



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

FACULTAD DE ESTUDIOS SUPERIORES CUAUTITLÁN

"TRATAMIENTO TÉRMICO DEL ACERO 502 EN
LA ZONA DE BAINITAS".

T E S I S
QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE
INGENIERO MECÁNICO ELECTRICISTA
P R E S E N T A
ISRAEL HERNÁNDEZ GUTIÉRREZ

ASESOR: ING. JOSÉ JUAN CONTRERAS ESPINOSA
COASESOR: M.I. ENRIQUE CURIEL REYNA



Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



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.



UNIVERSIDAD NACIONAL
AVENIDA DE
MEXICO

FACULTAD DE ESTUDIOS SUPERIORES CUAUTITLAN
UNIDAD DE LA ADMINISTRACION ESCOLAR
DEPARTAMENTO DE EXAMENES PROFESIONALES

ASUNTO: VOTOS APROBATORIOS

U. N. A. M.
FACULTAD DE ESTUDIOS
SUPERIORES-CUAUTITLAN



DEPARTAMENTO DE
EXAMENES PROFESIONALES

ATN: Q. Ma. del Carmen García Mijares
Jefe del Departamento de Exámenes
Profesionales de la FES Cuautitlán

DR. JUAN ANTONIO MONTARAZ CRESPO
DIRECTOR DE LA FES CUAUTITLAN
P R E S E N T E

Con base en el art. 28 del Reglamento General de Exámenes, nos permitimos comunicar a usted que revisamos la TESIS:

"Tratamiento térmico del acero 502 en la zona de balnitas".

que presenta el pasante: Israel Hernández Gutiérrez
con número de cuenta: 9605299-0 para obtener el título de
Ingeniero Mecánico Electricista

Considerando que dicho trabajo reúne los requisitos necesarios para ser discutido en el EXAMEN PROFESIONAL correspondiente, otorgamos nuestro VOTO APROBATORIO.

ATENTAMENTE
"POR MI RAZA HABLARA EL ESPIRITU"

Cuatitlán Izcalli, Méx. a 24 de Febrero de 2004

PRESIDENTE Ing. José Juan Contreras Espinosa

VOCAL Ing. Héctor Roa Ortíz

SECRETARIO Ing. Jesús García Lira

PRIMER SUPLENTE Ing. Humberto Neri Mondragón

SEGUNDO SUPLENTE Ing. Rolando Cortés Montes de Oca

AGRADECIMIENTOS

A Dios

El es todo y sin El no soy nada.

A mis Padres: Alberto Javier Hernández González y Ma. Teresa Gutiérrez Salazar

Por la vida, amor, apoyo, empeño, esfuerzo y cariño para verme formado en un hombre de bien. Los amo.

A mis hermanos:

- Francisco Javier Hernández Gutiérrez
- Julio Cesar Hernández Gutiérrez
- Uriel Alberto Hernández Gutiérrez
- Isaac Hernández Gutiérrez.

Gracias por su apoyo. En las buenas y en las malas siempre estaremos juntos.

A mis otros hermanos (disculpen si omití sus apellidos):

Diego Rodríguez	Juan Manuel Ramirez	Jassiel Rodríguez
Isaac Mungia	Bernardino Lopez	Talía
Jonathan Barbosa	Jorge Rico Tavera	etc...
Antonio Barbosa	Lorena Coria	
Sandra Barbosa	Samantha Oropeza	
Sergio Navarrete	Miguel Cervantes	
Julio Ricardo Navarrete	Isai Reyes	
Yumiko Navarrete	Viridiana Cuellar	
Cristian Reyes	Josué Reyes	
Cristhyan Bouchan	Geovana Reyes	
Eliasib Martiradoni	Fernando	
Eliza Martiradoni	Laura	
Zared Martiradoni	Tania	

Hemos crecido y aprendido juntos, esto no habría sido posible sin ustedes.

A mis amigos de la Facultad:

- Luis Alberto Portugués Alcántara
- Venancio Froylan Domínguez
- Héctor Baños Tonacatl
- Humberto Pérez Pérez.
- Rene Portillo Cano
- Alfredo Vargas Díaz

Gracias por todos los momentos que hemos compartido, me han enseñado el valor de la amistad.

A la universidad Nacional Autónoma de México

En especial a la Facultad de Estudios Superiores Cuautitlán, por el apoyo económico recibido para la realización de este proyecto. Les agradezco haberme brindado un lugar dentro de ésta máxima casa de estudios y permitirme formar académicamente para portar con orgullo su nombre como profesionista.

A mi asesor y Coasesor

Ing. José Juan Contreras Espinosa y M.I Enrique Curiel Reyna

Por la confianza en mí y el tiempo dedicado para este trabajo, por todas las enseñanzas, apoyo y consejo recibidos. Realmente estoy muy agradecido.

M.I Felipe Díaz del Castillo Rodríguez

Por el apoyo recibido en algunos puntos para la elaboración de esta tesis.

INDICE

INTRODUCCION	3
OBJETIVO	4
CAPITULO 1.- ACEROS INOXIDABLES	
1.1 Definición de acero inoxidable	5
1.2 Resumen Histórico.....	5
1.3 Tipos y Clasificación de los aceros inoxidable.....	8
CAPITULO 2.- ACEROS INOXIDABLES MARTENSITICOS	
2.1 Principales propiedades de los aceros inoxidable martensiticos de 13% de Cromo.....	11
CAPITULO 3.MICROESTRUCTURA DEL ACERO	
3.1 Ferrita.....	13
3.2 Perlita.....	15
3.3 Cementita.....	15
3.4 Austenita.....	16
3.5 Martensita.....	16
3.6 Bainita.....	17
3.7 Diagramas TTT o de transformación Isotérmica.....	18
3.8 Obtención de un diagrama TT T y la importancia de la forma y mecanismo de transformación.....	19
3.9 Interpretación de los diagramas TTT.....	23
3.10 Utilización práctica de los diagramas TTT	28
CAPITULO 4 TRATAMIENTOS TERMICOS	
4.1 Introducción.....	32
4.2 Los recocidos	33
4.3 Normalización o normalizado	43
4.4 El temple o templado.....	46
4.5 El revenido del acero.....	69
4.6 Tratamientos térmicos especiales.....	72
4.7 Hornos utilizados para tratamientos térmicos.....	79
4.8 Decarburización.....	84
EXPERIMENTACIÓN Y RESULTADOS	
5.1 El acero 502 corte y preparación de muestras.....	85
5.2 Tratamiento térmico.....	87
5.3 Metalografía.....	89

5.4 Microscópia óptica.....	90
5.5 Medidas de dureza.....	91
5.6 Conclusiones.....	98
BIBLIOGRAFÍA.....	99

INTRODUCCIÓN

El acero 502 o P5, es un acero inoxidable martensítico que contiene de 4 a 6 % de Cromo, 0.10 a 0.20 % de Carbono y 0.40 a 0.65 % de Molibdeno, lo anterior lo hacen ser un material que dependa de la velocidad de enfriamiento y puedan presentarse diferentes estructuras metalúrgicas, que pueden ir desde una perlítica en matriz de ferrita hasta la de una Martensítica con Austenita retenida y carburos de Cromo. Sin embargo no todas las estructuras tendrán las propiedades mecánicas requeridas que posea el material base que le demanda el servicio al que esta destinado.

Los aceros inoxidables martensíticos, son materiales que se usan principalmente donde se necesita resistencia mecánica., así como a la corrosión en media temperatura aproximadamente 400 °C., son materiales que contienen Cromo entre 4 y 13 %, Carbono de 0.06 a 0.20 %, los cuales son de estructura metalúrgica variada y con diferentes propiedades mecánicas de resistencia a la tracción, dureza, etc.

Su sensibilidad al efecto térmico los hace que sean manejados con cuidado principalmente en los procesos de soldadura por su tendencia a la fisuración, cuando son sometidos a fenómenos de soldadura, por esta razón se considera necesario elaborar procedimientos de soldadura para evitar su fisuración o fractura cuando son soldados por cualquier razón.

Dado que el acero 502 o P5, es un acero inoxidable martensítico; en el primer y segundo capítulos de esta tesis se da un contexto acerca de los aceros inoxidables y más específicamente con los aceros inoxidables martensíticos. El tercer capítulo se centra en los tipos de estructuras metalográficas que se presentan en los aceros; lo anterior es necesario entenderlo claramente, ya que el capítulo cuatro expone los tratamientos térmicos más importantes realizados a los aceros que dan origen a las estructuras metalográficas ya mencionadas.

Por último, el capítulo cinco expone la experimentación y resultados aplicados durante el tratamiento de bainitizado al acero 502.

OBJETIVO

Dar a conocer el comportamiento de la aleación del acero 502 tratada térmicamente (bainitizado)¹ en cuanto a su estructura y dureza en función de la temperatura y tiempo; para de este modo entender la relación existente entre estructuras y temperaturas, para este tipo de material. La aportación de muestras metalográficas obtenidas en dichos especímenes,; ayudará a comprender el efecto de la estructura del material, y así relacionarla con los resultados obtenidos experimentalmente.

El propósito general de esta investigación es presentar la importancia de la temperatura en la dureza del material, y con información de carácter bibliográfico, llegar a un entendimiento más detallado.

¹ De ahí el nombre de la tesis “tratamiento térmico del acero 502 en la zona de Bainitas” , referido esto (zona de Bainitas) al posicionamiento del diagrama TTT del acero 502 donde se forma la estructura bainítica.

CAPITULO 1

ACEROS INOXIDABLES

1.1 Definición de acero inoxidable

Los aceros inoxidables son aleaciones a base de hierro, cromo, carbono y otros elementos, principalmente, níquel, molibdeno, manganeso, silicio y titanio, entre otros, que les confieren una resistencia particular a algunos tipos de corrosión en determinadas aplicaciones industriales. Naturalmente, la presencia de cada elemento en determinadas porcentajes produce variaciones distintas de las características intrínsecas de los diversos tipos. Según la norma EN 10088 se define a los aceros inoxidables como aquellas aleaciones férricas que contienen cromo en una proporción mínima del 10.5 %.

Esta característica de buena resistencia a la corrosión se debe a la propiedad de estas aleaciones de pasivarse en un ambiente oxidante. La formación de una película superficial de óxido de cromo sirve para la protección del acero inoxidable. Dicha película pasiva se vuelve a reconstruir cuando se la daña si el ambiente es suficientemente oxidante manteniendo una protección permanente del acero. La importancia de este tipo de aceros, además de sus características mecánicas y su amplio uso en diferentes ramas de la industria que se extiende desde aplicaciones de la vida cotidiana hasta industrias muy complejas (química, petrolífera, nuclear, etc), se debe a su alta producción a nivel mundial aparejado al desarrollo industrial después de la segunda guerra mundial. Los aceros inoxidables forman ahora parte imprescindible en la vida cotidiana moderna en todos sus aspectos.

1.2 Resumen Histórico

La corrosión del Hierro y acero es un problema que preocupa a la humanidad, ya que estos materiales, que proporcionan a la sociedad comodidades y bienestar, fallan por su poca

resistencia a la acción de ciertos agentes destructores como la humedad, aire, sales y otros agentes químicos.

Una barra de acero colocada al intemperie, se corroe rápidamente, aún puliéndola cuidadosamente y eliminando toda la oxidación anterior, a los pocos minutos se puede observar la formación de pequeños núcleos de corrosión que se van extendiendo, llegándose a cubrir rápidamente la superficie con una capa de óxido de Hierro, frágil y permeable, que permite que la corrosión continúe avanzando hacia el interior del material.

La corrosión que experimentan las piezas de acero es tan intensa, que llega a desaparecer el carácter metálico del material, que queda transformado en óxido de Hierro. Es frecuente encontrar, en zonas industriales o próximas al mar, aceros bajo la acción del medio ambiente y de cuya superficie se van separando capas o escamas de óxido que se han formado con el transcurso del tiempo.

Sin embargo, hay algunos Hierros antiguos que son una excepción. pues no se oxidan ni se destruyen y se conservan en muy buen estado a pesar de los años transcurridos desde su fabricación. Uno de los ejemplos más notables, es el pilar de DELHI, construido 300 años después de Jesucristo y que a pesar de los siglos y de las inclemencias del tiempo, ha sufrido muy pocos desperfectos. También es sorprendente observar que en viejos palacios y catedrales, rejas, verjas y balcones de gran valor artístico, que se encuentran, están en buen estado a pesar de su antigüedad.

Aunque no se ha encontrado una explicación completamente satisfactoria a estos fenómenos, algunos atribuyen la buena conservación de ciertos fierros antiguos, a la presencia de numerosas inclusiones no metálicas en la masa, que parecen que impiden que se desarrolle y se protege de la oxidación en el material.

Menos aceptada es la teoría a la cual se atribuye la resistencia a la corrosión atmosférica a delgadas películas protectoras que recubren superficialmente aquellos Hierros. Hay que recordar que antiguamente se forjaban sobre piedras en lugar de emplear yunques de Hierro y podría ser que hubiera quedado aquellos materiales protegidos por una película de silicato superficial, que

impide su destrucción por los agentes corrosivos. Los primeros trabajos realizados para la fabricación de los Fierros y aceros inoxidable datan del siglo XIX. En aquella época ya se sabía que el Fierro aleado con ciertos metales como Cobre, Cromo y Níquel, resistían mejor a la oxidación que el Fierro ordinario.

En el año de 1865 ya se fabricaban, aunque en pequeñas cantidades, aceros con 0.25 y 0.35 % de Níquel que resistían bien la acción de la humedad, aire, etc., pero se trataba de fabricaciones o ensayos a pequeña escala que luego no se continuaron, y no se llegó a conocer ni a estudiar bien en aquella época las propiedades de aquellos aceros.

En 1872 Woods y Clark fabricaron algunos aceros con 5% de Cromo que tenían también mayor resistencia a la corrosión que los Fierros ordinarios. Hacia 1892 HADFIELD en Sheffield, estudio las propiedades de ciertos aceros aleados con Cromo, dando ya a conocer en sus escritos de aquella época que el Cromo mejoraba sensiblemente la resistencia a la corrosión de los aceros.

Los aceros inoxidable son un producto típico del siglo XX y vieron la luz en las vísperas de la primera guerra mundial. La paternidad de los aceros inoxidable y su fecha de aparición son muy distintas y dieron lugar a célebres controversias. Su aparición industrial parece realizarse simultáneamente en varios países: en Inglaterra, Brearly en el año 1913 indicaba la buena resistencia a la corrosión de los aceros que contenían del 9 al 16% de cromo. En Alemania, Stauss y Maurer en el año 1914 indican las propiedades de resistencia a la herrumbre y a los ácidos, de aceros que contenían una cantidad considerable de cromo y níquel. En Francia, fue en 1917 cuando se patentaron los aceros que contenían del 10 al 15 % de cromo y 20 al 40 % de níquel, como resultado de los trabajos realizados por Chevenard. La característica más importante de estos materiales, la pasividad, fue estudiada más tarde en Alemania, observándose el límite crítico del 12 % de cromo a partir del cual aparece la pasividad, la

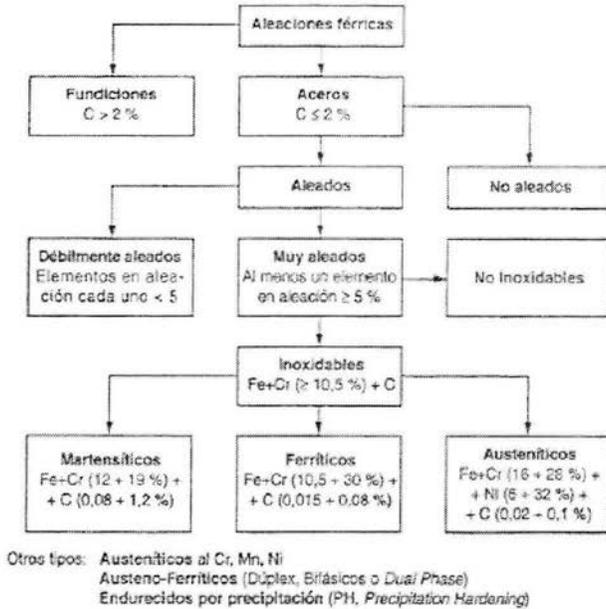
acción del carbono, el efecto del carbono sobre la corrosión, la posibilidad de una estabilización y la influencia favorable del molibdeno (Torres García, [2000]).

Después de la segunda guerra mundial, y gracias a las innovaciones técnicas en el sector siderúrgico (colada continua ..Etc), se consiguió un gran aumento de la producción, con un abaratamiento de sus costes y por lo tanto un precio más bajo en el mercado.

1.3 Tipos y clasificación de los aceros inoxidables

Los aceros inoxidables son aleaciones complejas en las que entran en juego múltiples elementos. Como ya se ha comentado los principales elementos después del hierro son el cromo, el carbono y el níquel. El porcentaje de dichos elementos y su variación cambia la porción de las fases presentes, lo cual da lugar a aceros inoxidables austeníticos, ferríticos, martensíticos y dúplex. La figura 2.1, muestra el árbol “genealógico” de los aceros inoxidables, los cuales se encuentran al final de dicha estructura como consecuencia de su alto grado de aleación.

Figura 2.1: Árbol genealógico de los aceros inoxidables [Di Caprio,1999].



Entre las clasificaciones más consideradas en el sector de los aceros inoxidables se encuentran sin duda la AISI (Instituto Americano del Hierro y el Acero, American Iron and Steel Institute) y la SAE (Sociedad de Ingenieros de Automoción, Society of Automotive Engineers). Según estas sociedades los aceros inoxidables se subdividen en:

- **aceros austeníticos al cromo-manganeso-níquel**, designados por un número de tres cifras que comienza con la cifra 2, conocidos como la serie "200" que se caracteriza por una alta resistencia mecánica, debida a la presencia del azufre y el manganeso, en el que las dos últimas cifras dependen de otros elementos.
- **aceros austeníticos al cromo- níquel** designados por un número 3, serie "300", que tiene como composición básica 12% y 8% de níquel, siendo la gama con más éxito a nivel comercial. Para esta última serie la composición química se modifica según el tipo de uso del material

añadiendo o reduciendo elementos como el carbono y/o el nitrógeno y/o modificando el balance níquel /cromo.

- **aceros ferríticos y martensíticos** con la cifra 4, que representan la familia “400” en el que las dos últimas cifras dependen de los otros tipos de elementos.

La selección de los aceros inoxidable depende de las condiciones de uso que se requieren: la resistencia a la corrosión y ambientes agresivos, las características de fabricación, las propiedades mecánicas en temperaturas específicas y obviamente el costo de fabricación. Las principales diferencias entre las distintas familias de aceros inoxidable vienen dadas por la diferencia de la composición química y las fases presentes así como sus porcentajes.

