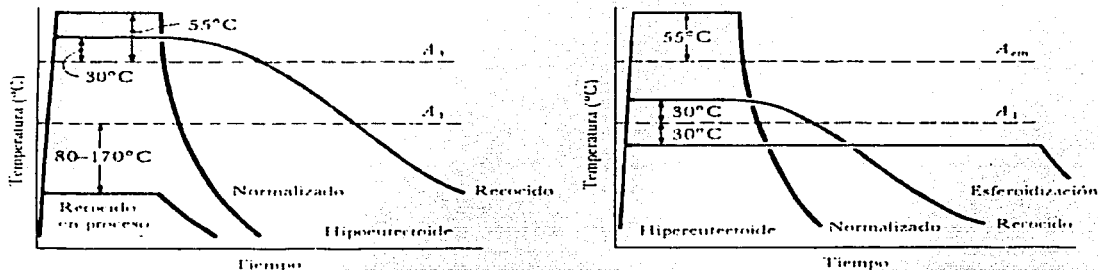


Figura 25. Temperaturas de diversos tratamientos térmicos en aceros hipo e hipereutectoides.

Algunas temperaturas de austenización usadas para el normalizado son igualmente, usadas por recocidos en aceros hipoeutectoides, producen una gran uniformidad sobre la estructura austenítica y composición similar al tratamiento de homogeneización, a través de temperaturas bajas y tiempos cortos que son usadas para homogeneizar. Un mejor objetivo del normalizado es el refinar el tamaño del grano que frecuentemente llega a ser muy burdo, durante el trabajo en caliente a altas temperaturas o que este presente al solidificar una aleación de acero.

Como consecuencia al exceder el rango de temperatura indicado, el resultado es un gran tamaño de grano.

El normalizado además produce una uniformidad, fino grano en la estructura austenítica esto en aceros hipoeutectoides transformándose a microestructuras de ferrita - austenita enfriadas en aire. El resultado microestructural puede ser buena uniformidad y propiedades mecánicas deseables para dar una aplicación o puede ser re-austenizado para una dureza final por enfriamiento a martensita.

En aceros hipereutectoides, el normalizado es realizado por arriba de la A_{cm} , no solo para refinar el grano austenítico sino también para disolver carburos y redes de carburos que pueden tener desarrollo durante el proceso.

El enfriamiento en aire que pasa en un tratamiento de normalización, produce una sutil pero significativa diferencia sobre las microestructuras comparando estas con las producidas por todo recocido. Esquemáticamente este enfriamiento con aire baja el rango de temperatura de la ferrita proeutectoide y perlita comparándolo con el rango de transformación en un recocido y tanto el tamaño de grano de ferrita y perlita interlaminar espaciada es reducido.

Las propiedades mecánicas actuales de un acero normalizado o recocido están determinadas por un número de factores. El más importante es el contenido de carbono, la mayor cantidad de perlita que se forma, y la gran resistencia y dureza del acero, figura 26.

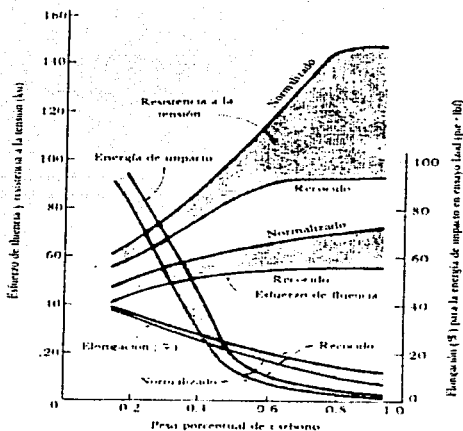


Figura 26. Efecto del carbono y del tratamiento térmico en las propiedades de los aceros al bajo carbono.

El enfriamiento con aire asociado con el tratamiento térmico de normalización produce un rango de enfriamiento, dependiendo del tamaño de sección. En pesadas secciones, el enfriamiento con aire es más bajo que en secciones ligeras porque un aumento de tiempo es requerido para la conductividad térmica en porciones centrales de la pieza de trabajo. En muchas secciones pesadas, la superficie puede enfriarse significativamente, que en el interior, esto produce esfuerzos residuales. En secciones ligeras especialmente, el enfriamiento con aire puede actuar rápidamente para producir bainita o martensita en lugar de ferrita y perlita, [7].

En general, un temple al aire no se llama normalizado debido a que no pone al acero en su condición perlítica normal, que caracteriza al acero normalizado. Sin embargo algunas veces la velocidad de enfriamiento en aire, para la operación de normalizado, es acelerada intencionalmente para provocar la formación de algo de martensita, en el proceso es llamado normalizado a pesar del enfriamiento acelerado y el endurecimiento parcial.

II.2.2. Aplicaciones del normalizado.

Un amplio rango de productos ferrosos pueden ser normalizados. Todos del estándar bajo carbono, medio carbono y alto carbono, aceros forjados pueden ser normalizados. Muchos aceros soldados son normalizados para refinar la estructura soldada. Los aceros austeníticos, que contienen menos de 0.20 % de carbono no se tratan por normalización, los aceros maranging (aceros con alto contenido de níquel y molibdeno) y los aceros inoxidable no pueden ser normalizados o no son usualmente normalizados. Los aceros para herramienta son generalmente recocidos por el proveedor.

II.3. Temple.

El temple del acero es el calentamiento hasta una temperatura de 30 – 70°C sobre Ac_3 (para aceros hipoeutectoides) o Ac_1 (para aceros hipereutectoides) con un mantenimiento a ésta temperatura para finalizar las transformaciones de fase, y un enfriamiento ulterior con una velocidad más alta que la crítica (para los aceros al carbono, generalmente en agua, y para aceros aleados, en aceite o en otros medios), aunque en algunas ocasiones es usado el aire, figura 27.

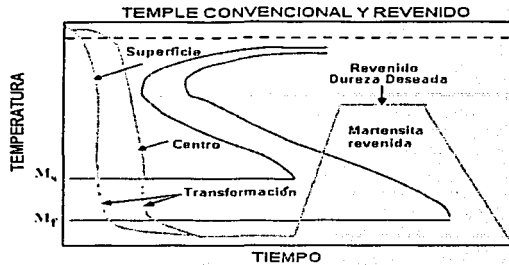


Figura 27. Dibujo esquemático de un tratamiento de temple y revenido.

El temple no es un tratamiento final, para disminuir y obtener las propiedades mecánicas requeridas, el acero después del temple es sometido a revenido.

II.3.1. Elección de temperatura de temple.

Los aceros hipoeutectoides deben calentarse hasta una temperatura de 30 a 50° sobre A_{c3} . En el acero hipoeutectoide, calentado sobre A_{c1} , pero por debajo de A_{c3} , después del temple junto con la martensita se conservan zonas de ferrita que no se transformaron en austenita durante el calentamiento. La presencia de ferrita disminuye la dureza del acero después del revenido. Por eso, semejante temple incompleto, para los aceros hipoeutectoides, como regla no se emplea, figura 28.

El calentamiento del acero a una temperatura bastante superior a A_{c3} produce un crecimiento del grano de austenita, lo que conduce a la formación, durante el enfriamiento, a martensita de estructura acicular y a un desmejoramiento de la viscosidad. Además, el recalentamiento aumenta la deformación de las piezas a templar, así como la formación de grietas y la descarburación.

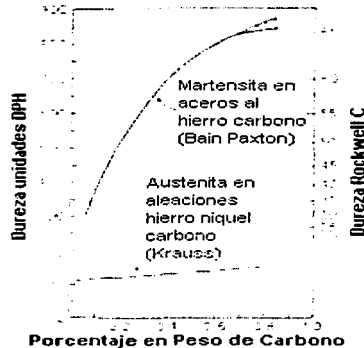


Figura 28. Efecto del carbono sobre la dureza de la austenita y martensita.

Los aceros hipereutectoides son calentados entre 50 y 70° arriba de A_{c1} . Durante este calentamiento se forma austenita, pero se conserva cierta cantidad de cementita. Por eso, después del temple en la estructura martensítica están presentes partículas de cementita no disueltas durante el calentamiento. Esta estructura garantiza mayor dureza y resistencia al desgaste en comparación con la obtenida durante el temple con un calentamiento por encima A_{cm} , es decir, la zona de austenita homogénea, como resultado de este calentamiento más alto. Por lo tanto el acero obtiene una estructura martensítica acicular sin cementita, pero con una cantidad elevada de austenita remanente. La cementita posee una dureza más alta que la martensita; La presencia de austenita también disminuye la dureza. El calentamiento sobre A_{cm} , además empeora la resistencia a causa del engrandecimiento del grano y aumenta la deformación de la pieza durante el temple.

Para los aceros aleados de la clase perlítica las temperaturas de temple se elige tomando en consideración la posición de los puntos A_{c1} y A_{c3} . En este caso es necesario señalar que el níquel y el magnesio bajan los puntos A_{c1} y A_{c3} , mientras que el cromo, tungsteno, molibdeno, titanio y silicio los suben. Por eso, para un mismo contenido de carbono, la temperatura de calentamiento de temple de los aceros aleados puede ser superior o inferior a la temperatura de temple de los aceros al carbono, [9].

La efectividad del temple depende de las características del medio de enfriamiento, que es relacionado con la habilidad del acero para ser endurecido. Así, los resultados pueden ser variados por cambios de composición del acero o la

agitación, temperatura y tipo de medio de temple. El diseño del sistema temple y la dureza con cada cual el sistema es mantenido contribuye al éxito del proceso. El diseño de las partes también contribuye a las propiedades mecánicas y la distorsión que resultará desde un particular temple.

La velocidad de extracción de calentamiento atribuible al medio de temple es modificada grandemente por la manera o condición en el cual el medio de temple es usado.

II.3.2. Mecanismos de temple, [16].

Hay varios factores implicados en el mecanismo de temple:

- Condiciones internas de la pieza que afectan la transmisión de calor hacia la superficie.
- La superficie y otras condiciones externas que afectan la remoción del calor.
- El potencial de remoción de calor del fluido de temple a temperaturas y presiones normales del fluido.
- Cambio en el potencial de extracción de calor del fluido debido a condiciones como agitación, temperatura o presión.

Estos factores están ilustrados en la figura 29, para un engrane calentado en horno y templado en un líquido volátil.

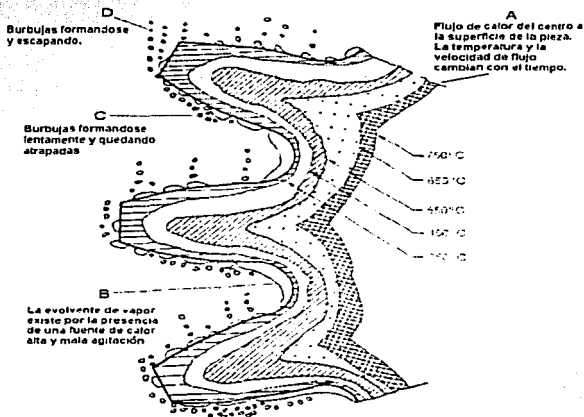


Figura 29. Esquema de los gradientes térmicos y los mecanismos de temple para una pieza irregular.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

La nota A en la figura 29, muestra como puede afectar la forma irregular del engrane al flujo de calor desde el interior del engrane hacia el medio de temple. Nótese que en las regiones próximas a la superficie de las bases de los dientes, donde quedan atrapadas grandes burbujas de vapor, persisten temperaturas altas. Si el engrane fuera calentado por inducción o a la flama, habrá una capa caliente fina y uniforme y el calor fluirá simultáneamente hacia el interior de la pieza y hacia el fluido. Por lo tanto el temple progresará más rápidamente.

El temple en un líquido quieto esta acompañado por inevitables turbulencias debido a la inmersión de la pieza, la generación de hervor y las corrientes de convección. Esta agitación mínima disipará el calor acumulado en las capas de líquido vecinas a la pieza, pero volúmenes locales de líquido se calentarán y se vaporizarán y esto puede afectar el proceso de temple.

En líquidos de temple volátiles a temperaturas por encima del punto de ebullición, la producción de vapores es tan grande que se forma una envoltura de vapor alrededor de la pieza (Nota B) figura 29. Esta envoltura o cubierta de vapor se mantiene hasta que la superficie de la pieza alcanza la temperatura característica del fluido. La transferencia de calor a través de la envoltura se realiza por radiación y por lo tanto es relativamente lenta.

A menores temperaturas y hasta llegar a la temperatura de ebullición del fluido, el vapor se desprende en forma de burbujas que varían de tamaño según la relación que existe entre la tensión del líquido, el sólido y el vapor a la temperatura correspondiente. Las burbujas pequeñas aunque numerosas se desprenden rápidamente mientras que las burbujas grandes se adhieren y pueden formar una burbuja suficientemente grande que en la Nota C, figura 29 se le refiere como la burbuja de tamaño característico del líquido. Esta etapa, en la cual se retira de la superficie de la pieza el calor de vaporización del medio de temple, es muy efectiva para enfriar la pieza.

Para cualquier líquido volátil, el atrapamiento mecánico de las burbujas de vapor (Nota C) retardara mucho la transferencia de calor en la zona afectada. Otros factores que pueden afectar el potencial de extracción de calor del líquido de temple son:

- Sólidos que están depositados sobre la superficie de algunas piezas cuando son templadas en aceites, salmueras, y soluciones acuosas.
- Geles que se pueden formar en la interfase líquido-gas de la cubierta de vapor como el alcohol polivinílico y otras soluciones gelatinizantes.
- Depósitos que se forman por la degradación del aceite, lo que ocurre en el líquido de temple debido a su bajo punto de ebullición.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

II.3.3. Curvas de enfriamiento.

La forma más sencilla para poder describir el mecanismo completo del temple es desarrollar una curva de enfriamiento para el fluido de temple bajo condiciones controladas, [16].

Una curva de enfriamiento realizada sobre una pieza de ensayo por registro térmico es sensible a los factores mencionados anteriormente y dan una idea de cómo pueden afectar al temple, sobre las piezas definitivas.

Para ellos se realiza el temple sobre una pieza de ensayo en las mismas condiciones que las que se utilizarán en la práctica. La pieza debe ser del mismo acero que las piezas y templarse en una muestra del fluido de temple. A veces un acero inoxidable austenítico es usado para evitar la oxidación o la necesidad de emplear una atmósfera protectora.

Para ello se emplea un registrador potenciométrico de alta velocidad para graficar los cambios de temperatura medidos como uno o varios termopares embebidos en la pieza de ensayo. Las curvas resultante, en coordenadas tiempo-temperatura indican el calor transferido, característica del fluido de temple.

Curvas de enfriamiento típicas para un líquido de temple, registradas en la superficie y el centro de la barra se muestran en la figura 30. Dichas curvas muestran 4 etapas de transmisión de calor a partir del sólido caliente hacia el líquido frío.

