

18
2oj.



**UNIVERSIDAD NACIONAL
AUTONOMA DE MEXICO**



**FACULTAD DE ESTUDIOS SUPERIORES
CUAUTITLAN**

V N A M

**“EFECTOS DE LA TEMPERATURA DE REVENIDO EN LA MICROESTRUCTURA
DEL ACERO PARA ALTA VELOCIDAD AISI T1”**

**TESIS CON
FALLA DE ORIGEN**

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL TITULO DE

INGENIERO MECANICO ELECTRICISTA

P R E S E N T A

BENJAMIN HERNANDEZ ORTEGA

ASESOR: M. C. ALBERTO REYES SOLIS

CUAUTITLAN IZCALLI, EDO. DE MEX.

1992



Universidad Nacional
Autónoma de México

UNAM



UNAM – Dirección General de Bibliotecas Tesis Digitales Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS © PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

I

I N D I C E

	Página
1 LAS ALEACIONES HIERRO - CARBONO	1
1.1.- El hierro puro. Principales propiedades.	1
1.1.1.- Propiedades físicas y mecánicas.	2
1.1.2.- Estructuras metalográficas.	6
1.2.- El diagrama hierro-carbono.	11
1.3.- Microestructuras de los aceros al carbono.	16
2 LOS DIAGRAMAS TTT Y CCT	21
2.1.- Los diagramas TTT o de transformación isotérmica.	21
2.2.- Importancia de la forma y manejo de las curvas TTT.	24
2.2.1.- Diagramas TTT de aceros al carbono.	24
2.2.2.- Diagramas TTT de aceros aleados.	27
2.2.3.- Manejo del diagrama TTT.	33
2.3.- Los diagramas CCT o de enfriamiento continuo.	36
2.4.- Interpretación de los diagramas CCT.	39
2.5.- Aplicación de los diagramas TTT y CCT.	45
2.5.1.- Aplicación de los diagramas TTT.	45
2.5.2.- Aplicación de los diagramas CCT.	48

II

Página

3	TRATAMIENTOS TERMICOS DEL ACERO	51
	3.1.- Introducción.	51
	3.2.- Procedimientos de recocido.	58
	3.2.1.- Recocido total o completo.	59
	3.2.2.- Recocido de normalización o normalizado.	61
	3.2.3.- Recocido de ablandamiento o esferoidización.	62
	3.2.4.- Recocido de relevado de esfuerzos.	63
	3.3.- El temple de los aceros.	64
	3.4.- El revenido de los aceros.	69
 4	 ACEROS PARA HERRAMIENTAS	 72
	4.1.- Introducción.	72
	4.2.- Clasificación de los aceros para herramientas.	73
	4.2.1.- Aceros para temple en agua. Grupo W.	75
	4.2.2.- Aceros resistentes al impacto. Grupo S.	76
	4.2.3.- Aceros para trabajo en frío. Grupos O, A, y D.	77
	4.2.4.- Aceros para trabajo en caliente. Grupo H.	80
	4.2.5.- Aceros para alta velocidad. Grupos T y M.	82
	4.2.6.- Aceros para moldes. Grupo P.	83
	4.2.7.- Aceros para propósitos especiales. Grupos L y F.	84
	4.3.- Aplicaciones más usuales.	86

III

Página

4.3.1.- Aplicaciones de los aceros para temple al agua. Grupo W.	86
4.3.2.- Aplicaciones de los aceros resistentes al impacto. Grupo S.	87
4.3.3.- Aplicaciones de los aceros para trabajo en frío. Grupos O, A y D.	87
4.3.4.- Aplicaciones de los aceros para trabajo en caliente. Grupo H.	88
4.3.5.- Aplicaciones de los aceros para alta velocidad. Grupos T y M.	88
4.3.6.- Aplicaciones de los aceros para moldes. Grupo P.	89
4.3.7.- Aplicaciones de los aceros para propósitos especiales. Grupo L y F.	89
4.4.- Tratamientos térmicos más usuales.	90

5 TEMPLE Y REVENIDO DEL ACERO PARA ALTA VELOCIDAD

AISI-SAE T1. PARTE TEORICA.	93
5.1.- Generalidades.	93
5.2.- Propiedades y aplicaciones.	97
5.3.- Temple y revenido.	100
5.3.1.- Tratamiento térmico de temple.	104
5.3.2.- Tratamiento térmico de revenido.	113

IV

	Página
6 TEMPLE Y REVENIDO DEL ACERO PARA ALTA VELOCIDAD	
AISI-SAE T1. PARTE EXPERIMENTAL.	123
6.1.- Introducción.	123
6.2.- Desarrollo.	126
6.2.1.- Corte de probetas.	127
6.2.2.- Desbaste.	128
6.2.3.- Pulido.	130
6.2.4.- Ataque químico.	131
6.2.5.- Prueba de dureza.	134
6.2.6.- Temple.	136
6.2.7.- Revenido.	137
7 ANALISIS DE RESULTADOS	139
7.1 Análisis de resultados.	139
7.2 Análisis económico.	150
8 CONCLUSIONES	156
APENDICE A	159
APENDICE B	161
BIBLIOGRAFIA	175

1 LAS ALEACIONES HIERRO-CARBONO

1.1. EL HIERRO PURO. PRINCIPALES PROPIEDADES.

El hierro es el cuarto elemento en orden de abundancia y el elemento metálico más barato. Fundamenta gran parte de su importancia en ser el elemento base de la más variada e importante gama de aleaciones de ingeniería, que cuenta con infinidad de aplicaciones en los más diversos campos; dichas aplicaciones se dan bajo requerimientos frecuentemente muy altos de resistencia, ya sea a la tensión, corrosión, altas temperaturas, desgaste u otros.

Estas aleaciones a base de hierro tienen microestructuras variadas que presentan diversas propiedades físicas, las cuales se modifican además por la diversidad de tratamientos térmicos y mecánicos que admiten.

Debido a que el hierro es un elemento que reacciona fácilmente con los elementos que están presentes en la atmósfera, raramente se le pueda encontrar puro en la naturaleza; generalmente se encuentra formando parte de minerales junto con diversas impurezas, de éstos únicamente cuatro son de importancia comercial; tres óxidos magnetita, hematita y limonita además de un carbonato, siderita.

La forma comercial de obtener el hierro es primeramente por un proceso de reducción de los minerales del hierro en un alto horno, donde se ejerce solo una acción purificadora o de afine del metal muy limitada; por lo que se hace necesario una o varias operaciones posteriores de afine, además de acuerdo al tipo de procedimiento que se siga se obtendrán diferentes tipos de hierros comercialmente puros, de los cuales podemos mencionar: hierro en lingotes, hierro forjado, hierro electrolítico, etc.

1.1.1.- PROPIEDADES FISICAS Y MECANICAS.

Los distintos hierros comercialmente puros contienen pequeños porcentajes de otros elementos de aleación como: carbono, manganeso, fósforo, azufre, silicio, entre otros; ésto dependiendo del método de fabricación. Pequeños cambios en dicha composición, en el tamaño de grano o en el tratamiento mecánico posterior afectará directamente las propiedades mecánicas de dichos hierros.

Las constantes físicas y químicas del hierro puro aparecen en las tablas 1.1.1 y 1.1.2 respectivamente y las propiedades mecánicas de algunos tipos de hierros comercialmente puros en la tabla 1.1.3.

TABLA 1.1.1

CONSTANTES FISICAS DEL HIERRO PURO

Densidad de sólido a 25°C.	7.874 g/cm ³
Densidad de líquido a 1564°C.	7.000 g/cm ³
Punto de fusión.	1 538 °C
Punto de ebullición.	2 880 °C
Calor específico a 20°C.	0.11 Cal/g-°C
Calor de fusión.	65.5 Cal/g
Resistividad eléctrica a 20°C.	9.70 μΩ-cm
Módulo de elasticidad en tensión, E.	2x10 ⁶ kg/cm ²
Constante de Poisson, μ.	0.28
Módulo de rigidez al cortante, G.	653 000 Kg/cm ²
Módulo volumétrico, K.	1.21x10 ⁶ kg/cm ²

TABLA 1.1.2

CONSTANTES QUIMICAS DEL HIERRO

Elemento: Hierro.

Símbolo químico: Fe.

Familia: VIII B, metal de transición.

No. atómico: 26.

Peso atómico: 55.85

Dist. electrónica: $1s^2, 2s^2, 2p^6, 3s^2, 3p^6, 3d^6, 4s^2$.

Orbitales de valencia: 3d y 4s

Valencias: 2 y 3 (comunes).

Radio atómico: $r = 1.26 \text{ \AA}$.

TABLA 1.1.3

PROPIEDADES MECANICAS DE ALGUNOS HIERROS PUROS COMERCIALES

(Totalmente recocidos a temperatura ambiente).

Hierro electrolítico:

Resis. a la tracción	2 460-2 810 Kg/cm ²	(35 - 40 Kpsi)
Resis. a la Cedencia	703-1 406 Kg/cm ²	(10 - 20 Kpsi)
Elongación en 50.8 mm (2 in.)	40 - 20%	

Hierro en lingotes:

Resis. a la tracción	2 880 Kg/cm ²	(41 Kpsi)
Resis. a la Cedencia	1 266 Kg/cm ²	(18 Kpsi)
Elongación en 50.8 mm (2 in.)	47%	

Hierro dulce:

Resis. a la tracción	2 810 Kg/cm ²	(40 Kpsi)
Resis. a la Cedencia	1 550-1 680 Kg/cm ²	(22 - 24 Kpsi)
Elongación en 50.8 mm (2 in.)	40%	

1.1.2.- ESTRUCTURAS METALOGRAFICAS

El hierro puro es un elemento metálico que presenta alotropía, es decir, existe en más de un tipo de estructura cristalina dependiendo de la temperatura a la cual se encuentra. Para el análisis de las fases del hierro puro se hace uso de la figura 1.1, donde se muestra las curvas de enfriamiento y calentamiento para el hierro puro a la presión atmosférica y con velocidades de enfriamiento y calentamiento muy lentas, por lo que se considera el equilibrio de las fases. En la figura 1.1 se identifican las temperaturas críticas con letras que provienen del francés y significan:

A= Arrêt (alto, parada).

r= Refroidissement (enfriamiento).

c= Chauffage (calentamiento).

Primero se analiza la curva de la izquierda que corresponde al enfriamiento. Se observa que arriba de 1538°C el hierro puro se encuentra en estado líquido, al descender de ésta temperatura pasa al estado sólido; cristalizando a temperatura constante como lo muestra el escalón en una red cristalina BCC, conocida como hierro-delta (δ), que es estable de 1538°C hasta $\text{Ar}_4 = 1394^{\circ}\text{C}$. Posteriormente en Ar_4 se realiza la primera recristalización y el hierro pasa a una red FCC llamada hierro-gama (γ) y así permanece hasta

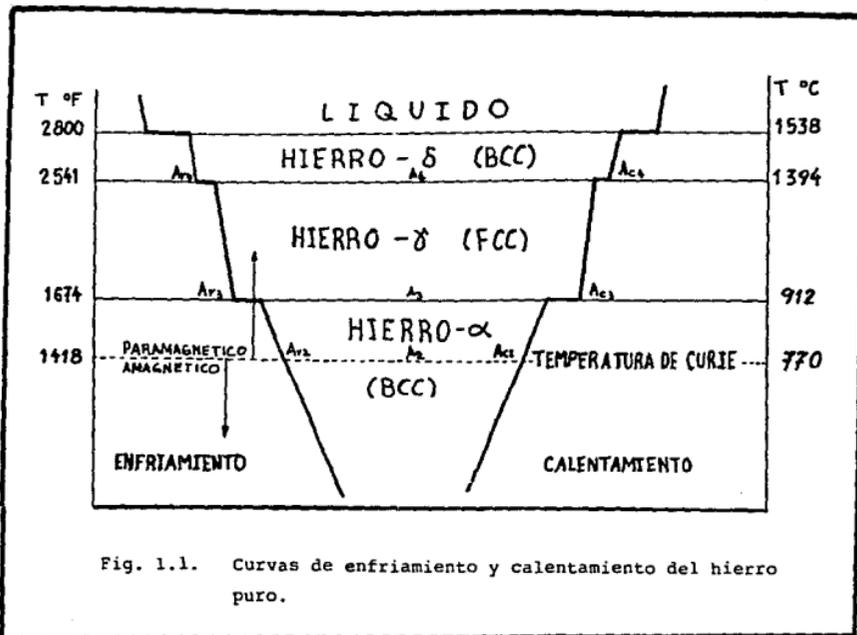


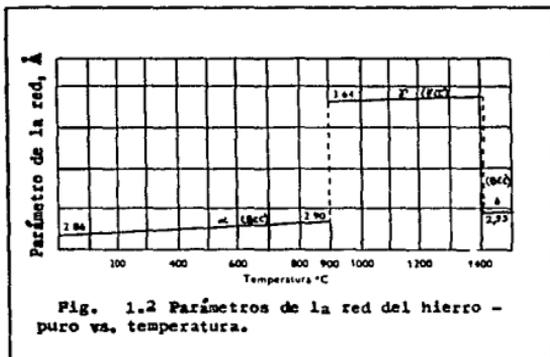
Fig. 1.1. Curvas de enfriamiento y calentamiento del hierro puro.

$Ar_3 = 912^\circ\text{C}$; aquí el hierro puro sufre una segunda recristalización y regresa a una red BCC la cual es estable hasta por debajo de la temperatura ambiente, esta fase se conoce como hierro-alfa (α). Otro punto que se observa en la figura 1.1 es Ar_2 , conocido como punto o temperatura de Curie, donde el hierro-alfa (α), BCC sufre un cambio en sus propiedades magnéticas, éste no es un cambio alotrópico y su estructura permanece BCC; el hierro puro arriba de Ar_2 es paramagnético (no magnético) y por debajo de Ar_2 es ferromagnético (magnético); este cambio es debido a la alteración en la alineación de los átomos y va acompañado de un cambio en el calor específico del hierro. Al no afectar el tratamiento térmico de las aleaciones ferrosas, en general, este punto no es de interés en el estudio.

Ahora analizando la curva de calentamiento (curva derecha) se observa que los cambios de fase se realizan también a temperatura constante. Además se observa en la figura 1.1 los cambios de fase que se efectúan a la misma temperatura tanto en calentamiento como en el enfriamiento, con lo que se observa que Ar es igual a Ac , por lo que es común que se manejen sin el subíndice, solo como A_1 , A_2 , etc. En la práctica las velocidades tanto de enfriamiento como de calentamiento son más rápidas por lo que las temperaturas Ar y Ac tienden a desplazarse; Ar se desplaza hacia abajo y Ac hacia arriba, o sea que la recristalización durante un enfriamiento ocurre con un subenfriamiento,

mientras que para un calentamiento ocurre con un sobrecalentamiento; este desplazamiento de las temperaturas críticas se entiende como la oposición que presenta el sistema a sufrir una transformación en su estructura y que hay que vencer precisamente con un subenfriamiento o un sobrecalentamiento según sea el caso; hay que tener en cuenta que a mayor velocidad de enfriamiento o calentamiento mayor será el desplazamiento de la temperatura crítica que se presente. A este fenómeno se le conoce como histéresis térmica.

Una observación importante es la de que el hierro-alfa (α) y el hierro-delta (δ) son los mismos con la misma estructura BCC. Tomando en cuenta la dilatación, el parámetro de la red (a), es mayor en el hierro-delta (δ) que en hierro-alfa (α) debido a que se encuentra a mayor temperatura, al extrapolar el valor del parámetro de la red (a) del hierro-alfa (α) a las temperaturas de estabilidad del hierro-delta (δ), estos coinciden con los obtenidos para este último como se muestra en la figura 1.2.



1.2 EL DIAGRAMA HIERRO CARBONO

Para comprender las reacciones básicas en los tratamientos térmicos de los aceros es fundamental entender el diagrama hierro-carburo de hierro ($\text{Fe-Fe}_3\text{C}$); por lo que se hace necesario analizar sus características más importantes. Por principio se distingue en la figura 1.3 entre el diagrama metaestable hierro-carburo de hierro ($\text{Fe-Fe}_3\text{C}$) trazado con líneas continuas y el diagrama hierro-grafito (Fe-C) trazado con líneas interrumpidas. El primero no es un diagrama de equilibrio propiamente dicho, ya que el carburo de hierro no es una fase estable y bajo ciertas condiciones puede descomponerse en hierro y grafito según la reacción:



Como se mencionó esta reacción se da bajo ciertas condiciones como son: la alta temperatura, alto contenido de carbono y la presencia de silicio entre otras condiciones que facilitan la nucleación del grafito, como sucede en las fundiciones de hierro. Para los aceros en los cuales nuclea más fácilmente el carburo de hierro que el grafito y que además ya formado, éste es un compuesto bastante estable y para fines prácticos se le considera una fase en equilibrio se utiliza el diagrama $\text{Fe-Fe}_3\text{C}$. En este estudio se analiza este diagrama, en particular el editado por la ASM (American Society for Metals), figura 1.3. El diagrama $\text{Fe-Fe}_3\text{C}$ es la representación gráfica del comportamiento de las aleaciones

DIAGRAMA DE FASES DEL SISTEMA BINARIO DE ALEACIONES
F_e-C HIERRO-CARBONO
 PORCENTAJE ATOMICO DEL CARBONIO

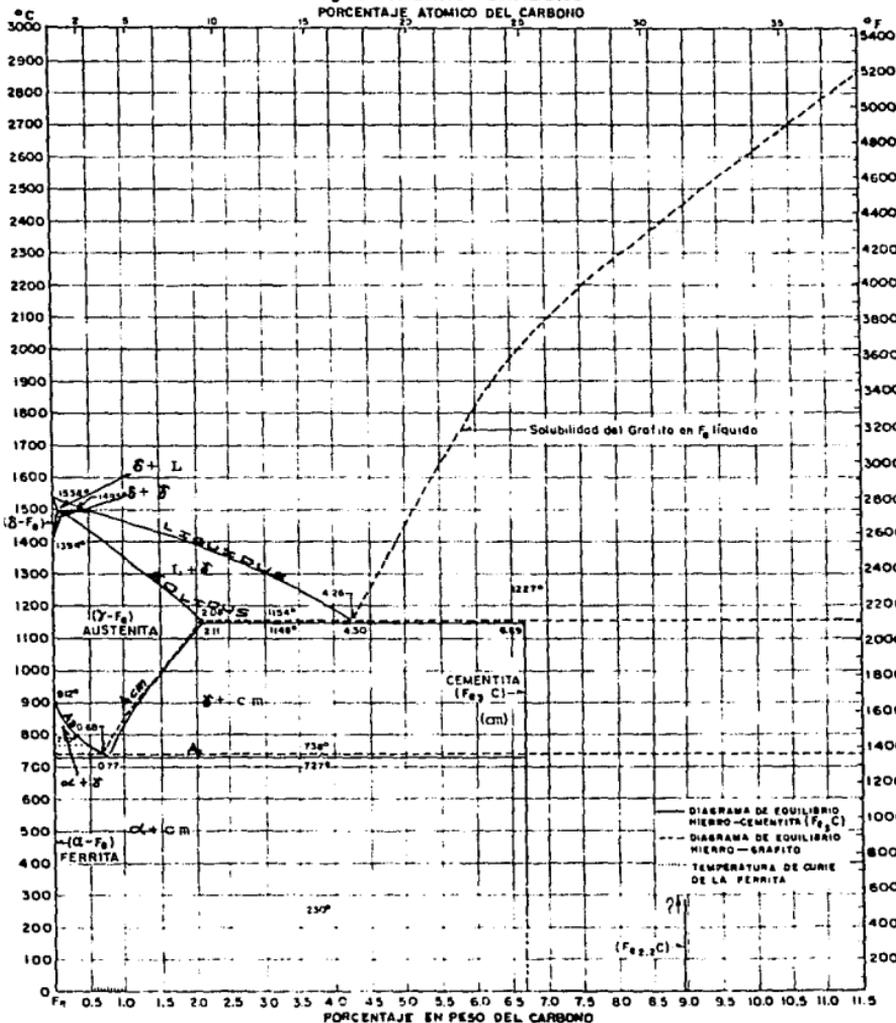


FIGURA 1.3

simples al carbono a diferentes temperaturas y en estado de equilibrio. El diagrama esta formado por regiones de fases, líneas y puntos de interés que son tratados a continuación:

Analizando el diagrama Fe-Fe₃C de la figura 1.3 se observan regiones de una o de dos fases; las fases son: líquido, ferrita (α), ferrita (δ), austenita (β) y cementita (Cm o Fe₃C). Las regiones de dos fases son la combinación de éstas y la cantidad relativa de cada una de ellas, presentes a cierta temperatura en un acero con determinado contenido de carbono se pueden determinar por la aplicación de la regla de la palanca inversa en dicho punto. En este diagrama además existen líneas que cuentan con nombre propio debido a que tienen algún significado; entre ellas esta la línea de LIQUIDUS que indica la temperatura por arriba de la cual cualquier aleación Fe-Fe₃C se encuentra en su totalidad en estado líquido. Mientras que la línea de SOLIDUS marca la temperatura por debajo de la cual cualquier aleación Fe-Fe₃C se encuentra totalmente en estado sólido. Las regiones entre las dos líneas anteriores muestran la coexistencia de la fase líquida con alguna fase sólida. Existen además las líneas de temperatura crítica superior conocidas como A₃ y A_{cm}. La línea A₃ en un enfriamiento representa la temperatura del comienzo del cambio alotrópico de austenita FCC a ferrita BCC, de manera análoga La línea A_{cm} marca la temperatura de comienzo del cambio de austenita FCC a cementita ortorrómbica. También se observan tres

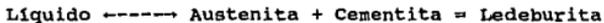
líneas horizontales que representan a tres reacciones isotérmicas: la línea A_1 o de temperatura crítica inferior ubicada a 727°C representa la reacción eutectoide, y representa también durante un enfriamiento el final de las reacciones iniciadas en A_3 y A_{cm} , es la mínima temperatura a la cual la austenita FCC puede existir bajo condiciones de equilibrio en los aceros al carbono. De las otras dos líneas isotérmicas, la que se encuentra a 1495°C representa la reacción peritéctica, mientras que la línea a 1148°C a la reacción eutéctica. El significado de estas tres líneas es que para cualquier aleación que las cruce ya sea en enfriamiento o calentamiento dicha reacción debe ocurrir. La reacción eutectoide en el sistema en equilibrio Fe- Fe_3C es invariable y ocurre para una composición de $0.77\% \text{C}$ a 727°C . Consiste durante un enfriamiento (\rightarrow) en la transformación de una fase sólida en dos fases sólidas diferentes, en otras palabras, la austenita se transforma en perlita que es un compuesto de ferrita y cementita y ocurre lo inverso durante un calentamiento (\leftarrow). La ecuación de esta reacción es:



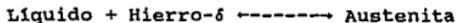
La reacción eutectoide es la más importante en este estudio, ya que los procesos que ocurren durante los tratamientos térmicos comunes de los aceros se basan en la transformación o descomposición de la austenita. Además la composición eutectoide sirve para subdividir a los aceros al carbono en hipoeutectoides (de contenidos de carbono menor a

al 0.77%) y en hipereutectoides (de contenidos mayores del 0.77% y hasta 2.11%C). Mientras que un acero eutectoide es precisamente el que tiene esta composición. Reciben el nombre de acero las aleaciones hierro - carbono de contenidos de carbono de 0.025% a 2.11% en teoría, aunque en la práctica los contenidos de carbono de los aceros al simple carbono raramente sobrepasan el 1.2%.

La reacción eutéctica ocurre a 1148°C con 4.3%C; trata de la transformación de la fase líquida en dos fases sólidas diferentes. Aquí la fase líquida se transforma durante un enfriamiento (---) en ledeburita que es un compuesto de austenita y de cementita o viceversa. Esta reacción cae dentro del rango considerado para las fundiciones (de contenidos de carbono mayores al 2.11% y hasta 6.69%). De modo similar, el eutéctico (4.3%C) divide a las fundiciones en hipoeutécticas de contenidos de carbono entre el 2.11 y 4.3% y en hipereutécticas de contenidos mayores al 4.3% y hasta 6.69%. La ecuación de esta reacción es:



La reacción peritética sucede a 1495°C y 0.18%C, es la transformación de la fase líquida más una fase sólida (hierro- δ), en otra fase sólida diferente, (austenita):



1.3 MICROESTRUCTURAS DE LOS ACEROS AL CARBONO

Las diferentes microestructuras que presentan los aceros al carbono son consecuencia de varios factores como son: la composición de la aleación, temperatura a la que se encuentra, velocidad de enfriamiento o temperatura a la cual se permite la transformación, etc. Las microestructuras que presentan los aceros al carbono debido a los factores mencionados anteriormente se describen a continuación:

Líquido (L).- Aunque no es una microestructura propiamente dicho, hay que tenerla presente; es una mezcla líquida homogénea de hierro y carbono disueltos.

Ferrita (α).- Es una solución sólida intersticial de carbono en hierro- α , por lo que también recibe este nombre; de solubilidad muy limitada, cómo máximo 0.025% C a 727°C, esto debido a que los espacios intersticiales en la red BCC del hierro- α son más pequeños que el tamaño de un átomo de carbono. La ferrita observa el mismo comportamiento magnético del hierro puro anteriormente descrito. Es la microestructura más blanda y dúctil del diagrama Fe-Fe₃C; con una resistencia a la tracción de 2700 Kg/cm² y una elongación de 40% en 5.08 cm. La dureza de la ferrita (α) es de aproximadamente 90 HRB (siglas en inglés de dureza en escala Rockwell B, Hardness Rockwell B).

Hierro- δ .- Como anteriormente se mencionó, es la misma solución sólida intersticial de carbono en hierro BCC. Ocupa una pequeña región aparte a más alta temperatura que la ferrita- α y también es de solubilidad muy limitada con un máximo de 0.1% C a 1495°C.

Austenita (γ).-Es otra solución sólida intersticial de carbono hierro-(FCC). Capaz de disolver hasta 2.11% C a 1148°C. Del diagrama Fe-Fe₃C se puede apreciar que la austenita en las aleaciones al simple carbono no se encuentra a temperatura ambiente. Es una microestructura relativamente dúctil y tenaz con resistencia a la tracción de 10 500 Kg/cm² y una elongación de 10% en 5.08 cm. Es amagnética. Su dureza promedio es de 40 HRC. (Hardness Rockwell C)

Cementita (Cm).- Es un compuesto intermetálico de fórmula química Fe₃C con una composición alta de carbono, 6.69% y el restante 93.31% de Fe. De estructura cristalina ortorrómbica con 12 átomos de hierro y 4 átomos de carbono por cada celda unitaria. Es la microestructura más dura y frágil de los aceros simples al carbono que aparece en el diagrama de equilibrio Fe-Fe₃C; tiene baja resistencia a la tensión de 150 Kg/cm² aunque de mayor resistencia a la compresión.

Perlita.- Es un compuesto intermetálico producto de la descomposición de la austenita en la reacción eutectoide. La perlita es un compuesto formado de una base o matriz de ferrita (α) que contiene finas placas de cementita regular-

mente esparcidas ésto dependiendo de la velocidad de enfriamiento a la que se forme; a mayor velocidad de enfriamiento las placas estarán más juntas y serán más pequeñas y a menor velocidad de enfriamiento la perlita será más gruesa y las placas estarán más espaciadas. El proceso de formación de la perlita comienza con la creación de núcleos de carburo de hierro (Fe_3C) que formarán las placas de cementita seguido de la precipitación de la ferrita a su alrededor. Por la regla de la palanca inversa aplicada justo abajo del eutectoide la perlita esta compuesta de 88.82% de ferrita y el 11.18% de cementita. Sus propiedades mecánicas promedio son: resistencia a la tensión de 8 400 Kg/cm², elongación de 20% en 5.08 cm y su dureza alcanza los 20 HRC.

Bainita.- Es una fase metaestable producto de la transformación de la austenita a temperaturas por debajo de la crítica inferior A_1 , ya sea durante un enfriamiento continuo o en una transformación isotérmica, entre los 535 y 260°C. La bainita es un compuesto que comienza a formarse con la nucleación de la ferrita (α) seguida de la precipitación del carburo de hierro (Fe_3C). Cuando la transformación se lleva a cabo cerca del límite superior de temperatura se obtiene una microestructura consistente de placas delgadas de carburo de hierro (Fe_3C) paralelas a la longitud mayor de las agujas de la matriz ferrítica, de una dureza de 40 HRC y se conoce como bainita superior o bainita plumosa debido a su apariencia. Cuando la transformación se lleva a cabo cerca

del límite inferior, la microestructura muestra las placas de carburo más delgadas y más finamente espaciadas, pero ahora orientadas 60° aproximadamente de la longitud mayor de las agujas de ferrita, la dureza que presenta esta microestructura es de aproximadamente 60 HRC y recibe el nombre de bainita inferior o acicular. También se forma la bainita por un enfriamiento continuo que atravesase el rango de temperaturas anteriormente mencionado, pero la totalidad de la microestructura podría no ser totalmente bainítica. Debido a que la formación de bainita se da en condiciones fuera de equilibrio no aparece en el diagrama Fe-Fe₃C.

Martensita.- La martensita es otra fase metaestable del acero que no aparece en el diagrama de equilibrio Fe-Fe₃C. Se forma a velocidades de enfriamiento mayores que la llamada velocidad crítica de enfriamiento en rangos de temperaturas inferiores a los de formación de la bainita. La microestructura típica de la martensita es de forma acicular o de aguja. Es una solución sólida intersticial sobresaturada de carbono en hierro de estructura cristalina tetragonal centrada en el cuerpo, TCC; con dos parámetros de la red iguales y un tercero mayor debido al carbono atrapado, ya que el cambio de una estructura FCC a una TCC es por acciones de corte y no por la difusión de los átomos de carbono, éste va acompañado por un cambio de volumen y distorsión que es la causa principal de la alta dureza de esta microestructura. La cantidad de la martensita transformada no depende de la velocidad a la cual se enfríe, sino exclusivamente del

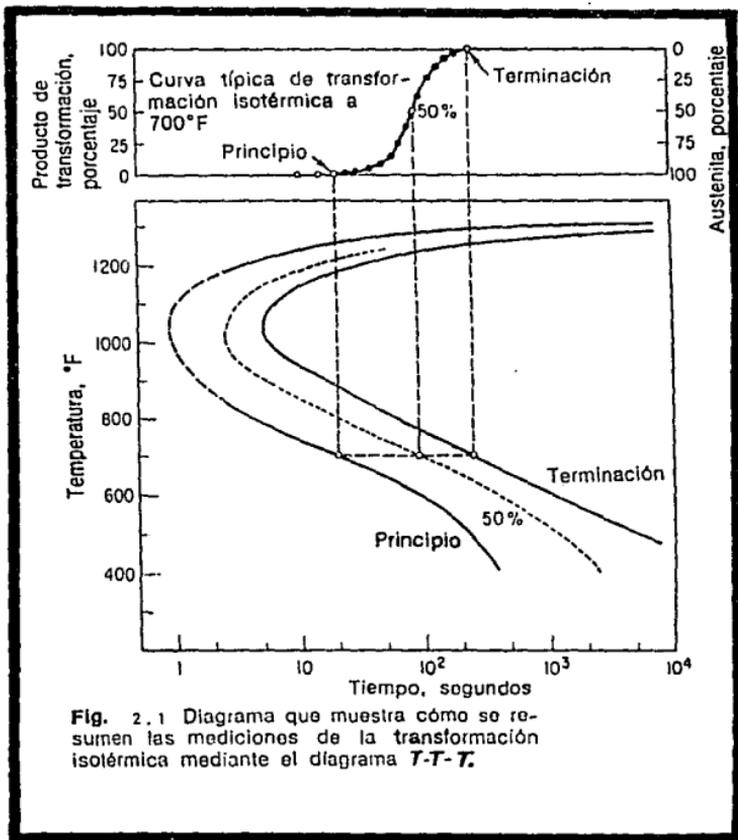
cambio de temperatura que experimente, es decir, si el enfriamiento cesa, la formación de la martensita también. Por otra parte, el proceso de formación de la martensita es no lineal respecto al tiempo, comienza lento adquiere la mayor velocidad a mitad de la transformación y disminuye nuevamente al final. A la temperatura a la cual comienza la formación de la martensita se le identifica como Ms y a la temperatura del final de la transformación como Mf. Este rango de temperatura varía entre otras cosas, en función de los elementos de aleación, siendo el carbono uno de los elementos de aleación con mayor efecto en la ubicación de las temperaturas Ms y Mf. Así para los aceros al carbono de alto contenido de carbono, Mf se ubica por debajo de la temperatura ambiente, por lo que al estar un acero templado a esta temperatura, no se ha completado totalmente la transformación a martensita y la estructura contiene entonces cierta cantidad de austenita retenida además de la martensita que logra formarse hasta dicha temperatura.

2 LOS DIAGRAMAS TTT Y CCT

2.1 LOS DIAGRAMAS TTT O DE TRANSFORMACION ISOTERMICA

Al enfriar un acero austenitizado bajo condiciones de equilibrio éste sufre un cambio alotrópico de FCC a BCC y su estructura es predecible en el diagrama Fe-Fe₃C, pero cuando este enfriamiento sucede más rápido, fuera de equilibrio; el carbono cambia en la forma en la cual se distribuye en el hierro, formando nuevas fases metaestables; ahora bien, estas transformaciones fuera de equilibrio pueden suceder isotérmicamente o durante un enfriamiento continuo.

La transformación isotérmica consiste en el enfriamiento del acero desde la temperatura de austenitización tan rápidamente que no se produzca transformación alguna hasta alcanzar una temperatura preestablecida inferior a A₁ permaneciendo el acero a esta temperatura por el tiempo necesario para completar la transformación de la austenita. Esta transformación de fase como se dijo antes, requiere de cierto período de tiempo para que se realice y no ocurre proporcionalmente conforme transcurre el tiempo, sino que tiene un comportamiento como el mostrado en la figura 2.1, donde se encuentra graficado el porcentaje de la transformación vs. logaritmo de tiempo. Si se divide el



período de transformación en tres etapas se tiene que en la primer etapa la transformación es lenta y es un período de incubación de la nueva fase en cual comienza la formación de los núcleos; para la segunda etapa a mitad de la transformación la nucleación es máxima y muchos nuevos núcleos aparecen mientras los ya formados se desarrollan con lo que el porcentaje de transformación aumenta rápidamente; en la tercer etapa, que es el final de la transformación, la velocidad de nucleación decrece al igual que el desarrollo de los núcleos ya formados, por que éstos chocan entre sí y se estorban impidiéndose el desarrollo, la velocidad de transformación es entonces demasiado lenta, lo que justifica el uso de la escala logarítmica en el tiempo. Entonces si se grafica el tiempo en una escala logarítmica los puntos de: inicio (1.0%), mitad (50%) y terminación (99%) de la transformación para una aleación determinada y para diversas temperaturas de transformación, se forma una curva como la mostrada en la parte inferior de figura 2.1, conocida como curva "S" y el diagrama recibe el nombre de diagrama TTF (Transformación-Temperatura-Tiempo), aunque también se le conoce como diagrama T-I (de Transformación Isotérmica). Este diagrama no es más que la representación gráfica, para una aleación determinada, de la relación entre la temperatura de transformación y el tiempo requerido para el inicio y el fin de dicho transformación; también predice la microestructura final obtenida además de la dureza que alcanza dicha microestructura.

2.2 IMPORTANCIA DE LA FORMA Y MANEJO DE LAS CURVAS TTT

Los diagramas TTT presentan formas variadas de acuerdo al tipo de acero de que se trate, pero de manera general se agrupan en dos modelos; diagramas TTT de aceros al carbono y diagramas TTT de aceros aleados.

2.2.1.- DIAGRAMAS TTT DE ACEROS AL CARBONO

Dentro de estos diagramas existen dos formas características; la del diagrama TTT para un acero eutectoide y la de los diagramas TTT para aceros hipoeutectoides e hipereutectoides.

El diagrama TTT para un acero de composición eutectoide se muestra en la figura 2.2 en el se muestra en la parte superior una área marcada con la letra A, de austenita, estable a alta temperatura y delimitada por la isoterma A_s . En la parte media del extremo izquierdo se encuentra una área marcada también con la letra A, también se trata de austenita, pero metaestable, subenfriada y delimitada a la derecha por la curva "S" de inicio de transformación (1%), marcada en línea continua. En el centro del diagrama se encuentra el área de transformación marcada por A+F+C que indica la formación de la nueva fase a partir de la austenita, la curva "S" de de línea continua de la derecha marca el final

1080: Isothermal Transformation Diagram. Composition: 0.79 C, 0.76 Mn. Austenitized at 1650 °F (900 °C). Grain size, 6. Martensite temperatures estimated. (Source: *Atlas of Isothermal Transformation and Cooling Transformation Diagrams*, American Society for Metals, 1977)

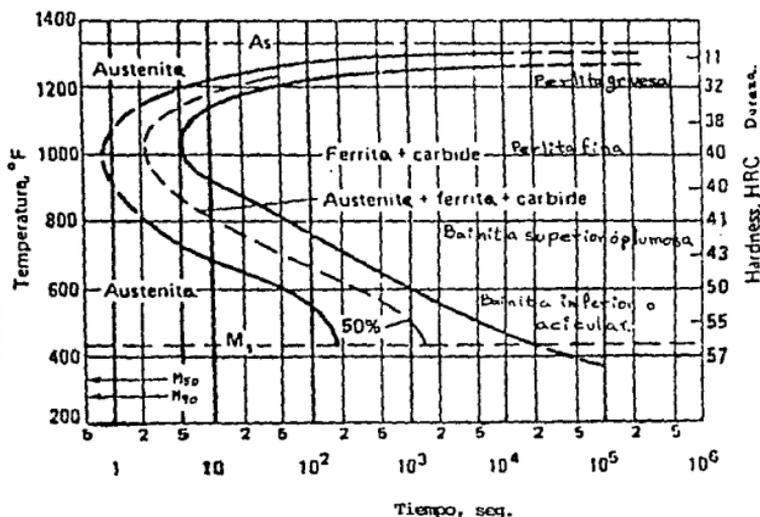


Fig. 1.2 Diagrama TTT de un acero eutectoide

Diagrama TTT Acero 1080. Composición: 0.79 %C, 0.76 MN. Austenizado a 900 °C. Tamaño de grano, 6. Temperaturas para la martensita estimadas. Fuente: *Atlas of Isothermal Transformation and Cooling Transformation Diagrams*, American Society for Metals, 1977.

de la transformación (99%), en medio de esta área aparece una curva de línea interrumpida marcada con 50% que indica la mitad de la transformación. En esa misma parte media del diagrama en el extremo derecho aparece el área F+C que es el producto final de la transformación, que puede ser perlita (parte media superior del diagrama) o bainita (a más abaja temperatura), además se observa la dureza promedio que alcanza dicha microestructura dependiendo de la temperatura a la cual se realiza la transformación. En la parte media de esta área los productos de la transformación perlita y bainita se translapan. En la parte inferior aparece el área de formación de la martensita, delimitada arriba por la isoterma Ms que indica la temperatura de inicio de formación; cómo se recuerda este proceso es independiente del tiempo, es decir, depende exclusivamente del cambio de temperatura que experimente la aleación, por lo que la línea final de formación de la martensita Mf también es una isoterma, que para el caso de los aceros de alto carbono y muchos otros aleados no aparece debido a que se ubica por debajo de la temperatura ambiente, existen además en esta misma área las isotermas de 50 y 90% de la transformación marcadas en línea interrumpida; el porcentaje complementario del 100% de transformación a un temperatura determinada es austenita retenida. En estos diagramas además se indica el tipo acero, composición, tamaño de grano, tiempo y temperatura de austenitización y tamaño de las probetas utilizadas.

El diagrama TTT de un acero hipoeutectoide aparece en la figura 2.3 y el diagrama TTT de un acero hipereutectoide en la figura 2.4. Al comparar éstos con el de un acero eutectoide se visualiza la aparición de una nueva área en la parte superior de la curva "s" en forma de ala delimitada por una línea que comienza en la cercanía de la punta de la nariz de la curva "S" de inicio y que conforme transcurre el tiempo se hace asintótica a la línea A_s . Observando primero el diagrama para un acero hipoeutectoide, se tiene que el área del ala se encuentra marcada con A+F y es el área de formación de la ferrita proeutectoide y será mayor cuanto más se aleje la composición del acero de la eutectoide. En el diagrama TTT de un acero hipereutectoide también aparece un ala, marcada ahora con A+C de formación de cementita proeutectoide a partir de la austenita, que se ve ampliada cuanto más se aleja la composición de la eutectoide, aquí la línea A_s es la línea de estabilidad de la cementita y es la temperatura por debajo de la cual, para esta composición comienza a formarse la cementita proeutectoide.

2.2.2.- DIAGRAMAS TTT DE ACEROS ALEADOS.

La ubicación y forma de las curvas "S" en los diagramas TTT para aceros aleados son consecuencia de la combinación, cantidad y tipo de los elementos de aleación agregados. Existen elementos que tienen mayor influencia que otros para

1055: Isothermal Transformation Diagram. Composition: 0.54 C, 0.46 Mn. Austenitized at 1670 °F (910 °C). Grain size, 7 to 8. Martensite temperatures estimated. (Source: *Atlas of Isothermal Transformation and Cooling Transformation Diagrams*, American Society for Metals, 1977)

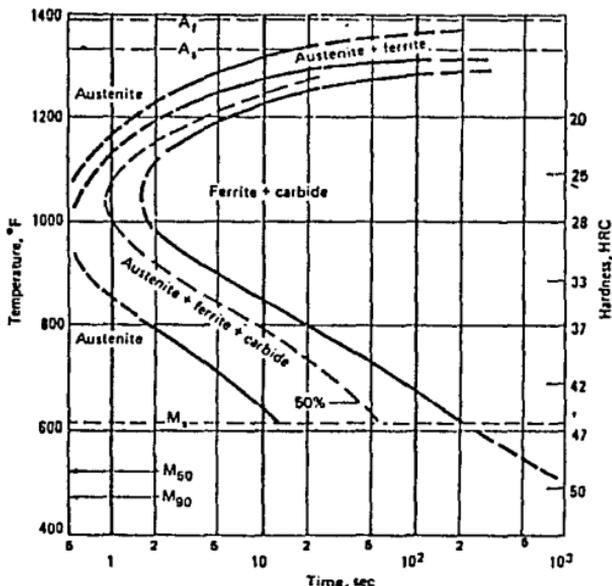


Fig. 2.3 Diagrama TTT de un acero hipoeutectoide.

Diagrama TTT Acero 1055. Composición: 0.54 %C, 0.46 %Mn. Austenitizado a 910°C. Tamaño de grano 7 a 8. Temperaturas de la martensita son estimadas. ASM, 1977.

1095: Isothermal Transformation Diagram. Modified.
 Composition: 1.13 C, 0.30 Mn. Austenitized at 1670 °F
 (910 °C). Grain size, 7 to 8. Martensite temperatures
 estimated. (Source: *Atlas of Isothermal Transformation
 and Cooling Transformation Diagrams*, American Society
 for Metals, 1977)

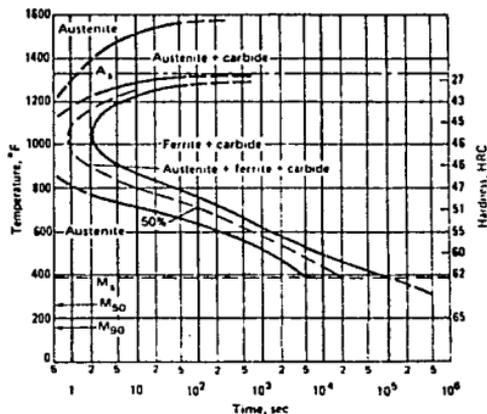


FIG 2.4 Diagrama TTT para un acero hipereutectoide.

Diagrama TTT acero 1095. Composición: 1.13 %C, -
 0.30 %Mn. Austenizado a 910°C. Tamaño de grano
 7 a 8 . Las temperaturas de la martensita son es-
 timadas. ASM 1977.

modificar los rangos de temperaturas y tiempos de transformación, entre ellos: carbono, níquel, manganeso, cromo, molibdeno, tungsteno y vanadio. Los diagramas TTT de los aceros aleados presentan formas muy variadas, la característica más común en ellos es la separación de las áreas de formación de la perlita de la de bainita, formándose dos narices o rodillas, la superior es la nariz perlítica y la inferior es la nariz bainítica. Otra característica en las curvas de los aceros aleados es que generalmente se encuentran más desplazadas a la derecha que las curvas de los aceros al carbono. Los elementos de aleación que desplazan las curvas hacia la derecha y disminuyen el intervalo Ms-Mf sin modificarlas substancialmente son: carbono, níquel y manganeso, de estos el que tiene mayor influencia es el carbono. Entre los elementos de aleación existe el caso excepcional del cobalto que desplaza las curvas hacia la izquierda y el intervalo Ms-Mf hacia arriba. También hay elementos que además de desplazar las curvas son causantes de la aparición de la segunda nariz, la bainítica, en el diagrama, estos elementos son formadores de carburos como: cromo, molibdeno, tungsteno, vanadio y manganeso. Los diagramas TTT de aceros aleados llegan a tener formas bastante variadas, como ejemplo se obsérvese los diagramas de las figuras 2.5 y 2.6.

4027: Isothermal Transformation Diagram. Composition: 0.26 C, 0.87 Mn, 0.26 Mo. Austenitized at 1575 °F (855 °C). Grain size: 7. (Source: *Atlas of Isothermal Transformation and Cooling Transformation Diagrams*, American Society for Metals, 1977)

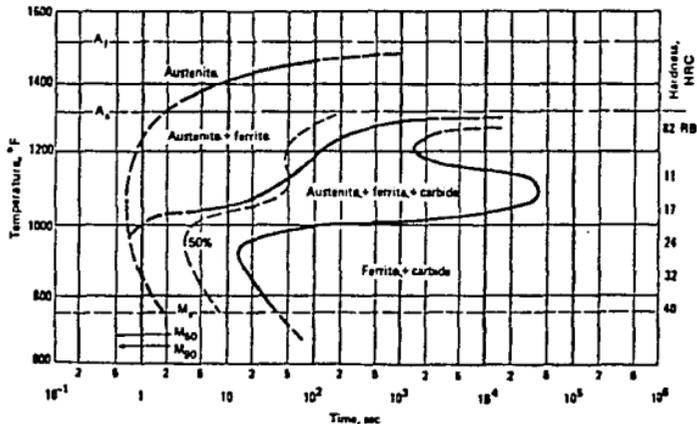


FIG. 2.5 Diagrama TTT para un acero aleado.

Diagrama TTT Acero 4027. Composición: 0.26C 0.87Mn, 0.26 Mo. Austenitizado 855°C. - Tamaño de grano 7. ASM, 1977.

4340: Isothermal Transformation Diagram. Composition: 0.42 C, 0.78 Mn, 1.79 Ni, 0.80 Cr, 0.33 Mo. Austenitized at 1550°F (845 °C). Grain size: 7 to 8. (Source: *Atlas of Isothermal Transformation and Cooling Transformation Diagrams*, American Society for Metals, 1977)

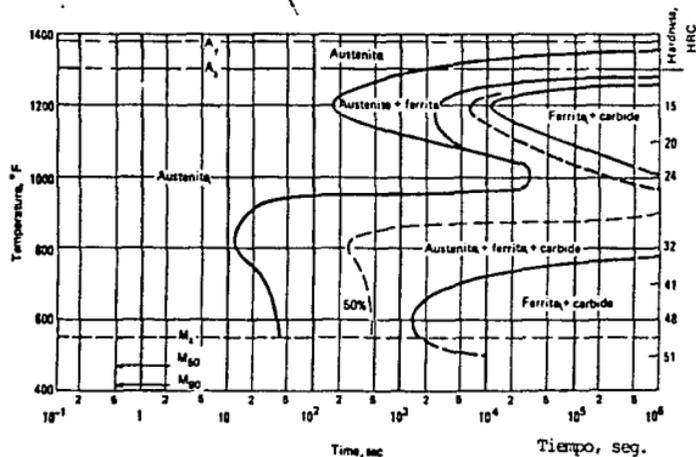


FIG. 2.6 Diagrama TTT de un acero aleado.

Diagrama TTT Acero 4320. Composición: 0.42 C, 0.78 Mn, 0.80 Cr, 0.33 Mo. Austenitizado a 845°C. ASM, 1977.

2.2.3.- MANEJO DEL DIAGRAMA TTT.

Para ejemplificar la interpretación y forma de manejo del diagrama TTT nos basaremos en el de un acero 1335, austenitizado a 845°C (1550°F) que aparece en la figura 2.7.

Se requiere conocer para pequeñas muestras de este acero, el tiempo requerido para completar la transformación, la microestructura que se formará y su dureza, cuando se permite la transformación isotérmica a 650°C (1200°F). El proceso se describe a continuación:

- i.- Se calientan las muestras a 845°C (1550°F).
- ii.- De la temperatura de austenitización se enfría en un baño de sales a la temperatura seleccionada.
- iii.- A esta temperatura a partir de haber transcurrido 4 segundos se inicia la transformación de la austenita en ferrita proeutectoide.
- iv.- Después de transcurridos 200 segundos se inicia la formación de bainita superior o plumosa.
- v.- Al haber transcurrido los primeros 1000 segundos el 50 % de la austenita se ha transformado.
- vi.- A los 5000 segundos la transformación se ha completado totalmente.
- vii.- Después de este tiempo se enfría a la temperatura ambiente sin que ninguna transformación ocurra.

1335: Isothermal Transformation Diagram. Composition: 0.35 C, 1.85 Mn. Austenitized at 1550 °F (845 °C). Grain size: 70% No. 7, 30% No. 2. (Source: *Atlas of Isothermal Transformation and Cooling Transformation Diagrams*, American Society for Metals, 1977)

Diagrama TTT Acero 1335. Composición: 0.35 C, 1.85 Mn. Austenitizado a 845°C. Tamaño de grano 7, 30% de 2. ASM, 1977.

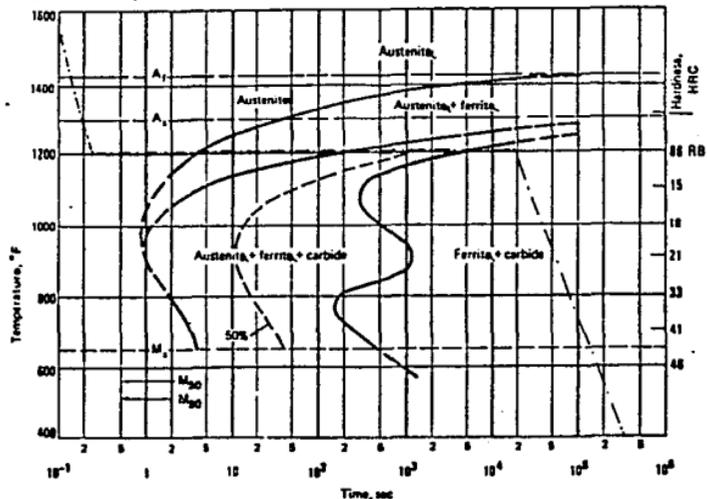


FIG. 2.7 Manejo del diagrama TTT.

La microestructura formada en este tratamiento consiste de ferrita proeutectoide y de bainita superior; la dureza que se espera para estas probetas es de 86 HRB.

Existen procedimientos de transformación isotérmica más complicados, que se llevan a cabo interrumpiendo la transformación cuando esta aún no a terminado, inmediatamente después se vuelve a enfriar a una temperatura menor y se permite que reinicie la transformación de la austenita nuevamente, formándose ya un nuevo producto diferente del anterior. Es importante señalar que cada vez que se enfría a una nueva temperatura la transformación comienza desde un tiempo cerc y no del tiempo al que se interrumpió la transformación anterior. Estos últimos procedimientos son poco realizados en la práctica debido a que las propiedades de la microestructura creada son menos predecibles, como sería en el caso de la dureza.

2.3 LOS DIAGRAMAS CCT O DE ENFRIAMIENTO CONTINUO

Los diagramas CCT o de enfriamiento continuo surgen debido a la necesidad de representar la transformación de la austenita bajo un enfriamiento continuo, como ocurre en los tratamientos térmicos comunes del acero y no a temperatura constante como se encuentra representado en el diagrama TTT.

En los diagramas CCT cualquier incremento en el tiempo esta ligado a un cambio de temperatura a diferencia del diagrama TTT donde no necesariamente ocurre esto. Esta característica da un cambio en la forma y ubicación de un diagrama CCT, con respecto al diagrama TTT, en el diagrama CCT la curva "n" se encuentra más hacia la derecha y abajo. Esto tiene explicación si se recuerda que para el inicio de una transformación es necesario cierto período de tiempo y este tiempo en el diagrama CCT, representa un descenso en la temperatura, también la curva de final de la transformación esta desplazada debido a que ésta se lleva a cabo a una temperatura menor que la de inicio de transformación. El diagrama CCT es muy parecido al diagrama TTT anteriormente descrito, éste también representa temperatura vs. logaritmo del tiempo, además, cuenta con zonas marcadas con A = austenita, zonas de transformación de austenita como A + F = austenita más ferrita proeutectoide, A + C = austenita más cementita proeutectoide, A + F + C = austenita más perlita o bainita y A + M = austenita más martensita; también están marcadas las líneas de inicio y fin de formación de la

martensita Ms y Mf respectivamente mientras las líneas isothermas interrumpidas dentro de estos límites indican un determinado porcentaje de la martensita formada. Las características principales de estos diagramas son las curvas de enfriamiento marcadas para diferentes velocidades de enfriamiento continuo, que comienzan a la temperatura de austenitización. Además en estas curvas conforme se va desplazando en el enfriamiento se marca el porcentaje de la fase formada con lo que al final del enfriamiento, siguiendo sólo una curva determinada se puede predecir el porcentaje de cada una de las fases presentes en la microestructura, así como la dureza que alcanza.

Un diagrama CCT típico para un acero aleado 15B41H se muestra en la figura 2.8. En el diagrama se pueden encontrar entre otros datos la temperatura y tiempo de austenitización, tamaño de grano, composición del acero y dureza alcanzada según la curva de enfriamiento utilizada.

15B41H: Continuous Cooling Transformation Diagram, Composition: 0.42 C, 1.61 Mn, 0.006 P, 0.019 S, 0.29 Si, 0.004 B.
 Grain size, ASTM 7 to 8. Ac_1 at 1335 °F (725 °C). Ac_3 at 1435 °F (780 °C). (Source: Atlas of Isothermal Transformation and Cooling Transformation Diagrams, American Society for Metals, 1977)

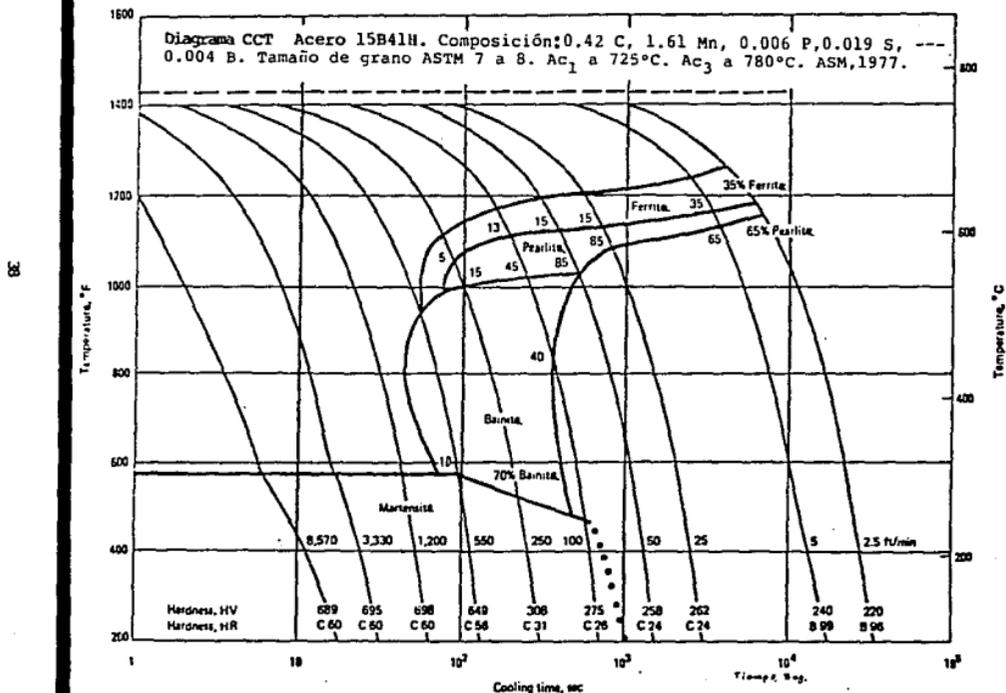


FIG. 2.8 Diagrama CCT de un acero de baja aleación.

2.4 INTERPRETACION DE LOS DIAGRAMAS CCT

Para facilitar la interpretación de un diagrama CCT se analiza el diagrama teórico de un acero eutectoide que aparece en la figura 2.9, en ella se observan cinco curvas para diferentes velocidades de enfriamiento, la curva 1 representa a la velocidad más lenta y la curva 5 a la más rápida; estos enfriamientos se realizan en diferentes medios de enfriamiento; en el horno cerrado, al aire quieto, en aceite, agua y en salmuera respectivamente. Primero se analiza la curva 1 de enfriamiento en un horno desconectado y cerrado, se observa que la transformación comienza a una temperatura t_1 pasando la austenita a formar una perlita gruesa y completándose la transformación en t_2 , esta perlita producto de la transformación de la austenita a una velocidad muy lenta es gruesa y de baja dureza. Para la curva 2 la transformación de la austenita se da entre t_3 y t_4 el producto de la transformación es perlita más fina y con mayor dureza que la anterior, formada a una velocidad de enfriamiento más rápida que la anterior. Cuando se enfría el acero de acuerdo a la curva 3 la transformación ocurre a temperaturas menores que las anteriores y requiere de menor tiempo, en t_5 se comienza a formar perlita fina hasta que la curva de enfriamiento sea tangente a alguna curva de porcentaje formado, para este caso en la figura 2.9 la curva 3 se hace tangente a la línea de 50% en t_6 y en este tiempo se tiene que en la microestructura hay un 50% de perlita

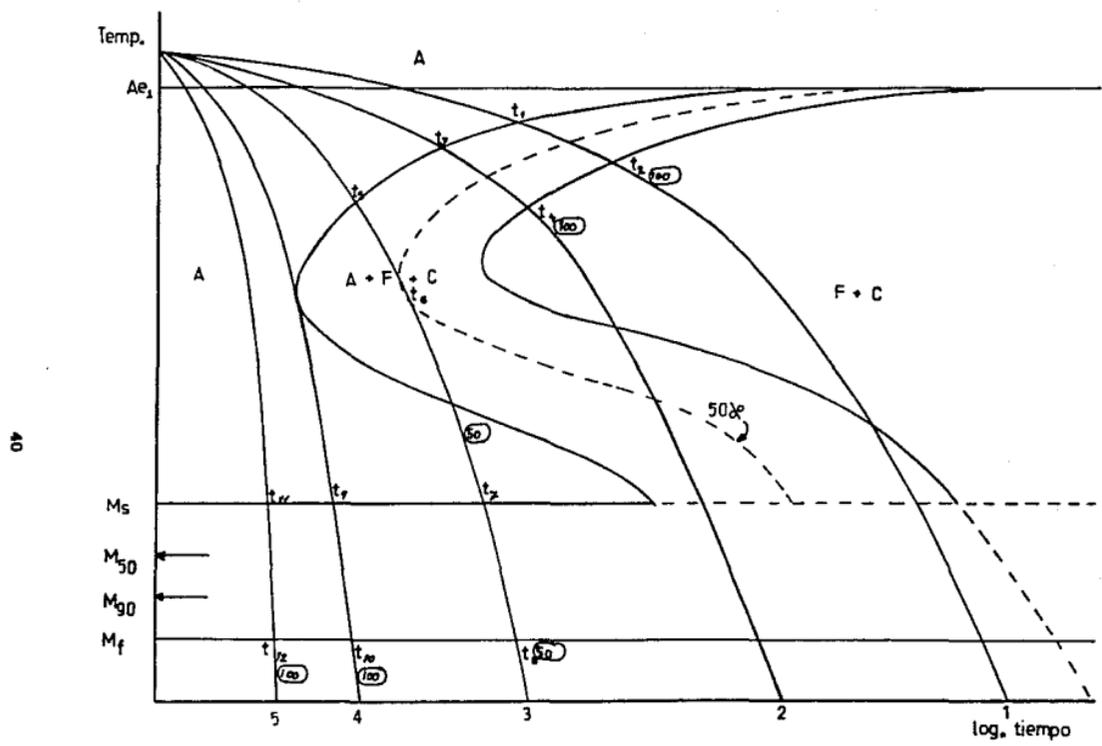


FIG.2.9 Diagrama CCT teórico de un acero eutectoide.

fina formada rodeada de austenita inestable, este porcentaje se mantiene constante hasta alcanzar la temperatura M_s en el tiempo t_7 y se inicie la formación de la martensita completándose la transformación en M_f para el tiempo t_8 . La microestructura final es entonces de 50% de perlita fina y 50 % martensita. Con un enfriamiento a la velocidad de la curva 4 se logra tocar apenas la punta de la nariz de la curva de inicio de transformación y sólo se encontrarán pequeños rastros de perlita fina insignificantes del orden del 1%. A esta velocidad se le define como la velocidad crítica de enfriamiento y a velocidades de enfriamiento superiores a ésta sólo se formará martensita, siendo la velocidad crítica de enfriamiento la velocidad mínima que se debe alcanzar para obtener una microestructura totalmente martensítica, entonces para este caso la transformación se lleva a cabo en el rango entre M_s al tiempo t_9 y M_f al tiempo t_{10} . Se puede también enfriar el acero a una velocidad aún mayor según la curva 5 pero la microestructura seguirá siendo de martensita con una dureza similar a la alcanzada con el enfriamiento de la curva 4. La dureza que alcanza la microestructura formada de acuerdo a una curva de enfriamiento dada viene indicada en la parte inferior de la curva y los porcentajes relativos de cada una de las fases presentes se indicaban al final de cada zona de transformación. La adición de elementos de aleación al acero tienen efecto similar en el cambio de forma y desplazamiento del diagrama CCT, como ocurre en el diagrama TTT. Para la

interpretación del diagrama CCT se utiliza el de un acero 1541 que aparece en la figura 2.10, como ejemplo se interpreta el enfriamiento de la cuarta curva de izquierda a derecha:

- i.- Se austenitiza a 780°C.
- ii.- Siguiendo la curva de enfriamiento indicada la transformación se inicia a los 9.5 segundos cuando la temperatura ha descendido a 660°C.
- iii.- La fase que comienza a formarse es ferrita proeutectoide, la cual continua formándose hasta los 595°C a los 20 segundos, donde se forma aproximadamente el 15% de ésta.
- iv.- En este punto se inicia la formación de la perlita, de la cual llega a formarse hasta 30% de ella cuando han transcurrido 40 segundos y la temperatura ha llegado a los 515°C, con lo que la cantidad de la austenita transformada hasta este punto es del orden del 45%.
- v.- El inicio de la formación de la bainita se da en este punto y termina a los 425°C, transformándose el 40% de la austenita restante en bainita superior o plumosa.
- vi.- De los 425°C a los 260°C no se observa transformación alguna.
- vii.- Desde este último punto se inicia la formación de martensita hasta por debajo de la temperatura ambiente, por lo que al tener el acero a la tempe-

1541: Continuous Cooling Transformation Diagram. Composition: 0.39 C, 1.56 Mn, 0.010 P, 0.024 S, 0.21 Si. Grain size, 8. Ac, at 1320 °F (715 °C). Ac₃ at 1450 °F (790 °C). (Source: Atlas of Isothermal Transformation and Cooling Transformation Diagrams, American Society for Metals, 1977)

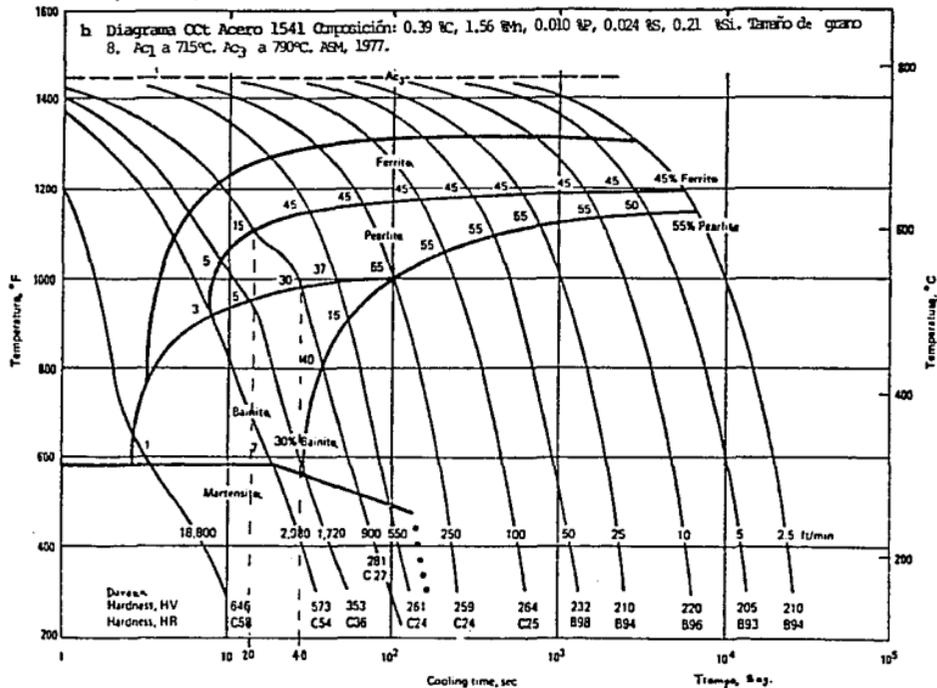


FIG 2.10 Manejo del diagrama CCT.

ratura ambiente implica que existe algo de austenita retenida en la microestructura formada.

De acuerdo a lo anterior se espera que la microestructura este compuesta de 15% de ferrita proeutectoide, 30% de perlita, 40% de bainita y el 15% restante de martensita y austenita retenida, con una dureza promedio de 27 HRC.

2.5 APLICACION DE LOS DIAGRAMAS TTT y CCT

La correcta aplicación de los diagramas TTT y CCT depende de su acertada elección de acuerdo al proceso que se lleve a cabo, el cuál debe ser isotérmico o de enfriamiento continuo y además se debe valorar que tan verdadera es esta suposición, es decir que tan verdadero es que el procedimiento a realizar es por enfriamiento continuo o por transformación isotérmica; se debe tener en cuenta también que dichos diagramas fueron realizados en base a muestras representativas de un acero y que para el material que se maneja existen variaciones en cuanto a tiempos, temperaturas de transformación y dureza lograda que deben de tomarse en cuenta; ésto debido principalmente a las variaciones en la composición que tienen efecto en la ubicación y forma del diagrama.

2.5.1.- APLICACION DE LOS DIAGRAMAS TTT.

Con los diagramas TTT o de transformación isotérmica se han llegado a aclarar en mucho los procesos de transformación en los tratamientos térmicos; también al estudiar los diagramas TTT se aclararán puntos de los diagramas CCT ya que permiten clasificar las estructuras logradas en un enfriamiento continuo y ubicar en que etapa de dicho enfriamiento se forma cada fase. Las aplicaciones de los

diagramas TTT en los tratamientos térmicos es limitada debido a que relativamente son pocos los tratamientos que se realizan a temperatura constante para los aceros; entre los que podemos mencionar: recocido isotérmico (isothermal annealing), austemplado (austempering) y martemplado (martempering), aunque este último no sea propiamente un tratamiento isotérmico.

Recocido isotérmico.- Los procesos de recocido son utilizados para ablandar los aceros y afinar el tamaño de grano; el recocido isotérmico es un proceso de formación de perlita a temperatura constante que se realiza a alta temperatura cerca de A_1 que permite un mejor control de la finura de la perlita que en los recocidos convencionales por lo que las propiedades de la aleación son más uniformes. un proceso de recocido isotérmico típico se muestra en la figura 2.11.

Austemplado.- Es otro proceso de transformación de austenita a temperatura constante llevado a cabo en la zona de formación de la bainita, específicamente de bainita inferior. Este proceso ofrece las ventajas de la ausencia de tensiones en el material típicas en la formación de la martensita conjugado con alta dureza, además de alta tenacidad. Se puede observar también en la figura 2.11.

Martemplado.- Es un tratamiento térmico realizado en piezas de tamaño medio y grande como engranes, troqueles, etc. Consiste en un enfriamiento rápido de la pieza a temperatura

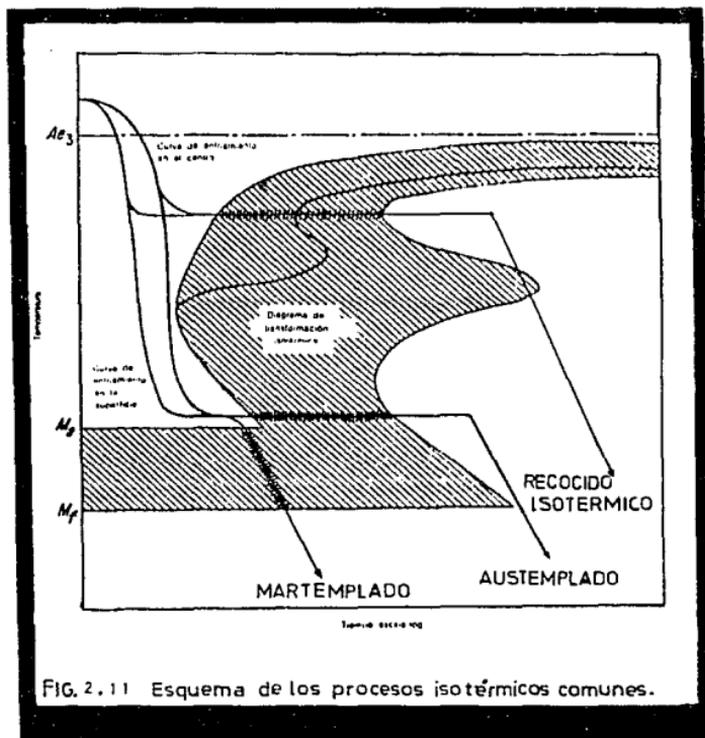


FIG. 2.11 Esquema de los procesos isotérmicos comunes.

ligeramente superior a Ms y permanencia a esta temperatura sólo el tiempo necesario para que la temperatura del centro de la pieza se iguale a la de la superficie, pero evitando el tiempo del comienzo de formación de la bainita, después se enfría rápidamente a través de la zona de formación de martensita; con dicha eliminación del gradiente térmico se logra reducir al mínimo los esfuerzos y las tensiones que causan deformaciones y agrietamientos. Hay que recalcar que la transformación no se lleva a cabo a temperatura constante, sino la permanencia a cierta temperatura sólo sirve para igualar la temperatura del centro y de la superficie de la pieza. El proceso se puede observar también en la misma figura 2.11.

2.5.2.- APLICACION DE LOS DIAGRAMAS CCT.

La aplicación de éstos se debe a que la mayor parte de los tratamientos térmicos en aceros se llevan a cabo por enfriamiento continuo, primero se calienta a la temperatura de austenización donde se permite la estabilización de la fase presente a esa temperatura, después, sufre un enfriamiento continuo en un medio de temple (salmuera, aceite, etc.) y se enfría generalmente hasta temperatura ambiente. Los distintos medios de temple permiten la pérdida de calor del material a diferentes velocidades de enfriamiento, lo que a su vez genera la formación de diferentes microestruc-

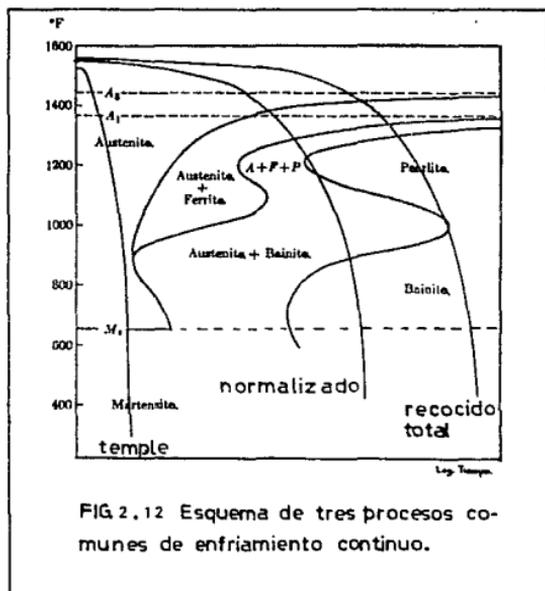


FIG 2.12 Esquema de tres procesos comunes de enfriamiento continuo.

turas con diversas propiedades. Los diferentes procesos de enfriamiento continuo en los diferentes medios de enfriamiento reciben diferentes nombres como son: recocido, normalizado y temple, que son los más comunes para el acero y se muestran en la figura 2.12.

3 TRATAMIENTOS TERMICOS DEL ACERO

3.1. INTRODUCCION

Aunque anteriormente ya se mencionó el término "tratamiento térmico", es conveniente hacer una definición formal de éste, ocuparemos la dada por la ASM que aparece en el Metals Handbook vol.1 y que dice: "Tratamiento térmico es la combinación de procesos de enfriamiento y calentamiento, por tiempo determinado, de un metal o aleación en estado sólido a manera de que se obtengan las condiciones y propiedades deseadas".

Los aceros tratados térmicamente sufren calentamientos y enfriamientos que ocasionan cambios en la microestructura y propiedades físicas del material debido a fenómenos de difusión, recristalización y cambios alotrópicos. En los tratamientos térmicos comunes de enfriamiento continuo, pueden distinguirse tres etapas:

- a) Calentamiento a temperatura de austenitización
- b) Mantenimiento a la temperatura de austenitización, y
- c) Enfriamiento a temperatura ambiente.

a) Calentamiento a temperatura de austenitización.- En esta etapa es importante tanto la velocidad de calentamiento como la correcta elección de la temperatura de austenitiza-

ción; la velocidad de calentamiento es importante debido a que a velocidades de calentamiento excesivas se presentan grandes esfuerzos térmicos causados por los altos gradientes térmicos que existen entre la superficie y el centro de las piezas de tamaño medio y grande, para piezas delgadas no hay altos gradientes de temperatura, pero los esfuerzos causados por las dilataciones y contracciones debido a los cambios de estructura cristalina pueden llegar a distorsionar las piezas sobretodo si son de forma irregular. Por lo tanto es recomendable realizar el calentamiento lo más lento posible además de tratar que la pieza como el horno se encuentren a una misma temperatura (generalmente a temperatura ambiente) cuando se inicie el calentamiento. Existen reglas prácticas muy generales para el calentamiento de las piezas pero que son un buen punto de referencia; aunque sin olvidar que la velocidad de calentamiento debe estar condicionada a los parámetros físicos de las piezas como son: forma, espesor, composición química, etc. Para los aceros al carbono el calentamiento hasta la temperatura de austenitización requiere un mínimo de treinta minutos por cada 25.4 mm (pulgada) de espesor o diámetro de la pieza; para aceros de alta aleación (aceros para herramienta, inoxidable, etc.) se recomiendan calentamientos a velocidades a la mitad de las anteriores, o sea de sesenta minutos por cada 25.4 mm de espesor o diámetro. La temperatura de austenitización que se debe alcanzar esta principalmente en función de la composición y del tratamiento térmico que se vaya a reali-

zar, pero es recomendable para los aceros hipoeutectoides una temperatura ligeramente superior a la temperatura A_3 y para los aceros hipereutectoides se eligen temperaturas entre A_{cm} y A_1 , tratando de no sobrepasar el rango de 850 a 1000°C que es una zona en la que el crecimiento de los granos de austenita es considerable, si el calentamiento fuera excesivo cercano a la temperatura de fusión pequeñas partículas de impurezas de menor punto de fusión se licuan y forman delgadas inclusiones sin cohesión con el resto del material, lo que lo haría muy frágil, por lo que se sugiere apearse a la temperatura máxima indicado por el fabricante. En la tablas 3.1.1, 3.1.2 y 3.1.3 aparecen algunos rangos de temperatura de austenitización para aceros al carbono para normalizado, recocido y temple, recomendados por la ASM.

b) Mantenimiento a la temperatura de austenitización.- Esta etapa es importante ya que debe ser lo suficientemente larga para permitir la estabilización de la fase formada y debe ser lo suficientemente corta para que no se permita el excesivo crecimiento de grano y la descarburización de la superficie, que se incrementan con largos tiempos de mantenimiento. Generalmente se recomienda, si el calentamiento se realizó con treinta minutos por cada 25.4 mm de espesor o diámetro, entonces el mantenimiento será de sesenta minutos por cada 25.4 mm de espesor o diámetro para una austenitización completa del acero. Cuando el calentamiento se realiza a velocidades más lentas el mantenimiento a la temperatura de austenitización debe reducirse proporcionalmente.

Tabla 3.1.1

TEMPERATURA DE AUSTENITIZACION PARA NORMALIZADO

DE ACEROS AL CARBONO.

Acero AISI No.	Temperatura de austenitización	
	°C	°F
1010	900 - 955	1650 - 1750
1020	900 - 955	1650 - 1750
1030	870 - 915	1600 - 1675
1035	855 - 900	1575 - 1650
1040	855 - 900	1575 - 1650
1045	845 - 900	1550 - 1650
1050	845 - 900	1550 - 1650
1060	830 - 885	1525 - 1625
1070	830 - 885	1525 - 1625
1080	830 - 885	1525 - 1625
1095	830 - 885	1525 - 1625

Tabla 3.1.2

TEMPERATURA DE AUSTENITIZACION PARA RECOCIDO

DE ACEROS AL CARBONO.

Acero AISI No.	Temperatura de austenitización	
	°C	°F
1010	540 - 730	1000 - 1350
1020	540 - 730	1000 - 1350
1030	675 - 745	1250 - 1375
1035	855 - 900	1575 - 1650
1040	845 - 885	1550 - 1625
1045	830 - 870	1525 - 1600
1050	830 - 870	1525 - 1600
1060	815 - 855	1500 - 1575
1070	815 - 855	1500 - 1575
1080	815 - 855	1500 - 1575
1095	815 - 855	1500 - 1575

Tabla 3.1.3

TEMPERATURA DE AUSTENITIZACION PARA TEMPLE

DE ACEROS AL CARBONO.

Acero AISI No.	Temperatura de austenitización	
	°C	°F
1010	900 - 925	1650 - 1700
1020	870 - 910	1600 - 1675
1030	855 - 900	1575 - 1650
1035	830 - 870	1525 - 1600
1040	815 - 855	1500 - 1575
1045	800 - 845	1475 - 1550
1050	800 - 845	1475 - 1550
1060	790 - 845	1450 - 1550
1070	790 - 845	1450 - 1550
1080	790 - 845	1450 - 1550
1095	790 - 845	1450 - 1550

c) El enfriamiento a la temperatura ambiente .- Es la etapa que va a caracterizar a cada tratamiento térmico, ya que las distintas velocidades de enfriamiento son las causantes directas de obtener las diferentes estructuras con las propiedades deseadas (a excepción claro esta de los tratamientos de transformación isotérmica).

Para los aceros en general existen tres tipos de tratamientos térmicos que tienen amplia utilización en la industria y son: los recocidos, el temple y el revenido.

3.2 PROCEDIMIENTOS DE RECOCIDO

Los procedimientos de recocido se aplican a los aceros para obtener una dureza menor, restituir ductilidad y mejorar su maquinabilidad entre otros puntos. Hay cuatro procedimientos de recocido de amplia utilización en los aceros:

- a) Recocido total o completo
- b) Recocido de normalización o normalizado
- c) Recocido de ablandamiento o esferoidización, y
- d) Recocido de relevado de esfuerzos

Los procesos de recocido en general pueden consistir de tres etapas: recuperación, recristalización y crecimiento de grano, de acuerdo a la temperatura a la que se caliente y a las condiciones del material al que se le aplique:

Recuperación.- Ocurre a mediana temperatura por debajo de A_1 y la principal característica es la recuperación de las propiedades físicas a los valores anteriores a un trabajo en frío, tal como la resistividad eléctrica, ésto debido al reacondo de las dislocaciones para formar subgranos dentro de los mismos granos deformados por el trabajo en frío. Esta etapa es comunmente también conocida como poligonización.

Recristalización.- Ocurre a temperaturas más altas que la anterior precisamente en la zona llamada de recrís-

talización, es el proceso de formación de nuevos granos poliédricos ya sin los esfuerzos residuales, nucleados a partir de la estructura subgranular creada en la etapa anterior, esta etapa va acompañada de la disminución en el número de dislocaciones, lo que va a originar la recuperación en los valores de las propiedades mecánicas tales como ductilidad y tenacidad así como de la disminución en la dureza.

Crecimiento de grano.- También llamada recristalización secundaria, ocurre cuando se permite elevar la temperatura aún más de la temperatura anterior y es el crecimiento y desarrollo de los granos ya formados a expensas de la desaparición de otros más pequeños.

3.2.1.- RECOCIDO TOTAL O RECOCIDO COMPLETO.

Es un tratamiento térmico utilizado para conseguir la dureza mínima de un acero y/o el refinamiento del tamaño de grano. Por medio del recocido total se obtienen microestructuras muy próximas a las mostradas en el diagrama de equilibrio Fe-Fe₃C, formadas en un enfriamiento muy lento del orden de varias horas, generalmente dentro del mismo horno ya desconectado.

Para los aceros al simple carbono existen dos tipos de austenitización para este tratamiento térmico dependiendo del contenido de carbono. Los aceros hipoeutectoides se

someten a una austenitización completa a una temperatura alrededor de 28°C por encima de A_3 . Al calentar un acero hipoeutectoide y cruzar A_1 ocurre la reacción eutectoide formándose pequeños granos de austenita provenientes de la descomposición de la perlita; al continuar el calentamiento se logra la subsecuente descomposición de la ferrita proeutectoide en pequeños granos de austenita así hasta lograr una estructura totalmente de austenita fina justo por encima de A_3 , sin olvidar que esta austenitización no es instantánea y requiere de tiempo a dicha temperatura para que ésta se realice; posteriormente con el enfriamiento muy lento, se obtiene una microestructura de grano fino compuesta de ferrita proeutectoide y perlita laminar gruesa.

En los aceros hipereutectoides se utiliza la austenitización incompleta, es decir, la temperatura máxima a la que se calienta es de 28°C por encima de A_1 lo que sólo permite la formación parcial de austenita proveniente de la descomposición de la perlita más cementita proeutectoide alrededor de dicho granos; esta restricción en la temperatura de austenitización es debido a que a mayor temperatura ya no se forman más granos de austenita en cambio tienden a crecer los ya existentes y al enfriarse también muy lentamente dentro del horno se produce una estructura de grandes granos de perlita laminar gruesa rodeados en el borde por la cementita proeutectoide que es dura y frágil. Esto hace en conjunto del acero un material frágil y de maquinabilidad

deficiente, por lo que este tratamiento térmico no es recomendable como un tratamiento final de los aceros hipereutectoides. Por último debido al gran consumo de tiempo y energía del horno, normalmente sólo se permite el enfriamiento lento dentro del horno hasta pasando los 600°C que es la zona crítica de formación de perlita (obsérvese los diagramas CCT de los aceros hipereutectoides). Por debajo de esta temperatura es común el enfriamiento más rápido en el aire que no afecta ya a la microestructura formada.

3.2.2.- RECOCIDO DE NORMALIZACION O NORMALIZADO.

El normalizado del acero es un tratamiento térmico de austenitización completa, ya que requiere de un calentamiento a temperatura de 40°C por encima de A_3 o A_{cm} según sea el caso, el enfriamiento debe realizarse uniformemente sobre toda la pieza afuera del horno al aire quieto; cualquier restricción o aceleración del flujo de aire afecta a la microestructura obtenida. El normalizado en el acero produce una microestructura perlítica laminar de menor grosor y con menor cantidad de proeutectoide que la estructura producida por un recocido total, ya que la curva de enfriamiento en un normalizado es a mayor velocidad y restringe el crecimiento de las laminillas de perlita y la aparición del proeutectoide (ferrita o cementita). El normalizado del acero mejora ciertas características ya que con él se disminuyen las segregaciones químicas del carbono en el hierro, además

promueve que los carburos se distribuyan más fina y uniformemente en la microestructura; por lo que el normalizado se ocupa como un tratamiento de preparación para tratamientos térmicos posteriores, ya que los carburos en esta forma se disuelven mejorando las propiedades del acero; también se ocupa para dar a los acero recocidos totalmente mayor dureza cuando estos son demasiado blandos y "gomosos" para maquinarse. Este procedimiento no es recomendable para los aceros hipereutectoides debido a las altas temperaturas requeridas que ocasionan el crecimiento excesivo del grano. El normalizado da a las propiedades de los aceros valores que arbitrariamente se han tomado como "normales", entre ellos la dureza y resistencia a la tracción.

3.2.3.- RECOCIDO DE ABLANDAMIENTO O ESFERIODIZACION.

Este tratamiento consiste en la esferiodización de las laminillas de perlita, es decir, la microestructura final estará compuesta de pequeñas esferas de cementita dentro de una matriz ferrítica. La esferoidización se puede lograr de diferentes maneras:

- a) Manteniendo al acero justo abajo de la temperatura A_1 .
- b) Alternar la permanencia a temperatura justo por arriba y por abajo de A_1 .
- c) Calentando a una temperatura intermedia entre A_1 y A_3

y luego enfriando lentamente en el horno o permanencia justo abajo de A_1 .

Esta microestructura de esferas de carburos, dentro de una matriz ferrítica, proporciona a los aceros la dureza mínima y la máxima ductilidad, además para los aceros hipereutectoides esta es la microestructura que ofrece la más alta maquinabilidad, mientras que para los aceros hipoeutectoides la microestructura llega a ser muy suave y "gomosa" para esta finalidad, pero debido a esto también admiten gran cantidad de deformación por trabajo en frío.

3.2.4.- RECOCIDO DE RELEVADO DE ESFUERZOS.

El relevado de esfuerzos es un tratamiento térmico aplicado a aceros sometidos a deformación por un trabajo en frío, es decir, que son deformados a baja temperatura, lo que causa en la estructura la deformación de los granos, el aumento de los esfuerzos residuales y del número de dislocaciones que todo material de tiene, por lo que el trabajo en frío provoca en el acero aumento en la fragilidad y en la dureza; es entonces necesario un proceso de relevado de esfuerzos que permita ablandar el material y recuperar su ductilidad a valores del orden de los anteriores a su deformación; en forma general, para los aceros al carbono se recomiendan temperaturas de 11 a 22°C por debajo de A_1

3.3 EL TEMPLE DE LOS ACEROS

El temple de los aceros es el tratamiento térmico que consiste de un calentamiento y mantenimiento a alta temperatura conocido como austenitización y seguido de un enfriamiento a una velocidad mayor o igual a la velocidad crítica de enfriamiento, con el fin de obtener el endurecimiento del acero debido a la formación de martensita. El proceso de temple puede dividirse en dos partes; la primera, llamada austenitización consta del calentamiento y mantenimiento a temperatura elevada y sirve para obtener en los aceros hipoeutectoides una microestructura totalmente austenítica de contenido de carbono uniforme en toda la fase, que al enfriarse bruscamente se convierta en martensita. Se recomienda una temperatura máxima de austenitización de 50°C arriba de A_3 para aceros hipoeutectoides mientras que para aceros hipereutectoides la máxima debe ser de 50°C arriba de A_1 . La parte del temple correspondiente al enfriamiento es de fundamental importancia para el endurecimiento del acero ya que como se mencionó debe realizarse a una velocidad mayor que la velocidad crítica de enfriamiento que es la velocidad que inhibe la formación de fases más blandas en la microestructura como la perlita y permite la obtención de la martensita. En la formación de martensita en piezas delgadas no existen dificultades mayores para la rápida extracción del calor del interior de la pieza, pero en piezas de mayor espesor la cantidad de calor que se necesita

extraer es mucho mayor y requiere por lo tanto de mayor tiempo de enfriamiento en el centro de la pieza lo que implica que la velocidad de enfriamiento en el centro de la pieza es más lenta que la velocidad de enfriamiento en la superficie. Si por ejemplo se supone que la formación de la martensita se lleva a cabo en la superficie de una pieza justo a la velocidad crítica de enfriamiento, entonces es lógico suponer que la microestructura lograda en el centro de dicha pieza no sea de martensita, también es lógico suponer que si se realiza el enfriamiento de la pieza en la superficie a velocidad mayor que la crítica de enfriamiento se puede llegar a alcanzar la velocidad crítica de enfriamiento en el centro de la pieza, pero este procedimiento implica aumento en los riesgos de agrietamiento de la pieza, además que existen restricciones prácticas en cuanto a la velocidad de extracción del calor por el medio de temple. Esta capacidad del acero para obtener martensita a mayor profundidad en una pieza se relaciona con el concepto de templabilidad (hardenability, en inglés). La templabilidad puede definirse como aquella propiedad que determina la profundidad y distribución de la dureza en el acero o como la habilidad de un acero para endurecerse. La templabilidad es una característica importante en la selección de un acero. El modo de cuantificar la templabilidad de un acero es por dos métodos; el método de Grossman y el método de la barra de Jominy.

El primero consiste en medir la profundidad a la que se obtiene una microestructura de 50% de martensita en el centro de una barra circular, el diámetro de dicha barra se conoce como diámetro crítico, debido a que éste depende del medio de temple utilizado y de si existe o no agitación de la pieza durante el enfriamiento (a su vez a esto se le conoce como severidad del medio de temple, H ; ver la tabla 3.3.1 donde se muestran varios medios de temple y modos de aplicación); entonces se prefiere referir la templabilidad a un diámetro crítico ideal, en el cual el enfriamiento se debiera realizar en un medio de temple ideal ($H=\infty$) que permitiera a la superficie de la pieza alcanzar la temperatura del medio de temple de modo instantáneo. Por este método un acero con mayor templabilidad es el que tiene un diámetro crítico ideal mayor.

El método de la barra de Jominy se encuentra normalizado por la ASTM y consiste de una barra circular del material a examinar de dimensiones fijas que se austenitiza y se enfría en uno de sus extremos por un chorro de agua fría. En este método se grafica la distancia al extremo enfriado contra la dureza en dicho punto; un acero con mayor templabilidad es aquel que logra mantener en mayor distancia valores de dureza altos relacionados éstos con la presencia de martensita en la microestructura.

La templabilidad de un acero esta también en función del tamaño de grano austenítico además de la composición

química del mismo. Un acero de una misma composición, con tamaño de grano fino presenta menor templabilidad con respecto de otro acero de la misma composición y de grano de mayor tamaño, debido a que en el primero existe mayor superficie para la nucleación de la perlita en los límites de grano de la austenita, con lo que se facilita la formación de ésta; con esto se entiende que un acero con tamaño de grano mayor, tendrá mayor templabilidad debido a que presenta menor área para la formación de la perlita; no deben de olvidarse los problemas inherentes al mayor tamaño de grano sobre las propiedades mecánicas.

Los diferentes elementos de aleación que comunmente se agregan al acero tienen un efecto positivo (a excepción del cobalto), en mayor o menor grado sobre la templabilidad; esto tiene la misma explicación dada sobre el efecto de los elementos de aleación sobre la ubicación de las curvas TTT y CCT; ya que al desplazar dichos elementos la curva hacia la derecha se permite manejar velocidades de enfriamiento menores para obtener martensita con el respectivo aumento de la templabilidad.

Tabla 3.3.1

SEVERIDAD DEL MEDIO DE TEMPLE H

METODO DE ENFRIAMIENTO	ACEITE	AGUA	SALMUERA
Sin circulación del líquido o agitación de la pieza	0.25-0.30	0.9-1.0	2
Circulación o agitación suave	0.30-0.35	1.0-1.1	2.0-2.2
Circulación moderada	0.35-0.40	1.2-1.3	
Circulación buena	0.40-0.50	1.4-1.5	
Circulación fuerte	0.50-0.80	1.6-2.0	
Circulación violenta	0.80-1.10	4.0	5.0

3.4 REVENIDO DE LOS ACEROS

Un acero templado es demasiado duro y frágil para la mayoría de las utilizaciones, por lo que se requiere de la aplicación de un revenido, que es el tratamiento térmico complementario del temple; que se realiza inmediatamente después de éste en la mayoría de los casos y consiste en calentar a una temperatura por debajo de A_1 y mantener el acero a dicha temperatura para permitir cambios en la microestructura seguido de un enfriamiento al aire quieto. En la figura 3.1 se observa un proceso de temple y revenido. El revenido se realiza con la finalidad de aumentar la ductilidad y tenacidad del acero, aunque se presente la reducción en la dureza. La temperatura a la que se realiza un revenido afecta las propiedades mecánicas de los aceros, a mayor temperatura de revenido menor es la dureza obtenida. La combinación de tiempo de mantenimiento a la temperatura de revenido contra temperatura de revenido permite obtener una misma dureza ya sea con alta temperatura de revenido y tiempo corto de mantenimiento que con más baja temperatura y un tiempo de mantenimiento más prolongado. El revenido puede consistir de las siguientes etapas dependiendo de la temperatura a la que se realice y de la composición del acero, cabe mencionar que estas etapas en algunos casos se superponen. Para aceros templados de contenido de carbono superior al 0.2% el revenirlos a temperaturas entre 100 y 200°C provoca la precipitación de carbono proveniente de la mar-

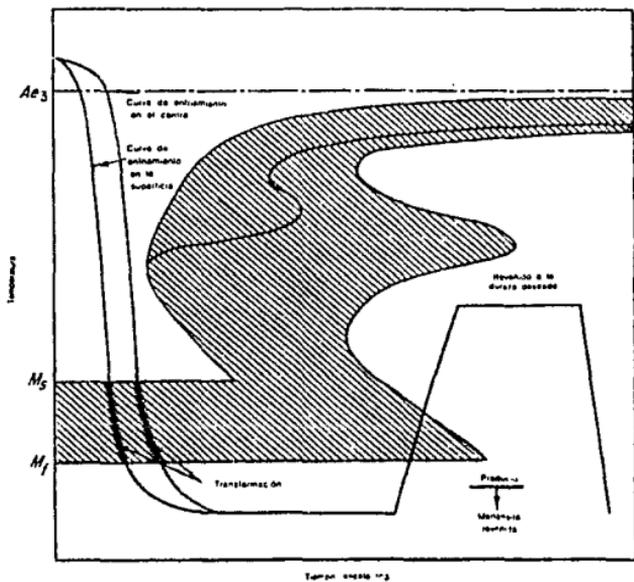


FIG. 3.1 Procedimiento de temple y revenido.

tensita para formar minúsculas partículas de un carburo metaestable conocido como carburo ϵ (epsilon) de estructura HCP y de fórmula química indefinida pero probablemente $Fe_{2.4}C$, la formación de este carburo puede aumentar ligeramente la dureza, además existe alivio de las tensiones residuales; entonces la microestructura consta de martensita de bajo contenido de carbono más el carburo ϵ y austenita retenida si ésta estuviera presente desde el temple. Si continua el calentamiento a un rango entre 230 y 400°C el carburo metaestable ϵ se transforma en pequeños granos de cementita Fe_3C de estructura ortorrómbica mientras que la martensita ya con menor contenido de carbono puede retornar a la estructura BCC y es nuevamente ferrita o martensita revenida como también se le conoce; si existe alguna cantidad de austenita retenida, ésta se transforma en bainita inferior debido a que se encuentra el acero en el rango de temperatura de formación de la bainita. Estos cambios van acompañados de la disminución de la dureza. El revenir entre 400 y 650°C aumenta el crecimiento de los granos de cementita aunque aún no son visibles para el microscopio óptico. Y a más alta temperatura en el intervalo de 650 a 720°C provoca que la cementita se aglomere con el consecuente drástico ablandamiento del acero, las propiedades mecánicas son semejantes a las obtenidas en una esferoidización. Estos procesos requieren de cierto período de tiempo de mantenimiento a alta temperatura para su realización, el tiempo de permanencia aconsejado para los aceros al carbono es de minuto por milímetro de espesor o diámetro de la pieza.

4 ACEROS PARA HERRAMIENTA

4.1 INTRODUCCION

Existen diversas cualidades necesarias en un acero que se utilice para herramienta con el fin de que cumpla con su propósito adecuadamente, la alta resistencia al desgaste, alta dureza, alta dureza a temperaturas elevadas (dureza al rojo), facilidad de maquinado, alta templabilidad, además de considerar la estabilidad dimensional y la descarburización que pudiera ocurrir durante el temple, todo esto sin olvidar el costo generalmente más elevado de los aceros para herramienta. La utilización de estos aceros en la fabricación de herramientas es muy extensa; brocas, troqueles de todo tipo, cortadores de fresa, hojas de cizallas, moldes de inyección, etc., para estas aplicaciones se cuenta con uno o varios tipos de acero para herramienta que reúna las características para una utilización dada.

Estas cualidades de los aceros para herramienta son producto tanto del carbono y demás elementos de aleación. Así como por un estricto control de calidad, aplicado durante todo el proceso de fabricación, desde la fundición, generalmente en horno eléctrico hasta su rolado o forjado dentro de su forma final, para poder mantener a niveles mínimos las porosidades, segregaciones, impurezas e inclusiones no metálicas.

4.2 CLASIFICACION DE LOS ACEROS PARA HERRAMIENTA

La clasificación de los aceros para herramienta más difundida, es la establecida por la AISI (American Iron and Steel Institute) y por la SAE (Society of Automotive Engineers). Esta clasificación se divide en grupos de tipos de aceros de acuerdo al medio de temple, aplicación específica, características especiales y composición química. La tabla 4.2.1. muestra esta clasificación simplificada. Las propiedades específicas de cada grupo se tratan en los puntos a continuación.

Tabla 4.2.1

CLASIFICACION SIMPLIFICADA DE LOS ACEROS PARA HERRAMIENTA

SEGUN AISI - SAE.

GRUPO	SIMBOLO	TIPO
Templables al agua	W	
Resistentes al impacto	S	
Trabajo en frío	O	Templable en aceite
	A	Mediana aleación y templable en aire
	D	Alto carbono, alto cromo
Trabajo en caliente	H	(H1-H19 incluso base cromo; H20-H39 incluso base tungsteno; H40-H59 incluso base molibdeno)
Alta velocidad	T	Base tungsteno
	M	Base molibdeno
Moldes	P	Aceros para moldes (P1-P19 incluso bajo carbono; P20-P39 incluso otros tipos)
Propósitos especiales	L	Baja aleación
	F	Carburo - tungsteno

**4.2.1.- ACEROS PARA HERRAMIENTA TEMPLABLES AL AGUA.
GRUPO W.**

Estos aceros tienen como principal elemento de aleación al carbono en contenidos de 0.6 a 1.4 %, el porcentaje más empleado es de 1.0%, además de pequeños porcentajes de cromo y vanadio; el cromo aumenta la templabilidad y resistencia al desgaste, mientras que el vanadio ayuda al refinamiento del tamaño de grano y aumenta la tenacidad. Estos aceros son los de menor costo debido a su baja aleación. Ver la tabla 4.2.2 que muestra la clasificación de estos aceros y su composición química.

Tabla 4.2.2
CLASIFICACION DE LOS ACEROS PARA HERRAMIENTA
TEMPLABLES AL AGUA, GRUPO W.

Tipo	C	Mn	Si	Cr	V	W	Mo	Co
W1	0.6-1.4
W2	0.6-1.4	0.25
W3	0.6-1.4	0.50
W4	0.6-1.4	0.25
W5	0.6-1.4	0.50
W6	0.6-1.4	0.25	0.25
W7	0.6-1.4	0.50	0.20

Entre las características que podemos mencionar para este grupo de aceros es su baja templabilidad obteniéndose un núcleo tenaz apenas en diámetros por encima de 12.7 mm. Deben de templarse en agua u otro medio de temple severo para obtener su máxima dureza que va acompañada de una relativamente alta deformación. Una buena propiedad es la alta maquinabilidad que ofrecen.

4.2.2.- ACEROS PARA HERRAMIENTA RESISTENTES AL IMPACTO. GRUPO 8.

Los aceros resistentes al impacto tienen como principal característica la alta tenacidad por lo son de un contenido de carbono relativamente bajo (0.50%), los demás elementos de aleación son: cromo, silicio, manganeso, tungsteno y molibdeno, ver la tabla 4.2.3; el cromo y el silicio aumentan la templabilidad mientras que el tungsteno aumenta la dureza al rojo, el silicio además acelera la descarburización, por lo que se deben de tomar precauciones para evitarla durante su tratamiento térmico.

Los aceros resistentes al impacto ofrecen regular dureza al rojo y resistencia al desgaste, la maquinabilidad de estos aceros es mediana, su temple generalmente se realiza en aceite y sólo en algunos casos en agua.

Tabla 4.2.3

**CLASIFICACION DE LOS ACEROS PARA HERRAMIENTA
RESISTENTES AL IMPACTO. GRUPO S.**

Tipo	C	Mn	Si	Cr	V	W	Mo	Co
S1	0.50	1.50	..	2.50
S2	0.50	..	1.00	0.50	..
S3	0.50	0.75	..	1.00
S4	0.50	0.80	2.00
S5	0.50	0.80	2.00	0.40	..

**4.2.3.- ACEROS PARA HERRAMIENTA PARA TRABAJO EN FRIO.
GRUPOS O, A, Y D.**

Los aceros para herramienta para trabajo en frío se dividen en tres grupos; aceros templables en aceite (grupo O), aceros de mediana aleación y templables al aire (grupo A) y aceros de alto carbono alto cromo (grupo D). Se pueden observar en la tabla 4.2.4.

Los aceros del grupo O contienen: carbono, manganeso, cromo y tungsteno como principales elementos de aleación, sin embargo, algunos tipos contienen además silicio y molibdeno, lo que les da una mayor templabilidad que a los aceros del grupo W y como son templables en aceite tienen menor deformación y tendencia al agrietamiento que éstos; su alto contenido de carbono les proporciona una alta dureza y resistencia al desgaste.

De los aceros del grupo A se puede mencionar que tienen mayor templabilidad y su temple se realiza al aire, lo que permite obtener una distorsión mínima y menor probabilidad de agrietamiento, esto debido al más alto contenido de manganeso, cromo y molibdeno. El manganeso provee al acero de alta dureza al rojo, a excepción de los tipos A2 y A7 que no lo contienen en su composición. El alto contenido de carbono da al acero alta dureza y resistencia al desgaste.

El grupo D se caracteriza por alto contenido de carbono y un excepcional contenido de cromo (12%), con lo que se obtiene alta templabilidad y resistencia al desgaste, no así la dureza al rojo la cual tienen valores relativamente bajos.

Tabla 4.2.4

CLASIFICACION DE LOS ACEROS PARA HERRAMIENTA
PARA TRABAJO EN FRIO.

TEMPLABLES EN ACEITE. GRUPO O.								
Tipo	C	Mn	Si	Cr	V	W	Mo	Co
O1	0.90	1.00	..	0.50	..	0.50
O2	0.90	1.60
O6	1.45	..	1.00	0.25	..
O7	1.20	0.75	..	1.75	0.25*	..
MEDIANA ALEACION Y TEMPLABLES AL AIRE. GRUPO A.								
A2	1.00	5.00	1.00	..
A4	1.00	2.00	..	1.00	1.00	..
A5	1.00	3.00	..	1.00	1.00	..
A6	0.70	2.00	..	1.00	1.00	..
A7	2.25	5.25	4.50	..	1.00	..
ALTO CARBONO ALTO CROMO. GRUPO D.								
D1	1.00	12.00	1.00	..
D2	1.50	12.00	1.00	..
D3	2.25	12.00
D4	2.25	12.00	1.00	..
D5	1.50	12.00	1.00	3.00
D6	2.25	..	1.00	12.00	..	1.00
D7	2.35	12.00	4.00	..	1.00	..

*Opcional

4.2.4.- ACEROS PARA HERRAMIENTA PARA TRABAJO EN CALIENTE. GRUPO H.

El grupo de los aceros para herramienta para trabajo en caliente se divide a su vez en tres grupos de acuerdo al elemento de aleación predominante: cromo, tungsteno y molibdeno. Ver tabla 4.2.5.

Los aceros de este grupo base cromo son los del tipo H11 a H16 son de mediano contenido de cromo, además de carbono, tungsteno, vanadio y molibdeno; poseen buena dureza al rojo, su bajo contenido de carbono les da buena tenacidad. Son templables al aire y de templabilidad profunda. Los aceros de base tungsteno para trabajo en caliente son del tipo H20 al H26; tienen mejor resistencia al rojo y pueden templarse en aire, agua y salmuera. El último grupo de los aceros para trabajo en caliente es el de base molibdeno que abarca los tipos H41 al H43, son de similar composición que los anteriores y por lo tanto de características similares pero menos propensos al agrietamiento durante su tratamiento térmico, aunque sí de mayor tendencia a la descarburización. En general los aceros para trabajo en caliente tienen como principal característica una buena dureza al rojo combinada con buena tenacidad y normal resistencia al desgaste además de buena maquinabilidad; en el tratamiento térmico son propensos a descarburizarse y tienen buena estabilidad dimensional cuando se templan al aire.

Tabla 4.2.5

CLASIFICACION DE LOS ACEROS PARA HERRAMIENTA
PARA TRABAJO EN CALIENTE. GRUPO H.

ACEROS BASE CROMO								
Tipo	C	Mn	Si	Cr	V	W	Mo	Co
H11	0.35	5.00	0.40	..	1.50	..
H12	0.35	5.00	0.40	1.50	1.50	..
H13	0.35	5.00	1.00	..	1.50	..
H14	0.40	5.00	..	5.00
H15	0.40	5.00	5.00	..
H16	0.55	7.00	..	7.00
ACEROS BASE TUNGSTENO								
H20	0.35	2.00	..	9.00
H21	0.35	3.50	..	9.50
H22	0.35	2.00	..	11.00
H23	0.30	12.00	..	12.00
H24	0.45	3.00	..	15.00
H25	0.25	4.00	..	15.00
H26	0.50	4.00	1.00	18.00
ACEROS BASE MOLIBDENO								
H41	0.65	4.00	1.00	1.50	8.00	..
H42	0.60	4.00	2.00	6.00	5.00	..
H43	0.55	4.00	2.00	..	8.00	..

**4.2.5.- ACEROS PARA HERRAMIENTA PARA ALTA VELOCIDAD.
GRUPOS T y M.**

Este grupo de aceros también se encuentra dividido en dos grupos dependiendo del elemento de aleación predominante. Ver tabla 4.2.6. Las características generales de este grupo de aceros de alta aleación es su excelente dureza al rojo, buena resistencia al impacto dependiendo del contenido de carbono, son templables en aire, aceite y sales fundidas. En general son de alta templabilidad y de buena maquinabilidad.

**Tabla 4.2.6
CLASIFICACION DE LOS ACEROS PARA HERRAMIENTA
PARA ALTA VELOCIDAD. GRUPOS T y M.**

ACEROS BASE TUNGSTENO

Tipo	C	Mn	Si	Cr	V	W	Mo	Co
T1	0.70	4.00	1.00	18.00
T2	0.85	4.00	2.00	18.00
T3	1.05	4.00	3.00	18.00
T4	0.75	4.00	1.00	18.00	..	5.00
T5	0.80	4.00	2.00	18.00	..	8.00
T7	0.75	4.00	2.00	14.00
T8	0.80	4.00	2.00	14.00	..	5.00
T15	1.50	4.00	5.00	12.00	..	5.00

(continúa)

ACEROS BASE MOLIBDENO

M1	0.80	4.00	1.00	1.50	8.50	..
M2	0.85	4.00	2.00	6.25	5.00	..
M3	1.00	4.00	2.40	6.00	5.00	..
M4	1.30	4.00	4.00	5.50	4.50	..
M6	0.80	4.00	1.50	4.00	5.00	12.00
M7	1.00	4.00	2.00	1.75	8.75	..
M10	0.85	4.00	2.00	..	8.00	..
M15	1.50	4.00	5.00	6.50	3.50	5.00
M30	0.80	4.00	1.25	2.00	8.00	5.00
M33	0.90	3.75	1.15	1.75	9.50	8.25
M34	0.90	4.00	2.00	2.00	8.00	8.00
M35	0.80	4.00	2.00	6.00	5.00	5.00
M36	0.80	4.00	2.00	6.00	5.00	8.00

4.2.6 ACEROS PARA HERRAMIENTA PARA MOLDES. GRUPOS L y F.

Este grupo de aceros para herramienta tienen como principales elementos de aleación al níquel y al cromo además de carbono, vanadio, molibdeno y aluminio (tipo P21). Ver tabla 4.2.7. Son de baja aleación por lo que tienen muy baja dureza en estado de recocido lo mismo que dureza al rojo, con excepción del tipo P4.

Tabla 4.2.7
CLASIFICACION DE LOS ACEROS PARA HERRAMIENTA
PARA MOLDES. GRUPO P.

Tipo	C	Al	Ni	Cr	V	W	Mo	Co
P1	0.10 máx.
P2	0.07 máx.	..	0.50	1.25	0.20	..
P3	0.10 máx.	..	1.25	0.60
P4	0.07 máx	5.00
P5	0.10 máx	2.25
P6	0.10	..	3.50	1.50	0.20
P20	0.30	0.75	0.25	..
P21	0.20	1.20	4.00

4.2.7.- ACEROS PARA HERRAMIENTA PARA PROPOSITOS ESPECIALES. GRUPOS L y F.

Los aceros para herramienta para propósitos especiales como su nombre lo indica son aceros de uso específico en la industria y que no se encuentran especificados en los grupos anteriores; éstos se encuentran divididos en dos grupos: los aceros de baja aleación, grupo L y los de base carbono - tungsteno, grupo F, ver la tabla 4.2.8. Los aceros del grupo L son similares a los del grupo W, más cromo, vanadio, aluminio, níquel lo que les da mayor resistencia al desgaste

y templabilidad; son medianamente resistentes a los cambios dimensionales. En particular este grupo se puede catalogar como de buena resistencia al desgaste y de buena tenacidad. Los aceros del grupo F son suficientemente resistentes al desgaste debido a su alto contenido de carbono, de 1.00 a 1.25% C. Son templables al agua por lo que sufren distorsión considerable durante el temple además de ser frágiles; su templabilidad es superficial, y su dureza al rojo es baja.

Tabla 4.2.8

CLASIFICACION DE LOS ACEROS PARA HERRAMIENTA PARA PROPOSITOS ESPECIALES. GRUPOS L Y F.

ACEROS DE BAJA ALEACION. GRUPO L.								
Tipo	C	Mn	Ni	Cr	V	W	Mo	Co
L1	1.00	1.25
L2	0.50-1.10	1.00	0.20
L3	1.00	1.50	0.20
L4	1.00	0.60	..	1.50	0.20
L5	1.00	1.00	..	1.00	0.25	..
L6	0.70	..	1.50	0.75	0.25	..
L7	1.00	0.35	1.40	..	0.40	..
ACEROS AL CARBONO - TUNGSTENO. GRUPO F.								
F1	1.00	1.25
F2	1.25	3.50
F3	1.25	0.75	..	3.50

4.3 PRINCIPALES APLICACIONES

Los aceros para herramientas en la industria tienen diversas aplicaciones específicas, dadas a través de mucho tiempo, ésto debido a las características de cada tipo de acero; no hay que olvidar, que pueden existir más de un acero que cumpla los requisitos necesarios para emplearlo en alguna herramienta, por lo que no es conveniente tomar sólo en cuenta las propiedades mecánicas de éstos, sino además tener en cuenta los aspectos como costos, disponibilidad en el mercado, facilidad de tratamiento térmico, etc. A continuación se presentan las aplicaciones más usuales para cada grupo de acero, en base a sus aptitudes para desempeñar un trabajo específico de manera satisfactoria.

4.3.1.- APLICACIONES DE LOS ACEROS TEMPLABLES AL AGUA. GRUPO W.

Las aplicaciones de este grupo de aceros dependen del contenido de carbono (0.60 a 1.4% C). Los aceros de contenidos de carbono de 0.6 a 0.75 % se ocupan en martillos, quijadas o conos de quebradoras, remachadoras y dados preformadores de uso no continuo, donde se requiere de un acero tenaz. Para los aceros de contenidos de carbono de 0.75 a 0.95% que tienen mayor dureza se utilizan en punzones, troqueles, cizallas, etc. Por último los aceros de contenidos de carbono de 0.95 a 1.40 % son más duros que tenaces y

se ocupan, debido a su alta resistencia al desgaste, en herramientas de carpintería, brocas, terrajas, cincelos, escariadores y en general en herramientas de corta de materiales suaves como aluminio, latón, etc.

4.3.2.- APLICACIONES DE LOS ACEROS RESISTENTES AL IMPACTO. GRUPO S.

Como su nombre lo indica estos aceros deben de ser capaces de resistir golpes de impacto repetitivos, por lo que se utilizan en machuelos, troqueles de corte herramientas para formado, herramientas neumáticas, hojas de cizallas, etc.

4.3.3.- APLICACIONES DE LOS ACEROS PARA TRABAJO EN FRÍO. GRUPOS O, A y D.

Estos aceros son muy versátil en cuanto a su uso, ya que sirven para realizar varias de las aplicaciones de los demás grupos de aceros de manera satisfactoria. El grupo de los aceros para trabajo en frío templables en aceite, grupo O; se utiliza en la fabricación de machuelos, troqueles de corte, herramientas para formado, escariadores, etc. El grupo A, de los aceros para trabajo en frío de mediana aleación y templables al aire tienen aplicaciones en punzones, machuelos, terrajas, etc. Los aceros para trabajo en

frío de alto contenido de carbono y alto cromo, grupo D, tienen amplia aplicación en dados de punzonar, de corte, dados para estirar alambre, barras y tubos.

4.3.4.- APLICACIONES DE LOS ACEROS PARA TRABAJO EN CALIENTE. GRUPO H.

La aplicación de estos aceros puede dividirse en base al elemento de aleación predominante. Los aceros para trabajo en caliente base cromo. tipos H11 a H16 poseen buena dureza al rojo debido al cromo que contienen, funcionan en troqueles de extrusión en caliente, troqueles para piezas fundidas, troqueles para forjas, mandriles y cizallas en caliente. Los aceros para trabajo en caliente de base tungsteno, tipos H22 al H26, son también utilizados a alta temperatura como todos los de este grupo, en mandriles y troqueles para extrusión de latón, de aleaciones de níquel y de acero. Los aceros para trabajo en caliente de base molibdeno, tipos H41 a H43, son de composición y uso similares a los de los aceros de base tungsteno.

4.3.5.- APLICACIONES DE LOS ACEROS PARA ALTA VELOCIDAD. GRUPOS T y H.

El uso principal y más difundido es en las herramientas de corte de todo tipo, aunque tienen buena funcionalidad en

troqueles de extrusión, punzones y dados. Los aceros para alta velocidad tanto base tungsteno como molibdeno son utilizados en brocas, escariadores, terrajas, machuelos, cortadores de fresa, sierras y herramientas de carpintería.

4.3.6.- APLICACIONES DE LOS ACEROS PARA MOLDE. GRUPO P.

Son de poca dureza al rojo y se utilizan generalmente en moldes de inyección de plásticos.

4.3.7.- APLICACIONES DE LOS ACEROS PARA PROPOSITOS ESPECIALES. GRUPOS L y F.

Los aceros para propósitos especiales de baja aleación, grupo L. tienen varias aplicaciones debido a su tenacidad y alta resistencia al desgaste, como en cojinetes, rodillos, platos para embrage, llaves de tuercas, etc. Los aceros de este grupo con alto carbono se utilizan para ejes, troqueles, brocas, machuelos y calibradores. Los aceros para propósitos especiales de base carbono - tungsteno, grupo F; son usados en guillotinas para papel, dados para estirado de alambre, herramientas para formado y maquinado final.

4.4 TRATAMIENTOS TERMICOS USUALES

Los principios de los tratamientos térmicos de los aceros para herramienta son los mismos que se aplican para los demás aceros en general, pero debido a la amplia variedad de composiciones existentes se emplean diversos rangos de temperaturas y tiempos de permanencia, por mencionar sólo estas dos características; además para cada tipo de acero en particular es necesario tomar precauciones, necesarias para evitar problemas como distorsión, agrietamiento, descarburización; la información más correcta en cuanto a las particularidades para llevar a cabo un tratamiento térmico correcto debe de ser obtenida directamente del fabricante y conjugada con las características propias de las piezas como su geometría y espesor. Los tratamientos térmicos comunmente aplicados a los aceros para herramientas son recocido, normalizado, temple y revenido; éstos generalmente van acompañados unos de otros. De cada uno de ellos se puede mencionar lo siguiente:

El recocido de los aceros para herramientas es comunmente de dos tipos; el recocido total y el relevado de esfuerzos. El recocido total como se sabe es para obtener en el material la condición de mas baja dureza. Para la mayoría de los aceros para herramienta la temperatura de recocido es justo arriba de A_1 . El relevado de esfuerzos es también conocido como recocido subcrítico o recocido de proceso y se emplea para eliminar los esfuerzos residuales introducidos

por las operaciones de conformado como los maquinados. Es frecuentemente deseable el eliminar estos esfuerzos residuales antes de que la pieza fabricada se endurecida por el temple. Si una gran cantidad de material de la pieza es removido por maquinado los esfuerzos residuales probablemente puedan ocasionar que la herramienta se distorsione durante su endurecimiento, por lo que en partes que requieren gran precisión dimensional, el recocido de relevado de esfuerzos puede efectuarse entre los maquinados de desbaste y el de acabado. El recocido de relevado de esfuerzos es usualmente realizado a temperaturas par debajo de A_1 y seguido de un enfriamiento en el horno. El normalizado es un tratamiento térmico realizado para modificar la estructura del acero y hacerlo más adecuado para el tratamiento térmico subsecuente. La temperatura de calentamiento para el normalizado en general es bastante arriba de A_1 , para propiciar que la mayor parte de los carburos presentes se disuelvan, después del calentamiento a esta temperatura y la permanencia por un período de tiempo proporcional al tamaño de la pieza, se enfría al aire. Por medio del normalizado la distribución de los carburos es más homogénea, y un tamaño de grano más fino puede ser obtenido. El normalizado usualmente se realiza en piezas forjadas de acero para herramienta pero no es necesario en piezas que han sido recocidas por el fabricante a menos que hayan tenido otra operación de forjado posterior. Los aceros que se endurecen al aire no son normalizados. El temple de los aceros para herramientas consiste comunmente

en el calentamiento y mantenimiento del acero a la temperatura de austenitización recomendada seguido de un enfriamiento brusco que inhibe la formación de fases blandas y propicia la formación de martensita. La temperatura de temple, el tiempo de permanencia a esta temperatura y el medio de temple dependen principalmente de la composición del acero y de las dimensiones de la pieza a ser tratada. La operación de revenido que sigue al temple tiene como propósito aliviar los esfuerzos creados durante la transformación de la austenita en martensita para dar mayor tenacidad al acero y en algunos casos para reducir la dureza. El revenido consiste en el calentamiento de un acero templado por debajo de la temperatura crítica inferior y mantenimiento a dicha temperatura por un tiempo suficiente para que ocurran los cambios deseados en la microestructura. Existen otros tratamientos térmicos más complicados que se aplican a los aceros para herramientas. Como el austemplado, que es un temple en baño de sales a alta temperatura entre la nariz de la curva S y la isotérma M_s generalmente entre 260 y 320°C. Durante el tiempo necesario para que se forme bainita. Hay que señalar que los tiempos de permanencia a esta temperatura son generalmente largos del orden de varias horas. También son aplicables a los aceros para herramientas tratamientos térmicos de endurecimiento superficial; esto para numerosas aplicaciones donde se requiere de un núcleo tenaz y suave y de una superficie dura con alta resistencia al desgaste; entre estos tratamientos podemos mencionar: carburización, cianuración y nitruración.

5 TEMPLE Y REVENIDO DEL ACERO PARA ALTA VELOCIDAD

AISI - SAE T1. PARTE TEORICA.

5.1 GENERALIDADES.

El acero para alta velocidad de base tungsteno T1 es un acero para herramienta altamente aleado, con alto contenido de tungsteno (18%), cromo (4%) y vanadio (1%) además de pequeños contenidos de manganeso (0.30%), silicio (0.30%), molibdeno (0.70%, opcional) y carbono (0.75 a 1.50% dependiendo de su aplicación).

La historia de los aceros para alta velocidad comienza precisamente con el tipo T1; en 1898 cuando Taylor y White desarrollaron un acero cuya principal característica era su alta dureza al rojo y cuya composición química incluía altos contenidos de tungsteno y cromo (18 y 4% respectivamente). Para 1904 Mathews agrega a la composición anterior vanadio en 1%, quedando la composición como se conoce actualmente, con sólo relativamente pocos cambios. Al seguir avanzando las investigaciones en el campo de los aceros para alta velocidad, se definen nuevos tipos de aceros con diferentes composiciones químicas. Un período de tiempo importante es el de los años 40's, cuando debido a la dificultad de las importaciones de tungsteno hacia América, como consecuencia principalmente de la segunda guerra mundial, se desarrollan los aceros para alta velocidad de base molibdeno, que es un

elemento con propiedades químicas y físicas similares a las del tungsteno pero con peso atómico de la mitad de éste. Por lo que en la actualidad se cuenta con varios tipos de aceros para alta velocidad tanto de base tungsteno como de base molibdeno como se observa en el capítulo anterior.

El proceso de fabricación de los aceros para alta velocidad es el mismo que el de los aceros para herramienta en general; comienza con la fundición en horno eléctrico de chatarra de acero preseleccionada, donde se realiza la desoxidación y el control de la composición química de la mezcla, por medio de varios procesos de afiné; posteriormente, la mezcla fundida se vacía en lingoteras dónde al solidificarse se obtiene un material con gran cantidad de segregaciones, fig. 5.1.a, después se forja en piezas más pequeñas por varias operaciones de conformado en caliente por medio de prensas, martillos y trenes de laminación dónde el acero llega a obtener las dimensiones y la forma deseadas, además se eliminan las segregaciones, fig. 5.1.b. Entre cada una de estas operaciones existen intercalados procesos de recocido para alivio de esfuerzos y disminución de la dureza.

Las formas comerciales en las que se presentan los aceros para alta velocidad son barras redondas, cuadradas, hexagonales, soleras, placas, etc., en las medidas comerciales del sistema inglés.

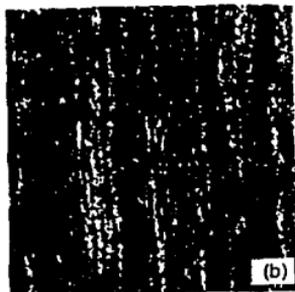


Fig. 5.1 Microestructura del acero T1; (a) En forma de red, mostrando gran cantidad de segregaciones, característica de una primer solidificación. (b) Mostrando bandas de carburo - después de un extenso trabajo en caliente. (c) Recocida y en corte transversal, consiste de una matriz ferrítica y carburos esferoidizados.

El motivo por el cual se seleccionó el acero T1, es debido a que es un acero que en la industria se emplea ampliamente en la fabricación de herramental de calidad; debido a sus propiedades de alta dureza al rojo y resistencia al desgaste; además de requerir de un tratamiento térmico relativamente sencillo, ya que este tipo de acero tiene baja tendencia a la descarburización y al crecimiento de grano cuando éste se llega acabo siguiendo las recomendaciones del fabricante. Debido a su gran aplicación por sus anteriores características tiene buena disponibilidad en el mercado en comparación de otros tipos de acero para alta velocidad. De aquí en adelante nos referiremos a este tipo de acero únicamente como acero T1.

5.2 PROPIEDADES Y APLICACIONES.

Las propiedades del acero T1 están determinadas principalmente por dos factores: su composición química y por el tratamiento térmico que se le realice. Tratando primero a cerca del efecto de los elementos de aleación en las propiedades del acero T1, es importante mencionar que cada uno de ellos por sí solo da ciertas características al acero y la combinación de estos elementos lo proveen de nuevas características, además de modificar aquellas que ofrecen los elementos por separado ya sea aumentándolas o disminuyéndolas. El rango de la composición química del acero T1 aceptada por la SAE- AISI es:

Carbono (C)	de	0.75 a 1.50 %
Tungsteno (W)	de	17.25 a 18.75%
Cromo (Cr)	de	3.75 a 4.50%
Vanadio (V)	de	0.90 a 1.30%
Manganeso (Mn)	de	0.20 a 0.40%
Silicio (Si)	de	0.20 a 0.40%
Molibdeno (Mo)		0.70 % (opcional)

De cada uno de los elementos de aleación presente en el acero T1 se puede mencionar lo siguiente:

Carbono.- La principal característica que brinda al acero este elemento, es el aumento de la dureza, resistencia al desgaste y templabilidad.

Tungsteno.- En grandes cantidades en la composición para este caso 18 % se observa un incremento en la resistencia al desgaste y en la dureza al rojo. Es un formador de carburos.

Cromo.- Aumenta la profundidad de temple en forma regular, también contribuye al aumento de la resistencia al desgaste y a la tenacidad; incrementa la temperatura de austenitización para el temple y hace más drásticos los cambios dimensionales durante el temple, también es un formador de carburos.

Vanadio.- Dificulta el crecimiento del grano debido al sobrecalentamiento, también aumenta la dureza al rojo. Para porcentajes de aleación iguales o mayores al 1% forma carburos complejos de alto contenido de carbono que tienen alta resistencia al desgaste.

Manganeso.- Este elemento de aleación incrementa también la templabilidad del acero además reduce la temperatura de austenitización para el temple. También se agrega al acero para facilitar la forja y la laminación en caliente.

Silicio.- Este otro elemento al igual que el manganeso facilita la forja y laminación en caliente, aunque también un acero que contenga silicio tiene mayor tendencia a sufrir descarburización durante la forja y el tratamiento térmico que otro que no lo contenga.

Molibdeno.- Este elemento de aleación incrementa la templabilidad del acero, también aumenta la dureza al rojo y la resistencia al desgaste como lo hace el tungsteno, la desventaja que presenta un acero con molibdeno es la mayor tendencia a la descarburización durante la forja y el tratamiento térmico, así como el aumento del tamaño de grano austenítico, además de formar carburos en mayor cantidad que el tungsteno.

De las propiedades que proveen estos elementos de aleación al combinarse entre sí, la principal es la formación de carburos complejos como M_6C , $M_{23}C$, MC y M_2C que son los que juegan un papel preponderante en las propiedades de los aceros para alta velocidad y que se estudian en la sección siguiente.

Los usos del acero T1 se basan en sus principales características de alta dureza al rojo y resistencia al desgaste, los valores obtenidos para cada una de ellas varían ampliamente, dependiendo de las condiciones en las que se realice su tratamiento térmico. El acero T1 se utiliza en la fabricación de brocas, machuelos, escariadores, brochas, cortadores de fresa, buriles, cortadores para madera, etc. Es decir, se ocupa en todo tipo de herramientas de corte en general. Aunque también encuentra aplicaciones en otros tipos de herramental como troquales de corte y embutido, dados de extrusión, etc.

5.3 TEMPLE Y REVENIDO

De los procesos de tratamiento térmico utilizados para dar al acero de alta velocidad T1 sus propiedades de dureza al rojo y de resistencia al desgaste, el temple y revenido son los procesos más comunmente utilizados en la industria, en parte debido a la facilidad con la que se realizan éstos, ya que presentan relativamente pocos problemas de descarburización o de crecimiento de grano debido al tiempo de mantenimiento a alta temperatura o por temperatura excesiva. Además le son aplicados a este acero algunos tratamientos térmicos superficiales, pero que sólo en usos específicos, donde se requiere que la herramienta fabricada trabaje bajo condiciones muy severas con un núcleo tenaz que permita absorber grandes cargas de impacto y una superficie de muy alta dureza capaz de resistir un gran número de ciclos sin presentar desgaste excesivo o falla por fatiga como suele requerirse en algunos troqueles de embutido y corte. Los tratamientos térmicos superficiales adecuados para estos casos en el acero T1 son la carburización o la nitruración en baños de sales. Para comprender mejor los procesos de temple y revenido y sus consecuencias en las propiedades físicas es necesario conocer los cambios que se presentan en la microestructura del acero desde su solidificación:

El acero T1 de 0.75 %C que fué el que se ocupó en este estudio comienza a solidificar a los 1475°C (2687°F) aproxi-

madamente, por medio de la formación de dendritas de ferrita - δ de limitada solubilidad de elementos de aleación, incluido el carbono, por lo que al continuar el descenso de temperatura, el líquido restante va quedando enriquecido con dichos elementos. Con descensos posteriores de la temperatura y al llegar a los 1350°C (2462°F) ocurre la reacción eutéctica y el líquido se precipita en dos fases diferentes, la austenita y los carburos complejos, principalmente el M_6C . La reacción eutéctica la podemos simplificar:



Mientras esto ocurre, la ferrita - δ se precipita en austenita. Por lo que por abajo de ésta temperatura la estructura esta compuesta únicamente de austenita y de carburos aleados. Las excesivas segregaciones de carburos en la estructura del acero T1 se asemejan a redes de células. Fig. 5.1.a, a rangos de temperatura más bajos se da con mayor velocidad la precipitación de otros carburos que son el M_{23}C y el MC. Cuando se alcanza la temperatura A_1 , que para este acero es de 760°C (1400°F) y al ocurrir la reacción eutécticoide, la austenita se transformará en ferrita y la microestructura queda finalmente formada por una matriz ferrítica y carburos distribuidos en forma de red, por lo que se hace necesario la aplicación de trabajo en caliente y de recocidos intercalados para poder obtener una distribución más homogénea de carburos en la matriz ferrítica, ya que de esta forma se logra la ruptura de la red de carburos por la

deformación plástica y el refinamiento del tamaño de grano. La deformación de las redes se da en la dirección del forjado, es decir, que se van alargando hasta llegar a la formación de bandas longitudinales. Fig. 5.1.b. Dependiendo de la cantidad de trabajo en caliente aplicado será el grado de distribución de carburos alcanzado. De forma general se recomiendan reducciones del orden del 90 al 95% de área transversal para tener una buena distribución de carburos. Esto es importante ya que en el posterior tratamiento térmico de temple se permite la mayor disolución de los carburos durante la austenitización, lo que ofrecerá valores más homogéneos y altos de resistencia al desgaste y dureza.

La microestructura del acero T1 en estado de recocido es de aproximadamente 70 % de una matriz ferrítica y el 30 % restante de carburos complejos esferoidizados; en este estado el acero presenta la microestructura más blanda con la menor resistencia a la tracción y la mayor maquinabilidad. Los tres carburos que se encuentran en el acero T1 en estado de recocido son M_6C , $M_{23}C$ y MC ; en estas fórmulas la letra M representa el total de los átomos de los metales presentes en cada carburo (W, Cr, V y Fe) y la letra C a los átomos de carbono presentes. Las características de cada uno de estos carburos se mencionan a continuación:

M_6C .- Se denomina también carburo etha, este carburo complejo es el de mayor cantidad presente en los aceros al

tungsteno, en el acero T1 representa aproximadamente el 18 % del total del volumen del acero en estado de recocido, esto debido a su gran solubilidad. La composición química de este carburo varía de Fe_4W_2C a Fe_3W_3C ; de esta fórmula se deduce que es un carburo rico en tungsteno aunque también disuelve, en cantidades moderadas, cromo y vanadio. El carburo M_6C cristaliza en la estructura FCC. Además es importante en las reacciones que provocan la dureza al rojo en el acero como se verá más adelante.

$M_{23}C_6$.- También llamado carburo kappa representa el 9 % aproximadamente del volumen del acero T1 recocido. Es básicamente un carburo de cromo pero ya que disuelve también hierro, vanadio y tungsteno su fórmula química es más compleja, $(Cr, Fe, V, W)_{23}C_6$ por lo que se le maneja en forma resumida como $Cr_{23}C_6$; este es un carburo de estructura cristalina FCC. Es de alta solubilidad en la austenita ya que está totalmente disuelto a la temperatura de austenitización recomendada al temple por lo que es importante en la martensita obtenida después de éste.

MC.- El carburo MC es rico en vanadio capaz de disolver pequeñas cantidades de tungsteno, cromo y hierro. En el acero T1 recocido representa el 2 % de su volumen. Es principalmente un carburo de vanadio de composición química variable de VC a V_4C_3 y de estructura FCC. Está relacionado con la alta resistencia al desgaste después del tratamiento térmico, debido a su alta dureza y resistencia a la abrasión.

Para apreciar las cantidades relativas de cada uno de los carburos complejos en el acero T1 ver la figura 5.2.

5.3.1.- TRATAMIENTO TERMICO DE TEMPLE.

El primer paso en el temple de un acero es la austenitización. Para el acero T1 y los aceros para alta velocidad, en general debe de realizarse en etapas de precalentamiento, ésto con el fin de disminuir los gradientes térmicos que puedan causar esfuerzos que distorsionen la pieza sobre todo si es de forma irregular. Otra razón para realizar la etapas de precalentamiento, es que debido a éstas, se permite con mayor facilidad y en mayor cantidad la disolución de los carburos complejos en la austenita, punto clave para la correcta ejecución de un temple en estos aceros. De estas recomendaciones se excluyen las piezas de pequeño tamaño y de forma regular ya que la diferencia de temperatura entre el centro y la superficie de la pieza es mínima y es válido que se considere que el calentamiento se realiza a la par en toda la pieza.

El número de etapas de precalentamiento para los aceros para alta velocidad recomendado es de una, dos y hasta tres etapas dependiendo como antes ya se mencionó se su tamaño y forma; a continuación se explicará el procedimiento para una etapa, recomendado por la ASM para el acero T1. Primero se



Fig. 5.2 Porcentajes en volumen de carburos presentes en el acero T1. Barras - blancas indican las cantidades en acero recocido, y las barras con rayas las cantidades en acero templado a 2350°F.

introduce la pieza en el horno que tenga una temperatura de 815 a 870°C (1500 a 1600°F), que es superior a A_1 , 760°C (1400°F) que permita la estabilización de la temperatura en toda la pieza y asegure el cambio de estructura BCC a FCC al mismo tiempo, el cual va acompañado de una contracción de volumen, al realizarse esta contracción al mismo tiempo en toda la pieza se dificulta la aparición de fallas posteriores como el agrietamiento o las deformaciones. El tiempo de mantenimiento a la temperatura de precalentamiento debe de ser de dos horas por 25.4 mm, aproximadamente.

La presencia de 18% W, 4% Cr y 1% V, en el acero T1 además de formar carburos, en comparación con los aceros simples al carbono también afecta a las temperaturas críticas. La temperatura A_1 como ya se ha señalado, se incrementa de 727°C (1340°F) a 760°C (1400°F), la reacción eutéctica ocurre a 1350°C (2462°F) para el acero T1 en comparación con 1148°C (2098°F) de los aceros al carbono, la composición eutectoide se reduce de 0.77 %C a cerca de 0.25 %C, también la máxima solubilidad de carbono en austenita se reduce de 2.11 % a 0.70 %. Por lo anterior y además debido a la presencia de los carburos complejos en el acero T1 es de comprenderse que la temperatura de austenitización difiere de la recomendada para los aceros al simple carbono analizados en el principio de este estudio. La temperatura de austenitización para el acero T1 se elige muy alta, ya que la disolución de los carburos en la austenita esta en función de la temperatura a la que se encuentre, es decir, a

mayor temperatura, mayor disolución de carburos. Para el acero T1 se elige la temperatura de austenitización cercana a la línea de solidus, de 1350°C (2462°F) por lo que la ASM recomienda de 1260 a 1300°C (2300 a 2375°F). Y es debido precisamente a esta cercanía con la línea de solidus que se requiere de un estricto control de temperatura. Para este rango de temperatura se logra disminuir la presencia de los carburos complejos a tan sólo un 12 % como se aprecia en la figura 5.2, comparado contra el 30 % de éstos en estado de recocido a la temperatura ambiente.

Los cambios que ocurren durante la austenitización se pueden describir de la siguiente forma: la ferrita (BCC) y los carburos complejos (FCC) al calentarse y llegar a A_1 , comienzan a precipitarse en austenita de bajo contenido de carbono, al incrementarse la temperatura, mayor cantidad de austenita es formada con mayor cantidad de elementos de aleación incluido el carbono, la disolución de los carburos en la austenita se da en forma desigual para cada uno de ellos, como ejemplo obsérvese la cantidad de cada uno presente a la temperatura de austenitización indicada en la figura 5.2. El carburo M_6C , rico en tungsteno se encuentra presente en la austenita en casi un 10 % por lo que se observa que es un carburo de mediana solubilidad, mientras que el carburo $M_{23}C$ que es rico en contenido de cromo presenta la mayor solubilidad en la austenita y llega a disolverse totalmente aproximadamente a los 1095°C (2000°F),

el carburo MC presenta muy baja solubilidad a alta temperatura permaneciendo un porcentaje casi igual que en estado de recocido. Respecto del tiempo de mantenimiento a alta temperatura debe de mencionarse que es muy corto del orden de dos a cinco minutos, debido a lo alto de la temperatura que puede llegar a ocasionar el crecimiento del grano y la descarburización, que afectan fuertemente a las propiedades físicas y mecánicas del acero.

El tiempo de mantenimiento a la temperatura de austenitización que para el acero T1 se recomiendan es de dos minutos para piezas pequeñas y de hasta cinco minutos para las grandes. El uso de termopares en la cámara del horno es un de los métodos más comunes para registrar la temperatura en hornos industriales. Sin embargo, la temperatura registrada por el termopar puede no ser la temperatura del acero, a menos que el termopar este en contacto real con la muestra. En los aceros que son empacados para endurecerse es costumbre, colocar una pequeña varilla del material en un extremo del paquete, insertado de tal manera que una punta de ésta quede aproximadamente en el centro del paquete tocando al acero, Retirando esta varilla a períodos frecuentes y comparando su color contra el fondo del refractario del horno es posible obtener con razonable precisión la temperatura en el interior del paquete.

El temple del acero T1 puede realizarse en aire, aceite o baño de sales a alta temperatura. Ya que la curva S de

inicio de transformación esta lo suficientemente desplazada hacia la derecha como lo muestra la figura 5.3, por lo que admite estos medios de temple menos severos. El temple en el aire puede ser satisfactorio si la pequeña capa de cascari-lla formada durante el enfriamiento no es problema. El temple en aceite se prefiere cuando se requiere de la limpieza en mayor grado de esta cascari-lla, aunque con este medio de temple se produce una mayor cantidad de esfuerzos. El temple en baño de sales a alta temperatura, es normalmente a 260°C (500°F) seguido de un enfriamiento al aire también es empleado en este acero, para producir una estructura de bainita inferior. Durante el enfriamiento se inicia la formación de martensita (temperatura Ms) a 220°C (430°F) y termina (temperatura Mf) a -100°C (150°F). Estos puntos Ms y Mf están en función principalmente de la temperatura de austenitización y del contenido de carbono del acero. El efecto de la temperatura de austenitización se observa en la figura 5.4, en esta figura se aprecia como a mayor temperatura de austenitización las temperaturas Ms y Mf se desplazan hacia abajo, por lo que a temperatura ambiente se tiene una determinada cantidad de martensita formada dependiendo de la temperatura de austenitización alcanzada. El contenido de carbono tiende también a bajar los puntos Ms por lo que a mayor cantidad de carbono mayor cantidad de austenita retenida a temperatura ambiente y menor la cantidad de martensita formada, ver figura 5.5.

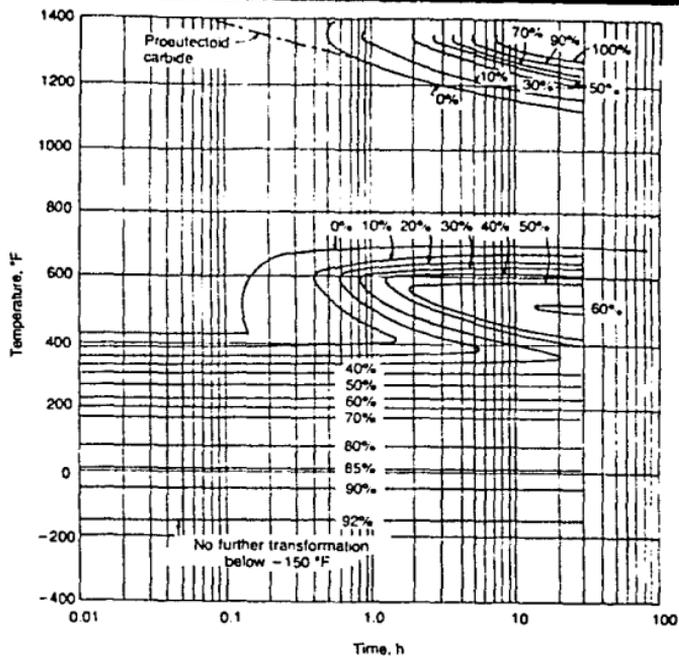
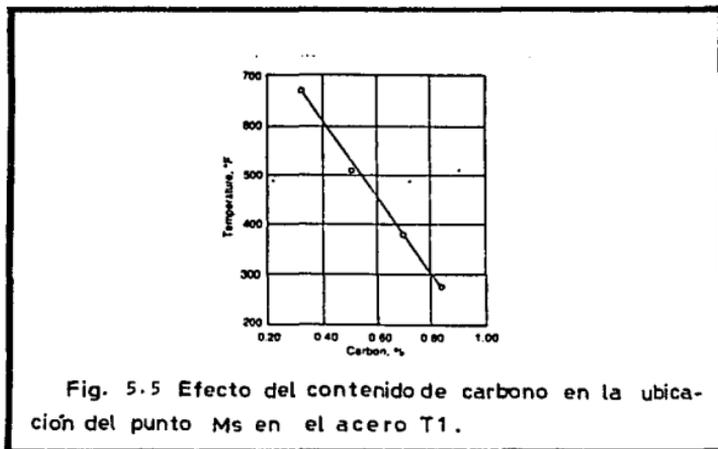
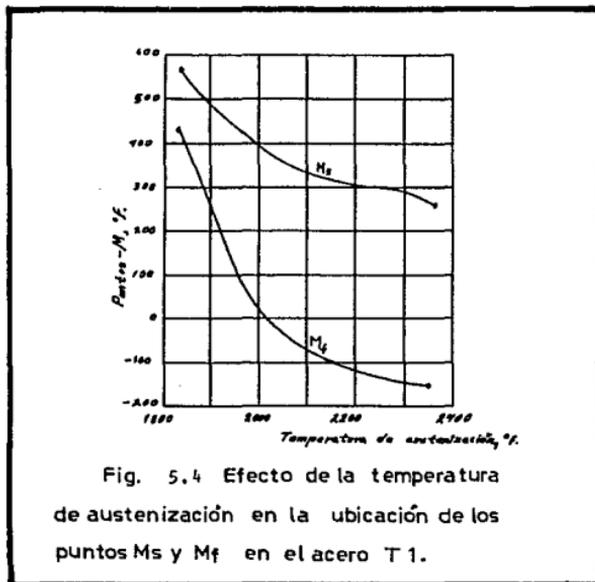


Fig. 5.3 Diagrama TTT para el acero T1, austenizado a 2350° F.



En el temple del acero T1 directo desde la temperatura de austenitización hasta la temperatura ambiente, la martensita comienza a formarse en Ms y continua su formación hasta más allá de la temperatura ambiente, pero si llega a interrumpirse el enfriamiento continuo del acero dentro del rango de formación de la martensita, la austenita retenida al reiniciar el enfriamiento continua transformándose con un retraso en la temperatura, es decir, con un subenfriamiento, el cual será mayor cuanto más tiempo se haya interrumpido dicho enfriamiento. A este fenómeno se le conoce como estabilización de la austenita.

Otro punto importante es que a mayor temperatura de austenitización, mayor es la dureza alcanzada, hasta un máximo, después del cual la dureza desciende proporcionalmente a la cantidad de austenita retenida presente, esto es más claro si se tiene presente que a mayor temperatura de austenitización mayor es la cantidad de austenita presente a esta temperatura y más difícil es la transformación total de ella, quedando mayor cantidad de austenita retenida en la microestructura. En otras palabras, el contenido de la austenita retenida en los aceros para alta velocidad templados, en general, depende de la temperatura de austenitización y de los elementos de aleación, en particular del carbono. La presencia de austenita retenida es de importancia en las reacciones que ocurren en el revenido de estos aceros. La microestructura del acero T1 templado desde 1290°C (2350°F) es de 60 a 80 % de martensita tetragonal de alta aleación

con un 15 a 30 % de austenita retenida y cerca de 10 % de carburos complejos sin disolver M_6C y MC . La dureza que alcanza el acero T1 templado depende de las condiciones en las cuales se realice este tratamiento: El efecto de la temperatura y tiempo de austenitización en la dureza del acero T1 se muestra en la figura 5.6. Tomando cualquier temperatura de austenitización en particular, al incrementar el tiempo de mantenimiento, la dureza tiende a alcanzar un valor límite constante. Este valor señala que los cambios a nivel microestructura que ocurren a la temperatura de austenitización se han completado prácticamente y que la disolución adicional de los carburos restantes y la formación de austenita se han detenido, en otras palabras, ha transcurrido el tiempo necesario para que la formación de austenita y la disolución de carburos lleguen prácticamente al máximo para dicha temperatura de austenitización.

5.3.2.- TRATAMIENTO TERMICO DE REVENIDO.

El acero de alta velocidad templado al igual que los aceros carbono, presenta una alta dureza que va acompañada de fragilidad y de grandes esfuerzos internos, que incrementan el riesgo de fracturas y deformaciones posteriores; Es por esto que se requiere de la ejecución de un revenido que permita al acero aliviar estos esfuerzos internos para hacerlo dimensionalmente más estable y relativamente menos

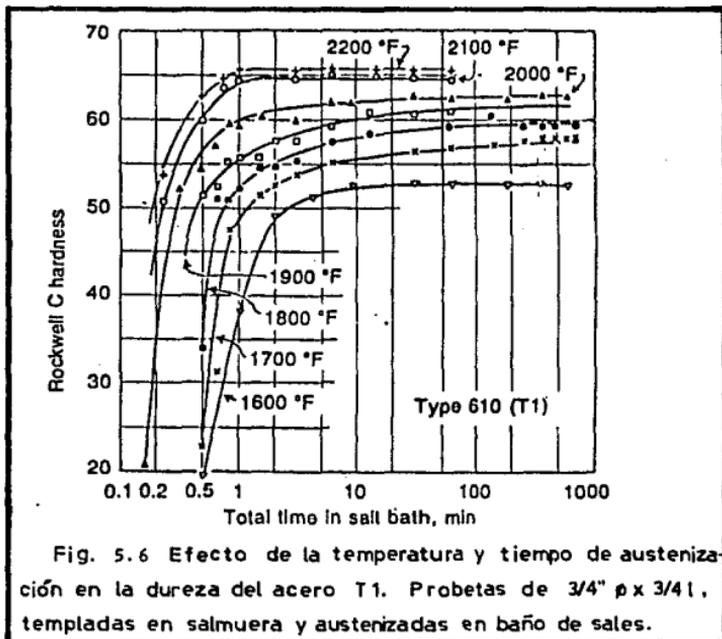


Fig. 5.6 Efecto de la temperatura y tiempo de austenización en la dureza del acero T1. Probetas de 3/4" ϕ x 3/4", templadas en salmuera y austenizadas en baño de sales.

frágil. En piezas de forma compleja este riesgo es aún mayor y se recomienda iniciar el revenido inmediatamente después de terminado el temple, aún cuando el acero no está a la temperatura ambiente, cerca de 50°C (125°F).

El comportamiento de la dureza en función de la temperatura de revenido en los aceros de alta velocidad muestra cierta característica que hace interesante su estudio. Para analizar más a fondo este comportamiento se examina la gráfica de las curvas de dureza vs. temperatura de revenido del acero T1 que muestra dicho comportamiento. La gráfica puede observarse en la figura 5.7. Al analizar cualquiera de estas curvas se observa que a bajas temperaturas de revenido la dureza tiende a caer hasta cerca de cuatro puntos HRC con respecto a la dureza inicial, a temperaturas de revenido más altas comienza un aumento en la dureza y el revenir el acero a temperaturas entre 480 y 600°C (900 y 1100°F) produce durezas en el acero que alcanzan los mismos valores y aún mayores que tenía el acero hasta antes de revenirse. Esta característica de los aceros para alta velocidad se conoce como endurecimiento secundario o dureza secundaria del acero. En la misma figura también se observa que cada curva se sitúa arriba de la otra con relación a la dureza inicial alcanzada durante el temple, es decir, a mayor dureza de temple alcanzada con una mayor temperatura de austenización mayor podrá ser la dureza de revenido esperada. El comportamiento de la dureza en los aceros de alta velocidad con respecto a la temperatura de revenido son reflejo de

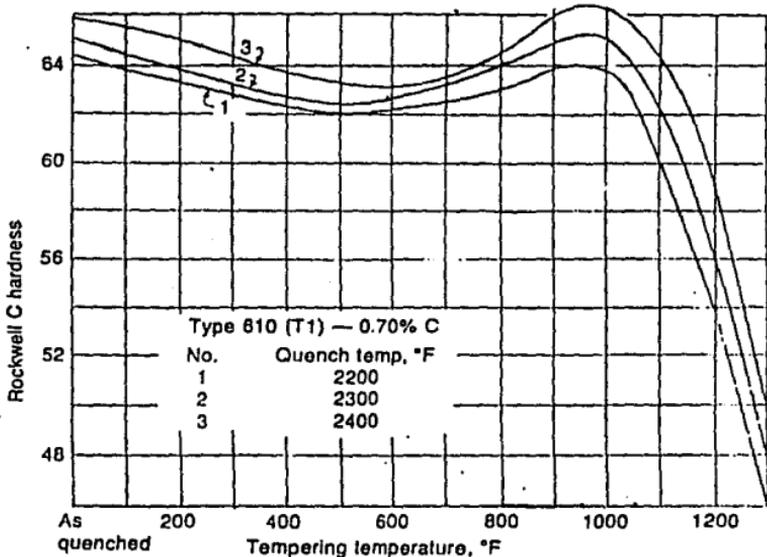


Fig. 5.7 Efecto de la temperatura de revenido en la dureza del acero T1. Austenizado a 2200, 2300 y 2400°f; tiempo de revenido 2.50 hrs.; tamaño de las probetas 1 3/4-1-1 3/4 in.

los cambios que a nivel microestructura se llevan a cabo a diferentes rangos de temperatura de revenido. Estos cambios en la microestructura se dividen en cuatro etapas.

Primera etapa.- Esta etapa ocurre de temperatura ambiente a 400°C (750°F) aproximadamente. Se caracteriza por la pérdida de carbono en la matriz martensítica hasta cerca de 0.25 % para el acero T1 con lo que la martensita pasa de una estructura FCC a BCC menos forzada, conocida como martensita revenida, la dureza desciende de 2 a 4 HRC. En esta etapa al alcanzar el acero una temperatura de revenido cercana a los 270°C (520°F) comienza la formación del carburo metaestable epsilon, el cual a los 300°C (570°F) comienza a disolverse dando lugar a la formación de minúsculos núcleos de cementita a partir del carburo epsilon hasta el final de esta etapa a 400°C (750°F). Por otra parte, en la austenita retenida presente en la microestructura no se observa aún cambio alguno. La pérdida de carbono en la matriz martensítica se refleja en la pérdida de dureza del acero como se puede ver en la figura 5.7 para este rango de temperatura.

Segunda etapa.- Sucede de 400 a 570°C (750 a 1050°F), dentro de esta etapa cerca a los 500°C (930°F) comienza a formarse el carburo complejo (W_2C) a partir de la disolución de cierta cantidad de cementita. Por lo que en esta etapa se presenta un marcado aumento en la dureza, ver figura 5.7; esta etapa se conoce como de formación de la dureza secundaria.

Tercera etapa.- De 500 a 620°C (930 a 1150°F). Esta etapa involucra la habilitación de la austenita retenida para su posterior transformación en martensita durante el enfriamiento al aire, probablemente precedida por la formación de un carburo complejo a partir de dicha fase. Este cambio va acompañado de un incremento en la dureza a temperatura ambiente y de la dureza al rojo debido a la presencia de mayor cantidad del carburo W_2C que es de gran dureza. Al comparar el rango de temperatura se observa un traslape con la segunda etapa.

Cuarta etapa.- Esta etapa sucede arriba de 620°C (1150°F), en ella los carburos M_2C y Fe_3C se disuelven dando paso a la formación de los carburos M_6C y $M_{23}C$, los que se precipitan y aglomeran. Con esto la dureza desciende pronunciadamente debido precisamente a la esferiodización de dichos carburos, ver nuevamente la figura 5.7, por lo que no es de interés en los revenidos comerciales debido precisamente a esta disminución drástica de la dureza.

Los aceros para alta velocidad templados son sometidos comúnmente a dos ciclos de revenido independientes uno del otro; dentro del rango de 540 a 590°C (1000 a 1100°F), al tiempo de duración a la temperatura es recomendado por la ASM es de 1 1/2 a 3 horas, comúnmente se permite 2 horas a la temperatura de revenido. También dentro de la literatura es común encontrar recomendaciones de 1 hora por 25.4 mm (una pulgada) de espesor o diámetro de la pieza como mínimo,

esto seguido de un enfriamiento al aire quieto. El segundo revenido se recomienda realizarse a temperatura ligeramente menor a la anterior de 10 a 20°C (20 a 35°F), la finalidad de este doble revenido es la de asegurar que se completen a mayor grado las reacciones que ocurren en cada una de las etapas, y por lo tanto también la estabilización de la microestructura resultante. En la tercera etapa del primer revenido se menciona que se logra acondicionar la austenita retenida la cual pasará a formar martensita durante el enfriamiento de dicho primer revenido teniendo presente que este acero admite el temple al aire, con lo cual al término del primer revenido la microestructura del acero estará formada de martensita revenida, carburos complejos y martensita sin revenir recientemente formada. Con un segundo revenido posterior se efectúa el revenido a esta martensita recientemente formada. Con lo que al finalizar este segundo revenido la microestructura estará formada sólo de martensita revenida y carburos complejos. Este procedimiento no es tan sencillo y en piezas de espesores mayores se requiere de un tercer y hasta cuarto ciclo de revenido para verdaderamente asegurar el revenido de toda la martensita.

Las curvas de revenido se contruyen para tiempos de mantenimiento a temperatura de revenido específicas, como la figura 5.7. Debido a que el tiempo y la temperatura de revenido dominan la cantidad de carburos precipitados y la cantidad de austenita retenida que se habilita, es de com-

prenderse que se pueda obtener una misma dureza, al conjugar estos parámetros, es decir con una alta temperatura de revenido y corto tiempo se puede obtener la misma dureza que con una temperatura menor y mayor tiempo de permanencia, ver figura 5.8. Sin embargo, la mejor combinación de las propiedades mecánicas se dan cuando los rangos de tiempo y temperatura recomendados anteriormente se utilizan. En la tabla 5.3.1 se muestran rangos de temperatura recomendados por la ASM para los tratamientos térmicos comunes del acero T1 y sus características.

Tabla 5.3.1

**PARAMETROS DE LOS TRATAMIENTOS TERMICOS COMUNES
DEL ACERO T1.**

FORJADO: Calentar el acero uniformemente a una temperatura de 1050°C cuidando que durante la forja ésta no descienda a menos de 900°C. Se enfría lentamente en cenizas o en horno.

RECOCIDO:

Temperatura: 870 a 900°C (1600 a 1650°F)

Velocidad de enfriamiento: 22°C/hr (40°F/hr) máx.

Dureza: 96 a 102 HRB.

NORMALIZADO:

No se recomienda.

TEMPLE:

Temperatura de precalentamiento: 815 a 870°C

(1500 a 1600°F).

Temperatura de austenitización: 1260 a 1300°C

(2300 a 2375°F), según ASM. 1230 a 1280°C (2250 a 2340°F), para acero nacional Fortuna.

Tiempo de austenitización: 2 a 5 min.

Dureza: 64 a 66 HRC. (Según ASM)

60 a 65 HRC. (Para material nacional según
aceros Fortuna).

REVENIDO:

Temperatura: 540 a 590°C (1000 a 1100°F).

Tiempo de revenido: 1 1/2 a 3 hrs. (dependiendo del tamaño).

Dureza: 60 a 65 HRC.

Distorsión durante el tratamiento térmico: baja en aire y sales; mediana en aceite.

Tenacidad: baja.

Resistencia al desgaste: muy alta.

Resistencia a la descarburización: alta.

Maquinabilidad: mediana.

Dureza al rojo: alta.

Templabilidad: profunda con dureza en el centro de un redondo de 25.4mm (1") de 64 a 66 HRC.

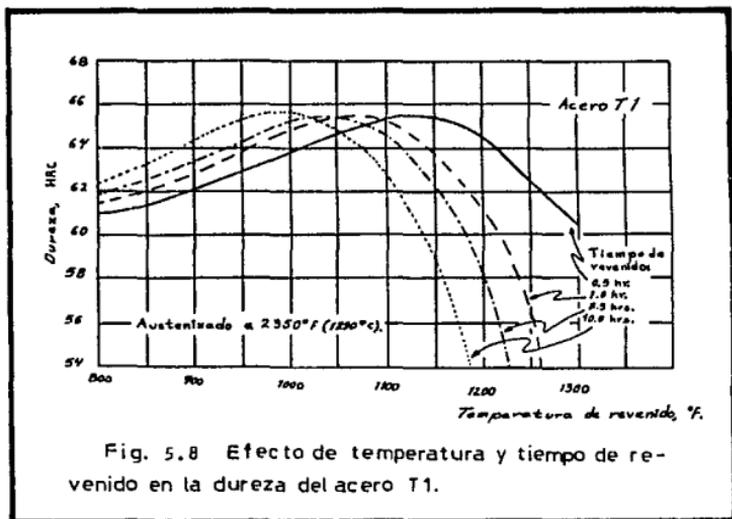


Fig. 5.8 Efecto de temperatura y tiempo de revenido en la dureza del acero T1.

6 TEMPLE Y REVENIDO DEL ACERO PARA ALTA VELOCIDAD

AISI - SAE T1. PARTE EXPERIMENTAL.

6.1 INTRODUCCION

El presente trabajo se enfocó hacia la observación del comportamiento del acero T1 templado al revenirse a diferentes temperaturas. El efecto de la temperatura de revenido en la microestructura del acero T1, según la teoría ya anteriormente expuesta, debe de reflejarse en los cambios de dureza que experimente el acero.

Por lo tanto el objetivo de este trabajo fue la comparación de la curva dureza vs. temperatura de revenido del acero T1 que se registra en la bibliografía extranjera contra una curva obtenida en el laboratorio con acero T1 de fabricación nacional; en el cual debe también observarse la pendiente de la dureza secundaria, característica de los aceros para alta velocidad. El registro de las durezas alcanzadas a diferentes temperaturas de revenido van acompañadas de observaciones al microscopio de las probetas en los puntos característicos.

Para lograr este objetivo se partió de un plan de trabajo inicial el cual en el transcurso del experimento fue sufriendo modificaciones de acuerdo a las necesidades que se presentaron, el plan inicial de trabajo fue el siguiente:

- Preparación de 17 a 20 probetas metalográficas según recomendaciones de la ASTM.
- Preparación de una probeta para su observación al microscopio tal como se recibe el material y registrarla con un número.
- Envío de 15 probetas a templar a un taller de tratamientos térmicos y registro de las condiciones de temple debido a que el rango de la temperatura de austenitización del acero T1 esta ligeramente por arriba del alcance del equipo de laboratorio.
- Registrar dichas probetas con un número el cual las identificará durante todo el experimento.
- Tomar cinco lecturas de la dureza a las 15 muestras templadas y tomar promedio.
- Revenir probetas templadas a temperaturas entre 260 y 600°C (500 y 1100°F) cada 55°C (100°F), en total 7 probetas, tomando cinco lecturas de dureza a cada una y sacar promedio.
- Graficar estos puntos (promedios) y ubicar la pendiente de la dureza secundaria.
- Efectuar revenidos a muestras en la zona de máxima dureza secundaria a la mitad de la temperatura de los revenidos

anteriores para obtener con más exactitud el perfil de la curva en esa zona cada 28°C (50°F) aproximadamente.

- Revenir las probetas templadas restantes a temperaturas de 95, 145, 205, y 650°C (200, 300, 400 y 1200°F) para obtener el perfil completo de la curva dureza vs. temperatura de revenido.

- Preparación de probetas revenidas a diferentes temperaturas distribuidas a lo largo de la curva para su observación al microscopio y fotografiarlas.

- Tabulación de los resultados obtenidos.

- Presentación de microfotografías.

- Análisis de resultados.

6.2 DESARROLLO

El material empleado en este experimento fue acero T1 de fabricación nacional, barra redonda de 19.1 mm (3/4") de diámetro; de composición: 0.65 %C, 5.60 %Cr, 17.80 %W, 1.1 %V, 0.22 %Si, 0.22 %Mn y 0.0018 %S según reporte del análisis de composición química anexo en el apéndice A. Las recomendaciones del fabricante para la temperatura de austenitización para los tratamientos térmicos usuales son:

Temple: 1230 - 1280°C (2250 - 2340°F)

Dureza: 60 a 65 HRC.

Medio de temple: Aceite o aire.

Recocido: 870 a 900°C (1600 a 1650°F)

De acuerdo con la figura 5.7 para comenzar a observar la aparición de la pendiente de la dureza secundaria se consideró necesario el efectuar revenidos a temperaturas desde 260 hasta 600°C (500 hasta 1100°F) cada 55°C (100°F), en total siete revenidos y observar el comportamiento de la dureza. Entonces al graficar estos puntos fue factible observar la ubicación aproximada de la máxima dureza secundaria, posteriormente con dos o tres probetas más al revenirse en la misma zona de máxima dureza en los intervalos de 28°C (50°F) entre las lecturas anteriores puede obtenerse

con más exactitud el perfil de la curva en esta zona; después con otras cuatro probetas adicionales se pudo completar la curva con revenidos a 95, 45, 205 y 650°C (200, 300, 400 y 1200°F, respectivamente).

6.2.1.- CORTE DE PROBETAS.

De acuerdo al rango de temperaturas de revenido requerido de 95°C (200°F) a 650°C (1200°F) y a los intervalos a los que se realizan los revenidos se considero suficiente la preparación de 18 probetas metalográficas. Debido a que la preparación de probetas es un paso importante en la correcta observación de las microestructuras, ésta trato de realizarse lo más apegado posible a las recomendaciones de la ASTM para el corte, desbaste y pulido de probetas que aparecen en la norma ASTM E3 - 80. Del Standards handbook.

El tamaño de las probetas seleccionado fue de 19.1 mm de diámetro por 15.9 mm (5/8") de largo, debido a que con este tamaño se facilita su manejo. El corte de las probetas se realizó con disco de corte abrasivo y empleando soluble para corte como refrigerante para evitar el calentamiento excesivo en la zona de corte, que pudiera ocasionar la modificación drástica de la microestructura del acero; además de que con la superficie obtenida fue de muy buena calidad. Se inició marcando la barra del material aproximadamente a 1.6 mm (1/16") más largo del requerido para la probeta,

esto debido al material que se desperdicia en el corte, posteriormente se colocó en la cortadora y se sujetó firmemente con la mordaza procurando que la barra estuviera completamente perpendicular al disco de corte para así poder obtener probetas de forma cilíndrica con caras paralelas que es lo más recomendable para la observación al microscopio óptico y para el ensayo de dureza; luego se procedió a suministrar el refrigerante encendiendo la bomba y abriendo la llave de paso lo suficiente para que quedará totalmente bañada la zona del corte, se encendió el motor de la cortadora y se procedió a acercar y presionar el material contra el disco con la palanca de la mordaza iniciándose así el corte procurando aflojar a intervalos que permitiera el enfriamiento más completo de la zona de corte; así se continuo durante todo el corte para todas las probetas. Después de cortadas la probetas se marcaron con cinta masking tape y se les asignó un número el cual las identificó durante todo el experimento, posteriormente se registraron en una tabla individual donde se anotaron todas las operaciones a las que fueron sometidas. La tabla de registro de operaciones para cada una de las probetas aparece en el apéndice B.

6.2.2.- DESBASTE.

El siguiente paso en la preparación de probetas es el desbaste. Se comenzó limando las rebabas de los bordes dejadas por el corte con el disco en las dos caras y

después se desbastó solamente una de las caras: éste se realizó con papel de lija comercial de carburo de silicio (SiC). Los números de los papeles de lija y el orden de utilización fueron 100, 220, 320, 400 y 600; en este orden se pasó de un desbaste burdo a uno más fino. En el desbaste se colocó el papel de lija sobre una superficie completamente lisa como un vidrio y se humedeció constantemente con agua que actuó como refrigerante y lubricante para evitar que las partículas de abrasivo que se desprendían rayaran la superficie. El desbaste se hizo sujetando la probeta firmemente con los dedos deslizándola y presionándola contra el papel de lija en una sola dirección hasta que se eliminaron totalmente las rayas dejadas por el corte o por el desbaste anterior, posteriormente se lavó la probeta con agua corriente y se secó con algodón para poder examinar más detenidamente la desaparición de toda la rayas en la superficie que no fueran de esta última operación; con el lavado además se previno la contaminación con el abrasivo anterior que pudiera quedar adherido a la superficie de la probeta con el abrasivo más fino del siguiente lijado. En el desbaste posterior la dirección del lijado se cambió 90 grados, perpendicular al desbaste anterior y se desbastó y limpió nuevamente hasta eliminar las rayas del lijado anterior y así sucesivamente hasta terminar con el papel de lija del número 600. Quedando las probetas listas para la operación de pulido o cualquier otra operación posterior.

6.2.3.- PULIDO.

En las probetas a examinar, se realizaron dos pulidos uno burdo y otro fino. El pulido burdo se realizó en la máquina pulidora teniendo como material de desbaste una solución de alumina α de 0.1 micras con agua. Se frotaron las probetas contra el paño de billar montado en el disco de la pulidora y previamente humedecido con la solución de alumina y se giró a baja velocidad. Durante el pulido la orientación de las muestras se varió constantemente para evitar la aparición de rayaduras conocidas por su forma como "colas de cometa". La muestra se sujeto firmemente con los dedos y se presionó moderadamente contra el paño de billar humedecido con agua y la solución de alumina, rotando la muestra contrario al sentido del giro del disco de la pulidora y desplazándola del centro hacia afuera. Después de cierto número de repeticiones de este paso se lavó la probeta con agua y se secó con algodón para observar que la cara pulida quedará libre de rayaduras, si era así, entonces se lavaba nuevamente pero ahora con alcohol y se secaba con aire quedando lista para la segunda operación de pulido el cual se realizó de la misma manera que el anterior pero con alumina α de 0.05 micras y en otro paño de billar para evitar la contaminación del líquido pulidor, en la segunda etapa, en el pulido fino, se hizo necesario checar la ausencia de rayas en el microscopio óptico a pocos aumentos debido a lo pequeño que pudieran ser éstas. Después de las dos operaciones de pulido anteriores las muestras quedaron lis-

tas para su ataque químico con algún reactivo y su posterior observación al microscopio. Las operaciones de pulido y de ataque químico se efectuaron sólo a las probetas de interés y sólo después de realizado el tratamiento térmico final.

6.2.4.- ATAQUE QUIMICO.

El propósito del ataque químico en la superficie pulida a examinar es precisamente el de revelar la microestructura del material, debido básicamente a un proceso de corrosión resultante del ataque químico en la superficie de la probeta; por la cual se atacan los microconstituyentes a diferentes velocidades, debido principalmente a sus heterogeneidades físicas y químicas. Por lo que es de entenderse que para una muestra en específico de acero, diferentes reactivos químicos presentan diferentes velocidades de ataque y además pueden atacar fases diferentes, es decir, para cada acero en un estado dado existen reactivos que pueden revelar diferentes características, ya sea límite de grano, distribución de carburos, presencia de alguna fase, etc. El ataque químico de una probeta es un procedimiento sencillo; primero es necesario el preparar el reactivo, en este experimento se utilizaron algunas de las composiciones, tiempos y temperatura de ataque de los reactivos recomendados por la ASTM en la norma E407 - 70 para los aceros para alta velocidad y para las diferentes condiciones en las que se encontraban; además de las composiciones anteriores se

probaron otras que por la experiencia se manejan en el laboratorio de materiales. Los reactivos químicos son aplicados por la inmersión o por el frotado de la probeta, más comunmente a temperatura ambiente. En la aplicación por inmersión la muestra debe ser suavemente agitada dentro del reactivo para que los productos de la reacción no se asienten sobre la superficie de la probeta y se produzca un desigual y turbio ataque químico. El tiempo de ataque se determinó empíricamente, de acuerdo a la experiencia o por la aplicación en intervalos pequeños de tiempo del orden de unos cuantos segundos. El control del tiempo fue importante para obtener una imagen nítida que permita la resolución de los detalles finos. Cuando la muestra fue atacada por frotado, ésta se realizó con un paño suave humedecido con el reactivo y luego observada y limpiada continuamente la superficie atacada hasta obtener el contraste necesario que revelará la microestructura. Inmediatamente después de atacada la muestra, por cualquiera de los métodos anteriores se hizo necesario retirar el reactivo restante que permanece en la superficie bañando la probeta con alcohol y secándola con algodón para luego observarla en el microscopio para verificar que el ataque realizado haya sido el deseado. A continuación se presenta una lista de los reactivos ensayados en el laboratorio junto con su composición, posteriormente se presentaron los modos de ataque y tiempos utilizados en cada probeta preparada que aparecen en el registro individual del apéndice B.

Reactivo a: PERSULFATO DE AMONIO $(\text{NH}_4)_2\text{S}_2\text{O}_8$

composición: 5.00 gr de $(\text{NH}_4)_2\text{S}_2\text{O}_8$.

45 ml de Agua potable.

Tiempo de ataque recomendado: 2 min.

Reactivo b: REACTIVO DE VILELLA

composición: 100 mL de alcohol etílico, $\text{C}_5\text{H}_5\text{OH}$

5 mL de ácido clorhídrico, HCL

1 gr de ácido pícrico

Reactivo c: NITAL AL 2.5 ‰

composición: 2.5 mL de ácido nítrico, HNO_3

97.5 mL de alcohol etílico, $\text{C}_5\text{H}_5\text{OH}$

tiempo de ataque recomendado: más de 60 seg.

Reactivo d: NITAL AL 4.0 ‰

composición: 4.0 mL de ácido nítrico, HNO_3

96.0 mL de alcohol etílico, $\text{C}_5\text{H}_5\text{OH}$

tiempo de ataque recomendado: más de 60 seg.

Reactivo e: NITAL AL 10.0 ‰

composición: 10.0 mL de ácido nítrico, HNO_3

90.0 mL de alcohol etílico, $\text{C}_5\text{H}_5\text{OH}$

tiempo de ataque recomendado: más de 60 seg.

6.2.5.- PRUEBA DE DUREZA.

La prueba de dureza también se realizó de acuerdo a la norma de la ASTM E18 - 89a. Dentro de los puntos más importantes considerados en ella para la toma de lecturas están los siguientes:

- El metal inmediato alrededor de la muesca de un ensayo de dureza rockwell sufre un trabajo en frío; la profundidad del material afectado durante el ensayo es del orden de 10 veces la profundidad de la muesca. por lo tanto el menor espesor de un metal a ser muestreado no debe ser menor de 10 veces la profundidad de la muesca. Esta consideración debe de ser tomada únicamente como una aproximación.

- En adición al límite anterior, hay un factor que limita el ancho mínimo del material, si la muesca se localiza demasiado cerca del borde se deformará hacia afuera y el número de dureza rockwell se decrementará.

La experiencia muestra que la distancia del centro de la muesca al borde de la muestra debe ser de por lo menos de dos y media veces el diámetro de la muesca para asegurar la precisión del ensayo. Para propósitos prácticos la distancia mínima puede determinarse visualmente.

- La distancia de centro a centro de muesca debe ser de por lo menos tres diámetros de la muesca para la mayoría de los

metales, con el fin de evitar valuar el trabajo en frío en la zona próxima a otra muesca.

- El número de dureza debe mostrarse como a continuación se muestra: 60 HRC (Hardness Rockwell C).

El procedimiento para la toma de lecturas de dureza en las probetas fue como sigue:

Tratándose de una probeta templada; sobre su cara desbastada fue necesario el realizar nuevamente un desbaste fino con papel de lija del No. 400 y 600 para desprender la cascarilla de escama que se presenta en la superficie de la probeta, en la cara opuesta también se retrabajo para evitar el asiento incorrecto de la probeta en el yunque que pudiera provocar lecturas erróneas de dureza. Para cuando las probetas estaban revenidas se requirió únicamente del desbaste fino con el papel de lija del número 600. Al estar las probetas ya limpias de las caras se procedió a medir su dureza, se realizaron cinco lecturas a lo largo de un diámetro como se muestra en la figura 6.1, quedando dos lecturas cercanas al borde, dos lecturas a mitad del radio y una lectura en el centro de la cara y se tomó el promedio de ellas como el valor de la dureza de la probeta, dichas lecturas aparecen en el siguiente capítulo.

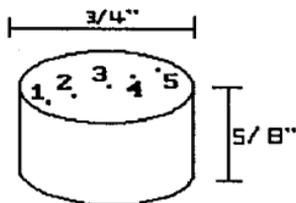


Fig. 6.1 Distribución de las lecturas de dureza en la cara de una probeta.

6.2.6.- TEMPLE.

Por otra parte al quedar las muestras desbastadas se procedió a templarlas. El temple se realizó en un taller de temple en el exterior y también se templaron muestras en el laboratorio. El motivo para el envío de probetas a templar en otro lugar fue debido a que el equipo de laboratorio no alcanzan, por muy poco, la temperatura de austenitización recomendadas para el acero nacional, de 1230 a 1280°C (2250 a 2340°F) contra los 1200°C (2200°F) como máximo del equipo de laboratorio. Las condiciones del temple en el taller de tratamientos térmicos fueron las siguientes:

Temperatura de austenitización 2340°F (1280°C).

Tiempo de austenitización 15 min.

Medio de temple aceite mineral.

El temple en el laboratorio se inició con el calentamiento del las probetas y del horno totalmente frío desde la temperatura ambiente hasta la temperatura de austenitización que logró alcanzar el equipo de 1200°C, a esta temperatura se mantuvo el tiempo recomendado de 2 a 5 minutos y hasta de 15 minutos para algunas pruebas que se realizaron. Inmediatamente después de transcurrido este tiempo la muestra se enfrió en el medio de temple seleccionado, se realizaron temples tanto en aceite y en el aire: cuando se templó en aceite la probeta se sacó de la mufla con pinzas y protegiéndose las manos con guantes de asbesto para evitar algún accidente y se pasó rápidamente de la cámara de la mufla al tanque de aceite donde se agita constantemente la probeta en el aceite hasta que ésta alcanzó una temperatura cercana a la ambiente. Cuando se realizó el temple en aire se abre el ducto del aire comprimido ligeramente y se acercó la muestra entonces al chorro de aire hasta que ésta alcanzó una temperatura ligeramente superior a la ambiente.

6.2.7.- REVENIDO.

Debido a que se presentaron diferencias considerables en las durezas alcanzadas por las probetas, se hizo necesario el seleccionar probetas que presentaran una dureza promedio similar para efectuar los revenidos de 615 a 595°C cada 55°C. A estas probetas se les realizó un doble revenido, que

es lo recomendable para este material. El procedimiento de revenido fue como a continuación se indica: la temperatura más baja a la que se realizó el revenido fue a 150°C (300°F), para este caso se ocupó la probeta # 20 que fue la primer probeta que se logró templar en las pruebas de laboratorio en condiciones establecidas. Se calentó a 150°C desde la temperatura ambiente que fue de 15°C (60°F) aproximadamente a la par con el horno tipo mufla eléctrica; debido al pequeño tamaño de la probeta se consideró que el calentamiento de toda la muestra era al parejo que la mufla, por lo que en el instante en el que la mufla alcanzó la temperatura de austenitización se comenzó a contar el tiempo de permanencia a la temperatura de revenido, el cual fue de una hora, que es el mínimo recomendado por la ASM para este acero, después de haber transcurrido este tiempo, la muestra se extrajo del horno y se permitió su enfriamiento al aire quieto hasta la temperatura ambiente, inmediatamente después se efectúa el segundo revenido bajo las mismas condiciones anteriormente descritas, únicamente variando la temperatura de revenido, que para el caso del acero T1 se aconseja se realice a 15°C (25°F) más abajo de la temperatura del primer revenido, para el caso de la probeta # 20 el segundo revenido se realizó a 135°C (275°F). Posteriormente se midió la dureza de la misma manera que ya anteriormente se describió y se registró en la tabla.

El registro de cada probeta con las operaciones realizadas aparece en el apéndice B al final del estudio.

7 ANALISIS DE RESULTADOS

7.1 ANALISIS DE RESULTADOS

El estudio se inició con la observación al microscopio del acero tal como se recibe; para tal efecto se preparó la probeta # 1, de cuya observación aparece la fotografía # 1 al final del capítulo junto con las demás fotografías. En ella pudo apreciarse la distribución desigual de los carburos dentro de la matriz ferrítica, éstos se observan de gran tamaño, esto se debe seguramente a un tiempo de permanencia a la temperatura de recocido un poco mayor al requerido que permitió la coalescencia de los mismos o a un insuficiente trabajo en caliente que impidió el total rompimiento de la estructura de red creada desde la primera solidificación. Hay que tener en cuenta que esta distribución un tanto desigual dificulta la disolución de los carburos a alta temperatura, lo cual es de primordial importancia en los cambios de la microestructura que ocurren durante el temple y revenido para la aparición de la dureza secundaria.

En el experimento se continuo con el envío de las probetas al taller de temple. El primer punto que afecto la secuencia inicialmente planteada para el experimento fue la gran diferencia en dureza que alcanzaron las probetas que fueron sometidas a este temple, ver tabla 7.1.1. Las condiciones de temple indicadas en el taller tal vez no fueron

tan veraces y es debido a la incertidumbre en ellas que el análisis de las durezas alcanzadas quedo fuera de nuestro alcance. Pero que podría deberse a que la temperatura de austenitización no fue uniforme para todas las probetas.

**Tabla 7.1.1 DUREZA DE LAS PROBETAS TEMPLADAS
EN EL TALLER TEMPLE TECNICO.**

PROBETA No.	DUREZA, HRC	
2	54.1	(menor)
3	62.2	
4	57.0	
5	57.4	
6	55.0	
7	54.3	
8	57.3	
9	54.4	
10	58.6	
11	61.7	
12	55.4	
13	62.6	
14	56.1	
15	57.5	
16	62.8	(mayor)

Promedio \bar{x} = 57.76 HRC

Rango r = 62.8 - 54.1 = 8.70 HRC

Debido a que el número de probetas con una dureza promedio semejante resulto insuficiente para el experimento, fue necesario el realizar pruebas en el laboratorio para obtener el número de probetas templadas necesarias bajo condiciones semejantes y que presentaran dureza similar. De antemano se sabia que dicha pruebas se realizarian a temperaturas de austenitización ligeramente por debajo de las recomendadas, por lo que era de esperarse una dureza menor que la indicada para este acero en dichas condiciones.

Todas las pruebas se realizaron teniendo una temperatura de austenitización de 1200°C (2200°F), que es una temperatura un tanto baja para este acero por lo que trato de compensarse esto con un mayor tiempo de austenitización a dicha temperatura, teniendo como referencia a la figura 5.6 en la cual se observa el comportamiento de la dureza obtenida en función de la temperatura y tiempo de austenitización.

La primer prueba realizada fue a la probeta # 17 que se templó bajo las siguientes condiciones: temperatura de austenitización de 1200°C (2200°F), tiempo de austenitización de 3.5 min. medio de temple aceite mineral. Dureza alcanzada 57.5 HRC.

Después se procedio a efectuar otro prueba ahora en la probeta # 18, bajo las mismas condiciones anteriores pero ahora variando el medio de temple en este caso se utilizó un

chorro de aire alcanzándose una dureza de 56.4 HRC.

La siguiente prueba efectuada fue en la probeta # 19 en la cual se ocupó mayor tiempo de austenitización de 8.0 min., también ocupando como medio de temple un chorro de aire con dicha prueba se obtuvo una dureza de 56.7 HRC. En este punto se pudo observar un pequeño incremento en la dureza atribuido al mayor tiempo de austenitización permitido.

A esta altura se observa que la dureza alcanzada varía con el tiempo de austenitización de acuerdo a la teoría anteriormente expuesta, ahora se permite realizar pruebas en aceite como medio de temple por lo que se procedió a realizar otras pruebas con mayores tiempos de austenitización, que pudieran ofrecer una dureza un poco mayor. Así a la probeta # 20 se le austenitizó a 1200°C durante 7.0 min., y templada en aceite, resultando una dureza de 59.3 HRC.

Por último se realizó la prueba bajo las mismas condiciones pero ahora con un tiempo de austenitización de 15 minutos resultando 59.4 HRC.

Para la observación más clara de los resultados obtenidos se elaboró la tabla 7.1.2 en la cual se resumen los medios de temple, los tiempos de austenitización y la dureza obtenida en cada prueba.

TABLA 7.1.2
PRUEBAS DE TEMPLE EN ACERO T1

Medio de temple	Probeta No.	Tiempo de aust. a 1200°C (2200°F), min.	Dureza, HRC
aire	18	3.5	56.4
aire	19	8.0	56.7
aceite	17	3.5	57.5
aceite	20	7.0	59.3
aceite	21	15.0	59.4

Analizando los resultados de la tabla 7.1.2 respecto a las probetas templadas en aceite se puede observar que desde los 7 minutos de tiempo de austenitización la dureza que se obtiene alcanza un valor que tiende a estabilizarse para esa temperatura por lo que se eligieron estas condiciones de temple como las apropiadas para realizar el temple de las demás probetas. Los resultados obtenidos del temple de dichas probetas aparecen en la tabla 7.1.3.

Con el temple se obtuvo una microestructura martensítica con inclusiones de carburos que aún a alta temperatura no se disuelven por completo y son el MC y el M_6C . Al observar la microfotografía # 2 se comprueba esto, la totalidad de los carburos no se disuelven totalmente en la austenita y están presentes en la estructura

Tabla 7.1.3

TABLA DE DUREZAS PARA LAS PROBETAS TEMPLADAS
EN LABORATORIO¹

PROBETA	DUREZA,
No.	HRC
20	59.3
22	59.0
23	58.9
24	59.0
25	59.4
26	59.2
27	59.1
28	58.8
29	59.0
30	59.4
31	59.8

¹ condiciones de temple: Austenitizadas a 1200°C (2200°F) durante 7 minutos y templadas en aceite mineral a la temperatura ambiente 15°C (60°F).

martensítica, en especial los carburos de mayor tamaño, los cuales como anteriormente se mencionó son de difícil disolución. también teniendo presente que la disolución de dichos carburos está en función de la temperatura de austenitización y al no ser la recomendada para este acero

se entiende que la disolución de carburos no llega a su máximo.

Posterior al temple se realizaron revenidos a las temperaturas anteriormente establecidas lográndose lecturas de durezas acordes a lo esperando, es decir, siguiendo el comportamiento de dureza secundaria que presenta este acero al revenirse. Como se observan en la tabla 7.1.4 y que se aprecian mejor al graficar los resultados anteriores en la figura 7.1. En dicha figura al compararla con la presentada en el capítulo 5, la figura 5.8 se observa que el rango de la dureza secundaria se encuentra en el mismo intervalo de temperatura de revenido tanto para la probeta con temperatura de austenitización menor preparada en el laboratorio como para la curva obtenida a mayor temperatura de austenitización, es decir, que dicha temperatura alcanzada no influyó de manera clara en el cambio de ubicación de la dureza secundaria a temperaturas de revenido diferente, esto es importante, ya que permite saber que se puede obtener la máxima dureza secundaria del acero T1 al efectuar el revenido en el rango de 510 a 565°C (950 a 1050°F) sin importar la temperatura de austenitización. En términos de aplicaciones, para una herramienta de acero T1 esto es importante ya que se entiende que la dureza en caliente se comporta de la misma manera para los dos aceros, es decir indirectamente sitúa el mantenimiento de la dureza en caliente en el mismo rango de temperatura para los dos aceros,

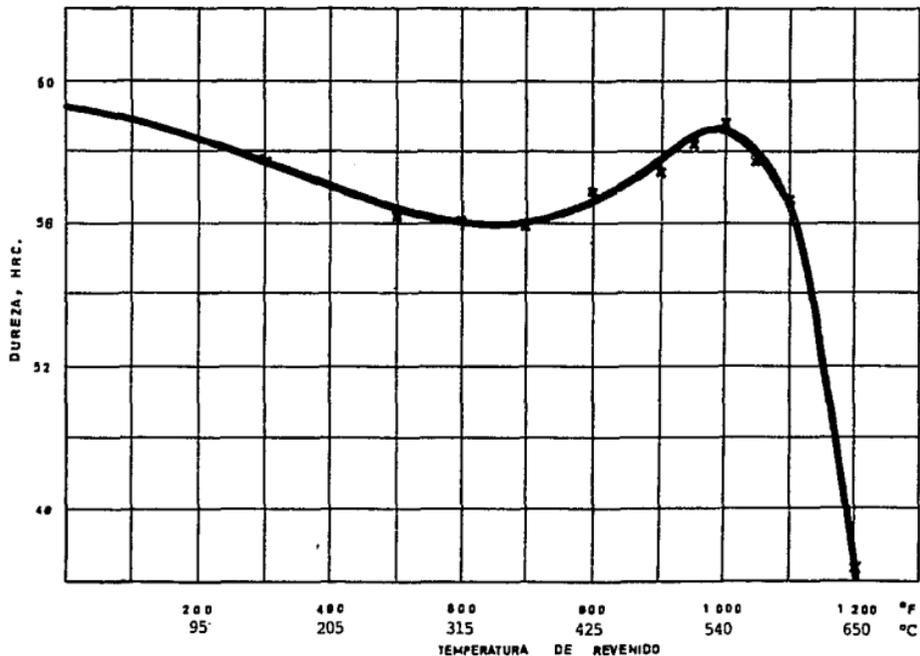


FIGURA 7.1 Efecto de la temperatura de revenido en la dureza del acero T1, austenitizado a - 1200°C (2200°F) y templado en aceite. Dureza templado promedio de 59.17 HRC. Efectuado doble revenido a la temperatura marcada por la cruz durante una hora. Tamaño de la muestra de 19.1 mm ϕ , por 15.9 mm. (5/8") de largo.

independientemente de la temperatura de austenitización ocupada. Claro es que con la limitante del valor de dureza en particular logrado con el temple y revenido.

Otro punto importante aunque tal vez más obvio es que la dureza secundaria que muestra este acero esta limitada por la dureza alcanzada en el temple, es decir que al revenir probetas con dureza de temple baja se espera que la dureza secundaria resultante también sea baja. Aunque se llegue a sobre pasar la dureza templada del acero, con el revenido, la dureza secundaria máxima se encuentra cerca del valor de dicha dureza inicial. La primer temperatura a la que se el revino fue a 150°C (300°F) en el cual se obtuvo una dureza de 57.8 HRC para la probeta # 20 que tenia una dureza de 59.3 HRC esta disminución de la dureza se justifica como debida a la pérdida de la martensita de su tetragonalidad es decir la martensita a esta baja temperatura de revenido comienza a pasar de una estructura TCC a una BCC menos forzada y se inicia la formación de la cementita a partir del carburo transitorio metaestable epsilon también recientemente formado, por lo que la dureza tiende a disminuir un poco. El mismo comportamiento se observa en los probetas # 22, 23 y 24 donde la dureza aún esta en decremento al revenir a 260, 315 y 370°C (500, 600 y hasta 700°F, respectivamente). Como lo señalan los puntos graficados en la fig. 7.1. La fotografía # 3 muestra la microestructura de la probeta # 23 revenida a 315°C (600°F). Al revenir la probeta # 25 a 425°C (800°F) se registra un ligero ascenso

de la dureza alcanzada, que se explica por el inicio de la segunda etapa del revenido en la cual se comienza la formación del carburo de gran dureza M_2C a partir de la cementita y es debido a esto que la dureza de la microestructura también aumenta. Aquí comienza la formación de la dureza secundaria, la cual continua en aumento como se comprueba a los $480^{\circ}C$ ($900^{\circ}F$) en la misma fig 7.1. La microfotografía # 4 muestra esta microestructura. Los revenidos de 510 a $565^{\circ}C$ (950 a $1050^{\circ}F$) son en la zona de la dureza secundaria, en especial el de la probeta # 28 a $540^{\circ}C$ ($1000^{\circ}F$) que muestra el punto máximo de la dureza secundaria en esta temperatura y que representa la mayor cantidad del carburo M_2C formado. Fotografía # 5. El revenir a $590^{\circ}C$ ($1100^{\circ}F$) marca el inicio de forma clara del descenso de la dureza debido a la disolución de los carburos Fe_3C y M_2C mientras que se precipitan y aglomeran los carburos M_6C y $M_{23}C_6$. Foto # 6. También referirse a la figura 7.1 para observar este descenso de dureza. La microfotografía # 7 muestra una microestructura revenida a $650^{\circ}C$ ($1200^{\circ}F$) que consta de una matriz ferrítica con inclusiones de carburos aleados esferoidizados lo que la hace una microestructura muy blanda. En la tabla 7.1.4 se resumen las durezas alcanzadas por las probetas en sus diferentes condiciones de tratamiento térmico.

TABLA 7.1.4 REGISTRO DE DUREZA

No. DE PROBETA	TIPO DE TEMPLE ¹	DUREZA HRC. ²	T. REVENIDO °C. ³	DUREZA HRC. ⁴	OBSERV.
1					
2	a	54.1	480	53.0	S/t.t.
3	a	62.2			Prueba
4	a	57.0			
5	a	57.4			
6	a	55.0			
7	a	54.3			
8	a	57.3			
9	a	54.4			
10	a	58.6			
11	a	61.7			
12	a	55.4			
13	a	62.6			
14	a	56.1			
15	a	57.5			
16	a	62.8			
17	b	57.5			Prueba
18	c	56.4			Prueba
19	d	56.7			Prueba
20	e	59.3	150	57.8	Prueba
21	f	59.4			Prueba
22	e	59.0	260	56.3	
23	e	58.9	315	56.2	
24	e	59.0	370	55.9	
25	e	59.4	425	57.0	
26	e	59.2	480	57.4	
27	e	59.1	510	58.2	
28	e	58.8	540	58.8	
29	e	59.0	565	57.8	
30	e	59.4	595	56.7	
31	e	59.8	650	46.3	

¹ Tipo de temple: a - temple en taller de t. térmicos.

b - austenitización 1200°C por 3.5 min. en aceite.

c - " " " 3.5 " " aire.

d - " " " 8.0 " " aire.

e - " " " 7.0 " " aceite.

f - " " " 15.0 " " aceite.

² indica la dureza alcanzada después de temple.

³ Indica la temperatura del primer revenido por una hr.

⁴ Indica la dureza alcanzada después del segundo revenido.

7.2 ANALISIS ECONOMICO

Los resultados obtenidos de este trabajo no serian de gran interés si ello no repercutiera en el aspecto económico. Por principio hay que mencionar que el acero T1 es un acero caro; ver la tabla 1 y si a esto aumentamos el precio de manufactura de una herramienta, ya sea su maquinado y tratamiento térmico se verá la importancia que tiene la selección de este acero. El precio y la disponibilidad en el mercado del acero T1 de importación no son las mismas o por lo menos parecidas a las del acero de fabricación nacional. Para el acero T1 de importación la adquisición es difícil ya que sólo se importa bajo pedido especial, llega a un precio aún mayor que el nacional debido a trámites de importación, derechos aduanales, transportación, etc., además del tiempo que requiere toda esta tramitación. De aquí la importancia de los resultados obtenidos ya que permiten manejar el acero T1 de fabricación nacional con la certeza de que se obtendrán los resultados esperados.

TABLA 7.2.1

TABLA COMPARATIVA DE PRECIOS PARA EL ACERO T1 DE FABRICACION NACIONAL
Y DE IMPORTACION¹

NACIONAL		IMPORTACION	
PRECIO ²	\$ 52,000 M.N	PRECIO ²	\$ 17.50 DLLS. \$ 54,250 M.N
10% I.V.A.	5,200 M.N	+ GASTOS DE IMPORTACION	1,910 M.N
		+ DERECHOS ADUANALES	13,996 M.N
		+ TRANSPORTACION	1,085 M.N
T O T A L	\$ 57,200 M.N x KG.	T O T A L	\$ 71,341 M.N x KG.

DIFERENCIA: 14,141 M.N. x KG.

¹Todos los precios y los costos fueron obtenidos tomando como base una tonelada de acero T1 de barra redonda de 19.1 mm.(3/4 PULG.); y se dividieron para presentarse por kilogramo. El precio del acero T1 varía ligeramente de acuerdo al tamaño del espesor o diámetro, siendo más caro el acero de espesor o diámetro menor; lo mismo ocurre tanto para el acero de fabricación nacional como para el de importación.

²Precio por kilogramo.



Foto # 1 Microestructura del acero T1 recocido, tal cómo se recibe, consiste de partículas de carburos esferoideizados en una matriz ferrítica. Dureza 95 HRB. - Probeta # 1 atacada con persulfato de amonio al 10% durante 60 segundos. 600X, tiempo de exposición -- 1/15 seg.

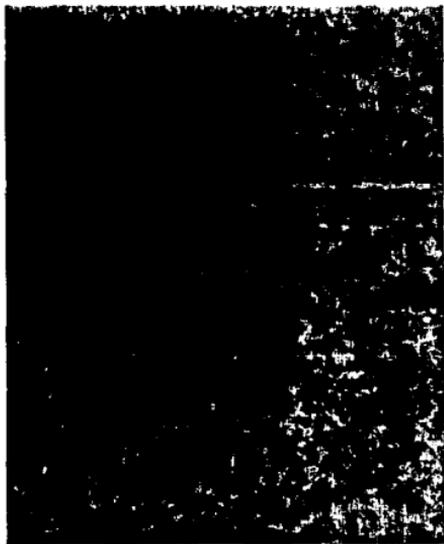


Foto # 2 Microestructura de acero T1 templado. Austenitizado a 1280°C y templado en aceite. Dureza 62.2 HRC. Formada por carburos esferoidizados dentro de una matriz martensítica. Probeta # 3. - Atacada con persulfato de amonio durante 45 seg. 600X, tiempo de exposición 1/15 seg.

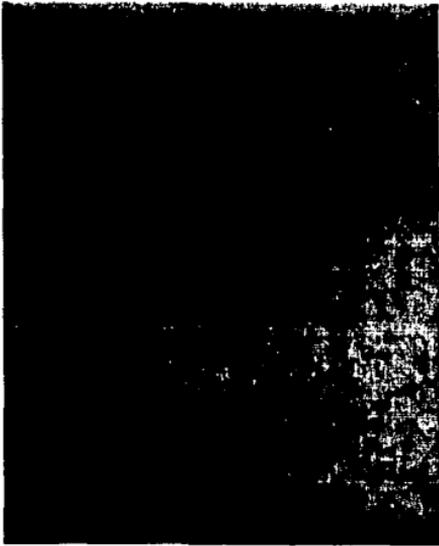


Foto # 3 Acero T1 templado y doblemente revenido. Austenitizado a 1200°C durante 7.0 min. y templado en aceite. Revenido a 315°C por una hr. Dureza 56.3 HRC. Etapa 1 del revenido, antes de elevación de la dureza secundaria, nótese el límite de grano. Probeta # 23 atacada con nital al 2.5% por 3.0 min. A 600X, tiempo de exposición 1/15 seg.

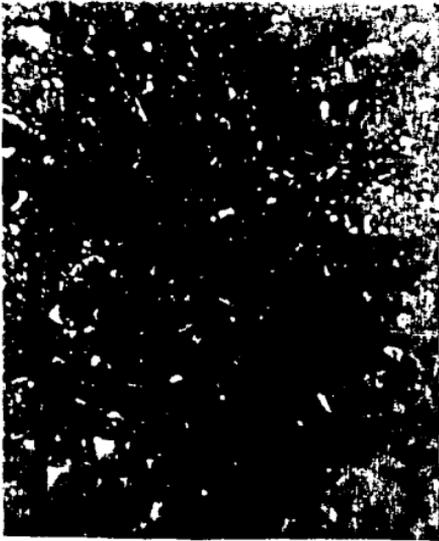


Foto # 4 Acero T1 templado y doblemente revenido. Austenitizado a 1200°C durante 7.0 min. y templado en aceite. Revenido a 480°C por una hr. Dureza 57.4 HRC. Etapa 2 del revenido en el ascenso de la dureza secundaria, formación del carburo M_2C . Probeta # 26 atacada con nital al 2.5% por 3.0 min.. A 600X, tiempo de exposición -- 1/15 seg.



Foto # 5 Acero T1 templado y doblemente revenido. Austenitizado a 1200°C durante 7.0 min. y templado en aceite. Revenido a 540°C por una hr. Dureza 58.8 HRC. Etapa 2 y 3 del revenido. Máxima dureza secundaria lograda. Probeta # 28 atacada con nital al 2.5% durante 2.0 min. A 600X, tiempo de exposición 1/15 seg.



Foto # 6 Acero T1 templado y doblemente revenido. Austenitizado a 1200°C durante 7.0 min. y templado en aceite. Revenido a 595°C por una hr. Dureza de 56.7 HRC. Etapa 3 del revenido. Probeta # 30 atacada con nital al 2.5% durante 2.0 min. A 600X, tiempo de exposición 1/15 seg.



Foto # 7 Acero T1 templado y doblemente revenido. Austenitizado a 1200°C durante 7.0 min. y templado en aceite. Revenido a 650°C durante una hr. Dureza 46.3 HRC. Etapa 4 del revenido. Microestructura formada por martensita revenida y carburos M_6C y $M_{23}C_6$ esferoidizados. Probeta # 31 atacada con nital al 2.5% durante 60 seg. A - 600X, tiempo de exposición 1/15 - seg.

7 CONCLUSIONES

Al término del presente estudio se llegó a deducir lo siguiente:

La labor de investigación que se planteó como objetivo, es decir, el estudio de las características de la dureza secundaria en el acero T1 nacional, tanto en la parte teórica como en la parte experimental, puede decirse en términos generales, llegó satisfactoriamente a realizarse, no sin las dificultades prácticas que toda labor de investigación tiene y que hubo que salvar.

El trabajo realizado planteó la necesidad de organizar y analizar tanto los objetivos planteados desde un principio como los diferentes resultados que se iban obteniendo a lo largo de la experimentación y que iban aportando nuevos puntos de vista que hacían necesaria la modificación del plan a seguir, pero estos cambios se realizaron con la fundamentación teórica planteada al principio que permitió guiar la experimentación hacia los objetivos deseados de forma ordenada y así mismo fundamentar dichos resultados obtenidos.

Dentro de las dificultades que hubo que salvar se pueden mencionar el equipo de laboratorio el cual no resulta ser el apropiado para el tratamiento térmico de aceros como éste con muy alta temperatura de austenización. Lo cual impidió la realización de la parte experimental a rangos de temperatura de austenización recomendada y por lo tanto con mayor cantidad de disolución de carburos que resultaría en una curva dureza vs. temperatura de revenido ubicada a mayor dureza. Por otra parte, el acero utilizado presentó una desigual distribución de carburos que también contribuyó a obtener una curva a baja dureza. Estas dificultades mostraron lo complicado que resulta la experimentación y la necesidad de contar con sólidos conocimientos que orienten en su interpretación y solución. Sin olvidar a la experiencia que tiene un gran peso en la correcta realización de los tratamientos térmicos en general.

La semejanza de los resultados obtenidos con lo planteado en la teoría nos permite tener una certidumbre de que la teoría manejada, en su totalidad extranjera, tiene validez para el material nacional, tanto en rangos de temperatura, dureza alcanzada, microestructura obtenida, etc.

Por lo anterior se concluye que el acero T1 nacional tiene características de composición y por lo tanto de comportamiento al tratamiento térmico semejantes al acero SAE-AISI T1

Es válido el apegarse a recomendaciones dadas por la ASTM para las condiciones de realización de los tratamientos térmicos en aceros nacionales que se manejan como "equivalentes" de la clasificación SAE-AISI y poder obtener resultados satisfactorios.

A P E N D I C E A

R E P O R T E D E L A N A L I S I S D E

C O M P O S I C I O N Q U I M I C A

D E L A C E R O T 1



LABORATORIO
QUIMICO

**REPORTE DE ANALISIS
MATERIALES FERROSOS
Y NO FERROSOS**

REPORTE N° 5/11

HOJA DE FECHA 30/11/92

SOLICITUD N°: _____ NOMBRE DEL SUPERVISOR SOLICITANTE Benjamin Mdz

AREA: _____ N° CUENTA: _____

N° DE DISEÑO: _____ LETRA DE MODIFICACION: _____

NOMBRE DE LA PEZA: Acero T1

NOMBRE DE PROVEEDOR: _____

RESULTADOS OBTENIDOS

ESPECIFICACION	C	Mn	P	S	Cr	N	S	Fe	Mg	Cu	Zn	Sn	Pb	Mo	W	V
1	0.65	0.20		0.018	5.6		0.22								17.35	0.99
2	1.25	0.40													18.75	1.30
3																
4																
5																
6																
7																
8																
9																
10																
11																
12																
13																
14																
15																



CONCLUSION DE RESULTADOS OBTENIDOS:

Acceptable

TIEMPO EMPLEADO: _____ COSTO: _____

REALIZADO POR: [Signature] SUPERVISADO POR: _____

NOVENA FIRMA: _____ NOMBRE Y FIRMA: _____

A P E N D I C E B

TABLAS DE REGISTRO INDIVIDUAL

DE OPERACIONES

DE CADA PROBETA

PROBETA # 1

- I.- Corte con disco abrasivo.
- II.- Desbaste hasta con papel de lija grano 600.
- III.- Pulido burdo y fino.
- IV.- Dureza: 95.5, 96.0, 96.5, 95.0, 95.0;
x = 95.6 HRB.
- V.- Ataque químico por inmersión en persulfato de amonio por 60 seg.
- VI.- Fotografiada a 600X, con tiempo de exposición de 1/15 seg. Fotografía No.1.

Observaciones: probeta del acero preparada tal como se recibe, en estado de recocido.

PROBETA # 2

- I.- Corte con disco abrasivo.
- II.- Desbaste hasta con papel de lija grano 600.
- III.- Pulido burdo y fino.
- V.- Dureza: 94.0, 94.0, 95.5, 95.0, 95.5;
x = 94.8 HRB.
- IV.- Templada en taller: Temp. de austenitización de 1280°C (2340°F), durante 10 minutos.
Medio de temple aceite mineral.
- V.- Dureza templada: 53.0, 53.5, 53.5, 54.0, 56.5;
x = 54.1 HRC.
- VI.- Revenido: 1er. revenido a 840°C (900°F) por una hora y enfriamiento al aire quieto hasta temperatura ambiente; 2do. revenido a 825°C, bajo las mismas condiciones.
- VII.- Dureza después de templada y revenida: 53.0, 53.5, 53.5, 52.5, 52.5; x = 53.0 HRC.
- VIII.- Se corta longitudinal, desbasta y pule.
- IX.- Ataque químico por frotación en persulfato de amonio por 30 seg.

Observaciones: Se realizó el corte longitudinal para la observación de distribución de las bandas de carburos.

PROBETA # 3

- I.- Corte con disco abrasivo.
- II.- Desbaste hasta con papel de lija grano 600.
- III.- Pulido burdo y fino.
- IV.- Templada en taller: Temp. de austenitización 1280°C (2340°F), por 10 minutos. Medio de temple aceite mineral.
- V.- Dureza templada: 62.0, 61.0, 61.0, 62.5, 64.5; x = 62.2 HRC.
- VI.- Ataque químico por frotación en persulfato de amonio por 45 seg.
- VII.- Fotografiada a 600X, con tiempo de exposición de 1/15 seg. Fotografía No. 2.

Observaciones: probeta del acero preparada sólo templada para observación de la microestructura martensítica.

PROBETA # 4

- I.- Corte con disco abrasivo.
- II.- Desbaste hasta con papel de lija grano 600.
- III.- Pulido burdo y fino.
- IV.- Templada en taller: Temp. de austenitización 1280°C (2340°F), por 10 minutos. Medio de temple aceite mineral.
- V.- Dureza templada: 57.0, 56.5, 56.5, 57.0, 58.0; x = 57.0 HRC.

PROBETA # 5

- I.- Corte con disco abrasivo.
- II.- Desbaste hasta con papel de lija grano 600.
- III.- Pulido burdo y fino.
- IV.- Templada en taller: Temp. de austenitización 1280°C (2340°F), por 10 minutos. Medio de temple aceite mineral.
- V.- Dureza templada: 58.0, 58.0, 57.0, 57.0, 57.0; x = 57.4 HRC.

PROBETA # 6

- I.- Corte con disco abrasivo.
- II.- Desbaste hasta con papel de lija grano 600.
- III.- Pulido burdo y fino.
- IV.- Dureza: 96.5, 96.5, 95.5, 95.5, 95.0;
x = 95.8 HRB.
- V.- Templada en taller: Temp. de austenitización
1280°C (2340°F), por 10 minutos.
Medio de temple aceite mineral.
- VI.- Dureza templada: 56.5, 55.5, 54.5, 54.5, 54.0;
x = 55.0 HRC.

PROBETA # 7

- I.- Corte con disco abrasivo.
- II.- Desbaste hasta con papel de lija grano 600.
- III.- Pulido burdo y fino.
- IV.- Dureza: 95.0, 96.0, 96.0, 95.0, 95.0;
x = 95.4 HRB.
- V.- Templada en taller: Temp. de austenitización
1280°C (2340°F), por 10 minutos.
Medio de temple aceite mineral.
- VI.- Dureza templada: 55.0, 54.5, 54.0, 54.0, 54.0;
x = 54.3 HRC.

PROBETA # 8

- I.- Corte con disco abrasivo.
- II.- Desbaste hasta con papel de lija grano 600.
- III.- Pulido burdo y fino.
- IV.- Dureza: 96.0, 96.0, 94.0, 94.0, 93.5;
x = 94.7 HRB.
- V.- Templada en taller: Temp. de austenitización
1280°C (2340°F), por 10 minutos.
Medio de temple aceite mineral.
- VI.- Dureza templada: 57.0, 58.0, 57.0, 57.0, 54.5;
x = 57.3 HRC.

PROBETA # 9

- I.- Corte con disco abrasivo.
- II.- Desbaste hasta con papel de lija grano 600.
- III.- Pulido burdo y fino.
- IV.- Templada en taller: Temp. de austenitización 1280°C (2340°F), por 10 minutos.
Medio de temple aceite mineral.
- V.- Dureza templada: 54.0, 54.0, 54.0, 55.0, 55.0;
x = 54.4 HRC.

PROBETA # 10

- I.- Corte con disco abrasivo.
- II.- Desbaste hasta con papel de lija grano 600.
- III.- Pulido burdo y fino.
- IV.- Templada en taller: Temp. de austenitización 1280°C (2340°F), por 10 minutos.
Medio de temple aceite mineral.
- V.- Dureza templada: 58.0, 57.0, 58.5, 60.0, 59.5;
x = 58.6 HRC.

PROBETA # 11

- I.- Corte con disco abrasivo.
- II.- Desbaste hasta con papel de lija grano 600.
- III.- Pulido burdo y fino.
- IV.- Templada en taller: Temp. de austenitización 1280°C (2340°F), por 10 minutos.
Medio de temple aceite mineral.
- V.- Dureza templada: 61.0, 61.0, 61.5, 62.0, 63.0;
x = 61.7 HRC.

PROBETA # 12

- I.- Corte con disco abrasivo.
- II.- Desbaste hasta con papel de lija grano 600.
- III.- Pulido burdo y fino.
- IV.- Templada en taller: Temp. de austenitización 1280°C (2340°F), por 10 minutos.
Medio de temple aceite mineral.
- V.- Dureza templada: 55.5, 55.5, 55.0, 55.0, 56.0;
x = 55.4 HRC.

PROBETA # 13

- I.- Corte con disco abrasivo.
- II.- Desbaste hasta con papel de lija grano 600.
- III.- Pulido burdo y fino.
- IV.- Templada en taller: Temp. de austenitización 1280°C (2340°F), por 10 minutos.
Medio de temple aceite mineral.
- V.- Dureza templada: 65.5, 63.5, 62.5, 61.5, 60.0;
x = 62.6 HRC.

PROBETA # 14

- I.- Corte con disco abrasivo.
- II.- Desbaste hasta con papel de lija grano 600.
- III.- Pulido burdo y fino.
- IV.- Templada en taller: Temp. de austenitización 1280°C (2340°F), por 10 minutos.
Medio de temple aceite mineral.
- V.- Dureza templada: 55.0, 55.5, 56.0, 56.0, 58.0;
x = 56.1 HRC.

PROBETA # 15

- I.- Corte con disco abrasivo.
- II.- Desbaste hasta con papel de lija grano 600.
- III.- Pulido burdo y fino.
- IV.- Templada en taller: Temp. de austenitización 1280°C (2340°F), por 10 minutos. Medio de temple aceite mineral.
- V.- Dureza templada: 57.0, 57.0, 57.0, 57.5, 59.0;
x = 57.5 HRC.

PROBETA # 16

- I.- Corte con disco abrasivo.
- II.- Desbaste hasta con papel de lija grano 600.
- III.- Pulido burdo y fino.
- IV.- Templada en taller: Temp. de austenitización 1280°C (2340°F), por 10 minutos. Medio de temple aceite mineral.
- V.- Dureza templada: 63.0, 63.0, 63.0, 63.0, 62.0;
x = 62.8 HRC.

PROBETA # 17

- I.- Corte con disco abrasivo.
- II.- Desbaste hasta con papel de lija grano 600.
- III.- Pulido burdo y fino.
- IV.- Temple: Temperatura de austenitización; 1200°C (2200°F), por 3.5 minutos. Medio de temple, aceite mineral.
- V.- Dureza templada: 57.0, 58.0, 57.5, 57.5;
x = 57.5 HRC.

PROBETA # 18

- I.- Corte con disco abrasivo.
- II.- Desbaste hasta con papel de lija grano 600.
- III.- Pulido burdo y fino.
- IV.- Temple: Temperatura de austenitización 1200°C (2200°F), por 3.5 minutos.
Medio de temple, chorro de aire
- V.- Dureza templada: 56.0, 56.0, 56.5, 57.0, 56.5;
x = 56.4 HRC.

PROBETA # 19

- I.- Corte con disco abrasivo.
- II.- Desbaste hasta con papel de lija grano 600.
- III.- Pulido burdo y fino.
- IV.- Temple: Temperatura de austenitización 1200°C (2200°F), por 8.0 minutos.
Medio de temple, chorro de aire.
- V.- Dureza templada: 56.5, 57.5, 56.0, 57.0, 56.5;
x = 56.7 HRC.

PROBETA # 20

- I.- Corte con disco abrasivo.
- II.- Desbaste hasta con papel de lija grano 600.
- III.- Pulido burdo y fino.
- IV.- Temple: Temperatura de austenitización 1200°C (2200°F), por 7.0 minutos.
Medio de temple, aceite mineral.
- V.- Dureza templada: 59.5, 60.0, 58.5, 59.0, 59.5;
x = 59.3 HRC.
- VI.- Revenido: 1er. revenido a 150°C (300°F) por una hora y enfriamiento al aire quieto hasta temperatura ambiente; 2do. revenido a 135°C (275°F), bajo las mismas condiciones.
- VII.- Dureza templada y doble revenida: 58.5, 58.0, 57.0, 58.0, 57.5; x = 57.8 HRC.

PROBETA # 21

- I.- Corte con disco abrasivo.
- II.- Desbaste hasta con papel de lija grano 600.
- III.- Pulido burdo y fino.
- IV.- Temple: Temperatura de austenitización 1200°C (2200°F), por 15.0 minutos.
Medio de temple, aceite mineral.
- V.- Dureza templada: 60.5, 60.0, 58.0, 59.0, 59.5;
x = 59.4 HRC.

PROBETA # 22

- I.- Corte con disco abrasivo.
- II.- Desbaste hasta con papel de lija grano 600.
- III.- Pulido burdo y fino.
- IV.- Temple: Temperatura de austenitización 1200°C (2200°F), por 7,0 minutos.
Medio de temple, aceite mineral.
- V.- Dureza templada: 58.5, 59.0, 60.0, 59.0, 58.5;
x = 59.0 HRC.
- VI.- Revenido: 1er. revenido a 260°C (500°F) por una hora y enfriamiento al aire quieto hasta temperatura ambiente; 2do. revenido a 245°C (475°F), bajo las mismas condiciones.
- VII.- Dureza templada y doble revenida: 56.5, 57.0, 55.5, 56.0, 56.5; x = 56.3 HRC.

PROBETA # 23

- I.- Corte con disco abrasivo.
- II.- Desbaste hasta con papel de lija grano 600.
- III.- Pulido burdo y fino.
- IV.- Temple: Temperatura de austenitización 1200°C (2200°F), por 7.0 minutos.
Medio de temple, aceite mineral.
- V.- Dureza templada: 59.0, 59.5, 59.0, 58.0, 59.0;
x = 58.9 HRC.
- VI.- Revenido: 1er. revenido a 315°C (600°F) por una hora y enfriamiento al aire quieto hasta temperatura ambiente; 2do. revenido a 300°C (575°F), bajo las mismas condiciones.
- VIII.- Dureza templada y doble revenida: 55.5, 56.5, 57.0, 57.0, 55.0; x = 56.2 HRC.
- IX.- Ataque químico por inmersión con nital al 2.5 % durante 3 min.
- X.- Fotografía a 600X, con tiempo de exposición de 1/15 seg. Fotografía No. 3.

Observaciones: Probeta revenida a la temperatura de la dureza menor justo antes de elevación de la dureza secundaria.

PROBETA # 24

- I.- Corte con disco abrasivo.
- II.- Desbaste hasta con papel de lija grano 600.
- III.- Pulido burdo y fino.
- IV.- Temple: Temperatura de austenitización 1200°C (2200°F), por 7.0 minutos.
Medio de temple, aceite mineral.
- V.- Dureza templada: 59.5, 59.5, 58.5, 58.5, 59.0;
x = 59.0 HRC.
- VI.- Revenido: 1er. revenido a 370°C (700°F) por una hora y enfriamiento al aire quieto hasta temperatura ambiente; 2do. revenido a 355°C (675°F), bajo las mismas condiciones.
- VII.- Dureza templada y doble revenida: 56.0, 55.5, 56.5, 55.5, 56.0; x = 55.9 HRC.

PROBETA # 25

- I.- Corte con disco abrasivo.
- II.- Desbaste hasta con papel de lija grano 600.
- III.- Pulido burdo y fino.
- IV.- Temple: Temperatura de austenitización 1200°C (2200°F), por 7.0 minutos.
Medio de temple, aceite mineral.
- V.- Dureza templada: 60.0, 60.0, 59.0, 59.5, 58.5;
x = 59.4 HRC.
- VI.- Revenido: 1er. revenido a 425°C (800°F) por una hora y enfriamiento al aire quieto hasta temperatura ambiente; 2do. revenido a 410°C (775°F), bajo las mismas condiciones.
- VII.- Dureza después de templada y primer revenido 56.0, 54.5, 55.5, 56.0, 55.5; x = 55.5 HRC.
- VIII.- Dureza después de templada y doble revenida: 58.0, 57.5, 56.5, 57.0, 56.0; x = 57.0 HRC.

PROBETA # 26

- I.- Corte con disco abrasivo.
- II.- Desbaste hasta con papel de lija grano 600.
- III.- Pulido burdo y fino.
- IV.- Temple: Temperatura de austenitización 1200°C (2200°F), por 7.0 minutos.
Medio de temple, aceite mineral.
- V.- Dureza templada: 59.0, 59.0, 59.0, 59.0, 60.0;
x = 59.2 HRC.
- VI.- Revenido: 1er. revenido a 480°C (900°F) por una hora y enfriamiento al aire quieto hasta temperatura ambiente; 2do. revenido a 465°C (875°F), bajo las mismas condiciones.
- VII.- Dureza después de templada y primer revenido: 57.5, 57.0, 57.0, 57.5; 57.0; x = 57.2 HRC.
- VIII.- Dureza después de templada y doble revenida: 57.5, 57.0, 57.5, 57.5, 57.5; x = 57.4 HRC.
- IX.- Ataque químico por inmersión con nital al 2.5 % durante 3 min.
- X.- Fotografía a 600X, con tiempo de exposición de 1/15 seg. Fotografía No. 4.

Observaciones: Probeta revenida a temperatura poco antes de la máxima dureza secundaria.

PROBETA # 27

- I.- Corte con disco abrasivo.
- II.- Desbaste hasta con papel de lija grano 600.
- III.- Pulido burdo y fino.
- IV.- Temple: Temperatura de austenitización 1200°C (2200°F), por 7.0 minutos.
Medio de temple, aceite mineral.
- V.- Dureza templada: 58.5, 59.0, 59.5, 59.5, 59.0;
x = 59.1 HRC.
- VI.- Revenido: 1er. revenido a 510°C (950°F) por una hora y enfriamiento al aire quieto hasta temperatura ambiente; 2do. revenido a 495°C (925°F), bajo las mismas condiciones.
- VII.- Dureza después de templada y revenida: 58.5, 58.0, 58.0, 58.5, 58.0; x = 58.2 HRC.

PROBETA # 28

- I.- Corte con disco abrasivo.
- II.- Desbaste hasta con papel de lija grano 600.
- III.- Pulido burdo y fino.
- IV.- Temple: Temperatura de austenitización 1200°C (2200°F), por 7.0 minutos.
Medio de temple, aceite mineral.
- V.- Dureza templada: 59.0, 59.0, 58.5, 58.5, 59.0;
x = 58.8 HRC.
- VI.- Revenido: 1er. revenido a 540°C (1000°F) por una hora y enfriamiento al aire quieto hasta temperatura ambiente; 2do. revenido a 525°C (975°F), bajo las mismas condiciones.
- VII.- Dureza después de templada y revenida: 57.5, 58.0, 59.5, 60.0, 59.0; x = 58.8 HRC.
- VIII.- Ataque químico por frotación con nital al 2.5 % por 2 min. aproximadamente.
- IX.- Fotografía a 600X, con tiempo de exposición de 1/15 seg. Fotografía No. 5.

Observaciones: Probeta revenido a la temperatura de máxima dureza secundaria.

PROBETA # 29

- I.- Corte con disco abrasivo.
- II.- Desbaste hasta con papel de lija grano 600.
- III.- Pulido burdo y fino.
- IV.- Temple: Temperatura de austenitización 1200°C (2200°F), por 7.0 minutos. Medio de temple, aceite mineral.
- V.- Dureza templada: 59.5, 58.5, 60.0, 58.0, 59.0; x = 59.0 HRC.
- VI.- Revenido: 1er. revenido a 565°C (1050°F) por una hora y enfriamiento al aire quieto hasta temperatura ambiente; 2do. revenido a 1025°F (550°C), bajo las mismas condiciones.
- VII.- Dureza después de templada y revenida: 58.0, 57.5, 58.0, 57.5, 58.0; x = 57.8 HRC.

PROBETA # 30

- I.- Corte con disco abrasivo.
- II.- Desbaste hasta con papel de lija grano 600.
- III.- Pulido burdo y fino.
- IV.- Temple: Temperatura de austenitización 1200°C (2200°F), por 7.0 minutos. Medio de temple, aceite mineral.
- V.- Dureza templada: 59.0, 59.0, 59.5, 60.0, 59.5; x = 59.4 HRC.
- VI.- Revenido: 1er. revenido a 595°C (1100°F) por una hora y enfriamiento al aire quieto hasta temperatura ambiente; 2do. revenido a 580°C (1075°F), bajo las mismas condiciones.
- VII.- Dureza después de templada y revenida: 55.5, 56.0, 57.0, 58.0, 57.0; x = 56.7 HRC.
- VIII.- Ataque químico por inmersión en nital 2.5 % durante 2 min.
- IX.- Fotografía a 600X, con tiempo de exposición de 1/15 seg. Fotografía No. 6.

Observaciones: Probeta revenida a temperatura poco después de la máxima dureza secundaria.

PROBETA # 31

- I.- Corte con disco abrasivo.
- II.- Desbaste hasta con papel de lija grano 600.
- III.- Pulido burdo y fino.
- IV.- Temple: Temperatura de austenitización 1200°C (2200°F), por 7.0 minutos. Medio de temple, aceite mineral.
- V.- Dureza templada: 60.0, 60.5, 60.0, 59.0, 59.5; x = 59.8 HRC.
- VI.- Revenido: 1er. revenido a 650°C (1200°F) por una hora y enfriamiento al aire quieto hasta temperatura ambiente; 2do. revenido a 635°C (1175°F), bajo las mismas condiciones.
- VII.- Dureza después de templada y revenida: 46.5, 46.5, 46.0, 46.0, 46.5; x = 46.3 HRC.
- VIII.- Ataque químico por inmersión en nital al 2.5 % durante 60 seg.
- IX.- Fotografía a 600X, con tiempo de exposición de 1/15 seg. Fotografía No. 7.

Observaciones: Probeta revenida a temperatura que proporciona ya muy baja dureza.

B I B L I O G R A F I A

APRAIZ BARREIRO, JOSE *Tratamientos térmicos de los aceros*.
8a. ed. España: Editorial Dossat, S.A.

AVNER, SIDNEY H. *Introducción a la metalurgia física*. 2a.
ed. México: Mc Graw-Hill de México S.A. de C.V.,
1988.

BLANCO SANSÁ, HECTOR *Aceros rápidos*. 1a. ed. España: Edi-
ciones Urmo S. A., 1982.

DIGGES, T. G., ROSEMBERG, J & GEIL, GLENN W. *Heat treatment
& properties of iron and steel*. U.S.A.: National bu-
reau of standards, 1966.

FLINN RICHARD, A. y TROYAN, PAUL K. *Materiales de ingeniería
y sus aplicaciones*. 1a. ed. México: Mc Graw-Hill Co.,
1979.

GUY, ALBERT G. *Metalurgia física para ingenieros*. 1a. ed.
México: Fondo educativo interamericano, S.A., 1970.

*Heat treater's guide, standard practice and procedures for
steel*. U.S.A.: American Society for Metals, 1987.

JASTRZEBSKY ZBIGNIEW, P. *The nature and properties of engineering materials*. 3a. ed. N. Y.: Jhon Wiley & Sons, Inc., 1976.

KEHL, GEORGE L. *Fundamentos de la práctica metalográfica*. 2a. ed. España: Aguilar S.A. de ediciones, 1963.

LASHERAS *Tecnología del acero*. España: Ediciones Cedel, 1978.

LASHERAS *Tecnología de los materiales industriales*. España: Ediciones Cedel, 1971.

Metals handbook, vol 1: *Properties*, U.S.A.: American Society for Metals, 1961. vol. 2: *Heat treatment, cleaning and finishing*. A.S.M., 1964. vol.7: *Atlas of microstructures of industrial alloys*. A.S.M., 1971. vol. 8: *Metallography, structures and phase diagrams*. A.S.M., 1973.

PALMER, FRANK R., LUERSSEN, GEORGE V. & PENDLETON, JOSEPHS jr. *Aceros para herramienta*. México: Representaciones y servicios de ingeniería, 1986.

REED-HILL, ROBERT E. *Principios de metalurgia física*. 1a. ed. México: 1979.

ROBERTS, GEORGE A. & CARI, ROBERT A. *Tools steels*. 4a. ed.
U.S.A.: ASM, 1985.

SMITH, WILLIAM F. *Structure & properties of engineering alloys*. U.S.A.: Mc Graw-Hill, Inc., 1981.

STUEMANN, HANS *Tratamientos térmicos de los aceros*. 1a. ed.
España: Ediciones Urmo S.A., 1982.

VANDER VOORT, GEORGE F. *Metallography, Principles and practice*. U.S.A.: Mc Graw-Hill, Inc., 1984.

VAN VLACK, LAWRENCE H. *Materiales para ingeniería*. 3a. ed.
México: C.E.C.S.A., 1991.