Los aceros austeníticos al cromo-manganeso-níquel se caracterizan por un alto valor de límite elástico y tensión de rotura pero su ductilidad es baja si se compara con los aceros austeníticos al cromo-níquel. Los aceros inoxidable austeníticos son similares a los ferríticos en el sentido de que no se pueden endurecer con tratamientos térmicos. Y se caracterizan por un alto grado de ductilidad, formabilidad y tenacidad, siendo materiales que se pueden endurecer trabajándolos en frío. No obstante los aceros ferríticos no tienen una alta dureza y su límite elástico varía entre 275 y 350 MPa. Presenta bajos valores de tenacidad y su susceptibilidad a la sensibilización limita su fabricabilidad. Sus ventajas vienen dadas por su resistencia a la corrosión atmosférica y la oxidación.

Los aceros dúplex se caracterizan por un alto límite elástico, que varía entre 550 y 690 MPa. El aumento del nitrógeno en los aceros dúplex aumenta el porcentaje de la austenita hasta aproximadamente un 50% (ASM, [1994]).

CAPITULO 2

ACEROS INOXIDABLES MARTENSITICOS²

Los aceros más importantes de este grupo son:

1. - El acero inoxidable con 13 % de Cromo y 0.10 % de Carbono.

2.- El acero para cuchillería con 13 % Cromo y 0.35 % de Carbono.

También son de estructura Martensítica los inoxidables resistentes al agua de mar (corrosión) con 0.10 % Carbono, 13 % Cromo y 2 % Níquel y 0.20 % Carbono, 16 % Cromo y 2 % Níquel. y finalmente los aceros inoxidables de fácil mecanizado que además de presentar 11 % Cromo y 0.10 % Carbono tienen Azufre, Selenio o Fósforo para mejorar la maquinabilidad.

2.1.- Principales propiedades de los aceros inoxidables martensíticos de 13 % de cromo.

Todos los aceros altos en Cromo pueden contener, además otros elementos de aleación, pero el Cromo es el elemento importante y fundamental para conseguir la inoxidable. El acero de 12 a 14 % Cromo y 0.35 % Carbono, conocido generalmente con el nombre de acero inoxidable para cuchillería, que fue el primero que se descubrió, es el más simple y barato de los aceros inoxidables, y aunque tiene muchas aplicaciones y se emplea con gran éxito para usos diversos, es también el que tiene menor resistencia a la corrosión.

Al terminar la primera guerra mundial, se iniciaron ensayos para obtener aceros inoxidables capaces de satisfacer ciertas exigencias, que el acero inoxidable de cuchillería no cumplía y que

² Llamados así por tener un tratamiento térmico denominado temple rápido que consiste en bajar las temperaturas bruscamente al fundido que da lugar al acero, permite la obtención de una estructura tetragonal centrada en el cuerpo más compleja llamada **martensita**. Esta estructura cristalina tiene una elevada resistencia y una baja ductilidad (frágil)

interesaba conseguir. Ya que las características mecánicas del acero inoxidable para cuchillería pueden, en cierto modo, compararse con las de un acero al Carbono de 0.65 % de Carbono, o sea que en estado recocido tiene unos 75 Kg/mm² de resistencia a la tensión y una dureza de 210 Brinell aproximadamente: después del temple queda con más de 50 Rockwell-C y después de temple y revenido a 650°C se obtiene resistencia a la tensión igual a 90 Kg/mm². Necesitándose para numerosos trabajos un acero inoxidable de fácil embutido, se pretendió fabricar un acero de gran utilidad que tuviera, por ejemplo, un alargamiento de 30 % Y su resistencia a la tensión de 60 Kg/mm. Para la fabricación de herramientas especiales, rodamientos y muchos más, interesaba también encontrar un acero inoxidable con gran resistencia al desgaste y durezas; por lo tanto, en aquellos primeros años, la producción de aceros inoxidables bajos en Carbono fue muy difícil por que el Ferrocromo, que entonces se empleaba para incorporar el Cromo en los hornos de acero, era alto en Carbono, tenía de 0.6 % a 1 % de Carbono con 60 % de Cromo, y al añadir de 12 a 14 % de Cromo al baño fundido se añadía también 0.15 % a 0.20 % de Carbono.

Este problema se resolvió hacia 1920 al obtenerse ya Ferrocromo de 0.10 % de Carbono. A partir de esa época se comenzó a fabricar el llamado *Fierro Inoxidable* con C= 0.08 % Y Cr = 13 % que desde entonces a tenido cada día más aceptación para numerosas aplicaciones, entre otras. Una de las más frecuentes es la fabricación de alabes para turbinas de vapor. Este acero después de recocido que da aproximadamente con una resistencia a la tensión de 55 Kg/mm² y una elongación de 30 %.

CAPITULO 3

MICROESTRUCTURA DEL ACERO.

En este punto es conveniente considerar las principales estructuras metalográficas que se encuentran presentes en los aceros, ya sea por enfriamiento lento en condiciones de equilibrio o por tratamiento térmico en condiciones fuera de equilibrio.

3.1 Ferrita

Si examinamos el diagrama 3.1 hierro-carburo de hierro, veremos que la estructura de la ferrita consiste prácticamente de hierro puro, la cual a temperatura ambiente, es una solución sólida de tipo intersticial de carbono en hierro α , con una solubilidad límite de aproximadamente 0.008%. Disuelve como máximo 0.025 %C a la temperatura eutéctica de 727 °C.

Este constituyente puede contener, además de una pequeña cantidad de carbono en solución sólida, otros elementos ya sea como residual del proceso de fabricación o añadidos intencionalmente como elementos de aleación. Por esta razón el término ferrita se utiliza para incluir cualquier solución sólida basada sobre el hierro α , para distinguirlas de aquellas soluciones sólidas de hierro α o austenita.

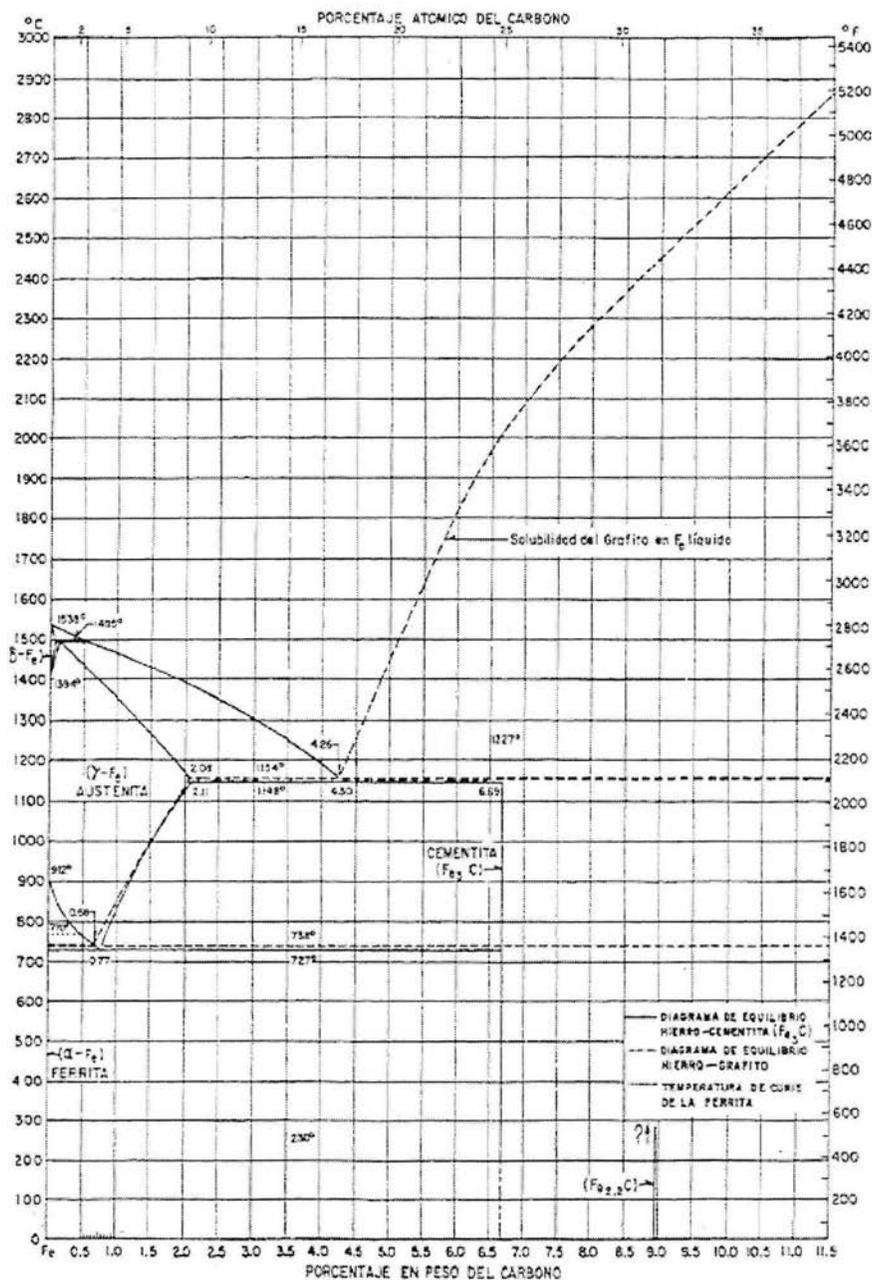


Figura 3.1 - Diagrama de Fases del Sistema Binario de Aleaciones Hierro-Carbono

3.2 Perlita

Es el producto de la reacción eutectoide ocurriendo bajo condiciones de equilibrio a una temperatura de 727°C y con una composición de $0.77\% \text{C}$; los reactantes son la ferrita ($0.025\% \text{C}$) y la cementita ($6.69\% \text{C}$), y por otra parte la austenita con $0.77\% \text{C}$. La estructura perlítica consiste de laminillas delgadas alternas de cementita y ferrita, denominándose este tipo de estructura como perlita laminar.

En aceros al carbono se presenta una estructura totalmente perlítica únicamente cuando la composición es la del punto eutectoide. En los aceros hipoeutectoides la estructura consiste de granos de perlita rodeada de granos de ferrita: En los aceros hipereutectoides un enfriamiento desde la zona austenítica, provoca la formación de una cierta cantidad de cementita proeutectoide, antes que la perlita aparezca, quedando la parte formada por los límites de grano como una red continua de cementita, mientras que el interior de los granos se transformará completamente en perlita, cuando continúa el enfriamiento por debajo de los 727°C .

3.3 Cementita

La cementita es un compuesto de hierro y carbono, duro y frágil, conteniendo $6.69\% \text{C}$ correspondiendo esto a la composición en porcentaje en peso de Fe_3C , 3 átomos de Fe y uno de C.

En los aceros al carbono hipoeutectoides y eutectoides la cementita se encuentra formando parte de los granos de perlita, mientras que en los aceros hipereutectoides se encuentra en dos formas, como una red continua en los límites de grano con el interior formado por perlita.

En cada caso la cementita está presente como un compuesto duro y resistente a la abrasión y como tal ejerce profunda influencia sobre el desempeño de los aceros.

En los aceros aleados complejos, la cementita juega un papel muy importante, no sólo por ella misma, sino en combinación con otros carburos formados con los elementos de aleación, para producir partículas extremadamente duras, resistentes a la abrasión.

3.4 Austenita

Es una solución sólida de carbono en hierro γ . Esta fase se extiende sobre una gran sección del diagrama Fe-Fe₃C, con la solubilidad del carbono aumentando con la temperatura a un máximo de 2.11% a 1148 °C.

Del mismo diagrama se puede observar que la austenita no existe a temperatura ambiente, para aceros al carbono, bajo condiciones de equilibrio. En ciertos aceros aleados, como en el caso de los aceros para herramientas, una pequeña porción de austenita puede retenerse en la estructura final, o en los aceros inoxidable austeníticos.

3.5 Martensita

La martensita es indudablemente el constituyente metalográfico más importante en los aceros.

Es un constituyente metaestable obtenido a partir de la transformación de la austenita, para velocidades de enfriamiento por encima de la crítica. Es el más duro de los componentes de transformación de la austenita, dependiendo su dureza (y fragilidad) del porcentaje de carbono hasta 0.9%. La martensita vista al microscopio presenta una forma acicular.

La martensita después del temple es frágil y sin ductilidad y por tanto es necesario un subsecuente tratamiento térmico (revenido) para mejorar sus propiedades mecánicas.

3.6 Bainita

Este producto de la descomposición de la austenita, consistiendo de un agregado de ferrita y cementita, puede considerarse como una perlita muy fina. Esta estructura se forma en el rango de temperaturas entre los 540°C (1000 °F) y la temperatura Ms. Debido a que las laminillas de carburo y ferrita son cada vez más finas, la dureza de la bainita es mayor que la de la perlita, aumentando entre más fina sea la bainita.

La microestructura de un acero se deduce de una observación del diagrama de equilibrio, y de un conocimiento de la transformación de la austenita. Así, se determina que un acero hipoeutectoide se compone de ferrita + perlita, un acero eutectoide únicamente de perlita y un acero hipereutectoide de perlita + cementita.

En la denominación de los constituyentes se hace una diferenciación según el momento de formación,

- Se distingue para la ferrita:

- Ferrita proeutectoide:

- Ferrita eutectoide:

- Para la cementita

- Cementita primaria (en fundiciones):

- Cementita eutéctica (en fundiciones):

- Cementita secundaria o proeutectoide:

- Cementita eutectoide:

- Cementita terciaria (cementita de límite de grano):

3.7- Diagramas TTT o de Transformación Isotérmica.

La transformación de una fase a otra es un proceso o reacción que no avanza en forma lineal con el tiempo, aún y cuando dicha reacción se lleve a cabo a temperatura constante, es decir, isotérmicamente.

La figura 3.2 muestra una gráfica de porcentaje de transformación contra tiempo (en escala logarítmica) en la que se representa la curva de transformación a una temperatura dada (isoterma); se puede observar que la transformación requiere de un periodo de incubación para la nucleación de la nueva fase. Después, la rapidez se incrementa llegando a un máximo cuando la reacción se ha completado en un 50 %. Posteriormente la rapidez disminuye cuando está próxima su terminación; los últimos porcentajes de transformación requieren de un tiempo considerable, hasta que se alcanza el 100 % de ésta.

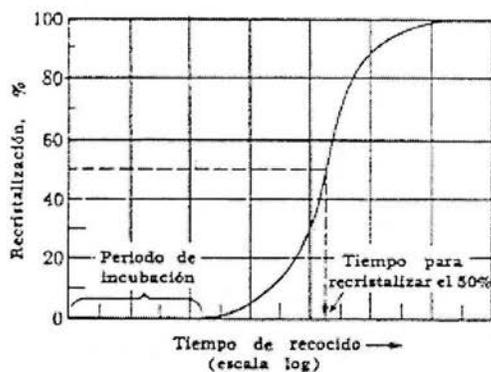


Figura 3.2 - Representación esquemática del porcentaje de Recristalización isotérmica en un tratamiento de recocido

La transformación de la austenita a temperatura constante fue estudiada por primera vez en 1930 por Bain y Davenport en forma científica y sistemática. Este estudio se basó en los siguientes hechos:

1. - Con una velocidad de enfriamiento bastante elevada, la transformación Martensítica no empieza antes de la temperatura M_s .
2. - Para temperaturas entre A_1 y M_s , la austenita puede mantenerse en estado metaestable, siempre y cuando la velocidad de enfriamiento para alcanzar una temperatura determinada sea bastante elevada.

De esta manera determinaron la velocidad de transformación de la austenita metaestable a temperatura constante y además, la estructura y las propiedades de los constituyentes que se forman de esta manera.

3.8- Obtención de un Diagrama TTT y la Importancia de la forma y Mecanismo de Transformación.

Los diagramas TTT se obtienen utilizando principalmente dos métodos: por metalografía y por dilatometría. En el primer método se utilizan pequeñas probetas de acero, las cuales se austenitan y se templean en un baño de sal o plomo líquidos a temperatura fija y constante entre A_1 y M_s . después de tiempos diferentes, se sacan las probetas del baño y se templean en agua (a temperatura ambiente), de modo que la austenita no transformada aún, se transforme en martensita. De esta forma se puede evaluar metalográficamente el porcentaje de austenita transformada en función de la temperatura y el tiempo.

Representando el grado de transformación de la austenita, en una gráfica con escala logarítmica para el tiempo, se obtiene una curva clásica en forma de "S" (véase la figura 2.12 y parte superior de la figura 2.13).

El resultado de todas las curvas "S", para el rango de temperaturas entre A_1 y M_s , se representa en un diagrama, el **diagrama TTT o diagrama Tiempo - Temperatura - Transformación**,

figura 3.3. En un diagrama TTT el tiempo se da en una escala logarítmica, mostrándose además:

- a) Las curvas de inicio y fin de la transformación.
- b) Las curvas para distintos porcentajes de transformación.
- c) Línea de formación de los carburos.
- d) Dos zonas, la perlítica (curva ANB) y la Bainítica (curva BCMs) o rodilla perlítica y rodilla bainítica, respectivamente.
- e) La zona martensítica, con distintos puntos de transformación.

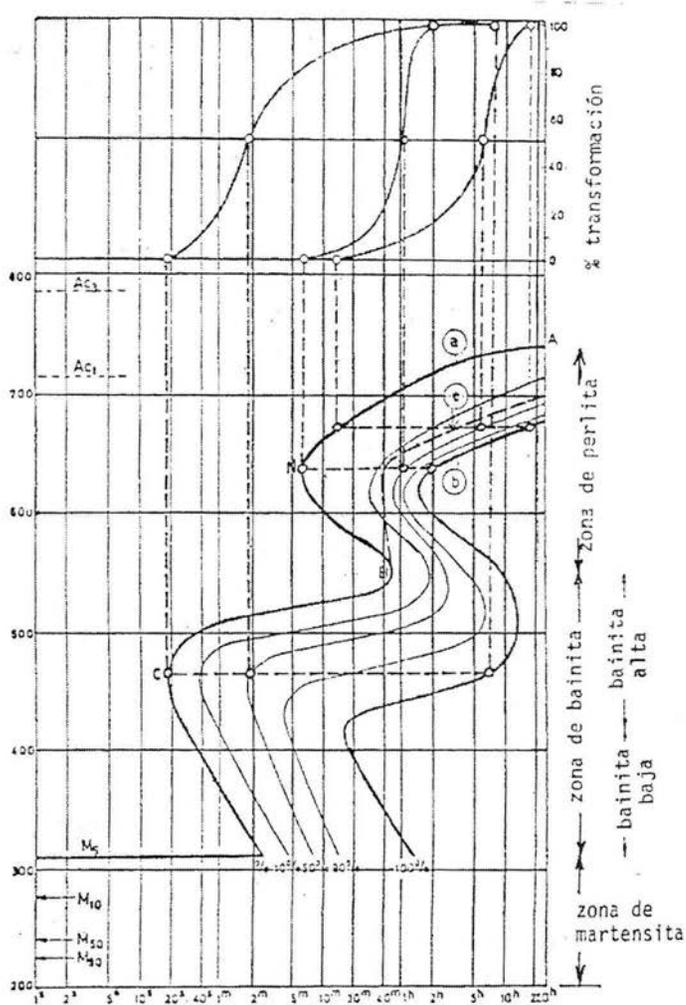


Figura 3.3

Es importante notar que este diagrama TTT representa en forma esquemática la transformación de un acero aleado, ya que se distinguen perfectamente las zonas perlítica y bainítica. Para un acero al carbono las dos zonas se sobreponen en gran parte, debido a que la rodilla bainítica sólo está ligeramente más baja que la rodilla perlítica, el resultado de la

superposición es que el diagrama TTT muestra solamente una rodilla, que se denomina usualmente rodilla perlítica, figura 3.4.