II.3.3.1. Etapa de contacto líquido inicial.

La etapa A' de la figura 30, a) ilustra el primer efecto de la inmersión.

Esta es la llamada etapa de contacto líquido inicial y esta caracterizada por la formación de burbujas de vapor que precede al establecimiento de la cubierta envolvente de vapor. La etapa A' dura del orden de 0.1 seg. y no tiene casi importancia en la evaluación del calor transferido. Esta etapa es detectable sólo cuando se usan equipos muy sensibles y no puede ser detectada cuando el líquido es viscoso y tiene gases no disueltos o el baño es operado a una temperatura próxima al punto de ebullición del líquido.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

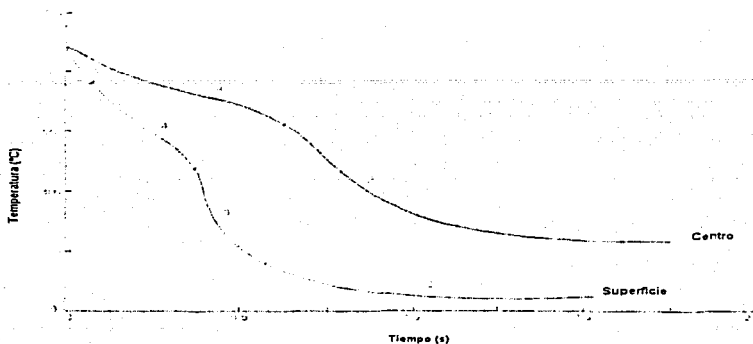


Figura 30. a)

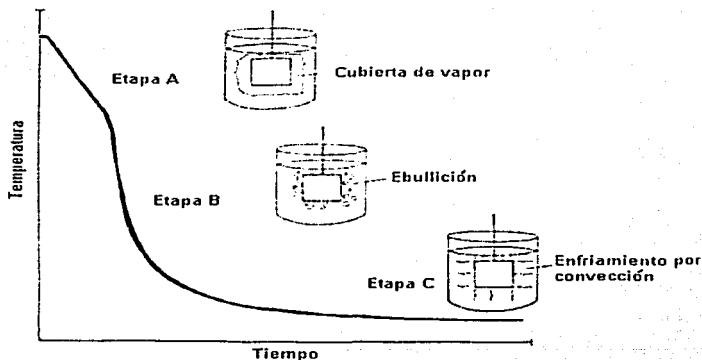


Figura 30. a) b) Etapas de transmisión de calor del centro y superficie a partir de un sólido caliente hacia el líquido frío.

II.3.3.2. Etapa de enfriamiento por cubiertas de vapor.

La etapa A, llamada etapa de enfriamiento por cubiertas de vapor, esta caracterizada por el fenómeno de Leidenfrost, que es la formación de una cubierta de

vapor constante en torno a la pieza de ensayo. Se produce cuando la cesión de calor desde la superficie de la pieza de ensayo excede la cantidad de calor necesaria para formar el máximo de vapor por unidad de área. Esta etapa está caracterizada por un enfriamiento lento ya que el vapor envolvente actúa como aislante y el enfriamiento ocurre principalmente por radiación a través de la capa de vapor. Esta no es detectable en soluciones acuosas de solutos no volátiles (alrededor de 5% de concentración) tales como CaCl_2 , CaLi , CaNa , NaOH , ácido sulfúrico. Las curvas de enfriamiento en estas soluciones parten inmediatamente de la etapa B.

Cuando se usan soluciones saturadas de Ba(OH) , Ca(OH) u otros materiales sólo ligeramente solubles, o soluciones coloidales en agua, se deposita una película sobre la superficie de la pieza, durante la etapa A, y resulta una prolongación de la etapa A y C. Esto produce una acción más violenta en la etapa B.

La presencia de algunos coloides o geles tales como alcohol polivinílico, gelatina, jabón o almidón, forman una envoltura gelatinosa por fuera de la capa de vapor creada en la etapa A. La presencia de esta envoltura de gelatina prolonga la etapa A y las etapas subsiguientes.

II.3.3.3. Etapa de enfriamiento por transporte de calor.

La etapa B es llamada la etapa de enfriamiento por transporte de vapor. En ella se producen las más altas velocidades de transferencia de calor y comienza cuando la temperatura de la superficie del metal ha bajado un poco y la capa de vapor continua se rompe. En este punto se produce un hervor violento del líquido y el calor es transmitido a una velocidad muy alta, mayor que el calor de vaporización.

El punto de ebullición del temple determina la conclusión de esta etapa. El tamaño y la forma de las burbujas de vapor son importantes ya que controlan la duración de la etapa B así como la velocidad de enfriamiento en esa etapa.

II.3.3.4. Etapa de enfriamiento líquido.

La etapa C es llamada etapa de enfriamiento líquido. Esta velocidad es más lenta que la que se desarrolla en la etapa B. La etapa C comienza cuando la temperatura en la superficie de metal es inferior al punto de ebullición o rango de ebullición del líquido de temple. Por debajo de esta temperatura el hervor se detiene y un enfriamiento lento tiene lugar por conducción y convección. La diferencia de temperaturas entre el punto de ebullición del líquido y la temperatura del baño, es el mayor factor que influencia la velocidad de transferencia de calor. La viscosidad también afecta la velocidad de enfriamiento de la etapa C, figura 30.

II.3.4. Factores unitarios.

La efectividad del temple depende de las características de enfriamiento del medio de temple así como de la posibilidad del acero en ser endurecido. Los resultados pueden ser cambiados variando la composición del acero o la agitación o la temperatura o el tipo del medio de temple. Tanto el diseño de un sistema de temple como el diseño de las piezas contribuye a las propiedades mecánicas, y a la distorsión que resulta de un temple particular. Debe tenerse en cuenta que la velocidad de extracción de calor por el medio de temple, se modifica por el tipo de medio de temple utilizado, [25].

II.3.4.1. Agitación.

El movimiento producido externamente sobre el líquido de temple tiene una influencia muy importante en la transferencia de calor por un medio de temple. Esto causa una ruptura mecánica fácil de la envoltura de vapor en la etapa A, produce que se desprendan burbujas de vapor más pequeñas durante la etapa de enfriamiento por transporte de vapor (etapa B), y que se produzca una ruptura mecánica de las gelatinas y sólidos cuando ellos están depositados sobre la superficie de la pieza de ensayo o suspendidos sobre el borde de la cubierta de vapor, lo que produce una transferencia de calor más rápida que en el líquido enfriante (etapa C). Además de los efectos anteriores, la agitación hace que más líquido se aproxime y reemplace a la capa de líquido caliente próxima a la pieza.

II.3.4.2. Temperaturas del medio de temple.

La temperatura del líquido afecta mucho su extracción de calor, cuanto más alta es la temperatura del líquido, más baja es la temperatura característica, así la duración de la etapa A es más larga. Sin embargo, la temperatura de ebullición no cambia. En los líquidos a temperaturas más altas puede disminuir la viscosidad, lo que afecta el tamaño de las burbujas o influencia la ruptura de la capa envolvente o el punto de inflamación de los aceites. Si los otros factores permanecen constantes, cuanto más alta es la temperatura menor es la velocidad de transferencia de calor en la etapa C.

II.3.4.3. Temperatura de la pieza.

El aumento de la temperatura de la pieza de ensayo tiene un efecto relativamente pequeño sobre la transferencia de calor durante el temple. La velocidad de transferencia de calor puede ser aumentada dependiendo del espesor del óxido desarrollado sobre la superficie.

Cuando un acero al carbono es templado a partir de la temperatura de austenización, se necesita para evitar la nariz de la curva TTT una velocidad de enfriamiento mayor o igual que 55 °C/seg, medidos a 705 °C. La sección transversal completa de la pieza debe enfriarse a esta velocidad para alcanzar el máximo contenido de enfriamiento alrededor de 1800 °C/seg en la superficie de los cilindros de acero de ½ pulgada de diámetro y 4 pulgadas de longitud. Esta velocidad disminuye rápidamente por debajo de la superficie, y así, para un acero al carbono, solo secciones delgadas con una relación grande de superficie a volumen pueden ser endurecible a través de toda su sección transversal.

Cuando se utiliza agua o salmuera se desarrollan grandes gradientes de temperatura entre la superficie y el centro. Este gradiente de temperatura produce distorsión y aumenta la posibilidad de fisuras en muestras de formas simétricas y sencillas. Bajo condiciones favorables, el temple quieto de un acero en un aceite provee una velocidad de enfriamiento en la superficie de un cilindro de aceros inoxidables de ½ pulgadas de diámetro y 4 pulgadas de longitud, de 1800 °C/seg, entre 832 y 545 °C, lo que es comparable con una muestra similar templada en agua. El temple en aceite produce gradientes de temperatura más bajos desde la superficie al centro, disminuye la distorsión y hay menor probabilidad de fisuras.

II.3.5. Evaluación de la severidad del temple.

La habilidad de un medio de temple para extraer calor de una pieza caliente puede ser expresado en términos de valores H o severidad del temple. Si los valores H para agua quieta se toman como 1, los valores H para otros medios toman los valores mostrados en la tabla 3.

AGITACIÓN	ACEITE	AGUA	SALMUERA
Ninguna	0.25-0.30	0.9-1.0	2
Débil	0.30-0.35	1.0-1.1	2-2.2
Moderada	0.35-0.40	1.2-1.3
Buena	0.4-0.5	1.4-1.5
Fuerte	0.5-0.8	1.6-2.0
Violenta	0.8-1.1	4	5.0

Tabla 3. Efecto de la agitación en distintos medios de temple (ASM, 1989).

Rushman describió un ensayo sencillo para evaluar la potencia enfriante de un baño de temple, bajo cualquier condición de carga. El ensayo esta basado en el uso del gráfico de Grossmann.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

Como se observa en la figura 31, las distintas líneas de la severidad de temple de la carta Grossmann se interceptan en un punto por fuera del rango normal del gráfico. Este punto de intersección puede ser usado como un segundo punto para el dibujo de cualquier línea de severidad de temple.

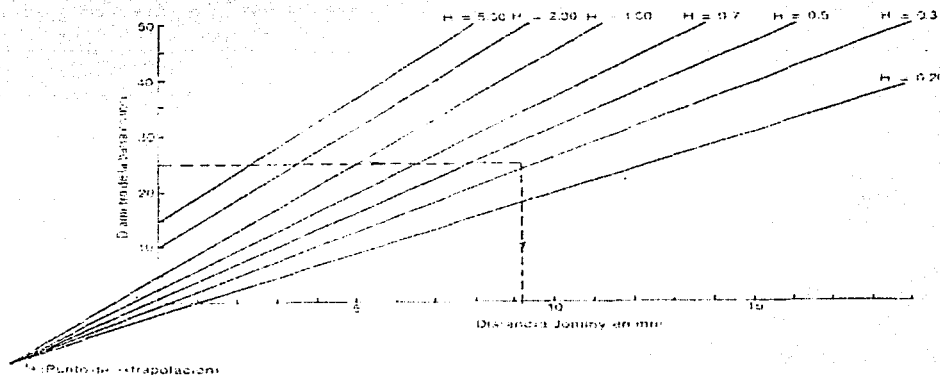


Figura 31. Grafica de Grossmann.

Un ejemplo real es el de la línea de aceite, ilustrado en la figura 31, en donde dos puntos experimentales de esta línea fueron obtenidos por temple de una barra de acero de dos diámetros diferentes, cabe destacar que este tipo de procedimiento es excelente para verificar resultados debidos a que provee dos puntos para trazar la curva y con el punto de intersección se obtiene mayor precisión en la determinación. La ventaja de este ensayo es que la muestra puede ser tratada conjuntamente con una carga como si fuera una pieza común de producción y así, evaluar el temple bajo las condiciones de temperatura y agitación que realmente prevalecen en la practica industrial.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

II.4. Revenido.

Es un tratamiento que se da a las piezas de acero que han sido previamente templadas o normalizadas. Con este tratamiento, que consiste en un calentamiento a temperatura inferior a la crítica A_{c1} , se disminuye la dureza y resistencia de los aceros templados, se eliminan las tensiones creadas en el temple y se mejora la tenacidad así como la ductilidad, quedando el acero con la dureza o resistencia deseada [15], con esto se obtienen específicos valores de propiedades mecánicas, se relevan esfuerzos del temple y así aseguramos estabilidad dimensional, [16], figura 32.

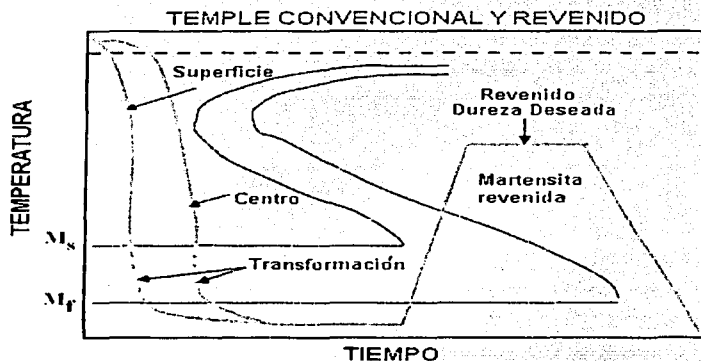


Figura 32. Esquema de un Temple convencional y revenido.

La microestructura y las propiedades mecánicas de un acero revenido dependen de la temperatura y el enfriamiento. Estas son variables interdependientes, dentro de ciertos límites, bajando la temperatura e incrementando el tiempo usualmente puede producir el mismo resultado que elevando la temperatura y disminuyendo el tiempo. [8] El revenido también es usado para relevar esfuerzos inducidos por forja y maquinado, figura 33. Con pocas excepciones, el revenido es hecho a temperaturas entre 175 y 700 °C y por tiempos de 30 minutos a 4 hrs., [16].

Las variables asociadas con el revenido, como son la temperatura y el tiempo, el rango de enfriamiento desde la temperatura del revenido y composición del acero, incluyendo contenido de aleaciones y elementos residuales afectan la microestructura y las propiedades mecánicas.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

Las propiedades de los aceros revenidos están determinadas primariamente por el tamaño, forma, composición y distribución de los carburos que forman, con una menor contribución de la solución sólida de la ferrita endurecida. Estos cambios en la microestructura usualmente decremantan la dureza, y resistencia pero aumenta la ductilidad y tenacidad.