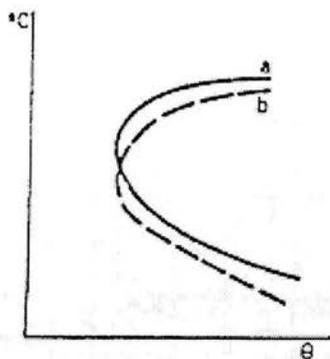


Figura 3.4 Traslape de las curvas de inicio de transformación de la perlita (a) y de la bainita (b).

Un hecho importante de notar es que la posición de las diferentes curvas está influenciada por los elementos de aleación. Para un acero aleado la curva de inicio de la transformación se separa del eje de las temperaturas, mientras que para un acero al carbono ésta se encuentra muy cerca de dicho eje.

Otro hecho importante que puede observarse del diagrama de la figura 4.3, es que el inicio y el fin de la transformación de la austenita ocurren con tiempos cada vez menores y más rápidamente, conforme disminuye la temperatura de transformación. Este efecto se puede explicar a partir de los siguientes hechos:

-
- 1) La estabilidad de la austenita disminuye entre mayor sea el sobreenfriamiento (entre menor sea la temperatura de transformación), aumentando la tendencia a la precipitación de carburos.

 - 2) Al aumentar la velocidad de enfriamiento, se aumenta la tendencia a la precipitación con un grado de nucleación superior, dando por resultado laminillas de cementita y ferrita más delgadas.

 - 3) Un tercer efecto acelerante es el aumento en el frente de cristalización, debido al crecimiento en abanico de la bainita.

Sin embargo, es importante tener presente que estos efectos que aceleran la transformación de la austenita, experimentan un proceso negativo conforme disminuye la temperatura de transformación, ya que en este caso el fenómeno de la difusión viene a ser más importante que los efectos acelerantes, por su dependencia exponencial con la temperatura, dando por resultado que el tiempo de incubación alcance un valor mínimo y la velocidad de transformación sea máxima en la rodilla perlítica (bainítica).

3.9.- Interpretación de los Diagramas TTT.

La interpretación de un diagrama TTT varía en cierta medida, si éste corresponde a un acero al carbono o a un acero aleado; por ello, se tratarán por separado ambos casos.

a) Aceros al carbono

Consideremos como ejemplo la curva TTT para un acero al carbono tipo AISI 1055 (véase la figura 3.5).

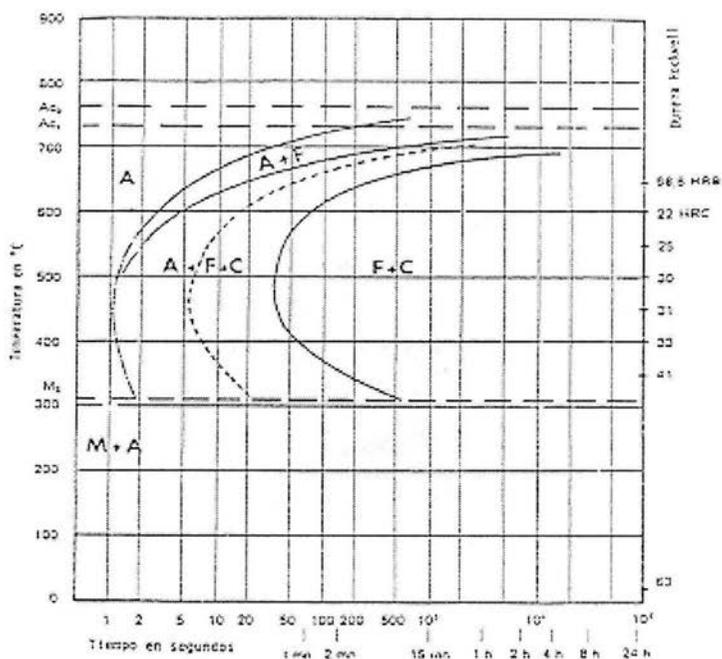


Figura 3.5 Curva TTT o de transformación Isotérmica para un acero 1055.

Acero AISI 1055. Composición:

%C	%Mn	%Si	%S	%P	%Ni	%Cr	%Mo	%Cu	%V
0.53	0.70	0.35	0.010	0.020	0.24	0.09	<0.10	0.52	<0.03

Austenitización a 850 °C durante 15 minutos

Tamaño de grano: 11

En general para todas los diagramas TTT, las curvas de inicio y fin de la transformación se indican con líneas continuas: la de la izquierda corresponde aproximadamente a un 1 % de transformación de la austenita, es decir, corresponde a la aparición de los primeros granos de ferrita o de bainita, dependiendo de la temperatura de transformación, y la de la derecha a un 99 % aproximadamente de austenita transformada. Tramos con líneas de puntos y trazos corresponden a zonas de determinación inexacta debido a la alta velocidad de transformación.

La línea punteada corresponde aproximadamente a un 50 % de transformación. Las líneas intermedias corresponden a la aparición de nuevos microconstituyentes de acuerdo con lo siguiente:

A = Austenita

C = Carburo

F= Ferrita

M = Martensita

Para entender mejor la utilización de los diagramas TTT se analizarán, a partir de la figura 2.15, las transformaciones de fase que experimentará un acero después de austenitizarlo y enfriarlo a 600°C, manteniéndolo ahí hasta que se complete la transformación de la austenita:

1° Después de tres segundos: Aparición de los primeros granos de ferrita.

2° Después de cinco segundos: aparición de las primeras zonas de carburos, en este caso por ser el acero Hipoeutectoide será la perlita.

3° Después de 18 segundos: transformación de un 50% de austenita

4° Después de un minuto: fin de la transformación. La microestructura estará formada por ferrita y perlita con una dureza de 22 Rc.

Es importante tener presente que conforme disminuye la temperatura de transformación, la forma de transformación de la austenita pasa del tipo perlítico al bainítico, reduciéndose la zona correspondiente a la formación de la ferrita hasta que para temperaturas por debajo de los 500 °C, la austenita se transforma directamente en perlita y bainita en el rango de temperaturas comprendido entre 400°C y 600°C ambas zonas se traslapan.

Estos dos modos de transformación se distinguen esencialmente por el aspecto micrográfico de los constituyentes formados: los constituyentes de la zona perlítica (ferrita más perlita) tienen la forma de granos poligonales, mientras que en la zona bainítica se forman generalmente agujas.

b) Aceros aleados

Consideremos como ejemplo la curva TTT de un acero tipo AISI 4135, figura 3.6.

Las características generales de los diagramas para aceros aleados son, por una parte, la separación de las zonas perlítica) bainítica, y por otra, el corrimiento hacia la derecha de la curva de inicio de la transformación austenítica. A temperaturas altas los .constituyentes que se forman son de tipo ferrita proeutectoide y posteriormente perlita.

Para temperaturas bajas, menores de 500°C y por encima de Ms, se inhibe la formación de la ferrita como fase aislada, teniéndose como único constituyente la bainita.

Acero AISI 4135. Composición:

%C	%Mn	%Si	%S	%P	%Ni	%Cr	%Mo	%Cu
0.37	0.79	0.30	0.010	0.019	<0.17	1.00	0.18	0.10

Austenitización a 850°C durante 15 min.

Tamaño de grano: 8 - 9.

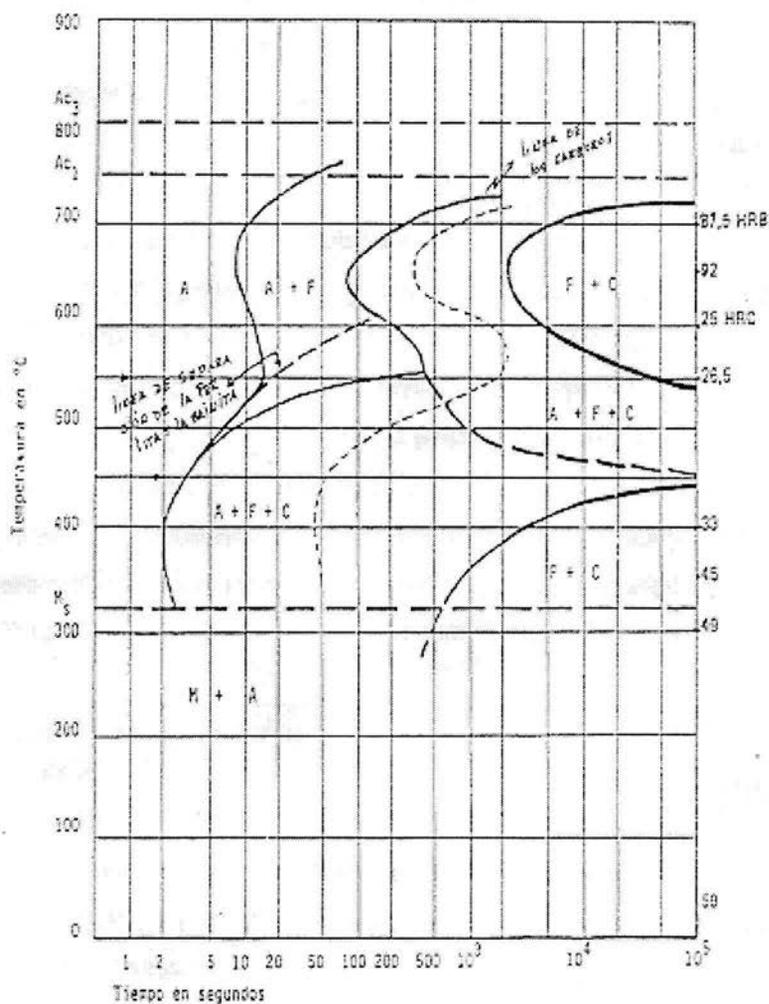


Figura 3.6 Curva TTT o de transformación Isotérmica de un acero 4135.

Las zonas de transformación perlítica y bainítica se encuentran separadas por una zona de estabilidad de la austenita alrededor de los 550 °C, en donde la transformación de la fase ? puede ocurrir según ambos modos de reacción.

A continuación se analizará, a partir de la figura 2.16, las transformaciones de fase que experimentará un acero después de austenitarlo y enfriarlo a 550 °C, manteniéndolo ahí hasta que se complete la transformación de la austenita:

1.- Después de 15 segundos: inicio de la transformación de la austenita; aparecen, los primeros granos poligonales de ferrita pro - perlítica.

2.- Después de 20 segundos: aparición de granos de ferrita probainítica, de forma circular.

3.- Después de 200 segundos: aparición de las primeras zonas con carburos tipo perlítico.

4.- Después de 2000 segundos: la cantidad de austenita transformada es ligeramente superior a 50%.

5.- Después de 14 horas (50,000 seg.): fin de la transformación.

3.10.- Utilización Práctica de los Diagramas TTT.

Es conveniente en este punto tener presente que los tratamientos térmicos industriales más utilizados, consisten principalmente de tratamientos con transformación en enfriamiento continuo. Sin embargo, a pesar de estas restricciones, las aplicaciones industriales de los diagramas TTT suelen ser importantes. Los tratamientos térmicos industriales basados en un periodo térmico son:

- a) Templado interrumpido o Martemplado**
- b) Templado interrumpido mixto**
- c) Templado isotérmico bainítico o Austemplado**
- d) Recocido isotérmico (Isothermal Annealing)**

Los ciclos térmicos respectivos se representan en forma esquemática en la figura 3.7. Es importante tener presente que estos tratamientos térmicos se efectúan en aceros aleados, principalmente, ya que al presentarse la división entre las dos rodillas, la perlítica y la bainítica, posibilita la realización de estos tratamientos térmicos.

Referente al templeado interrumpido, figura 3.7 (a), se realiza en aquellos aceros en los que se tiene una zona de estabilidad suficientemente grande para la austenita a temperaturas, ligeramente superiores a M_s . La finalidad de este tratamiento es evitar en la medida de lo posible, el choque térmico tan grande que sufren las piezas al templearlas desde la temperatura de austenitización a la de temple. Se aplica principalmente al tratamiento térmico de herramientas, cojinetes, matrices, etc.

El templeado interrumpido mixto, figura 3.7 (b), suele aplicarse a piezas cementadas o carbonitruradas.

El objetivo de éste tratamiento es el de obtener una transformación total a bainita del corazón de la pieza y una transformación a martensita de la capa superficial. Lo anterior requiere de un conocimiento de los dos diagramas TTT, para el centro de la pieza y para la superficie.

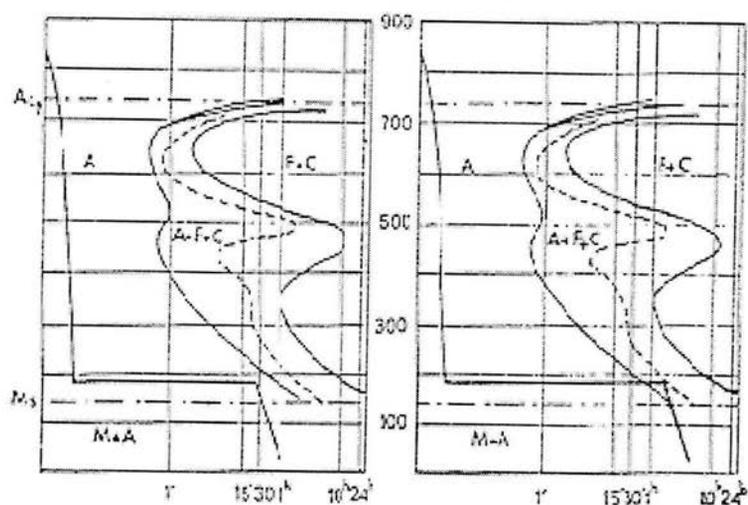
Respecto al templeado isotérmico Bainítico, figura 3.7 (c), éste se realiza por la razón de que las propiedades de la bainita así obtenida, generalmente son semejantes con respecto a la resistencia y ligeramente superiores en ductilidad a las obtenidas por la martensita revenida.

Con este tratamiento térmico se obtiene propiedades óptimas de resistencia y ductilidad. El Austémpering tiene la gran ventaja sobre el templeado convencional y el revenido, de que la transformación a bainita tiene lugar isotérmicamente a una temperatura relativamente alta, de

manera que los esfuerzos debidos a la transformación son muy bajos, con un mínimo de distorsión resultante y pudiendo asegurar que no habrá fractura por el temple.

Finalmente el recocido isotérmico, figura 3.7 (d), tiene la finalidad de obtener perlita gruesa, lo que aumenta la maquinabilidad del acero. Otra ventaja es que, debido a que se completó la transformación de la austenita, el material puede enfriarse fuera del horno, lo que reduce el tiempo de utilización de éste último.

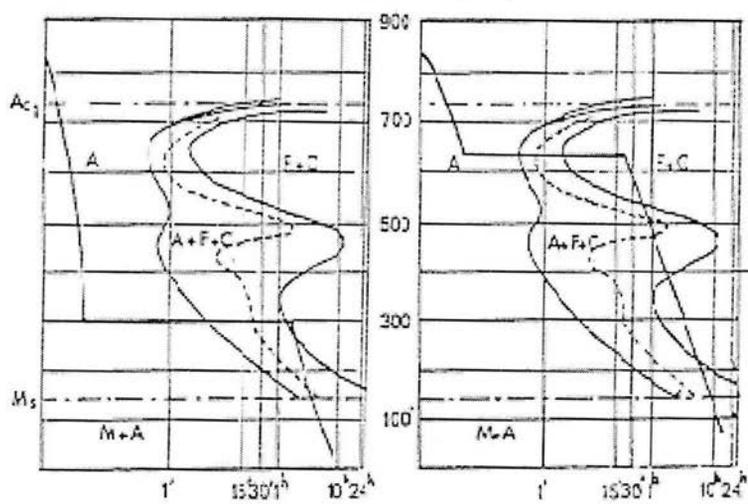
Temperatura en °C



a. hartempering o templado interrumpido

b. templado interrumpido mixto

Temperatura en °C



c. austempering o templado isotérmico bainítico

d. recocido isotérmico

Figura 3.7 - Representación esquemática de diferentes ciclos de transformación empleando las curvas de transformación isotérmica TTT.

CAPITULO 4

TRATAMIENTOS TÉRMICOS DEL ACERO.

4.1.- Introducción

Una definición de tratamiento térmico (Metals Handbook) es: "una combinación de operaciones de calentamiento y enfriamiento, en tiempos determinados y aplicadas a un metal o aleación en el estado sólido en una forma tal que producirá propiedades deseadas"

Los tratamientos térmicos del acero se basan en la aplicación de las transformaciones estructurales que experimenta el acero (transformaciones alotrópicas) y de los procesos de recristalización y de difusión. Todos los procesos básicos de tratamientos térmicos para aceros incluyen la transformación o descomposición de la austenita.

Los tratamientos térmicos en los aceros se clasifican en cuatro grupos principales:

- a) Los recocidos**
- b) El normalizado**
- e) El temple o templado**
- d) El revenido**
- e) Tratamientos térmicos especiales**

Es importante en este punto mencionar la necesidad de tomar en cuenta que cada uno de los tratamientos considerados arriba, incluyen para la pieza o piezas a tratar un ciclo de calentamiento, mantenimiento a la temperatura seleccionada y un ciclo de enfriamiento. Estos ciclos de calentamiento y enfriamiento, así como el mantenimiento a la temperatura seleccionada, van a depender del tamaño, forma y espesor de la pieza o piezas. Por esta razón es necesario tomar en cuenta que los factores mencionados anteriormente afectan en gran medida los resultados esperados en la pieza después del tratamiento térmico lo que nos lleva a

considerar la necesidad de llevar a cabo una serie de ensayos, a fin de poder establecer con toda exactitud las condiciones óptimas bajo las cuales se obtienen los resultados esperados de dureza, resistencia y ductilidad de las piezas.

A continuación se analizan cada uno de los procesos arriba mencionados:

4.2.- Los recocidos

Los procedimientos de recocido se clasifican en:

- 1. Recocido completo o recocido total**
- 2. Recocido de difusión o de homogeneización**
- 3. Recocido de ablandamiento (esferoidización)**
- 4. Recocido isotérmico**

1. Recocido Completo o Recocido Total

La finalidad del recocido en los aceros es la de reducir su dureza, mejorar la maquinabilidad, facilitar el trabajo en frío, producir una microestructura deseada, o para obtener propiedades mecánicas o físicas deseadas.

Cuando se aplica a aleaciones ferrosas, el término recocido implica un recocido total o completo del material. Se define como el recocido de una aleación ferrosa, austenitizada y luego enfriada lentamente dentro del horno (cerrado y apagado) a través del rango total de transformación.

En general, el recocido puede dividirse en tres etapas:

1) Recuperación. - En esta primera etapa el material recupera sus propiedades físicas, como son: conductividad térmica, conductividad eléctrica, resistividad, etc. Las propiedades mecánicas no cambian.

2) Recristalización.- En esta segunda etapa, los materiales trabajados en fría sufren una recristalización, en la que aparece un nuevo juego de granos libres de deformación. Desaparece la dureza y la resistencia adquirida por el trabajo en frío y se recupera la ductilidad.

3) Crecimiento de grano.- En esta tercera etapa los granos grandes crecen a expensas de los granos pequeños, teniendo como objetivo lograr un tamaño de grano homogéneo y no que en realidad se desee que crezca el grano.

El recocido depende casi totalmente de dos factores:

- a) La formación de austenita
- b) La subsecuente transformación de la austenita.

Después del trabajo enfriado (forjado o rolado) el acero, consiste de una mezcla de granos de ferrita y de perlita (carburos en forma de laminillas en una matriz ferrítica), deformados por la acción mecánica del rolado o del forjado; estas estructuras se convierten en austenita calentando el acero a una temperatura superior a la crítica superior. En los aceros hipoeutectoides será de aproximadamente de 30°C (50°F) arriba de A_3 . A esta temperatura ocurrirá la recristalización del acero que producirá un afino de grano.

El afino de grano para un acero hipereutectoide ocurrirá aproximadamente 30°C (50°F) arriba de la temperatura crítica inferior $A_{3,1}$. Calentamientos por encima de esta temperatura harán el tamaño de grano mayor, lo que se reflejará al enfriar el material, en la obtención de áreas perlíticas grandes. La microestructura de un acero hipereutectoide recocido, consistirá de áreas de perlita laminar burda, rodeadas de una red de cementita proeutectoide; sin embargo, debido a la fragilidad de la cementita, el recocido no debe ser nunca un tratamiento térmico final para los

aceros hipereutectoides. La presencia de un límite de grano grueso y duro dará como resultado una mala maquinabilidad.

Es importante tomar en cuenta que a temperaturas de austenitización bajas, la estructura consiste de austenita más carburo o ferrita, o ambas, dependiendo de la composición del acero y del tiempo de permanencia a esa temperatura. Sin embargo, conforme aumenta la temperatura de austenitización, la estructura del acero se hace más homogénea debido a que se facilita la transformación de la ferrita en austenita y la disolución de los carburos en esta misma fase. Este grado de homogeneidad es una consideración importante en el desarrollo de estructuras recocidas y es la base para la primera regla de recocido:

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

Esta regla también puede expresarse como sigue:

“Entre mayor sea la temperatura de austenitización, mayor es la tendencia de la estructura del acero recocido a ser laminar, mientras que entre más cercana se encuentre ésta temperatura a la crítica, mayor será la tendencia de la estructura del acero recocido a ser esferoidal”

Si se permite que la austenita se transforme a temperaturas apenas por debajo de la crítica inferior

(15°C por debajo), el producto puede ser carburos esferoidales relativamente bastos o perlita laminar basta. Sin embargo, cualquiera que sea el producto formado, éste será muy suave.

Para transformaciones entre 30° y 60° C debajo de la crítica inferior, el producto de transformación es más duro y menos basto. En aceros de baja aleación el acero tiene tendencias a ser laminar en lugar de ser esferoidal.

Para transformaciones entre los 50° y 120° C debajo de la crítica inferior, el producto es una mezcla de ferrita y carburo con una dureza mayor.

Con base en lo anterior tenemos las reglas dos y tres del recocido:

Regla 2- Para desarrollar la condición más suave en el acero, austenitize a una temperatura menor de 50° e arriba de la crítica y transforme a una temperatura menor de 56° e debajo de la crítica inferior.

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

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

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

Después de que la austenita se ha transformado completamente, el acero puede enfriarse rápidamente sin afectar la estructura o la dureza del acero. Por ello, la quinta regla del recocido es:

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

Estas cinco reglas aseguran un recocido exitoso y deben seguirse y tomarse en cuenta para este tipo de tratamiento térmico.

2.- Recocido de Difusión o de Homogeneización.

Como su nombre lo indica, se utiliza el fenómeno de la difusión para obtener un material homogéneo (segunda denominación). El objetivo de este tipo de recocido es el de reducir la heterogeneidad química provocada por la solidificación. Esta heterogeneidad es la consecuencia de la segregación cristalina y en bloque.

Debido a que la velocidad de difusión es una función exponencial de la temperatura, se hará el recocido de difusión a la temperatura más alta posible. La influencia de este tratamiento sobre las diferentes segregaciones depende principalmente de:

- Las diferencias en concentración
- Las distancias de difusión
- La velocidad de difusión de los diferentes elementos

A una escala cristalina. La segregación de los elementos solubles desaparece rápidamente, ya que las diferencias de concentración y las distancias de difusión son pequeñas. Sin embargo, la

segregación en bloque de los elementos solubles será más difícil de eliminar debido a las mayores distancias de difusión.

Las heterogeneidades debidas a precipitaciones de fases no solubles en el estado sólido no pueden ser eliminadas por este tratamiento térmico.

El recocido de difusión se aplica por ejemplo en los lingotes de acero, durante el calentamiento como preparación al forjado y laminado, aunque también puede utilizarse para reducir simultáneamente la heterogeneidad química y mecánica de un material trabajado en caliente.

Es conveniente tener presente que a nivel industrial el propósito principal de éste recocido, sólo es el de calentar el lingote hasta la temperatura de laminado en caliente y no el de llevar a cabo el proceso de homogeneización.

3.- Recocido de ablandamiento (Esferoidización).

El propósito de este tratamiento térmico es el de obtener una estructura de acero que corresponda a la dureza mínima; Esa estructura es la de carburos globulares en una matriz ferrítica en aceros hipereutectoides.

La dureza mínima corresponde a la óptima deformabilidad en procesos de conformado no cortante como el doblado, el laminado en frío, embutido, etc. Para conformado cortante como aserrar, torneado, taladrar, fresar y cepillar, también es válido lo anterior para aceros con más de 0.5% de carbono.

En el caso de aceros suaves con contenido de carbono entre 0.1 % a 0.25 % de carbono, el estado suavizado es desfavorable para el conformado cortante, ya que las virutas pegan y

provocan una superficie rugosa. Para éstos aceros, la estructura normalizada corresponde a la mejor maquinabilidad.

De acuerdo al contenido de carbono, la mejor maquinabilidad se obtiene con las microestructuras mencionadas a continuación:

% Carbono	Microestructura óptima
0.06 a 0.20	Como rolado o laminado en frío
0.20 a 0.30	$f < 3''$ Normalizado $f > 3''$ Como rolado en frío
0.30 a 0.40	Recocido para obtener perlita gruesa y un mínimo de ferrita
0.40 a 0.60	Perlita gruesa laminar a esferoidal
0.60 a 1.00	100 % de estructura esferoidal

La estructura de carburos globulares se puede obtener por un calentamiento prolongado, de materiales rolados, enfriados lentamente o normalizados, a una temperatura justo por debajo de la temperatura crítica inferior. Tal operación se conoce como "recocido subcrítico". La globulización total de los carburos por este método requiere de un gran tiempo de permanencia en el horno, aproximadamente 10 horas. Sin embargo, se ha encontrado que el procedimiento de recocido utilizado para producir perlita (recocido isotérmico), con algunas modificaciones, se puede emplear para obtener microestructura de carburos globulares, es decir, si después del tratamiento de austenitización existen carburos libres, la transformación (en el rango de temperaturas en la cual se debe obtener perlita basta) procederá como una globulización de los carburos, más bien que con la formación de una microestructura perlítica. Esto se consigue

empleando temperaturas de austenización sólo ligeramente por encima de la temperatura crítica superior (A_{C3}).

También se acostumbra utilizar temperaturas de calentamiento no mayores de alrededor de 35°C sobre la temperatura crítica inferior (A_{C1}). El principio se basa en el hecho de que si se calienta brevemente la perlita por arriba de la temperatura A_{C1} , los ángulos agudos y las laminillas delgadas de los carburos se disolverán preferentemente. Durante el enfriamiento consecuente debajo de A_{C1} , el carbono se precipitará sobre las partículas de carburo no disueltas, las cuales funcionan como núcleos, de manera que se forman carburos más gruesos y más redondos, a diferencia de las laminillas originales. Es posible aplicar este principio de dos formas:

- 1) Calentando el material un tiempo determinado a una temperatura por arriba de A_{C1} , seguido por una recristalización isotérmica a una temperatura por debajo de A_{C1} .
- 2) Dejando oscilar la temperatura por arriba y por debajo de A_{C1} .

Este último método da mejores resultados, pero solamente puede aplicarse a cantidades pequeñas de acero en hornos chicos, cuya inercia térmica permita dichas oscilaciones rápidas de temperatura.

Es importante hacer notar que las laminillas delgadas y agudas de cementita se disuelven más rápidamente y por tanto, son susceptibles de formar más fácilmente carburos globulares en distribución muy regular con un mínimo de dureza y máxima ductilidad. Por esta razón, en muchos casos se realiza un normalizado antes del recocido de ablandamiento, con el propósito de obtener una estructura perlítica muy fina y regular.

En resumen, los diferentes métodos que pueden aplicarse para obtener un acero con carburos globulares son:

- a) Mantener un tiempo bastante prolongado al acero a una temperatura por debajo de A_{C1} . Esta temperatura debe ser muy cercana a A_{C1}
- b) Calentando y enfriando alternadamente a temperaturas que están un poco arriba y un poco abajo de A_{C1}
- c) Calentando a una temperatura arriba de A_{C1} o A_{C3} Y luego enfriando, ya sea muy lentamente en el horno o manteniendo a una temperatura muy apenas por debajo de A_{C1}
- d) Enfriando a una velocidad conveniente desde la temperatura mínima a la cual todo el carbono se disuelve, para evitar que se vuelva a formar una red de carburos y luego recalentar de acuerdo a los métodos a y b, (aplicable a aceros hipereutectoides conteniendo una red de carburos).

4.- Recocido Isotérmico.

Este tratamiento térmico tiene como objetivo principal obtener perlita gruesa, esto se puede lograr por medio de una transformación isotérmica del material, lo cual se logra enfriándolo hasta la temperatura de transformación apropiada para obtener perlita basta, y manteniéndolo a esta temperatura hasta que la transformación se complete. La figura 3.1 (d) muestra en forma esquemática el tratamiento térmico del recocido isotérmico. Este ciclo de recocido puede hacer posible una reducción importante en el tiempo de uso del horno para recocido. Ni el tiempo desde la temperatura de austenitización a la temperatura de transformación, ni el tiempo desde la temperatura de transformación a temperatura ambiente son críticos, por lo tanto pueden disminuirse tanto como se desee o como sea posible en la práctica. Además, si no es necesario obtener una perlita sumamente blanda, la transformación se puede llevar a cabo en la raíz de la

curva donde la transformación se completa más rápidamente y por tanto, la operación requerirá menos tiempo; sin embargo, hay que tener presente que en este caso la perlita es mucho más fina y de una dureza mayor.

El recocido isotérmico es más práctico para aquellas aplicaciones en las cuales se puede sacar ventaja por lograr un rápido enfriamiento a la temperatura de transformación y desde ésta hasta temperatura ambiente. Así, para pequeñas partes las cuales pueden manejarse en forma conveniente en baños de salo plomo, el recocido isotérmico requiere de tiempos mucho menores comparados con el tiempo requerido para el recocido completo.

5.- Recocido Intermedio.

Recocido intermedio es el término empleado para describir el recocido subcrítico de materiales trabajados en frío. En este caso, se acostumbra calentar el material a una temperatura suficientemente alta, para causar la recristalización de la estructura trabajada en frío y de esta forma eliminar la dureza del acero.

Un ejemplo importante de recocido intermedio es el recocido en caja de placa de acero de bajo carbono rodada en frío. La placa se empaca en grandes cajas las cuales se sellan para protegerlas de la oxidación.

El recocido intermedio generalmente se realiza dentro del intervalo de temperaturas que van de los 595°C a los 705°C (1100 a 1300 °F). El calentamiento y la permanencia a la temperatura seleccionada, generalmente toman al rededor de 24 horas después de lo cual la carga se enfría lentamente dentro del horno, sin sacarla de las cajas. El proceso entero toma alrededor de 40 horas.

4.3.-Normalización o Normalizado.

La normalización o normalizado a veces llamada perlización, tiene como propósito obtener una estructura perlítica de grano fino y distribución homogénea, la cual corresponde a las propiedades mecánicas óptimas de un acero perlítico. Este tratamiento se efectúa principalmente sobre aceros hipoeutectoides y consiste en un calentamiento arriba de A_{C3} o A_{C1} , seguido de un enfriamiento al aire.

De acuerdo con lo mencionado arriba, se puede ver que el normalizado consiste de dos recristalizaciones por transformación de fase: una primera recristalización se obtiene por la transformación de la ferrita y la cementita (perlita) en austenita y la segunda recristalización por la transformación de la austenita a ferrita y perlita. Cada transformación de fase provoca una recristalización y afino de grano.

Sobrepasando la temperatura A_{C3} o A_{C1} en el calentamiento, los granos de ferrita y/o perlita forman pequeños granos de austenita, cuyo número depende principalmente del grado de nucleación, lo que a su vez depende de la velocidad con la que se sobrepasa la temperatura de transformación: Lo mismo es válido para la transformación de austenita a ferrita y perlita, o perlita, por eso es el enfriamiento al aire.

La práctica usual en el normalizado implica un calentamiento desde 35 a 65°C sobre la temperatura crítica A_{C3} o A_{em} . La figura 4.1 muestra el intervalo de temperaturas para el normalizado. Como puede verse en dicha figura, para aceros hipereutectoides, es necesario calentar por encima de la línea A_{em} a fin de disolver la red de cementita.

La normalización también se puede utilizar para mejorar la maquinabilidad, modificar y refinar las estructuras dendríticas de piezas de fundición, y refinar el grano y homogeneizar la microestructura para mejorar la respuesta en las operaciones de endurecimiento.

El incremento en la rapidez de enfriamiento por aire afecta en varias formas la transformación de la austenita. Debido al enfriamiento bajo condiciones fuera de equilibrio, las cantidades de

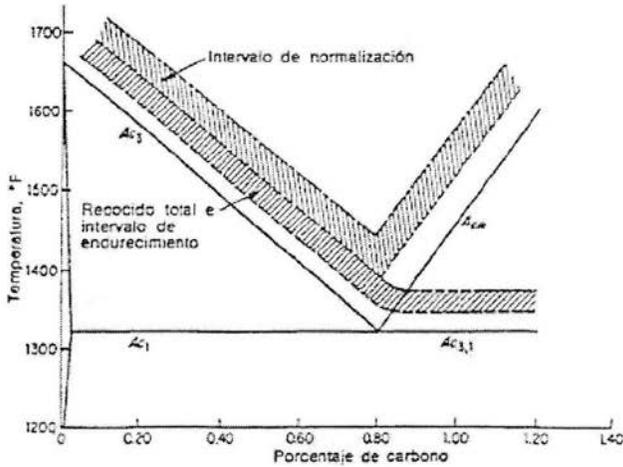


Figura 41 - Intervalo de recocido, normalizado y endurecimiento para aceros al carbono.

Para los aceros hipereutectoides, la normalización reducirá la continuidad de la red de cementita proeutectoide y en algunos casos puede eliminarse por completo.

La tabla 4.1 presenta las temperaturas de normalización para algunos grados comunes de acero al carbono. Basado en la experiencia a nivel industrial, las temperaturas dadas en la tabla pueden variar entre 28°C debajo y 56°C arriba de los valores indicados.

Tabla 4.1.- Temperaturas típicas de normalizado para aceros al carbono.

Acero SAE	Temperaturas de Normalización en °C	Temperaturas de normalización en °F
1015	900 a 925	1650 a 1700
1020	900 a 925	1650 a 1700
1035	900 a 925	1650 a 1700
1040	870 a 900	1600 a 1650
1045	845 a 870	1550 a 1600
1050	845 a 870	1550 a 1600
1060	815 a 845	1500 a 1550
1095	815 a 845	1500 a 1550

4.4.- El temple o templado

Uno de los atributos de acero, el cual es con toda certeza el de mayor significado para los tratamientos térmicos es su capacidad para endurecerse. Este atributo tiene un doble significado, es importante no únicamente con relación a la obtención de un alto nivel de dureza o resistencia por tratamiento térmico, sino también con relación a la obtención de un alto grado de tenacidad por medio del tratamiento térmico, lograda a partir de una microestructura deseable, generalmente martensita revenida o bainita inferior.

Debe entenderse con claridad que el endurecimiento (hardenability) se refiere al "ancho de endurecimiento" que se puede lograr bajo ciertas condiciones de enfriamiento bien establecidas y no a la dureza máxima que se puede obtener en un acero dado. La máxima dureza depende totalmente del contenido de carbono, mientras que el endurecimiento depende de factores como: el carbono, los elementos de aleación, y del tamaño de grano de la austenita.

Por lo antes mencionado, es claro que para obtener una microestructura martensítica con las propiedades deseables, el acero debe ser tratado térmicamente; el temple y el revenido son los tratamientos térmicos comúnmente utilizados para este fin y por ello representan el tratamiento térmico final utilizado ordinariamente para obtener las propiedades óptimas en materiales tratados térmicamente.

El temple involucra un calentamiento hasta la región de estabilidad de la austenita (temperatura de austenitización), mantener el material durante un cierto tiempo a esta temperatura de austenitización y después un enfriamiento continuo desde esta temperatura, hasta por debajo de la temperatura de inicio de la formación de la martensita (M_s), a una velocidad de enfriamiento tan grande (mayor que la crítica) que la transformación a perlita o bainita se inhibe y el producto de la transformación será la martensita. El propósito de este tratamiento es el de obtener, para cada composición de acero, la dureza máxima.

1.- Calentamiento y Temperatura de Austenitización.

El primer paso en el tratamiento térmico de temple, como en la mayoría de los tratamientos descritos anteriormente, es el calentamiento del material a una temperatura a la cual se forme la austenita; en general, la temperatura de austenitización real deberá ser tal, que todos los carburos se disuelvan y de esta manera se le saque ventaja al hecho de tener al carbono en solución sólida intersticial dentro de la austenita, para poder tener el efecto de endurecimiento.

Hay que cuidar que la temperatura de austenitización no sea muy elevada ya que ello implicaría un crecimiento pronunciado del grano. Las piezas deberán mantenerse a la temperatura de austenitización el tiempo suficiente para que los carburos se disuelvan, pero cuidando que este tiempo no sea excesivo y pueda ocurrir un crecimiento del grano.