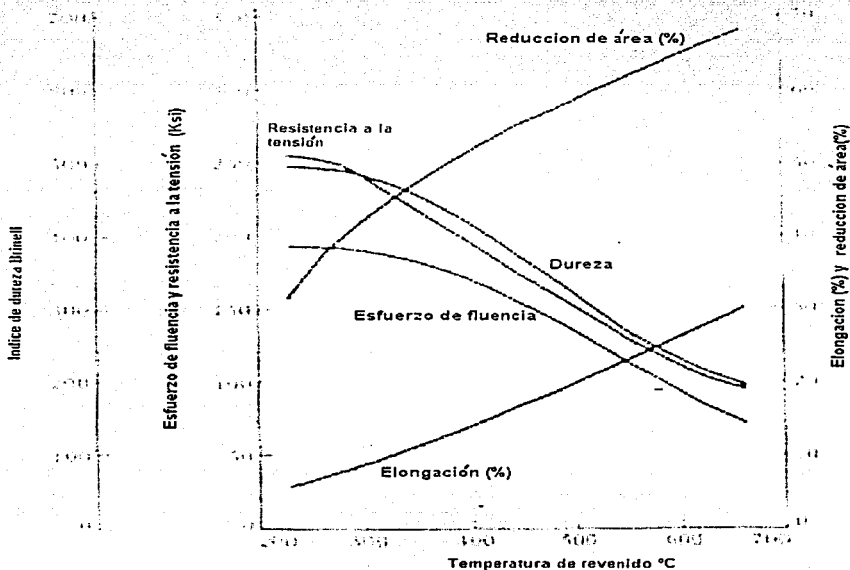


Figura 33. Efecto de la temperatura de revenido sobre las propiedades de un acero 1050.

En un acero templado con una microestructura que consiste principalmente de martensita el enrejado de hierro es tensado por los átomos de carbono, produciendo grandes durezas en aceros templados. En el calentamiento la difusión de los átomos de carbono reacciona sobre una serie de distintos pasos, que eventualmente forman Fe_3C o una aleación de carburo sobre una matriz de ferrita que gradualmente decremanta el nivel de esfuerzos.

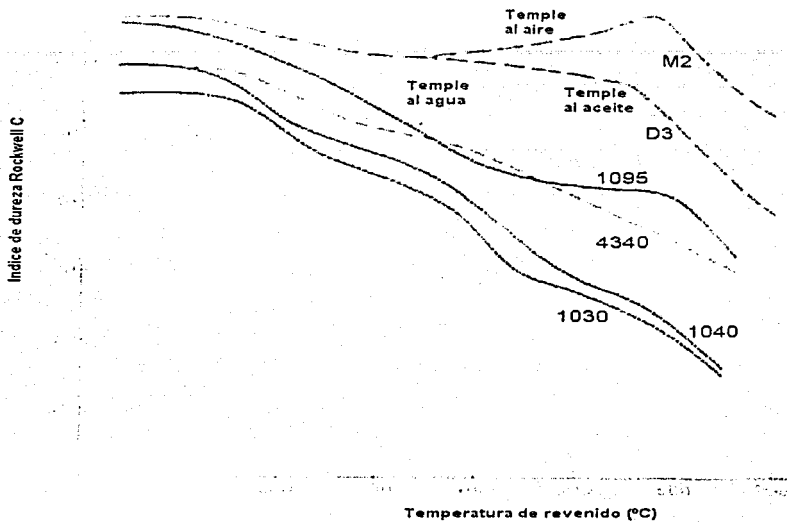


Figura 34. Efecto de los elementos de aleación en las curvas de revenido del acero.

II.4.1. Baños de sales fundidas.

Los baños de sales fundidas se pueden emplear en los revenidos por encima de 165 °C, pudiéndose obtener toda una variedad de mezclas de sales con diferentes intervalos de temperaturas de operación.

La tabla 4 presenta la composición y las temperaturas de operación de los baños de sales de uso común en el revenido.

Composición y temperaturas de operación de baños de sales usadas en revenido										
Clase	NaNO ₂	NaNO ₃	KNO ₃	Na ₂ CO ₃	NaCl	KCl	BaCl ₂	CaCl ₂	Temperatura de trabajo °C	Temperatura de humos
1	37-50	0-10	50-60						165-695	635°C
2		45-57	45-57						290-595	705°C
3				45-55		45-55			620-930	950°C
4					15-25	20-32	50-60		595-900	945°C
4a					10-15	25-30	40-45	15-20	550-760	790°C

Tabla 4. Composición y temperaturas de operación de los baños de sales de uso común en el revenido.

Algunos puntos importantes que se deben tomar en cuenta en el empleo de revenido. Debe eliminarse toda humedad de las piezas antes de ser sumergidas en el baño de sal, ya que las sales calientes reaccionan violentamente con el agua. Si las piezas están sucias o aceitosas cuando son sumergidas en el baño, la sal se contaminará. Por otro lado, las piezas revenidas en sal deben ser limpiadas tan pronto como son retiradas del baño ya que la sal que se deposite sobre ellas puede causar corrosión severa. Las piezas con agujeros pequeños o ciegos, de donde es difícil limpiar la sal, no se deben reventar en estos baños.

II.4.2. Baños de aceite.

Los equipos para baños de aceite son similares a los de sales, la agitación es esencial para mantener la uniformidad en la temperatura y una larga vida del aceite. Deben emplearse controles de temperatura de tipo sencillo para evitar el sobrecalentamiento del aceite por el peligro de incendio. Por lo general, para revenidos a bajas temperaturas se emplean aceite de 600 W, que pueden resistir la oxidación del ambiente. La temperatura máxima de operación de los baños de aceite no supera, usualmente, los 200 °C.

II.4.3. Baños de metales fundidos.

Los baños de metales fundidos han tenido mucho uso pero actualmente son reemplazados por baños de sales. El metal que comúnmente se emplea es plomo puro, que funde a 326 °C y que es el más útil de los metales y aleaciones para estos usos.

**TESIS CON
FALLA DE ORIGEN**

El plomo no se adhiere a la superficie de las piezas pero, dado que se oxida rápidamente y su óxido sí es adherente, pueden surgir problemas cuando se hacen revenidos a altas temperaturas. A temperaturas medias de revenido, las piezas se recubren de una capa de óxido que se puede quitar fácilmente. Por encima de 480 °C es necesario usar material carbonaceo granulado, para formar una cubierta protectora para evitar la formación de óxidos adherentes.

II.4.4. Revenido apropiado.

Debido a su contenido de carbono o de aleación, algunos aceros presentan una tendencia a fisurarse si se los deja enfriar hasta la temperatura ambiente luego o durante la operación de temple. Esta tendencia puede aumentar por cambios bruscos de la sección de las piezas. En general, no son sensibles a este tipo de fisuras, los aceros al carbono que contengan menos de 0.40 %C y para los aceros aleados que contienen menos de 0.35 %C.

II.4.5. Revenido múltiple.

Se ha dicho que cuando el contenido de carbono y de aleantes aumenta, es común que se obtenga austenita retenida, se puede eliminar esta austenita retenida por revenidos y enfriamientos sucesivos en torno de la línea Ms.

Durante el primer ciclo de calentamientos parte de la austenita pasa a bainita y parte se convierte en martensita en el siguiente enfriamiento. Los tratamientos de revenido múltiple aseguran una disminución en la distorsión, así como una mayor estabilidad dimensional de las piezas, si se les compara con el revenido convencional, [8].

II.5. Bainitizado.

Es la transformación isotérmica de una aleación de hierro a una temperatura por debajo de la formación de perlita y arriba de la formación de martensita. En este tratamiento se calienta el acero a una temperatura ligeramente más elevada que la crítica superior y luego se enfría rápidamente en plomo o sales fundidas, a temperatura comprendidas entre 250 y 600 °C, permaneciendo el acero en el baño a esta temperatura durante el tiempo suficiente para que la transformación de la austenita se complete en otros constituyentes a temperatura constante. Un tratamiento de esta clase, se aplica para la fabricación de ciertos alambres de alta resistencia, en este caso el enfriamiento se suele hacerse en baño de plomo, quedado el acero con una tenacidad y ductilidad excepcionales [3], figura 35.

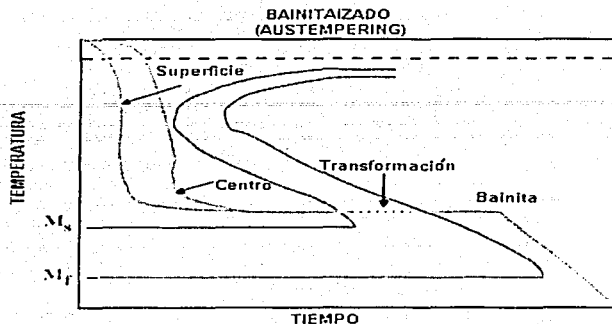


Figura 35. Tratamiento térmico de bainitizado para un acero de bajo carbono esquematizado en un diagrama TTT.

El avance del Austempering o bainitizado ofrece grandes avances potenciales:

- Incrementa la ductilidad, la tenacidad y resistencia al impacto.
- Reduce la distorsión, mientras reduce subsecuentemente el tiempo de maquinado, clasificándolo y descartando la inspección.
- Se requieren pequeños ciclos en tiempos de pruebas globales de la dureza, que están dentro de los rangos de 35 a 55 HRc, con ahorro en resultados de capital e investigación, [16].

Para realizar un bainitizado se procede en la siguiente manera:

1. Se calienta el acero a la temperatura de austenización, habitualmente entre 790 y 870 °C.
2. Se sumerge en un baño manteniendo a una temperatura constante entre 270 y 400 °C.
3. Se deja permanecer en este baño el tiempo necesario para que se complete la transformación bainítica.
4. Se enfría hasta la temperatura ambiente en aire quieto, [16].

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

II.5.1. Aceros para bainitizado.

La selección de aceros para bainitizado debe basarse en los diagramas TTT. Son tres las consideraciones importantes:

1. La colocación de la nariz de las curvas TTT y el tiempo disponible para sobrepasarla.
2. El tiempo requerido para la transformación completa de austenita a bainita a la temperatura de bainitizado.
3. Localización de la temperatura M_s .

Los aceros adaptables al bainitizado son:

1. Los aceros de baja aleación que contienen de 0.50 a 1.0% de carbono y un mínimo de 0.60% de manganeso.
2. Los aceros al carbono, que contengan más de 0.90% de carbono y, posiblemente un poco menos de 0.60% de manganeso.
3. Ciertos aceros al carbono, tales como el SAE 1040, con un contenido de manganeso en un intervalo comprendido entre 1.00 y 1.65%.
4. Ciertos aceros de baja aleación, tales como la serie SAE 5100, que contengan más de 0.30% de carbono y las series de la SAE 1300 hasta la SAE 4000, con un contenido de carbono de más de 0.40%, y otros tales como el SAE 4140, SAE 6145, y SAE 9440.

Algunos aceros, aunque tienen suficiente carbono o aleantes como para ser endurecibles, están en el límite de aplicación del bainitizado debido a que requieren tiempos de transformación excesivos, tales como las series SAE 4300, SAE 4600, y 4800.

II.5.2. Aplicaciones.

El bainitizado reemplaza al temple convencional con revenido cuando se desea obtener propiedades mecánicas mejoradas, particularmente mayor ductilidad y mayor resistencia al impacto, o para disminuir la tendencia del acero a formar fisuras o sufrir distorsión.

El rango de aplicación del bainitizado comprende piezas fabricadas a partir de las barras de diámetro pequeño o laminas y hojas de pequeño espesor, particularmente de aceros al carbono que requieren una dureza final de 50 Rc. Es mejor que las piezas bainitizadas posean propiedades mecánicas convenientes a que tengan 100% de estructura bainítica. Algunos valores de dureza menores que las normales indican la formación de algo de perlita, la formación de perlita es más común y se produce por una velocidad de temple más lenta que la necesaria para evitar completamente la nariz de la curva TTT.

II.5.3. Medios de temple para bainitizado.

La sal fundida es el medio de temple de uso más común en el bainitizado debido a que: 1) Transfiere rápidamente el calor; 2) elimina los problemas de la fase vapor en la etapa inicial del temple; 3) su viscosidad es uniforme sobre un intervalo grande de temperaturas; 4) su viscosidad es baja a la temperatura de bainitizado minimizándose así las pérdidas por arrastre; 5) permanece estable a la temperatura de operación; 6) es completamente soluble en agua, lo cual facilita las operaciones de limpieza subsiguientes.

La formulación y características de dos baños de sales usadas en bainitizado se muestran en la tabla 5. Las sales de alto rango solo son convenientes para bainitizado, mientras que las sales que presentan un intervalo amplio de temperaturas se pueden usar en bainitizado, temple interrumpido y sus modificaciones.

Composición y características de las sales usadas en bainitizado.		
Sal	Rango alto	Rango amplio
Nitrato de sodio	45-44%	0.10%
Nitrato de potasio	45-55%	50-60%
Nitrato de sodio	-----	37-50%
Punto de fusión aproximado	215°C	135°C
Temperatura de trabajo	260-590°C	160-535°C

Tabla 5. Composición y características de las sales usadas en bainitizado.

El baño de plomo se puede usar para un temple interrumpido pero su empleo se ha restringido por su alto costo inicial y su elevada densidad, que hace necesario el uso de un sistema para mantener las piezas sumergidas durante el tratamiento.

El aceite se emplea muy pocas veces para bainitizado debido a su inestabilidad térmica y porque presenta cambios de viscosidad a las temperaturas de bainitizado. Debido a la persistencia de su envoltorio de vapor el aceite es un temple lento a elevadas temperaturas y presenta peligro de incendio.

II.5.4. Control de las variables del proceso.

Para alcanzar los resultados deseados en el bainitizado es necesario controlar la temperatura del baño, el tiempo de inmersión de la pieza por procesar y la agitación del baño.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

El control de la temperatura del baño es importante debido a que determina la dureza y otras propiedades que se obtienen en el enfriamiento y es un problema molesto y caro de solucionar. Las temperaturas altas en cambio, producen un ataque rápido del recipiente del baño y si por accidente las sales se sobrecalientan, pueden ocurrir explosiones violentas.

El tiempo de permanencia de las piezas en el baño debe ser suficiente como para permitir la transformación completa. Tiempos más largos que los requeridos aumentarán los costos de producción pero no son nocivos para las piezas. La agitación del baño es una variable muy importante en el bainitizado debido a que tiene efecto en la velocidad de temple. Una agitación mecánica, como tal puede proveer un bombeo o agitación por aire, producirá velocidades convenientes.

Las modificaciones en la practica del bainitizado que dan lugar a estructuras mezcladas de perlita y bainita, son completamente comunes en la practica industrial. Las concentraciones de perlita y bainita pueden variar en las diferentes modificaciones del proceso, [8].

II.6. Martempering.

El martempering es usado para describir un enfriamiento interrumpido, desde la temperatura de austenización de cierta aleación, fundición, herramienta y en aceros inoxidable. La finalidad es la de retrasar el enfriamiento justo arriba de la transformación martensítica por una duración de tiempo para igualar la temperatura a través de toda la pieza. La formación de martensita se produce de manera uniforme en toda la sección, esto minimizará la distorsión, el agrietamiento y los esfuerzos residuales, figura 36.

Se llama temple interrumpido (martempering o marquenching) de los aceros (en ocasiones fundiciones) al tratamiento térmico que consiste en:

- Austenizar el acero.
- Enfriamiento desde la temperatura austenítica dentro de un fluido caliente (aceite caliente, sal derretida, metal derretido o alojado en un fluido) a una temperatura arriba del rango de martensita (punto M_s).
- Mantenerlo en el medio de enfriamiento hasta que la temperatura por todo el acero sea substancialmente uniforme.
- Enfriamiento (usualmente en aire) a un moderado rango para impedir grandes diferencia entre la superficie y el centro de la sección.

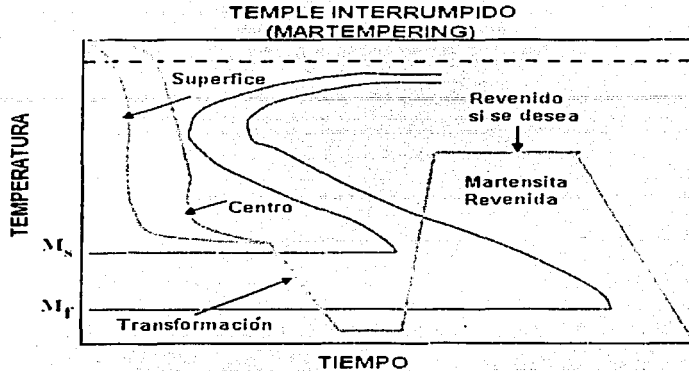


Figura 36. Tratamiento térmico de un temple interrumpido, en un diagrama TTT para un acero eutectoide.

El objetivo del martempering es el de reducir el gradiente térmico entre la superficie y el centro de las partes.

Los esfuerzos residuales desarrollados durante el templeado son reducidos que en aquellos desarrollados durante un temple convencional porque las grandes variaciones térmicas ocurren cuando el acero está sobre la condición austenítica plástica y porque la transformación final y los cambios térmicos ocurren a través de toda la parte aproximadamente al mismo tiempo. El martempering además reduce o elimina susceptiblemente la fragilidad. El temple interrumpido modificado difiere del usual en que la temperatura del baño de temple es más baja justo por debajo de M_s .

El martempering o temple escalonado es usado primariamente para minimizar la distorsión, eliminar fragilidad y minimizar esfuerzos residuales, esto también reduce grandes problemas de contaminación y peligro de incendio siempre y cuando sean usados nitruros más que aceites.

Algunas piezas de acero o grados de acero reaccionando al enfriamiento en aceite pueden ser tratadas por este método suministrando propiedades físicas similares. El enfriamiento severo en soluciones salinas está muy realzado por agitación y adiciones de agua a los baños de sales. Ambas técnicas son particularmente benéficas en los tratamientos térmicos de aceros al carbono que tienen dureza limitada, [16].

Dado que el producto final del temple interrumpido es martensita, debe ser seguido de un revenido, de la misma manera como se hace luego de un temple convencional. Debido a que el enfriamiento es relativamente lento durante el temple interrumpido las secciones gruesas y las delgadas se transforman casi al mismo tiempo. De esta manera, el temple interrumpido minimiza o elimina la distorsión. Cuando la templabilidad del acero es adecuada, este tratamiento provee el mejor control dimensional debido a que las variaciones dimensionales son más uniformes en cada pieza y en todo lote.

Durante el temple interrumpido también se desarrollan tensiones residuales no nocivas, ya que estas son menores que en el temple convencional debido a que las mayores variaciones térmicas aparecen mientras el acero está en condición austenítica plástica. Dado que en el tratamiento modificado se obtienen velocidades de enfriamiento más altas, este se puede emplear en aceros de baja templabilidad a fin de obtener una profundidad suficiente de capa endurecida. Sin embargo, en el proceso modificado aparecen grandes distorsiones en piezas sensibles.

II.6.1. Aceros para martempering.

En general, los aceros aleados son más aptos para temple interrumpido que los aceros al carbono. Cualquier acero que sea templable en aceite puede ser tratado por este método. Los que se usan comúnmente para endurecimiento completo son: SAE 1090, SAE 4130, SAE 5120, SAE 4140, SAE 4640, SAE 5140, SAE 6140, SAE 8640, SAE 8740, SAE 8745.

Los grados de carburación, tales como los SAE 3312, SAE 4620, SAE 5120, SAE 8620, y SAE 9310, también son tratables por temple interrumpido luego de ser carburados.

Para planear un tratamiento térmico de temple interrumpido se necesita conocer las curvas TTT del acero a tratar y, en particular, el intervalo de temperaturas en las que ocurre la transformación martensítica. En la figura 37 se resume dicho intervalo para algunos aceros.

Cuando el contenido de carbono aumenta, el intervalo $M_s - M_f$ se amplía y M_s aparece a temperaturas más bajas. Como también se puede ver en la figura 37, en un acero de triple aleación (Ni-Cr-Mo), $M_s - M_f$ es generalmente más bajo que uno de aleación simple o doble aleante, con un contenido de carbono similar.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

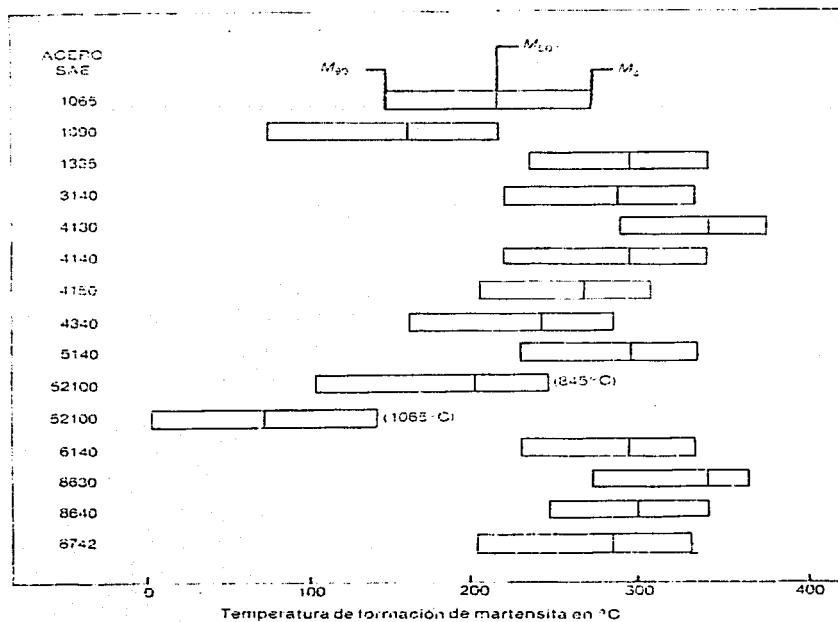


Figura 37. Intervalo Ms-Mf para varios aceros.

II.6.2. Medios para martempering.

Las sales fundidas y los aceites se usan ampliamente en este tipo de tratamiento. Los aceites se emplean por debajo de 200 °C y en algunos casos hasta 220 °C, mientras que las sales se usan en el intervalo entre 200 y 400 °C.

La mezcla de sales más comúnmente usada esta compuesta por:

Nitrato de potasio	50 a 60%
Nitrato de sodio	50 a 30%
Nitrato de sodio	0 a 10%

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

Esta mezcla funde alrededor de 140 °C y se puede usar entre 160 y 540 °C, aunque habitualmente la temperatura de operación es de 175 °C. La potencia enfriante de esta mezcla a 200 °C es aproximadamente igual a la de un aceite convencional de temple agitado. La adición de agua a la sal aumenta la velocidad de enfriamiento, lo que produce valores de dureza más elevados.

La sal para temple interrumpido tiene algunas ventajas sobre los aceites para el mismo uso, tales como: 1) La velocidad de enfriamiento de la sal cambia sólo ligeramente en un rango amplio de temperaturas, 2) la sal retiene su estabilidad química durante su uso, 3) tiene un intervalo de temperaturas amplio en el que puede ser usada, 4) es fácilmente removible de las piezas por lavado, 5) las piezas igualan más rápidamente su temperatura. Su principal desventaja es el peligro de explosiones por incompatibilidad con algunas mezclas de sales que contienen cianuros.

Los aceites para temple interrumpido son compuestos especialmente elaborados para este uso y presentan velocidades de enfriamiento mayores que los aceites convencionales, principalmente en la etapa inicial del temple. Para prolongar la vida de estos aceites, cuando trabajan entre 95 y 230 °C, se mantienen bajo atmósferas protectoras, sean estas reductoras o neutras. El principal deterioro se produce por oxidación, aumentando está con la temperatura. Dicha oxidación causa la formación de lodo, aumenta la acidez y produce el manchado de las piezas.

Pese a estos inconvenientes, estos aceites presentan algunas ventajas importantes respecto de las sales, tales como: 1) se pueden usar a bajas temperaturas, 2) se pueden transvasar a temperatura ambiente, 3) presentan menos pérdidas por arrastre, 4) son compatibles con todas las sales de carburación y de austenización.

Sus limitaciones son: 1) no se pueden emplear a temperaturas superiores a 230 °C, 2) se deteriora durante el uso, 3) requieren de tiempos más largos para la homogeneización de la temperatura, 4) ya sean fríos o calientes, siempre representan un riesgo de incendios.

II.6.3. Variables del proceso.

El éxito del temple interrumpido depende de un estricto control del proceso completo. Es importante que la estructura previa al tratamiento de austenización sea uniforme y que durante el austenizado se emplee atmósfera protectora o sales, ya que las cáscaras de óxido actuarán como una barrera para el temple uniforme en aceite o sal caliente.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

Las variables del proceso que deben controlar son: 1) temperatura de austenización, 2) temperatura del baño de temple, 3) tiempo de permanencia en el baño de temple, 4) contaminación de la sal, 5) agitación, y 6) velocidad de enfriamiento a partir del baño de temple.

La temperatura de austenización es importante debido a que determina el tamaño de grano austenítico, el grado de homogeneización y la solubilización de carburos, ya que éstos afectan la temperatura M_s , lo que es importante para establecer el procedimiento de temple interrumpido. En la mayoría de los casos, la temperatura de austenización para temple interrumpido será la misma que para el temple convencional en aceite. Ocasionalmente, los aceros de medio carbono son austenizados a temperaturas más altas para aumentar la dureza del estado templado. En piezas carburadas, el empleo de temperaturas de austenización más bajas conducirán, generalmente, a un mejor control del tamaño de grano durante el tratamiento.

Cuando las piezas se carburan o austenizan en un baño de sal se pueden temprar directamente en un baño de aceite a la temperatura de temple. Si las piezas son austenizadas o carburadas en sales que contengan cianuros no se pueden temprar directamente en sal, debido a que se producen explosiones cuando se mezcla.

Para evitarlo se usa uno de los dos procedimientos siguientes:

1. Enfriar en agua desde el baño de carburación, lavar y austenizar en un baño de cloruro y luego hacer el temple interrumpido.
2. Pasar las piezas del baño de cianuro a un baño de cloruros a la misma temperatura para enjuagarlas y luego seguir con el temple interrumpido.

Debido a que el objetivo de temple interrumpido es desarrollar una estructura martensítica con bajas tensiones térmicas y bajas tensiones de transformación, no se necesita mantener el acero en el baño de temple un tiempo excesivo. Tiempos demasiado largos bajan la dureza final debido a que permiten la formación de bainita a la par que estabilizan la austenita en aceros de moderada aleación.

La agitación de una sal o aceite de temple aumenta considerablemente la dureza obtenible para una sección dada, en comparación con la que produce un temple quieto. En algunos casos, el enfriamiento rápido producido por una agitación demasiado rigurosa aumenta la distorsión. Así, una agitación débil se usa a menudo para obtener el mínimo de distorsión con algo de sacrificio de dureza.

Habitualmente, el enfriamiento a partir del baño de temple se hace por enfriamiento en aire quieto para evitar grandes diferencias en temperaturas entre la superficie y el interior de la pieza. Los grandes gradientes térmicos y una desigual distribución de tensiones que aumentan la distorsión, [8].

II.7. Templabilidad.

Se define templabilidad como la aptitud de los aceros para dejarse penetrar por el temple, la templabilidad se refiere únicamente a la facilidad de penetración por temple y no a las características obtenidas con él. Los aceros de bajo carbono tienen baja templabilidad, sólo muy altas velocidades de enfriamiento permiten que toda la austenita se transforme en martensita. Los aceros aleados tienen una alta templabilidad aun el enfriamiento al aire produce martensita. La templabilidad no se refiere a la dureza del acero. Un acero de bajo carbono y alta aleación puede formar martensita muy fácilmente, pero debido al bajo contenido de carbono, la martensita no es dura.

Se dice que un acero tiene alta templabilidad si hay un disco grueso de martensita en su entorno. Si un acero tiene mayor templabilidad que otro será mayor el anillo de martensita formado en el primero en las mismas condiciones de temple. Esto no tiene relación con el grado de dureza (número de dureza) que adquiera sino con la penetración del temple [8], figura 38.

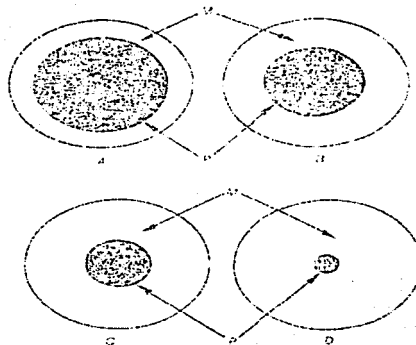


Figura 38. Comparación de templabilidad de cuatro aceros. La templabilidad es creciente de A a D.

La templabilidad del acero está afectada por varios factores.

- El tamaño de grano austenítico. Ya que la perlita se comienza a formar en los límites de grano de la austenita, una austenita de grano fino formará perlita más rápidamente que una de grano grueso. Es decir, Los aceros de grano grueso tienen mayor templabilidad que los de grano fino, para la misma composición del acero.
- La homogeneidad de la austenita. Si la austenita no es homogénea en composición, la formación de perlita será acelerada, es decir, temperaturas de austenización más elevadas que den grano más grande y austenita más homogénea, producirá mayor templabilidad.
- Composición del acero.
- Los aleantes, al disolverse en la austenita, disminuyen la velocidad de migración de perlita, por lo que aumenta la templabilidad de los aceros.
- Influyen en la templabilidad, principalmente los elementos aleados y el tamaño de grano.
- Los elementos que más favorecen la penetración del temple, o sea, la templabilidad, son el magnesio, el molibdeno y el cromo.
- También el aumento del tamaño de grano aumenta la templabilidad, [14].