Velocidades de calentamiento muy elevadas pueden crear esfuerzos muy altos, particularmente cuando están involucradas secciones de forma irregular, por lo que no es conveniente esto. La práctica común indica que es mejor calentar las piezas junto con el horno y no introducir las cuando el horno ya esté a la temperatura de austenitización. Un tiempo de calentamiento de una hora por 25 milímetros (una hora por pulgada) de sección es lo que se emplea comúnmente, siendo esto una regla de seguridad. Sin embargo, en numerosos casos se pueden emplear velocidades de calentamiento mayores, en cuyo caso, la regla de seguridad en la práctica se deberá determinar en forma experimental. La velocidad de calentamiento se determinará con base en los siguientes factores:

- Masa del material que se va a calentar
- Velocidad a la que el material puede absorber el calor
- La temperatura a la que se desea calentar
- La temperatura y transferencia de calor características del medio de calentamiento

En general la velocidad de calentamiento será más rápida entre mayor sea la temperatura, y los tiempos variarán con el cuadrado del espesor o diámetro. Baños de salo metal fundidos generalmente tienen coeficientes de transferencia de calor más altos y, por esto, calentarán más rápidamente que hornos en los cuales el calentamiento es en aire.

Debido a que la velocidad de calentamiento es una función de la diferencia de temperatura entre la pieza y el medio de calentamiento, se pueden obtener calentamientos rápidos utilizando medios de calentamiento a temperatura sobre la temperatura de austenitización deseada y retirando la pieza cuando alcance ésta última. La ventaja que proporciona este procedimiento tiene su mejor aplicación en hornos continuos, de gran aplicación en la práctica, en los que la temperatura se mantiene sobre la temperatura deseada y el paso de las piezas metálicas a través del horno se regula de manera que estas alcancen la temperatura deseada, en el extremo final del horno. Sin embargo, es importante tener presente que el control de la temperatura en estos tratamientos no es muy exacto.

Otros aspectos que se deben cuidar en el proceso de calentamiento, son la oxidación y la descarburización. Tanto el decapado (desincrustación de la capa de óxido) y la descarburización son indeseables, ya que en el caso del decapado, éste representa una pérdida de metal, estropea el acabado superficial y puede ser la causa de una pobre extracción de calor en el templado. Respecto a la descarburización, ésta trae como consecuencia una pérdida de dureza en la superficie del metal y puede afectar en forma muy seria la resistencia a la fatiga del acero. Estos procesos no se presentan juntos necesariamente. La cantidad de óxido que se forma está determinada principalmente por el tiempo y la temperatura de austenitización, por lo tanto éstos deben ser tan bajos como sea posible a fin de minimizar la formación de esta capa. La formación de esta capa materialmente desaparece por la presencia de un 4 % o más de monóxido de carbono en la atmósfera del horno.

Es importante tener presente que para todo tratamiento térmico la seguridad en la práctica se basa en un calentamiento relativamente lento y uniforme hasta la temperatura de austenitización.

Las temperaturas de austenitización recomendadas previas al templado de aceros al carbono y de baja aleación y de aceros para cementación y aleados ya están tabuladas y se muestran en la tabla 3.2. Para la mayoría de las aplicaciones deben cuidarse aspectos como los siguientes:

- La máxima temperatura alcanzada en toda la sección.
- La uniformidad de temperatura en la pieza
- El tiempo de permanencia a la temperatura de austenitización

Los factores que influyen sobre el comportamiento de una pieza de acero, en relación con su velocidad de calentamiento son: la conductividad térmica del acero, la naturaleza de la atmósfera del horno y el espesor de la sección.

2. Medios de Temple.

La efectividad del temple depende de las características del medio de temple, así como de la habilidad del acero para endurecerse. Por lo tanto, los resultados pueden variar cambiando la composición del acero o la agitación, temperatura y medio de temple.

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

- El calor específico y el poder de conducción de calor del acero
- La masa, forma y estado superficial de la pieza,
- El llamado "poder de enfriamiento" del medio del temple
- Temperatura del medio de temple

El calor específico y la conductividad calorífica de los diferentes tipos de aceros no muestran una gran diferencia entre sí y nunca pueden acomodarse al tipo de tratamiento a efectuar.

La masa, la forma y el acabado superficial de la pieza, en general, se determinan por características de diseño y no del futuro tratamiento térmico.

De lo antes expuesto se puede deducir que el parámetro principal que determina la velocidad de enfriamiento del acero, será el "poder de enfriamiento" del medio de temple. Este poder de enfriamiento para un medio de temple depende de factores como:

-
- Calor específico
 - Conductividad calorífica
 - Viscosidad
 - Calor de evaporación o de disociación
 - Formado de capas gaseosas aislantes.

Debido al número de variables involucradas en la determinación del poder de enfriamiento de un medio de temple, éste se lleva a cabo por métodos empíricos en condiciones estándar, como por ejemplo, el templado de una esfera de plata con un diámetro determinado.

El medio de temple ideal deberá mostrar una alta rapidez de enfriamiento inicial para evitar la transformación de la austenita en el rango de temperaturas que abarca la nariz perlítica, y luego una velocidad de enfriamiento menor para el intervalo inferior de temperatura, a fin de minimizar la distorsión de las piezas. Los medios de temple con los que se cuenta a nivel industrial, no muestran estas propiedades ideales; por ejemplo, el agua y las soluciones acuosas tienen velocidades de enfriamiento iniciales altas, las cuales se mantienen a bajas temperaturas donde el agrietamiento y la distorsión tienden a ocurrir. Los aceites de temple convencionales tienen una etapa inicial mucho mayor que la que tienen el agua y las soluciones acuosas, pero la etapa de temperaturas menores posee velocidades de enfriamiento menores, esto se muestra en forma esquemática en la figura 4.2

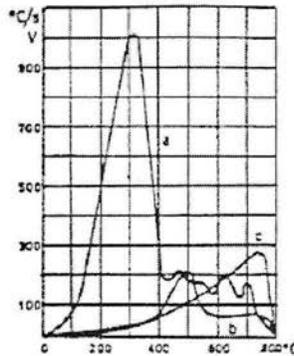


Figura 4.2 representación esquemática de la velocidad de enfriamiento V en función de la temperatura instantánea, para una esfera de plata de 20 mm de diámetro, templada desde 800°C en: (a) agua a 40°C; (b) aceite mineral a 40°C; (c) baño de sal a 200°C.

Para los medios de temple en los cuales el transporte de calor ocurre principalmente por conducción y convección, como en aire, aire a presión, baños de metal o de sal fundidos, vale en general que la velocidad de enfriamiento del metal llega rápidamente a un máximo inmediatamente después del contacto entre la pieza y el medio de temple, disminuyendo paulatinamente cuando baja la temperatura del metal.

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

Con base en lo anterior, a continuación se enlistan los medios de temple industriales, en orden de disminución de la severidad de temple:

-
1. Solución acuosa al 10 % de cloruro de sodio (salmuera)
 2. Agua
 3. Sales fundidas
 4. Aceites
 5. Aire

3.- Mecanismos de Enfriamiento durante el Temple.

La estructura, dureza y resistencia resultantes del tratamiento térmico de temple, están determinadas por la velocidad de enfriamiento durante el proceso. Si la velocidad de enfriamiento es mayor que la crítica, se obtendrá una microestructura completamente martensítica, y si la velocidad es menor la microestructura formada puede ser bainita o perlita fina. La dureza en ambos casos será distinta, en el primer caso el acero endurece totalmente, mientras que en el segundo caso no endurece totalmente. De aquí que sea necesario conocer los mecanismos de extracción de calor durante el templado.

Se reconocen cuatro etapas del mecanismo de extracción de calor durante el templado.

Etapas A': Etapa de conducto inicial del líquido.- Los primeros efectos en la inmersión de la pieza en el medio de temple, se caracterizan por la formación de burbujas de vapor que preceden al establecimiento de una capa de vapor envolvente sobre la pieza. Su tiempo de duración es de aproximadamente 0.1 segundos.

Etapa A: Etapa de enfriamiento por medio de una capa de vapor.- Se caracteriza principalmente por la formación de una capa de vapor continua, delgada y estable que rodea al metal caliente y que es debida a la temperatura tan alta a la que se encuentra el metal, lo cual provoca la vaporización del medio de temple en la superficie del metal.

Etapa B: Etapa de enfriamiento por transporte de vapor.- Esta etapa empieza cuando la temperatura del metal se ha reducido al grado de que la capa de vapor ya no es estable, rompiéndose. Entonces, el líquido del medio de temple produce una violenta ebullición y el calor es removido de la pieza a muy alta velocidad como calor latente de vaporización. Esta etapa es la de enfriamiento más rápido.

Etapa C: Etapa de enfriamiento por medio del líquido.- Esta etapa empieza cuando la temperatura de la superficie de la pieza llega a igualar la temperatura de ebullición del líquido de temple. Debajo de esta temperatura se detiene la ebullición (ya no se forma más vapor) y el enfriamiento se llevará a cabo por conducción y convección. Esta etapa es la de enfriamiento más lento.

La figura 4.2 representa esquemáticamente la variación de la velocidad de enfriamiento V , medida en el centro de una esfera de plata de 20 mm de diámetro, templada desde 800°C en:

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

Para el agua aparece claramente el enfriamiento irregular entre los 800 °C y los 500°C y la alta velocidad de enfriamiento a temperaturas relativamente bajas. Para el aceite la formación de vapor es más reducida y la velocidad de enfriamiento es inferior a temperaturas debajo de los

400 °C a 500°C. Para la sal líquida no hay ninguna formación de vapor, de modo que se llega muy rápidamente a la velocidad máxima de enfriamiento.

Es importante tener presente que las etapas descritas anteriormente, se presentan en el caso de que la pieza a templar se introduce en el medio de temple y se deja ahí hasta que se enfría totalmente; sin embargo, es posible modificar dichas etapas por medio del movimiento del medio de temple o por movimiento de la pieza. A nivel industrial es más común el movimiento del medio del temple, lo que se conoce como "agitación", y se define como el movimiento del medio de temple producido externamente. Este movimiento influye de forma muy importante sobre las características de transferencia de calor del líquido de temple, ya que provoca un rompimiento mecánico de la capa de vapor formada en la etapa A, produciendo un desprendimiento más frecuente de burbujas de vapor durante la etapa B.

4.- La Temperatura del Medio de Temple.

La temperatura del líquido afecta marcadamente su habilidad para extraer calor. Generalmente, conforme aumenta la temperatura del medio de temple, la velocidad de enfriamiento disminuye lo cual se debe a un aumento en el tiempo de duración de la etapa A. Como el medio está más cercano a su punto de ebullición, se necesita menos calor para formar la capa de vapor.

La figura 4.3 muestra dos curvas de enfriamiento para muestras templadas en agua a 24 °C y 52 °C sin agitación; como se puede ver, el temple en agua a 24 °C requiere de menos tiempo para enfriar la muestra, siendo cada vez mayor la diferencia para temperaturas bajas.

En el caso del aceite hay dos factores a considerar. Conforme aumenta la temperatura del aceite hay una tendencia a que la velocidad de enfriamiento disminuya debido a que sigue estando presente la capa de vapor; sin embargo, conforme aumenta la temperatura del aceite, éste se hace más fluido, lo que trae como consecuencia un aumento en la rapidez de conducción de calor a través del líquido. Estos dos factores determinan la velocidad de enfriamiento, por lo tanto, si existe un incremento en la conducción de calor mayor que el decremento debido a la presencia de la película de vapor, el resultado neto será un aumento en la velocidad de enfriamiento como en el caso del Gulf Super-Quench. Si lo contrario es cierto, entonces el resultado neto será un decremento de la velocidad de enfriamiento. Las velocidades de enfriamiento óptimas en aceites para templados convencionales, se obtiene para temperaturas entre 50 °C y 65 °C. Para prevenir un aumento en la temperatura en el medio durante el temple es necesario proporcionar suficiente volumen del medio de temple.

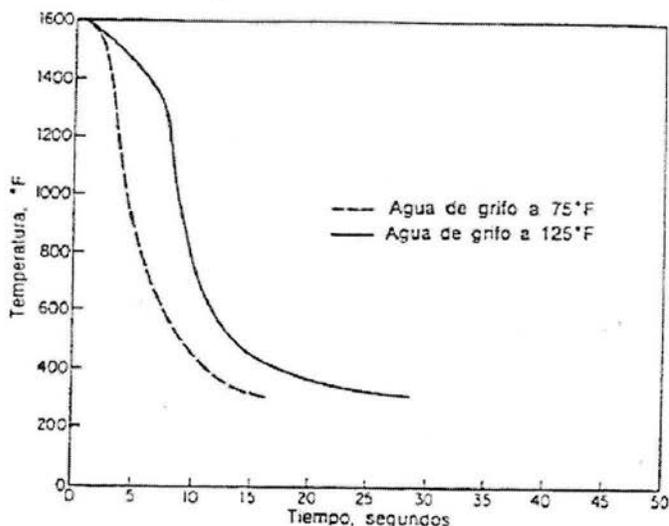


Figura 4.3 Curvas de enfriamiento obtenidas en el centro de muestras templadas en Agua a temperaturas de 75 °F (24 °C) y 125 °F (52 °C) sin agitación.

5.- Elección del Medio de Temple.

Para obtener en el temple de los aceros mejores resultados, conviene utilizar el método de enfriamiento menos enérgico que sea capaz de comunicar al acero una velocidad de enfriamiento superior a la crítica. De esta forma se consigue una estructura totalmente "martensítica, la máxima dureza de acuerdo a su composición y se evita en lo posible las grietas y deformaciones. En piezas enfriadas rápidamente siempre existe el peligro (independientemente de la composición del acero) de que se creen tensiones, debido a un enfriamiento desigual dentro de la pieza, esto es, mientras la periferia se enfría rápidamente, el corazón de ésta se encuentra todavía a una temperatura elevada. En piezas enfriadas lentamente la temperatura es más uniforme en toda la masa y por lo tanto son menos frecuentes las grietas y deformaciones.

La gran diversidad de aceros que existen en la actualidad, crea dudas sobre el medio de enfriamiento más adecuado, para solventar esta situación es necesario guiarse por las recomendaciones de las acerías, de las sociedades metalúrgicas o por el análisis y dimensiones de la pieza.

Las velocidades críticas de temple varían bastante de un acero a otro; por ejemplo, los aceros al carbono exigen las mayores velocidades de enfriamiento, las cuales son, aproximadamente, de 350 °C/s para 0.5 % C, 200° C/s para 0.8 % C. En cambio, los aceros especiales tienen velocidades de temple menores, así por ejemplo, la velocidad crítica para un acero para brocas de bajo contenido de tungsteno, es de 35 °C/s, aproximadamente.

En general, deben seguirse las siguientes reglas de templado:

1. Aceros al carbono (independientemente de su composición) en piezas de más de 5 mm de espesor y aceros de baja aleación en espesores superiores a 25 mm, deben templarse en agua, debiendo tener ésta una temperatura entre 15° a 20° C, no debiendo sobrepasar los 30° C.

2. Para los aceros antes citados, en perfiles inferiores a 5 o 10 mm aproximadamente y todos los aceros de alta aleación, el temple debe realizarse en aceite, estando éste entre 30° C y 60° C se obtienen los mejores resultados.

3. Los aceros de muy alta aleación se templean al aire.

Aunque el fabricante suele señalar en sus catálogos o tablas el medio de enfriamiento que debe emplearse para el temple de cada acero, conviene tener presente que existen excepciones a las normas generales; por ejemplo, aunque un acero al carbono de 1.10% debe dársele un temple en agua, cuando hay que templar una herramienta de menos de 3 mm de espesor, conviene enfriarla en aceite, ya que de esta forma desaparece el peligro de la formación de grietas que puede presentarse en el templado en agua y además, se alcanza la dureza deseada.

Por el contrario, un acero cromo - vanadio con 1 % C, 1.5 %Cr y 0.20 %V, que es de temple en aceite, se templará en agua cuando se utilice para herramientas de 100 g y 200 mm de espesor, que deban quedar con una dureza superior a 60 Rc.

6- Comparación de los Medios de Temple.

A continuación se analizarán los medios de temple más usados en el tratamiento térmico de temple en los aceros:

Agua.

El agua y las soluciones a base de agua son los medios de temple menos caro y de uso siempre y cuando la pieza a templar no sufra distorsiones excesivas o se agriete durante el temple.

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

Debe evitarse que el agua se caliente durante el temple, conviene que la temperatura del agua oscile entre 1 Y Y 200 C, pues si la temperatura es superior a 300 C, se prolonga exageradamente la etapa HA" de enfriamiento, lo que constituye un gran inconveniente, ya que disminuye la velocidad de enfriamiento en la zona de los 7500 C a los 5000 C, favoreciéndose la formación de estructuras blandas, sobre todo en aceros de baja templabilidad. Además, la prolongación de la etapa HA ", que varía con la complejidad de la pieza, favorece la retención del vapor dando como resultado una dureza mal distribuida y una distribución de esfuerzos desfavorable, lo que puede ocasionar distorsiones y agrietamiento.

Salmuera.

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

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

- 1) La velocidad de enfriamiento es mayor que la del agua para una misma agitación.

-
- 2) La temperatura es menos crítica que para el agua, requiriendo, por lo tanto, de menor control.
 - 3) La aparición de manchas suaves debido a bolsas de vapor es mucho menor que en el temple en agua.
 - 4) La distorsión es menos severa que en el temple en agua.
 - 5) Los cambiadores de calor son menos usados para el enfriamiento de baños de salmuera de lo que son empleados para el temple en agua o aceite.

Algunas de las desventajas que presenta la salmuera son:

- 1) La naturaleza corrosiva de la salmuera requiere que, para tener una vida razonable, el equipo de temple se proteja de la corrosión mediante un recubrimiento.
- 2) Se requiere de equipo de extracción de los vapores corrosivos que emanan de los baños de salmuera.
- 3) El costo aumenta debido a los inhibidores y aditivos que deben utilizarse.
- 4) El costo también aumenta debido a la necesidad de llevar a cabo pruebas para el control de la solución.

Aceite.

Los mejores aceites para el temple son los aceites minerales. Un buen aceite debe poseer las siguientes propiedades:

- I. Su viscosidad debe estar comprendida entre ciertos límites, de manera que no sea muy viscoso ni que tenga baja viscosidad. En el primer caso tiende a carbonizarse y en el segundo a volatilizarse.

2. La volatilidad no debe ser demasiado elevada porque se pierde aceite con el uso y se espesa el baño, con la consiguiente pérdida en la velocidad de enfriamiento, además de que al ponerse en contacto con el metal caliente, desprende numerosas burbujas y se forma mucho vapor al rededor de las piezas, prolongándose la fase "A"

3. La temperatura de inflamación y combustión deben ser lo más elevadas posible, para evitar exceso de humo en el taller y también el peligro de que se inflame el baño

Lo anterior tiene como consecuencia que los aceites se utilicen con mayor amplitud, en aquellos casos en los cuales se desea templar piezas de forma complicada o en el que se desea el mínimo de distorsión.