Todos los elementos de aleación en los aceros desplazan los diagramas TTT y CCT a periodos o tiempos más largos, lo que permite obtener totalmente martensita aún en secciones gruesas con bajas velocidades de enfriamiento.

Cuando se añaden al acero elementos de aleación como el magnesio, se modifica el diagrama de fase binario Fe-Fe₃C. Primero, los elementos de aleación reducen el contenido de carbono al cual ocurre la reacción eutectoide. Los elementos de aleación también cambian las temperaturas A₁, A₃ y A_{cm}. En consecuencia, una temperatura de austenización que puede ser satisfactoria para un acero de bajo carbono no funciona para un acero aleado, [4].

II.7.1. Curvas de templabilidad.

El método más ampliamente utilizado para determinar la templabilidad es la prueba o ensayo de templabilidad por enfriamiento de la punta o prueba Jominy, figura 39.

La prueba ha sido estandarizada por la ASTM, la SAE y la AISI.

Este es un dispositivo para suspenderse la probeta verticalmente, de manera que su extremo inferior esté a una altura de 12.5 mm sobre el extremo del tubo del dispositivo de temple.

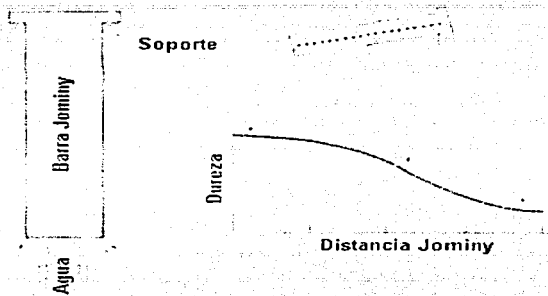


Figura 39. Muestra esquemática del ensayo Jominy y su gráfica de templabilidad.

Al llevarse a cabo esta prueba, una muestra de 25 mm (1 pulgada), de diámetro y 100 mm (4 pulgadas), de largo diseñada de tal manera que pueda suspenderse en posición vertical, a fin de templarla en su extremo inferior. La probeta debe maquinarse a partir de una barra, con tratamiento térmico de normalización.

Se coloca la probeta en un horno, el cual debe estar a la temperatura específica de austenización según el acero que se esté probando, y se mantiene a esta temperatura durante un tiempo de 30 a 35 minutos, sin que exista un efecto apreciable en los resultados. Después se saca del horno y se coloca la probeta caliente en el soporte de manera que su cara inferior quede a 12.5 mm arriba del orificio y se permite el flujo del agua, mediante una válvula de apertura rápida. El tiempo transcurrido entre la remoción de la probeta del horno y el comienzo del temple debe ser como máximo 5 segundos. Se dirige el chorro de agua, a una temperatura entre 5 y 30 °C, contra la cara inferior de la probeta, durante 10 minutos como mínimo. En la medida de lo posible, deben evitarse corrientes de aire alrededor de la probeta, durante su enfriamiento. Si la probeta no está fría cuando se la quita del dispositivo, debe enfriarse inmediatamente en agua.

Las mediciones de dureza se efectúan en la escala Rockwell C; la primera indentación se realiza a 1.5 mm del extremo templado y las distancias sucesivas entre los ocho primeros puntos de medición serán de dos milímetros, los demás puntos se deben espaciar, en general 5 mm. Se recomienda un dispositivo para

sujetar la prueba y asegurar exactitud en las determinaciones. Hay varios tipos adecuados para este propósito. No se debe apoyar la probeta en un bloque en V.

Las determinaciones de dureza se deben efectuar en superficies planas y paralelas, rectificadas a lo largo de la probeta. Se debe esmerilar las superficies a una profundidad mínima de 0.4 mm. Los resultados de la probeta son graficados en forma que las ordenadas representen valores de dureza Rockwell en escala C y las abscisas representan la distancia del extremo templado de la probeta a los puntos de las determinaciones de la dureza.

La templabilidad de un acero se especifica mediante una clave que indica la distancia o distancias a partir del extremo templado de la probeta dentro de las cuales debe obtenerse la dureza especificada. Por ejemplo, un acero aleado que contenga 0.44% de carbono podría especificarse con una templabilidad de J50 - 10, lo que significa que el requisito mínimo para este acero sería una dureza de 50 R_c a una distancia de 10 mm del extremo templado. Si se desean los límites mínimos, el índice de templabilidad podrían especificarse como J50 - 5 a 20.

Los resultados se expresan como una curva de dureza contra distancia desde el extremo templado, figura 40. Cada punto sobre la pieza sometida sobre ensayo Jominy, templada en una forma estándar, representa cierta velocidad de enfriamiento y, como se supone que la conductividad térmica es la misma para todos los aceros, esta velocidad de enfriamiento es la misma para determinada posición sobre la pieza de ensayo, sin importar la composición del acero del cual está hecha la pieza de ensayo. De esta manera, cada muestra se somete a una serie de velocidades de enfriamiento, variando continuamente desde muy rápidas en el extremo templado hasta muy lentas, en el enfriamiento por aire.

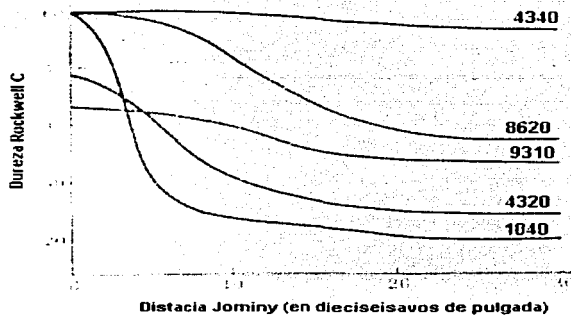


Figura 40. Curvas de Templabilidad para varios aceros.

Prácticamente cualquier acero se transforma en martensita en el extremo templado al agua. De modo que la dureza a una distancia Jominy cero está determinada sólo por el contenido de carbono del acero. A mayores distancias Jominy, las velocidades de enfriamiento son menores y existe la posibilidad de que se formen bainita o perlita en lugar de martensita. Un acero de aleación con alta templabilidad mantiene una curva de templabilidad más bien plana; un acero de bajo contenido tiene una curva que declinará rápidamente, [4].

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

III. Medios de enfriamiento.

Cabe mencionar que en dichos tratamientos térmicos, los medios de enfriamiento, como son: el agua, sales, aceites, etcétera, son los encargados de otorgar las propiedades óptimas requeridas, y han sido utilizados desde la antigüedad a pesar de que algunos de ellos provocan serios problemas tanto en los productos como en el medio ambiente, durante el proceso y posterior a él. Estos pueden ser incendios, emisión de gases tóxicos, la fragilidad del material, cambios de dimensionalidad en las piezas (distorsión), con la desventaja que en muchos de los casos su utilización se ve altamente restringida por no poder recuperarlos, ni reciclarlos, lo que conlleva a un daño ambiental irreversible.

La velocidad de enfriamiento de un objeto depende de muchas cosas. El tamaño, composición y la temperatura inicial de la parte y las propiedades finales de las partes son los factores para seleccionar el medio de temple. Un medio de temple debe enfriar el metal a una velocidad muy rápida, para obtener los resultados deseados.

La masa afecta al temple, esto es si la masa se incrementa, el tiempo requerido para completar el enfriamiento también se incrementa. Cada parte a través de la misma pieza. Estos contienen hoyos o huecos que se enfrían más rápidamente que los objetos sólidos. La composición del metal determina la máxima velocidad de enfriamiento sin peligro de fragilidad o inestabilidad dimensional (distorsión).

La velocidad de enfriamiento crítica cambia por esta situación es importante la elección del medio de temple.

La velocidad de enfriamiento varía con su temperatura. Sin embargo para tener resultados uniformes se debe mantener la temperatura con sus límites prescritos. La absorción de calor por el medio de temple también depende de una agitación o circulación del líquido o el movimiento de la parte; la agitación del líquido rompe la formación de vapor entre la pieza y el líquido; [16].

III.1. Agua.

El agua y las soluciones acuosas son los medios de temple más baratos y son usados en los temples en los que las piezas no se distorsionan excesivamente y no sé fisuran al ser templadas. Como medio de temple, el agua se aproxima a la velocidad de enfriamiento máxima alcanzada por un líquido.

Sus ventajas son:

- Es barato.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

- Se obtiene fácilmente sin problemas de contaminación o de peligro para la salud.
- Es un medio efectivo para fragmentar las costras de óxidos de la superficie de las piezas de acero que son templadas a partir de hornos que no poseen atmósferas protectoras.

Las desventajas del agua como medio de temple son:

- La velocidad de enfriamiento rápido persiste en la parte más baja del rango de temperaturas donde generalmente ocurre distorsión y fisuras. Consecuentemente, el agua se emplea para templar piezas sencillas en aceros de baja templabilidad como son los aceros al carbono y de baja aleación.
- Al utilizar agua la formación de la cubierta de vapor (etapa A de la curva de la figura 30) puede ser prolongada. Esta prolongación, que varía con la complejidad de la parte a ser templada, provoca el atrapamiento de vapor y resulta un endurecimiento disperejo y una distribución desfavorable de tensiones que pueden causar distorsión o fisuras.
- El temple en agua en piezas de acero puede provocar una rápida oxidación de las piezas luego de ser templadas a menos que se las recubra con una cubierta protectora.
- Para obtener resultados reproducibles es necesario controlar la temperatura, la agitación y la contaminación.

III.1.1. Temperatura.

El agua a una temperatura entre 12 y 25°C, puede proveer una velocidad de temple uniforme y con resultados reproducibles. Como se indica en la figura 41. Sin embargo, el temple en agua disminuye rápidamente cuando la temperatura del agua aumenta, debido a que el punto de ebullición esta próximo y su acción enfriante se aproxima a la del vapor, figura 41.

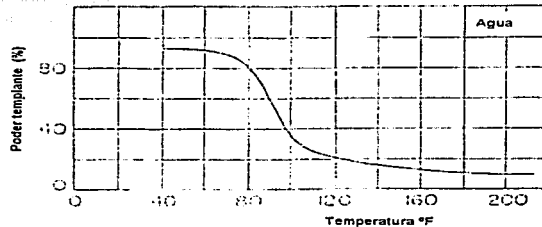


Figura 41. Variación del poder templante del agua con la temperatura.

III.1.2. Agitación.

La agitación es importante en un temple en agua debido a que se dispersan las burbujas de vapor formadas sobre las piezas y las porciones más frías de agua alcanzan las piezas a tratar.

III.1.3. Contaminación.

La contaminación del agua de los baños de temple por sales disueltas aumenta la velocidad de enfriamiento debido a que las sales reducen efectivamente la duración de la capa envolvente de vapor. Sin embargo, contaminantes tales como jabón, algas, arcillas y emolientes, reducen la velocidad de enfriamiento por atrapamiento de la película de vapor así evitan que el agua más fría se ponga en contacto con las piezas para producir resultados uniformes. Sales insolubles que son llevadas desde el baño de sales al baño de temple pueden interferir con la operación del sistema de bombeo si está cerrado, o reducir el volumen disponible de agua en el temple. Una renovación y un reemplazo del agua de temple son por lo tanto recomendables.

III.2. Salmuera.

El termino salmuera se aplica a soluciones acuosas, conteniendo porcentajes de sales como $CaCl_2$, $NaCl$, junto con aditivos especiales e inhibidores de corrosión. Las salmueras presentan las siguientes ventajas sobre el agua y aún sobre el aceite:

- La velocidad de enfriamiento es más alta que la del agua para el mismo grado de agitación y se requiere menor agitación para una dada velocidad de enfriamiento.
- Las temperaturas son menos críticas que en el agua y por lo tanto requiere menos control.
- La posibilidad de puntos blandos en las zonas de formación de bolsas de vapor es menor que en el temple en agua.
- La distorsión es menos severa que en el temple en agua.
- El uso de intercambiadores de calor es menos frecuente en los baños de salmuera que en los baños de temple en agua o aceite. Las desventajas en los baños de temple en salmuera no hacen que se descarte el uso, debido a que el temple en salmuera sea empleado solamente cuando el aceite o el agua no producen resultados deseables.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

Algunas desventajas son:

- La naturaleza corrosiva de la salmuera requiere que para que el equipo de temple tenga una vida razonable, el tanque de temple, las bombas, los transportadores y otras partes en constante contacto con la solución de salmuera deban ser protegidos de la corrosión por alguno de los métodos habituales de prevención de la corrosión o construyéndolos de materiales especiales.
- Un sombrero se hace necesario para desalojar los humos corrosivos de los baños de salmuera y proteger la maquinaria y el equipo delicado del ataque.
- El costo es superior al agua principalmente debido a la necesidad de controlar las soluciones.
- Accidentes tales como quemaduras o intoxicación aumentan cuando se usan soluciones que contengan hidróxido de sodio o ciertos aditivos.

III.2.1. Velocidad de enfriamiento.

A 20°C y a velocidades de movimiento de 3 pies/seg, una solución que contenga 5% en peso de hidróxido de sodio puede enfriar la superficie de un cilindro de ½ pulgada de longitud, desde 870 a 200°C en 0.35 segundos bajo las mismas condiciones una solución al 5% de cloruro de sodio requiere 1.2 segundos sin embargo la solución de ClNa es más segura, menos costosa y más fácilmente manejable que la solución de NaOH y puede ser preferida aun cuando tenga velocidades de enfriamiento más rápidas y sean menos corrosivas. Soluciones de Cl₂Ca en un rango de 5 a 20% en peso proveen velocidades de enfriamiento similares a las soluciones de ClNa.

Las velocidades de enfriamiento del sulfúrico y del clorhídrico en soluciones para todas las concentraciones, son considerablemente más bajas que para las de salmuera, mientras que la velocidad de enfriamiento de una solución de carbonato de sodio al 10% es solo ligeramente inferior a la del cloruro de calcio y cloruro de sodio, tabla 6.

Como se puede observar en la tabla 6 se comparan las velocidades de enfriamiento de salmueras, soluciones alcalinas o ácidas de distintas concentraciones respecto a la velocidad de enfriamiento del agua pura. Se ha comprobado que una solución al 9% en peso de cloruro de sodio es una solución más eficaz para el temple, [12].

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

Medio de temple	% en peso	Velocidad de enfriamiento en °C/seg.
Hidróxido de sodio	2.5	178.35
Hidróxido de sodio	5.0	183.89
Hidróxido de sodio	11.5	183.89
Hidróxido de sodio	16.5	189.44
Cloruro de sodio	5.0	153.33
Cloruro de sodio	10.0	178.35
Cloruro de calcio	5.0	153.33
Cloruro de calcio	10.0	176.65
Cloruro de calcio	20.0	153.33
Carbonato de calcio	10.0	153.33
Acido clorhídrico	5.0	133.89
Acido clorhídrico	10.0	133.89
Acido clorhídrico	20.0	78.33
Acido clorhídrico	36.0	33.89
Acido sulfúrico	5 al 20	125.55 a 133.89
Acido sulfúrico	30.0	76.65
Acido sulfúrico	95.0	58.89
Agua	---	83.89 a 103.33

Tabla 6. Velocidades de enfriamiento en el centro de una barra cilíndrica de acero 1095 templado en varias soluciones. Se utilizaron cilindros de ½ pulgada de diámetro y una temperatura de temple de la solución de 20°C, [12].

III.2.2. Temperatura.

Pequeñas variaciones en la temperatura de las soluciones de salmuera no afectan el poder enfriante de ellas. Aunque tales soluciones pueden ser utilizadas a temperaturas próximas a la de ebullición del agua, poseen un máximo poder enfriante alrededor de los 20°C.

III.2.3. Contaminación.

No se puede obtener la máxima capacidad de temple en soluciones de salmuera, sino se mantiene la concentración y la pureza de la solución. Los baños de salmuera se estropean con algunos contaminantes como cianuros, cáscaras y otras sales que pueden llevarse en la austenización. Por ello el lodo y las cáscaras deben quitarse periódicamente debido a que actúan taponando las bombas y los sistemas de recirculación, reduciendo el volumen y la velocidad de

enfriamiento de los baños de temple de salmuera. El agua reduce la potencia de la solución y el poder de temple de un baño de temple en salmuera. Las sales no deben usarse para temple de piezas a partir de baños de cianuro, debido al peligro de salpicaduras explosivas que pueden causar quemaduras e introducir cianuros venenosos en la corriente sanguínea.

III.3. Aceite de temple.

Los aceites discutidos aquí son de dos tipos:

Aceites convencionales y aceites rápidos. Un aceite de temple convencional es un aceite mineral, algunas veces contienen antioxidantes, sin embargo no contiene aditivos que alteran sus características de enfriamiento. Los aceites convencionales son fracciones producidas por la destilación de petróleos crudos y seleccionados por sus viscosidades de alrededor de 100 a 110 SUS a 40 °C. Los aceites de temple rápidos son porciones de más baja viscosidad entre 50 y 110 SUS a 40 °C y contienen aditivos desarrollados especialmente, cuyo efecto sobre las características de enfriamiento del aceite es proveer una velocidad de enfriamiento más rápida, figura 42.

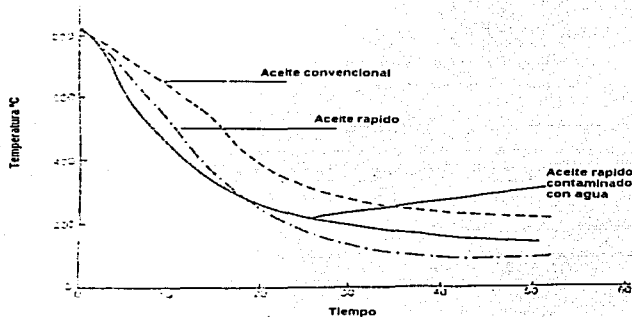


Figura 42. Curvas de enfriamiento para aceites. (ASM, 1989)

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

III.3.1. Operación y control.

Sin considerar que un aceite sea convencional (sin aditivos) o rápido (que contenga aditivos), ambos deberán tener estabilidad térmica para resistir la degradación, la oxidación y la formación de lodos. Por costumbre se han seleccionado aceites que contengan punto de inflamación mínimo, alrededor de 170°C. Si la temperatura del baño se mantiene por debajo de 65°C, el punto de inflamación no es primordial importancia. Aparte de la viscosidad, cualquier aceite podrá evaporarse en alguna extensión cuando piezas de acero calientes entran al baño. El aceite salpicará hasta que el acero ha sido completamente sumergido y el aceite vaporizado puede ser considerado por el aceite más frío que lo rodea. Un baño de temple no prenderá fuego a menos que la temperatura de la superficie del aceite alcance el punto de inflamación.

III.3.2. Viscosidad.

La viscosidad es importante en los aceites convencionales debido a su efecto sobre las características enfriantes. En la mayor parte de los aceites rápidos más caros, un aumento en el arrastre por aumento de la viscosidad puede ser un factor importante desde el punto de vista económico. Cuando aumenta la temperatura, la viscosidad disminuye rápidamente y se pueden disminuir las diferencias en viscosidad de dos aceites. Por ejemplo, dos aceites de 85 y 200 SUS a 370°C, tiene una viscosidad de 50 y 77 SUS a 650°C respectivamente, figura 43. Las pérdidas por arrastre dependen de la viscosidad del aceite y las temperaturas de las piezas cuando se retiran del baño. En muchas aplicaciones es deseable quitar las piezas a la temperatura más baja posible. Sin embargo el control de la viscosidad es importante para minimizar las pérdidas por arrastre.

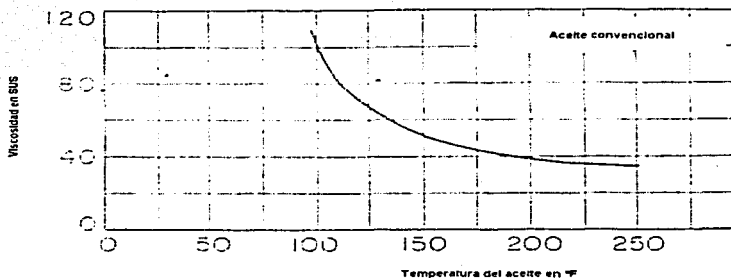


Figura 43. Variación de la viscosidad de un aceite convencional respecto a la temperatura. (ASM, 1989).

III.3.3. Temperatura optima.

La temperatura optima puede ser mantenida en un baño de temple en aceite, puede ser influenciada por varios factores, además de las pérdidas por arrastre. Algunos de estos factores son:

- El punto de inflamación del aceite.
- Requerimientos de limpieza.
- Control de distorsión y cargas de temple. (masa contra área)
- Requerimientos de dureza.

El punto de inflamación indica el límite máximo de temperatura de operación, (esto no es el límite superior de seguridad), para un aceite de temple. Por razones de seguridad es generalmente admitido tener una temperatura previa al templado de 650°C por debajo del punto de inflamación del aceite de temple. Sin embargo, el peligro de incendio debe ser considerado cuando la temperatura del baño se aproxima al punto de inflamación.

Las piezas con relación grande de área y volumen, aumentan el riesgo de incendio y requieren temperaturas menores en el aceite de temple. Sin embargo, bajar la temperatura del aceite de temple por debajo de 600°C, no sería útil. Si el acero no se endurece adecuadamente por temple será necesario usar un aceite de temple que tenga una velocidad de enfriamiento más rápida, similar a la de un aceite rápido.

III.4. Emulsiones de agua y aceite.

Las emulsiones de agua y aceites solubles, combinan las peores características del agua y de los aceites de temple. Una emulsión consiste en 10% de aceite soluble y 90% de agua muestran en el comienzo del ciclo de temple envolturas de vapor masivas. Así, a más alta temperatura del baño, la severidad del temple inicial es disminuida por debajo de la de un aceite convencional. El enfriamiento en la etapa posterior es esencialmente el mismo que en el agua y en las emulsiones que contienen 90% de aceite soluble y 10% de agua, las velocidades de enfriamiento en la parte más baja de la curva son más bajas que en aceite convencional. Por estas razones, las emulsiones de aceite y agua son generalmente inferiores a cualquier otro medio de temple.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

III.5. Soluciones acuosas de polímeros.

El agua es sin lugar a dudas el medio de temple más ampliamente usado, por la facilidad de su obtención, porque no es tóxico y porque es fácil deshacerse de él sin grandes problemas ecológicos. Por otro lado tiene el inconveniente de ser un templante muy enérgico y es capaz de producir distorsión, fisuras y puntos blandos. Los aceites, que siguen en importancia al agua como medios de temple, tienen como desventajas poca variación en las velocidades de enfriamiento, peligro de incendios, emisión de humos, problemas de lavado luego del temple y de eliminación tanto de aceites que ya no pueden recuperarse como de solventes de lavado. Existen muchas otras aplicaciones en donde se requiere velocidades intermedias entre el agua y el aceite a fin de asegurar que no hay fisuración pero que permiten alcanzar la velocidad crítica del temple. Con este fin se empleó, como primer momento, las soluciones acuosas de polímeros, aunque otra de las razones que motivaron el uso de polímeros fue tener velocidades de temple similares al aceite sin peligro de incendios. Las soluciones acuosas de polímeros han sido empleadas desde más de 30 años. Sin embargo hasta hace poco tiempo no se entendía como emplear adecuadamente los diferentes tipos de soluciones poliméricas, [24].

III.5.1. Soluciones acuosas de alcohol polivinílico.

Las soluciones diluidas de alcohol polivinílico son usadas para aquellas aplicaciones en las que se desea un temple que tenga un gran potencial enfriante, mayor que el más rápido de los aceites, pero menor que el agua o la salmuera.

III.5.2. Características de enfriamiento.

Como esta indicado en la figura 44, ligeras variaciones en concentración de la solución, producen cambios marcados en las características de enfriamiento de las soluciones de alcohol polivinílico. A concentraciones menores que el 0.01% las características de enfriamiento de las soluciones de alcohol polivinílico se aproximan a las del agua. Con tan pequeñas concentraciones, es necesario un control cuidadoso. El control es complicado por el hecho de que las piezas templadas se recubren con una delgada capa de alcohol polivinílico y esto reduce la concentración del baño, [11].

El efecto de la temperatura sobre las características enfriantes de las soluciones de alcohol polivinílico es mostrado en la figura 45. Estas curvas son obtenidas en temple quieto. El efecto de la temperatura se reduce por agitación de la solución.

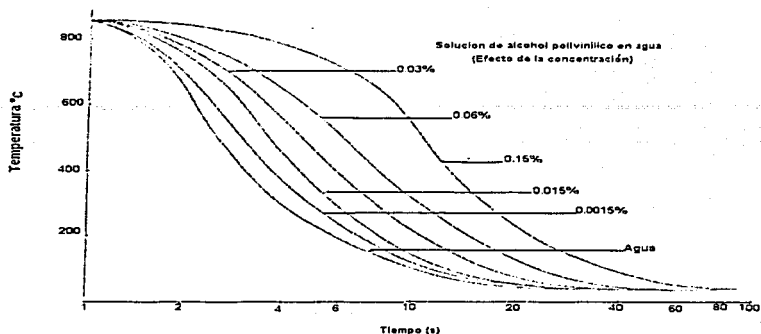


Figura 44. Efecto de la concentración sobre las curvas de enfriamiento para soluciones acuosas de alcohol polivinílico.

Tal vez, por similitud con el aceite se intentó espesar el agua y debido a su efecto espesante y su resistencia al ataque bacteriano se empleó polivinil alcohol (PVA). Sin embargo, el polivinil alcohol se degrada en el uso y sus propiedades enfriantes cambian mucho con la concentración. Las soluciones acuosas de PVA han sido mejoradas por el agregado de 8 a 12% de trietanolamina y 0.2 a 0.8% de la amina del ácido dinitrobenzoico, el que reduce las espumas y disminuye la degradación bacteriana tanto durante su uso como cuando están almacenadas. También se empleó el agregado de etilenglicol lo que reduce el depósito de una película indeseable sobre la superficie de las piezas.

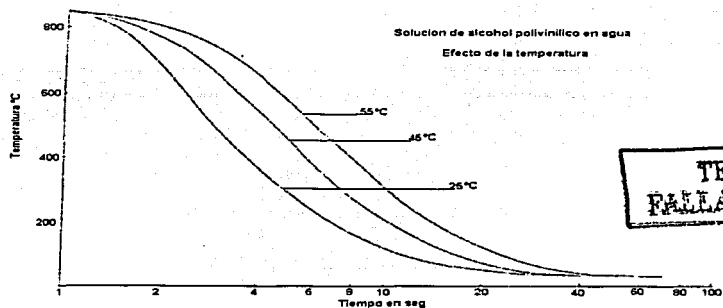


Figura 45. Efecto de la temperatura sobre las curvas de enfriamiento para soluciones acuosas de alcohol polivinílico.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

La solución acuosa polimérica más empleada hasta la aparición de los nuevos polímeros ha sido las de (PAG) polialkilenglicol.

III.5.3. Terminología en polímeros.

Un polímero es una molécula larga formada por la repetición de una unidad química pequeña y sencilla, llamada monómero. La síntesis de un polímero, tal como el poliacrilato de sodio (PSA) a partir del monómero acrilato de sodio esta ilustrado en la figura 46.

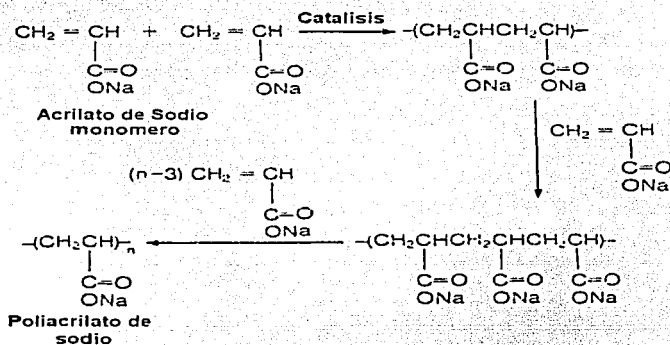


Figura 46. Síntesis del poliacrilato de sodio a partir de un monómero acrilato de sodio.

Otros polímeros importantes, usados industrialmente en el temple, tales como el polivinilpirrolidona (PVP), el polietil oxazolina (PEOX) y el polialkilenglicol (PAG), están mostrados en la figura 47.

El poliacrilato de sodio es un homopolímero, por que esta formado por sólo un monómero. Si se sintetiza un polímero a partir de más de un monómero se le da el nombre de copolímero. El polialkilenglicol, como se muestra en la figura 47 es un copolímero dado que se forma por dos monómeros distintos: El óxido de etileno y el óxido de propileno.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

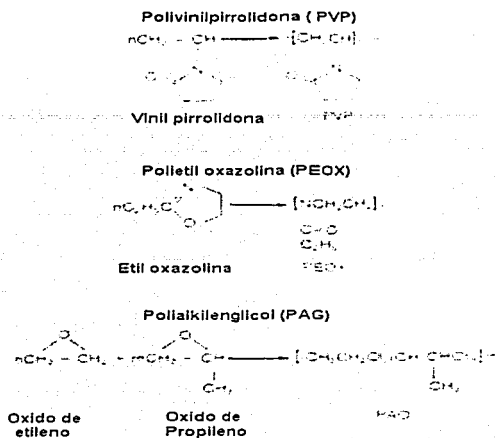


Figura 47. Síntesis de varios polímeros empleados como plantillas.