La Templabilidad.

Se puede definir la templabilidad como la capacidad que tiene un acero de endurecer a profundidad por medio del temple.

Cuando un acero se temple, la velocidad de enfriamiento es máxima en la superficie y disminuye hacia el centro. La formación de martensita sólo ocurre en la parte de la pieza, donde se logró sobrepasar "la velocidad crítica" de enfriamiento. Para aceros no aleados la velocidad crítica es tan alta, que sólo se obtiene una capa relativamente delgada, aún templando en agua. El transcurso de la velocidad de enfriamiento desde la superficie hasta el centro de la pieza, está determinado por la relación entre masa y superficie y es función del diámetro de la pieza.

La figura 4.4 representa en forma esquemática la velocidad de enfriamiento en función del diámetro de una barra cilíndrica para tres tipos de acero con un templado en agua, aceite y al aire.

De la figura, se puede ver que el acero al carbono, I, templado en agua, sólo alcanza la velocidad crítica V_{cI} en una capa delgada. Después del temple este acero sólo presentará una zona muy delgada con estructura martensítica.

La velocidad crítica V_{cII} para el acero al níquel, II es mucho más baja, de modo que aún templado en aceite, el material experimenta una transformación martensítica más profunda.

Finalmente, la velocidad crítica V_{cIII} es tan baja que el acero al Cr-Ni, III se transformará completamente en martensita con un enfriamiento al aire.

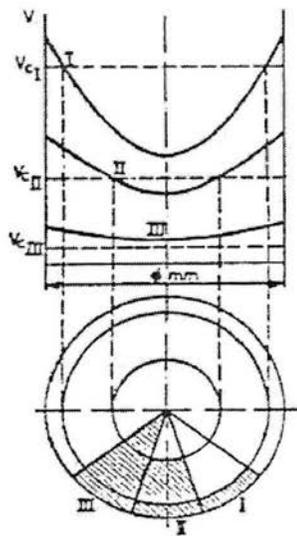


Figura 4.4 Representación esquemática del endurecimiento de los siguientes aceros: I: acero al carbono templado en agua. II: acero con 2% Ni, templado en aceite. III: acero con 1%Cr, 4 % Ni, templado al aire.

La templabilidad de un acero depende de varios factores:

1. La velocidad crítica de enfriamiento depende de la estabilidad de la austenita y de la nucleación durante la transformación.
2. La estabilidad de la austenita depende principalmente de los elementos de aleación. Como también el carbono extiende la zona γ , la descomposición de la austenita en α y cm se reprime cuando aumenta la concentración de carbono, de modo que la velocidad crítica disminuye.
3. La descomposición o transformación de la austenita, como fenómeno de nucleación y crecimiento, se ve influenciada por la presencia de límites de grano y carburos no disueltos que actúan como núcleos, aumentando la velocidad crítica de enfriamiento.

Un calentamiento prolongado a una temperatura de austenitización alta, disolverá gran parte de los núcleos y hará crecer el grano, lo que bajará la velocidad crítica.

De lo anterior podemos concluir lo siguiente:

1. En las mismas condiciones de templado, la profundidad de templado y la dureza máxima obtenida en un acero al carbono aumentará hasta el contenido de carbono correspondiente a la concentración eutécticoide
2. A un contenido constante de carbono, es posible aumentar la profundidad de templado por una austenitización a temperaturas superiores

Debido a los numerosos factores que tienen influencia sobre la templabilidad de un acero, se propusieron varios métodos para determinar experimentalmente un factor de templabilidad. Se trata de poder producir siempre y con toda exactitud las condiciones experimentales, como son: temperatura y tiempo de austenitización, método de templado, volumen y forma de las probetas. La prueba más conocida es la de Jominy, propuesta originalmente por Charpy y Grenet.

La Prueba Jominv.

Este ensayo normalizado, según la norma ASTM Designation A255-48T End Quench Test for Hardenability of Steel, consiste en enfriar una probeta de 1 pulg. de diámetro y 4 pulg. de largo austenitizada, por medio de un chorro de agua a una presión definida por la norma, que se hace incidir en uno de sus extremos. De esta forma cada punto a lo largo de la probeta, a partir de la punta templada, presentará un cierta velocidad de enfriamiento. La dureza de la probeta se mide sobre uno de sus bordes ya rectificado, efectuando estas mediciones cada dieciseisavo de pulgada en la primera pulgada de longitud y después más espaciadas, permitiendo construir una gráfica Dureza contra distancia del extremo templado, como la mostrada en la figura 45.

La velocidad de enfriamiento varía a todo lo largo de la barra, siendo más elevada en el extremo templado por estar en contacto con el agua. La velocidad de enfriamiento en cualquier punto a lo largo de la barra se ha determinado con toda exactitud. La tabla 3.5 muestra los valores correspondientes. Así, este método describe el procedimiento para determinar la templabilidad, de un acero.

Tabla 4.5. - Relación entre velocidad de enfriamiento y la distancia Jominy.

Distancia Jominy en 16-avos de pulg.	Velocidad de Enfriamiento DCIs
1	315
2	110
3	50
4	36
5	28
6	22
7	17
8	15
10	10
12	8
16	5
20	3
24	2.8
28	2.5
36	2.2

La templabilidad se hace aparente en el grado al cual el material se endurece cuando se temple a diferentes velocidades de enfriamiento. En la prueba de Jominy la "profundidad de endurecimiento" es la distancia a lo largo de la probeta desde el extremo templado o punta templada.

Se puede considerar que cualquier acero forma martensita en el extremo templado, por lo que la dureza en este punto está determinada exclusivamente por el contenido de carbono. Sin embargo, a una cierta distancia del extremo templado es más probable que se forme bainita o perlita en lugar de la martensita, lo que se verá reflejado en una baja en la dureza de la probeta.

Un acero aleado con una alta templabilidad, tal como un acero 4340, mantiene una curva de templabilidad más bien plana, es decir, mantiene su dureza, sin embargo, un acero al carbono simple, tal como el 1060, tiene una curva que cae rápidamente lo cual indica que tiene una templabilidad muy limitada. **El poder de Endurecimiento o Templabilidad está determinado por el contenido de elementos de aleación.**

Índice de Templabilidad.

La templabilidad de un acero se designa mediante un código que indica la distancia o distancias desde el extremo templado dentro de la cual se obtiene la dureza deseada.

Por ejemplo: Un acero aleado conteniendo 0.40 % de carbono (4140) podría especificarse que tiene una templabilidad de $J_{50} = 6$, lo que significa una dureza $Rc = 50$ a una distancia de 6/16 de pulgada desde el extremo templado, figura 4.65, curva inferior.

La AISI ha establecido curvas de templabilidad máxima y mínima, conocidas como bandas de templabilidad, figura 3.6, entre las cuales debe de estar cualquier barra de acero de esa composición. En la figura, el sufijo H se establece para aquellos aceros que se compran con base

a una especificación de templabilidad, siendo de importancia secundaria aspectos como la composición química; tamaño de grano, etc.

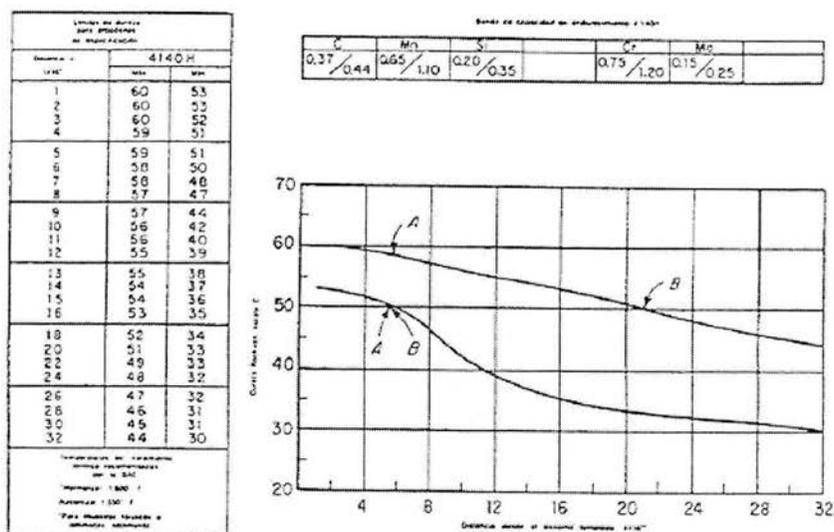


Figura 4.6 Bandas de templabilidad para un acero 4140H

Al especificar la templabilidad de un acero pueden emplearse alguno de los dos métodos siguientes:

1. - En este primer método se especifica primero la dureza en la curva inferior, seguida de la dureza en la curva superior igualándolas a la distancia en que se encuentran:

Por ejemplo, de la figura 4.6 los puntos A denotan durezas de 50 y 58, ambas a 6/16 "por lo tanto esto se denota por:

J 50/58 = 6/16 de pulg.

2.- Para un valor de dureza seleccionado, se indican las distancias primero en la curva inferior y luego en la curva superior:

"J 50 = 6/16 a 21/16 de pulg.

4.5.- El revenido del acero

Como ya se mencionó anteriormente, el acero en el estado endurecido carece de aplicación práctica debido a su condición de fragilidad, que surge por la formación de la martensita que trae a unidos grandes esfuerzos internos; por ello, es necesario hacer un relevado de esfuerzos a fin de eliminar en cierta medida dichos esfuerzos.

Por esta razón, el revenido tiene como finalidad liberar los esfuerzos internos, mejorando la ductilidad y la tenacidad del acero, pero sin que su propósito sea eliminar la dureza obtenida por el templado.

El revenido del acero comprende el calentamiento del acero endurecido a una temperatura abajo de la crítica inferior (A_{c1}) y enfriándolo a una velocidad conveniente.

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

El rango de temperaturas de 200°C a 450°C (400°F a 800°F) representa una zona divisoria entre aquellas aplicaciones que requieren dureza y aquellas que requieren tenacidad. Si la principal propiedad deseada es la dureza o resistencia al desgaste la pieza se reviene a menos de 200° C, en estas condiciones los esfuerzos residuales se reducen notablemente cuando se alcanzan los 200°C. Por otra parte, si se desea que la principal propiedad sea la tenacidad, la pieza se reviene

por arriba de 450° C, -temperaturas por arriba de ésta prácticamente logran que los esfuerzos internos o residuales desaparezcan casi en su totalidad.

Es importante analizar lo que le sucede a la martensita al calentar el acero dentro de los rangos especificados anteriormente. Como ya quedó establecido con anterioridad, la martensita es una solución sólida supersaturada de carbono atrapado en una estructura tetragonal a cuerpo centrado. Esta es una condición metaestable dado que a temperatura ambiente la fase que debería estar presente es la ferrita con estructura cristalina BCC. Así, al someter a una cierta temperatura al acero, se le está suministrando energía, la cual es aprovechada por los átomos de carbono difundiendo fuera de la martensita precipitándose como carburo y el hierro como ferrita con red BCC.

Cuando se calienta el acero al carbono en el rango de 40°C a 200°C (100 °F a 400°F), la estructura adquiere una tonalidad negra y es a veces conocida como martensita negra. La martensita original en la condición de temple está empezando a perder su estructura cristalina tetragonal mediante la formación de un "carburo de transición" hexagonal compacto (carburo épsilon) y martensita de bajo carbono.

En esta condición el acero endurece ligeramente, sobre todo aquellos aceros con alto contenido de carbono, y bajo estas condiciones el acero posee una alta resistencia, lo que trae como consecuencia una baja en la ductilidad y la tenacidad. Sin embargo, lo más importante es que gran parte de los esfuerzos internos se eliminan.

Calentando en el rango de 230°C a 400°C (450°F a 750°F) cambia el carburo épsilon a cementita ortorrómbica (Fe₃C), la martensita de bajo carbono se hace ferrita BCC y cualquier austenita retenida se transforma en bainita. Los carburos son demasiado pequeños para ser resueltos mediante el microscopio óptico y la estructura entera se colora rápidamente en una

masa negra. La resistencia es mayor de 200,000 Psi, la ductilidad ha aumentado ligeramente, pero la tenacidad es aún baja. La dureza está entre 40 y 60 Rc dependiendo de la temperatura de revenido.

El revenido en el rango entre 400 ° y 650 ° C (750°F a 1200 °F) propicia el crecimiento de partículas de cementita lo que a su vez aumenta la cantidad de ferrita que es la fase que formará eventualmente la matriz del material. Esta condición hace que el material adquiera una coloración más clara al ser atacado. Las propiedades mecánicas en este rango son: Resistencia a la tensión 125,000 - 200,000 Psi, elongación 10 - 20 % en 2 pulgadas, dureza 20 - 40 Rc y un aumento rápido en la tenacidad.

Calentando en el rango de 650 ° a 720°C (1200 °F a 1330 °F) produce partículas grandes de cementita globular. Esta estructura es muy suave y tenaz y es semejante a la estructura de la cementita esferoidal obtenida directamente de la austenita mediante el recocido de esferoidización.

Variables Principales

La microestructura y propiedades mecánicas del acero revenido dependen de la temperatura y duración del revenido; las partículas de carburo se hacen progresivamente mayores y menor en número conforme la temperatura y el tiempo aumentan; este cambio de microestructura tiene generalmente como resultado una menor resistencia y dureza pero mayor ductilidad y tenacidad. Por otra parte, reviniendo un acero endurecido a temperaturas de revenido muy bajas, puede lograrse un "endurecimiento secundario". Por ejemplo, aceros aleados que contienen porcentajes de uno o más de los fuertes elementos formadores de carburo (Cr, Mo, V y W) son capaces de hacerse más duros como resultado del revenido.

La temperatura y el tiempo de revenido son variables interdependientes en el proceso de revenido. Por ejemplo, bajando la temperatura y aumentando el tiempo se puede generalmente producir el mismo resultado que aumentando la temperatura y disminuyendo el tiempo.

4.6 Tratamientos térmicos especiales

Austemplado

Es un tratamiento isotérmico, y en él, la austenita se transforma en bainita a temperatura constante. El austemplado (también llamado austempering, temple diferido ó temple bainítico), consiste en calentar el acero a una temperatura ligeramente superior a la crítica (hasta la temperatura de austenitización), seguido de un enfriamiento rápido en un baño de sales, como se muestra en la figura 47 (pues de otro modo se corre el peligro de que parte de la austenita se transforme en perlita), manteniéndose a una temperatura constante, durante un tiempo suficiente, hasta que se realice la total transformación de la austenita en bainita.

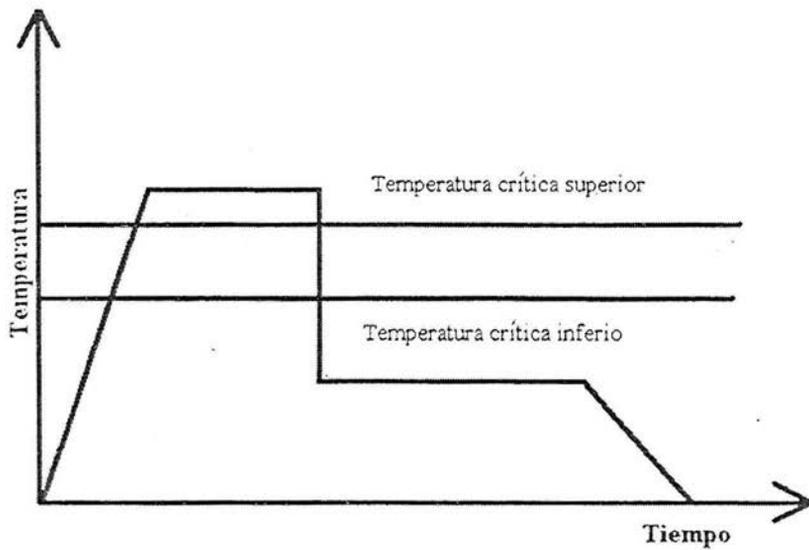


Figura 4.7 Representación esquemática del austempleado.

La temperatura del baño, debe ser superior a la temperatura del punto M_s (iniciación de la martensita), y suele variar de 250°C a 550°C . En la figura 4.8, se muestra una representación esquemática del austempleado en un diagrama TTT.

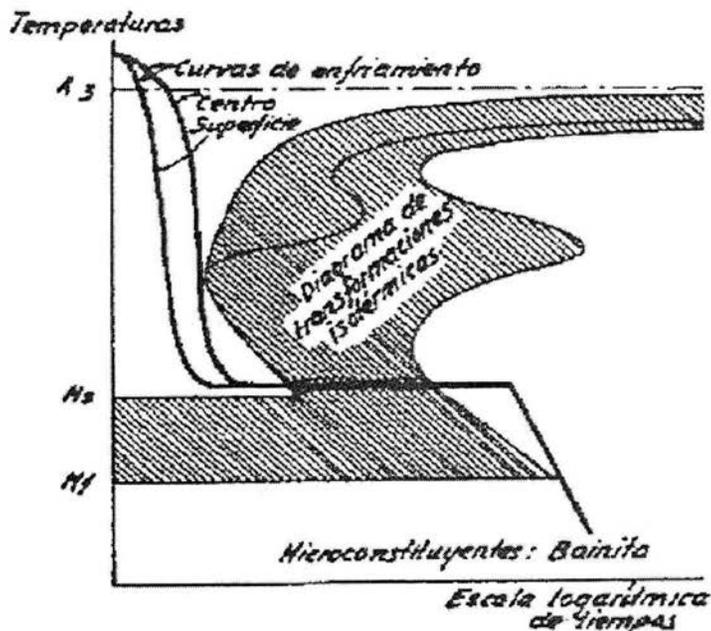


Figura 4.8 Representación esquemática del austemplado en un diagrama TTT.

La principal ventaja del austemplado es la ausencia de esfuerzos internos y grietas microscópicas que se producen en los temple ordinarios martensíticos. Además, la tenacidad es mucho más elevada en las piezas tratadas con austemplado, que en las piezas templadas y revenidas, a pesar de tener ambas piezas la misma dureza. Cuenta con una mayor ductilidad, también hay menos distorsión y peligro de fisuras, por que el temple utilizado no es tan drástico como en el método convencional.

La principal limitación del austemplado, es el efecto del tamaño de la pieza que se trata térmicamente: Sólo son adecuadas las secciones que pueden enfriarse con suficiente rapidez para evitar la transformación a perlita, por lo tanto, se aplica a piezas de espesor menor o igual a

½ pulgada. Este espesor puede incrementarse un poco para los aceros aleados, pero entonces el tiempo para terminar la transformación a bainita puede ser excesivo.

Martemplado.

Es un tratamiento isotérmico y se efectúa calentando el acero y manteniéndolo a una temperatura por arriba de la temperatura crítica superior A3, durante un tiempo suficiente para su completa austenitización y enfriándolo luego en un baño de sales fundidas (como se muestra en la figura 49), cuya temperatura suele oscilar entre 200 y 300°C Y debe ser superior a la temperatura del punto M_s.