III.5.4. Solubilidad inversa.

Los polímeros se disuelven en agua por solvatación de sus cadenas poliméricas a través de interacciones por puentes de hidrógeno. Así, para que un polímero sea capaz de disolverse en agua, produciendo una solución acuosa del polímero, es esencial que el polímero sea capaz de formar puentes de hidrógeno con el agua. Algunos polímeros sufren una separación de fases cuando se incrementa la temperatura de la solución. Por ello a una temperatura determinada la energía térmica del sistema se vuelve mayor que la energía de las uniones de hidrógeno.

Cuando esto ocurre, el polímero pierde su solubilidad en agua y la cadena se enrolla sobre sí misma. Así el sistema presenta dos fases: una de polímero con algo de agua y otra de agua con algo de polímero. La temperatura a la cual se produce esta separación recibe el nombre de temperatura de separación o punto de niebla, figura 48.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

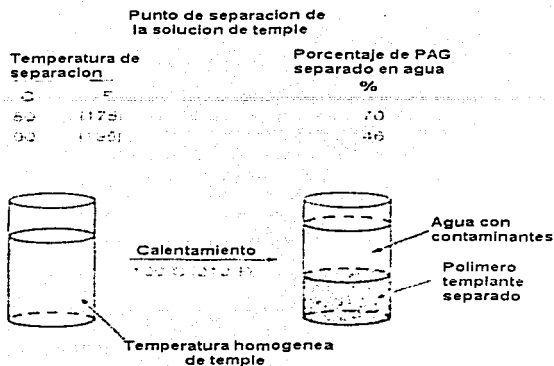


Figura 48. Punto de niebla del templante PAG.

El PAG se separa como un hidrato a temperaturas superiores al punto de niebla. El contenido en agua, que depende del grado de hidratación depende de la proporción del óxido de etileno respecto al de propileno en la estructura y de la temperatura, y también la proporción de ambos monómeros, produce distintas temperaturas de separación. Por ejemplo, la temperatura disminuye cuando aumenta la proporción de óxido de propileno. Los dos polímeros que muestran esta separación con la temperatura son el polietiloxazolina (PEOX) y el PAG. Se ha demostrado que el pH de la solución modifica el punto de niebla y este a su vez afecta la dependencia de la viscosidad con la temperatura y el poder templante del medio, por lo que se requiere que las variaciones del pH sean mínimas, figura 49.

Por otro lado, el punto de niebla es muy importante ya que permite purificar los baños de temple a bajas temperaturas es posible filtrar las soluciones acuosas a fin de eliminar las impurezas arrastradas en el temple, tales como cáscaras de óxidos. Elevando la temperatura es posible la separación del agua, la que arrastra con ella contaminantes tales como sales, y así el polímero libre de impurezas puede ser rediluido con agua fresca, lo permite descartar sin problemas el agua y recuperar el polímero.

**TESIS CON
FALLA DE ORIGEN**

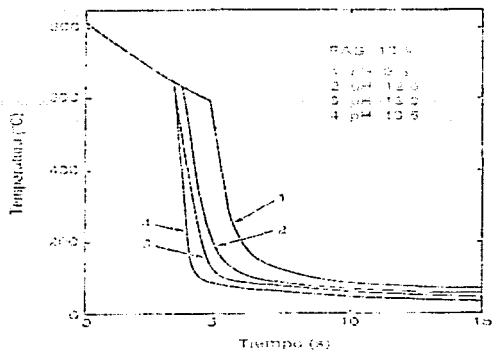


Figura 49. Efecto del pH sobre las curvas de enfriamiento de PAG.

III.5.5. Efecto de la estructura del polímero.

La figura 50 muestra esquemáticamente las curvas de enfriamiento para PAG, PVP, PEOX y PSA. Todas han sido registradas sin agitación en soluciones acuosas del 20%.

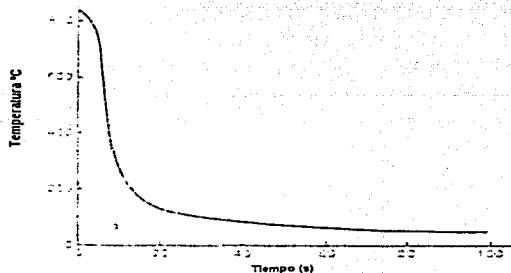


Figura 50. a) Curva de enfriamiento PAG.

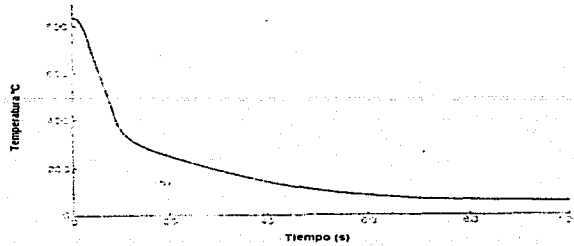


Figura 50. b) Curva de enfriamiento PVP.

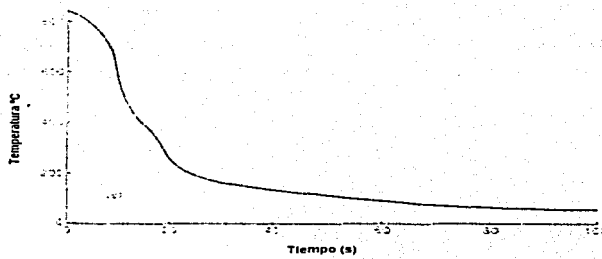


Figura 50. c) Curva de enfriamiento PEOX.

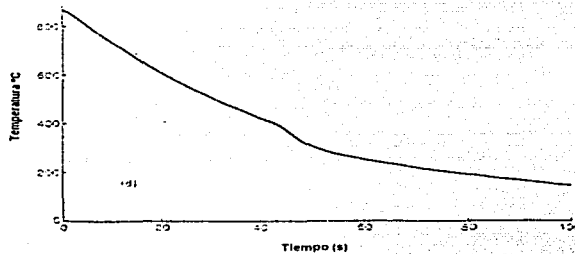


Figura 50. d) Curva de enfriamiento PSA.

Todos los polímeros considerados forman una envoltura de vapor entorno a la pieza durante la etapa A. Dicha envoltura se rompe por un proceso que no es el de nucleación de la ebullición, como sucede con los otros medios de temple tradicionales discutidos, [24].

Por ejemplo en PSA y PVP se produce por la pérdida de resistencia debido al enfriamiento. Así, el PSA parece sufrir una ruptura con menores fisuras de la evolvente que el PVP. En el caso del PEOX, la evolvente se rompe por una precipitación parcial del polímero, y el aspecto nebuloso de la solución se debe a la insolubilidad del polímero por encima del punto de niebla. El PAG no presenta una evolvente continua, ni ruptura de la evolvente, tal vez debido a su más bajo peso molecular. Cuando se sigue enfriando, las películas de PVP y PSA se colapsan y permanecen sobre la pieza. En el caso del PEOX hay una disolución parcial a medida que la temperatura baja por debajo del punto de niebla y en el caso de PAG la disolución es completa por debajo de dichas temperaturas. Así, la resistencia de la película de polímero es alta para el PVP y el PSA, y es débil para PAG e intermedia para el PEOX.

III.5.6. Purificación de las soluciones.

El hecho que el polímero coagule sobre la pieza hace que la conductividad térmica del polímero en esos momentos sea muy baja y que en el momento de la formación de la martensita produzca un mínimo de tensiones residuales, distorsión y fisuras. Por otro lado este mismo fenómeno permite separar los contaminantes del baño polimérico, así como mantener y purificar el polímero por filtrado a través de membranas microporosas que permiten, según el tamaño del poro, separa el agua limpia o el agua con sales contaminantes y permite recuperar el polímero para nueva y posterior disolución. Otra forma de hacer la purificación de las soluciones acuosas de los polímeros es filtrar la solución para quitarle los precipitados como óxidos, etcétera. Aumentar la temperatura al rango de coagulación y separar por decantación el agua que arrastra consigo las sales contaminantes y el polímero que se deposita al fondo y puede ser luego vuelto a diluir con agua fresca.

III.5.7. Características de enfriamiento de un temple ideal.

El medio de temple ideal deberá exhibir una alta velocidad inicial de temple en la etapa de la cubierta de vapor y en la etapa de enfriamiento por transporte de vapor para sobrepasar, sin tocar la nariz del diagrama TTT y exhibir bajas velocidades a través del rango de temperaturas finales, (etapa de enfriamiento líquida) entre M_s y M_f .

El agua y las emulsiones acuosas tienen las más altas velocidades de temple inicial, sin embargo debido a que estas velocidades persisten a bajas temperaturas, el uso del agua como medio de temple es, en la mayoría de los casos restringida a piezas de forma sencilla y aceros de baja templabilidad.

Con los aceites de temple convencionales la duración de la etapa de la cubierta de vapor es más larga que en la del agua. La velocidad de enfriamiento en la etapa de transporte de vapor es considerablemente menor y la duración de la etapa de transporte líquida es acortada. Así, el poder de temple de tales aceites es menor que la del agua y a menudo inadecuada. Sin embargo, la transición de la etapa de transporte de vapor a la etapa de enfriamiento líquida es más gradual y por esta razón, aceites minerales convencionales producen menos distorsión, al menos en piezas de forma sencilla, tales como bolas o cilindros cortos.

Los aceites de enfriamiento rápido se aproximan más a una alta velocidad de temple inicial, próxima a la del agua, sin sacrificar la ventaja del temple en aceite convencional. Con estos aceites la duración de la etapa de la cubierta de vapor es considerablemente menor que para los aceites convencionales. El enfriamiento en la etapa de transporte de vapor comienza más rápido y dura mas tiempo, y la velocidad de enfriamiento líquida es aproximadamente la misma en estos aceites que en los aceites convencionales, [11].

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

IV. Desarrollo experimental.

La tabla 7 muestra la composición química de los cinco aceros usados en la investigación. Estos aceros fueron seleccionados por ser de uso común en la industria. Acero de bajo carbono 1018, acero para carburación 8620, medio carbono 1045, baja templabilidad, alta templabilidad, medio carbono 4140 y acero para herramienta O1. La composición química fue tomada de la literatura. Los aceros fueron de 1 pulgada de diámetro.

Acero	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	P	S	V	W
1018	0.15- 0.20	0.60- 0.90					0.040	0.050		
1045	0.43- 0.50	0.60- 0.90					0.040	0.050		
8620	0.18- 0.23	0.70- 0.90	0.15- .035	0.40- 0.70	0.40- 0.60	0.15- 0.25	0.035	0.040		
4140	0.38- 0.43	0.75- 1.00	0.15- 0.35		0.80- 1.10	0.15- 0.25	0.035	0.040		
O1	0.85- 1.00	1.00- 1.40	0.10- 0.50		0.40- 0.70				0.30	0.40- 0.60

Tabla 7. Rangos de composición usados en la presente investigación.

El polímero soluble en agua es útil para modificar las características enfriantes del agua. Tomando la consideración de que el agua (líquido polar) puede actuar como disolvente para muchos compuestos iónicos, ya que los iones del agua (soluto) son atraídos electrostáticamente por las moléculas de disolvente polar.

En realidad hay 5 clases de polímeros que tienen importancia comercial; con una adecuada selección, concentración y un control en el procedimiento, los rangos de enfriamiento del agua y el aceite pueden ser alcanzados, estos son:

- ❖ Alcohol polivinílico (PVA)
- ❖ Polialkilenglicol (PAG)
- ❖ Polivinilpirrolidona (PVP)
- ❖ Polietil oxazolína (PEOX)
- ❖ Poliácido de sodio (PSA)

La concentración de cada polímero, se obtuvo con la fórmula de porcentaje de masa:

El porcentaje de masa de un soluto en una solución es 100 veces la masa del soluto dividido por la masa total de la solución.

$$\% = \frac{100W}{W + W_0}$$

-----(1)

TESIS CON
TALLA DE ORIGEN

Donde:

% = porcentaje requerido.

W = resultado del soluto en gr.

W₀ = cantidad del disolvente en gr.

Se realizaron emulsiones de polímeros, con diferentes concentraciones, tabla 8.

Las concentraciones empleadas fueron de 2, 4, 5, 10, 15, 20, y 25% para PSA, PVP, PVA y PEOX.

Para 300 gr. (300 ml) de agua

Polímeros.	Concentración en gramos.							
	2%	4%	5%	6%	10%	15%	20%	25%
PSA								
PVP	6.1225	12.5	15.79	19.15	33.33	52.94	75	100
PEOX								

Para 200 gramos. (200 ml) de agua.

PVA	4.08	8.33	10.52	12.72	22.22	35.3	50	66.66
-----	------	------	-------	-------	-------	------	----	-------

Tabla 8. Concentraciones de emulsiones poliméricas.

Cuatro secciones de 1 pulgada de espesor y longitud fueron empleadas para cada acero. Las muestras fueron calentadas individualmente. El tratamiento de temple se llevo a cabo con y sin agitación, tomando en cuenta las siguientes temperaturas para cada acero con una permanencia de 30 minutos, tabla 9.

Acero	Temperatura de Temple °C
8620	899
O1	815
4140	843
1018	1316
1045	860

Tabla 9. Temperaturas de autenización para diferentes aceros.

Después del tratamiento se realizo un revenido en un rango de 400 a 600 °C, con una permanencia de 60 minutos.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

Datos como la densidad, el volumen, el pH, masa de la emulsión, fueron determinadas. Para el cálculo de la viscosidad se empleo un viscosímetro capilar (viscosímetro de Oswald), para esto se tomaron las siguientes consideraciones:

La dificultad de un fluido para desplazarse sobre una superficie, se evalúa de la forma relativa con respecto al tiempo necesario para desplazar un volumen conocido de este líquido contenido en un recipiente que permita su desplazamiento. Tal es el caso del viscosímetro de Oswald en el cual se mide el tiempo de desplazamiento de otras sustancias a las cuales se les pretende determinar su capacidad de fluidez. La relación Viscosidad, densidad y tiempo para dos fluidos se postula como:

$$\frac{\eta_1}{\eta_2} = \frac{\delta_1 t_1}{\delta_2 t_2} \quad \text{-----(2)}$$

donde:

η_1 = viscosidad del agua a 25 °C, 907,707 Pas.

δ_1 = densidad del agua 0.997 Kg/cm³.

t_1 = tiempo requerido para que el fluido del agua fluya hasta el nivel inferior.

η_2 = viscosidad de la emulsión.

δ_2 = densidad de la emulsión.

t_2 = tiempo requerido para que la emulsión polimérica fluya hasta el nivel inferior.