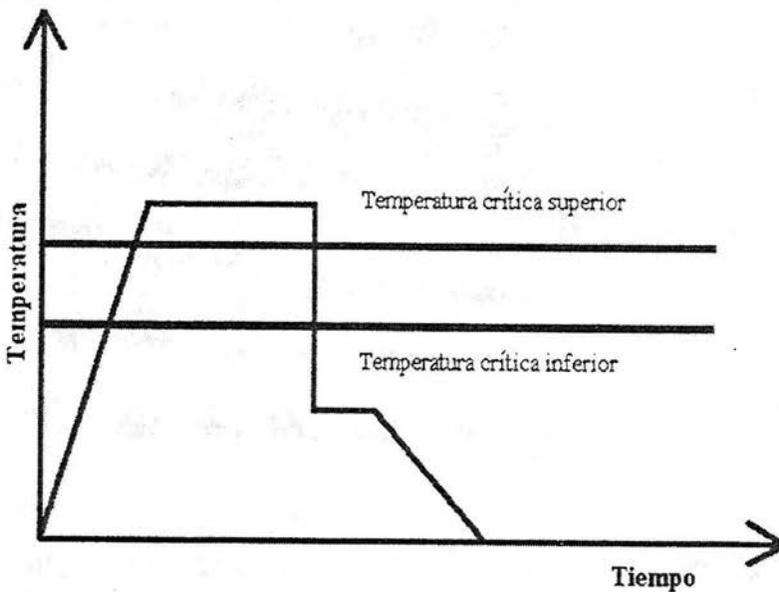


Figura 4.9 · Representación esquemática del martemplado.

El acero debe permanecer en el baño de sales el tiempo suficiente para conseguir que toda la pieza, alcance e iguale la temperatura del baño, enfriándose luego la pieza al aire. De esta forma

se obtiene una estructura martensítica con muy pocos esfuerzos internos. Cuando convenga disminuir la dureza o resistencia obtenida, se puede dar posteriormente al acero un revenido, para obtener martensita revenida.

Es necesario que el enfriamiento sea suficientemente rápido para que la curva de enfriamiento no corte la nariz del diagrama TTT (como se muestra en la figura 4.10) en ningún punto, pues si lo hiciera, parte de la austenita se transformaría en otros constituyentes.

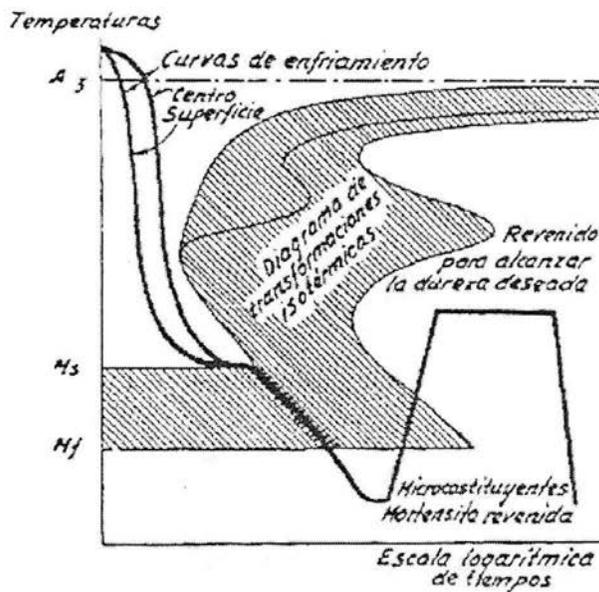


Figura 4.10. Representación esquemática del martempleado en un diagrama TTT.

Es muy importante que la temperatura del baño sea próxima y superior a la temperatura del punto Ms, pues si fuera inferior, parte de la austenita de la periferia se transformaría en martensita antes de que el resto de la austenita del centro, y el proceso sería imperfecto. La temperatura del punto Ms, varía en algunos casos con la temperatura de austenitización.

Para efectuar el martemplado, de un acero determinado, se debe conocer previamente el diagrama TTT del acero, y especialmente la posición de su nariz, la temperatura correspondiente al punto Ms, y el tiempo necesario para que se inicie la transformación a una temperatura ligeramente superior a la correspondiente al punto Ms, que corresponda a la que se va a utilizar en el baño de sales.

El martemplado se emplea en la fabricación de engranes del mecanismo diferencial de automóviles, troqueles, cojinetes de bolas, etc. En realidad, este tratamiento térmico es una variante del temple interrumpido en agua y aire.

La principal ventaja, es evitar las deformaciones y tensiones internas. Su aplicación queda limitada a piezas que no sean muy grandes.

Temples interrumpidos.

Este es un tratamiento de gran utilidad, en especial para los aceros para herramienta. Hay dos tipos de temples interrumpidos, que son:

-Temple interrumpido en agua y aceite.

En éste temple se suele enfriar generalmente en agua bajando la temperatura de la pieza hasta unos 300 ó 400°C, enseguida y rápidamente se mete el acero en aceite, sin que antes haya tenido lugar un equilibrio de temperaturas, entre el núcleo y la superficie del acero. Este tratamiento se usa para templar herramientas de forma complicada, fabricadas con acero templado en agua, y tiene como objetivo evitar (con el enfriamiento en aceite), que las diferencias de temperaturas en el acero sean demasiado grandes durante la transformación de la austenita en martensita, lo

que evita que se desarrollen esfuerzos que produzcan deformaciones y grietas. En la figura 4.11 se muestra un esquema de este tipo de temple.

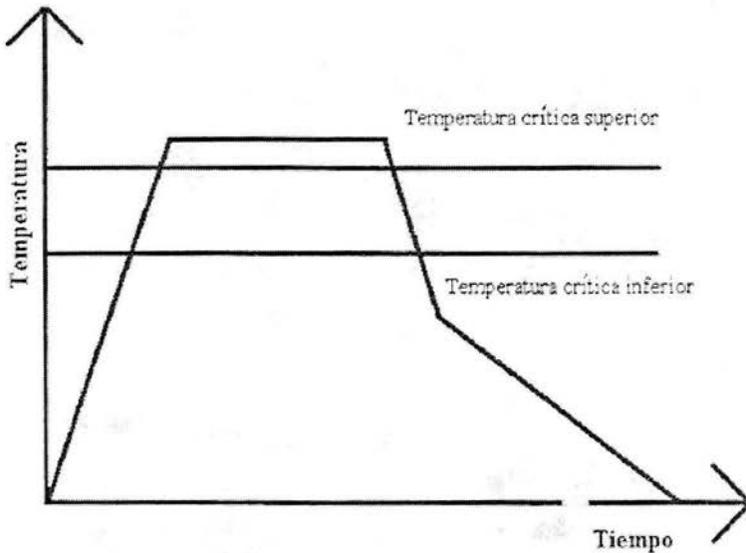


Figura 4.11 Representación esquemática del temple interrumpido en agua y aceite

-Temple interrumpido en agua y aire.

Consiste en interrumpir el enfriamiento de un acero en agua, sacándolo al aire cuando la temperatura del acero haya bajado hasta unos 250°C. Esto tiene la ventaja de que se igualan las temperaturas en diferentes zonas y se evitan deformaciones y agrietamientos. También se practica en aceite y después al aire. Este tratamiento se emplea desde hace mucho tiempo para el temple de las limas. En la figura 4.12 se muestra un esquema de este tipo de temple.

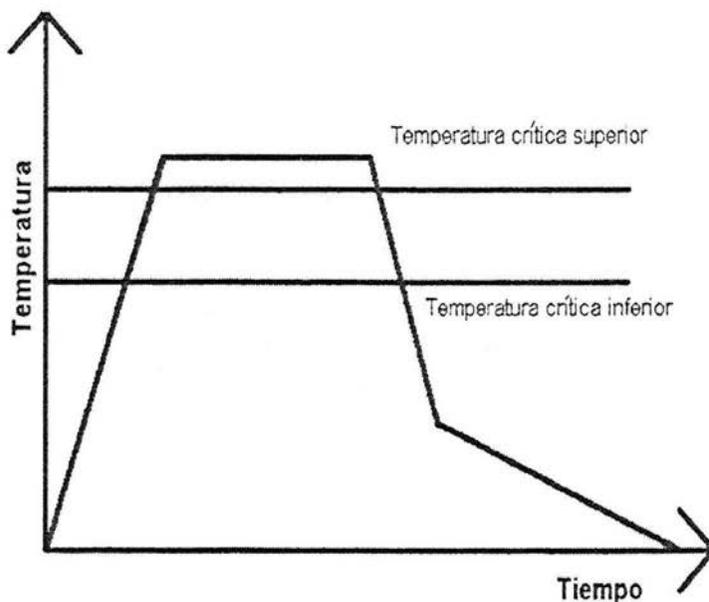


Figura 4.12 - Representación esquemática del temple interrumpido en agua y aire.

4.7.- Hornos utilizados para tratamientos térmicos

- Hornos de atmósfera controlada

En estos hornos, figura 4.13, se genera una atmósfera gaseosa con la cual se logra una protección contra la oxidación y la descarburización a temperaturas elevadas, las cuales se encuentran en el rango de 780 a 940°C. A través de un sensor que determina el contenido de carbono, se balancea la atmósfera con el porcentaje de carbono del acero obteniéndose superficies limpias. Se emplean para los siguientes tratamientos: Recocido, normalizado, relevado de esfuerzos, temple y revenido, cementado etc. Sin embargo, sólo son útiles para procesar lotes grandes de piezas (generalmente más de 200 kg).

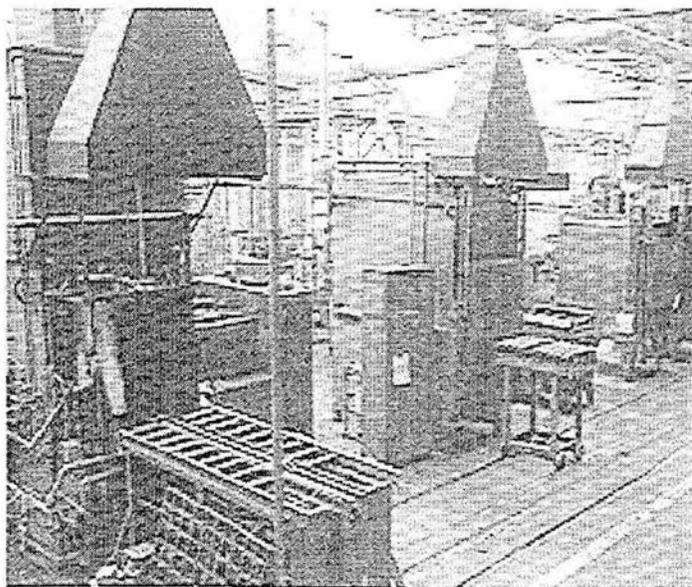


Figura 4.13 – Hornos de atmósfera controlada

-Hornos de baños de sales.

Estos hornos son muy versátiles, figura 4.14 ya que se pueden utilizar diversos rangos de temperaturas, que van desde 140 a 1200 °C; además, se tratan lotes pequeños o grandes. Su control es delicado, pues depende de un operador experimentado. Dimensionalmente son muy estables, sin embargo, si se desea evitar cualquier tipo de corrosión en la superficie, no son recomendables, ya que en componentes con perforaciones y cavidades profundas o intrincadas, las sales son difíciles de remover. Se utilizan para realizar los siguientes tratamientos térmicos: recocido, normalizado, relevado de esfuerzos, cementado, carbonitrurado, temple y revenido, etc.

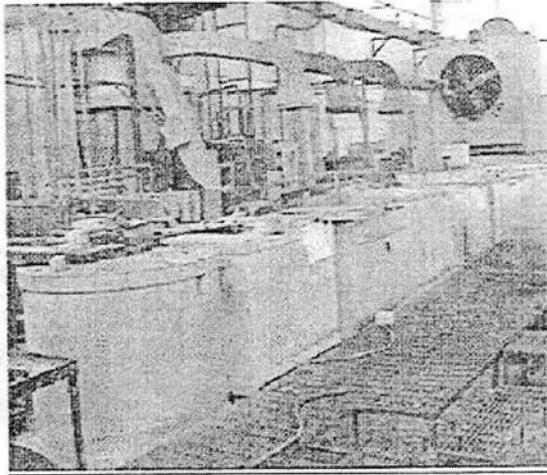


Figura 4.14 - Hornos de baños de sales

-Hornos de vacío

Estos hornos resuelven el problema de la oxidación y la decarburización superficial de una forma muy eficiente, figura 4.15. A través de una profunda succión, se desaloja casi todo el aire que podría oxidar la superficie durante el tratamiento térmico. Una vez logrado el vacío entre las resistencias y la pieza, comienza el calentamiento por medio de una lenta radiación. Después el temple se realiza con nitrógeno a una presión de hasta 6 bars. Las temperaturas máximas de estos hornos son de hasta 1260 °C empleándose para los siguientes tratamientos: recocido, normalizado, relevado de esfuerzos, temple y revenido, sinterizado, etc.

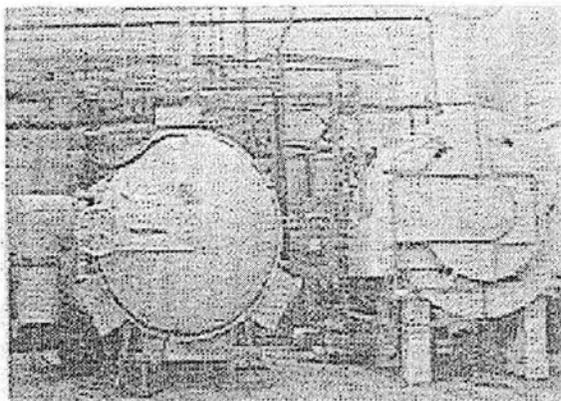


Figura 4.15 .- Hornos de vacío

- Hornos semicontinuos

Estos hornos realizan procesos a temperaturas en el rango de 780 a 900°C de forma semicontinua, figura 4.1 .Se tratan piezas pequeñas a granel como flejes, tornillos, clavos, pijas,etc. Se utilizan para temple y revenido, carburización y carbonitruración.



Figura 4.16 .- Hornos semicontinuos.

-Reactores criogénicos.

En estos equipos se realizan tratamientos a temperaturas bajo cero, figura 4.17 La temperatura se hace descender lentamente con ayuda de hielo seco, nitrógeno gaseoso y nitrógeno líquido.

Se utilizan básicamente para lograr la transformación de la austenita retenida en martensita, especialmente en aceros de alto carbono y aceros para herramienta.



Figura 4.17 .- Reactor criogénico.

3.8 Decarburización

Cuando un acero se calienta en un medio capaz de reaccionar con el carbono de la superficie, se produce su decarburación, cuya magnitud es función del tiempo de permanencia en la atmósfera, la temperatura, el coeficiente de difusión del carbono y del potencial de carbono del medio.

Una manera de verificar la profundidad de la decarburación es tomar medidas de dureza a distintas distancias por debajo de la superficie, sea en la sección transversal o por pasos de maquinado, y representar dichas durezas en función de la profundidad a la que fueron tomadas.

Una curva tal puede dar información sobre dos valores importantes:

1. La profundidad, definida como la distancia por debajo de la superficie decarburada a la cual la dureza alcanza el valor de dureza del núcleo, o de un valor arbitrario emitido, en general, de 1.5 puntos de Rockwell e por debajo del valor del núcleo.
2. La severidad, definida como la diferencia entre la dureza mínima especificada y la dureza en la superficie o a una distancia pequeña elegida arbitrariamente, en general a 0.0075 mm (0.0003") con un máximo de 5 puntos de Rockwell de diferencia.

CAPITULO 5

EXPERIMENTACION Y RESULTADOS

5.1 El Acero P5, corte y preparación de muestras

En la tabla 5.1 se presenta la composición química del acero 502 del cual se tomaron las probetas para su estudio metalográfico y de dureza. Una simple observación centra la atención en el contenido de Cromo y de Molibdeno los cuales, son los principales (y tal vez únicos) elementos aleados que recorren la curva de la grafica TTT (ver gráfica 5.1) hacia la izquierda. Este dato es importante porque, como se verá al final esto es determinante para la correcta aplicación del bainitizado.

Tabla 5.1 COMPOSICIÓN QUÍMICA DEL ACERO INOXIDABLE MARTENSITICO 502³

C=0.131 %	Mn=0.456 %
P= 0.031 %	S= 0.013 %
Si=0.391 %	Ni = 0.75 %
Cr = 4.750 %	Mo = 0.484 %
V=0.018%	Sn = 0.004 %
Cu = 0.001 %	Ti = 0.005 %
B = 0.00009 %	Al = 0.0009 %
Nb = -0.001 %	Co = 0.013 %
Pb = 0.0 %	W = 0.008 %

Se cortaron seis probetas a partir de una pieza de forma tubular de acero 502, dicha pieza presentaba suciedad y restos de hidrocarburos producto del propósito para el cual era utilizado.

³ Vale la pena mencionar que muchos autores clasifican a este acero como “inoxidable martensítico” aunque realmente no presenta las características de éste ya que su contenido de cromo no se encuentra dentro de los rangos propios de este tipo de aceros. Más bien correspondería al de un acero refractario.

Se procedió al corte de una sección del tubo mediante una sierra mecánica. En necesario mencionar que se tuvo especial cuidado en realizar el proceso anterior ya que el calentamiento excesivo de la pieza produciría un endurecimiento superficial de ésta y por tanto afectar su microestructura.

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %
0,11	0,47	0,24	0,015	0,016	0,23	4,48	0,52	0,15

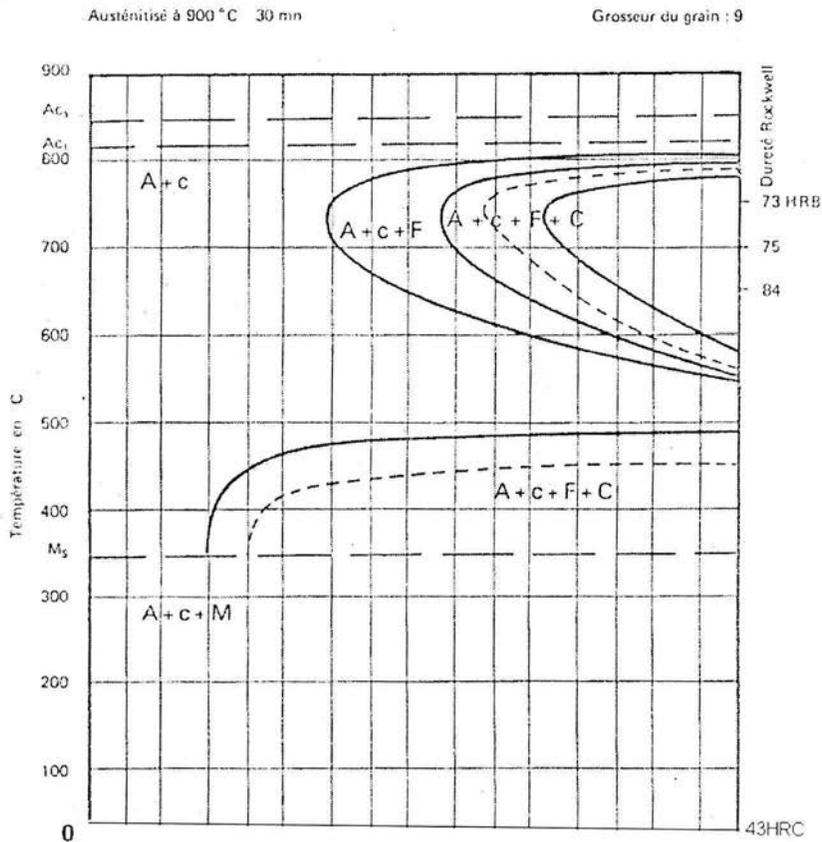


Grafico 5.1 Diagrama TTT del acero 502

Posteriormente se realizó un rectificado de las probetas, con las mismas precauciones del procedimiento anterior. En ambos, el corte y rectificado de las probetas fueron controlados térmicamente mediante el uso de líquidos refrigerantes.

Luego, las probetas se someten a las secuencias siguientes de tratamientos térmicos:

Probeta 1.- Normalizado en aire tranquilo.

Probeta 2.- Temple en agua

Probeta 3.- Bainitizado con un tiempo de permanencia de 1 hora

Probeta 4.-Bainitizado con un tiempo de permanencia de 5 horas

Probeta 5.- Bainitizado con un tiempo de permanencia de 10 horas

Probeta 6.- Bainitizado con un tiempo de permanencia de 24 horas

Una vez tratadas térmicamente se procedió a preparar las muestras para su estudio metalográfico así como el de dureza.

5.2 Tratamiento Térmico

La descarburación es hasta cierto punto un proceso inevitable, esta es caracterizada cuando un acero se calienta en un medio capaz de reaccionar con el carbono de la superficie. La magnitud de este proceso es función del tiempo de permanencia en la atmósfera, la temperatura, el coeficiente de difusión del carbono y del potencial de carbono del medio.

Para evitar que lo anterior afectara en alguna forma los resultados de los tratamientos térmicos aplicados a las probetas se procedió a encerrar estas en una especie de “cartucho” de acero inoxidable colocando también dentro una pequeña cantidad de carbón común. Esto, como se menciono anteriormente no evita la descarburización, pero minimiza notablemente sus resultados en el tratamiento térmico de las probetas.

Luego las probetas se sometieron a la siguiente secuencia de tratamiento térmico:

Probeta 1.

- a) Se calentó a 850° C y se mantuvo una hora.
- b) Se templó en aire quieto.

Probeta 2.-

- a) Se calentó a 850° C y se mantuvo una hora.
- b) Se templó en agua (15°C)

Probeta 3.-

- a) Se calentó a 850° C y se mantuvo una hora.
- b) Se trasladó a otra mufla a temperatura por encima de M_k (350°C) y se mantuvo así durante una hora.

Probeta 4.-

- a) Se calentó a 850° C y se mantuvo una hora.
- b) Se trasladó a otra mufla a temperatura por encima de M_k (350°C) y se mantuvo así durante 5 horas.

Probeta 5.-

- a) Se calentó a 850° C y se mantuvo una hora.
- b) Se trasladó a otra mufla a temperatura por encima de M_k (350°C) y se mantuvo así durante 10 horas.

Probeta 6.-

- a) Se calentó a 850° C y se mantuvo una hora.
- b) Se trasladó a otra mufla a temperatura por encima de M_k (350°C) y se mantuvo así durante 24 horas.

Llegado a este punto es necesario explicar porque la temperatura de 350°C. Una de las razones radica en el propio tratamiento térmico. En el bainizado la temperatura debe mantenerse durante cierto periodo por encima de M_s para la adecuada formación de la estructura bainítica.(ver gráfico 5.1).

Otra razón corresponde a la utilización de una formula que relaciona directamente los elementos aleados del acero para obtener la temperatura M_s

Para un amplio rango de contenido de C, la influencia cuantitativa de los elementos puede ser diferente. Se ha podido establecer que entre más pequeño sea el contenido de carbono, más débil es la influencia de los elementos de aleación sobre la posición de la temperatura M_s . la temperatura de inicio de la martensita de aceros aleados de medio carbono se puede estimar empleando la siguiente temperatura:

$$M_s(^{\circ}\text{C}) = 529 - 320(\%C) - 50(\%Mn) - 30(\%Cr) - 20[\%(Ni+mo)] - 5[\%(Cu+Si)]$$

Para el caso del acero P5

$$M_s(^{\circ}\text{C}) = 529 - 320(0.131) - 30(4.750) - 20(0.484) = 529 - 41.92 - 142.5 - 9.68 = 334.9^{\circ}\text{C}$$

5.3 Metalografía.

Posterior al tratamiento térmico aplicado a las probetas, a cada una de ellas se le aplicó el procedimiento que se describe a continuación:

La probeta se preparó para obtener primero una superficie plana y semipulida, desbastando mediante el empleo de discos con finura de grano (carburo de silicio) creciente (50, 100, 200, 400, 500, 700, 800, 1000) en los cuales se utilizó como refrigerante agua ya que se ha demostrado que el abrasivo dura más y se mejora la acción de corte. Durante este proceso, la probeta se movió de un lado a otro del papel comprimiéndola con una presión suave. La dirección del movimiento se mantuvo constante, para que todas las rayas producidas fueran paralelas.

Después de este desbaste, se procedió al pulido de las probetas, este tuvo por objeto eliminar de su superficie las rayas finas producidas por la última operación de desbaste y conseguir una superficie sin rayas y con alto pulimento. Para tal propósito se utilizó un disco de paño montado sobre un plato de bronce de aproximadamente 25 cm. de diámetro; como abrasivo se utilizó alúmina (óxido de aluminio) ya que es el abrasivo más satisfactorio y universal desde el punto de vista metalográfico. Esto continuó hasta obtener en cada una de las probetas, una

superficie especular para después atacarlas con picral utilizando para este fin un pedazo de algodón. Finalmente las probetas fueron lavadas cuidadosamente con agua común y secadas mediante el uso de una secadora eléctrica.

5.4 Microscopía Óptica.

Con ayuda de un microscopio óptico marca “Olympus” y de una cámara fotográfica marca “Canon” acoplada al mismo, se obtuvieron las micrografías que se muestran en las figuras 5.1, 5.2, 5.3, 5.4, 5.5 y 5.6

Cabe mencionar que es necesario el uso de otras técnicas metalográficas como rayos x para establecer con exactitud las fases presentes en cada una de las probetas.

5.5 Medidas de dureza.

Utilizando un durómetro marca Wilson y empleando la escala C, esto es penetrador cónico de diamante y una carga principal de 150 Kg. se realizaron cinco mediciones a cada una de las probetas obteniéndose la tabla 5.2

Resultados del ensayo de dureza

Numero de Probeta	1	2	3	4	5	Dureza (promedio) Rotwell c
1	42	41	41	40.1	40.9	41
2	34	35	32	36	41.2	35.6
3	44	43.6	42	42.8	42	42.8
4	45.8	44	45	45.8	46	45.3
5	53	52	50	51	50	51.2
6	48.2	49	48.6	47.8	49	48.5

A continuación se muestran las fotografías obtenidas, posteriores al pulido y atacado de cada una de las probetas:

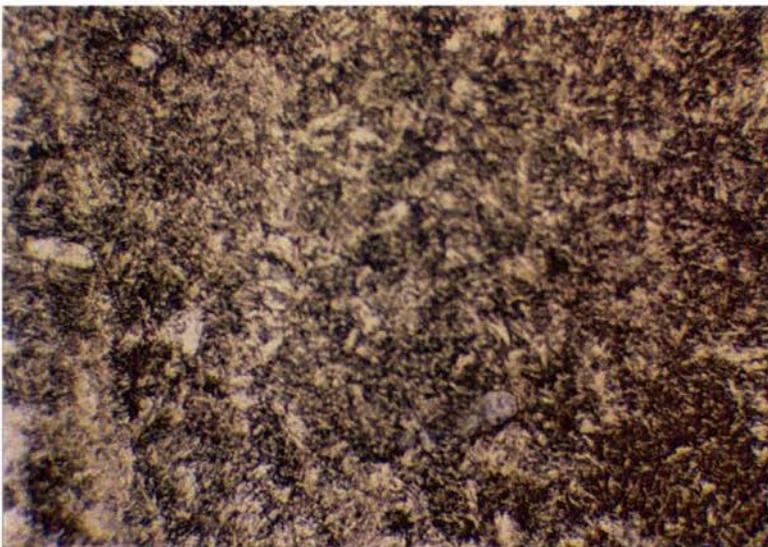


Figura 5.1. - Micrografia del acero AISI 502, calentado a 850° C durante una hora y templado al
aire 1000 X

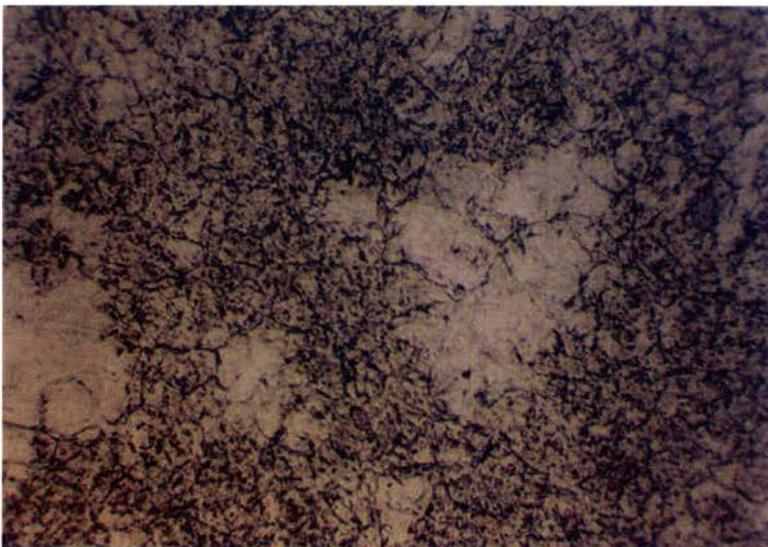


Figura 5.2.- Micrografía del acero AISI 502, calentado a 850° C durante una hora y templado en agua 1000 X

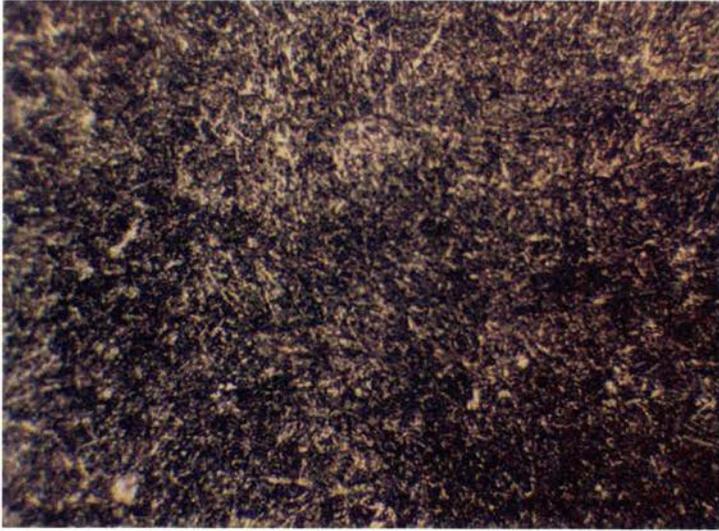


Figura 5.3.- Micrografía del acero AISI 502, calentado a 850° C durante una hora y trasladado a otra mufla a temperatura por encima de 350° C . mantenida así durante una hora. 1000 X

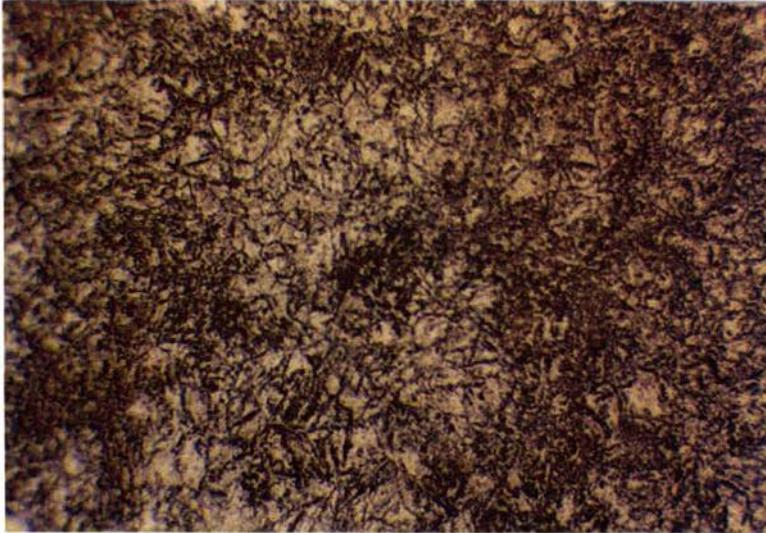


Figura 5.4.- Micrografia del acero AISI 502, calentado a 850° C durante una hora y trasladado a otra mufla a temperatura por encima de 350° C. mantenida así durante 5 horas.

1000 X

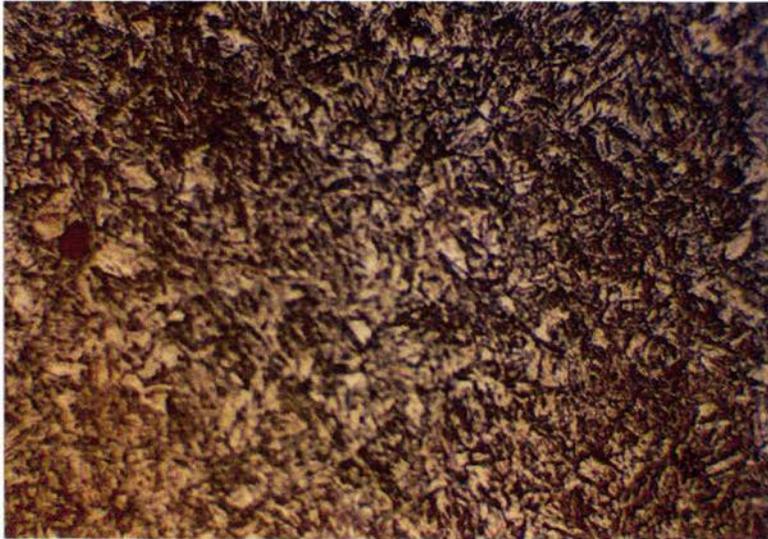


Figura 5.5.- Micrografia del acero AISI 502, calentado a 850° C durante una hora y trasladado a otra mufla a temperatura por encima de 350° C. mantenida así durante 10 horas.

1000 X

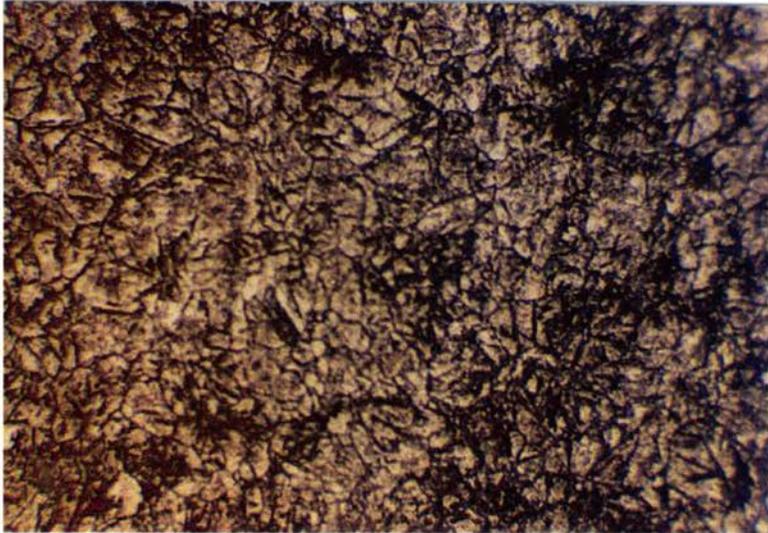


Figura 5.6.- Micrografía del acero AISI 502, calentado a 850° C durante una hora y trasladado a otra mufla a temperatura por encima de 350° C. mantenida así durante 24 horas.

1000 X

5.6 Conclusiones

Del trabajo experimental realizado (tratamiento térmico, metalografía y medición de dureza) se pueden establecer las siguientes conclusiones:

1.- los resultados del proceso de bainitizado fueron afectados en gran manera debido a que la velocidad de enfriamiento al pasar de un horno de 850°C a otro a 350°C posiblemente no es la adecuada y se requiere más tiempo para que la probeta alcance la temperatura de 350°C.

2.- Debido a lo anterior se presentan en las fotografías mezclas de las diferentes fases producidas principalmente por el enfriamiento retardado ocurrido, por lo cual no se presenta una estructura definida ni uniforme.

3.- en cuestión de la dureza concluimos que debido a la no uniformidad de la estructura se presentan variaciones significativas en cuanto al los valores de esta entre las probetas bainitizadas.

4.- es necesario establecer un método de control de temperatura adecuado que permita enfriar rápidamente a la temperatura de bainitas para así obtener una estructura más uniforme.

BIBLIOGRAFÍA

1. AMERICAN SOCIETY FOR METALS. *Metals Handbook*. Vol. 2. *Heat Treating, Cleaning and Finishing*. Ed. A.S.M., E.U.A., 1967.
2. AMERICAN SOCIETY FOR METALS. *Metals Handbook*, Vol. 4 Ninth Edition. *Heat Treating*. Ed. A.S.M., E.U.A., 1981.
3. INCHAURZA, ZAVALA ADRIAN. *Aceros inoxidable y aceros resistentes al calor*. Ed. Limusa, México 1981
4. CHILES-BLACK – LISSAMAN MARTIN. *Principios de Ingeniería de Manufactura*. Ed. CECSA .3ª edición en Inglés, 1ª en Español, México 1999.
5. DIAZ DEL CASTILLO RODRIGUEZ FELIPE, et.al. *Aceros, Estructuras y Tratamientos térmicos*.
6. ROBERT E. REED-HILL. *Principios de Metalurgia Física*. Editorial Continental S.A de C.V, 4ª Edición, Enero 1986.
7. LEO ALTING. *Procesos para ingeniería de Manufactura*. Editorial Alfa Omega, México, 1990.
8. RONALD R. ASKELAND. *Ciencia e ingeniería de los materiales*. Editorial Iberoamericana, México 1985.
9. RICO MORA JOSÉ ANTONIO, et.al . *Ingeniería de Manufactura*. México, 1990.
10. SANDIER J.HENRY/LUCKIEWICZ. *Practics Process Engineering*. USA ,1987.
11. FEDER M. RICHARD. *Principios elementales de los procesos*. Editorial Iberoamericana, 1991.