El viscosímetro presentado en la figura 51, pretende comparar la viscosidad del agua y las emulsiones poliméricas a diferentes concentraciones. Este procedimiento inicia con el llenado del viscosímetro con la emulsión polimérica por el conducto del nivel inferior (10ml), y luego de desplazar el fluido por succión hasta el nivel superior, se mide el tiempo que le toma a una cantidad determinada de la emulsión para pasar a través de un tubo de diámetro pequeño a una presión dada hasta su nivel inferior.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

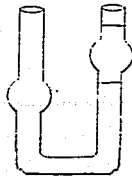


Figura 51. Viscosímetro de Oswald.

Para la obtención de la viscosidad de las soluciones poliméricas se obtuvo de la literatura la viscosidad y densidad del agua y con el viscosímetro de Oswald, el tiempo promedio, tabla 10.

Datos		
	Tiempo	Agua a 25 °C
	1	3,6
	2	3,7
	3	3,5
	4	3,7
	5	3,6
Tiempo total (seg)	15	18,1
Tiempo Promedio (seg)	3	3,62
Viscosidad del agua a 25 °C Pa.s		907707
Poise (gr/cm.s)		0,009077
Densidad agua Kg/m ³		997
Densidad agua gr/cm ³		0,997

Tabla 10. Densidad, viscosidad y tiempo del agua a 25 °C.

Para la determinación de la densidad se utilizo la siguiente formula:

$$\delta = \frac{m}{v} \quad \text{---(3)}$$

donde :

δ = densidad (gr/cm³).

m = masa (gr.).

v = volumen (cm³).

Para la determinación del volumen:

$$v = \pi r^2 h \quad \text{---(4)}$$

donde :

v = volumen (cm³).

r = radio (cm).

h = altura (cm).

$\pi = 3.1416$.

Los datos obtenidos del recipiente utilizado y de la masa de la emulsión son las siguientes, tabla 11:

Diámetro vaso (cm)	volumen / altura	masa al 2%	masa al 4%	masa al 6%
8,5	6,67587875	306,122449	312,5	319,1489362

Tabla 11. Datos obtenidos del recipiente utilizado y la masa de las emulsiones.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

V. Discusión de resultados.

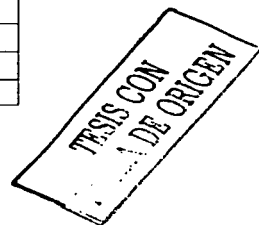
Con el empleo del viscosímetro de Oswald se obtuvieron tiempos promedio y con base en las formulas 1, 2, 3, 4, se obtuvieron los siguientes resultados, tablas 12,13 y 14:

Viscosidad de Oswald			
	2%	4%	6%
Tiempo	PAS	PAS	PAS
1	4,7	5,1	6
2	4,4	5,2	6
3	4,4	5,1	6
4	4,3	15,1	6
5	4,2	5	6
Tiempo total	22	35,5	30
Tiempo promedio	4,4	7,1	6
pH	8	8	8
Altura(cm)	5,3	5,5	5,36
Volumen (cm ³)	35,38215738	36,7173331	35,7827101
Densidad (gr/cm ³)	8,651887609	8,51096671	8,9190823
Viscosidad (poise)	0,115528589	0,18338473	0,13458914

Tabla 12. Resultados obtenidos para emulsiones de PSA.

Viscosidad de Oswald			
Concentración	2%	4%	6%
Tiempo	PVP	PVP	PVP
1	3,9	4,6	6
2	4	5	6
3	3,9	4,9	6
4	4	5	7
5	3,8	5	6
total	19,6	24,5	31
Tiempo promedio	3,92	4,9	6,2
pH	6	6	9
Altura (cm)	5,17	5,3	5,48
Volumen (cm ³)	34,51429314	35,3821574	36,5838156
Densidad (gr/cm ³)	8,869439909	8,83213527	8,72377392
Viscosidad (poise)	0,105513538	0,13133719	0,13603

Tabla 13. Resultados obtenidos para PVP.



Viscosidad de Oswald	
Concentración	4%
Tiempo	PEOX
1	40
2	40
3	40
4	40
5	40
Total	200
Tiempo promedio	40
pH	9
Altura (cm)	5.05
Volumen cm^3	33.71318769
Densidad gr/cm^3	9,269369687
Viscosidad poise	1,125216565

Tabla 14. Resultados obtenidos para emulsiones de PEOX.

Las figuras 52 y 53, muestran las curvas de enfriamiento, y el efecto de la concentración para soluciones acuosas de PVP y PVA. De ellas se puede inferir que mientras se incrementa la concentración, la viscosidad de la emulsión aumenta. Sin embargo, la severidad de temple es menor. Esto nos permite contar con una herramienta importante en el control de las emulsiones acuosas.

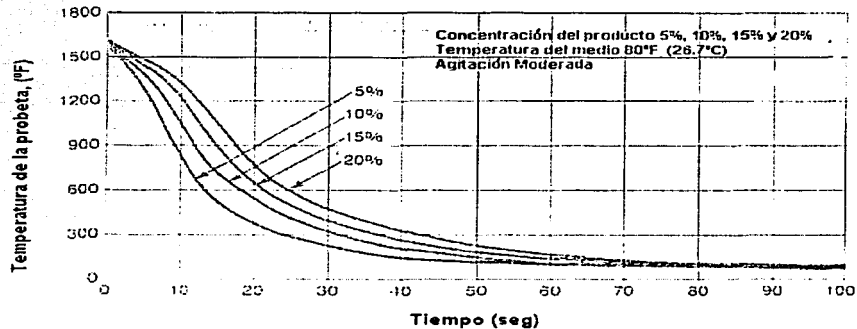


Figura 52. Curva de enfriamiento de PVP con diferentes concentraciones.

TESIS CON
 FALLA DE ORIGEN

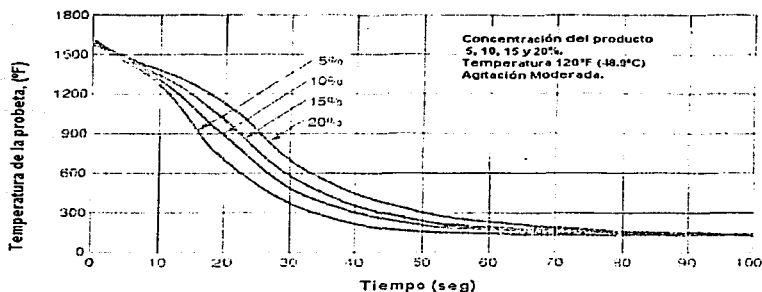


Figura 53. Curva de enfriamiento de PVA con diferentes concentraciones.

Las figuras 54 y 55, muestran las curvas de enfriamiento, y el efecto de la temperatura en emulsiones de PVP y PEOX. La grafica 55 muestra la comparación de un aceite convencional y una emulsión de PEOX, con una concentración de 25%. Los gráficos obtenidos, muestran un incremento en la temperatura, ocasionando con ello una disminución en la severidad de temple.

Con base en los gráficos se determinó que el proceso puede ser controlado si cada una de las variables puede ser modificada, ya que la concentración, temperatura, agitación y el rango de pH, e incluso el peso molecular son factores fundamentales para su implementación.

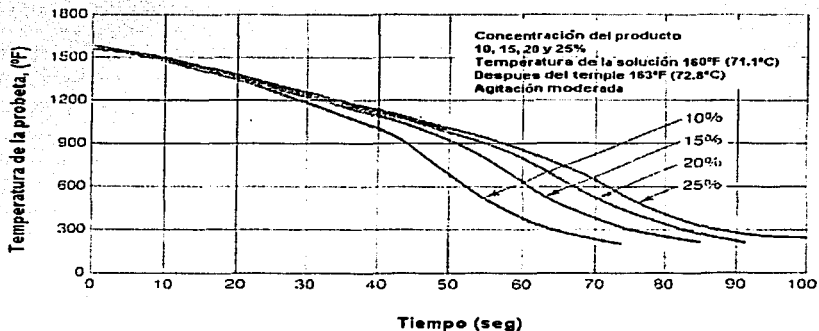


Figura 54. Efecto de la temperatura sobre el porcentaje de enfriamiento para la emulsión de PVP.

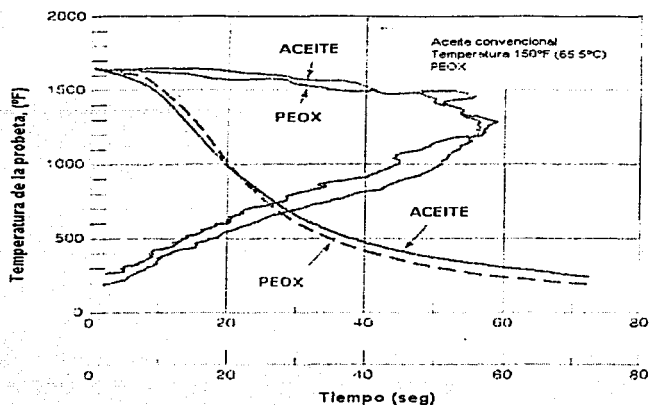


Figura 55. Efecto de la temperatura sobre el porcentaje de enfriamiento para la emulsión de PEOX.

Con base en los resultados de la experimentación, se plantea que las emulsiones que cumplen con los requerimientos, por su capacidad y amplio rango de trabajo y que pueden garantizar en la práctica un óptimo desempeño, son las siguientes:

- ❖ Poliálkilenglicol (PAG)
- ❖ Polivinilpirrolidona (PVP)
- ❖ Polietil oxazolina (PEOX)

En ellas se ha encontrado una gran funcionalidad para los aceros, ya que las propiedades obtenidas son muy similares a las que se obtienen por temple en aceite, teniendo grandes ventajas, el manejo de una amplia gama de variables, la eliminación de riesgos por accidentes sin la formación de residuos que comúnmente dejan los aceites, y con la minimización de los problemas de distorsión y fragilidad.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

CONCLUSIONES.

- ❖ Con base a la metodología de la investigación se propone la utilización de nuevos medios de enfriamiento basados en emulsiones poliméricas, ya que estos garantizan una mejor uniformidad en la pieza tratada; al minimizar los problemas de fragilidad y distorsión.
- ❖ Las emulsiones poliméricas tienen altas velocidades de temple inicial y bajas velocidades a través del rango de temperaturas finales.
- ❖ Reduce costos al eliminar reprocesos, al garantizar una mejor uniformidad.
- ❖ Los polímeros suministran características intermedias de enfriamiento entre el agua y el aceite.
- ❖ Controlando las distintas variables como la viscosidad, la concentración, el pH y la agitación, es posible diversificar las aplicaciones para distintos tipos de aceros.
- ❖ Incrementando la temperatura de la emulsión es posible disminuir la severidad de temple.
- ❖ La efectividad de transferencia de calor se puede controlar incrementando o disminuyendo la viscosidad.
- ❖ Las partes templadas pueden ser revenidas directamente sin previo lavado, sin ocasionar hurrios.
- ❖ Se eliminan problemas como el peligro de incendio, emisión de gases tóxicos, hollín, comunes en aceites de temple, además de que inhibe la corrosión de las piezas tratadas y del equipo empleado.
- ❖ Reduce costos por protección del equipo adicional.
- ❖ El mantenimiento del equipo utilizado disminuye.
- ❖ Se puede recuperar el polímero templante para nueva y posterior disolución.
- ❖ Se puede disponer de diversas técnicas de separación; decantación, calentamiento y membrana de separación, para la separación del polímero.
- ❖ No crea efectos ecológicos negativos, como en el caso de la utilización de cianuros.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

BIBLIOGRAFÍA

- [1] A. BRAND DANIEL. Metallurgy fundamentals. Goodhearted willcox
- [2] Acero NASJ. North American Steel Journal. Vol.II No. 6 1996
- [3] APRAIZ BARREIRO JOSÉ. Tratamiento térmico de los aceros. Dossat, Edic. 8ª
- [4] ASKELAND R. DONALD. La ciencia y la tecnología de los materiales, Iberoamérica
- [5] ATLAS OF TIME TEMPERATURE DIAGRAMS FOR IRONS AND STEELS G.F. VANDER VOORT EDITOR 1991,ASM
- [6] AVNER SYDNEY D. Introducción a la metalurgia física, Mc Graw Hill
- [7] CARL G. JOHNSON, WILLIAM R. WEEKS, Metallurgy, Edit. Reverte,S.A, 1961 pp 389
- [8] D.M.K de GRINBERG. Tratamientos térmicos de aceros y sus practicas de laboratorio, Limusa
- [9] DANIEL A. BRANT, Metallurgy fundamentals, Goodheart - willcox
- [10] E. REED HILL. Principios de metalurgia física.
- [11] ED. HOWARD AND E. BOYER, Quenching and control of distortion. International Metals park Ohio ASM 1989, pp 56-88
- [12] HOWES, M. A.H. 1992 "Factors Affecting Distortion Hardened steel Components. Quenching and Control of distortion ASM pp 251-528
- [13] K.W. ANDREWS, Iron steel Inst.
- [14] KRAUSS G. Heat treatment and processing principles, ASM pp
- [15] LACERAS Y ESTEBAN JOSÉ MA. Tratamientos de los aceros, tecnología del acero. Edit CEDEL 1978 pp 850
- [16] M. YU LATJIN. Metalurgia y Tratamiento térmico de los metales. MIR, pp 436
- [17] METALS HANDBOOK Vol. 4. Heat Treatment ASM 1991, edit. 9th USA pp

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

- [18] MILLER P. GROOVER. Fundamentos de manufactura moderna
- [19] MOLERA SOLA PERC, Tratamientos térmicos de los metales, edit. Marcombo, boixarew
- [20] R. CALVO RODES et al, Suggested code system for low and high steel relating composition y performance
- [21] R. CALVO RODES, El acero, su aleación y selección, INTA Madrid 1956
- [22] RUPERT LE GRAND, the new American Mechanic's handbook. Edit. Mac Graw hill vol. II 1966
- [23] RWK HONEYCOMBE Y EDWARD ARNOLD steels microstructure and properties, a division of hodber & stoughton.
- [24] RWK HONEYCOMBE, Steels microstructure and properties, a division of hodber and stoughton
- [25] TOTTEN G. E, Handbook of Quenchant and quenching technology, ASM 1992 pp 161
- [26] TOTTEN G. E, "Quenching and Distortion Control" Proceedings of the 1st International Conference on Quenching and Control of Distortion, Chicago, Illinois, USA 1992
- [27] www.efunda.com/process/heat_treat/softening/annealing.cfm
- [28] www.infoacero.cl/acero/p_historia.htm
- [29] JIMÉNEZ GARCÍA J. "Apuntes de tecnología de Materiales", ENEP ARAGÓN 2003.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN