



**UNIVERSIDAD NACIONAL
AUTONOMA DE MEXICO**

FACULTAD DE QUIMICA

**TRATAMIENTOS TERMICOS DE LOS
ACEROS GRADO HERRAMIENTA
DE ALTA VELOCIDAD**

(TRABAJO MONOGRAFICO MANCOMUNADO)

T E S I S

**QUE PARA OBTENER EL TITULO DE
INGENIERO QUIMICO METALURGICO**

PRESENTAN

**GUSTAVO ARTURO RIVADENEYRA BRAVO
GERARDO OSWALDO SANCHEZ HERNANDEZ**

México, D. F.

1985



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas Tesis Digitales Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS © PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

I N D I C E

CAPITULO I		Pag.
1.1	Introduccion.	1
CAPITULO II		
2.1	Consideraciones generales.	6
2.2	Clasificación de los aceros grado herramienta de alta velocidad.	17
2.3	Caracterización de los aceros de alta velocidad.	20
CAPITULO III		
3.1	Tratamiento de forja.	31
3.2	Pre calentamiento necesario para los aceros de herramienta de alta velocidad.	34
CAPITULO IV		
4.1	Temperatura y tiempo de austenización para los aceros de alta velocidad.	45
4.2	Tamaño de grano en los aceros H.S.S. en relación con las condiciones de austenización.	54
4.3	Tamaño de los carburos primarios.	55
4.4	Recocido en los aceros rápidos y su efecto en el tamaño de grano.	57
4.5	Relación del tratamiento de recocido sobre el tamaño de grano.	59
4.6	Efecto de la temperatura y tiempo de austenización sobre el tamaño de grano austenítico.	64
4.7	Efecto de recocidos múltiples en el tamaño de grano austenítico.	65
4.8	Efecto del tamaño de grano austenítico sobre el funcionamiento de las herramientas de alta velocidad.	68
4.9	Efecto del refinamiento de grano en diferentes condiciones de corte.	71
4.10	Microestructuras del acero M-2 y T-1.	75

CAPITULO V	
5.1	Diagrama T.T:T. para los aceros de herramienta de alta velocidad. 83
CAPITULO VI	
6.1	Transformación de la austenita bajo enfriamiento continuo (diagrama C.C.T.). 95
CAPITULO VII	
7.1	Descomposición de la austenita y de la martensita en etapas posteriores al templado. 102
7.2	Descomposición de la austenita retenida mediante el tratamiento térmico subcero. 103
7.3	Transformación de la microestructura de templado en el revenido. 107
CAPITULO VIII	
8.1	Templabilidad y su relación con los tratamientos térmicos (influencia de la propiedad de endurecimiento) 117
CAPITULO IX	
9.1	Tratamiento térmico de recocido 132
CAPITULO X	
10.1	Proceso de endurecimiento de los aceros de herramienta. 137
10.2	Precalentamiento. 137
10.3	Austenización. 140
10.4	Enfriamiento. 146
CAPITULO XI	
11.1	Revenido de los aceros de herramienta de alta velocidad. 150
11.2	Revenido múltiple de los aceros de alta velocidad. 157
11.3	Temperatura de revenido. 159
11.4	Tiempo de permanencia a la temperatura de revenido. 170

CAPITULO XII

12.1	Nitruración gaseosa de los aceros de herramienta.	189
12.2	Nitruración mediante baños de sales fundidas.	197
12.3	Proceso Sulfinuz.	209
12.4	Proceso Sulf. B.T.	210

CAPITULO XIII

13.1	Tratamientos isotérmicos de los aceros de herramienta de alta velocidad.	214
------	--	-----

CAPITULO XIV

14.1	Cambios dimensionales durante los tratamientos de endurecimiento y de revenido.	221
------	---	-----

CAPITULO XV

15.1	Baños de sales utilizados en los tratamientos térmicos de los aceros de herramienta.	235
15.2	Baños de sales fundidas a temperaturas inferiores - (150°C a 620°C).	236
15.3	Baños de sales fundidas a temperaturas intermedias (650°C a 1095°C).	237
15.4	Baños de sales fundidas a altas temperaturas (1000°C a 1300°C).	239

CAPITULO XVI

16.1	Fallas de los aceros rápidos. Descarburización.	243
16.2	Agrietamiento en los aceros de herramienta de alta velocidad.	246
16.3	Distorsión en los aceros de alta velocidad.	247

CAPITULO XVII

17.1	Propiedades resultantes de los aceros de herramienta de alta velocidad en función del tratamiento térmico adecuado.	250
17.2	Dureza de los aceros de alta velocidad.	251
17.3	Propiedad de tenacidad de los aceros rápidos.	252

		IV
17.4	Dureza en caliente.	258
17.5	Resistencia al desgaste.	261
17.6	Características particulares de algunos tipos de - - aceros rápidos.	261
CAPITULO XVIII		
18.1	Conclusiones y recomendaciones.	264
APENDICE I		
	Clasificación de los aceros de alta velocidad.	266
APENDICE II		
	Datos generales.	268
APENDICE III		
	Selección de herramientas.	269
BIBLIOGRAFIA		
		279

CAPITULO I

INTRODUCCION

La finalidad del presente trabajo es dar a conocer una compilación de los tratamientos térmicos que son susceptibles de -- ser efectuados en los aceros de herramienta de alta velocidad debido a que las herramientas son esenciales en la tecnología de cualquier país.

Las herramientas son primordiales como útiles para dar forma a los objetos que se requiera producir, por lo que los aceros de herramienta deben tener ciertas características tales que éstas produzcan, con su trabajo, las exigencias deseadas en los productos finales. Esto último tiene su fundamento en la realización del tratamiento térmico adecuado (especialmente en los aceros grado herramienta de alta velocidad) cuyo resultado evita en lo posible el desgaste prematuro, entre ---- otras propiedades, de los aceros de herramienta, aumentando con ello su vida útil.

Aunque el volumen de los aceros para herramienta es reducido, en comparación con el volumen producido del resto de los grados existentes (1), no por ello se debe soslayar el potencial efectivo de trabajo que son capaces de producir.

Esto amerita el estudio del tratamiento térmico apropiado al acero para que cumpla con los requerimientos necesarios que - cada vez son más rigurosos.

En éste estudio se revisan, durante los primeros capítulos, una serie de conceptos fundamentales que sirven de base para el mejor entendimiento de los tratamientos térmicos en la inteligencia de tener un mejor control sobre las mismas.

Se pone especial énfasis, en la influencia que ejercen los elementos aleantes, siendo ésto básico para establecer la relación fundamental entre la composición química del acero y el tratamiento térmico seleccionado, dando como resultado las propiedades deseadas, que deben obtenerse en los aceros de alta aleación, como es el caso de los aceros rápidos, tales como aumento en la templabilidad, mejoramiento en la resistencia al desgaste, mantenimiento de dureza y filo cortante a altas temperaturas de trabajo entre otras que se mencionan.

También se toma en cuenta el detrimento que ocasiona el defecto de la descarburización superficial sobre todo en los aceros rápidos al molibdeno en relación a la pérdida de propiedades o requerimientos exigidos.

De lo anterior, se desprende el objetivo de éste trabajo que es el de tener un mejor conocimiento de los aceros grado herramienta de alta velocidad mediante el análisis adecuado de los parámetros involucrados en el tratamiento térmico de los mismos como un todo.

A partir de una base sólida de conocimiento se podrá elevar la eficiencia de los aceros utilizados como herramientas rápidas obteniéndose un producto de mayor calidad que es fundamen

tal para las empresas que se dedican a ello .

CAPITULO II

2.1 CONSIDERACIONES GENERALES

Los tratamientos térmicos son procesos fundamentales para lograr que los aceros tengan las propiedades específicas según sea su uso.

A groso modo, un tratamiento térmico consiste en calentar el acero hasta una temperatura determinada, mantener durante un cierto tiempo a dicha temperatura y posteriormente enfriarlo hasta temperatura ambiente, todo lo anterior va en función del tipo de acero y del tipo de tratamiento térmico que se pretenda efectuar sobre de él. Los aceros de herramienta en general, y los aceros de herramienta de alta velocidad (aceros rápidos) en particular, son susceptibles de ser tratados térmicamente como cualquier otro tipo de acero, esto es, que las herramientas producidas de estos aceros pueden mejorar en sus propiedades al ser tratadas térmicamente.

Es un hecho que, para tener éxito en el tratamiento térmico se deben de tener en cuenta todos los factores que intervienen en el proceso térmico y que es necesario evaluar como afectan al tratamiento térmico durante su ejecución y al final del mismo sobre el acero, estos factores pueden ser divididos en dos clases, a saber:

- 1) Factores que están ligados íntimamente con la constitución del acero mismo, tales como: composición química --

del acero, tamaño de grano.

- 2) Factores que están relacionados con el estado físico del acero como: forma y dimensiones de la pieza a tratar térmicamente (tamaño y variación de secciones de la misma), su estado superficial etc. Junto con los factores que -- intervienen a la calidad y estado físico del acero a tratar en forma térmica, hay dos variables que dentro de la ejecución de un tratamiento térmico son inherentes al -- mismo, que son la temperatura y el tiempo de permanencia, los cuales es preciso fijarlos convenientemente. Por último el tipo o modo de enfriamiento incluye en gran medida en la obtención de los requerimientos específicos acero.

La elección y manejo adecuado de estas variables tienen consecuencias inevitables en cuanto a una buena calidad de las piezas sometidas en esta operación o proceso, que por otro lado se traduce en la elección conveniente del tipo de tratamiento térmico y en el éxito en su ejecución.

Los tratamientos térmicos tienen como condición fundamental - una serie de transformaciones de fase (cambios en la estructura cristalina del hierro) que ocurren a diferentes temperaturas. Estas transformaciones de fase encuentran su explicación mediante el empleo del diagrama de equilibrio hierro-carbono (Fig 2.1), siempre y cuando las transformaciones de fase se lleven a cabo durante calentamientos y enfriamientos muy -

lentos tal que se acerquen lo más posible al equilibrio, de tal suerte que se puedan conocer las composiciones y las cantidades de las fases en todo momento durante la ejecución de tratamiento térmico.

Una fuente que ayuda a explicar los cambios estructurales - - cristalinos del acero es mediante el uso de los diagramas a - temperatura, tiempo y transformación también llamados diagramas T.T.T. que se refieren a las transformaciones que sufre - la fase austenítica en función de la temperatura y el tiempo - para una composición química de acero dada.

La gran ventaja de estos últimos diagramas sobre el diagrama de equilibrio es que su uso no es tan restringido en cuanto a las condiciones reales y comercialmente posibles durante la - ejecución de algún tratamiento específico sobre un acero. Ver diagrama 2.2.a.

Estos diagramas son específicos para cada tipo de acero y llegan a definir las transformaciones de fase austenítica en condiciones isotérmicas (temperatura constante en función del -- tiempo) y también durante enfriamientos continuos, tal y como sucede en la mayoría de los tratamientos térmicos comercialmente efectuados, esto último se puede visualizar en los diagramas T.T.T. de enfriamiento continuo, también llamados C.C. T.

Tanto el diagrama de fases de equilibrio hierro-carbono como-

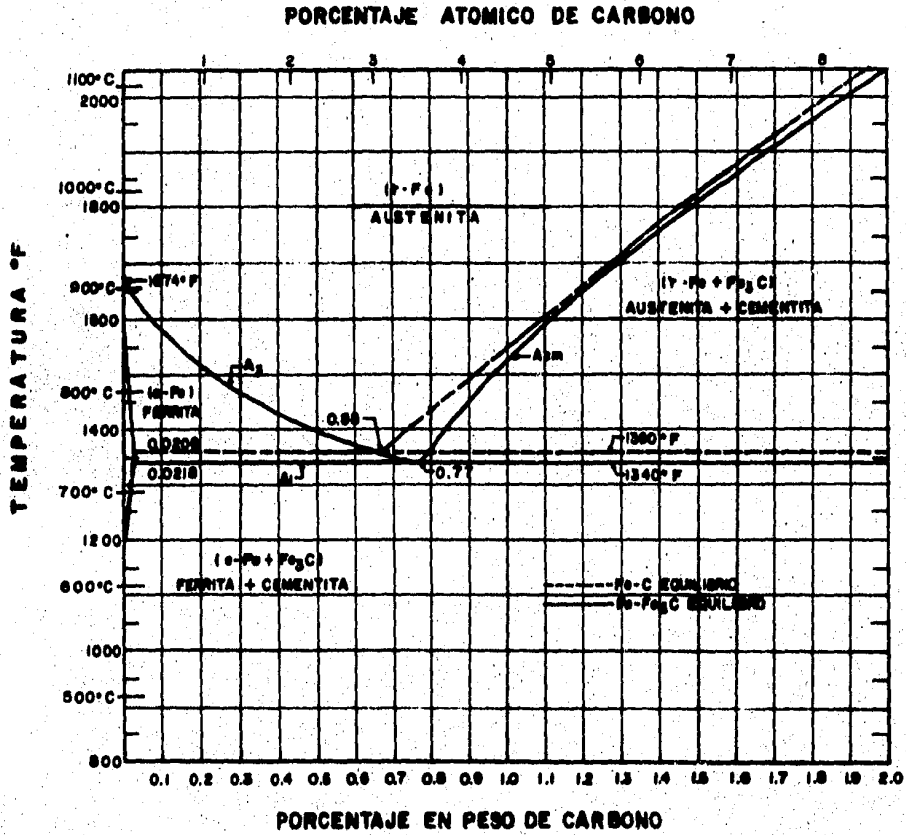


FIGURA 2.2.a.

los diagramas de transformación isotérmica de la austenita y la derivación de estos últimos, los llamados diagramas de -- transformación de la austenita durante el enfriamiento continuo explican la formación de fases que integran los constituyentes a partir de otros que a temperatura ambiente son las responsables de las propiedades que tienen los aceros al final de cualquier tratamiento térmico, es decir que explican la formación de perlita, de bainita, de ferrita, de martensita a partir de la fase austenítica (durante un enfriamiento). La perlita y la bainita están formados de una mezcla de fases de ferrita y cementita.

Mediante los diagramas T.T.T. se puede encontrar la explicación de la permanencia de una parte de la austenita a temperaturas bajas (austenita retenida) durante el enfriamiento en un tratamiento térmico que también afecta a las propiedades finales del acero, así como también de su posible descomposición por un calentamiento posterior.

Ciertos tipos de aceros para herramientas poseen una cantidad considerable de elementos de aleación (ver apéndice I; composiciones químicas) que son los responsables de un incremento en una propiedad fundamental para la elección de un acero que es la templabilidad, así como también de la formación de carburos muy duros que son resistentes al desgaste y por último de un incremento en la resistencia al ablandamiento a temperaturas elevadas. Estas consideraciones definen con mucha

aproximación a los aceros de herramienta de alta velocidad -- por tratarse de aceros de muy alta aleación.

Como los aceros para herramienta de alta velocidad son altamente aleados, las consideraciones que se toman en cuenta para un tratamiento térmico deben ser más estrictas para que se obtengan las propiedades requeridas en el acero y evitar su deterioro por falta de conocimiento del proceso térmico resultante en pérdidas considerables por tratarse de aceros de muy alto costo.

Deben tomarse mayores precauciones en el tratamiento térmico en relación a posibles distorsiones y rompimientos derivados de cambios dimensionales producidos por esfuerzos térmicos -- (gradientes de temperatura) y por esfuerzos durante la transformación. Es bien sabido los defectos que causa el proceso de descarburización sobre los aceros por lo que si tiende a minimizarlo ya que los aceros rápidos del tipo M son muy susceptibles a sufrirlo.

Es evidente que cuando se trata de aceros altamente aleados y de formas complejas, los tratamientos térmicos efectuados sobre ellos deben de producir mínimos cambios en dimensión, por lo que los medios de enfriamiento utilizados sobre ellos deben ser los menos severos posibles.

Por otra parte, la templabilidad que poseen estos aceros es alta y ésta última tiene una relación con la dureza y tenaci-

dad que se pretenda y también con el diseño, tamaño y sección de la pieza. La templabilidad de un acero, y sobre todo tratándose de uno de alta velocidad es de suma importancia ya -- que marca la medida de la susceptibilidad del acero a endure-- cerse completamente a través de su sección por medio de un -- tratamiento térmico adecuado.

En forma general durante el tratamiento térmico de los aceros de herramienta, el calentamiento, sea cual fuere el trata- -- miento, se debe de llevar a cabo a una velocidad muy baja (so- bre todo si se trata de aceros muy aleados como los aceros rá- pidos), con objeto de minimizar los esfuerzos térmicos que a- la larga pueden llevar al acero a la distorsión y ruptura aca- bando así con la vida útil de la herramienta. Esta es la im- portancia de efectuar la etapa de precalentamientos sucesivos antes de la austenización dentro del proceso de endurecimien- to de los aceros rápidos.

Se debe de alcanzar una temperatura de austenización, si se - trata de un temple, tal que no crezca demasiado el tamaño de- grano durante un largo tiempo de permanencia dentro del horno (recocido de austenización) a una temperatura demasiado alta, lo cual afecta en mucho las propiedades finales de los aceros de herramienta.

Para el caso específico de los aceros de herramienta rápidos, las temperaturas de austenización son muy elevadas, por lo -- que se prefiere una austenización incompleta que deje carbu--

ros aleados sin disolver que son los responsables de una adecuada resistencia al desgaste junto con una alta dureza - - - (transformación de la austenita a martensita durante un templado) a temperatura ambiente.

Debido a que éstos aceros son muy susceptibles al agrietamiento al enfriarse, los medios de enfriamiento que se usan son poco drásticos llegando el caso de poder utilizar el aire -- (templado al aire) para los aceros de alta velocidad con lo cual se obtiene una gran profundidad de endurecimiento ya que estos aceros poseen una alta templabilidad. Tanto para los aceros rápidos del tipo M como los del tipo T utilizan como medio de enfriamiento, en la mayoría de los casos el aire y también el enfriamiento en baños de sales fundidas neutras para obtener una gran profundidad de endurecimiento con un mínimo de distorsión durante la ejecución del tratamiento térmico de endurecimiento junto con una alta resistencia al desgaste y una baja ductilidad. La ductilidad decrece con el incremento en el contenido de carbono dentro de la composición química del acero y también con el aumento en la profundidad de endurecimiento.

Los esfuerzos residuales que se producen después de un templado ya sea por medio de gradientes térmicos (esfuerzos térmicos) o por cambios de volumen por transformación de fase, pueden ser reducidos por tratamientos térmicos posteriores al templado que se encarga de aliviar las tensiones. Tal es el-

caso del tratamiento térmico de revenido que es de primordial importancia después de haber efectuado el templado.

El revenido es conveniente por su función de aliviador de tensiones, el cual produce un acero menos duro, más ductil de -- acuerdo a los requerimientos que se persiguen. Es un trata-- miento regulador de las propiedades de acero templado, porque establece un compromiso adecuado entre la dureza (al fijar -- una temperatura de revenido) con la resistencia y tenacidad - que el que es obtenido en el acero de herramienta en el esta-- do de templado.

Sin embargo, las temperaturas de revenido utilizadas son ba-- jas debido a los requerimientos de dureza pero también se pue-- den utilizar temperaturas mayores de revenido (donde se dismi-- nuye la dureza) cuando es importante la resistencia al choque o al impacto. La fase austenítica puede permanecer dentro de la estructura de templado después de un endurecimiento en cantidades que pueden llegar a ser considerables, como austenita retenida. Esta austenita retenida, que no llega a transfor-- marse en martensita, puede transformarse por medio de un trata-- miento térmico de revenido o por un tratamiento subcero (en-- friamiento a temperaturas muy inferiores a los 0°Celsius) lo-- grado rebasar la línea M_f característica del acero.

En el revenido, la austenita retenida se descompone en martensita o bainita dependiendo de la temperatura de revenido to--

mando en cuenta de que la cantidad de austenita retenida aumenta con el incremento de la temperatura de endurecimiento o de austenización. Esto último puede entenderse con facilidad usando los diagramas T.T.T. como se explicará más adelante.

Existe un tratamiento térmico especial denominado martemple - que es muy usado para los aceros de herramienta y sobre todo - para los aceros muy aleados (aceros rápidos) que tiene la ven - taja de que las transformaciones de fase que ocurren en su in - terior son lo más homogéneas posibles dando al acero un esta - do o condición libre de tensiones. Como se trata de un trata - miento isotérmico, la transformación de la austenita, que in - volucra una contracción, se efectúa lentamente, a una tempera - tura determinada que generalmente se ubica justo arriba de Ms (que es específica para cada tipo de acero) y con ello se ob - tiene un estado idóneo para la transformación posterior a mar - tensita después de haberse cumplido el tiempo de permanencia - para tal efecto.

La transformación final a martensita se lleva a cabo con míni - mos gradientes de temperatura dentro de las piezas de acero - rápido produciendo disminución de grietas y rupturas en el -- acero. El templado desde la temperatura de endurecimiento -- hasta la temperatura donde se realiza la transformación a bai - nita es por medio de baños de sales fundidas.

A decir verdad, este tratamiento isotérmico es muy adecuado -

porque da al acero una estructura libre de tensiones con una dureza homogénea, producto de una transformación de fase también homogénea, pudiendo efectuarse un revenido posterior sólo con el fin de ajustar el valor de dureza deseado junto con una tenacidad adecuada para el acero de alta velocidad.

A grandes rasgos se ha resumido lo que es un tratamiento térmico y con ello se puede profundizar en los puntos que lo componen para entender la función de los mismos, conocer sus ventajas y desventajas sobre las propiedades resultantes, que incluyen características de corte de mantenimiento del filo a elevadas temperaturas de trabajo, de resistencia al desgaste logrando niveles adecuados de dureza y de resistencia junto con una tenacidad apropiada para el acero de alta velocidad y hacer la mejor elección para efectuar la mecanización rápida de los materiales.

2.2 CLASIFICACION DE LOS ACEROS GRADO HERRAMIENTA DE ALTA - VELOCIDAD.

Las investigaciones (3,4) que se hicieron a principios del presente siglo a partir de las composiciones que se usaban como aceros de herramienta llegaron a un final que marcó un progreso muy acentuado en la metalurgia de los aceros grado herramienta, esto es, al desarrollo de nuevas composiciones que condujeran a la definición de los aceros de herramienta de alta velocidad.

Esto tuvo como punto de partida el hecho de que las condiciones a las que se sometían los aceros de herramienta, en trabajos de corte no eran las más adecuadas en virtud a que la composición química de los aceros utilizados para ello no eran y de hecho no son susceptibles a condiciones de operación tales que requieran grandes niveles de eficiencia de corte y dar forma al material para que tenga un uso determinado.

Muchas veces estos aceros al carbono usados para tales propósitos, se utilizaban frecuentemente dejando por un lado un producto defectuoso sin un adecuado control dimensional y por otro lado el desecho de la herramienta misma.

La investigación se centró en la búsqueda de nuevas composiciones químicas, adición de nuevos elementos de aleación, que pudieran elevar el rendimiento de las herramientas, que fueran susceptibles a soportar trabajos constantes de corte, es decir-

con un valor de dureza excepcional, para poder mecanizar más rápidamente los materiales y más aún que las herramientas de acero pudieran conservar su dureza y su filo de corte en condiciones de trabajo a alta temperatura. Por lo tanto, fué una necesidad el hecho de desarrollo de nuevas aleaciones para cubrir los anteriores fines.

En el avance de las investigaciones era necesario resolver otro problema derivado de lo anterior y era el de establecer un compromiso entre la composición química de los nuevos aceros de aleación compleja con el control dimensional y evitar el riesgo de posibles grietas y rupturas del acero durante el proceso de tratamiento térmico para que el acero cumpla con las demandas y requerimientos estrictos o servicios en su uso.

El tratamiento de los aceros rápidos es necesario para establecer o desarrollar la capacidad de trabajo de estos aceros a elevada temperatura y que además, gracias a la composición química de estos aceros desarrollar la combinación más adecuada de resistencia al desgaste junto con la ductilidad y resistencia al ablandamiento a elevada temperatura.

Para tener un completo éxito en el uso de un acero de herramienta de alta velocidad es necesario disponer de un adecuado diseño de la herramienta, es decir de la exactitud con que esté hecho, de la selección adecuada de la composición química del acero, en otras palabras, del tipo de acero y por último del tipo de acero y por último del uso del tratamiento térmico

correcto.

Pero centrándonos en el tema de la composición química de los aceros rápidos más adecuada, las aleaciones que contienen cantidades importantes de molibdeno, tungsteno, cromo, vanadio, -- algunas veces cobalto pueden cubrir los requerimientos de servicio constante y estricto así como también de proporcionar un buen control dimensional cuando se efectúa un tratamiento térmico adecuado con la eliminación de grietas y rupturas durante y después del proceso térmico. Naturalmente, en este aspecto interviene la forma en como se ejecuta el tratamiento térmico (control de las variables de operación del tratamiento térmico) Pero lo que se pretende es aislar el efecto o la influencia -- que tiene la composición química del tipo de acero muy aleado para alta velocidad, en las necesidades anteriormente citadas.

2.3. CARACTERIZACION DE LOS ACEROS DE ALTA VELOCIDAD.

El acero rápido tipo T-1 es llamado también acero 18-4-1 por - contener en su composición química 18% tungsteno, 4% de cromo - y 1% de vanadio. Este acero es considerado como un acero clá- sico para la descripción de los aceros grado herramienta de al- ta velocidad ya que dicha composición fué desarrollada por los trabajos de Taylor y White (2) para aplicaciones de resisten- -cia al ablandamiento a elevadas temperaturas de trabajo y sir- vió como punto de partida para el desarrollo e implementación- de los aceros rápidos en general.

Esta composición puede variar tanto en la relación entre estos elementos como en la adición de otros elementos tales como Va- nadio, Cobalto etc. El contenido inicial de vanadio para la -- composición T-1 en un principio era de 0.3% que con el paso -- del tiempo ha sido incrementado a 1% al igual que en el caso - del carbono alcanzando su nivel actual que es de .75% aproxima- damente. Con ello el acero T-1 alcanza propiedades aceptables de resistencia a la abrasión, de endurecimiento profundo debi- do a la acción del cromo y dureza en caliente.

Estas características pueden hacerse extensivas para todas las composiciones químicas tipo T que son de alta dureza al rojo - y de resistencia al desgaste, o sea que las características -- que presenta el acero 18-4-1 pueden considerarse como represen- tativas para los aceros de alta velocidad al tungsteno.

Otras características dignas de mención para los aceros rápidos son aquellos que presentan un patrón profundo de endurecimiento alcanzando valores de 65 H.R.C. en secciones hasta de 3" de espesor efectuando el tratamiento térmico adecuado que involucre un enfriamiento al aire es decir, se trata de aceros de templado al aire. Se pueden obtener mayores valores de H.R.C. utilizando medios de enfriamiento más severos tales como el templado en aceite y por otro lado también son utilizados baño de sales fundidas neutras.

La aplicación práctica a que están sujetos estos aceros rápidos está en relación a su composición química fundamentalmente y el elemento relevante en este aspecto es el carbono. Se puede señalar que dentro de la composición química de los aceros rápidos al tungsteno que son de contenido mayor de carbono con respecto a los demás con lo que trae de consecuencia más probable distintos valores de dureza al final de un tratamiento térmico.

Los aceros rápidos T-1 y T-2 se caracterizan por tener un menor contenido de elementos de aleación que es de un 24% en la composición química dentro de los aceros altamente aleados al tungsteno que sirvan como aceros de herramienta de alta velocidad.

Estos aceros (T-1 y T-2) por tener un contenido bajo en carbono no se obtiene la dureza máxima para este tipo de aceros de

alta velocidad ya que la dureza máxima en los aceros está en función del contenido de carbono. Con los aceros T-1 y T-2 -- que no contienen cobalto, se tienen durezas finales del orden de 64 a 65 H.R.C., considerándose como durezas mínimas obtenidas en los aceros rápidos.

Por otro lado, tanto el acero T-1 como el T-2 contienen la cantidad o porcentaje promedio de los elementos de aleación adicionales correspondiente a las demás composiciones químicas -- que intervienen en el grupo o tipo T. Estos elementos son el tungsteno, cromo, vanadio con la excepción del cobalto que aparece en las composiciones químicas de los aceros T-4, T-5, T-6, T-8 y T-15.

Incrementando los porcentajes tanto de vanadio y de carbono -- provocan una mayor dureza y resistencia al desgaste en virtud de la presencia de gran cantidad de carburos altamente aleados duros y resistentes al desgaste. Esto es muy significativo en los aceros T-3 y T-9 que no contienen cobalto por incrementarse el contenido de carbono a 1.0 y 2% al igual que el incremento de vanadio a 3 y 4% respectivamente.

Al igual como sucede en algunas composiciones químicas de los aceros de alta velocidad al molibdeno (tipo M), existen composiciones químicas, dentro de los aceros rápidos al tungsteno - (tipo T) que incluyen al cobalto. Siempre se ha establecido -- que la adición del cobalto da a los aceros rápidos un rendimiento mayor, en cuanto a la posibilidad de mecanizar materia-

les muy duros usando velocidades de corte mayores lo que implica un incremento en el costo de los aceros de herramienta de alta velocidad ya sea al tungsteno o al molibdeno.

Existe el caso especial del acero T-7 que contiene cobalto en donde el contenido de carbono es bajo, a saber, del 0.80% y -- que se considera como un acero semi-rápido. Esta condición de acero semi-rápido es por el hecho de tratarse de un acero de baja aleación y de mejor rendimiento en trabajos en que se utilice este acero de una dureza relativamente buena en función de un costo de la herramienta bajo cuando convenga.

Los aceros rápidos al tungsteno (tipo T) poseen dentro de su composición química los mismos elementos aleantes que intervienen en los aceros al molibdeno. Es decir que se tratan de aleaciones con elementos aleantes que tienden a elevar las temperaturas de transformación críticas y por otro lado tienden a estabilizar los carburos. Esto último está de acuerdo con la temperatura de disolución de los mismos y que en ciertos casos es homogénea a la temperatura de austenización y/o de endurecimiento si se desea controlar el crecimiento de grano del acero al estar remanentes cantidades apreciables de carburos del tipo MC con los de vanadio.

Dentro de la clasificación de los aceros de alta velocidad se ha pretendido poner por separado a las composiciones químicas en las que interviene el cobalto como elemento aleante al igual que el vanadio. Con ello se pretende establecer el efecto que

tiene cada uno de los dos elementos antes mencionados sobre -- las propiedades de corte del acero de alta velocidad como rendimiento.

Es decir que los aceros de herramienta de alta velocidad están divididos en aceros al tungsteno; en aceros al molibdeno, aceros al cobalto y aceros al vanadio.

Los aceros al cobalto y al vanadio estan incluidos en algunas composiciones químicas de los aceros de alta velocidad al -- tungsteno como también a los aceros rápidos al molibdeno por -- lo que simplifica la clasificación de estos aceros a sólo dos tipos; el tipo M y el tipo T.

Independientemente de su composición química los aceros rápi-- dos tipo T exhiben una buena resistencia al desgaste y alta du-- reza en caliente con la tenacidad aceptable por lo que desempe-- ña un buen papel en la ejecución de trabajos de corte. Su -- aplicación es en barrenos, taladros, escariadores entre otros.

La composición del acero T-1 ha servido de base para la forma-- ción de composiciones químicas diferentes con propiedades de -- cortes semejantes con la ventaja de un menor costo, esto es, -- a las composiciones químicas de los aceros de alta velocidad al molibdeno (tipo M). El tungsteno puede ser sustituido por el-- molibdeno. En el acero rápido tipo M-2 parte del tungsteno es sustituido por el molibdeno quedando el acero como tipo - - -- 6-5-4-2 relativo a los porcentajes de tungsteno, molibdeno, cro

mo y vanadio respectivamente. Este acero rápido tipo M-2 en muchos casos puede sustituir al acero rápido tipo T-1.

Gran desarrollo ha causado la incorporación del cobalto tanto en los aceros de alta velocidad al tungsteno como a los correspondientes al molibdeno. Se toma como base los aceros M-2 y M-7 para incluirles el cobalto (con ligeras modificaciones en los porcentajes relativos a los elementos aleantes que intervienen en la composición química).

Esto último origina el acero rápido al molibdeno tipo M-42 al cobalto y el M-47 (con un menor contenido de cobalto que el M-42).

Los tipos de aceros rápidos antes mencionados a saber: M-2, M-7 y M-42 tienen su fundamento en los aceros de alta velocidad tipo T-1 y todos estos constituyen desde el punto de vista del tratamiento térmico, ejemplos representativos de los demás tipos de aceros de herramienta de alta velocidad tanto al molibdeno como al tungsteno así como también a su aplicación.

CAPITULO III

3.1 TRATAMIENTO DE FORJA EN LOS ACEROS DE HERRAMIENTA.

El tratamiento de forja para los aceros de herramienta está en relación con la composición química específica de que se trate. La forjabilidad de un acero depende básicamente del contenido de carbono y de los elementos de aleación que intervienen dentro de la composición química del acero. Las temperaturas utilizadas para la forja están en relación directa con la resistencia que presentan los aceros con el incremento en la temperatura. A medida de que aumenta el contenido de carbono y el de los elementos de aleación en la composición química de los aceros de herramienta la resistencia de los mismos es evidente por lo que resulta que la forja es más difícil de efectuarla a temperatura elevada en los aceros de alta aleación que cuando se trata de aceros de herramienta al carbón.

El propósito de la forja en los aceros de herramienta es producir una deformación plástica de la estructura colada del acero con el objeto de romperla, refinar el tamaño de grano austenítico y homogeneizar los granos de carburos aleados antes del recocido. La forja de un acero de herramienta es practicada también para romper la segregación de carburos.

En el caso de los aceros de herramienta de alta velocidad, la forja debe ser hecha de tal forma que produzca una reducción en la sección transversal de los lingotes en un promedio del 90% para tener la estructura de carburos más adecuada. Para-

alcanzar este objetivo la forja se realiza en varios pasos para finalizar con una forja final a los 1200°C en promedio cuando se trata de aceros rápidos.

El tratamiento de forja lleva implícito un proceso de deformación por compresión de los aceros. La capacidad de deformar las aleaciones depende de la facilidad con que pueda generarse las dislocaciones para deformar la aleación sin causar su rotura.

La presencia de dislocaciones dependen de las características estructurales del acero como por ejemplo, la disposición cristalina en tres dimensiones, la presencia de diversos elementos aleantes y lo más fundamental, el tamaño de grano.

A medida de que el tamaño de grano se incrementa, se producen grietas que pueden desplazarse a lo largo de los límites de grano en forma rápida. La fuente de este problema empieza desde la etapa de solidificación del acero desde el estado líquido en un molde con paredes frías. En este caso los granos crecen en forma de columnas lo que provoca la dificultad de forjar la aleación en estas condiciones sin ocasionar su rotura por falta de fragilidad de las intercaras de los granos producidos durante la etapa de solidificación.

Es por esta razón de que la forja de los aceros altamente aleados se debe hacer un varias etapas. La primera etapa de forjado tien por finalidad destruir los granos grandes para producir

un tamaño de grano menor con una mayor homogeneidad de la com posición de los granos austeníticos con más disposición para la deformabilidad posterior.

Se debe de establecer la temperatura adecuada para la opera ción de forja así como también la velocidad de deformación, - ambos aspectos dependen del tipo de acero de herramienta.

El problema de un forjado a muy alta temperatura para el caso de los aceros rápidos es que es muy difícil controlar las di- mensiones de la pieza de acero porque no se contrae uniformemente cuando se enfría.

La forja de los aceros rápidos debe hacerse con mayores pre- cauciones que en el caso de los aceros comunes y corrientes. Los aceros para herramientas rápidas precisan un calentamien- to más lento y una permanencia más prolongada a la temperatu- ra de forjado lo que hace diferente al proceso que se lleva a cabo en los aceros ordinarios y en los aceros de herramienta- de baja aleación. El calentamiento debe hacerse a la mitad - de la velocidad que para el caso de los aceros al carbono, ya- que la transmisión de calor se efectúa con mayor dificultad. En general el calentamiento durante el proceso de forjado de- be de ejecutarse en dos etapas: la primera etapa entre los -- 700° y 800°C para que toda la masa de la pieza de la herramien- ta rápida se caliente en forma homogénea y cuando se ha logra- do esto se pasa la pieza a una segunda etapa de calentamiento durante el proceso de forjado.

En la etapa del segundo calentamiento el acero se pasa de los 1000° a los 1200°C. Con este calentamiento y con permanecer - menos tiempo a la temperatura elevada (en virtud del calenta- miento de homogeneización a temperatura menor) la pieza de -- acero rápido corre con menos probabilidad de que se produzca- el proceso de descarbonización y de la formación de grietas. Se ha establecido que la plasticidad y la facilidad de ejecu- tar la forja de estos aceros altamente aleados está en fun- -- ción química y que mientras sea más alto el contenido de car- bono y la cantidad de elementos de aleación más difícil es de efectuar la forja.

Un acero de herramienta de alta velocidad que se encuentre en la condición de templado nunca debe ser forjado o templado -- nuevamente no sin antes haber eliminado por medio de un trata- miento térmico de recocido las tensiones o esfuerzos térmicos que se produzcan en las herramientas templadas o forjadas.

Por otro lado después de haber alcanzado la temperatura de -- forja el enfriamiento debe de realizarse preferentemente den- tro del horno, ya que estos aceros altamente aleados templan - al aire si no se toman las precauciones pertinentes; quedan - con un nivel de dureza elevado y las tensiones que resulten - de la forja pueden provocar grietas dentro de la pieza de ace- ro de herramienta.

En el caso de un tipo de acero de un tipo de acero de herra- mienta de alta velocidad con un contenido del 14% de tungste

no como es el caso del acero tipo T-7 se precalienta previamente a los 800°C y posteriormente se eleva a la temperatura hasta los 1200°C en donde se empieza a forjar el acero. Se termina de forjar a una temperatura de aproximadamente 925°C para luego efectuar el enfriamiento en cenizas o pasar las piezas forjadas a un horno a los 700°C y mantenerlas por un tiempo de permanencia de una a cinco horas (según la dimensión de la herramienta) y después enfriarla en el aire.

En el caso de los aceros extra rápidos con contenidos de cobalto del 5 y 10% en los cuales la forja se efectúa de manera similar sólo con la condición de que la finalización de la misma se realice a una temperatura mayor que en el caso anterior es decir a los 975°C aproximadamente con las mismas precauciones de enfriamiento.

En la estructura de colada que presentan los aceros rápidos incluyen grandes colonias de carburos que deben ser distribuidas en pequeñas colonias en toda la matriz durante el proceso de forjado, es decir lo que se busca con la forja es que se destruyan las segregaciones de carburos para tener una disposición más homogénea de los mismos al final del tratamiento térmico de recocido que es inmediatamente posterior al de la forja.

Es importante tomar en cuenta el tamaño del lingote inicial y de la reducción de la sección transversal del mismo (mínimo un 90% para considerarse aceptable) con el fin de romper los-

carburos aleados de gran tamaño.

Los lingotes de acero rápido se forjan para tenerlos en forma de palanquillas de un tamaño cada vez menor de sección y luego se laminan estas palanquillas para que la estructura de -- acero forjado se oriente y quede más fina para el final del - proceso de forjado y de laminación se obtengan barras perf-- les de acero rápido con una estructura uniforme para el trata- miento térmico de recocido posterior.

La gran reducción de la sección transversal de los lingotes - de los aceros de alta velocidad es necesaria para que en las- barras de acero rápido de 10 a 30 mm de diámetro, todos los - carburos aleados tanto en el centro como en la periferia sean siempre muy finos es decir que no existe una diferencia en ta- maño considerable entre estos dos puntos de la barra forjada- y laminada. (5)

En barras de mayor diámetro estas diferencias de tamaño de -- los carburos pueden ser determinantes en la aceptación del ma- terial para el recocido posterior porque en la parte superfi- cial se rompen más fácilmente los carburos grandes que en el- centro creando diferencias de concentración de carburos en -- los distintos puntos de la barra forjada provocando una micro- estructura no uniforme con diferencias en los niveles de dure- za para la misma barra forjada.

Normalmente todos los tipos de aceros de herramienta de alta-

velocidad presentan un intervalo de temperaturas en donde se puede efectuar el forjado que depende fundamentalmente del tamaño y forma del lingote de colada inicial.

El límite superior de temperatura de forjado debe ser utilizado para secciones de lingotes grandes y pesados, mientras que en el límite inferior de temperaturas para el forjado adecuado es utilizado cuando se trata de secciones de lingote pequeñas y livianas con reducciones más pequeñas.

El contenido de carbono y de elementos de aleación incrementa el tiempo de permanencia de forja.

3.2 PRECALENTAMIENTO NECESARIO PARA LOS ACEROS DE HERRAMIENTA DE ALTA VELOCIDAD.

Regularmente el valor de dureza requerido para un acero de herramienta es fundamentalmente alto. Esto es particularmente importante cuando se trata de aceros de alta velocidad. Para alcanzar la dureza necesaria en un acero rápido, se hace necesario el uso de altas temperaturas de austenización, por ejemplo, en el caso de los aceros rápidos al tungsteno que requieren temperaturas de endurecimiento de entre los 1260°C a 1300 °C. Estas altas temperaturas de austenización son requeridas para tener la adecuada disolución de los carburos aleados en la austenita y mediante un enfriamiento adecuado y la templeabilidad del acero de herramienta, lograr el nivel de dureza deseado en el temple y revenido posterior.

Estos dos aspectos mencionados, es decir la composición química de los aceros de herramienta y las altas temperaturas de austenización, son el fundamento o la razón de ser de la necesidad de efectuar uno o varios precalentamientos antes del tratamiento de endurecimiento. En virtud del alto contenido de aleantes, en algunos tipos de acero de herramienta la conductividad térmica es en general baja lo que reduce los gradientes de temperatura, bastante grandes sobre todo si la herramienta es de gran dimensión.

Estos gradientes de temperatura formados en una y otra parte de la pieza es el punto de origen de la formación de tensiones de tipo térmico que junto con las tensiones producidas durante el forjado, dá inicio a deformaciones, grietas y roturas en y después del tratamiento térmico, por lo cual el calor debe ser conducido en toda la pieza de tal forma que sea una transmisión homogénea (durante el calentamiento hasta la temperatura de austenización). Con ello se puede minimizar la creación de tensiones de origen térmico en la herramienta.

Para alcanzar la temperatura de austenización correcta en los aceros grado herramienta de alta velocidad es forzosamente necesario atravesar los puntos críticos en donde suceden las transformaciones de fase ocurriendo los cambios de volumen que producen tensiones cuando el calentamiento se efectúa a una velocidad moderada de tal forma que la diferencia de temperatura entre la periferia de la herramienta y el centro de la misma sea mínima, entonces el paso por los puntos críticos no es tan grave. Si se trata de una pieza de acero de herramienta de grandes dimensiones, entonces sí influye el paso por los puntos críticos (durante el calentamiento hasta la temperatura de austenización) por la formación por un lado de grandes gradientes de temperatura en toda la pieza de acero de herramienta en virtud de la baja conductividad térmica que tienen los aceros de alta aleación y por otro lado de los cambios de volumen involucrados en las transformaciones de fase.

Durante el calentamiento sin cambio de fase el acero de herramienta experimenta una dilatación que está en función de temperatura en aumento.

Cuando se calienta un acero rápido en estado de recocido y pasa por la temperatura crítica que indica un cambio de fase la ferrita se empieza a transformar en austenita. Mientras dura esa transformación el acero se contrae y cuando esta termina el acero sigue con el proceso a dilatación a temperaturas mayores.

Es por esto que la etapa de calentamiento deba de ser hecha lo más lentamente posible y para lograrlo es práctica común en los aceros de alta aleación efectuar uno o varios precalentamientos a temperaturas intermedias antes de alcanzar la temperatura final de endurecimiento o de austenización adecuada para el acero de herramienta. (Ver figura 3.1)

Hay que hacer notar que por tratarse de aceros de alta aleación las temperaturas críticas de los mismos tienden a ser más elevadas por la presencia de elementos de aleación tales como el molibdeno, tungsteno y vanadio lo que hace más difícil el control durante el calentamiento cuando el acero de herramienta pasa a través de los puntos críticos que indican transformación de fase durante la etapa de calentamiento.

El calentamiento debe ser efectuado con muchas precauciones y está en función del tamaño o de las dimensiones del acero -

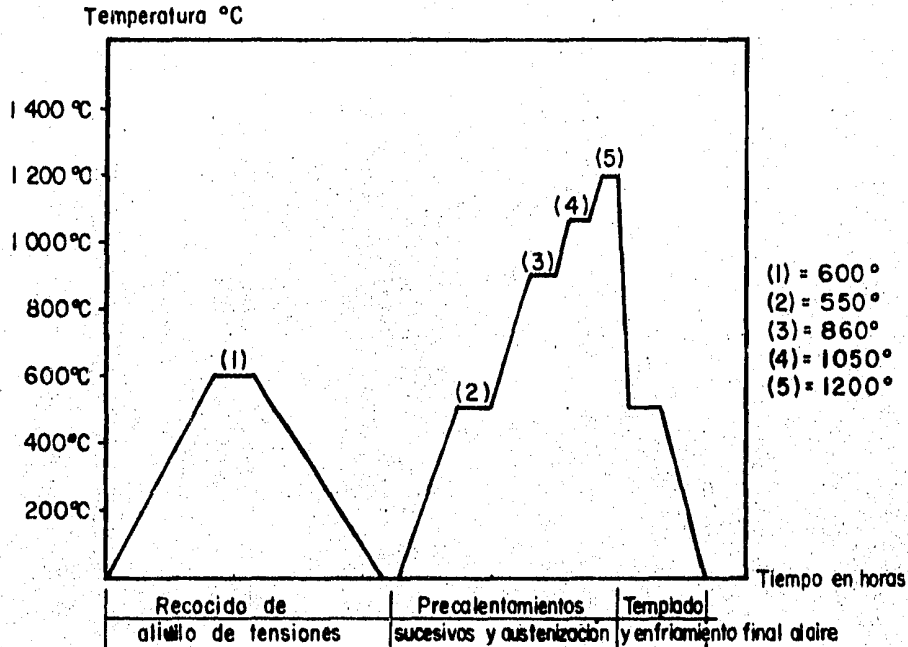


Diagrama de pre calentamientos multiples para aceros rapidos tipo M posterior al recocido de alivio de tensiones y anterior al estado de austenización parcial final.

La necesidad de pre calentamientos sucesivos tiene por objeto la homogeneización de la temperatura en toda la masa de acero y reducir el tiempo de permanencia a la temperatura de austenización (Disolución parcial de carburos aleados) evitando el engrosamiento del grado austenítico y la tendencia a la descarburización.

FIGURA 3.1

Es natural pensar que no todos los puntos dentro de la pieza del acero se calientan al mismo tiempo (por la transmisión de calor).

Cuando se introduce una pieza de acero en un horno para efectuar el calentamiento hasta la temperatura de austenización - la superficie de la misma alcanza rápidamente la temperatura del horno, mientras que en su centro apenas se comienza a sentir el calentamiento. Si se realiza el calentamiento directamente hasta la temperatura de austenización es determinante - el cruce con las temperaturas críticas específicas para el -- acero de herramienta de que se trate. (ver figura 3.2)

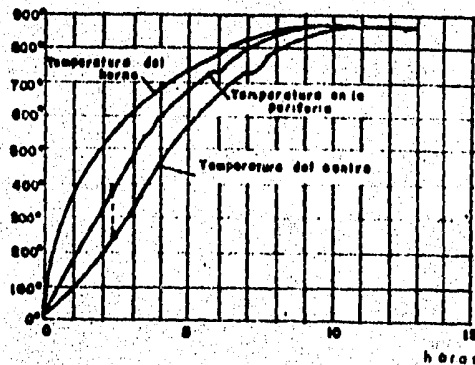


FIGURA 3.2

En los puntos críticos la superficie de la herramienta entra primeramente la etapa de contracción en virtud de la realización del cambio de fase (transformación de ferrita a austenita), mientras que en los puntos interiores de la pieza de acero se encuentran en un estado de dilatación por no alcanzar la temperatura de transformación.

Tomando como referencia el punto de la superficie del acero, todos los puntos interiores desde la superficie hacia el centro alcanzan sucesivamente la temperatura crítica por lo que a un determinado instante una parte de la pieza de acero de herramienta se encuentra en estado de contracción mientras -- que las otras partes están en estado de dilatación ya sea por no haber alcanzado la temperatura crítica de transformación de fase o por haberla rebasado. Mientras dura la transformación de fase no sucede un incremento de temperatura y solo -- cuando termina la transformación se eleva la temperatura.

Esto provoca que siempre la pieza de acero de herramienta este en un continuo estado de dilatación y de contracción durante el calentamiento, lo que propicia una fuerte creación de tensiones que originan deformaciones y roturas. Esta creación de tensiones se agudiza si el calentamiento se hace rápidamente, es decir que la pieza fría de acero se introduzca al horno a alta temperatura ya que el acero frío es poco plástico y se originan grietas. Esto es sumamente importante en -- los aceros de herramienta altos en carbono aleados. Los ace-

ros de herramienta de alta velocidad poseen una baja conductiuvidad térmica en relación a los aceros de herramienta al carbono y este hecho es importante cuando se trata de piezas de grandes dimensiones:

Toda la pieza de acero de herramienta debe de tener una elevaución de temperatura lenta durante su calentamiento para que - en todos los puntos dentro de la pieza tiendan a pasar por -- las temperaturas críticas de transformación de fase al mismo tiempo.

El calentamiento lento tiene la ventaja de eliminar casi to-- talmente los gradientes de temperatura que de otra forma causan un fuerte problema sobre todo si son piezas de gran espesor.

La forma más conveniente de efectuar el calentamiento lento - es mediante varios precalentamientos a temperaturas sucesiva-- mente más altas. Estos precalentamientos se regularizan a -- temperaturas intermedias antes de alcanzar la temperatura de austenización.

La ventaja del uso de varios precalentamientos en los aceros-- de herramienta radica en el hecho de ahorro de tiempo que se tiene a altas temperaturas de austenización y porque durante la etapa de calentamiento se va alcanzando el equilibrio tér-- mico, es decir que cuando el acero se calienta en forma lenta hasta una temperatura de precalentamiento, no sucede la formau

ción de gradientes o diferencias de temperaturas peligrosas y mediante un tiempo específico de permanencia, hay mas tiempo para que haya una transmisión de calor homogénea en todos los puntos de la pieza de acero de herramienta altamente aleado.

Si después de haberse efectuado un primer calentamiento, se sigue calentando hasta una temperatura superior (realización de un segundo precalentamiento), como ya se han eliminado casi totalmente los gradientes de temperatura en el primer calentamiento, se reducen en mucho las probabilidades de la creación de gradientes a altas temperaturas porque también en este caso el acero se le somete a un tiempo de permanencia que origina el equilibrio térmico (reducción de esfuerzos térmicos). (6).

Con este proceso de precalentamiento anteriormente efectuado el siguiente calentamiento es hasta alcanzar la temperatura de austenización o de endurecimiento del acero en la cual se reduce en mucho el tiempo de permanencia porque solo se necesita un tiempo suficiente para la disolución de la cantidad adecuada de carburos aleados a elevada temperatura.

Los aceros grado herramienta de alta velocidad se precalientan a temperaturas de alrededor de los 500°C para minimizar en lo posible la distorsión en el tratamiento térmico de endurecimiento.

Algunas veces los precalentamientos son efectuados en baños -

de sales fundidas neutras en los cuales por este medio se pueden alcanzar las temperaturas requeridas de precalentamiento- anteriores a la etapa de austenización (dependiendo de la composición química de las sales). Sin embargo los precalentamientos son más frecuentemente realizados en hornos de atmósfera controlada.

Es importante tener cuidado de que los precalentamientos sean realizados lo más lentamente posible en las temperaturas de máxima tendencia a la descarburización y de engrosamiento de grano (que hace que el acero pierda los requerimientos de tenacidad y ductilidad), de tal forma que en cada etapa sucesiva de calentamiento ocurra la homogeneización de temperatura en todos los puntos de la pieza de aceros de herramienta de tal suerte que se tengan las mejores condiciones para un rendimiento adecuado después de haberse efectuado el tratamiento térmico de endurecimiento.

Al reducir el tiempo de permanencia a la temperatura de austenización adecuada para los aceros rápidos, mediante el uso de precalentamientos a temperaturas sucesivas, se reduce la tendencia de la pérdida de carbono superficial en la superficie de la herramienta a alta temperatura (hay menor probabilidad de que suceda el proceso de descarburización).

La etapa de precalentamientos sucesivos debe tomarse en cuenta con mayor importancia porque en ella se genera el éxito o el fracaso del tratamiento térmico a seguir en los aceros de-

herramienta altamente aleados.

En los aceros grado herramienta de alta velocidad este hecho es de relevancia fundamental a tal grado de que es forzoso -- realizar varios precalentamientos escalonados (a temperaturas crecientes) antes de alcanzar el estado austenítico más conveniente (temperatura de austenización en función del tipo de acero rápido) para luego ser efectuado el templeado.

En los aceros rápidos es recomendable efectuar hasta tres precalentamientos sucesivos con la alternativa del uso de baños de sales fundidas neutras de la siguiente forma:

- Primer precalentamiento hasta 400°C en hornos de atmosfera.
- Segundo precalentamiento hasta 500°C en hornos de sales fundidas.
- Tercer precalentamiento hasta 850°C en hornos de sales fundidas. (De composición química conveniente)

De esta forma se tiene un equilibrio térmico (transmisión del calor homogénea a través de todos los puntos de la pieza) que es la condición o el estado adecuado por un tiempo mínimo de permanencia a temperatura de austenización alta con menos tendencia a favorecer la descarburización y por último tener una estructura de austenita homogénea y carburos aleados adecuada para ser templada inmediatamente y ajustar las propiedades requeridas en el acero de alta velocidad mediante revenidos sucesivos.

CAPITULO IV

4.1 TEMPERATURA Y EL TIEMPO DE AUSTENIZACION PARA LOS ACEROS- DE HERRAMIENTA DE ALTA VELOCIDAD.

Para establecer la temperatura de austenización de los aceros de herramienta de alta velocidad se debe de considerar el poder de disolución de los carburos aleados a elevada temperatura con el incremento en la misma. La temperatura de austenización y/o de endurecimiento está en función de la estabilidad y facilidad de disolución de los carburos aleados y a partir de esto último relacionar el tiempo necesario para efectuar la austenización con respecto a la estructura inicial de recocido.

Por otro lado, en todas las composiciones químicas de los aceros de alta velocidad están incluidos elementos alógenos tales como el cromo, molibdeno, tungsteno y vanadio. Estos elementos además de su gran agilidad como formadores de carburos tienen una influencia definitiva en los diagramas de fases sobre todo en las líneas críticas de transformación donde ocurren los cambios de fase tanto en el calentamiento como en el enfriamiento y también tienen injerencia en el desplazamiento de las líneas críticas de rapidéz de calentamiento y de enfriamiento.

La tendencia a la formación de carburos para los elementos alógenos es la siguiente: $Cr > W > Mo > V$. Los carburos formados son: VC, W_2C , MoC y Cr_7C_3 y los carburos dobles aleados llamados también carburos complejos en los cuales

interviene tanto el elemento alfégeno formador de carburos como el hierro. Como ejemplos de carburos complejos se tienen: carburos de hierro molibdeno ($Fe_4 Mo_2 C$ ó $Fe_4 W_2 C$).

Estos carburos al igual que el carburo de cromo $Cr_{23} C_6$ intervienen de manera definitiva en la estructura y en la determinación de las temperaturas de austenización y/o de endurecimiento para los distintos tipos de aceros de alta velocidad (H.S.S.).

Debido a la composición química de los aceros tipo H.S.S. en relación al contenido de carbono y de elementos de aleación, la temperatura de austenización en este tipo de aceros altamente aleados depende de la disolución parcial de los carburos aleados que a su vez depende del tamaño tipo y distribución de los mismos.

Tanto en el diagrama de fases para un acero rápido como en los diagramas de transformación isotérmica no especifican claramente los tipos de carburos que se encuentran presentes en los aceros de alta velocidad en estado recocido. Estos carburos son de tres clases a saber: un carburo muy rico en cromo del tipo $M_{23} C_6$, un carburo muy rico en tungsteno y molibdeno del tipo $M_6 C$ y por último un carburo de vanadio del tipo $M C$. La letra M que aparece en los diversos tipos de carburos corresponde al metal alfégeno en cuestión. (Ver tabla 4.1)

Estos carburos al ser constituidos por diferentes elementos -

CANTIDAD DE CARBUROS ALEADOS EN LOS ACEROS DE ALTA VELOCIDAD EN EL RECOCIDO
Y EN EL ESTADO DE AUSTENIZACION
% EN VOLUMEN DE CARBUROS ALEADOS

TIPO DE ACERO	TEMP. DE AUSTENI- ZACION. (°C)	M_6C		$M_{23}C_6$		M C		CANT. TOTAL RECOCIDO	CANT. TOTAL AUSTENI- ZACION.
		RECOCIDO	AUSTENI- ZACION.	RECOCIDO	AUSTENI- ZACION.	RECOCIDO	AUSTENI- ZACION.		
M1	1200	11.00	8.66	9.33	-	2.66	1.33	29.00	10.00
M2	1220	16.00	8.00	9.00	-	3.00	1.50	28.00	9.50
M4	1220	12.00	4.33	11.00	-	8.66	10.66	32.00	15.00
M10	1220	11.00	4.33	10.50	-	4.33	2.66	26.00	7.00
T1	1285	18.66	10.00	9.16	-	1.33	0.66	29.00	10.66
T2	1285	21.00	11.00	10.00	-	2.00	1.00	33.00	12.00
T4	1285	19.00	11.00	9.33	-	1.33	0.66	30.00	11.66
T15	1250	11.50	4.33	10.33	-	10.66	8.33	32.50	12.66

TABLA 4.1

no se disuelven a una misma temperatura lo que también implica que no se disuelven a una misma velocidad. Aún usando temperaturas muy altas de austenización quedan carburos que no son susceptibles a ser disueltos sobre todo aquellos carburos que son los más duros y más resistentes al desgaste como los correspondientes del tipo M_6C que son los carburos de molibdeno y tungsteno y los del tipo MC que son los carburos de vanadio. (Ver figura 4.2)

De hecho, la estructura de los aceros de alta velocidad en condición de recocido básicamente se compone de una dispersión homogénea de carburos aleados de los tipos mencionados anteriormente ubicados en una matriz ferrítica. La disposición de estos carburos aleados toma un importante papel dentro de la ejecución de los tratamientos térmicos posteriores como el templeado y revenido de los aceros de herramienta de alta velocidad.

Los diferentes carburos que están presentes en los aceros de alta velocidad se disuelven en la fase austenítica a diferentes temperaturas.

A temperaturas ligeramente superiores a los $1050^{\circ}C$ eventualmente llegan a disolverse todos los carburos del tipo $M_{23}C_6$ que en este caso se trata de carburos de cromo. Esta disolución primaria completa de los carburos de cromo constituye el origen del enriquecimiento de carbono dentro de la fase austenítica y de la transformación posterior al constituyente mar-

tensítico de gran dureza después de haberse efectuado el templado.

Los carburos dobles de tungsteno y de molibdeno (tipo M_6C) - también llegan a disolverse en alguna medida a temperaturas de austenización en donde los carburos de cromo se disuelven en forma total, llegando a un porcentaje mínimo de carburos dobles a las temperaturas normales de austenización para los aceros rápidos tipo M y tipo T.

Por último los carburos del tipo MC constituidos básicamente por el vanadio se presentan normalmente en menores cantidades con respecto a los demás tipos de carburos aleados en el estado posterior al forjado y recocido antes de alcanzar la temperatura normal de austenización.

Sin embargo los carburos de vanadio se disuelven de manera limitada, es decir que permanece en la fase austenítica como tales en un gran intervalo de temperatura de austenización altas.

Estos carburos de vanadio sin disolverse son los responsables de la resistencia al desgaste después del proceso de templado en los aceros de alta velocidad en virtud de su alto nivel de dureza.

Cada elemento alfégeno formador de carburos tiene una diferencia en comportamiento en relación a la cantidad que puede ser

disuelta en la fase austenítica y de la proporción en forma de carburos en función de la temperatura de austenización.

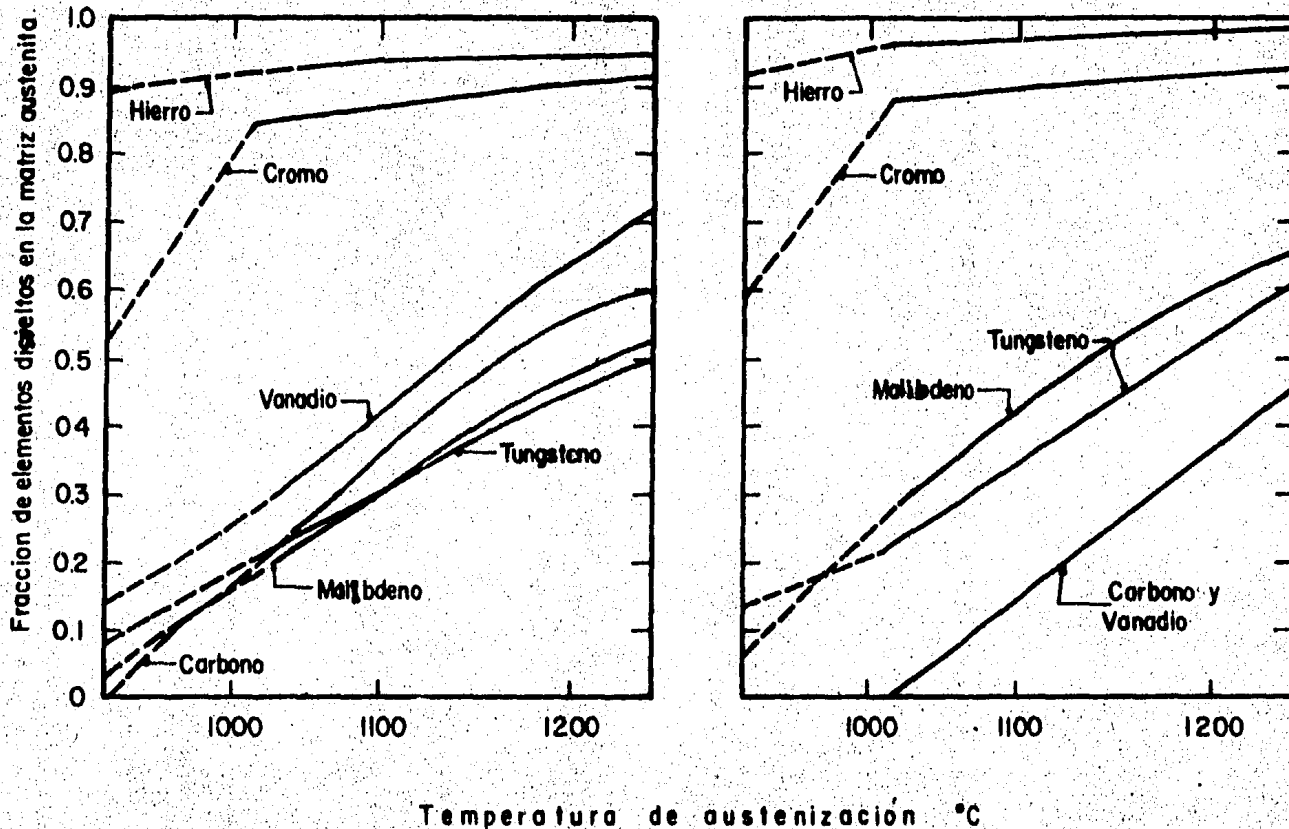
Se puede establecer que el comportamiento es de tipo lineal en el aumento de la fracción de elemento disuelto en la fase austenítica en función de la temperatura creciente de austenización.

Este comportamiento puede visualizarse claramente en los diagramas que representan la fracción del elemento alfégeno en función de la temperatura de austenización para dos tipos de aceros rápidos al molibdeno M4 y M1. (Ver figura 4.3)

En los dos diagramas puede verse que los elementos aleantes formadores de carburos tienen comportamientos similares en ambos tipos de aceros.

El hierro es el elemento formador de carburos que tiene una gran susceptibilidad de ser disuelto en la matriz austenítica. Desde que el acero rápido se encuentra en el estado de recocido cerca de un 90% de todo el hierro se encuentra formando parte de la matriz austenítica y con el aumento de la temperatura de austenización el hierro restante se va disolviendo.

En el caso del cromo muestra un comportamiento lineal de alta pendiente desde el estado de recocido hasta temperaturas relativamente elevadas de austenización. Este comportamiento de alta pendiente significa una rapidéz mayor de disolución que presentan los carburos de cromo ya que este tipo de carburos-



- Repartición de elementos entre la matriz austenítica y carburos para el acero rápido M1.
 Repartición de elementos aleantes entre la matriz austenítica y carburos para el acero rápido M4.
 La mayoría de los carburos de cromo son disueltos a los 1040°C mientras que los carburos de molibdeno, tungsteno y vanadio se disuelven en la austenita en una forma mucho muy lenta. FIGURA 4.3

son los que tienden a disolverse primeramente a temperaturas relativamente elevadas de austenización.

Los carburos de tungsteno y molibdeno tienen una tendencia -- más baja en disolverse la matriz austenítica con el aumento - de la temperatura de endurecimiento en ambos tipos de aceros.

En el caso particular del vanadio presenta una diferencia importante. En el acero rápido M1 se presenta una menor cantidad de vanadio con relación al acero rápido M4. El vanadio - en el acero rápido M1 muestra una tendencia a disolverse en - la fase austenítica en una forma más rápida desde el estado - de recocido. Con cantidades elevadas de vanadio (del 3 al 5% dentro de la composición química de los aceros de herramienta de alta velocidad) el carburo de vanadio tiene menos tenden-- cia a formar parte de la austenita a una temperatura determi-- nada de austenización. Generalmente en el estado de recocido de los aceros H.S.S. la mayor parte del vanadio se encuentra formando carburos. El contenido remanente de vanadio a altas temperaturas de austenización es considerado favorable porque se mejora la calidad de estos aceros en lo que a resistencia al desgaste se refiere y por otro lado como afinador del tama-- ño de grano austenítico es decir que no permite su crecimiento evitando de esa forma un crecimiento desmesurado en el tamaño de grano con la alta temperatura necesaria de austeniza-- ción que de otra forma es considerada para los aceros de -- herramienta al carbono simples y de baja aleación como una -- temperatura en donde ocurre un sobrecalentamiento peligroso -

para el templado de los aceros de herramienta común y corrientes. El tamaño de grano fino mejora la tenacidad de los aceros H.S.S.

En el acero rápido M4 por su mayor cantidad de carbono presenta una despreciable cantidad que se encuentra disuelta en la fase austenítica a temperaturas incipientes de austenización hasta los 1050°C. A partir de este punto se incrementa la -- fracción de carbono disuelta en la matriz austenítica pero -- siempre en menor cantidad que en el caso del acero rápido M1.

El acero rápido M4 tiene mucho mayor contenido de vanadio, -- del 4% en comparación del acero rápido M1 el cual contiene 1%. El vanadio es un fuerte formador de carburos del tipo MC que es difícil de ser disuelto a temperaturas bajas y medias de -- austenización. El mayor contenido de vanadio retiene mayor -- cantidad de carbono desde el estado de recocido que es muy es table. Es por esta razón por la cual el vanadio y carbono -- apenas empiezan a ser disueltos en la fase austenítica.

Todos los carburos fuertemente aleados que se presentan en el estado de recocido en los aceros H.S.S. son del tipo f.c.c. -- es decir de estructura cúbica centrada en las caras.

El calentamiento desde el estado de recocido de los aceros de alta velocidad se lleva a cabo por etapas en base a precalentamientos lentos a temperaturas crecientes definidas para evi tar la distorsión dentro de las piezas de acero rápido con la

correspondiente disolución escalonada de los carburos aleados hasta alcanzar la temperatura adecuada de austenización con un tiempo mínimo de permanencia a dicha temperatura con objeto de minimizar o impedir el crecimiento excesivo del tamaño de grano austenítico así como también evitar los peligros de un inicio del proceso de descarburización nocivo sobre todo en los aceros rápidos al molibdeno al igual también de una fusión incipiente.

4.2 TAMAÑO DE GRANO EN LOS ACEROS H.S.S. EN RELACION CON LAS CONDICIONES DE AUSTENIZACION.

El tamaño de grano austenítico es el más importante factor de caracterización de la microestructura de los aceros de alta velocidad. Es importante por el hecho de que se relaciona con las propiedades finales requeridas durante el servicio de las herramientas constituidas por éstos aceros de alta aleación en diferentes condiciones de corte.

La tenacidad y el mejoramiento en la ejecución de operaciones de corte intermitente son la responsabilidad de un adecuado control del crecimiento del tamaño de grano dentro del tratamiento térmico de endurecimiento de los aceros rápidos.

El comportamiento del crecimiento del tamaño de grano esta gobernado por los siguientes factores:

- por el tamaño de los carburos aleados primarios.
- por el tipo de tratamiento térmico recocado aplicado

a los aceros rápidos al tratamiento de endurecimiento que involucra la presencia de carburos aleados secundarios. (7).

Estos dos factores tienen relevancia en el mejoramiento en la ejecución durante el servicio de los aceros de herramienta de alta velocidad cuyo refinamiento en el tamaño de grano austenítico es primordial en condiciones de corte intermitente donde la tenacidad es importante para soportar repetidas cargas de impacto y de resistencia al desgaste.

4.3 TAMAÑO DE LOS CARBUROS PRIMARIOS

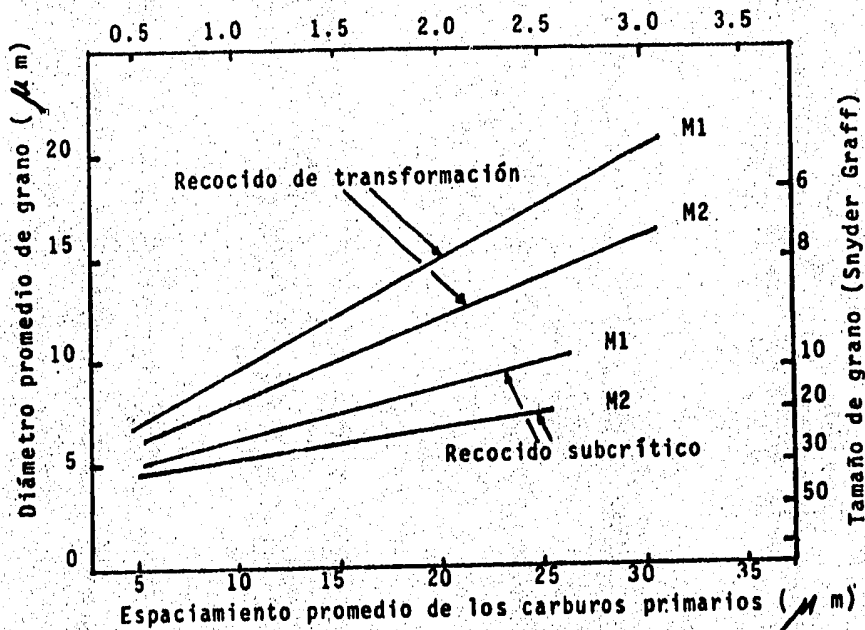
Existe un apreciable volumen de carburos que siempre se encuentran presentes en la microestructura de los aceros de alta velocidad. Muchos de ellos permanecen sin disolverse aún a las altas temperaturas de austenización que son requeridas para los aceros rápidos. Los carburos del tipo M_6C y del tipo M_2C . Son los que son más estables a altas temperaturas. Estos carburos aleados se forman durante el proceso de solidificación y de enfriamiento inicial del acero.

Dependiendo de la composición química del acero es la cantidad y proporción de estos carburos.

Si se pretende realizar algún tratamiento térmico que involucre la formación de austenita ocurre, durante la etapa de calentamiento el crecimiento de estos carburos primarios. A me

didada de que aumenta el tiempo de permanencia dentro de la región donde sea posible la formación de austenita, dentro del diagrama de fases del acero correspondiente, se ocasiona un engrosamiento del tamaño de los carburos. Esto último es importante de considerarlo porque tiene relevancia mayor a altas temperaturas de austenización.

Se ha observado una relación bien definida entre el tamaño de grano austenítico con el tamaño de los carburos primarios a las temperaturas normales de austenización elevadas. Fig 4.4



Efecto del tamaño de los carburos primarios y del tipo de tratamiento térmico de recocido sobre el tamaño de grano austenítico en aceros H.S.S., Tipos M1 y M2 con una temperatura de austenización de 1204°C . Figura 4.4

En esta gráfica, se muestra en los aceros rápidos tipo M-1 y M-2, un incremento en el tamaño de grano con el aumento en el tamaño de los carburos primarios.(8)

La estimación de la temperatura de endurecimiento o de austenización y del tiempo de permanencia a la misma, estriba en el hecho de lograr que el acero tenga una apariencia de tamaño de grano fino en el estado austenítico minimizando el tamaño de los carburos aleados primarios remanentes a altas temperaturas así como una distribución uniforme de los mismos.

La adecuada estimación de la temperatura y del tiempo de austenización obliga a la obtención de un alto valor de dureza y de un aumento en la tenacidad con un valor constante de dureza -- que solo es posible en aceros de alta velocidad de tamaño de grano fino.

4.4 RECOCIDOS EN LOS ACEROS RAPIDOS Y SU EFECTO EN EL TAMAÑO DE GRANO.

El objetivo primordial del recocido dentro del esquema general de los tratamientos térmicos para los aceros de alta velocidad es precisamente la de producir un refinamiento en el tamaño de grano antes de la etapa de endurecimiento.

Se establecen dos tipos de recocidos diferentes susceptibles de ser aplicados en los aceros rápidos con el fin de establecer comparaciones en relación con el tamaño de grano y de las pro-

piedades en los aceros.

Estos recocidos son:

- Recocido de transformación.
- Recocido subcrítico.

El recocido de transformación es aplicado después de la forja y significa un recalentamiento del acero que ha sido trabajado en caliente a temperaturas mayores que la temperatura crítica inferior por ejemplo a los 870°C, con un tiempo de permanencia con el fin de lograr la igualación de la temperatura en todos los puntos de la pieza para que posteriormente sea enfriada a una temperatura subcrítica, por ejemplo a los 760°C con un tiempo de permanencia de 6 horas, seguido de un enfriamiento al aire hasta temperatura ambiente. Este recocido involucra la formación de austenita y una disolución parcial de los carburos aleados. La austenita es transformada en agregados de carburos de apariencia gruesa en ferrita.

Mientras tanto el recocido subcrítico, similar al tratamiento de revenido, no involucra la formación de austenita en los aceros rápidos y consiste en un calentamiento del acero trabajado en caliente (el cual durante el enfriamiento contiene martensita) a temperaturas subcríticas con un tiempo de permanencia de 16 horas y un enfriamiento lento posterior al aire. Este tratamiento lleva inherentemente la transformación de la martensita a elevadas temperaturas justo por debajo de la temperatura crítica inferior del acero y produce un agregado fino de carburos.

ros aleados en una matriz ferrítica.

En general la dureza del acero rápido obtenida por este último recocido es en promedio de 4 puntos más arriba en la escala -- Rockwell B en comparación con la dureza producto de un recocido de transformación.

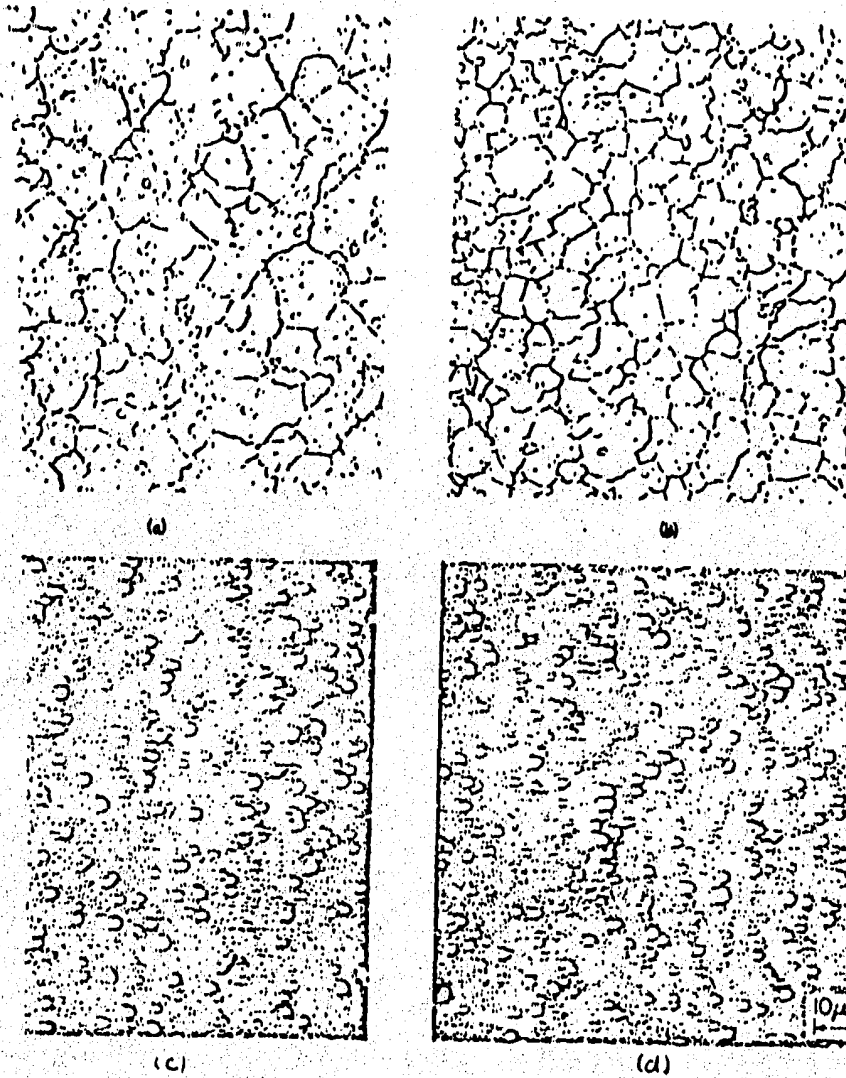
4.5. RELACION DEL TRATAMIENTO DE RECOCIDO SOBRE EL TAMAÑO DE GRANO.

A un tamaño de carburo definido, las piezas de acero que son sometidas a un recocido subcrítico muestran un tamaño de grano más pequeño o sea, más fino en comparación con el acero rápido que sea tratado mediante un recocido de transformación. Estas microestructuras son producto de recocido y austenización y -- posterior templado en aceite para un acero rápido tipo M-1. (Ver figura 4.5).

Los tamaños de grano ultrafinos ($< 8 \mu\text{m}$ de diámetro) son solo obtenidos en aceros que son tratados por recocidos subcríticos.

Las grandes diferencias obtenidas en los tamaños de grano austenítico entre estos dos tipos de recocido se explican por la presencia de carburos aleados secundarios.

Dentro de los carburos secundarios se incluye a aquellos carburos que se precipitan en la región austenítica y los de --



Microestructuras típicas para un acero rápido tipo-

MI de 0.83% de C cuyo ciclo térmico es:

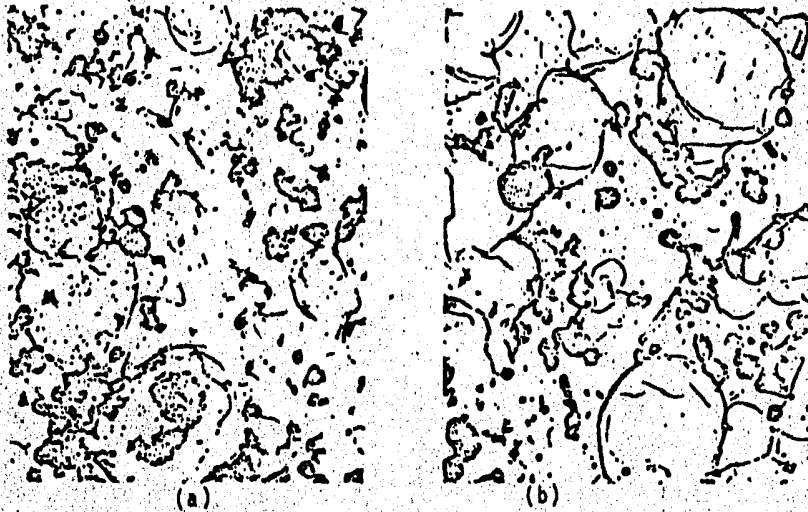
- a) Recocido de transformación austenizado por 2 min. templado en aceite
- b) Recocido subcrítico a elevada temperatura, austenizado -- por 2 min. templado en aceite.
- c) Recocido de transformación, completamente endurecido
- d) Recocido subcrítico a elevada temperatura, completamente endurecido.

FIGURA 4.5

la transformación de la austenita en el límite superior del intervalo de transformación. Esto sucede dentro del recocido de transformación de los aceros rápidos.

En el recocido subcrítico (Temper-Annealing) los carburos secundarios precipitan durante el "revenido" de la martensita--producida durante el trabajado en caliente inicial antes de efectuarse el recocido.

Es un hecho que los carburos aleados secundarios, por los diferentes tipos de recocido tienen diferentes tamaños y de morfología o apariencia diferentes.



Carburos secundarios de tipo MC en el acero rápido-tipo M 2 con 0.97% C.

- a) Recocido Subcrítico a elevada temperatura
- b) Recocido de transformación

Los carburos del tipo M C, dentro del recocido subcrítico son más pequeños y en mayor cantidad (carburos secundarios). Los carburos secundarios del tipo M C producto de la condición de recocido de transformación son de mayor tamaño con morfología esferoidal y angular. (Ver figura 4.6)

Dentro de la estructura de recocido subcrítico (Temper-Annealing) se presenta mayor número de interfases de carburo y ferrita debido al tamaño más pequeño de los carburos aleados secundarios. Estas interfases son sitios en donde sucede con más efectividad la formación de la fase austenítica. Durante el calentamiento dentro de la región donde aparece la austenita como fase estable en el tratamiento térmico de endurecimiento de los aceros rápidos, los que están en condición de recocido subcrítico presentan una mayor velocidad de nucleación de la austenita, es decir que mayor cantidad de granos de austenita son formados y consecuentemente el tamaño de grano es menor.

En los aceros rápidos que son sometidos al recocido de transformación, la formación de la austenita durante el tratamiento de endurecimiento, comienza preferentemente en las fronteras de grano de austenita formadas durante el recocido de transformación y en donde los carburos de apariencia gruesa son precipitados y crecen dentro de la ejecución de tratamiento térmico de recocido de transformación.

Con tiempos muy cortos de permanencia (5 segundos) en la condición de austenizado durante el endurecimiento del acero rápido M1 se observa la formación de austenita en las fronteras de grano de la austenita formada en el recocido, por tratarse este último de un recocido de transformación. (Ver figura 4.7)

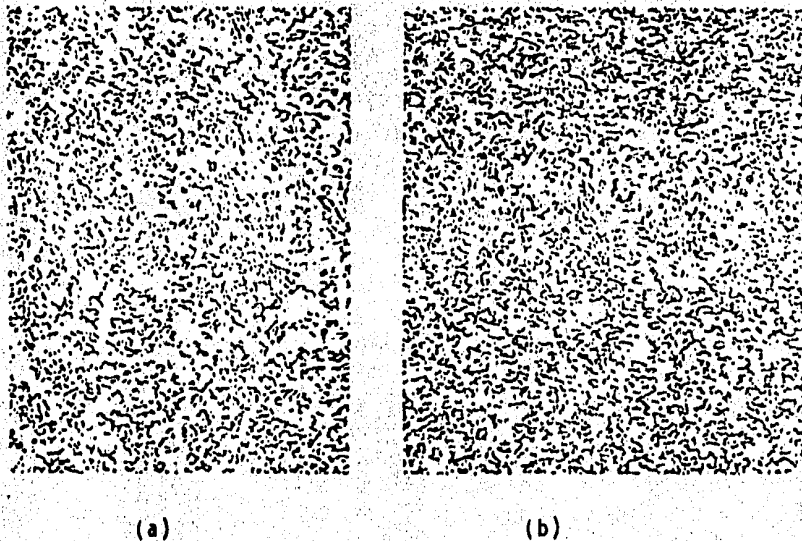


FIGURA 4.7

Microestructuras típicas para un acero rápido M1 -
Con 0.83% de C, cuyo ciclo térmico es:

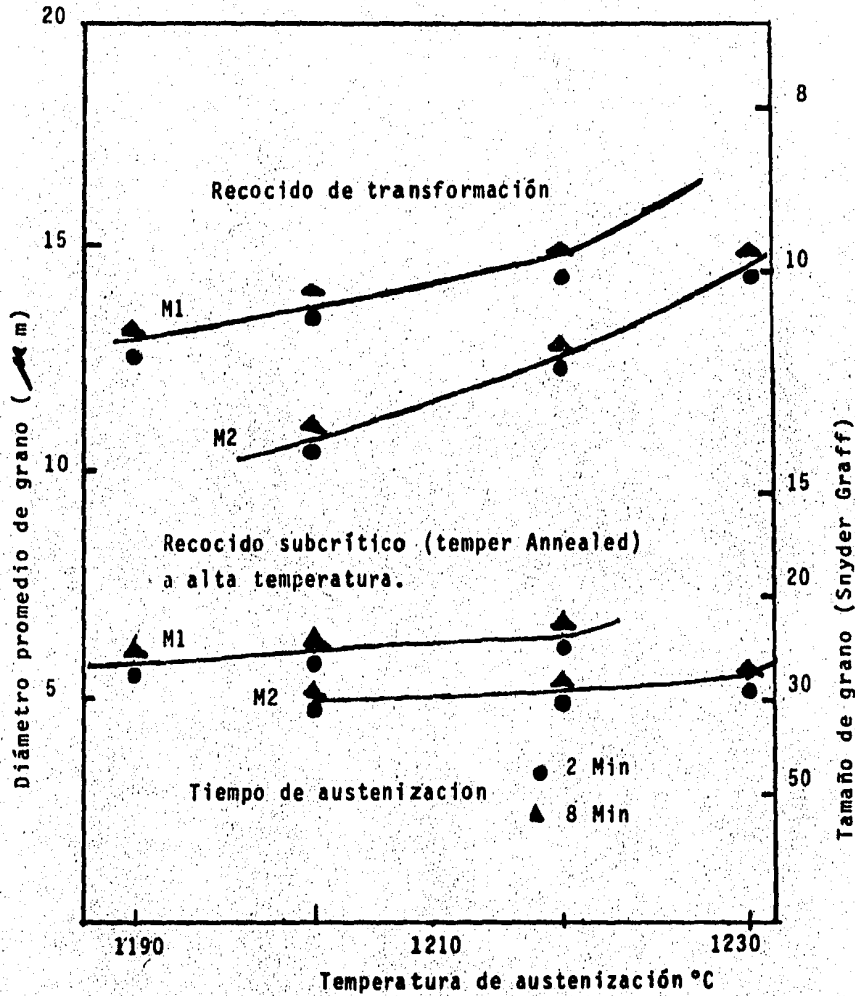
- a) Recocido de transformación, austenizado por 5 seg., templado en aceite.
- b) Recocido Subcrítico a elevada temperatura, austenizado por 5. seg., templado en aceite. (9)

- Cuando se austeniza también por 5 segundos un acero en condición de recocido subcrítico indica que los carburos que son precipitados integralmente. Son sitios de nucleación efectiva de la austenita con una alta velocidad de nucleación de la misma que es característica de los aceros rápidos que son sometidos a un recocido subcrítico anterior al endurecimiento.

4.6 EFECTO DE LA TEMPERATURA Y TIEMPO DE AUSTENIZACION SOBRE EL TAMAÑO DE GRANO AUSTENITICO.

Se guarda una estrecha relación entre la temperatura y tiempo de austenización con el tipo de recocido efectuado justo anteriormente al tratamiento térmico de endurecimiento en los aceros de herramienta de alta velocidad. Los tipos de aceros sujetos a este análisis son al molibdeno M1 y M2.

En la fig. 4.8 es clara la ventaja que presenta el uso del recocido subcrítico en los aceros rápidos ya que a las elevadas temperaturas de austenización necesarias para estos aceros de alta aleación el tamaño de grano austenítico es menor en comparación cuando se austeniza una pieza de acero rápido mediante el recocido de transformación. Por otra parte, el tiempo de permanencia a las temperaturas de austenización elevadas no tienen injerencia prácticamente en el crecimiento ulterior del tamaño de grano (de 2 a 8 minutos).



Efecto de la temperatura y del tiempo de austenización sobre el tamaño de grano de los aceros rápidos tipo M1 y M2, en las dos condiciones diferentes de recocido anterior al austenizado. (10).

FIGURA 4.8

4.7 EFECTO DE RECOCIDOS MÚLTIPLES EN EL TAMAÑO DE GRANO AUSTENÍTICO

Se ha investigado este aspecto en un acero rápido al molibdu-

no tipo M-2 con una condición de recocido subcrítico. Un subsecuente proceso térmico de recocido subcrítico múltiple y endurecimiento hasta por 4 veces no muestran ningún engrosamiento del tamaño de grano inicial, es decir, que la forma y tamaño de grano que se obtiene como producto del primer recocido se mantiene.

Sin embargo, cuando es aplicado, dentro de este proceso térmico múltiple, una etapa de recocido de transformación existe un marcado engrosamiento del tamaño de grano que en este caso se eleva a 9.5 μm de diámetro en comparación al valor de 5.5 μm y que se mantiene mediante el proceso anterior.

Esto lleva a la conclusión de que existe el fenómeno irreversible del crecimiento de los carburos aleados primarios que es producto del recocido que involucra transformación de fase a austenita. Si se utiliza un recocido de transformación ocurre inevitablemente un crecimiento de los carburos primarios y que también es manifiesto, sin reservas, en las etapas posteriores del proceso térmico, es decir en el endurecimiento de estos aceros de alta aleación.

Como conclusión a estos puntos referentes al tamaño de grano austenítico se señala lo siguiente:

- El tamaño de los carburos aleados primarios y el tamaño de grano austenítico se relacionan en forma directa. A mayor tamaño de carburos, mayor tamaño de grano.

- El tipo de tratamiento térmico de recocido aplicado anteriormente al endurecimiento de los aceros grado herramienta de alta velocidad tiene una gran influencia en el tamaño de grano austenítico durante la etapa de endurecimiento de los mismos.
- El recocido subcrítico es más ventajoso en las características de refinamiento del tamaño de grano en los aceros de alta velocidad.
- Las temperaturas de austenización para los dos tipos de aceros rápidos al molibdeno tratados térmicamente fluctúan entre los 1200°C y los 1230°C. La mejor condición de recocido para estos aceros es la de recocido subcrítico con lo cual se obtiene un mayor tamaño de grano no importando tanto el tiempo de permanencia a altas temperaturas de revenido a no ser de la susceptibilidad del defecto de la descarbonización superficial, en especial a los aceros rápidos al molibdeno, por tiempos largos de permanencia.

4.8 EFECTO DEL TAMAÑO DE GRANO AUSTENITICO SOBRE EL FUNCIONAMIENTO DE LAS HERRAMIENTAS DE ALTA VELOCIDAD

La mayoría de las operaciones de maquinado son de tipo intermitente de naturaleza.

En estas operaciones, el filo de corte de la herramienta constituido de acero rápido experimenta una serie de actividades en forma alternativa mediante el siguiente ciclo de servicio.

- Operación de corte
- Interrupción de la operación de corte
- Reanudación de la operación de corte

Bajo estas condiciones el filo de la herramienta esta sujeto a cargos de impacto que depende de:

- la vibración
- del tamaño de la viruta, o astilla
- de la velocidad de corte
- de la geometría de la herramienta
- de la dureza del material que es mecanizado mediante la herramienta

Es un hecho que el acero rápido sometido a condiciones de corte de tipo intermitente deba de poseer las siguientes características:

- Tenacidad para soportar las repetidas cargas de impacto en el filo de corte cuando se pone en contacto con el material a mecanizar.

- Resistencia al desgaste necesario mientras se encuentre la herramienta cortando al material. Esto último involucra un nivel de dureza incrementando así como también en el contenido de carburos.
- Mantener su dureza a altas temperaturas

La segunda condición está en contra partida con la primera, - por lo que es necesario lograr un compromiso entre la tenacidad, que se refiere a ductibilidad y dureza, con la resistencia al continuo desgaste en la selección o desarrollo del acero rápido para herramienta de corte en condiciones intermitentes.

En éste último interviene en forma relevante el tratamiento - térmico de endurecimiento que lleva inherente, en su control de las variables, el adecuado tamaño de grano austenítico anterior al templado.

Los aceros rápidos más representativos son analizados a este respecto, es decir los aceros al molibdeno tipo M1 y M2.

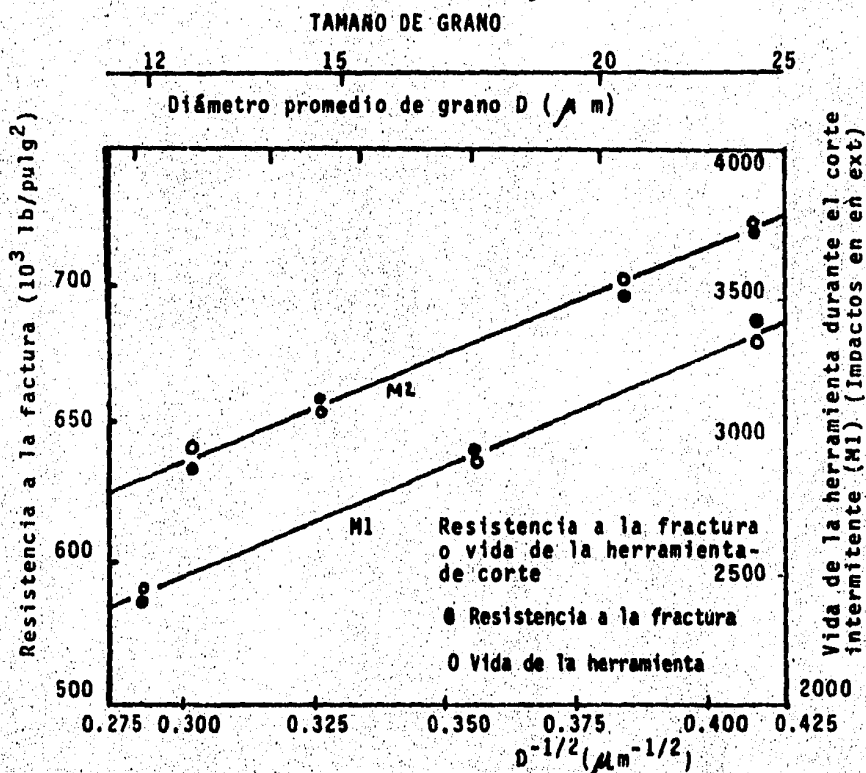
A estos aceros se les somete a la prueba muy sensible en relación a la medición de la tenacidad de los aceros grado herramienta de alta velocidad.

A continuación se señalan las condiciones de ejecución de la herramienta de corte para dos tipos de aceros rápidos, M1 y M2 con .85% de C.

Dureza = 65 HRC

Velocidad de corte: 50 Ft/min para el acero M1

De acuerdo a los resultados expuestos y gráficas muestran que tanto la vida de la herramienta para corte intermitente como la resistencia a la fractura se incrementa proporcionalmente con el refinamiento en el tamaño de grano.



Efecto del tamaño de grano austenítico en la resistencia a la fractura en la aplicación de los aceros rápidos - tipo M1 y M2 en condiciones de corte intermitente.

Ambas propiedades están en función con la raíz cuadrada negativa del tamaño de grano. Mediante una adecuada selección de

la escala en el eje de las ordenadas, tanto la resistencia a la fractura en función de $D^{-1/2}$ como la vida útil de la herramienta en función de $D^{-1/2}$ se hacen coincidir con el fin de la construcción de las gráficas anteriores de resistencia a la fractura en función al diámetro del tamaño de grano.

Por otro lado la relación de la resistencia a la fractura y la vida de la herramienta de corte con $D^{-1/2}$ tiene su explicación en el efecto Hall-Petch de la dislocación del espacioamiento de las redes durante la deformación. Esta dislocación es controlada por el tamaño de las plaquetas de martensita -- que a su vez son limitadas por el tamaño de grano austenítico.

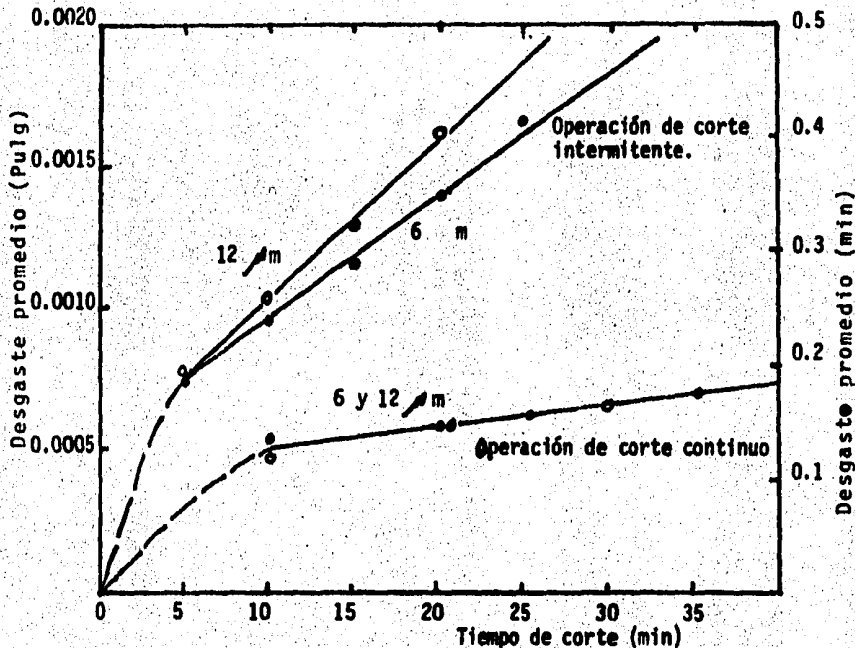
Se establece lo siguiente:

- La resistencia a la fractura suministra una medida de la vida de la herramienta constituida de acero rápido en condiciones de corte intermitente.
- El refinamiento del tamaño de grano austenítico es un efecto medio para lograr un desarrollo mayor en la ejecución de la herramienta de corte intermitente

En las pruebas de resistencia a la fractura no se observa una deformación plástica anterior a la fractura. Por lo tanto estas pruebas son consideradas como una medida del esfuerzo de iniciación de fractura.

4.9 EFECTO DEL REFINAMIENTO DE GRANO EN DIFERENTES CONDICIONES DE CORTE.

En un acero rápido al molibdeno tipo M1 se muestran los siguientes resultados: Figura 4.9



Efecto del tamaño de grano austenítico (6 y 12 μm) con condiciones de corte intermitente y continuo.
Material acero rápido M1 (11)

FIGURA 4.9

La velocidad de desgaste en el acero rápido tipo M1 con un tamaño de grano fino (6 μm) es apreciablemente menor en relación al acero rápido tipo M2 de grano más grueso (12 μm). En esta gráfica, la velocidad de desgaste es indicada por medio de pendientes de las curvas de desgaste en función al tiempo.

En condiciones de corte intermitente las velocidades de desgaste son del orden de 0.0004 a 0.0006 pulgadas/min., sin embargo, en condiciones de corte continuo, las velocidades de desgaste son menores en comparación con las condiciones de corte intermitente (0.0001 pulgada por minuto) sin ningún efecto del tamaño de grano austenítico.

Estos resultados llevan a la conclusión de que el refinamiento en el tamaño de grano austenítico anterior, al tratamiento de endurecimiento permite un mejoramiento en la ejecución del servicio del acero rápido M1 en condiciones de corte intermitente, mientras que en condiciones de corte continuo, ya sea con el tamaño grueso o fino no existe deterioro pronunciado en la herramienta constituida de acero rápido tipo M1.

Durante el corte continuo, el filo de corte de la herramienta está sujeto a una constante carga de compresión. El deterioro del filo cortante es debido esencialmente a un desgaste continuo. La velocidad de desgaste en una herramienta de corte constituido por acero rápido está en función de su dureza y del contenido de carburos. Ambos factores son producto del tratamiento térmico de endurecimiento.

De la figura anterior, durante las condiciones de corte intermitente, el desgaste de la herramienta es acelerado y es aumentado aún más por el tamaño de grano austenítico que posee el acero de alta velocidad en el momento antes de ser sometido a templado.

El mecanismo del deterioro de la herramienta constituida de acero rápido bajo condiciones de corte intermitente es establecido de la siguiente forma:

Debido al continuo desgaste de cargas de impacto repetidas sobre el filo cortante de la herramienta, ocasiona una concentración de esfuerzos que da inicio a un microagrietamiento dentro del grano o a lo largo de su frontera. Una porción del grano es separado de la herramienta. Si es pequeño el tamaño de grano, es menor al volumen que es desalojado. Con relación a la resistencia a la fractura, a medida de que sea más pequeño el tamaño de grano, mayor es el esfuerzo requerido para el inicio de la fractura por lo tanto es menor la probabilidad de que la fractura pueda ocurrir.

La refinación del tamaño de grano austenítico en condiciones de intermitencia en el corte ocasiona un realce en la resistencia a la fractura y un volumen reducido de pérdida de material durante el corte provocando un mejoramiento en la capacidad de la herramienta de corte en condiciones de corte intermitente.

A continuación se presentan algunas microestructuras de los aceros M-2 y T-1 variando la temperatura y el tiempo para clarificar los puntos anteriores. (Ver figuras 4.10.1, 4.10.2)

4.10 MICROESTRUCTURAS DE UN ACERO H.S.S. M2 AUSTENIZADO Y
 TEMPLADO EN UN BAÑO DE SALES FUNDIDAS CON DOBLE REVE
 NIDO FINAL

1. Muestras austenizadas por 3 minutos a diferentes tempera-
 turas indicadas. (12).

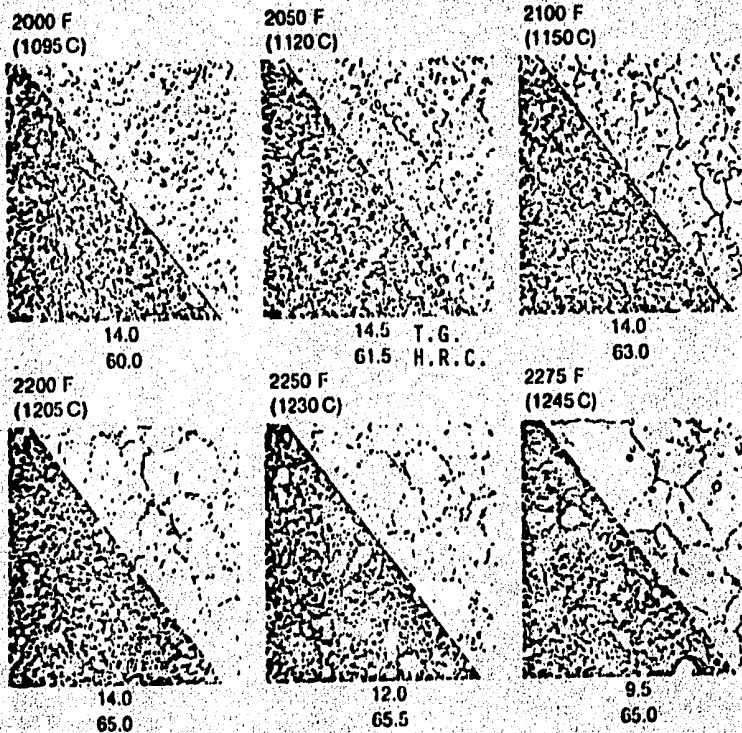


FIGURA 4.10.1

Observaciones. Manteniendo constante el tiempo de permanen--

cia variando la temperatura, se revela que un subcalentamiento se relaciona con una microestructura de grano fino, es decir cuando es austenizado a 1090°C. La dureza es relativamente baja y es del orden de 60 HRC. A mayores temperaturas de austenización, un sobrecalentamiento comienza a ser evidente a los 1230°C y muy pronunciado a los 1250°C. Al mismo tiempo el tamaño de grano medido por el método de Snyder-Graff se ha engrosado de un valor de 12.0 a 9.5 respectivamente. Los niveles de dureza han aumentado en relación al caso anterior y son del orden de 65.50 HRC a 66.5 HRC. La temperatura del baño de sales para austenización del acero rápido M2 (0.85% C) es de 1220°C.

De hecho, la mayoría de los aceros rápidos al molibdeno son austenizados y/o endurecidos normalmente desde los 1200°C. Sin embargo cuando la tenacidad debe de ser favorecida a expensas de un sacrificio en la dureza y en la resistencia al desgaste, el acero rápido M-2 se austeniza a temperaturas menores.

2. Muestras austenizadas a 1205°C con diferentes tiempos de permanencia. (13).

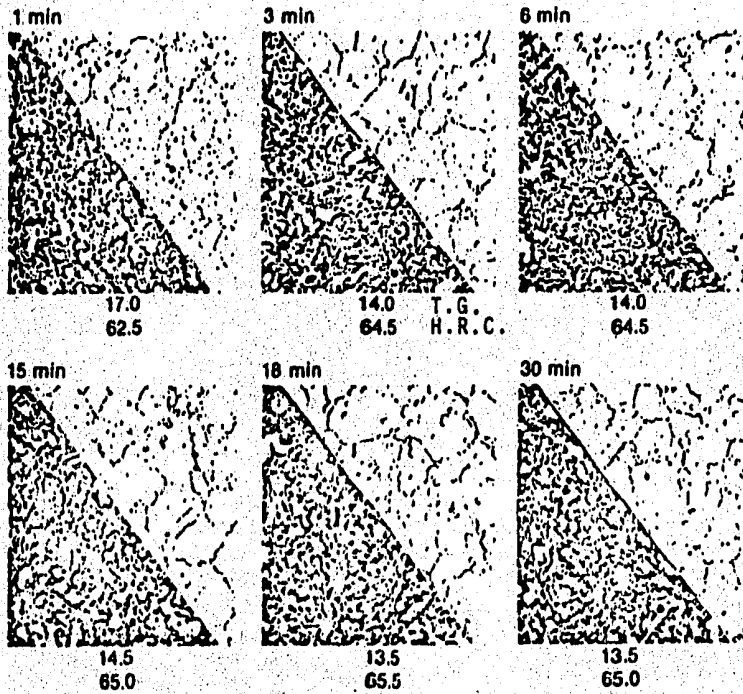


FIGURA 4.10.2

Observaciones. Las muestras de acero rápido M2 autenizado a 1200°C como temperatura de endurecimiento constante y a diferentes tiempos de permanencia muestran una menor variación -- tanto en la microestructura como en el tamaño de grano y nivel de dureza. Un calentamiento incipiente producido por un-

tiempo de permanencia de 1 minuto muestra un tamaño de grano de $17 \mu\text{m}$, nivel de dureza del orden de 62.5 HRC. Por otro lado no existen efectos de sobrecalentamiento cuando las muestras tienen tiempos de permanencia tan largos del orden de los 30 minutos. Esto nos conduce a que existe mayor flexibilidad de tiempos de permanencia siempre y cuando se utiliza la temperatura de austenización adecuada para cada tipo de acero rápido. Siempre se trata de evitar calentamiento incipiente con el uso de un ciclo de endurecimiento muy corto y por otro lado evitar la posibilidad de la presencia del defecto de la descarburización con el uso de tiempos muy largos de permanencia.

Los tiempos de permanencia a la temperatura de austenización o de endurecimiento son establecidos en función del desarrollo de las propiedades óptimas (dureza, tenacidad y resistencia al desgaste) y tomando en cuenta que los baños de sales fundidas no siempre son neutras y que llegan a reaccionar con las piezas de acero rápido superficialmente.

MICROESTRUCTURA DEL ACERO RAPIDO 18-4-1 (T1) DESPUES
DEL TEMPLADO

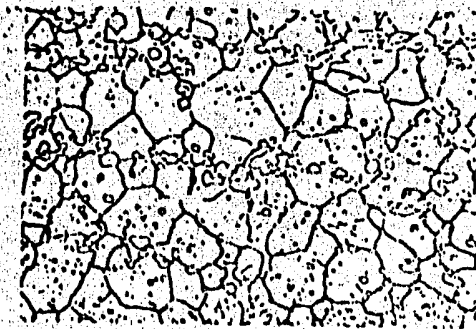
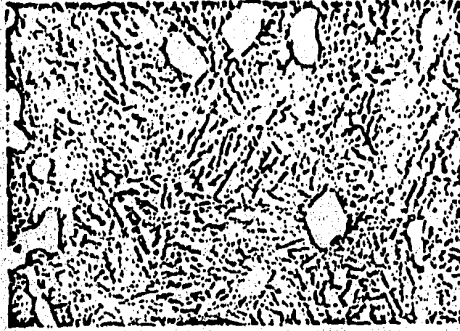


FIGURA 4.10.3

Microestructura que muestra la fase austenítica +
martensita primaria + carburos. Reactivo de ataque: picral.
x 100

Después del templado de este acero rápido, la microestructura
consiste de 50 a 70% de martensita + 15 a 30% de austenita
retenido + 15 a 20% de carburos. Las fronteras de grano aus-
tenfíticas son plenamente delineadas por la precipitación de
carburos del tipo MC. (14).

Sobrecalentamiento en el ciclo de endurecimiento**FIGURA 4.10.4**

Microestructura sobrecalentada, después del revenido, mostrando martensita primaria gruesa en una matriz de martensita secundaria. Reactivo de ataque: Picral X 1000

El sobrecalentamiento se manifiesta por la formación de martensita gruesa fácilmente identificada después del revenido y del incremento en la angularidad de los carburos tipo eta como es ilustrado en las figuras 4.10.4 y 4.10.5.



FIGURA 4.10.5

Microestructura sobrecalentada que muestra la -
tendencia de los carburos a situarse en las ---
fronteras de grano. Reactivo de ataque Picral -
X 2500.

CAPITULO V

5.1 TRANSFORMACION DE LA AUSTENITA EN FORMA ISOTERMICA.

DIAGRAMA T.T.T. PARA ACEROS DE HERRAMIENTA DE ALTA VELOCIDAD.

Como cualquier tipo de acero, los aceros de alta velocidad tienen sus diagramas de transformacion isotérmica de la austenita (TTT).

Estos diagramas son de gran ayuda para la comprensión y aplicación específica de los tratamientos térmicos que son aplicados a éstos aceros de alta aleación.

Todo tratamiento lleva implícito una serie de transformaciones de fase que repercute en las propiedades de un acero.

Todos los aceros de herramienta de alta velocidad llevan como común denominador de que se tratan de aceros aleados. Cerca del 25% de su composición se refiere a los elementos que intervienen como aleantes además del carbono en promedio.

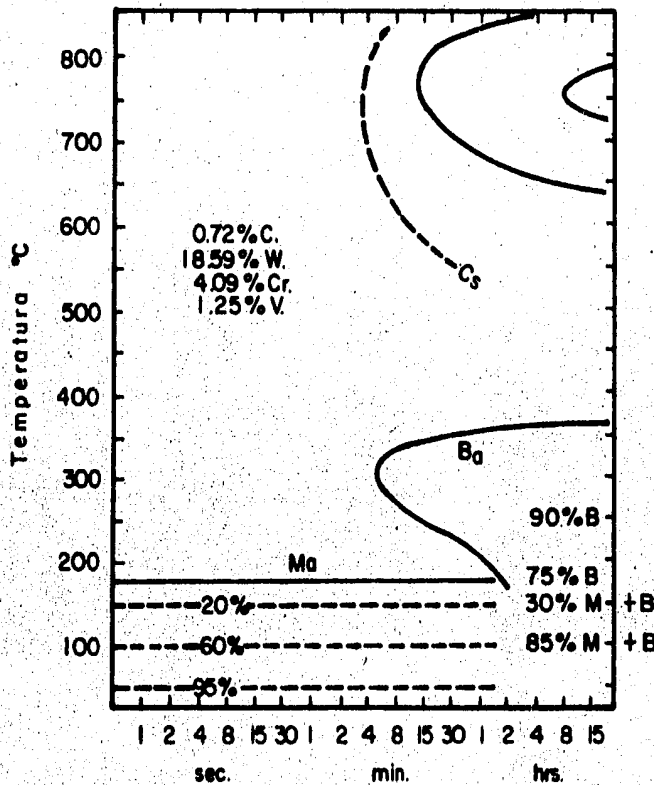
Los diagramas T.T.T. están en función de la composición química específica. Por lo tanto los diagramas T.T.T. para los aceros rápidos, debido a la intervención del tungsteno, molibdeno, cromo, vanadio y en algunos casos del cobalto, cambian o distorsionan las curvas que muestran tanto el inicio como la finalización de las transformaciones de la austenita en función del tiempo y de la temperatura con relación a los diagramas correspondientes a los aceros al carbono comunes y corrientes.

De hecho, el estudio de las transformaciones de la austenita a temperatura constante, por medio de la construcción de los diagramas, se efectúa sobre aceros al carbono simples, dado a que estas composiciones químicas simples dan la facilidad de entendimiento, de estas transformaciones de la austenita dentro del tratamiento térmico. La composición de 0.80% de carbono (eutectoide), sirve de base para ello y luego se hacen las consideraciones pertinentes cuando se tratan de aceros hipo y/o hipereutectoides.

Sin embargo todas las consideraciones inherentes de la construcción de los diagramas T.T.T. sirven de base para la construcción e interpretación de los correspondientes a los aceros de alta velocidad.

Para el estudio de las transformaciones de fase de la austenita en los aceros rápidos, se utilizan los diagramas construidos para tal efecto, de los aceros que son representativos para éstos aceros altamente aleados. Estos aceros son el tipo T-1 (base tungsteno) y el M-1 y M-2 (base molibdeno). (Ver figuras 5.1 y 5.2).

A simple vista, si se compara un diagrama T.T.T. de un acero común y corriente contra el de un acero de alta velocidad, se nota un gran desplazamiento de todas las líneas de transformación hacia la derecha y hacia arriba para el acero altamente aleado con respecto al acero no aleado.



- Diagrama de transformación isotérmica para un acero rápido 18-4-1 austenizado a la temperatura normal de enurecimiento que es de 1290°C a partir de una estructura de recocido.

En el intervalo de formación de martensita, tiempos muy grandes de permanencia a la bainita formarse, como es indicado de acuerdo a un incremento en el porcentaje de transformación (15 hrs.). La línea punteada (Cs) indica aproximadamente el inicio de la precipitación de carburos a partir de la austenita sobresaturada — antes de la reacción eutécticoide.

FIGURA 5.1

DIAGRAMA DE TRANSFORMACION
ISOTERMICA DE LA AUSTENITA

86

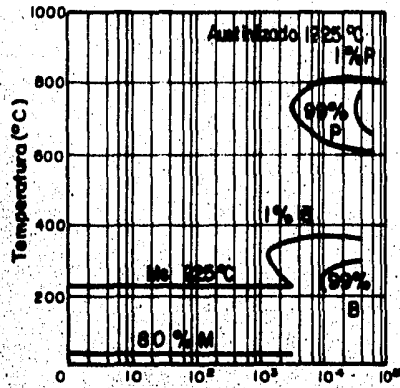


DIAGRAMA T.T.T.
PARA ACERO DE HERRAMIENTA
DE ALTA VELOCIDAD ALMOLIBDENO
TIPO M-1 A.I.S.I.

DIAGRAMA DE TRANSFORMACION
ISOTERMICA DE LA AUSTENITA

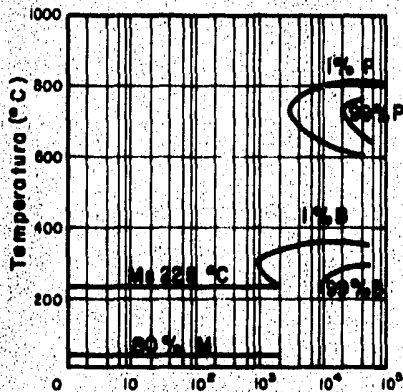


DIAGRAMA T.T.T.
PARA ACERO DE HERRAMIENTA
DE ALTA VELOCIDAD ALMOLIBDENO
TIPO M-2 A.I.S.I.

De acuerdo con las características que definen a los aceros de herramienta de alta velocidad de ser templables al aire, es notable el grado de desplazamiento de la nariz perlítica con respecto al de un acero al carbono lo que indica que la velocidad crítica de temple ha sido reducida notablemente de tal manera que se propicia el uso de medios de enfriamiento no severos durante la ejecución del tratamiento térmico de templado. El medio más frecuentemente utilizado para éstos aceros de alta aleación es el aire y en algunos casos el aceite para composiciones químicas que no posean la templabilidad adecuada y que son utilizadas por tener menor costo.

Hay que recordar que la velocidad crítica de temple depende de cada tipo de acero y se define como la velocidad mínima en la que se evita la formación de constituyentes no martensíticos, durante el proceso de enfriamiento en el templado, es decir aquella que es la mínima para la obtención de martensita al final del temple.

Como cualquier diagrama de transformación, se puede sobreponer diferentes curvas de enfriamiento que dan los distintos productos de transformación. La curva de enfriamiento que indica la velocidad crítica de temple es precisamente la que es la pendiente de la tangente en la nariz de inicio.

En el caso del diagrama T.T.T. para el acero rápido tipo T-1 la nariz perlítica, está ubicada a los 780°C aproximadamente a los 600 segundos en comparación de la nariz perlítica de los

aceros al carbono que aparece a los 550°C y menos de 1 segundo.

El retardo de las transformaciones de la austenita, para los aceros de herramienta de alta velocidad depende de la composición química. Los elementos aleantes que intervienen en la composición química de los aceros rápidos retardan la reacción de la austenita a perlita en gran forma y en menor grado la reacción de la austenita a bainita.

El tungsteno, molibdeno, cromo que son elementos fundamentales dentro de los aceros de alta velocidad, influyen en gran manera en este aspecto.

La temperatura de inicio de formación de perlita es aumentada mientras que la temperatura de inicio de la temperatura de la bainita es disminuida.

De hecho, en todas las composiciones químicas de los aceros rápidos los diagramas T.T.T. correspondientes muestran una notable separación entre las curvas que marcan el inicio y finalización de las dos reacciones de la austenita mencionadas. Esta separación completa de estas dos reacciones (en altas concentraciones de elementos aleantes) crean en el centro de las mismas una zona de austenita metaestable.

En el diagrama del acero T-1 presenta esta situación de los 350°C a los 500°C aproximadamente en donde la austenita metaestable no tiene tendencia a la transformación aún en perío-

dos largos de tiempo de permanencia en este intervalo de temperaturas.

En el diagrama de transformación isotérmica para el acero rápido de base molibdeno tipo M2 la zona de donde se encuentra la austenita metaestable se encuentra a temperaturas un poco mayores con respecto al caso anterior del acero T-1 y corresponden a los 400°C en donde es asintótica la curva de inicio de transformación de la austenita a bainita que sucede a bajas temperaturas.

A temperaturas superiores de los 400°C por ejemplo a los 500°C pudiera darse el caso de la transformación de la austenita a perlita, que es una reacción propia a alta temperatura dentro del diagrama T.T.T. solo que se lleva un largo tiempo en efectuarse por lo que en muchos casos no es recomendable algún tratamiento isotérmico en esa zona de temperaturas donde la austenita prácticamente no reacciona.

Todos los elementos aleantes que intervienen en la composición química de cualquier acero tienen un gran efecto sobre la temperatura a la cual se inicia la transformación a martensita. Es decir que todos los elementos aleantes con la excepción del cobalto disminuyen la temperatura de inicio de transformación de la austenita a martensita denominada Ms al igual que la que marca el final de la misma cuando se tiene casi un 100% de martensita denominada Mf.

En el caso de los aceros de alto carbono y alta aleación como sucede en los aceros de alta velocidad, este efecto sobre las temperaturas M_s y M_f es muy notoria llegando a suceder que la temperatura de finalización de la transformación de la austenita a martensita se ubique por debajo de la temperatura ambiental lo que significa que después de haber sido efectuado el --tratamiento térmico de endurecimiento, más específicamente, el templado, estos aceros de herramienta de alta velocidad prácticamente contienen austenita que no ha sido transformada a baja temperatura por no haber alcanzado la temperatura M_f . Es decir esto provoca que siempre haya un contenido de austenita residual junto con la martensita que ha sido producida a mayor temperatura a partir de la austenita.

Para aceros de alta aleación existe una relación empírica que nos ayuda a calcular la temperatura del inicio de la transformación a martensita. Esta relación involucra a temperatura M_s en función del contenido de cada uno de los elementos aleantes que forman parte de la composición química de los aceros de --herramienta de alta velocidad.

Cada uno de los elementos aleantes están afectados por diversos factores multiplicadores específicos que es un indicativo de la influencia que tiene cada aleante sobre la disminución de la temperatura M_s .

La relación empírica propuesta es la siguiente:

$$M_s = 550 - 350(\%C) - 40(\%Mn) - 20(\%Cr) - 10(\%Mo) - 17(\%Ni) - 8(\%W) - 35(\%V) - 10(\%Cu) + 15(\%Co) + 30(\%Al)$$

Esta relación esta en grados Celsius. (15)

Como puede verse cada elemento influye de manera diferente en el decremento de la temperatura M_s a excepción del cobalto y del aluminio que producen el efecto inverso. El carbono tiene la influencia más predominante en este aspecto. En orden de decremento de M_s se establece la relación entre los diversos elementos aleantes dentro de los aceros rápidos $C > V > Cr > Mo > W$ -

No se toman en cuenta el Mn ni el Ni porque se encuentran en cantidades despreciables dentro de la composición química de los aceros de alta velocidad.

Para el caso del acero rápido T-1 la temperatura M_s está ubicada a los 180°C aproximadamente mientras que para un acero M2 la temperatura M_s está a los 225°C. Sin embargo es prioritario conocer la temperatura de austenización utilizada para la construcción de los diagramas de transformación isotérmica de la austenita para cada acero en específico. Las temperaturas de austenización altas influyen notablemente en el decremento de la temperatura M_s . En las temperaturas de austenización altas sucede una mayor solubilización de los carburos aleados (que están presentes en gran cantidad en los aceros rápidos en estado de recocido) lo que provoca un crecimiento en el tamaño de grano austenítico y una disminución de las temperaturas tanto del inicio y de finalización de transforma

ción martensítica de acuerdo a la elevación de la temperatura de austenización.

Este hecho es evidente en el diagrama T.T.T. mostrado para el acero T-1 en donde la temperatura de austenización utilizada es de 1290°C a partir de una estructura en estado de recocido, en cambio el diagrama T.T.T. mostrado para el acero tipo M2 - está en función a una temperatura de austenización menor y -- que corresponde a los 1225°C lo que provoca que el inicio de la transformación a martensita este ubicada a mayor temperatura, es decir a los 225°C en comparación a la correspondiente para un acero T-1 que es de 180°C.

Siempre es importante considerar que los aceros rápidos al molibdeno M2 por ejemplo, deben de ser austenizados a temperaturas bajas en comparación a los aceros rápidos al tungsteno por que los primeros son más susceptibles a la descarburización superficial manteniendo a altas temperaturas de austenización y/o de endurecimiento que es muy perjudicial en el posterior tratamiento de endurecimiento o de templado.

Con lo anterior se establece que existen otros factores aparte de la composición química que afectan a las curvas de -- transformación isotérmicas (diagramas T.T.T.). Estos factores son: la temperatura de austenización y el tiempo de austenización que a su vez afectan y controlan el tamaño de grano austenítico, la cantidad de elementos aleantes que son disueltos en la fase austenítica y la distribución de carburos aleados -

no disueltos y de inclusiones.

Todos estos factores tienen su fundamento en la temperatura de austenización y dependiendo de dicha temperatura hay una cantidad mayor o menor de los elementos de aleación que pasan a formar parte de la solución.

Es conveniente construir los diagramas de transformación isotérmica a la temperatura más adecuada de austenización. Por ejemplo el diagrama T.T.T. para el acero tipo M2 presentado, está hecho en función a una temperatura de 1220°C que es la temperatura adecuada de austenización para prevenir los efectos de la descarburización y de la fusión incipiente.

Con el diagrama T.T.T. representado para el acero tipo M2 a 1220°C, se tiene una importante base para la comprensión de la respuesta que tiene este acero al endurecimiento secundario. Esto es que a la temperatura de austenización de 1220°C, el acero M2 tiene la mayor respuesta al endurecimiento secundario (durante el revenido a alta temperatura) después del templeado y esto es debido por un lado a que en la temperatura de 1220°C sucede la máxima disolución de los carburos aleados adecuada y por otro lado a la transformación de la austenita residual que haya quedado sin reaccionar ya que la temperatura en la cual se ha transformado el 90% de martensita está situada cerca de los 0°C lo cual se indica en el diagrama T.T.T. para el acero rápido tipo M2.

CAPITULO VI

6.1 TRANSFORMACION DE LA AUSTENITA BAJO ENFRIAMIENTO CONTINUO (DIAGRAMAS C.C.T.)

Los productos de transformación de la austenita durante la etapa de enfriamiento dentro de un tratamiento térmico dependen fundamentalmente de la temperatura en que se efectúa la transformación y el tiempo disponible en llevarse al cabo. Con ayuda de los diagramas T.T.T. se pueden definir los cambios estructurales involucrados en las transformaciones de la austenita a temperatura constante. Sin embargo esta ayuda es limitada si se tratan de definir los cambios en las microestructuras cuando se efectúan enfriamientos en forma continua como sucede en el templeado o recocido fundamentalmente para los aceros rápidos de herramienta. Estos tratamientos térmicos llevan en forma inherente la etapa final de enfriamiento continuo desde una temperatura de austenización (completa o incompleta) hasta temperatura ambiente en donde los cambios estructurales que sufre la austenita son diferentes a los que ocurren si se transformase en forma isotérmica, como por ejemplo cuando se utilizan tratamientos como el del austemple, el martemple o el recocido isotérmico.

Las curvas de enfriamiento continuo que representan al templeado o al recocido no deben ser sobre puestas sobre un diagrama T.T.T. convencional notándose que las transformaciones de fase que sufre el acero ocurren o tienen su inicio a temperaturas menores a las estipuladas por el diagrama de transformación -

isotérmica, así como también un tiempo mayor para que se efectúen. Es decir que las curvas que representan el inicio y finalización de la transformación austenítica se modifican al -- ser desplazadas hacia abajo y a la derecha (en un enfriamiento continuo) en relación a las curvas de transformación isotérmica.

Las curvas de transformación que se obtienen en el enfriamiento continuo son de forma similar a la de los diagramas T.T.T. -- y constituyen los diagramas C.C.T.

La razón del retraso en el inicio de la transformación de la -- austenita (a una temperatura determinada, por ejemplo a los -- 600°C) se debe al hecho de que se necesita un mayor tiempo para transformar la austenita en perlita (por tratarse de una -- transformación a elevada temperatura) a temperaturas mayores -- a los 600°C mediante un enfriamiento de tipo continuo y no mediante una transformación de tipo isotérmico.

Esta es la razón del desplazamiento de las curvas de inicio y -- finalización de la transformación de la austenita a constitu-- yentes de tipo perlítico en un diagrama C.C.T.

La desventaja de los diagramas C.C.T. es que existen en un número muy reducido para los aceros debido a la necesidad de -- efectuar experimentos para una gran cantidad de especímenes -- del acero de que se trate para su elaboración que por demás resulta muy tediosa en ejecutarlo.

En un diagrama C.C.T. de un acero en particular se dan las condiciones reales que suceden cuando se ejecuta un tratamiento térmico comercial, más aún, de los tratamientos térmicos efectuados comunmente para los aceros de herramienta de alta aleación como son el recocido, temple y revenido.

Así mismo se puede sobreponer al diagrama C.C.T. diversas curvas de enfriamiento (que representan diversos tipos de tratamientos térmicos) para comprender el tipo de microestructura y dureza que son obtenidas a temperatura ambiente, (ver figura - 6.1).

Cuando se tiene una velocidad de enfriamiento muy lenta como sucede en el caso de un recocido, la transformación de la austenita ocurre a altas temperaturas muy cercana a la temperatura eutectoide. Por otro lado es muy difícil obtener una estructura de tipo bainítico cuando se usa una velocidad lenta de enfriamiento, como sucede en el recocido, si se aumentara más la velocidad de enfriamiento, como sería en el caso de un temple en aceite, se puede obtener bainita pero en pequeñas cantidades porque la curva de enfriamiento está poco tiempo en la región de transformación bainítica y por otro lado la velocidad de formación de bainita es menor con el descenso de la temperatura por lo que la estructura final después de haberse realizado el enfriamiento en aceite es bainita y martensita.

Cuando se efectúa un temple en agua, la velocidad de enfriamiento es mucho mayor porque desaparece el punto Ar' (que indi

ca el inicio de la transformación a perlita) y la transformación de la austenita se lleva a cabo a temperaturas más bajas.

El punto A_r'' que indica la transformación de la austenita a martensita va disminuyendo de acuerdo a la velocidad de enfriamiento en incremento.

Los diagramas C.C.T. para los aceros rápidos muestran curvas de transformación muy separadas y desplazadas notablemente a la derecha por lo que permite el uso de velocidades de enfriamiento más lentas para la obtención del constituyente martensítico de alta dureza junto con cierta cantidad importante de austenita retenida y carburos aleados sin disolverse.

En el tratamiento térmico de templado, la transformación de la austenita se realiza a temperaturas más bajas que cuando se utiliza en recocido dando en el primero el constituyente martensítico y en el segundo una matriz de ferrita y carburos cuando se trata de aceros de herramienta y más aún en aceros de alta velocidad en específico.

Con respecto a los tratamientos isotérmicos, en el austemple, la transformación de la austenita se efectúa a temperatura alta y en el martemple, sucede inmediatamente después de un mantenimiento a temperatura más baja en relación con el austemple durante un enfriamiento en forma continua final.

El recocido isotérmico de austenización incompleta (aplicado a los aceros rápidos puede ser ejemplificado en los diagramas

C.C.T. de tal forma que el tiempo y la temperatura en donde -- ocurre la transformación isotérmica es a una temperatura mucho mayor que en el caso de los dos tratamientos isotérmicos anteriores (muy cercana la temperatura crítica inferior) con la -- posterior etapa de enfriamiento continuo.

Las curvas de enfriamiento continuo sirven para analizar el -- comportamiento que sufre la superficie de una pieza de acero - al igual que en su centro y puntos intermedios durante un en--friamiento continuo a cualquier velocidad.

Durante un templado, la curva de enfriamiento suprime por com--pleto el contacto con la curva de transformación perlítica y - por tanto la austenita se transforma a baja temperatura dando--como resultado martensita de gran dureza, mientras que en cen--tro de la pieza de acero, la curva de enfriamiento señala la - transformación de la austenita a una mayor temperatura por lo--que la austenita forma constituyentes mas blandos ya que la -- curva de enfriamiento, para ese punto, pasa a través de las líneas de transformación a los constituyentes de tipo perlítico. La dureza en el interior es menor comparada con la de la super--ficie porque el centro se enfria a una velocidad menor. En -- los aceros rápidos, por tener una alta templabilidad, la dis--tribución de niveles de dureza resulta ser más homogénea a tra--vés de todos los puntos de una pieza de acero tratada térmica--mente con un enfriamiento de tipo continuo (por tratarse de -- aceros de herramienta de alta aleación).

El uso de los diagramas C.C.T., predicen la formación de diversos constituyentes a diferentes velocidades de enfriamiento -- por lo que pueden ser usados como fuente de información para -- la definición de la templabilidad de los distintos tipos de -- aceros.

La ventaja de los diagramas C.C.T. es que son construidos considerando enfriamientos continuos y se relaciona esto último -- con los resultados de la prueba Jominy utilizada en la medi -- ción de la templabilidad de los aceros. Cada punto dentro de -- la probeta Jominy tiene una determinada velocidad de enfria -- miento y por lo tanto hay diferencias de microestructuras de -- un punto a otro. Esto es un reflejo del avance de la profundi -- dad de dureza que se desprende del concepto de la templabili -- dad específica para cada tipo de acero que tiene su origen en -- los diagramas de transformación austenítica.

CAPITULO VII

7.1 DESCOMPOSICION DE LA AUSTENITA Y DE LA MARTENSITA EN ETAPAS POSTERIORES AL TEMPLADO.

Un acero de alta velocidad en condición de templado muestra en su microestructura a temperatura ambiente martensita junto con carburos que no son disueltos a la temperatura de austenización utilizada y austenita retenida en cantidades del orden del 15 al 30% de la microestructura total.

Cuando se temple un acero de herramienta de alta velocidad desde la temperatura de austenización adecuada que es de hecho muy elevada, siempre hay presente austenita retenida a los 25°C que no ha sido transformada después de haberse efectuado el tratamiento térmico de templado. Esto sucede por el abatimiento que presenta la línea M_f en función de la alta temperatura de austenización para estos aceros y del alto contenido de elementos aleantes que constituyen los mismos. El abatimiento de la línea M_f es tal que se ubica muy por debajo de la temperatura ambiente por lo que hay gran cantidad de austenita que permanece sin reaccionar. Con una cantidad tan grande de austenita del orden del 30%, de dureza de un acero rápido en estas condiciones alcanza un nivel de 63 H.R.C. no siendo el requerido para las aplicaciones de las herramientas rápidas en donde se exige el nivel mucho más alto de dureza y de resistencia al desgaste.

7.2 DESCOMPOSICION DE LA AUSTENITA RETENIDA MEDIANTE EL TRATAMIENTO TERMICO SUBCERO.

La austenita retenida que permanece aun bajo la acción del tratamiento térmico de templado puede tener su completa transformación al constituyente martensítico mediante un enfriamiento a una temperatura suficientemente baja del orden de los -85°C por medio de la ejecución del tratamiento térmico subcero en el cual el acero es llevado a temperaturas tales que sean inferiores a la temperatura M_f (dependiendo del tipo de acero), en donde se permite la completa transformación de la austenita remanente a martensita a muy baja temperatura. De ese modo al final del tratamiento térmico subcero sucede un incremento en la dureza del acero templado a valores de 66 a 67 H.R.C. que son los más adecuados para la condición de templado que pueden ser ajustados mediante calentamientos posteriores de revenido.

El notable incremento en la dureza por medio de un templado subcero el cual lleva inherente una gran velocidad de enfriamiento hasta temperatura muy baja se debe al hecho de la eventual desaparición de la austenita retenida por tratarse de una estructura más blanda.

Por otro lado la descomposición de la austenita retenida a martensita está en relación con el control de la característica que presenta la austenita con respecto a su estabilización a bajas temperaturas. La estabilización de la austenita se re--

fiere a la menor probabilidad de su transformación a martensita por la interrupción del proceso de enfriamiento hasta temperatura ambiente y después de haberse ejecutado el templado. A mayor tiempo de permanencia a la temperatura de 25°C de la condición de templado que presenta el acero altamente aleado sucede una mayor estabilización de la austenita retenida que permanece en virtud de la alta temperatura de endurecimiento utilizada lo que produce una mayor dificultad de su transformación creciente a martensita a temperaturas más bajas que la temperatura ambiente. Esta consideración es debida a que la transformación de fase ocurre de manera incipiente por la gran rapidéz de enfriamiento.

El éxito de un tratamiento térmico subcero está en función a - un tiempo no excesivo de permanencia a temperatura ambiente - en la condición de templado para evitar la estabilización de - la austenita. (ver figura 7.1)

Por otro lado la estabilización de la austenita retenida que - presentan los aceros de herramienta altamente aleados está en - función de la rapidéz de enfriamiento dentro del tratamiento - térmico de templado convencional.

Como los aceros rápidos son altamente templados pueden ser tratados térmicamente con velocidades lentas de enfriamiento con la condición de que sean superiores a la rapidéz crítica de - templado.

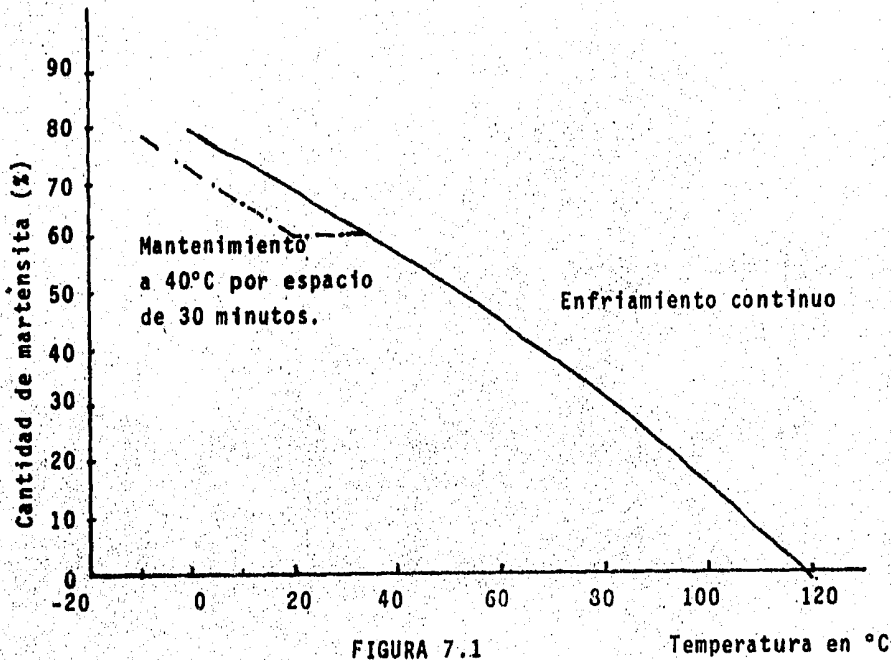


FIGURA 7.1
Efecto del tiempo de permanencia arriba de la temperatura M_f con relación al enfriamiento continuo sobre la cantidad de austenita retenida. (16).

En los aceros de alta velocidad al ser templados en aire, la austenita que no ha sido transformada a martensita es mantenida más tiempo en la zona donde ocurre el fenómeno de la estabilización lo que significa que en un temple efectuado en base a una velocidad de enfriamiento baja, hay mas cantidad de austenita que es retenida a la temperatura ambiente comparado cuando se efectúa el temple a una rapidéz mayor de enfriamiento como en el caso de un temple en aceite. (Ver figura 7.2)

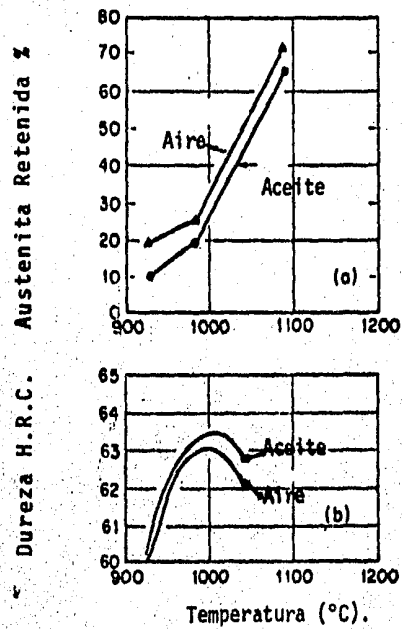


FIGURA 7.2

Efecto de la velocidad de enfriamiento sobre la cantidad de austenita retenida a 25°C y en la dureza de templado. (17).

Es más difícil poder transformar la austenita que se retiene - en un templado al aire que en un templado en aceite mediante - un enfriamiento severo a temperaturas más bajas con una rapidez de enfriamiento alta para todas las temperaturas de austenización y/o de endurecimiento utilizadas, en estos aceros de herramienta de alta aleación.

7.3 TRANSFORMACION DE LA MICROESTRUCTURA DE TEMPLADO EN EL REVENIDO.

Las estructuras que aparecen en estado templado de un acero rápido son generalmente inestables. La martensita y la austenita retenida son el resultado del enfriamiento continuo que sucede en el proceso de templado al igual que la estabilidad de los carburos aleados que no son disueltos a la temperatura de austenización utilizada.

El acero rápido en condición endurecida tiene una microestructura que no es la adecuada en el producto final por la mezcla heterogénea de austenita retenida, martensita no revenida y -- carburos aleados. A medida de que aumenta el contenido de elementos aleantes y la temperatura de austenización, hay mayor cantidad de austenita retenida. En esta condición el acero se encuentra altamente tensionado y al mismo tiempo inestable. La cantidad de austenita retenida está en función del contenido de carbono del acero. (Ver figura 7.3)

La martensita que se forma en el tratamiento térmico de templado es demasiado frágil. La martensita es una estructura de tipo tetragonal y que es la que presenta la mayor dureza para el constituyente martensítico. La forma característica de la martensita se debe a que en virtud de la alta velocidad de enfriamiento, el carbono situado en la estructura f.c.c. no tiene el suficiente tiempo para desplazarse hacia el centro de la es- -

estructura cúbica por lo que queda atrapado en la red cristalina formando una solución sólida. Esto provoca que se distorsione la red de la martensita. La estructura distorsionada ocasiona el alto nivel de dureza en el estado templado del acero de - - herramienta.

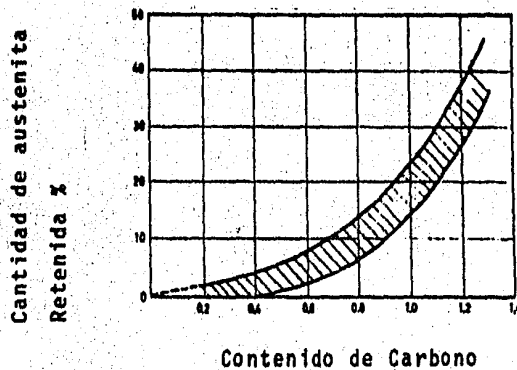


FIGURA 7.3

Variación de la cantidad de austenita retenida con el contenido de carbono en la austenita (endurecimiento). (18).

Con el incremento en el contenido de carbono aumenta la tetragonalidad de la estructura martensítica y por tanto la distorsión de la misma lo que produce un incremento paulatino en el nivel de dureza. La inestabilidad de esta estructura es evidente y tiende a transformarse a una estructura más estable de tipo cúbico.

Tanto la austenita retenida como la martensita son inestables en el proceso de calentamiento posterior al templeado y se transforman a estructuras más estables en función de la temperatura y el tiempo de permanencia. (Ver figura 7.4).

TEMPERATURA (°C).

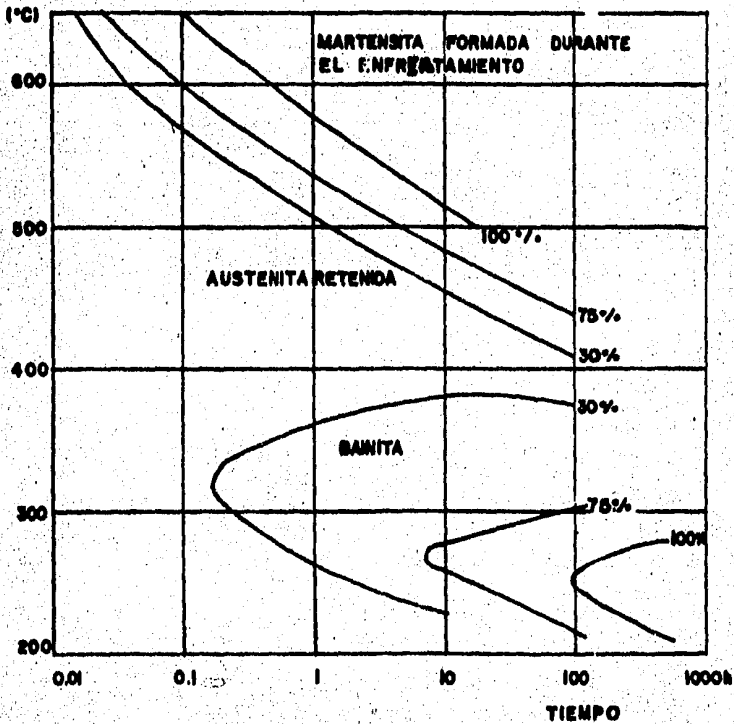


FIGURA 7.4

Diagrama T.T.T. para la transformación de austenita retenida en un acero de herramienta altamente aleado. (19).

El calentamiento posterior al templado es necesario para reducir los esfuerzos residuales provocados por la formación de la martensita y por otro lado para ajustar los niveles de dureza mejorando la tenacidad sacrificando un poco el nivel de resistencia alcanzado en el acero. De esa forma se logran los requerimientos necesarios para los aceros de herramienta de alta velocidad en aplicaciones inmediatas. Es revenido es fundamental en los aceros de herramienta y debe ser efectuado inmediatamente después de haberse realizado el templado sobre los mismos. Por otra parte el revenido debe ser la operación final dentro del proceso térmico en los aceros de herramienta para lograr una distribución homogénea de dureza en la herramienta.

Durante el revenido hay prácticamente una completa transformación de la austenita retenida en martensita y al mismo tiempo la martensita que ha sido inicialmente formada durante el proceso de templado se reviene.

Los cambios de volumen que lleva implícito el proceso de revenido se deben a la transformación tanto de la martensita tetragonal (altamente distorsionada) a martensita revenida así como también el cambio de la austenita retenida en martensita. Esta última martensita formada adquiere las propiedades finales deseadas mediante un posterior revenido.

Los volúmenes específicos entre las estructuras que intervienen en las transformaciones susceptibles de llevarse a cabo en calentamientos posteriores al templado son diferentes. La aus-

tenita tiene menor volumen con respecto a la perlita y esta a su vez presenta un menor volumen comparado con el de la martensita.

Las transformaciones de la martensita y de la austenita son la combinación de cambios de volumen durante el calentamiento en el revenido.

La martensita durante el revenido a bajas temperaturas, baja su tetragonalidad, que es condición de templado, al expulsar carbono que se encuentra atrapado en la red cristalina. Esta liberación de carbono provoca la formación de carburos.

Hay una mayor probabilidad de que el carburo Fe_3C se forme primero que el inicio de la formación de los carburos aleados porque para estos últimos, el proceso de movimiento de los elementos sustitucionales es más lento que el correspondiente para los átomos de carbono en la formación del carburo de hierro a partir de la descomposición de la martensita.

Al transformarse la martensita tiene lugar una disminución en el volumen mientras que sucede un aumento en el mismo cuando ocurre la transformación de la austenita retenida en martensita que posteriormente es revenida mediante un calentamiento posterior.

Para tener un mejor conocimiento en cuanto a las transformaciones de la austenita y martensita a estructuras más estables es necesario establecer la estructura del acero que se obtiene en

el templado que depende de la temperatura de austenización lo que regula las cantidades existentes tanto de martensita templada como de austenita que permanece remanente y que están presentes en la condición de templado del acero de herramienta de alta velocidad.

Las propiedades de tenacidad y ductilidad mejoradas a expensas de una caída en el nivel de dureza que está en función de las transformaciones de la martensita y de la austenita retenida.

La cantidad de austenita, de martensita y de carburos complejos depende de la temperatura y tiempo de endurecimiento que a su vez está en función del tipo de acero de herramienta rápido de que se trate.

La cantidad de austenita residual, la transformación ulterior de la martensita y de la tendencia particular que tienen estos aceros altamente aleados a formar carburos especiales modifican notablemente la curva de revenido a una temperatura de austenización definida del acero de herramienta de alta velocidad.

Es de interés particular establecer la temperatura de revenido en donde se presenta el fenómeno de endurecimiento secundario, típico en los aceros altamente aleados con temperaturas altas de austenización utilizadas en el templado.

También durante la realización de un tratamiento basado en una transformación isotérmica a temperatura lo suficientemente baja, existe cierta cantidad de austenita que puede ser retenida.

Es decir que junto con la bainita producto de la transformación isotérmica, la cantidad de austenita sin templar es considerable. La fase austenítica se considera como una fase heterogénea en donde ocurre el fenómeno de segregación en el proceso de cristalización provocado por el enfriamiento severo a -- temperaturas abajo del intervalo en donde la austenita es la - fase homogénea y estable. La heterogeneidad de la fase austenítica sucede porque no se lleva a cabo la difusión de carbono en forma completa.

Dentro del tratamiento térmico de endurecimiento la transformación de la austenita a martensita no concluye cuando la velocidad de enfriamiento se interrumpe hasta la temperatura ambiente. Normalmente algo de austenita retenida se transforma a -- temperatura ambiente (la martensita se forma atérmicamente).

Por otro lado si la austenita que es remanente del proceso térmico de templado no llega a transformarse a bainita durante - el calentamiento en el revenido, se condiciona o se promueve - la formación de cantidades crecientes del constituyente martensítico en sucesivos revenidos con iguales tiempos de permanencia durante la etapa de enfriamiento.

La transformación isotérmica de la austenita no ocurre a bajas temperatura de revenido porque el fenómeno de estabilización - sucede y no se forma martensita en un tratamiento subcero posterior si el revenido se efectúa a temperaturas mayores. La - línea Ms es desplazada por arriba de la temperatura ambiente y

de esa manera la austenita revenida es capaz de transformarse a martensita durante el enfriamiento de nuevo hasta temperatura ambiente.

La probabilidad con que la austenita retenida puede ser condicionada para transformarse es aumentada por la presencia de martensita y por la precipitación de carburos.

Por medio de un revenido tipo múltiple puede transformarse mayor cantidad de austenita retenida a igual tiempo de permanencia que en un revenido simple.

Los elementos de aleación disueltos en la fase austenítica tienen un gran efecto sobre la cantidad de austenita que se retiene sobre todo con la cantidad de carbono que es disuelta en la austenita.

Los elementos constituyentes de los aceros de herramienta de alta velocidad tales como el tungsteno, molibdeno, cromo tienen acción sobre este aspecto. Por otro lado la temperatura de austenización influye en la ubicación de la línea Ms y condiciona que se provoque la retención de la austenita.

En el caso de los aceros altamente aleados como es el caso de los aceros rápidos se debe de establecer un compromiso entre la temperatura de austenización utilizada junto con la composición química del acero de herramienta para que de esa forma se controle la cantidad de austenita que sea retenida. Esto es importante en los elementos formadores de carburos tales como-

el cromo, molibdeno, tungsteno y vanadio que intervienen fundamentalmente en la composición química de los aceros rápidos.

A una temperatura elevada de austenización hay mayor cantidad de carbono que es disuelto en la austenita y por otro lado los elementos formadores de carburos llegan a disolverse con la -- excepción de los carburos de vanadio los cuales se disuelven -- en una extensión limitada. A temperaturas altas de austenización hay mayor susceptibilidad a la retención de la austenita a temperatura ambiente.

Con una temperatura baja de austenización hay menos cantidad -- de carbono disuelto en la fase austenítica ya que la presencia remanente de carburos aleados que no han sido disueltos y que empobrecen de carbono a la matriz austenítica significa una -- menor cantidad de austenita retenida después de haberse efectuado el templeado del acero rápido.

Con una temperatura de austenización baja este tipo de aceros -- altamente aleados no obtienen las durezas elevadas deseadas -- del constituyente que luego puedan ser ajustadas por medio de revenidos múltiples (dobles o triples necesarios para la -- tendencia a completar la transformación de la austenita en -- martensita junto con la martensita revenida y una distribución -- homogénea de carburos aleados (resistencia al desgaste) en la -- microestructura final del acero.

CAPITULO VIII

8.1 TEMPLABILIDAD Y SU RELACION CON LOS TRATAMIENTOS TERMICOS (INFLUENCIA DE LA PROFUNDIDAD DE ENDURECIMIENTO).

La templabilidad es expresada como la capacidad de endurecimiento del acero en cuestion.

Existe una fuerte relación entre la templabilidad y los tratamientos térmicos. La propiedad de templabilidad que tiene el acero de herramienta de alta velocidad es fundamental dentro del diseño de la herramienta de acero. Esta propiedad depende en mucho de la composición química del acero rápido. Gracias a la templabilidad se puede escoger el tipo de acero y como debe ser tratado térmicamente para dar las propiedades exigidas en el rendimiento de la herramienta de acero. Para establecer la dureza deseada en un acero de herramienta es necesario establecer una velocidad de enfriamiento adecuada tomando en cuenta tanto la composición química del acero de alta velocidad como el tamaño de grano austenítico.

Existen pruebas para la medición de la templabilidad en los aceros de tal modo que involucra la velocidad de enfriamiento y la dureza a alcanzar en un especimen de acero de una composición química definida. A un valor dado de dureza le corresponde una velocidad de enfriamiento específica a partir de una temperatura de austenización o de endurecimiento y tamaño de grano austenítico adecuados.

Es sabido que a partir de la influencia que ejerce la microestructura de un acero, del papel que desempeñan en ella los elementos de aleación, de la importancia del tamaño de grano, de la temperatura y tiempo de permanencia de austenización y de las transformaciones de la austenita, tanto en forma isotérmica como en forma continua y por último de la caracterización de los diferentes medios de enfriamiento (velocidad de enfriamiento), que culmina con la definición y medición de la propiedad fundamental para cualquier tipo de acero, da como resultado un control más adecuado al momento de ejecutarse cualquier tratamiento térmico en las herramientas de acero rápido.

El acero de herramienta de alta velocidad, como una combinación de elementos de aleación, junto con el control adecuado del tratamiento térmico dan un producto (una microestructura) con las propiedades deseadas y un desarrollo más cimentado en la ingeniería de tratamiento térmicos. La templabilidad es el parámetro que dirige el control del proceso térmico a que es sujeto el acero de herramienta.

En general todos los aceros para herramienta necesitan tener un alto grado de dureza lo cual es logrado por medio de un enfriamiento rápido efectuado por el tratamiento térmico de templado. La gran dureza es debida a la presencia de martensita a bajas temperaturas.

La gran dureza obtenida en el templado es regulada mediante

un calentamiento de revenido lo cual hace que el acero tenga las mejores características de dureza, resistencia, ductilidad y de tenacidad.

Hay una gran interrelación entre la templabilidad del acero - herramienta y el medio de enfriamiento (velocidad de enfriamiento), dentro de un templado. Sucede un incremento en el patrón de endurecimiento, si se aumenta la severidad del medio templante es decir, cuando se aumenta la velocidad de enfriamiento al usar un medio de enfriamiento más drástico.

El patrón de endurecimiento del acero que se consigue está en relación con el tamaño de las piezas. Se tiene un mayor incremento en la homogeneidad de la dureza (templabilidad), - cuando se trata de piezas de tamaño pequeño, es decir, que hay una fuerte relación entre la dimensión de la pieza de acero de herramienta con la velocidad de enfriamiento durante el templado.

Cuando se tienen una barra de acero de diámetro pequeño es - más elevada la velocidad de enfriamiento si se compara con barras de acero de diámetro mayor (aún cuando se trate del mismo acero y un medio de enfriamiento constante), lo que produce una mayor proporción de profundidad de dureza.

Es un hecho de que la dureza obtenida tras un templado es función de la velocidad de enfriamiento manteniendo constante el tipo de acero y el tamaño de grano de la austenita. En cual-

quier parte de la pieza de herramienta de acero donde la velocidad de enfriamiento sea la misma, el nivel de dureza debe ser el mismo en esos puntos. Sin embargo, en el caso de un temple martensítico total en donde toda la pieza se encuentra en estado martensítico, el valor de la dureza es independiente de la velocidad de enfriamiento ya que en este caso el centro de la pieza se enfría a una velocidad diferente que la superficie de la misma aunque haya logrado el mismo nivel de dureza.

La composición química de los aceros de herramienta de alta velocidad tiene gran relevancia en la rapidéz o velocidad de enfriamiento que a su vez repercute en la templabilidad de dichos aceros altamente aleados.

Los elementos de aleación, dentro de los aceros rápidos con excepción del cobalto disminuyen la velocidad crítica de enfriamiento, o sea la velocidad necesaria para la formación de martensita.

De esto se desprende la posibilidad de utilizar medios de enfriamiento menos severos de tal suerte que las velocidades de enfriamiento producidas por ellos sean mayores que la velocidad crítica de templado.

Con lo anterior se puede establecer que para la misma velocidad de enfriamiento sucede una mayor profundidad de dureza en el templado (mediante la formación de martensita) en un acero

comun y corriente cuando se tiene una velocidad de enfriamiento definida desde la fase austenítica y un tamaño de grano -- constante, la profundidad de templado viene a ser la medida - de la templabilidad del acero de herramienta de alta veloci-- dad.

Ahora bien si la velocidad de enfriamiento es mayor que la ve-- locidad crítica de temple, la dureza obtenida en el acero des-- pués de haberse efectuado el templado es función exclusiva -- del contenido de carbono en el mismo.

El contenido de carbono en la aleación se refiere exclusiva-- mente al porcentaje o cantidad de carbono que puede ser di-- suelto en la fase austenítica el cual sólo de esa forma in-- terviene en la dureza máxima del acero. El contenido de car-- bono que se encuentra combinado en forma de carburos (con los elementos de aleación) no tiene influencia en la reacción de-- transformación de la austenita a martensita y por tanto en la templabilidad del acero por lo que no hay ninguna influencia-- sobre la dureza de la martensita a temperatura ambiente. Los carburos aleados dan la propiedad de resistencia de desgaste-- a los aceros de alta velocidad.

De ese modo, la dureza es una función del contenido de carbo-- no de la aleación de forma tal, que a medida de que aumenta - el contenido de carbono, la dureza va en incremento (cantidad de martensita) a temperatura ambiente hasta cierto límite de-- porcentaje de carbono.

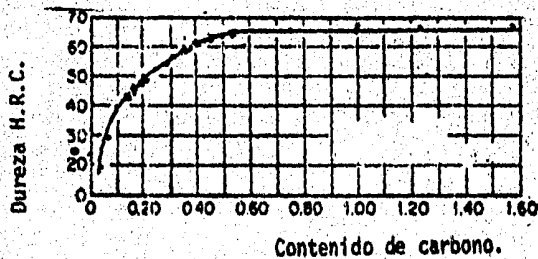
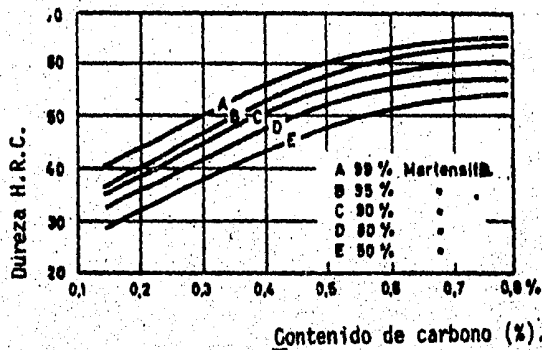


FIGURA 8.1

En el caso de los aceros rápidos por tratarse de aceros altamente aleados, tienen una alta templabilidad en el sentido de que tienen una gran profundidad de endurecimiento o en otras palabras, de que puedan ser endurecidos aún cuando se traten de secciones gruesas y pesadas.

La zona de transición entre la martensita y la bainita y/o perlita muestra un cambio muy pronunciado en dureza y como criterio de templabilidad de los aceros se acepta muchas ve-

ces la distancia entre la superficie hasta donde existe el -- cambio de martensita y perlita entre un 60 y un 40% de martensita. Esta zona de transición de martensita y perlita sirve de base para la definición del diámetro crítico que es la medida cuantitativa de la templabilidad de los aceros. Se designa como diámetro crítico a aquel en el cual después de -- haberse efectuado un templado queda con un 50% de martensita formada en el centro.

A mayor valor del diámetro crítico para un acero, entonces el acero posee una mayor templabilidad. El aumento en la templabilidad de los aceros se debe a la acción de elementos -- aleantes, tales como cromo, molibdeno y tungsteno principalmente que aumentan la penetración de dureza en el templado.

También la cantidad disuelta, en la fase austenítica, de los elementos de aleación influye en mucho en la rapidéz crítica de enfriamiento al disminuirla lo que significa un aumento en la penetración de dureza mejorando la característica de templabilidad para los aceros de alta velocidad.

El carbono es el elemento principal para la elevación de la -- dureza, es decir, de la dureza martensítica, mientras que por otra parte los restantes elementos de aleación que intervienen en la composición química de los aceros rápidos como por ejemplo el cromo, son elementos de templabilidad.

Al decir que son elementos de templabilidad significa que tienen una fuerte influencia sobre la distribución homogénea de la dureza más que en alcanzar un alto nivel de dureza por lo que con su presencia modifica notablemente el patrón de endurecimiento profundo para éste tipo de aceros muy aleados.

Mientras mayor sea el contenido de aleantes dentro de la composición química de un acero más profunda es la penetración de la dureza.

La banda de templabilidad está representada en una gráfica de dureza (H.R.C.) en función de la distancia desde la superficie medida generalmente en mm, o pulgadas (curva Jominy).

En los aceros de alta velocidad, la profundidad de endurecimiento, en su límite superior como en el inferior es aproximadamente constante desde su valor de dureza en la superficie hasta varias pulgadas medidas desde la superficie, o sea cuando la profundidad de dureza disminuya hasta 45 H.R.C. con el 50% de martensita formada (diámetro crítico).

Al decir que un acero de herramienta tiene una buena o alta templabilidad no forzosamente quiere decir que con ese acero se logro el máximo valor de dureza martensítica cuando el acero se encuentra en estado templado. Los aceros altamente aleados que poseen una gran templabilidad tienen durezas que son siempre inferiores a la dureza obtenida en un acero al --

carbono eutectoide el cual haya sido templado perfectamente, pero por otro lado se mantienen en forma más o menos constante la banda de endurecimiento.

Existen varias razones por las cuales no se alcanza un elevado grado de dureza en comparación a la de un acero eutectoide. La principal es la permanencia de la austenita retenida después de haberse efectuado el proceso de templado. Cuando se incrementa el contenido de carbono disuelto en la austenita, sucede un aumento en la retención de la austenita a temperatura ambiente. Los elementos de aleación incrementan la cantidad de austenita retenida aún más con la excepción del cobalto. Con el aumento de la temperatura de austenización se incrementa tanto el contenido de carbono y de aleantes en la fase austenítica (principalmente el del cromo, tungsteno y molibdeno). La dureza de la austenita depende del contenido del carbono. Cuando se incrementa la temperatura de austenización se aumenta el contenido de carbono y de aleantes en la austenita la cual es convertida o transformada en martensita bajo la condición de templado, de alta dureza. Por otro lado con el aumento de la temperatura de austenización, hay un decremento en la cantidad de carburos presentes (desde la etapa de recocido), en virtud de la disolución tanto del carbono y de elementos aleantes.

Sin embargo cuando se eleva demasiado la temperatura de austenización se aumenta el contenido de carbono y de aleantes en-

la austenita de tal forma de que la temperatura de finalización de la transformación de la austenita a martensita (M_f) - se ubique muy por debajo de la temperatura ambiente.

Bajo condiciones de templado a la temperatura ambiente no toda la austenita es convertida en martensita, por lo que siempre está presente la austenita retenida. Esto causa que la dureza del acero de herramienta disminuya. En una microestructura la temperatura ambiente de un acero de herramienta altamente aleado existen carburos que están presentes junto con agujas de martensita en una matriz de austenita retenida. El tamaño de grano austenítico está en función de la temperatura de austenización y el tiempo de permanencia.

El tamaño de los carburos tiene una fuerte influencia sobre la cantidad de austenita retenida. Los carburos gruesos requieren para su disolución en la matriz austenítica de mayor temperatura de austenización y de más tiempo de permanencia a dicha temperatura que cuando se tienen carburos delgados o finos por lo que se aumenta la cantidad de austenita retenida a temperatura ambiente en el acero de herramienta en condición de templado.

La templabilidad de un acero establece la dureza que se pueda obtener en función de la rapidéz de enfriamiento utilizada -- (aire, agua, aceite, sales) expresada como dureza martensítica (criterio de templabilidad) pero no establece la dureza --

propia o intrínseca de la martensita.

Los aceros de herramienta de alta velocidad tienen un patrón de endurecimiento constante que es conseguido fácilmente con velocidades de enfriamiento bajas tales que permitan el temple al aire. Es decir son aceros de alta templabilidad al aire. La composición química de éstos aceros es el principal factor de influencia sobre la templabilidad así como también las condiciones en las cuales se efectúa el enfriamiento como por ejemplo el tamaño de grano austenítico, los carburos y nitruros no disueltos, la homogeneidad de la austenita y las inclusiones no metálicas.

El tamaño de grano austenítico es muy importante como factor de influencia sobre la templabilidad. Con un aumento en la temperatura de austenización, se incrementa el tamaño de grano y por otro lado, hace que la austenita sea homogénea en cuanto a su composición de carbono lo que influye en gran medida sobre la velocidad de enfriamiento. Cuando se tiene un tamaño de grano grueso y a partir del cual se ejecuta el enfriamiento, entonces se desplaza hacia la derecha las curvas del diagrama T.T.T. (a una temperatura de austenización definida) por lo que se retarda el inicio de la transformación de la austenita en constituyentes más blandos, en otras palabras disminuye la velocidad crítica de temple; por tanto un acero que es templado desde muy alta temperatura de austenización muestra un tamaño de grano grueso austenítico el cual tendrá

mayor templabilidad que un acero rápido que muestra un tamaño de grano fino producto de un calentamiento a una temperatura de austenización baja. La alta temperatura de austenización permite una mayor difusión de carbono en la fase austenítica haciéndola más rica en el contenido de dicho elemento provocando un retardo de la velocidad crítica de templado induciendo al acero a tener mayor templabilidad.

Los carburos altamente aleados como los de vanadio que no son disueltos en gran medida a las temperaturas de endurecimiento normales utilizadas para los aceros de alta velocidad junto con las inclusiones metálicas y no metálicas disminuyen la templabilidad en forma notoria ya que con su presencia provoca la estabilización del tamaño de grano austenítico (refinación del tamaño de grano) y facilita la nucleación de cementita en lugar de la formación de martensita porque estos carburos forman superficies que sirven como núcleos de cristalización de los constituyentes más blandos que la martensita. La presencia de carburos y nitruros no disueltos, además de las inclusiones, reducen el crecimiento de grano austenítico lo que provoca un incremento en la velocidad de enfriamiento para la transformación de austenita a martensita. Las inclusiones no metálicas que pueden llegar a encontrarse en los aceros templados es debido a que los elementos que las forman sirven dentro del proceso de desoxidación o reducción en la etapa de refinación del acero para prevenir que los elementos

aleantes y el carbono que forman parte de la composición química nominal de los aceros de alta velocidad se oxidan durante el proceso de fabricación y de esa forma llegar a obtener la composición química adecuada final.

Para terminar este punto el cromo, molibdeno y vanadio son -- elementos para que el acero rápido posea una templabilidad -- muy alta solo que el molibdeno y más aún el vanadio son poco solubles en la austenita. La acción del cromo sobre la templabilidad del acero rápido aumenta cuando se incrementa el -- contenido de este elemento en la aleación mientras tanto el -- molibdeno tiene un efecto mucho más fuerte que el del cromo -- pero decrece arriba del 1%. En los aceros rápidos es apenas perceptible por el alto contenido contenido de molibdeno que -- contienen.

Los factores de tiempo y temperaturas de austenización que -- anteceden al templado son de primordial importancia sobre la -- templabilidad del acero porque controlan la solubilidad de -- los carburos y nitruros, el tamaño de grano austenítico y la -- homogeneidad de la composición química de carbono en la austenita.

Estos factores de tiempo y de temperatura de endurecimiento -- junto con la templabilidad del acero y la rapidéz de enfria-- miento adecuada hacen posible obtener mediante el tratamiento térmico, la dureza y resistencia necesarias para los aceros --

e herramienta de alta velocidad junto con la adecuada ductilidad y tenacidad (resistencia al impacto).

CAPITULO IX

9.1 TRATAMIENTO TERMICO DE RECOCIDO

El tratamiento térmico de recocido es llevado a cabo para producir una microestructura libre de tensiones constituida de ferrita y carburos como es mostrada en la figura 9.1 para un acero de herramienta de alta velocidad.

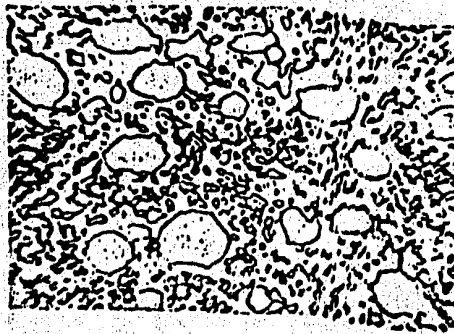


FIGURA 9.1

Estructura recocida de carburos en ferrita
Reactivo de ataque: Picral.

Esta estructura es relativamente suave cuya dureza oscila en el intervalo de 220 a 300 H.B. lo cual es capaz de ser maquinada con facilidad. Los aceros de alta velocidad contienen de 70 a 80% de ferrita, de 20 a 30% de carburos tipo eta y hasta 4% de carburos tipo Kappa.

El proceso de recocido es de gran importancia y es necesario para una máxima disolución de carburos que además sea la adecuada porque en él repercute la dureza en caliente de estos aceros.

Por otro lado el éxito del recocido está en función al tamaño de los carburos que son formados. Grandes carburos son producidos mediante prolongados tiempos de calentamiento resultando en una coalescencia de carburos, y de un corto ciclo de enfriamiento. La producción de carburos de gran tamaño resulta en un decremento de la disolución de carburos en la fase de austenización lo que provoca que la dureza sea reducida y la tendencia a la formación de bordes cortantes no sea posible.

El método normal de efectuar la austenización es calentar al acero dentro de la región de austenita más martensita y de enfriar el acero de herramienta de alta velocidad dentro del horno. Por otra parte la descarbonización puede ser minimizada usando hornos de atmósfera controlada o retortas semiselladas conteniendo materia carbonácea.

Un enfriamiento lento es la causa de que ese tratamiento sea costoso debido al tiempo de permanencia en el horno. En este aspecto, el acero de alta velocidad es calentado hasta el intervalo de austenita más carburos, cerca de los 900°C. A esta temperatura la disolución de carburos aleados es muy limitada y el contenido de aleantes en la matriz austenítica permanece-

relativamente bajo. De esta forma las curvas de transformación son desplazadas hacia la izquierda (ver figura 9.2), lo cual es comparado con el diagrama de transformación isotérmica que se muestra en la figura 9.3 el cual está en función a una temperatura mucho muy alta (de austenización) en comparación con la que es utilizada para efectuar el tratamiento térmico de recocido.

Existe la práctica a nivel comercial, de efectuar un recocido-isotérmico que consiste en austenizar las piezas de acero rápido a una temperatura cercana a los 900° seguida de un enfriamiento a los 760°C con un tiempo de permanencia de 4 horas para permitir la transformación de fase y por último realizar un enfriamiento final en aire.

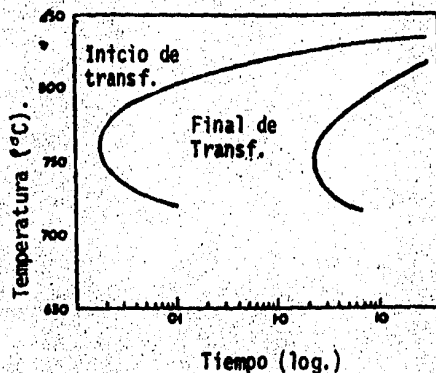


FIGURA 9.2

La nariz de transformación perlitica es desplazada hacia la izquierda cuando se temple desde los 900°C debido a un bajo contenido de aleantes en la austenita.

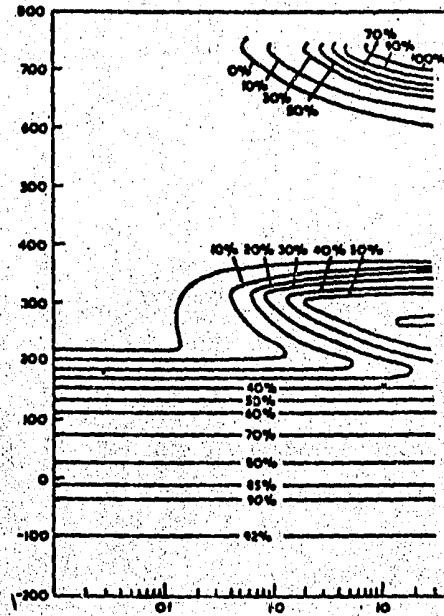


FIGURA 9.3

Diagrama de transformación isotérmica para el acero rápido tipo T-1 templado desde la temperatura de 1280°C. (20)

CAPITULO X

10.1 PROCESO TERMICO DE ENDURECIMIENTO DE LOS ACEROS DE HERRAMIENTA.

Dentro del tratamiento térmico de los aceros grado herramienta están contempladas varias etapas:

- Precalentamiento
- Austenización (temperatura de endurecimiento)
- Enfriamiento

10.2 Precalentamiento se ha mencionado que la etapa de precalentamiento para los aceros de herramientas es fundamental - que se realice porque dá la oportunidad de que el acero tenga más tiempo en alcanzar un equilibrio térmico (eliminación de - gradientes de temperatura en el interior de la pieza) y eliminar los riesgos de defectos en las piezas por un excesivo tiempo de permanencia a altas temperaturas de austenización.

En cuanto a la forma de operación de la etapa de precalentamiento para las herramientas de acero establece lo siguiente:

El precalentamiento puede realizarse en distintas formas, una de ellas es efectuar éste proceso en un horno que esté adyacente al horno donde se lleva el estado austenítico al acero de herramienta sin embargo puede efectuarse ambos procesos en el precalentamiento y el de austenización, en el mismo horno. Esto último está en relación con la diferencia la temperatura entre

la temperatura de precalentamiento y la temperatura de austenización para la herramienta de acero, así como también de los -- requerimientos de producción de los mismos. Esta diferencia no debe ser considerable ya que no es adecuada para los aceros de herramienta altamente aleados sobre todo en los aceros de alta-velocidad (tipo M y tipo T), los aceros para trabajado en caliente ya sea al cromo, molibdeno y tungsteno (tipo H) y en los -- aceros para trabajado en frío de alto contenido de carbono y -- cromo (tipo D). Es más adecuado llevar a cabo el precalenta--- miento y austenización en un solo horno para aceros que no se -- caractericen por tener elevadas temperaturas de austenización -- tales como los aceros endurecibles en aceite para trabajado en -- frío (tipo O), los aceros endurecibles en agua (tipo W).

Los aceros de herramienta al carbono y débilmente aleados po--- seen una alta conductividad calorífica lo que significa la dis-- minución del riesgo de la creación de gradientes de temperatura de un punto a otro de la herramienta de acero lo que origina -- tensiones de origen térmico que pueden repercutir en deformacio -- nes y rupturas en las piezas en etapas posteriores del endure-- cimiento por acción de las transformaciones microestructurales. Esta es la razón por lo que es más conveniente el uso de un so-- lo horno para efectuar ambos procesos, pero muchas veces es re-- comendable utilizar hornos separados (para efectuar el precalen -- tamiento y la austenización respectivamente) cuando se trata de reducir el tiempo de producción en operaciones de alto volumen-- de herramientas de acero.

En aceros de herramienta altamente aleados, la conductividad térmica es en general de una tercera parte comparado con los aceros de herramienta al carbono por lo que el calentamiento previo a la etapa de austenización debe de efectuarse lo más lentamente posible.

Los precalentamientos sucesivos a temperaturas crecientes para los aceros de alta aleación son recomendables porque se incrementa la conductividad térmica con la temperatura en aumento lo que provoca la disminución de gradientes de temperatura y una homogeneización térmica cada vez más efectiva con el aumento de temperatura sin peligro de tensiones cuando suceden las transformaciones de fase que quedan implícitas en el proceso térmico de austenizado posterior.

En aceros altamente aleados se efectúa dos ó más precalentamientos con el fin de reducir el tiempo de permanencia a alta temperatura de austenización característica para dichos aceros ya que efectuada correctamente la etapa de precalentamiento se reduce el riesgo de la descarburización superficial y del crecimiento desmedido en el tamaño de grano austenítico para el acero de herramienta.

La descarburización repercute en la dureza superficial de la herramienta y el engrosamiento del tamaño de grano hace que el acero de herramienta altamente aleado pierda tenacidad.

10.3 Austenización . La etapa siguiente al precalentamiento corresponde a la austenización. La austenización es la etapa -- más crítica, igualmente importante que la del precalentamiento anterior y templado posterior para los aceros de herramienta.

La austenización parte de la estructura recocida de carburos - esferoidizados en una matriz ferrítica la cual es llevada hacia una temperatura de endurecimiento adecuada (dependiendo de la composición química del acero de que se trate) dentro de la etapa de austenización para que el acero se encuentre constituido en su microestructura de carburos que permanecen sin disolverse en una matriz de austenita. La austenización implica una serie de transformaciones de fase (temperaturas críticas) en las cuales el acero de herramienta tiene que atravesar y en este aspecto es en donde la etapa de precalentamiento anterior tiene su valor importante.

La austenización de los aceros de herramienta debe de ser de - tal forma que produzca una estructura de grano fino.

Con un excesivo tiempo de permanencia a altas temperaturas de austenización, los aceros rápidos al tungsteno y al molibdeno - tienen la tendencia de una pérdida en la ductilidad motivada - por un crecimiento excesivo en el tamaño de grano austenítico - así como también de una merma en la resistencia y una excesiva distorsión al final de la austenización.

Estas desventajas son también observadas cuando se utiliza una

temperatura demasiado elevada por composiciones químicas de --
aceros que no lo requieran como por ejemplo en los aceros tipo
W.

Un sobrecalentamiento a la temperatura de austenización logra
una completa disolución de los carburos que son los responsa--
bles de la resistencia al desgaste para las herramientas con -
un excesivo tamaño de grano austenítico y una cantidad de auste--
nita que es retenida (por elevada temperatura de austeniza--
ción) que se obtiene en el templado posterior junto con marten--
sita de apariencia o de estructura gruesa que no es la adecua--
da para el estado de templado en los aceros de herramienta. -
Por otro lado, la utilización de una alta temperatura de auste--
nización provoca que el acero se quemé en su microestructura o
tenga una fusión incipiente que resulta en una posible fragmen--
tación de la herramienta.

Así mismo cuando se utiliza una temperatura de austenización -
baja ocasiona que el acero de herramienta tenga un bajo nivel--
de dureza y resistencia al desgaste.

El calentamiento para la austenización lleva consigo una trans--
formación de fase de la ferrita a austenita cada una con un ti--
po de estructura cristalina diferente.

La austenita tiene una estructura cúbica centrada en las caras
(f.c.c.) mientras que la ferrita es una estructura cúbica cen--
trada en el cuerpo (b.c.c.) . La austenita presenta un menor--

volumen específico en cm^3/g en comparación con la ferrita. El volumen específico tanto de la austenita, ferrita y cementita-(perlita) y martensita van en incremento lineal a medida del aumento en el contenido de carbono dentro de la composición química del acero. (Ver figura 10.1)

En virtud a los cambios estructurales que lleva implícito la etapa de austenización dentro del ciclo de endurecimiento para los aceros de herramienta es necesario establecer las condiciones necesarias para que se efectúen al mismo tiempo las transformaciones a austenita en todos los puntos dentro de la pieza de acero de herramienta de que se trate

INFLUENCIA DEL CONTENIDO DE CARBÓN
SOBRE EL VOLUMEN DE LAS FASES EN
LOS ACEROS.

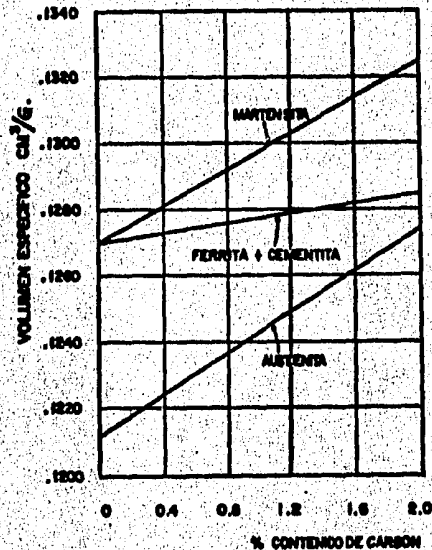


FIGURA 10.1

Cuando no se lleva a cabo un calentamiento lento con las precauciones adecuadas hay el riesgo de que en algunos puntos sobre todo en el corazón de las piezas se encuentren en una condición de dilatación en razón al aumento de la temperatura y en otros puntos, más cerca de la superficie, que se encuentren en un estado de contracción producto de la transformación de la ferrita o cementita a austenita. Esta diferencia de condiciones provoca la creación de tensiones que son fuente de agrietamientos posteriores por un calentamiento rápido a la temperatura de austenización característica del acero de herramienta.

Hay varios criterios para establecer los tiempos de permanencia a la temperatura de austenización de los distintos aceros de herramienta.

Cuando se ha efectuado la etapa de precalentamiento lento convenientemente se reduce mucho el tiempo de permanencia. Es decir que independientemente de la masa del acero de herramienta que se austenice cuando la herramienta toma el color propio de calentamiento a alta temperatura se establece que toda la pieza se encuentra a la misma temperatura. De lo anterior se estima un tiempo mínimo de cinco minutos por pulgada de sección para la permanencia y estabilización de la temperatura de austenización antes del templeado.

Ahora bien si no se ha efectuado la etapa de precalentamiento con un adecuado control, en la etapa de austenización la parte-

superficial del acero se calienta con mayor rapidéz que en su interior lo que causa variaciones en volumen y en la creación de esfuerzos de origen térmico ocasionados por transformaciones de fase. Estos esfuerzos producen fracturas por la diferencia de temperatura (gradiente de temperatura) entre el centro de la pieza y su exterior lo que muchas veces sucede en aceros de herramienta al carbono endurecibles en agua (tipo W). Un precalentamiento no controlado produce una velocidad de calentamiento elevado hacia la austenización que no tiende a producir el equilibrio térmico necesario.

Cuando la austenización se efectúa en hornos a base de baños de sales fundidas también puede ser reducido el tiempo de permanencia a la temperatura de austenización siempre y cuando se controle el precalentamiento anterior en los aceros de herramienta.

Las temperaturas de austenización son función directa de las composiciones químicas de los aceros.

En aceros de herramienta altamente aleados como por ejemplo los aceros de alta velocidad tipo M y tipo T y los aceros de herramienta para trabajado en caliente al tungsteno (del H21 hasta el H26) requieren un mínimo de permanencia por tener estos aceros altas temperaturas de austenización a saber: de 1260 a 1300°C para los aceros rápidos al molibdeno; de 1175 a 1240°C para los aceros rápidos al tungsteno y de 1093°C a 1260°C para los aceros de herramienta de trabajado en caliente

al tungsteno. En estos aceros se efectúa la etapa de precalentamiento necesario para la homogeneización de la temperatura venciendo el inconveniente de la baja conductividad térmica para este tipo específico de aceros de herramienta y no dando oportunidad a que se inicie la descarburización superficial -- tan nocivas en las herramientas de corte.

Con esto se establece que las temperaturas de austenización o de endurecimiento son una función de la composición química del acero de herramienta y que los tiempos de permanencia a dichas temperaturas de austenización están relacionadas con el control que se efectúa en la etapa de precalentamiento dentro del ciclo de endurecimiento de los aceros de herramienta así como también de la forma y dimensiones de la pieza (velocidad de calentamiento lenta y homogénea para tender hacia el equilibrio térmico en todos los puntos de la pieza de acero).

La austenización de los aceros de herramienta depende de los requerimientos de producción de los mismos y por otro lado del medio de calentamiento (cantidad y proporción de fases presentes, control de calidad de los baños de sales fundidas y baños de plomo y por último de la temperatura que se pueda alcanzar con los mismos).

En todos los aceros de herramienta con excepción de los que son al carbono solamente, los intervalos de temperatura de austenización están ubicados en la región de austenización incom-

pleta es decir, porque antes de efectuarse el templado hay cantidades importantes de carburos (dependiendo de los requerimientos de operación del acero de herramienta) que no son disueltos. La austenización incompleta es característica de los aceros hipereutectoides.

10.4 Enfriamiento. El templado es efectuado a partir de la temperatura de austenización que puede ser realizado en varios medios de enfriamiento: agua, aceite, salmuera, sales e incluso en aire lo que depende fundamentalmente de la función química del acero de herramienta de que se trate y del tamaño de sección de la pieza.

De la composición química del acero se desprende que el medio de enfriamiento está en función de la velocidad crítica de temple del acero en cuestión. El medio de enfriamiento debe tener la característica de enfriar rápidamente al acero para que tienda a lograr el endurecimiento total.

La capacidad de enfriamiento que presentan los medios de templado puede ser excesiva y sobrepasar los requerimientos de velocidad de enfriamiento del acero de herramienta lo que provoca la probabilidad de agrietamientos creados por distorsiones debido a velocidad de enfriamiento extremadamente altas.

Para la adecuada utilización de la etapa de templado dentro del ciclo de endurecimiento de los aceros, es necesario tener conocimiento de los diagramas de transformación de la austeni-

ta para determinar la velocidad de enfriamiento en el centro - de la pieza de acero con tal de que no atraviese la nariz per- lítica de las curvas de transformación marcadas en el diagrama.

El endurecimiento provocado por un templado desde la temperatu- ra correcta de austenización ocasiona que la austenita que es estable a alta temperatura se transforme en martensita.

Si se ha utilizado una temperatura de austenización demasiado- alta, es decir si se sobrecalienta el acero ocasiona un engro- samiento en el tamaño de grano austenítico y aunque se utilice el medio de enfriamiento adecuado para el acero de herramienta se obtiene una martensita de apariencia gruesa junto con una - cantidad apreciable de austenita que es retenida y una canti- dad mínima de carburos. Esta microestructura no es la más ade- cuada para el estado templado del acero de herramienta, por su baja tenacidad, aclarado esto anteriormente.

Cuando se utilizan medios de enfriamiento tales como aire o ba- ños de sales fundidas en aceros de herramienta de alta alea- ción se obtiene una baja distorsión durante el templado.

La transformación de fase de la austenita a martensita lleva - consigo un incremento del volumen específico en el acero. Por otro lado hay que notar que los productos de transformación de fase durante el templado son formados bajo condiciones de en- friamiento sin equilibrio térmico.

En los aceros de herramienta altamente aleados como es el caso de los aceros de alta velocidad, se utiliza en llamado temple-interrumpido el cual se lleva a cabo desde la temperatura de austenización haciendo un primer templado en un baño de sales fundidas entre los 600 y 650°C con un tiempo de permanencia para que toda la pieza alcance la temperatura del baño y que posteriormente se retira para continuar el enfriamiento al aire.

Con este temple particular se elimina la tendencia a la formación de cascarilla superficial pero hay mas riesgos de tener distorsiones.

CAPITULO XI

11.1 REVENIDO DE LOS ACEROS DE HERRAMIENTA DE ALTA VELOCIDAD.

El tratamiento térmico de revenido modifica las propiedades de los aceros en la condición de templado lo que provoca una adecuada combinación de dureza, resistencia y ductilidad en el acero de herramienta.

Generalmente la microestructura que normalmente se presenta en los aceros grado herramienta en el estado templado es una mezcla heterogénea de martensita que no ha sido revenida junto con una cantidad variable de austenita retenida y carburos aleados. Esta microestructura no es la adecuada para la herramienta que se pretenda utilizar; claro está, que la austenita retenida se presenta en pocas cantidades cuando se trata de herramientas de acero al carbono o pobremente aleados, en cambio, en herramientas de acero de alta aleación, la austenita es retenida en cantidades considerables del orden del 15% al 30%.

La susceptibilidad de retener austenita a temperatura ambiente depende de la temperatura de austenización utilizada y por otro lado de la acción y cantidad de elementos de aleación que intervienen en la composición química los cuales tienden a estabilizar la fase austenítica ocasionando que la temperatura M_f se abata a niveles muy por debajo de la temperatura ambiente lo que hace más difícil la transformación de la austenita.

Es deseable que toda la austenita se transforme durante la etapa del revenido y muchas veces se hace necesario el uso de varios

revenidos en las herramientas de acero para obtener la estructura martensítica y de carburos más adecuados para los requerimientos de producción que se esperan con el uso de la herramienta de acero.

Otra finalidad del proceso de revenido es la de minimizar las tensiones internas que son producidas en el templado de la herramienta disminuyendo el nivel de dureza en todos los puntos de la herramienta con un incremento en la tenacidad. Los resultados de las propiedades anteriores están en función del contenido de carbono en la aleación principalmente.

Cuando se efectúa el proceso de revenido, suceden una serie de cambios estructurales con la temperatura en aumento.

Si el revenido se ejecuta a baja temperatura, es decir, hasta los 200°C, la martensita templada se empieza a descomponer y a transformarse en un carburo metaestable denominado carburo epsilon (E) cuya fórmula es $(Fe, M)_{2,3}C$ donde M representa algún elemento aleante sustitucional como por ejemplo el cromo. Se trata de una etapa de precipitación del carburo E en la martensita cuya presencia aumenta ligeramente la dureza.

Por encima de los 200°C, en el revenido, se precipita otro tipo de carburos cuya fórmula es $(Fe, M)_3C$. En un principio estos carburos tienen forma de agujas y a mayor temperatura su apariencia cambia a ser esférica. Una curva de revenido para cualquier tipo de acero muestra los valores de dureza en función de

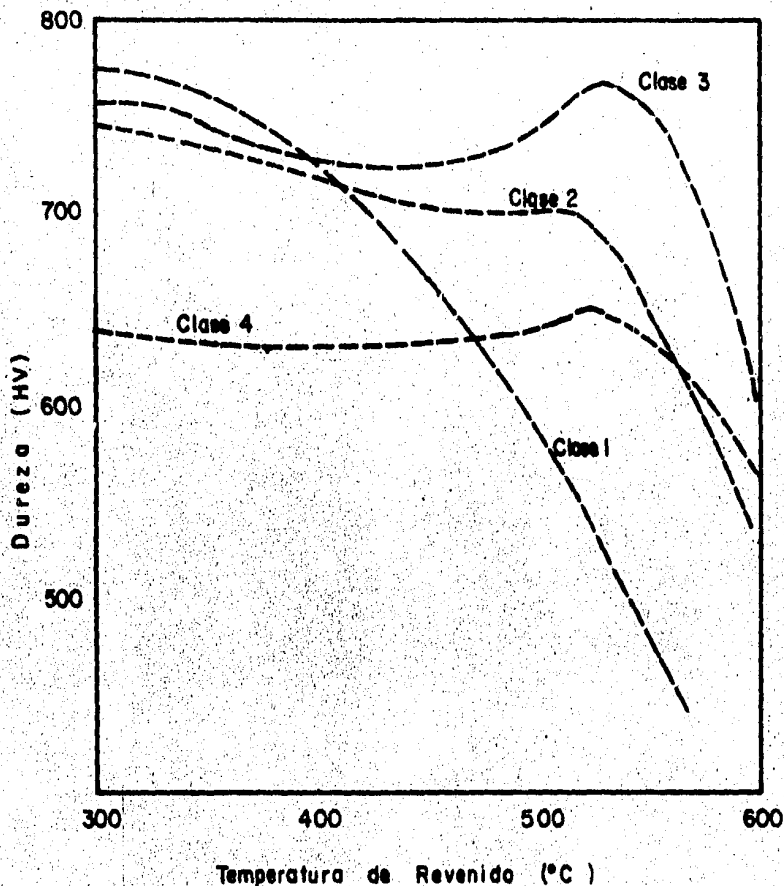
la temperatura de revenido. (Ver figura 11.1).

La curva de revenido muestra este punto un decremento en la dureza por la presencia de estos carburos de apariencia gruesa. Cuando se incrementa aun más la temperatura de revenido, tiene lugar un proceso de afinación de los carburos gruesos que se forman primeramente. Debido a la acción de elementos formadores de carburos tal es el caso del molibdeno, tungsteno y vanadio, la microestructura parece como una fina dispersión de carburos aleados.

Por este hecho la dureza sufre un ligero aumento sin embargo el engrosamiento de los carburos persiste lo suficiente para causar el ablandamiento del acero.

En los aceros de herramienta de alta aleación, los elementos de aleación causan la precipitación de carburos finos lo que provoca el efecto de endurecimiento secundario a temperaturas altas de revenido. Puede relacionarse la dureza que se obtiene en el revenido con el tiempo de permanencia a la temperatura de revenido.

Se establece en primer lugar que la dureza varía en relación a la temperatura de revenido. Por otro lado, existe una temperatura máxima en la cual se llega a obtener el valor mayor de dureza como efecto del endurecimiento secundario en función del tiempo de revenido.



CURVAS NORMALES DE REVENIDO PARA DISTINTOS TIPOS DE ACEROS DE HERRAMIENTA

- 1.- Curva de revenido para aceros de herramienta al carbono y de baja aleación
- 2.- Curva de revenido para aceros de herramienta de media a alta aleación con reducida precipitación de carburos y baja tendencia de resistencia al ablandamiento a elevada temperatura.
- 3.- Curva de revenido para aceros grado herramienta de muy alta aleación (aceros de alta velocidad y aceros al alto carbono y cromo) con alta resistencia al ablandamiento en aumento con la temperatura de revenido producto del acentuado endurecimiento secundario.
- 4.- Curva de revenido para aceros grado herramienta de menor contenido de carbono para trabajados en caliente con menor endurecimiento secundario.

Como ejemplo se ilustra el caso del acero rápido T-1. En este acero se observa que aproximadamente que a los 550°C se obtiene el mayor nivel de dureza en un revenido que dure 5 horas.

Se mantiene el valor de la dureza a los 550°C en forma constante sin variación apreciable aún para grandes tiempos de permanencia de revenido.

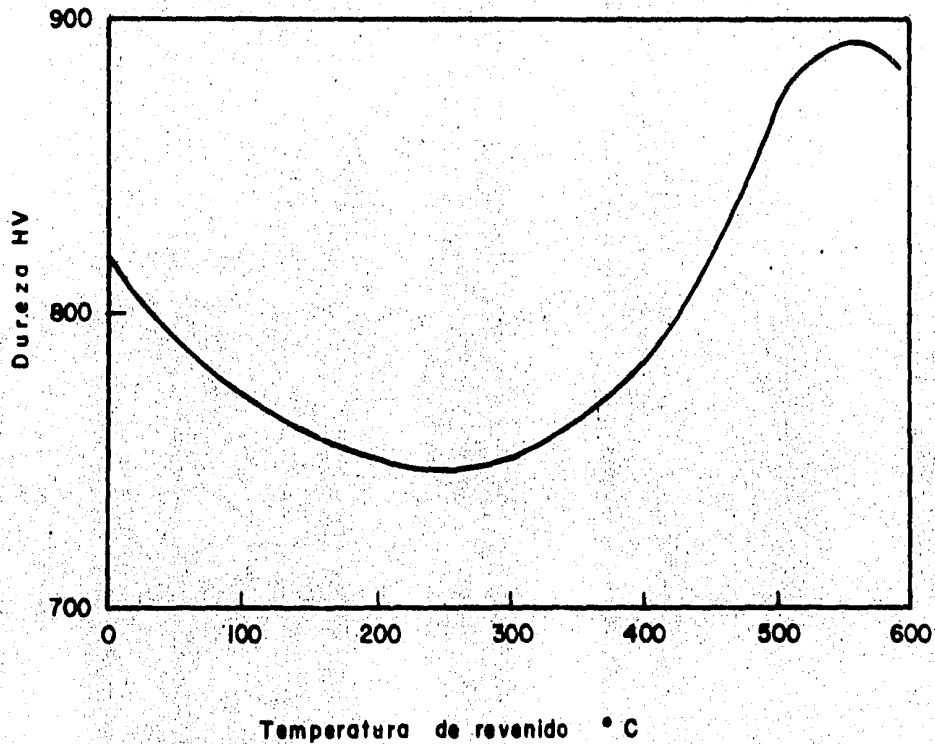
A temperaturas mayores a los 550°C, la dureza decae rápidamente en tiempos muy cortos de permanencia y esa disminución de la dureza es más pronunciada con el incremento en el tiempo de revenido. (Ver figura 11.2).

En la curva de revenido para el acero T-1 se relaciona la dureza en función de la temperatura de revenido y se observa un pico a los 550°C que significa el endurecimiento secundario en la etapa de revenido dentro del ciclo de endurecimiento de estos aceros de alta aleación.

Este endurecimiento es ocasionado por la presencia de elementos formadores de carburos que ocasionan una dispersión más fina en la microestructura, es decir la precipitación de carburos más finos y estables del tipo $M_{23}C_6$.

En aceros de herramienta al carbono no se presenta el fenómeno de endurecimiento secundario por la falta de elementos aleantes que estimulan la formación de carburos.

Por otro lado dentro de la etapa de revenido sucede la transfor



Un revenido a baja temperatura produce un ablandamiento pero la precipitación de carburos está asociado con la formación de martensita secundaria lo que incrementa la dureza del acero de alta velocidad.

Una vez de que haya sido excedido la temperatura donde se produce este, la coalescencia de los carburos aleados — resulta en una rápida declinación de la dureza del acero.

FIGURA 11.2

mación de la austenita retenida que permanece inalterada en el estado de templado del acero de herramienta ya sea en carburos primarios y bainita a temperaturas menores y a carburos también primarios junto con perlita a temperaturas mayores en donde normalmente se realiza el revenido de los aceros de herramienta. La perlita es un agregado de ferrita y carburos.

La presencia de carburos finos propicia el efecto de endurecimiento secundario. Por otro lado cuando se utiliza una alta temperatura de austenización existe una gran cantidad de austenita que se retiene a temperatura ambiente.

Cuando se forman los carburos, éstos son ricos en carbono y del elemento aleante de que se trate. La austenita retenida de la cual son formados, paulatinamente es menos rica en carbono. Como el carbono es el elemento principal en la dureza de los aceros, este hecho es relevante.

La austenita retenida, sin gran contenido de carbono, tiende a elevar la temperatura de inicio y la de finalización de la transformación de la austenita a martensita lo que ocasiona que durante el enfriamiento desde la temperatura de revenido, esta austenita se transforma fácilmente a martensita lo que produce un aumento de la dureza a temperatura ambiente.

La formación de la martensita a partir de la austenita hace necesario el uso de varios revenidos (revenido múltiple) para tener la seguridad de haber revenido la martensita en su totali-

dad y la transformación de la austenita retenida.

11.2. REVENIDO MÚLTIPLE DE LOS ACEROS DE HERRAMIENTA DE ALTA - VELOCIDAD.

El revenido múltiple no solamente "reviene" la martensita a partir de la austenita sino que también propicia la precipitación de carburos aleados de pariencia fina si existe todavía algún remanente de austenita sin revenir. Esto causa la formación --nuevamente de martensita durante el enfriamiento posterior. En los aceros de herramienta muy aleados (aceros rápidos) se suele hacer hasta cuatro operaciones de revenido subsecuentes para --transformar la austenita en su totalidad.

Con la disminución de los niveles de dureza en ciertas etapas --dentro del proceso de revenido de los aceros rápidos, se ajusta el valor requerido de dureza para los mismos así como también --reducir el estado de tensiones residuales provocado por la condición de templado anterior y mejorar la tenacidad y dureza de estos aceros.

El endurecimiento también es causado sin que haya la presencia de austenita residual. Esto se observa en aceros con bajo y mediano contenido de carbono como puede ser el caso de los aceros de herramienta para trabajado en caliente en donde a partir de cierto porcentaje de cromo, por ejemplo un 2% el endurecimiento secundario aparece a temperaturas de revenido entre los 350°C -

a 450°C.

La tendencia de formación de carburos de ciertos elementos tales como cromo, vanadio, tungsteno, molibdeno es muy importante en el endurecimiento secundario considerando que estos se encuentran disueltos en la fase austenítica antes de efectuarse el templado existiendo una relación que involucra el tiempo de permanencia a la temperatura de revenido con la precipitación y crecimiento de los carburos que dan el efecto del endurecimiento secundario; además, por otro lado, ésta precipitación de carburos produce una resistencia al ablandamiento durante el revenido.

11.3 TEMPERATURA DE REVENIDO

Dentro de las primeras etapas del proceso de revenido (a bajas temperaturas) se produce en el acero un esperado ablandamiento - pero la precipitación de carburos está asociado con la formación de martensita secundaria lo que resulta en un marcado incremento en el nivel de dureza en los aceros de alta velocidad (H.S.S.). Una vez que la temperatura de revenido que marca la dureza máxima (endurecimiento secundario) es rebasada, entonces tiene lugar la coalescencia de los carburos que propicia un rápido decremento en la dureza (a temperaturas mayores de los 600°C).

En el caso de un acero de alta velocidad convencional como por ejemplo el acero rápido de herramienta tipo M2, cuando se encuentra en el estado de templado consiste básicamente de martensita no revenida en asociación con un 10% aproximadamente de carburos aleados que no son disueltos y cerca del 25% de austenita que es retenida.

Durante el primer revenido, la martensita que inicialmente es formada se reviene y la austenita retenida se condiciona para su subsecuente transformación. Esto último involucra que en contenido de carbono de la austenita se reduzca por la precipitación de carburos dentro de la martensita y en la austenita (si la estructura contiene elevadas cantidades de austenita retenida).

La matriz del acero, después de efectuarse el primer revenido --

consiste de 75% de martensita que es revenida y 25% de martensita no revenida.

En la etapa del segundo revenido, nuevamente la martensita es -- formada por la austenita que puede retenerse después de haberse efectuado la primera etapa de revenido cuando se trata de aceros de herramienta de alta velocidad de mayor aleación lo que significa el uso de un segundo tratamiento térmico de revenido es necesario con el objeto de obtener una matriz homogénea de martensita revenida, ya que la martensita que no ha sido revenida tiene la característica de fragilidad.

El aumento de temperatura de austenización dentro de la etapa de endurecimiento primario de éstos aceros altamente aleados tiene efecto en la cantidad de austenita que es retenida.

En el acero rápido M2 un aumento promedio en 6°C dentro del intervalo normal de austenización incrementa el volumen de austenita retenida en aproximadamente 1 % lo que es debido, a una mayor disolución de los carburos aleados a temperaturas más altas de austenización.

Durante el primer revenido se ha visto que el carburo Kappa - - (Cr, Fe, W, Mo)₂₃ C₆) pueden ser precipitados desde la matriz austenítica que posteriormente es transformada en martensita y - formar el carburo eta (M₆C) que es el carburo más comúnmente encontrado en los aceros de herramienta de alta velocidad.

El carburo Kappa ($M_{23}C_6$) es precipitado desde la matriz austenítica entre los 300 y 400°C antes de que se produzca el fenómeno de endurecimiento secundario y se precipita a partir de la matriz martensítica arriba de los 500°C.

Por otro lado se ha sugerido que el carburo epsilon ($Fe_{2-4}C$) es precipitado inicialmente pero es re-disuelto cerca de los 200°C. La descomposición del carburo Kappa, a altas temperaturas de revenido, sucede en forma paralela a la descomposición de la austenita retenida a ambos procesos contribuyen al proceso de endurecimiento secundario característico de estos aceros de herramienta de alta aleación.

Después de cumplirse el primer revenido, el acero clásico de alta velocidad, es decir, el acero 18-4-1 (T-1) contiene de 70 a 75% de martensita, de 5 a 10% de austenita retenida y de 20 a 25% de carburos aleados.

Para un acero rápido al molibdeno comercial M2, se toma como ejemplo del efecto que producen tanto el tiempo y la temperatura dentro del tratamiento térmico de revenido.

Por ejemplo, se muestra en la gráfica de austenita retenida en % el volumen en función de tiempo de revenido que 60 minutos a la temperatura de 550°C se transforma casi completamente la austenita retenida que si dos ó más tratamientos de revenido son utilizados sobre el mismo acero rápido. (Ver figura 11.3.a).

Es decir que un tratamiento térmico de revenido es más efectivo que cuando se efectúa dos revenidos de 30 minutos cada uno, o tres revenidos de 20 minutos cada uno a una temperatura de revenido específica que es de 550°C. (21)

A este respecto en aceros de alta velocidad como es el caso del acero rápido tipo M2 que contengan en su estructura de templado con menos de 25% de austenita retenida, el tiempo total a la temperatura de revenido (550°C) es de mayor importancia que el número de tratamientos térmicos de revenido que se efectúen.

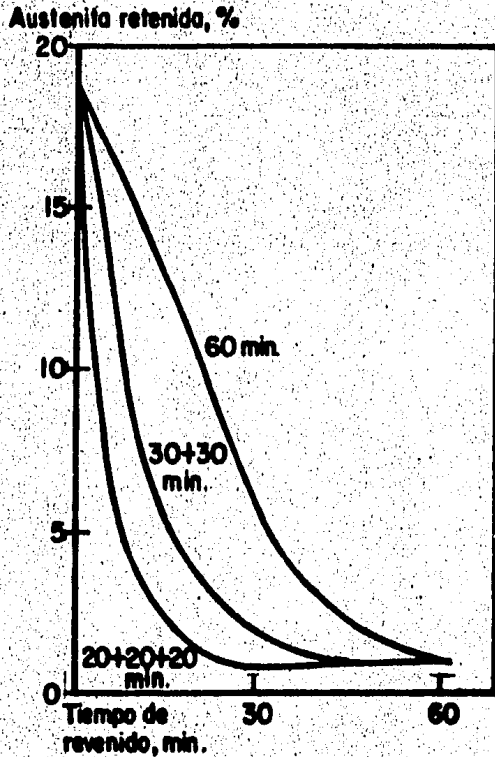
Usando el acero rápido M2 con seis variantes del mismo puede evaluarse el efecto de las combinaciones de elementos de aleación sobre la tendencia a transformarse de la austenita la cual es medida en función del tiempo de revenido.

En un acero de alta velocidad del tipo M2 con alto contenido de carbono del orden del 1.25% hace más difícil que la austenita retenida se transforme a los 550°C como temperatura de revenido, en forma rápida necesitando tiempos excesivamente largos para llevarlo al efecto.

Añadiendo vanadio dentro de la composición química del acero rápido M2 (W alto carbono) se incrementa de 1.2% de V a 3.1% de V, se provoca que este acero tenga una reducción en el porcentaje en volumen de austenita retenida. (Ver figura 11.3.b)

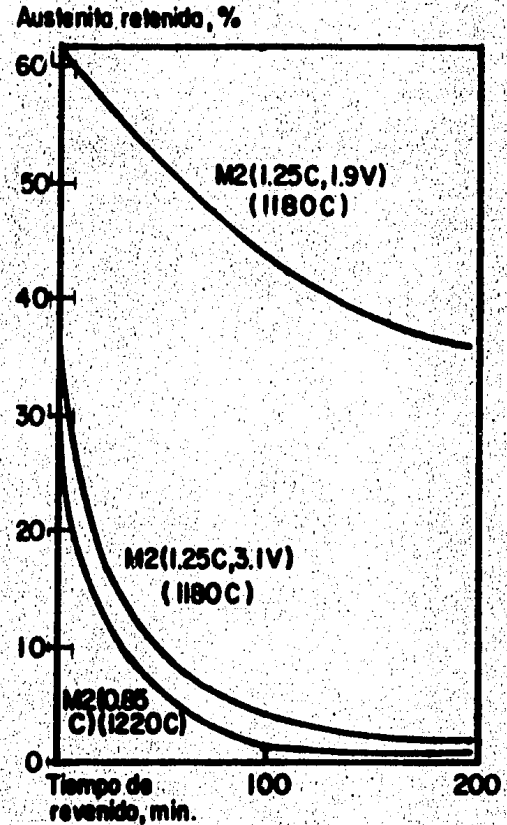
El vanadio es un fuerte formador de carburos por lo que se combi

FIGURA 11.3



La austenita retenida en el acero M2 templado desde la temperatura de austenización de 1220° C se transforma completamente en 60 min. a 550° C. un revenido de 60 min. es más efectivo que dos de 30 min. c/u o 3 de 20 min. c/u.

a)



El alto carbono (1.25%) en el acero M2 hace más difícil la transformación de la austenita retenida a 550° C. Anadiendo 1.20% V hace reversible el efecto porque el vanadio extrae carbono de la solución ya que forma carbonos.

b)

Se muestran curvas a diferentes temperaturas de revenido

na con el carbono disminuyendo el contenido de este último en la matriz austenítica.

Así mismo, cuando es añadido cobalto tanto al acero de alta velocidad M2 con alto contenido de carbono como al acero M2 convencional se acelera la transformación de la austenita retenida.

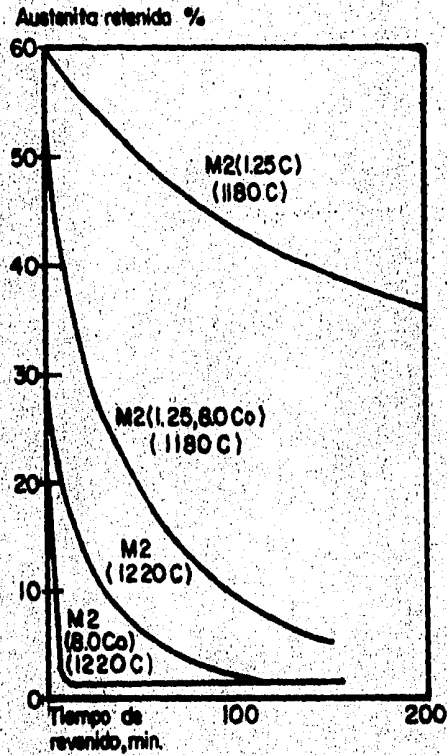
Para los aceros rápidos al cobalto requieren de tres revenidos - en vez de dos ya que la necesidad de un tercer revenido es por tratarse de aceros con alto contenido de carbono.

También el nitrógeno y silicio tienen un efecto marcado sobre el contenido de austenita retenida.

El silicio al igual que el cobalto incrementa la transformación de la austenita retenida. Una probable explicación sobre, este hecho es que tanto el silicio como el cobalto aumentan la actividad del carbono en la matriz la cual a su vez acelera la precipitación de los carburos aleados y disminuye el contenido de los mismos en la matriz. (Ver figura 11.4 y 11.5).

El silicio y el cobalto se encuentran entre los elementos aleantes que afectan la estructura de colada de los aceros de alta velocidad grandemente.

Por otra parte el silicio tiene un gran efecto sobre los tipos de carburos que existen en los aceros H.S.S., en virtud de que al ser diferentes los tipos de carburos existentes entonces se disuelven a diferentes temperaturas y el silicio modifica la com



La adición de 8 % de cobalto reduce el tiempo para la transformación de la austenita retenida tanto en el tipo estándar de M2 como el correspondiente tipo M2 al alto carbono a 550°C. Las curvas están a diferentes temperaturas de revenido.

FIGURA 11.4

posición de los carburos y por otro lado el silicio decrementa el contenido de carbono en la matriz.

Es ejemplificada la función del tiempo de revenido para distintos tipos de aceros de herramienta de alta velocidad al molibdeno sobre el volumen de austenita a 550°C como temperatura de revenido y a diferentes temperaturas de austenización previas.

Los tipos de aceros rápidos al molibdeno son el M41 y el M42 que son austenizados a la temperatura de 1180°C y el M35, M42 y WXE-4 (grado especial) que son austenizados a 1220°C. (Ver fig. 11.6)

Se nota la influencia decisiva de la composición química sobre el tiempo requerido para la completa transformación de la austenita.

El acero rápido M35 que es similar al correspondiente M2 solo que con un contenido de 5% de cobalto anexo, necesita un menor tiempo de revenido para que se efectúe la transformación.

En los aceros rápidos M41 y M42 que son austenizados a temperaturas inferiores que los otros para compensar su alto contenido de carbono, se transforma la austenita en forma más rápida que el acero rápido M2.

El acero rápido M41 requiere un menor tiempo de revenido para la mayor transformación de la austenita retenida que el M42.

La relación C/V para el M42 es más grande que el M41 pero esto -

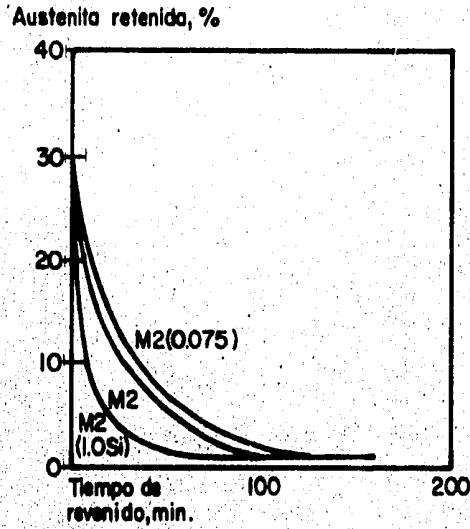


FIGURA 11.5

En el acero rápido tipo M2, el 1% de silicio acelera la transformación de la austenita retenida a 550° C,

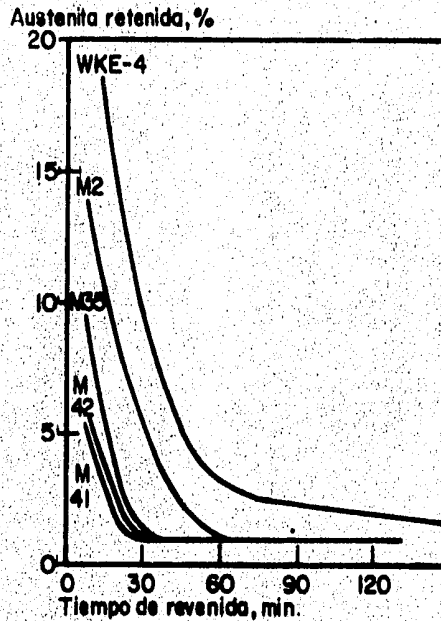


FIGURA 11.6

El tiempo para la transformación a 550° C para los aceros rápidos varía con el contenido de elementos aleantes. Los aceros M41 y el M42 son austenizados a 1180° C y el M35, M2 y WKE-4 son austenizados a 1220° C.

es compensado por que el acero rápido M42 presenta un mayor contenido de cobalto.

El acero especial WKE-4 es un acero de alta velocidad al cobalto que resiste en un grado mayor comparado con el acero M2, la transformación de la austenita retenida. Se trata de un acero sumamente aleado de la siguiente composición:

1.25% C, 4.10% Cr, 3.10% Mo, 9.0% W, 9.0% Co, 3.10% V

En suma, el factor más importante que afecta el tiempo requerido para el revenido de los aceros grado herramienta de alta velocidad es el contenido de carbono dentro de la composición química de los mismos.

Cuando se trata térmicamente aceros de alta velocidad aumamente aleados como por ejemplo el acero WKE-4 es necesario revenidos a altas temperaturas o mayor tiempo de permanencia a la temperatura de revenido de 550°C, en comparación con los aceros rápidos comerciales los cuales requieren dos revenidos de una hora de permanencia en cada una para desarrollar una estructura homogénea.

Por último en cuanto a la eficiencia en lo que a operaciones de corte se refiere se establece lo siguiente:

En pruebas de corte continuo e intermitente, los aceros rápidos que son revenidos una sola vez dan resultados más pobres que los que han sido revenidos varias veces.

En operaciones de corte continuo, en pruebas de desgaste los aceros que son revenidos varias veces (tres veces) tienen valores mejores que los aceros que son revenidos un par de veces.

En operaciones de corte intermitente se producen resultados opuestos. Para un acero M35, lo más adecuado es efectuarle dos revenidos notando que una mayor cantidad de revenidos son superfluos.

Revenidos a temperaturas mayores a los 600°C resulta en la coalescencia de carburo Kappa submicroscópico causando un rápido ablandamiento en los aceros de alta velocidad.

11.4 TIEMPO DE PERMANENCIA A LA TEMPERATURA DE REVENIDO EN LOS ACEROS GRADO HERRAMIENTA

El tiempo de permanencia a la temperatura de revenido es una variable muy importante que está en relación de las transformaciones posteriores de la martensita templada y de la austenita retenida. Estas transformaciones no solamente dependen de la temperatura sino que también están en función del tiempo que muchas veces el más preponderante. Resulta claro que la influencia de los tiempos de revenido es notoria en la ubicación del sitio donde ocurre el endurecimiento secundario (en aceros de herramienta altamente aleados). Con menores tiempos de permanencia a la temperatura de revenido se necesita mayores temperaturas para lograr el endurecimiento secundario tan necesario en los aceros rápidos. Por el contrario aumentando el tiempo de permanencia notablemente, el endurecimiento secundario ocurre a temperaturas menores con similar nivel de dureza. Solo que se tiene el inconveniente de que se necesitan varios días de permanencia a temperaturas menores de revenido para el endurecimiento secundario -- (ver diagrama de curvas de dureza para un acero rápido T-1 cuya temperatura de endurecimiento es de 1218°C). (Ver figura 11.7)

Ya se ha dicho que los picos de endurecimiento secundario que aparecen en los diagramas de revenido de los aceros (dureza en función de la temperatura de revenido) se deben a la precipitación de carburos complejos finos aproximadamente a los 500°C los

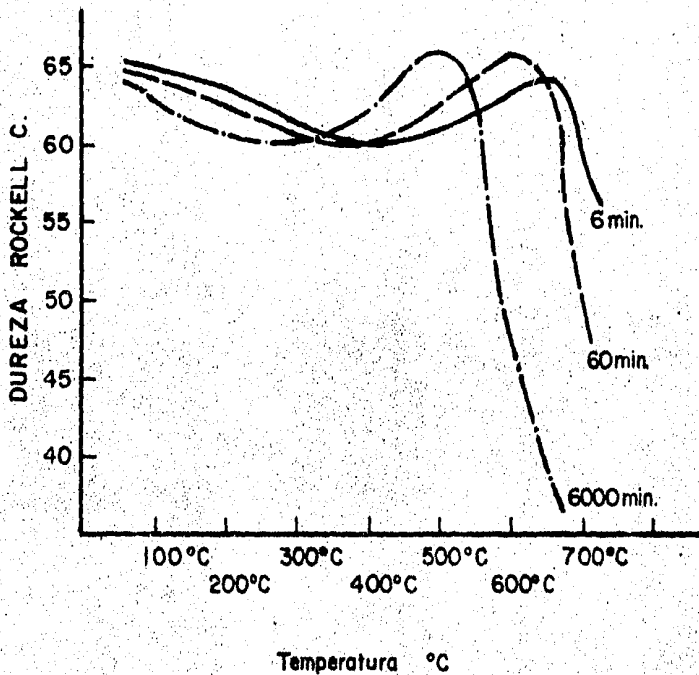


Fig. 11.10.—Curvas de revenido para el acero rápido 18-4-1 (T1) que es templado en aceite desde la temperatura usual de austenización que es de 1288° C. Las curvas de dureza en función a la temperatura son mostradas para tiempos de 6, 60 y 6000 minutos. Casi las curvas de revenido idénticas son obtenidas para el acero de alta velocidad 6-5-4-2 cuando es templado desde su usual temperatura de endurecimiento que es de 1218° C.

cuales junto con la martensita revenida formada a partir de la austenita retenida que resulta sin alteración en el templeo -- precedente incrementan la dureza que representa el efecto de endurecimiento secundario tan característico en los aceros rápidos y en los aceros para trabajado en caliente.

Es importante establecer una relación entre el tiempo de permanencia a la temperatura de revenido y la temperatura de revenido misma que es consecuencia de las transformaciones de la martensita templada y de la austenita retenida durante el tratamiento térmico de revenido.

Se ha encontrado una expresión formulada por Hollomon y Jaffe - (22) que involucran los datos que están representados dentro de las curvas de revenido para los aceros es decir, la dureza - H.R.C. en función de la temperatura de revenido y del tiempo de revenido a la misma.

La relación queda expresada de la siguiente forma

$$P = T (k + \log t)$$

Donde:

P = Parámetro relacionado con el tratamiento --
térmico de revenido (parámetro de Hollomon)

T = Temperatura absoluta (°K)

t = Tiempo en horas

k = Constante que depende del contenido de carbono en la austenita.

Se ha encontrado que el valor de la constante k es similar para todos los aceros y es de aproximadamente de 20.

El parámetro de revenido P es usado en gráficas para establecer las curvas maestras para cada acero donde se involucra la dureza H.R.C. como función del parámetro P .

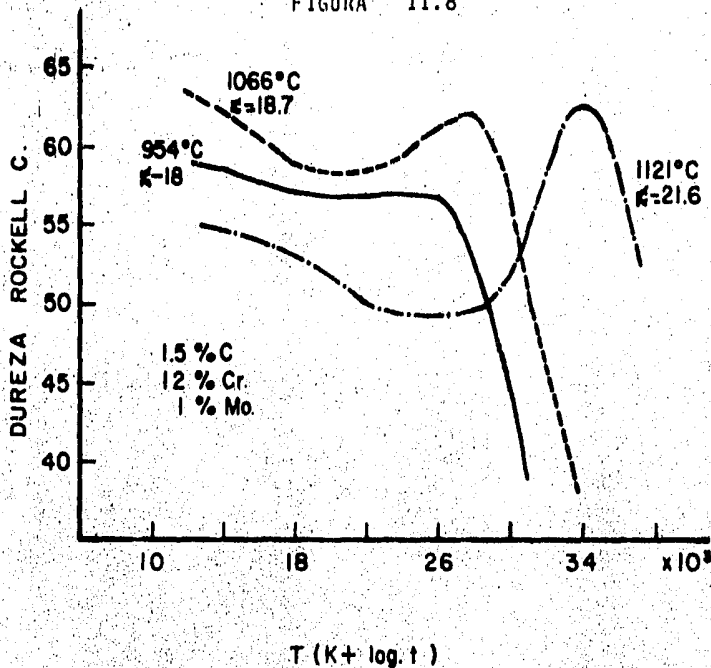
Con curvas de revenido se muestra hasta que temperatura de revenido, el tiempo de permanencia no ejerce influencia alguna sobre la dureza H.R.C. del acero. Por ejemplo en un acero rápido 18-4-1 hasta los 320°C el tiempo de permanencia no tiene influencia en el proceso de revenido pero arriba de esta temperatura el factor tiempo es importante.

Las diferentes curvas de revenido que están en relación a diferentes tiempos de permanencia a la temperatura de revenido pueden considerarse en una sola la cual es construida por medio de los datos de dureza H.R.C. en función del parámetro P de revenido la constante k que aparece dentro del parámetro P es una función de la temperatura de austenización del templado anterior.

La constante k va en aumento a medida de que sea mayor la temperatura de endurecimiento del acero, y como ejemplo se muestran estas curvas para un acero de herramienta de alta aleación. (Ver figura 11.8 y 11.8.a).

Cada curva maestra de dureza en relación al parámetro P es una función de la temperatura de austenización del acero de herra--

FIGURA 11.8



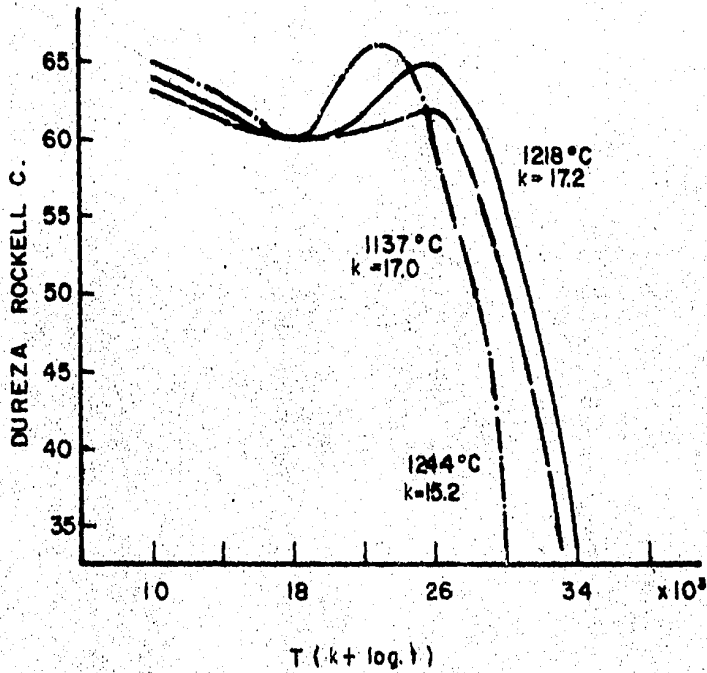
Curvas de revenido para un acero de herramienta de endurecimiento al aire austenizado a tres diferentes temperaturas como es indicado en cada curva.

La dureza de revenido es graficada en función del parámetro $T (K + \log. t)$ donde:

- T = es la temperatura de revenido
- t = tiempo de revenido
- K = es una constante

Cada curva cuyo valor depende de la temperatura de austenización. El endurecimiento desde la temperatura de austenización más baja resulta en ningún efecto de dureza secundaria.

El endurecimiento desde la temperatura más elevada de austenización provoca una baja dureza inicial en razón a la presencia de austenita retenida y de un endurecimiento secundario posterior.



Curvas de revenido para el acero rapido 6-5-4-2 austenizado a tres diferentes temperaturas. La dureza de revenido es graficada en función al parametro $T (k + \log t)$

FIGURA 11.8.a

mienta y por tanto del valor de la constante k .

A alta temperatura de austenización, la curva maestra de revenido muestra una dureza inicial baja por la presencia de austenita retenida pero se observa un gran incremento de dureza secundaria a mayor temperatura.

A partir de estos diagramas para aceros de herramienta puede elegirse un tiempo conveniente (t) y mediante el conocimiento del valor de K se conoce la temperatura requerida para un cierto valor del parámetro P el cual se relaciona con la dureza requerida del acero de herramienta. Con este procedimiento, sobretudo en los aceros rápidos, se eligen tiempos de permanencia para el revenido después de templado y se calcula la temperatura adecuada para que el acero cumpla con los requerimientos de dureza.

Existe otro tipo de diagrama en donde se ve la dependencia que tiene la dureza en relación al tiempo y a la temperatura de revenido. Se tratan de dos diagramas que son utilizados simultáneamente para obtener resultados de dureza.

El primer diagrama muestra una curva de revenido convencional para el acero generalmente con un tiempo de permanencia de una hora. En este diagrama a una temperatura de revenido le corresponde un valor de dureza H.R.C.

En el caso del acero de herramienta de alta velocidad tipo M2 se puede ejemplificar esto. (23).

Si se quiere conocer cual es el efecto de un aumento en el tiempo de permanencia a la misma temperatura de revenido se corre a través de la línea recta que marca la temperatura de revenido hasta que intercepta con la pendiente de la misma temperatura que aparece en un diagrama de tiempo de revenido en función de temperatura de revenido que está dispuesto por abajo del primer diagrama. Se corre por la pendiente de la temperatura de revenido hasta que se cruce la línea que marca el tiempo de permanencia requerido. A partir de este punto se extrapola hacia arriba en el diagrama de revenido convencional y se lee la dureza H.R.C. que es menor por el aumento en el tiempo de permanencia a la misma temperatura de revenido. (Ver figura 11.9).

En este acero rápido, se visualiza el efecto del endurecimiento secundario a temperaturas altas de revenido de 550°C a 600°C.

Mediante estas gráficas se puede observar lo siguiente: aproximadamente a los 575°C de temperatura de revenido se obtiene un elevado grado de dureza del orden de 65.3 H.R.C. La temperatura de endurecimiento para lograr lo anterior es del orden de los 1200°C.

Si se utiliza la gráfica anterior se puede conocer la influencia de la temperatura de revenido y el tiempo de permanencia sobre la dureza producto del revenido.

Si se aumenta el tiempo de permanencia a dos horas a los 570°C como temperatura de revenido, la dureza del acero rápido M-2 re

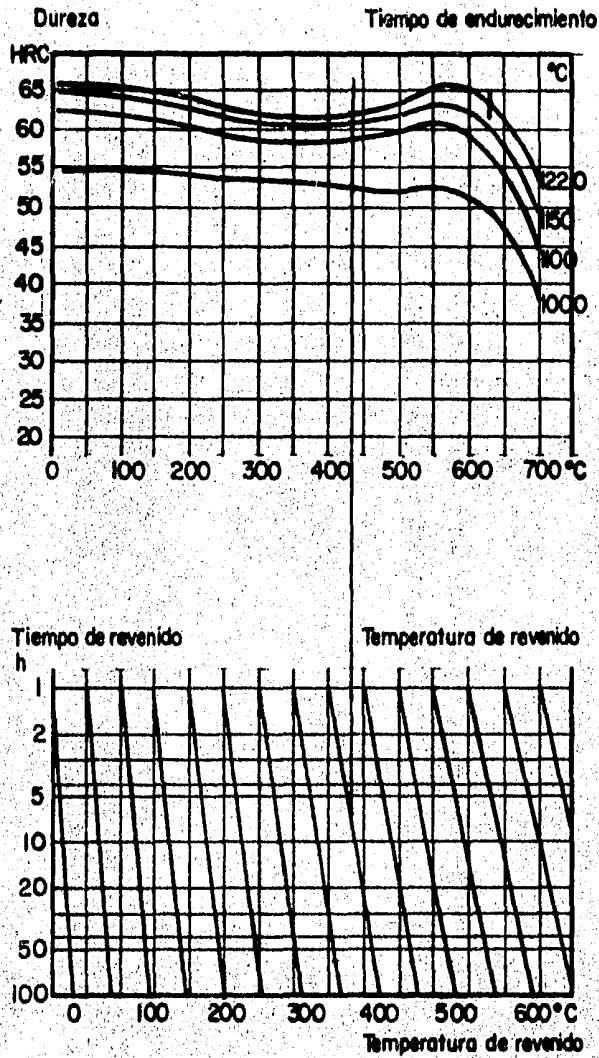
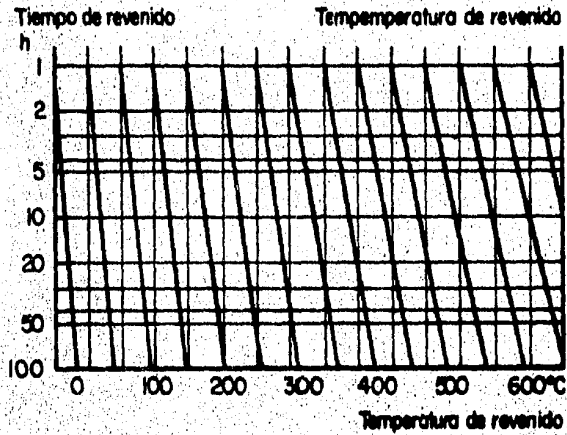
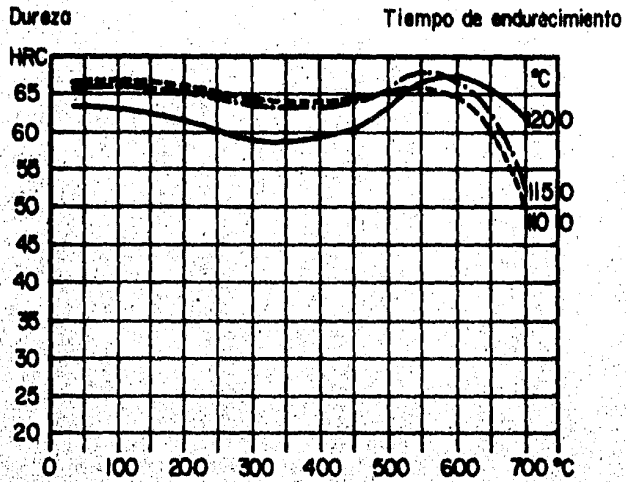


FIGURA 11.9

Curvas de revenido mostrando la relación en el tiempo y temperatura para el acero rápido M2.



Curvas de revenido mostrando la relación en el tiempo y—
temperatura para el acero rápido M42.

FIGURA 11.9.a

venido baja a los 65.0 H.R.C., considerando la temperatura de austenización de 1220°C.

Si el tiempo de permanencia es de 20 horas a la misma temperatura de revenido, la dureza decrece a los 64 H.R.C. Si el tiempo de permanencia es aumentado considerablemente, por ejemplo 100 horas, a la temperatura del acero, la dureza de revenido se reduce a un valor de 62 H.R.C.

Se establece que utilizando la máxima temperatura de austenización permisible para el acero rápido M-2 no importa tanto el tiempo de permanencia a la temperatura de revenido ya que se obtienen valores similares de dureza H.R.C. tanto para tiempos largos como tiempos cortos de permanencia.

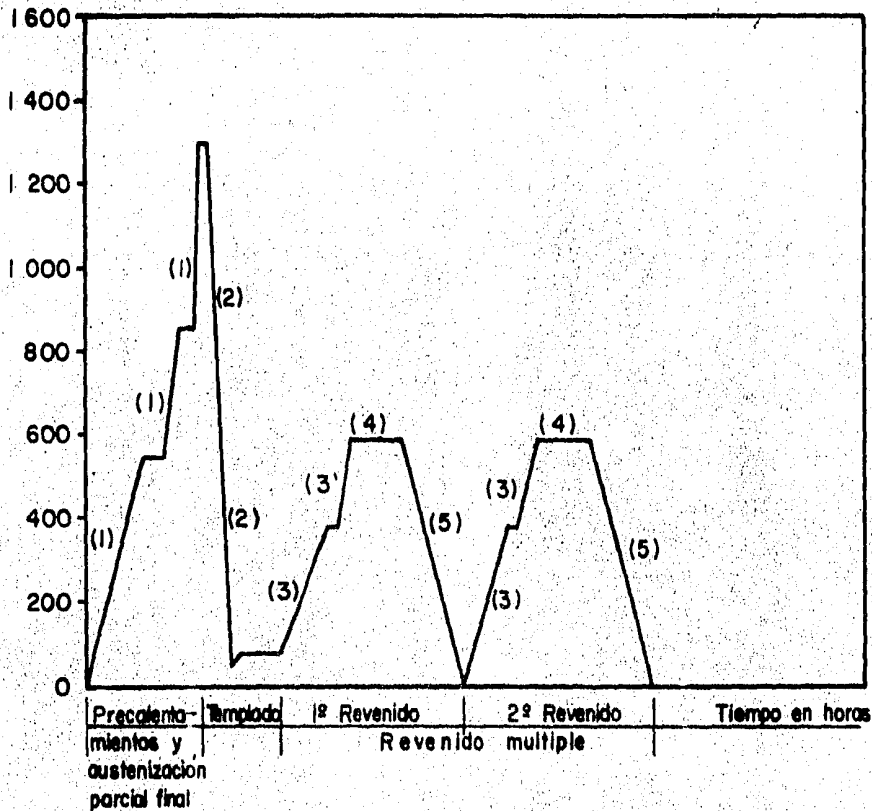
En todos los casos, un incremento de la temperatura de revenido mayor que la temperatura que señala el efecto del endurecimiento secundario y con aumento paulatino en el tiempo de permanencia tiene como resultado un decremento en la dureza de revenido del acero de herramienta de alta velocidad.

A temperaturas relativamente bajas de revenido entre los 350°C y los 500°C sucede lo contrario. Por ejemplo se tiene una dureza de 62 H.R.C. a los 400°C de temperatura de revenido con un tiempo de permanencia de una hora (la temperatura de austenización es de 1220°C). Si se aumenta el tiempo de permanencia a 7 horas a los 400°C, la dureza sube a 62.50 H.R.C. Esto mismo puede ser obtenido a una temperatura ligeramente superior de re

venido por ejemplo a los 435°C pero con un tiempo de permanencia de una hora y media para cumplir con el requerimiento de dureza de 62.50 H.R.C.

Con esto se ilustra la dependencia que tiene la dureza con respecto a la temperatura de revenido y del tiempo de permanencia a la misma. Por lo tanto cuando se realiza el tratamiento térmico de revenido en los aceros de herramienta muy aleados tal que aparezca el efecto del endurecimiento secundario, es necesario establecer el tiempo adecuado de permanencia a la temperatura de revenido elegida. Se establece como aproximación largos tiempos de permanencia a temperaturas bajas de revenido - cuando quiere mejorarse la propiedad de dureza del acero rápido y por el contrario tiempos menores de permanencia a temperaturas mayores a las que aparece el endurecimiento secundario para la menor pérdida de dureza en el acero. Muchas veces con tiempos muy largos de permanencia se mejora el nivel de dureza de los aceros en perjuicio de la resistencia al impacto lo que conocida como revenido de fragilización.

Lo más recomendable es austenizar el acero a la mayor temperatura posible dependiendo del tipo de acero de que se trate para, que los tiempos de permanencia no excedan de 2 a 3 horas y que puede ser prolongado si se trata de piezas de acero de gran dimensión para alcanzar el compromiso requerido de dureza y de resistencia al impacto (tenacidad).



**DIAGRAMA GENERAL DE ENDURECIMIENTO Y REVENIDO —
PARA ACEROS GRADO HERRAMIENTA DE MUY ALTA ALEACION**

1.- La etapa de precalentamiento y austenizado es conveniente de ser —
efectuado en banos de sales fundidas.

2.- El temple debe de ser efectuado en aire o aceite.

3.- Los precalentamientos en la etapa de revenido se efectuan en hornos
de convección de aire.

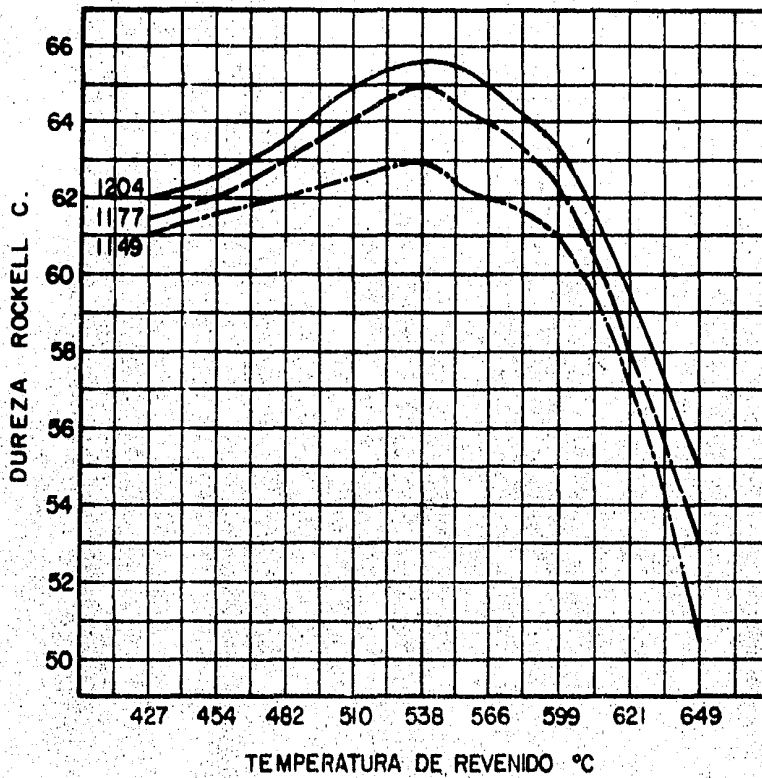
4.- Tiempos de permanencia en los revenidos sucesivos son de 1,0 hora.

5.- Enfriamiento final en aire desde la temperatura de revenido.

FIGURA 11.10

Por último se presenta gráficamente el ciclo térmico que incluye el temple y el revenido con lo que se expone la diferencia de temperaturas entre uno y otro. (Ver figura 11.10).

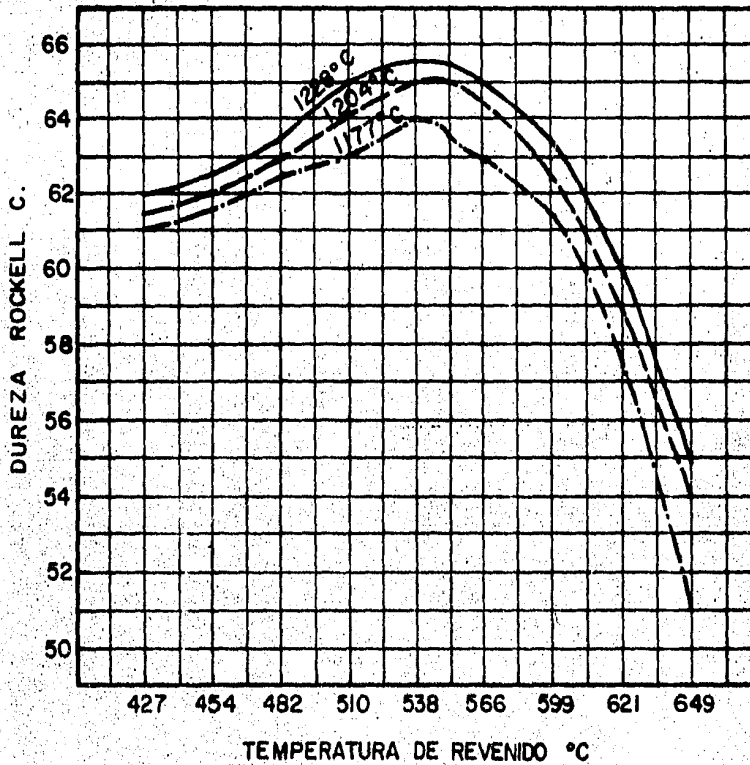
Así mismo de la figura 11.11.a a la figura 11.11.d, se muestran curvas de revenido para distintos tipos de aceros rápidos al molibdeno en función de temperaturas crecientes de austenización anteriores al tratamiento térmico de revenido. Con estas gráficas se clarifica el hecho de que a mayor temperatura de austenización se tiene mayor cantidad de austenita que es retenida y cuya transformación posterior, causa el endurecimiento secundario durante el revenido. (24).



Temperatura de revenido, dureza	TEMPERATURA DE AUSTENIZACION		
	1149 ° C	1177 ° C	1204 ° C
427 ° C	61.0 RC	61.5 RC	62.0 RC
454 ° C	61.0	62.0	62.5
482 ° C	62.0	63.0	63.5
510 ° C	62.5	64.0	65.0
538 ° C	63.0	65.0	65.5
552 ° C	62.5	64.5	65.5
566 ° C	62.0	64.0	65.0
599 ° C	61.0	62.5	63.5
621 ° C	57.0	58.0	59.5
649 ° C	50.5	53.0	55.0

Curvas de revenido para el acero de herramienta de alta velocidad, a diferentes temperaturas de endurecimiento - (doble revenido). Tipo M 1.

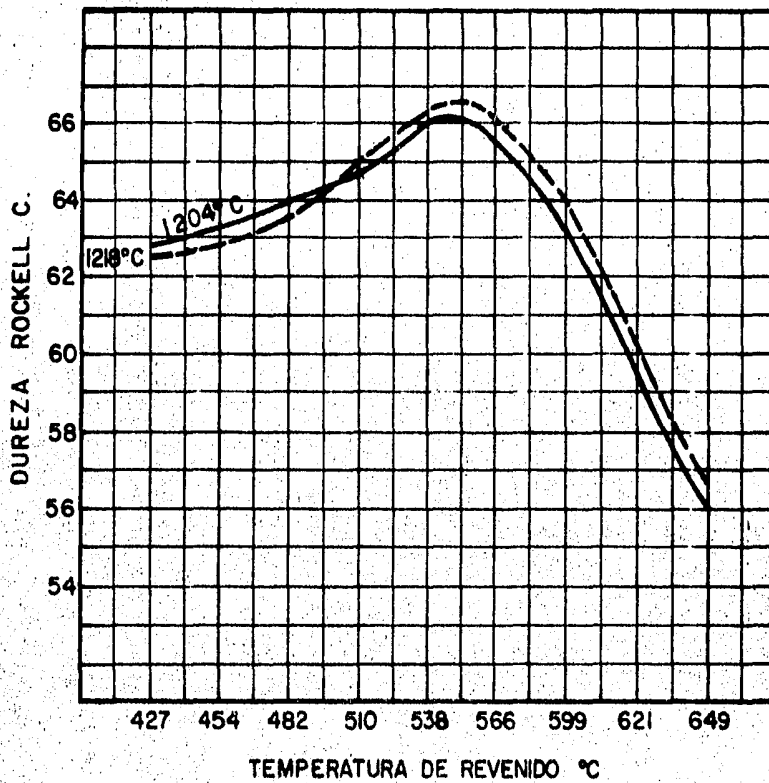
FIGURA 11.11.a



Temperatura de revenido, dureza	1177 °C	1204 °C	1228 °C
	TEMPERATURA DE AUSTENIZACION		
427 °C	61.0 RC	61.5 RC	62.0 RC
454 °C	61.5	62.0	62.5
482 °C	62.5	63.0	63.5
510 °C	63.0	64.0	65.0
538 °C	64.0	65.0	65.5
552 °C	63.5	65.0	65.5
566 °C	63.0	64.5	65.0
599 °C	61.5	62.5	63.5
621 °C	57.5	59.0	60.0
649 °C	51.0	54.0	55.0

Curvas de revenido para el acero de herramienta de alta velocidad, a diferentes temperaturas de endurecimiento — (doble revenido). Tipo M2

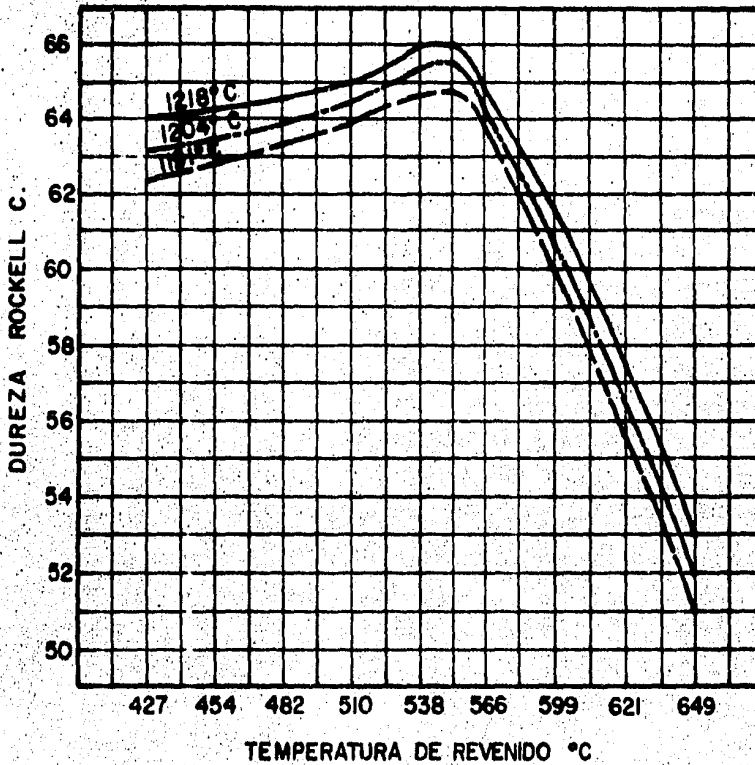
FIGURA 11.11.b



Temperatura de revenido, dureza	1204 °C TEMPERATURA DE	1218 °C AUSTENIZACION
427 °C	62.8 RC	62.5 RC
454 °C	63.3	62.8
482 °C	64.0	63.6
510 °C	64.8	65.0
538 °C	66.0	66.3
552 °C	66.1	66.6
566 °C	65.6	66.1
599 °C	63.3	64.0
621 °C	59.5	60.3
649 °C	56.0	56.8

Curvas de revenido para el acero de herramienta de alta velocidad, a diferentes temperaturas de endurecimiento - (triple revenido). Tipo M4

FIGURA 11.11.c



Temperatura de revenido, dureza	TEMPERATURA DE AUSTENIZACION		
	1191 °C	1204 °C	1218 °C
427 °C	62.4 RC	63.2 RC	64.0 RC
454 °C	62.8	63.5	64.2
482 °C	63.3	63.9	64.5
510 °C	63.9	64.4	65.0
538 °C	64.6	65.4	66.0
552 °C	64.7	65.5	66.0
566 °C	63.8	64.3	64.9
599 °C	60.0	60.7	61.6
621 °C	55.6	56.5	57.5
649 °C	51.5	52.0	53.0

Curvas de revenido para el acero de herramienta de alta velocidad, a diferentes temperaturas de endurecimiento—
(doble revenido). Tipo M 7

FIGURA 11.11.d

CAPITULO XII

12.1 NITRURACION GASEOSA DE LOS ACEROS DE HERRAMIENTA

La nitruración es un tratamiento termoquímico cuya finalidad es dar a la superficie de la herramienta un endurecimiento mediante la formación de nitruros debido a un proceso de absorción de nitrógeno.

La capa endurecida superficial ocasiona un aumento notable en la resistencia al desgaste y al mismo tiempo en la resistencia a la fatiga.

Es condición fundamental de que el acero de herramienta haya sido tratado térmicamente por medio de un templeado y revenido para que el centro de las piezas tenga una resistencia grande, capaz de soportar grandes presiones de trabajo a la que está expuesta la capa endurecida superficial.

El tratamiento termoquímico de nitruración de los aceros de herramienta es de los llamados tratamientos ferríticos que involucra la difusión de nitrógeno en la fase ferrita a temperaturas relativamente altas en donde no se efectúan transformaciones de fase durante el enfriamiento.

Independiente del tipo de proceso de la nitruración que se efectue, los aceros de herramienta que se nitruren se calientan a temperaturas que oscilan entre los 500°C y 590°C y se asocian con el amoníaco de tal forma que se produzca la siguiente reacción $2\text{NH}_3 \rightleftharpoons \text{N}_2 + 3\text{H}_2$. Esta reacción corresponde a la diso-

ciación del amoníaco a alta temperatura.

El nitrógeno que se libera de esta reacción se combina con el cromo, molibdeno, hierro que forman parte de la composición química de los aceros para formar los nitruros en la superficie de la herramienta.

El espesor de la capa nitrurada está en relación con la temperatura y tiempo de permanencia, la composición química del acero y de la actividad del nitrógeno.

Recurriendo al uso del diagrama de equilibrio para el hierro-nitrógeno se observa que a temperaturas normales a las que se efectúa la nitruración, es posible disolver el nitrógeno dentro del hierro en solución sólida cuando la cantidad de nitrógeno que se contiene en la atmósfera en contacto con la herramienta excede el valor del 0.1%. Cuando el contenido de nitrógeno excede este último valor se forma el Fe_4N cuya denominación es de nitruro δ

Si se aumenta el contenido de nitrógeno a un valor mayor del 6% en peso sucede la formación de otro nitruro denominado nitruro ϵ que es formado a partir del nitruro δ . La fórmula del nitruro ϵ es Fe_2N . (Ver figura 12.1)

A concentración aún mayor de nitrógeno pero a bajas temperaturas del orden de los 500°C o menos se forma otro nitruro ζ el cual es estable.

Resumiendo, en función a la temperatura de tratamiento existen -

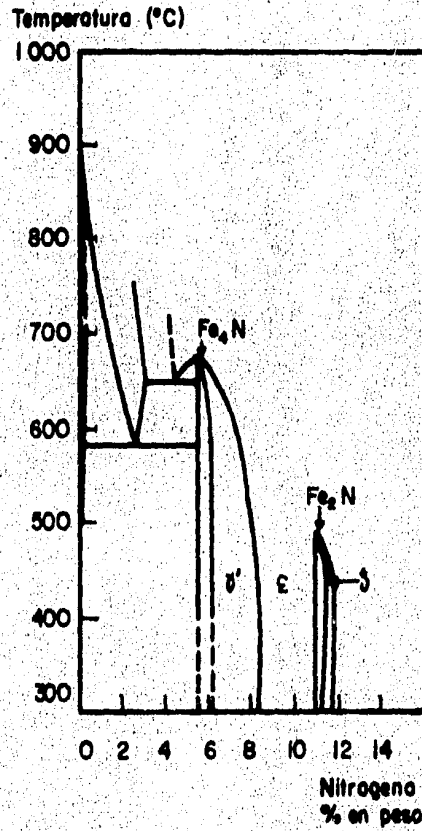


Diagrama de equilibrio hierro-nitrógeno.

FIGURA 12.1

varios compuestos de nitruros; el nitruro ϵ de alto contenido de nitrógeno del orden de 11% y el nitruro δ con contenido de nitrógeno del 6%. Hay la presencia de un compuesto eutectoide constituido por el hierro alfa (ferrita) y el nitruro γ' denominado -- braunita. La presencia de este compuesto eutectoide ocasiona -- fragilidad a los aceros nitrurados al carbono.

Las temperaturas requeridas para efectuar el proceso de nitruración son menores en comparación al proceso de cementación de carbono.

El intervalo de 500 a 590°C (marcado por la aparición del eutectoide) es el más adecuado para la nitruración ya que en el acero de herramienta se disuelve la cantidad apropiada de nitrógeno. Temperaturas mayores de tratamiento de nitruración no son recomendables porque los aceros tienen capas duras superficiales más profundas (por la facilidad de difusión del nitrógeno) pero que a la vez son frágiles y el acero tiene baja tenacidad.

El espesor de la capa nitrurada en las capas superficiales del acero tiene una apariencia de capa blanca formada por el nitruro δ y el nitruro ϵ . A temperaturas excesivas de tratamiento sucede la formación de la braunita que es una mezcla de fases y aparte una estructura de ferrita con agujas de nitruro γ' -- ($Fe_4 N$).

En aceros de herramienta aleados, el cromo y molibdeno desempeñan el papel de formadores de nitruros. Así mismo, la cantidad-

de carbonitratos está en función de contenido de carbono y de la incorporación de nitrógeno al acero.

La naturaleza a la capa nitrurada superficial está constituida por una dispersión fina y homogénea de nitruros y de carbonitruros en ferrita.

Gracias a la formación de la capa nitrurada, el acero posee una alta resistencia al desgaste y dureza superficial. Por otro lado el acero tiene alta resistencia a la fatiga así como también resistencia al ablandamiento y dureza a alta temperatura. Con las bajas temperaturas de tratamiento, el acero tiene una alta estabilidad dimensional sin un notable crecimiento de volúmen.

Dentro de los procesos de nitruración dentro de los aceros, el más antiguo, es el que se refiere a la nitruración por medio de amoníaco gaseoso el cual es descompuesto para formar nitrógeno atómico que se difunde y toma parte en la red cristalina del acero.

La disociación del amoníaco es dependiente de la temperatura, presión y flujo de NH_3 .

Cuando el acero de herramienta tenga grandes cantidades de cromo vanadio y molibdeno entonces se forman los nitruros correspondientes que son muy estables.

Los aceros que son nitrurados son puestos en cajas especiales -- herméticas y la cual debe de tratarse de un material que no reac

cione con los gases generados dentro del proceso de nitruración.

Para ello son utilizados con bastante éxito cajas de un acero --
conteniendo 25% de cromo y 20% de níquel.

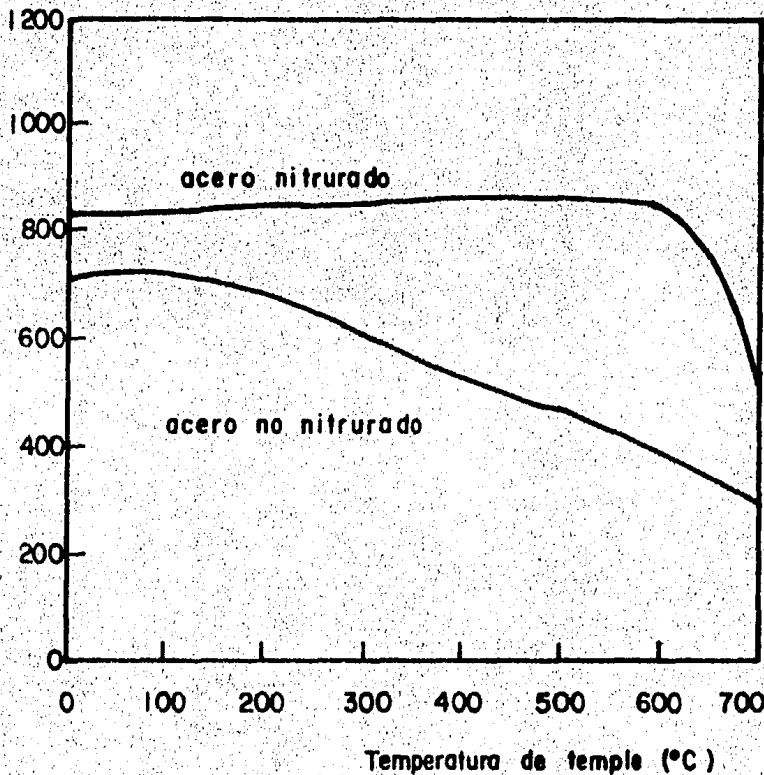
Dentro de estas cajas, se promueve una circulación de gas amoniaco
a elevada temperatura (500°C a 590°C) para su adecuada diso-
ciación.

Generalmente el tratamiento termoquímico de nitruración de los -
aceros de herramienta es un proceso muy largo de llevarse al ca-
bo dando como resultado profundidades de endurecimiento por la -
formación de nitruros del orden de .20 mm a 0.70 mm a partir de-
la superficie de la herramienta. Muchas veces se requieren tiem-
pos de permanencia muy largos por ejemplo de 60 horas para produ-
cir la profundidad de endurecimiento requerida.

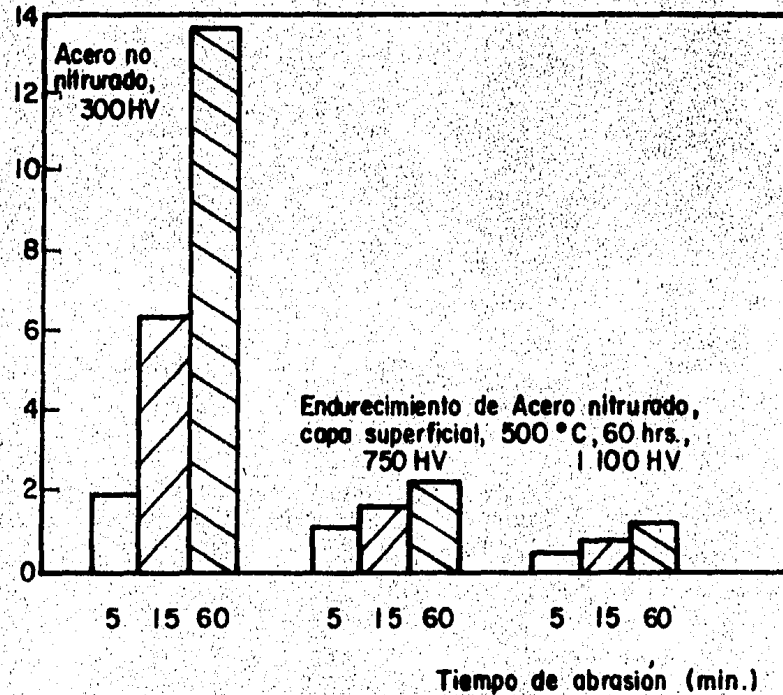
Es muy importante, dentro del proceso de nitruración gaseosa pa-
ra los aceros de herramienta, mantener un control sobre la diso-
ciación del amoniaco en nitrógeno atómico y que durante las 10 -
primeras horas después de haberse iniciado el proceso de gas de
be estar disociado de un 15% al 20% por lo que se debe ajustar -
a ese valor, la velocidad o flujo del gas amoniaco que entra en-
forma de corriente.

La transformación del amoniaco a nitrógeno para que sea estable-
la velocidad del gas que esté en contacto con las piezas de ace-
ro de herramientas debe ser disminuida hasta el mínimo posible.

Dureza (HV)



Pérdida de peso (%)



Endurecimiento de la capa superficial de un acero por medio de un proceso de nitruración y por otros procesos.

Pérdida de material de un acero por abrasión.

FIGURA 12.2

El gas amoniaco debe quedar exento de vapor de agua para que de esa forma se impida la oxidación de los aceros en forma superficial.

Después de haberse efectuado el proceso de nitruración el acero de herramienta no necesita de ser tratado térmicamente en forma posterior ya que quedan con una dureza uniforme del orden de -- 9000 a 1000 H.V.

12.2 NITRURACION MEDIANTE BAÑOS DE SALES FUNDIDAS PARA LOS ACEROS GRADO HERRAMIENTA ALTAMENTE ALEADOS.

El uso de sales fundidas es un importante medio para efectuar la nitruración de los aceros de herramienta y sobre todo para los aceros de alta velocidad.

El baño de sales fundidas está constituido básicamente por una mezcla de cianato de sodio (NaCNO) en una cantidad del orden del 7 al 15% junto con un porcentaje como mínimo del 15% de cianuro de sodio (NaCN) mas carbonato de sodio (Na₂CO₃) y cloruros alcalinos.

El carbonato de sodio tiende a formar sólidos en suspensión cuya remoción se facilita bajando la temperatura hasta los 470°C donde son precipitados de la solución y asentados en el fondo del baño de sal. Por otro lado los cloruros actúan como diluyentes - disminuyen el punto de fusión de la mezcla de sales fundidas.

La oxidación del cianuro de sodio (NaCN) forma el cianato de sodio de acuerdo con la siguiente reacción:



De hecho el cianato formado es un compuesto inestable que se disocia de la siguiente forma:



El nitrógeno naciente que se forma es el que se difunde en la superficie del acero de herramienta. (25).

Cabe señalar que esta composición del baño de sales fundidas fué desarrollada a partir de una sal que contiene del 96 al 98% de cianuro de sodio (NaCN) y de otra, que es menos frecuente, que está constituida por una mezcla autéctica de cianuro de sodio (NaCN) y de cianuro de potasio (KCN).

Estos baños de sales se desgastan o envejecen de los 550°C a los 600°C en donde producen un mínimo de 5% de cianato de sodio (NaCNO) por oxidación atmosférica la cual continua reduciendo el contenido de cianuro e incrementando el contenido de CNO_3 hasta que se logra el equilibrio cuando se tiene cerca de un 45% de CNO .

La cantidad de nitrógeno introducido en la superficie del acero está en función de la temperatura a la cual se tiene el baño de sales y que es la temperatura de nitruración es decir de 540°C a 560°C que es similar cuando se trata de un proceso de revenido convencional en los aceros de herramienta de alta velocidad.

También la cantidad de nitrógeno introducido en la superficie del acero depende del tiempo de permanencia, del contenido de cianato de sodio que es disociado cuya presencia es a partir del cianuro de sodio que se contiene originalmente en el baño de sales fundidas y por último del tipo de acero de herramienta que se trate.

Es importante decir que esta composición del baño de sales fundidas ha dado resultados exitosos cuando se trata de la nitrura-

ción de los aceros de herramienta de alta velocidad.

La tendencia actual dentro del proceso de nitruración por medio de sales fundidas es la de controlar el contenido de cianatos para reducir a un mínimo el riesgo de fragilidad y que al mismo tiempo se tenga una superficie con las propiedades de corte requeridas.

La nitruración imparte a la superficie del acero de herramienta una muy alta resistencia al desgaste a costa de una pérdida de tenacidad cuando es medida por medio de la prueba Izod (ductilidad).

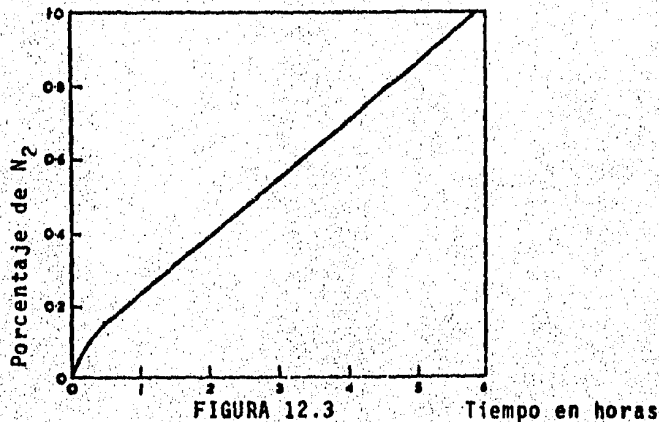
Se ha mencionado anteriormente que la temperatura de operación de la nitruración de los aceros de herramienta altamente aleados se ubica entre los 540 y 560°C y que el tiempo de permanencia está en función del espesor de la capa nitrurada en la superficie del acero.

Para evitar la fragilidad se recomienda el uso de tiempos largos del proceso de nitruración incluso de varios días para alcanzar que la capa nitrurada tenga una dureza de 560 H.V. que si es comparada con la dureza que es obtenida mediante un templeado y revenido se encuentra con que la dureza que se consigue en los aceros de herramienta, sobre todo de alta velocidad es muy superior con relación al tratamiento térmico convencional. Después de ejecutarse el proceso de nitruración los aceros de herramienta deben ser enfriados al aire.

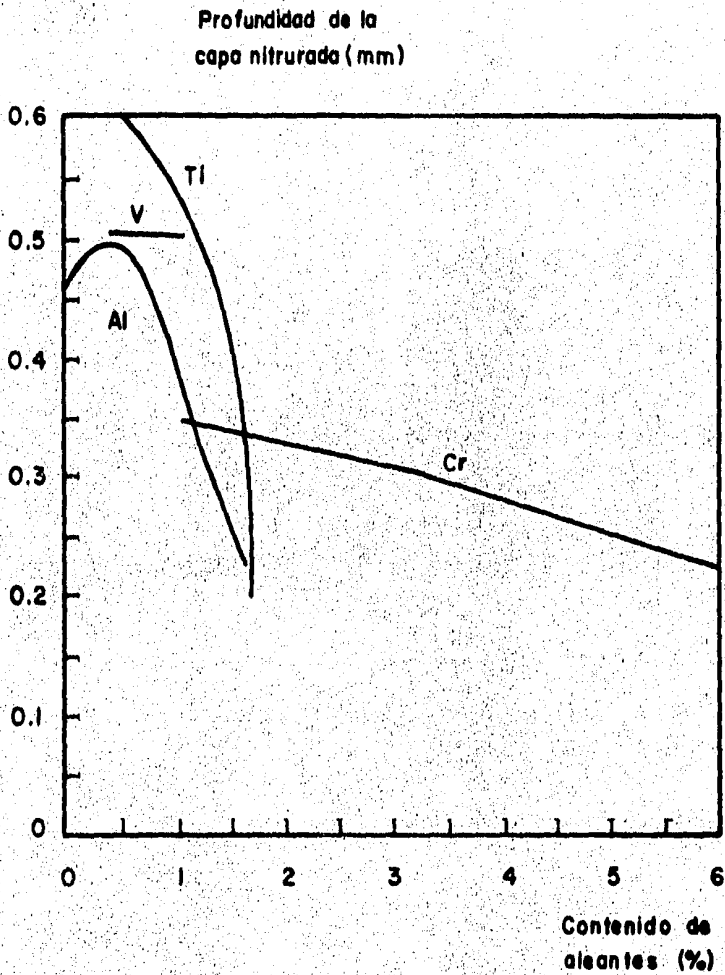
Los aceros de herramienta de alta velocidad al molibdeno tipo M son más susceptibles de nitrurarse que en relación a los aceros rápidos al tungsteno.

En trabajos experimentales llevados a cabo en la composición representativa de estos aceros, que es el acero 18-4-1 o (T-1) muestran que el contenido de nitrógeno introducido dentro de la superficie del acero de alta velocidad, se incrementa rápidamente en los primeros minutos de permanencia durante la nitruración y que después aumenta linealmente de acuerdo con el tiempo de permanencia. (Ver figura 12.3)

El efecto de la composición química de los aceros tiene marcada influencia en la capacidad de nitruración. (Ver figura 12.4 y 12.5).

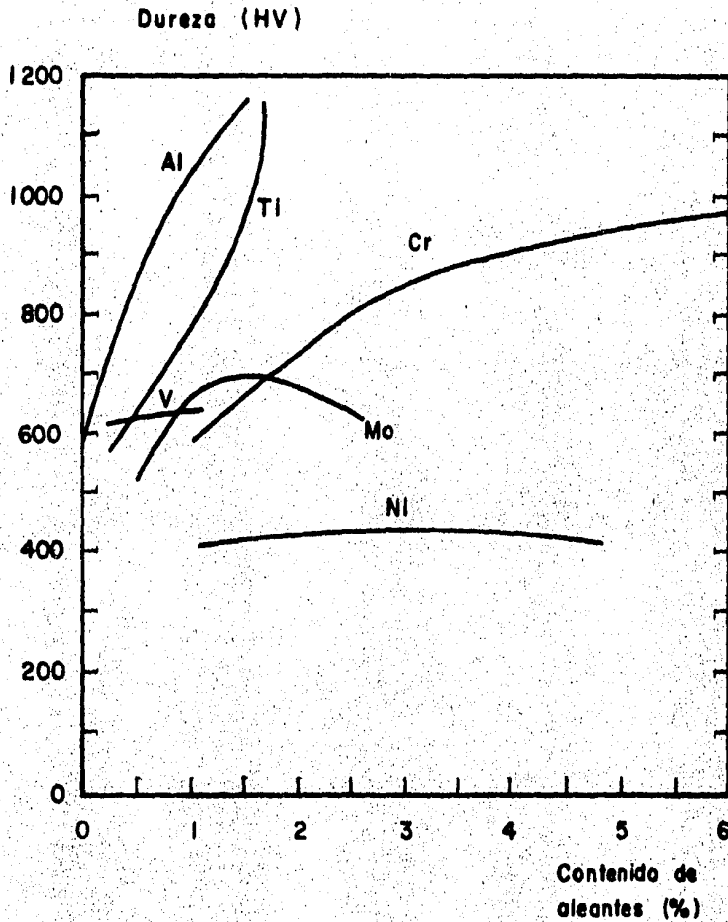


En la figura 12.6 se muestran dos patrones de endurecimiento superficial por nitruración en el acero rápido T-1 marcando la influencia de la temperatura de nitruración en la dureza. (26).



Influencia de los elementos de aleación con respecto a la profundidad de la nitruración.

FIGURA 12.4



Influencia de los elementos de aleación con respecto a la dureza, después de un proceso de nitruración.

FIGURA 12.5

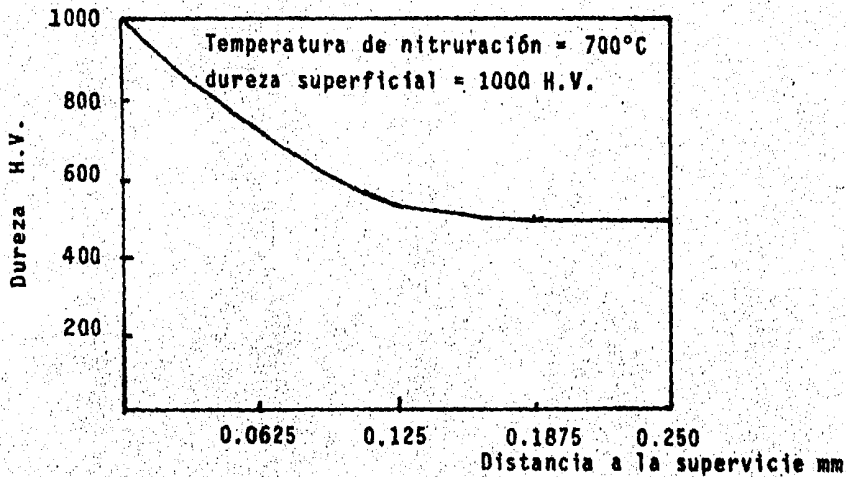
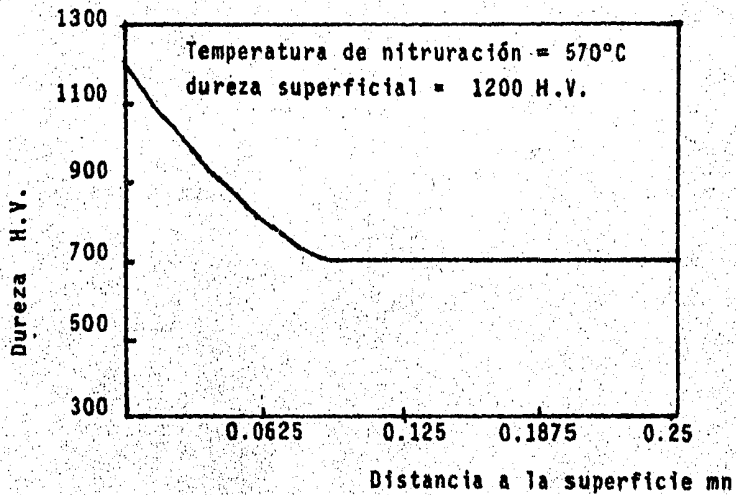


Diagrama de dureza en función a la distancia del extremo superficial mediante tratamiento térmico de nitruración para el acero rápido tipo T-1

FIGURA 12.6

Existe otro proceso paralelo de nitruración de los aceros de - - herramienta que es conocido con el nombre de proceso Tufftride - que es una variante del proceso de nitruración por medio de ba-- ños de sales neutras fundidas debido a que estas últimas sirven para períodos muy cortos de permanencia ya que con elevados tiem pos de permanencia ocasionan que la superficie del acero se pi-- que lo que significa un nitrurado superficial en forma irregular. Esto es provocado por la variación del contenido de cianatos en las diferentes alturas o niveles dentro del baño de sal y a la - disolución de cierta cantidad de hierro del crisol donde se efec túa la nitruración resultando en una oxidación en la superficie de la herramienta.

El proceso de nitruración llamado Tufftride para herramientas -- utiliza la inyección de aire dentro del baño de sales para tener un control mucho más adecuado del contenido de cianato dentro -- del baño de sales fundidas.

El nitrurado Tufftride se lleva a cabo en dos etapas a saber: - primero se requiere de un precalentamiento de la pieza de acero de herramienta que se desea nitrurar a temperaturas cercanas a - los 450°C y posteriormente se introduce en la segunda etapa del proceso, a un baño de sales fundidas de composición similar que cuando se efectúa el nitrurado en base a sales fundidas en forma convencional a una temperatura cercana a los 570°C.

El tiempo de permanencia en el baño de sales en esta segunda eta

pa del proceso de la pieza de acero de herramienta depende tanto de la composición química del mismo así como también del tamaño de la pieza y va de cinco minutos a tres horas.

Con este tiempo se reduce en mucho la permanencia en comparación con la nitruración gaseosa. Se inyecta aire dentro del baño de sales fundidas causando la agitación del mismo renovando las sales de cianato de sodio (NaCNO).

Al final del tiempo de permanencia, el acero se retira y se enfría posteriormente al aire.

Mediante este proceso termoquímico se produce una mínima cantidad de Fe_2N que es muy frágil y cerca del 80% del nitruro eta - FeN por lo que la capa nitrurada es menos frágil. Así mismo la resistencia al desgaste que presentan los aceros de herramienta es aumentada considerablemente. La razón del mejoramiento de la resistencia al desgaste se debe al hecho de que mediante este -- proceso de nitruración, el baño de sales fundidas libera tanto - nitrógeno naciente como carbono. El carbono forma carburos con el hierro en la superficie de la herramienta que a su vez actúan como núcleos para la precipitación de nitrógeno en forma de nitruros y carburos sin la formación de nitruros de hierro frágiles.

En los aceros de herramienta de alta velocidad, el proceso Tufftride funciona como un tratamiento térmico de revenido adicional.

La nitruración por medio de inyección de aire para las herramien

tas presenta varias ventajas con relación al nitrurado gaseoso.

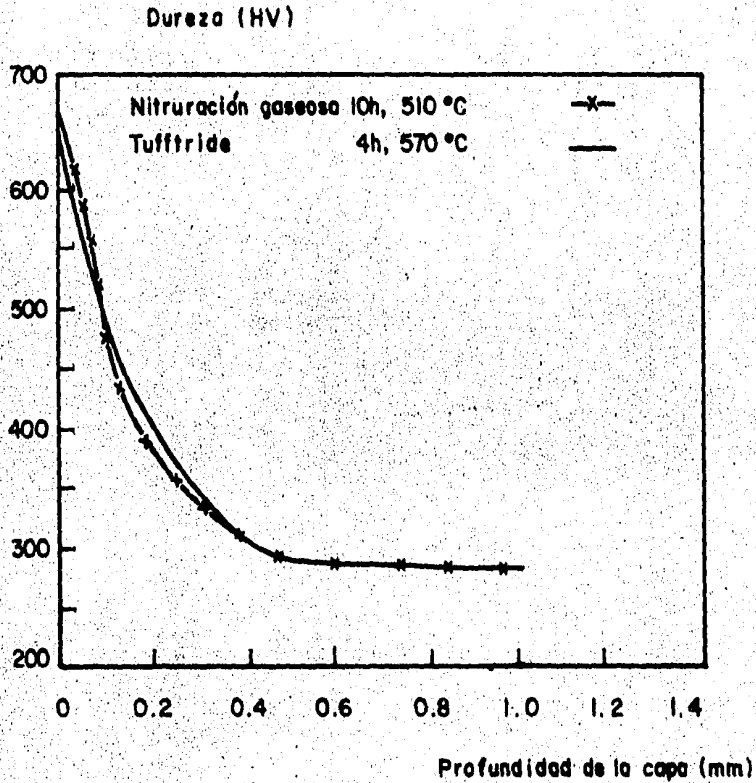
La primera está en relación con el tiempo de permanencia que es muy inferior al nitrurado normal, en donde con menos tiempo de tratamiento se obtiene una capa superficial nitrurada de dureza aceptable. (Figura 12.7) (27)

Por otro lado se aumenta la resistencia al desgaste en la superficie del acero de herramienta por la formación de mayor cantidad de nitruros tipo ϵ . Además se trata de un proceso de menor costo.

Mediante la nitruración en baño de sales, puede haber la acumulación de las mismas en determinados puntos en la superficie de la herramienta ocasionando que la nitruración sea en forma heterogénea.

Tiempos de permanencia muy grandes, en la nitruración por medio de baño de sales ocasiona el ataque a la superficie de la herramienta mediante la formación de poros o picaduras. Esto puede evitarse por el uso de la nitruración gaseosa con el solo inconveniente de un larguísimo tiempo de permanencia.

La tenacidad del acero de herramienta resultante de un proceso del tipo Tufftride es inferior a un proceso de nitruración gaseosa convencional ya que en este último el enfriamiento que marca el final del proceso es muy lento comparado con el del baño de sales. La estabilidad en dimensiones de las herramientas es - -



Perfiles de dureza de la capa superficial después de la nitruración gaseosa y del proceso Tufftride.

FIGURA 12.7

prácticamente similar en ambos procesos de nitruración con ligera tendencia al cambio de forma de las herramientas cuando son nitruradas en baño de sales fundidas de donde son templadas en agua o en aceite.

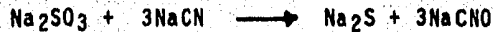
El endurecimiento superficial es aumentado cuando dentro de la composición química de los aceros de herramienta se encuentran elementos tales como el cromo, molibdeno y vanadio. Dentro del campo de los aceros de herramienta se utiliza cada vez más el proceso de nitruración. Los aceros de herramienta que han sido nitrurados presentan una alta resistencia al ablandamiento y una alta dureza a elevadas temperaturas.

12.3 PROCESO SULFINUZ

Existe otro proceso de nitruración de los aceros de herramienta- altamente aleados denominado proceso sulfinuz en el cual el baño de sales está constituido por cianuros y sulfuros. Este proceso tiene por finalidad la introducción de nitrógeno, carbono y azufre en las capas superficiales de las herramientas.

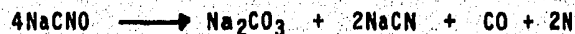
El baño de sales fundidas contiene cianuro de sodio, NaCN, en un 9.4%, cianato de sodio, NaCNO, en un 11.7% y sulfuro de sodio, -- (Na₂S), en una cantidad del orden de .18%. (28)

Como en el caso del proceso Tufftride, la oxidación del cianuro de sodio origina la formación del cianato de sodio y el sulfuro de sodio es formado por la reducción del sulfito de sodio.



Ambas reacciones químicas producen los compuestos necesarios que reaccionan con la superficie del acero de herramienta.

El cianato de sodio se descompone en la superficie del acero desprendiendo monóxido de carbono (CO) y nitrógeno (N) los dos en estado activo para reaccionar, es decir:



Al mismo tiempo la retención de azufre es notoria no solo en las capas superficiales de la herramienta sino que también existe -- gran cantidad abajo de la superficie entre los 15 a 20 μ m. El azufre es absorbido dentro de la superficie del acero de herramienta probablemente formando el Fe_2S_3 y el MnS a partir del -- NaS pero el modo de absorción del azufre no es completamente conocido.

La nitruración por medio del proceso Sulfinuz es muy adecuada -- para las herramientas al tungsteno de trabajado en caliente y también para los aceros de herramienta de alta velocidad. La temperatura de operación del baño de sales fundidas sulfinuz suele -- ser de los $540^{\circ}C$ porque esta temperatura coincide con la aparición del fenómeno de endurecimiento secundario característico para los aceros de herramienta de alta aleación.

El proceso Sulfinuz de nitruración es superior al proceso de nitruración estándar debido a las propiedades lubricantes que presentan los aceros de herramienta por la acción de las capas de sulfuro. Se incrementa notoriamente la vida de corte de la -- herramienta aunque el espesor de la capa superficial es delgado -- la superficie de la herramienta presenta una excelente calidad de resistencia al desgaste.

12.5 PROCESO SULF. B.T.

Existe un proceso alternativo del proceso de nitruración Sulfinuz denominado Sulf.B.T. cuyo objetivo es el de provocar la for-

mación de una capa de sulfuro de hierro (FeS) que sea muy resistente al desgaste.

El proceso de Sulf. B.T. es un procedimiento electrolítico en donde el baño de sales fundidas funciona como electrolito y - las prtes a ser sulfurizadas actuan como ánodos. Mediante es te proceso la superficie de la herramienta es convertida o -- transformada en una capa de sulfuro de hierro (FeS) la cual - forma parte integral del sustrato del metal y que es muy adhe rente.

El proceso Sulf B.T. se caracteriza por efectuarse a una temperatura baja de operación del orden de los 180°C a 200°C - - mientras que el proceso Sulfinuz es realizado entre los 500°C y 560°C dependiendo del tipo de acero de herramienta.

Antes de nitrurarse las piezas de acero se decapan por medio de ácido. Posteriormente son sometidas en el baño de sales a un tiempo de permanencia de 20 minutos como máximo el cual a su vez es sometido a un proceso de electrólisis cuya densidad de corriente sea de .20 amperes/pulg². Los baños de sales -- fundidas están constituidos por una mezcla de NaSCN y KSCN -- (tiocianatos).

El crisol de acero inoxidable funciona como cátodo para que - de ésa forma y mediante la conexión del ánodo y cátodo al generador de corriente monofásica (corriente directa) se tenga completa la celda electrolítica. El voltaje de operación es-

de unos 8 a 10 volts. (29).

La aplicación al proceso Sulf B.T. es muy efectiva en cuanto al mejoramiento del rendimiento de los aceros de herramienta de alta velocidad no existiendo deformaciones por el uso de bajas temperaturas de operación del baño de sales fundidas. La resistencia a la corrosión es notable cuando las herramientas son sujetas a este proceso.

Es espesor de la capa sulfurizada es de alrededor de 5μ m. Este tratamiento superficial de endurecimiento se hace extensivo en su uso para todos los aceros de herramienta incluyendo los de baja aleación y por supuesto a los aceros de alta velocidad.

CAPITULO XIII

13.1 TRATAMIENTOS ISOTÉRMICOS DE LOS ACEROS DE HERRAMIENTA - DE ALTA VELOCIDAD.

Dentro de los tratamientos isotérmicos utilizados en los aceros rápidos, se cuenta con el del endurecimiento bainítico.

Con este tratamiento se mejoran entre otras propiedades la habilidad de corte de la herramienta así como también la de disminuir la distorsión en la misma.

Este tratamiento también es denominado de endurecimiento isotérmico o austemple.

En este tratamiento se involucra la transformación isotérmica de la austenita a bainita después de haberse efectuado la etapa de precalentamiento y de austenización de manera normal.

Para la ejecución de este tratamiento, es necesario conocer el diagrama T.T.T. del acero en cuestión para que con ayuda del mismo se logre establecer con aproximación el tiempo necesario para que se ejecute la transformación de la austenita en función de la temperatura.

Mediante este tratamiento isotérmico, se produce una cantidad importante de bainita inferior lo cual es logrado por un temple del acero rápido desde la temperatura adecuada de austenización hasta una temperatura de alrededor de 250°C (Ver figura 13.1) con un tiempo de permanencia de 4 horas aproximadamente y con un enfriamiento final en aire hasta la temperatu-

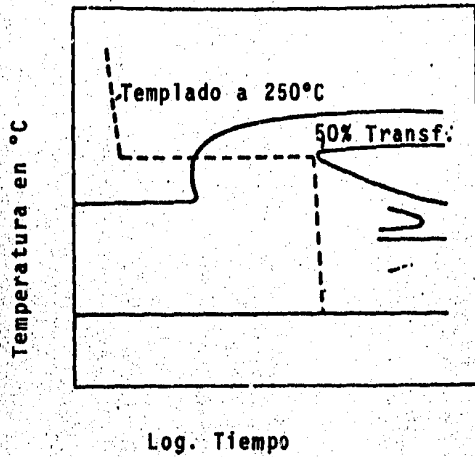


FIGURA 13.1

ra ambiente. (30)

El tiempo de permanencia varía de acuerdo a la temperatura en donde se transforme isotérmicamente la austenita. Templando hasta la temperatura de 250°C, con dicho tiempo de permanencia, se obtiene aproximadamente un 50% de bainita inferior -- junto con una cantidad restante de austenita retenida.

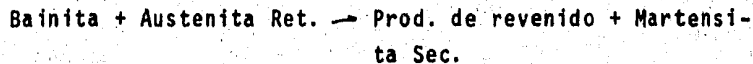
Esta austenita retenida es susceptible a transformarse en bainita secundaria mediante la repetición de este tratamiento -- isotérmico subcrítico. Es decir que el producto de transfor-

mación del primer tratamiento de endurecimiento es calentado de nuevo a la temperatura de transformación (250°C) para que de esa forma, mediante un tiempo de permanencia, se transforme la austenita remanente en bainita secundaria. Se requiere más tiempo para que se produzca una pequeña cantidad de bainita subsecuentemente. Esto puede ser ejemplificado mediante la siguiente reacción:



Este tratamiento es continuado por un doble revenido.

Otra forma de tratamiento para el producto de transformación del primer endurecimiento isotérmico, es por medio de la realización de revenidos múltiples con enfriamientos intermitentes a temperatura ambiente para lograr la transformación de la austenita retenida a martensita secundaria la cual es revenida posteriormente, es decir:



Se ha estudiado el caso del acero rápido al tungsteno tipo T-4 (con 5% de cobalto) y cuya resultante indica que la bainita primaria es la responsable de un incremento en la eficiencia de la herramienta en condiciones de corte continuo mientras que la bainita secundaria mejora la eficiencia de la herramienta de acero rápido en condiciones de corte intermitente.

Por otro lado, la bainita aumenta la eficiencia de corte continuo en el acero rápido clásico T-1 y también en condiciones de corte intermitente.

Con el tratamiento de endurecimiento bainítico se consiguen resultados semejantes a los que se obtienen mediante el temple y revenido. Los riesgos de rotura disminuyen mediante el tratamiento isotérmico ya que con el mismo, se evita que el acero pase por la línea que marca la transformación a martensita indicada en el diagrama T.T.T.

Este tratamiento de endurecimiento bainítico (austemple) logra que la pieza tenga una tenacidad mayor que la que es conseguida por un temple irrevenido.

La condición fundamental para el austemple de los aceros rápidos y en general en todos los aceros, es que la temperatura de transformación de la austenita sea mayor que la temperatura M_s .

El acero rápido puede ser templado en un baño de sales que esté por encima de la temperatura M_s de tal suerte que se permita la transformación austenítica.

Los aceros rápidos con estructuras bainíticas producidas por el austemple tienen una tenacidad muy superior que la que es conseguida en el temple y revenido convencionales con idénticos valores de dureza.

Otro tratamiento isotérmico susceptible de efectuarse en los aceros rápidos es el martemple.

En el martemple, la temperatura de baño de sales fundidas debe ser mantenida justo por arriba de la temperatura M_s en la cual el acero de herramienta deba de permanecer el tiempo suficiente para permitir la uniformización de la temperatura en toda la pieza de acero y posteriormente se realiza mediante un enfriamiento, la transformación de la austenita a martensita. Es importante el tiempo de permanencia a la temperatura indicada para el martemple ya que se debe de equilibrar las contracciones de origen térmico antes de que se inicie la transformación a baja temperatura (durante el enfriamiento) de la austenita a martensita que lleva inherente un aumento en el volumen del acero. Posteriormente al martemple se debe de proceder al tratamiento de revenido ya que la martensita primaria que es obtenida primeramente debe de ser revenida para transformarla en martensita secundaria cuyas características son de más estabilidad y tenacidad.

Se ha establecido que la microestructura resultante de este tratamiento isotérmico, en un acero rápido al tungsteno T-1 es de martensita más carburos complejos.

El tratamiento consiste en precalentamientos sucesivos a 600°C y 850°C por espacio de 15 minutos en cada uno, continuando con una austenización a los 1290°C con un tiempo de permanen-

cia de 2 minutos. Posteriormente se ejecuta el templado a -- 550°C en baño de sales con un tiempo de 5 minutos y un enfriamiento final al aire. Por último se procede a un tratamiento subcero (-170°C) con un tiempo de 25 minutos.

Se ha seguido investigando sobre los tratamientos isotérmicos pero en virtud de los largos tiempos de permanencia para la transformación de la cantidad adecuada de austenita a bainita (austemple) y de la extremada habilidad que se requiere para la ejecución del martemple, hacen que estos procesos no sean de uso general dentro de los tratamientos térmicos por el gran tiempo que consumen. Los aceros rápidos por ser aceros de alta aleación tienen fuertemente desplazadas las curvas de inicio y finalización de la transformación de la austenita en comparación con las de un acero de herramienta al carbono-común y corriente en donde puede efectuarse con facilidad el tratamiento isotérmico. En el caso de los aceros rápidos, para tener una completa transformación de la austenita se requiere de muchas horas de tiempo de permanencia a la temperatura de transformación.

CAPITULO XIV

14.1 CAMBIOS DIMENSIONALES DURANTE LOS TRATAMIENTOS DE ENDURECIMIENTO Y DE REVENIDO.

Los tratamientos térmicos involucran transformaciones de fase en donde toman parte diversas estructuras. La ferrita más carburo, la austenita y la martensita poseen volúmenes específicos diferentes entre sí. Tanto en la etapa de calentamiento como de enfriamiento dentro del ciclo térmico de endurecimiento para los aceros de herramienta las transformaciones estructurales provocan necesariamente cambios de volumen por la transformación de una fase o mezcla de fase y otras estructuras.

Es relevante el papel que tiene el contenido de carbono en relación a lo anterior ya que el volumen específico de las diversas microestructuras dependen del porcentaje de carbono que contiene el acero. A medida de que se incremente el contenido de carbono aumenta el volumen específico de la martensita, de ferrita más carbono y de la austenita.

Cuando se parte de una estructura de recocido constituida por ferrita y el carburo para un acero de herramienta se contrae al calentarse para lograr el estado de austenización. Se contrae el acero durante el calentamiento al pasar a través de la zona de temperatura crítica.

Durante el enfriamiento lento se dilata el acero cuando pasa de nuevo por la temperatura crítica.

Por otro lado ocurre una expansión cuando la austenita se -- transforma en martensita durante la etapa de enfriamiento con la aclaración de que la expansión no coincide exactamente con la contracción que es producida anteriormente por la transformación de la austenita a partir de la perlita durante el calentamiento previo a la etapa de austenización.

La disolución del carbono en la fase austenítica y quizá la -- presencia de tensiones originan un volúmen mayor que el que corresponde al estado de recocido original, es decir de ferrita más carburo. La cantidad de carbono en la austenita y martensita tiene un gran efecto en los cambios de volúmen específico que sucede en las diversas transformaciones. (Ver figura 14.1).

Es posible poder calcular los cambios de volúmen debido a -- transformaciones estructurales que suceden dentro del ciclo de endurecimiento mediante la siguiente fórmula: (31)

$$\frac{\Delta V}{V} = \frac{(100 - V_c V_a)}{100} (1.68 \times C) + \frac{V_a}{100} (-4.64 + 2.21 \times C)$$

donde: $\frac{\Delta V}{V}$ = porcentaje de incremento de volúmen

V_c = porcentaje en volúmen de Fe_3C sin disolverse.

V_a = porcentaje en volúmen de austenita.

$100 - V_c - V_a$ = porcentaje de diferencia en volúmen de martensita.

C = porcentaje en peso de carbono que es disuelto en la austenita y posteriormente en la martensita.

INFLUENCIA DEL CONTENIDO DE CARBON
SOBRE EL VOLUMEN DE LAS FASES EN -
LOS ACEROS.

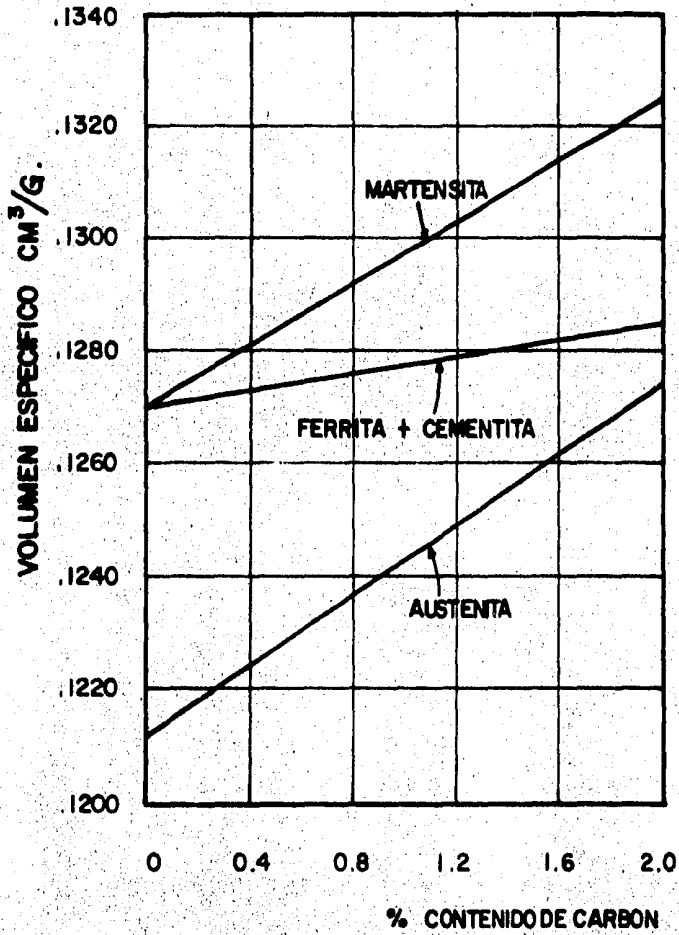


FIGURA 14.1

En los aceros de herramienta altamente templeables muestran patrones de endurecimiento profundos lo que significa un incremento total de volúmen aún cuando se trata de piezas de acero de grandes dimensiones comparado con un acero de herramienta al carbono en el cual puede ser endurecido en forma completa en espesores menores a los 10 mm.

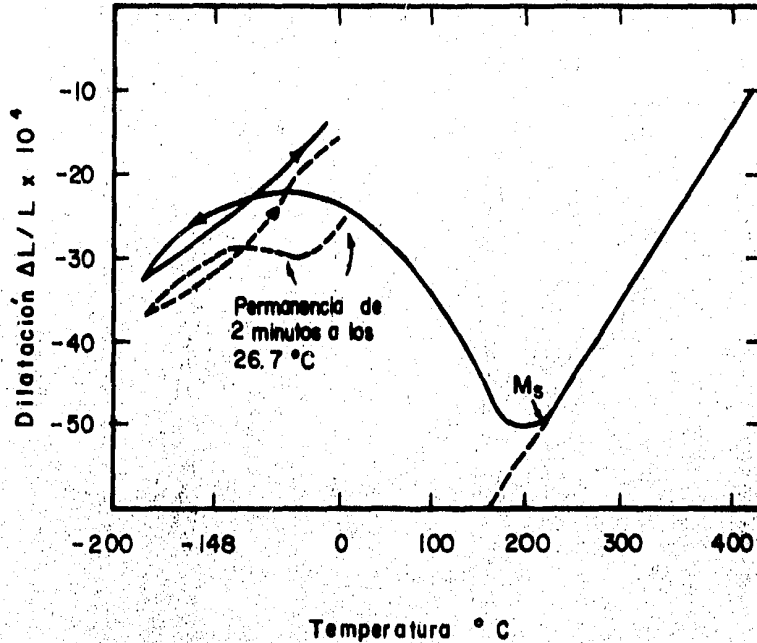
Estos cambios estructurales originan esfuerzos de transformación dentro de la pieza de acero de herramienta.

Como ejemplo representativo de los cambios dimensionales que sufre un acero durante el tratamiento térmico se muestra el caso del acero de alta velocidad 18-4-1 (T-1). (Ver figura 14.2).

En este diagrama se muestra los cambios de volúmen durante el enfriamiento. El acero rápido T-1, en este caso es austenizado a 1288°C.

Cuando se realiza la etapa de enfriamiento desde la temperatura de austenización hasta los 207°C, el acero sufre una etapa de contracción. Es decir que la temperatura de 207°C es la temperatura M_s característica de este acero rápido a la temperatura de austenización utilizada.

Cuando la austenita se comienza a transformar a martensita a partir de la temperatura M_s del acero rápido T-1, experimenta una expansión, durante el enfriamiento continuo, que sigue hasta alcanzar la temperatura de -73.3°C punto en el cual se ha completado la transformación de la austenita a martensita.



Cambios de volumen bajo la etapa de enfriamiento del acero de alta velocidad 18-4-1 austenizado desde la temperatura 1288°C.

La línea continua muestra los cambios de volumen bajo un enfriamiento continuo desde los 1280°C a los 190°C.

La expansión comienza a los 207°C, es decir en el punto Ms, y continúa hasta cerca de los -73.3°C, donde toda la austenita se ha transformado en martensita.

La curva punteada representa un caso en donde el enfriamiento continuo es interrumpido mediante un tiempo de permanencia de 2 minutos a la temperatura ambiente (26.7°C). La estabilización de la austenita que se encuentra aun presente hace que la transformación austenita a martensita continúe hasta que el acero sea enfriado a cerca de -73°C. En este último caso, las dimensiones bajo un recalentamiento a temperatura ambiente muestra que no toda la austenita ha sido transformado a martensita aun en enfriamientos hasta los -190°C. (32)

FIGURA 14.2

Quando se interrumpe el enfriamiento en forma continua desde la temperatura de austenización de 1288°C a temperatura ambiente es decir, a los 25°C sucede el fenómeno de estabilización lo que provoca una variación en el comportamiento de dilatación ($\Delta L/L$) para el acero rápido T-1.

Con un tiempo de permanencia de 2 minutos a la temperatura de 26.7°C ocasiona la estabilidad de la austenita retenida y disminuye la efectividad de un tratamiento térmico subcero.

La estabilización de la austenita repercute en un retardo a una temperatura menor en la transformación subsecuente. En un enfriamiento continuo hay mayor formación de martensita a partir de austenita en comparación cuando el enfriamiento es interrumpido a una temperatura intermedia (estabilización de la austenita). La presencia remanente de austenita retarda el incremento del volúmen específico del acero, a temperatura menor para la transformación posterior a martensita.

Existen otras causas que originan cambios dimensionales dentro de las piezas de herramienta como la presencia de gradientes de temperatura que ocasionan tensiones mayores (tensiones térmicas) que son fuente de mayores cambios de volúmen que cuando se trata de tensiones o esfuerzos de transformación.

Esto provoca la distorsión de la forma de la herramienta creada por una distribución de temperatura no uniforme y por las transformaciones de fase.

Dentro del ciclo de endurecimiento del acero de herramienta la etapa de templado ocasiona la distorsión de la forma del acero de herramienta como la presencia de gradientes de temperatura que ocasionan tensiones mayores (tensiones térmicas) que son fuente de mayores cambios de volúmen que cuando se trata de -- tensiones o esfuerzos de transformación. Con esto resulta la distorsión de la forma de la herraminta creada por una distribución de temperatura no uniforme y por las transformaciones de fase.

Cuando se tratan térmicamente piezas que han sido fuertemente mecanizadas presentan distorsiones aún cuando el calentamiento se efectúe en forma homogénea porque el límite elástico de los aceros decrece con el aumento en la temperatura que es superado por la magnitud de los esfuerzos residuales.

Así mismo la distorsión de tipo térmico normal puede ocurrir -- debido a un incorrecto manejo y colocación de las piezas de -- acero que sean de gran longitud comparada con su espesor o el diámetro o también por un calentamiento indebido.

La distorsión también ocurre por la presencia de esfuerzos residuales después de un mecanizado, esfuerzo que es función de la geometría del acero de herramienta.

La mayoría de las distorsiones que tienen lugar en las herramientas no suceden por falta de control de las variables dentro de la ejecución del tratamiento térmico sino más bien se --

debe por medio de la reacción a martensita que viene acompañada con incremento de volúmen (mencionado anteriormente).

La reacción a martensita ocurre de forma diferente como una -- función de la posición de cualquier punto dentro de la pieza -- de acero de herramienta como es ilustrado en la figura. (Ver -- figura 14.3).

Es decir, que durante el templado las tensiones diferenciales -- producidas por el enfriamiento ocurren como resultado de la ex -- pansión martensítica y que son diferentes en la superficie que en los puntos interiores de la pieza.

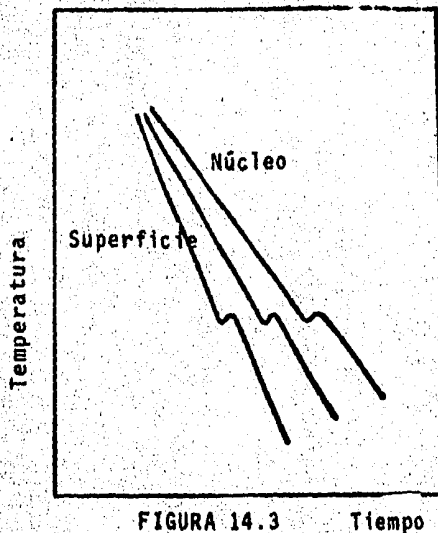


FIGURA 14.3 Tiempo

Esfuerzos diferenciales de enfriamiento ocurren durante el templado, como resultado de la expansión martensítica en función al -- tiempo.

Así la expansión diferencial y la contracción también diferencial causa una deformación plástica cuando el nivel de función excede el límite elástico bajo las condiciones prevaletientes.

Los esfuerzos residuales son mimimizados por medio de tratamiento térmico de revenido.

Durante el revenido ocurren transformaciones estructurales, -- las cuales cambian el volúmen y en estado de tensiones. Hay una relación entre el volúmen y el estado de tensiones con la temperatura de revenido.

Los cambios de volúmen que ocurren en el revenido se refieren al hecho de que la martensita se descompone a ferrita y carburo ocasionando un decremento en el volúmen.

Dentro de las diferentes etapas de revenido (en función del -- tiempo) tiene lugar incrementos en el volumen debido primera-- mente a la transformación de la austenita retenida a bainita y posteriormente a la transformación de la austenita retenida a martensita y la precipitación de carburos.

La transformación de bainita partir de la austenita retenida -- sucede en aceros de herramienta al carbono y de baja aleación-- incrementándose de esa forma el volúmen específico del acero.

Mientras tanto, en el caso de aceros altamente aleados, a temperaturas elevadas de revenido, ocurre la precipitación de carburos aleados finamente distribuidos. Se incrementa una condi-

ción de tensión lo que resulta en un incremento en la dureza. --
Con la precipitación de carburos aleados, los elementos alean--
tes son reducidos en la matriz martensítica lo que implica que--
la temperatura M_s característica del acero de herramienta de --
que se trate se eleve por lo que hay mayor facilidad de que la--
austenita residual sea transformada en martensita durante el en--
friamiento. Esta transformación resulta también en un incremen--
to en el volumen del acero de herramienta.

Por otro lado, dentro del tratamiento térmico de revenido, la --
continua descomposición de la martensita dá como resultado una--
reducción del estado de tensiones lo cual facilita la transfor--
mación a martensita a partir de la austenita. El estado de ten--
siones que tiene el acero de herramienta después de la etapa de
endurecimiento es función del esfuerzo térmico y del esfuerzo --
producto de transformaciones estructurales mencionadas anterior--
mente.

Debido a las altas temperaturas de austenización requeridas pa--
ra los aceros de alta velocidad, se tiene un alto contenido de--
austenita retenida después del endurecimiento. Esto significa
que de alguna manera debemos de esperar contracciones en todas--
las dimensiones de la pieza de acero cuando se temple desde las
temperaturas normales de endurecimiento (1170°C a 1280°C).

Posteriormente con un revenido a alta temperatura (600°C) todas
las dimensiones de la pieza se incrementan notoriamente.

Durante el proceso de endurecimiento se lleva a cabo una reducción en el volumen debido a la presencia de alta cantidad de austenita retenida.

A temperaturas de revenido hasta de 500°C no sucede un cambio importante en las dimensiones de la pieza pero a temperaturas más altas tiene lugar un incremento repentino en todas las dimensiones.

Después del endurecimiento en aceite de un acero rápido, este llega a estar visiblemente deformado.

En el caso de los aceros rápidos de herramienta tipo M-2 y M-42, los dos se comportan en forma similar en cuanto a los cambios dimensionales cuando son sujetos al ciclo de endurecimiento normal para que estos aceros de alta aleación es decir, precalentamiento a 850°C, austenizado a los 1210°C y templados en tres diferentes medios, a saber: templado en aceite, templado en aire y templado en un baño de martemple a los 400°C y por último efectuar revenidos a temperaturas crecientes hasta los 650°C.

La variación en el cambio de dimensiones en todas las direcciones es considerable, más grande en el caso del acero rápido M-42 y el crecimiento extremado de las dimensiones que sucede a temperaturas de revenido de alrededor de los 550°C.

El revenido posterior al templado de los aceros de herramienta

de alta velocidad se efectúa de alrededor de los 550°C en donde ocurren los cambios dimensionales en forma brusca en todas direcciones de la pieza de herramienta.

Las variaciones de volumen o de dimensiones de la pieza de acero está en relación con la velocidad de calentamiento y de enfriamiento, de la composición química de los aceros de herramentia, de la templabilidad, el tamaño de grano austenítico. También depende de la forma geométrica de la pieza así como de las etapas anteriores al tratamiento térmico incluyendo la forma y el sentido de laminación.

Para el éxito dentro de un tratamiento térmico para cualquier acero es necesario establecer un compromiso entre las cualidades del acero es decir su composición química, su templabilidad característica y el tamaño de grano con las propiedades finales deseadas en la herramienta y en especial del control dimensional de las herramientas durante y después de haberse - - efectuado el ciclo de endurecimiento.

La alta temperatura de austenización lleva inherentemente un tamaño de grano austenítico definido que se asocia con la tenacidad del acero. Un tamaño de grano grueso producto de una -- elevada temperatura de austenización reduce la propiedad de tenacidad. Lo que se pretende es reducir el contenido de austenita retenida. Esto es logrado mediante el control del enfriamiento que depende del tamaño de las piezas. Cuando se trata de piezas pequeñas el temple puede efectuarse al aire mientras

que cuando se trata de piezas de mayor dimensión el enfriamiento más recomendable es el baño de sales fundidas para evitar - el paso por la nariz perlítica señalada en los diagramas T.T.T. característicos de cada acero y que posteriormente el mismo es enfriado al aire sin peligro de que suceda una transformación a bainita, no interfiriendo en el inicio de la transformación a martensita (Ms). La austenita retenida se reduce a un mínimo, lo cual es lo más recomendable, porque la presencia de esta fase además de ser la responsable de la disminución en la dureza final de templado para los aceros de herramienta, ocasiona también cambios de volúmen por las subsecuentes transformaciones de ésta a martensita (incremento de volúmen específico) en el revenido lo que dificulta más el control dimensional.

El revenido de las piezas de acero es necesario para la estabilidad y dimensiones y reducir el riesgo de fragilidad. Para reducir el riesgo de deformaciones, en aceros de herramienta de alta velocidad que utilizan elevadas temperaturas de austenización para disolver carburos, el uso de temperaturas intermedias, para el templado es justificado es decir, temprar desde el estado austenítico el acero rápido en baños de sales a - 800°C. antes de un enfriamiento de los 450° para pasar al enfriamiento final en aire.

CAPITULO XV

15.1 BAÑOS DE SALES UTILIZADOS EN LOS TRATAMIENTOS TERMICOS DE LOS ACEROS DE HERRAMIENTA.

Los baños de sales fundidas como medio de templado para los aceros de herramienta son de fundamental importancia para impedir la alteración en la composición química de la superficie de la herramienta que en otras condiciones sucede al estar el acero expuesto en atmósferas oxidantes o atmósferas reductoras.

Los baños de plomo y las sales fundidas producen una disminución considerable en deformaciones y grietas que suelen aparecer cuando se temple convencionalmente el acero desde la temperatura de austenización, sobre todo, cuando se utilizan como medios de enfriamiento el agua y el aceite.

Los baños de sales fundidas producen que la temperatura tanto en el centro como en la superficie de la herramienta se iguale, lo que significa una reducción de tensiones térmicas dentro del acero. Gracias a la acción de los baños de sales fundidas o de los baños de plomo fundido se eliminan casi totalmente los gradientes térmicos.

Ahora bien dependiendo del tipo de acero de herramienta, se escoge la composición más adecuada del baño de sales fundidas más conveniente con los cuales se alcanza la temperatura del baño más adecuada dependiendo de los requerimientos de dureza y tenacidad del acero.

15.2 BAÑOS DE SALES FUNDIDAS A TEMPERATURAS INFERIORES (150°C A 620°C).

Las composiciones químicas más recomendables para baños de sales fundidas a baja temperatura, es decir, de 150°C a 620°C es tán constituidas por una mezcla de nitritos y nitratos.

Dentro de este intervalo de temperatura para el baño de sales-varía el tipo de compuesto que forma parte del mismo.

Los baños de sales que trabajan de 150°C a 600°C contienen una mezcla de nitrato de potasio (KNO_3) y nitrito de sodio - - - (NaNO_2) y los baños que pueden operar a mayor temperatura es - decir de 260°C a 620°C están constituidos por una mezcla de nitrato de potasio (KNO_3) y nitrato de sodio (NaNO_3). Estas mezclas de sales tiene su punto de fusión inferior a su temperatura de operación, es decir para la mezcla de $\text{KNO}_3 + \text{NaNO}_2$ su punto de fusión está ubicado a los 140°C mientras que para la mezcla de $\text{NaNO}_3 + \text{KNO}_3$ su fusión empieza a los 220°C aproximadamente. Normalmente el contenido en peso de estas sales -- fundidas es en partes iguales aunque puede llegar el caso del uso solo del nitrato de sodio (95% como mínimo) el cual posee un punto de fusión mayor ubicado a los 370°C por lo que esta - sal fundida se utiliza para temperaturas de operación mayores- de 400°C a 650°C dentro de lo que se considera temperaturas ba jas para los baños de sales fundidas es decir de 150 a 650°C.

Estos baños de sales son los mas adecuados para que en ellos se efectúen los tratamientos de revenido a baja temperatura. La mezcla de nitritos y nitratos es muy oxidante a alta temperatura para lo que se requiere un control estricto en la temperatura del baño en los límites superiores del intervalo de temperatura de operación asequible para estas sales fundidas.

15.3 BAÑOS DE SALES FUNDIDAS A TEMPERATURAS INTERMEDIAS.

(DE 650°C A 1095°C).

Las composiciones químicas más convenientes para la constitución de las sales a temperaturas de trabajo de operación intermedias son formadas por una mezcla de cloruros ya sea de potasio, bario, sodio o calcio. Tanto la mezcla como la cantidad de cada compuesto que interviene en la formación de la mezcla de sales fundidas depende de la temperatura que se quiera lograr en el baño de sales. El punto de fusión de la mezcla de cloruros es superior que en el caso de la mezcla de nitratos y nitritos, tomando en cuenta la cantidad de cada uno de los compuestos que intervienen en la formulación de la sal que está en función del punto que se quiera obtener. La composición química que da un mayor punto de fusión de alrededor de los 760°C para que opere en el límite superior de temperaturas, es decir de los 815°C a los 1000°C está constituida por cloruro de bario ($BaCl_2$) en un 80% a 90% en peso junto con cloruro de

sodio (NaCl) del 10 al 20% en peso.

Disminuyendo la cantidad de $BaCl_2$ y aumentando la del NaCl se obtiene una sal con un punto menor de fusión que la anterior, del orden de los 700°C.

También es posible utilizar cloruro de potasio (KCl) junto con los demás cloruros mencionados para bajar aún más el punto de fusión de tal forma que el baño opere entre los 735 a los 900° C.

Por último para que la temperatura del baño de sales fundidas tenga el valor mínimo dentro de este grupo de sales en base a cloruros, se suele utilizar cantidades del 30 al 40% de cloruro de sodio junto con cantidades equivalentes de carbonato de sodio (Na_2CO_3) con la adición de cianuro de sodio (NaCN) en -- cantidades del orden del 15 al 40%. Esta mezcla da un punto -- de fusión bajo (550°C) para que el baño de sales trabaje en limité interior es decir de los 620°C a los 815°C.

Esta mezcla de sales fundidas en base a cloruros son empleados con el fin de evitar la descarburización superficial de las -- herramientitas de acero, sin embargo éstas sales pueden absorber oxígeno atmosférico lo cual hace que estas sales ya no sean -- tan inertes y reaccionen con la superficie del acero lo que -- provoca el inicio de la descarburización superficial. El efecto nocivo para el acero de herramienta es resuelto mediante la adición, a intervalos definidos, de agentes rectificadores - -

tales como el cianuro de sodio (NaCN), borax u óxido de boro - o también el carburo de silicio o ferrosilicio, los cuales convierten los oxiclорuros en una escoria la cual puede ser removida con facilidad. Los agentes rectificadores no son adecuados cuando las sales fundidas están constituidas en base a cloruros y carbonatos. La razón de los agentes rectificadores es la de impedir la descarburización superficial de la herramienta.

15.4 BAÑOS DE SALES FUNDIDAS A ALTAS TEMPERATURAS.

Por último existen baños de sal que trabajan a muy altas temperaturas del orden de los 1000 a 1300°C.

Una sal con un contenido mínimo del 98% del cloruro de bario - tiene su punto de fusión a los 980°C por lo cual se hace recomendable que trabaje entre los 1035°C 1300°C.

Sin embargo existen mezclas más complicadas de cloruro de bario con $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ y el NaF las cuales son utilizadas para la etapa de austenización tanto para los aceros grado herramienta de alta velocidad (tipos M y T) y en los aceros de herramienta para trabajado en caliente al tungsteno y al molibdeno (tipo - H). Naturalmente el punto de fusión para estas mezclas es bastante alto del orden de los 875°C a los 1040°C aproximadamente. También como en los casos anteriores, es necesario el uso de -

algún agente rectificador tal como el caso del ferrosilicio para impedir la descarburización tan susceptible de efectuarse sobre todo en los aceros de alta velocidad. El peligro de la --descarburización aparece cuando el baño de sales fundidas se encuentra ya muy gastado por lo que es adecuado establecer albaño para que sea rectificado o por medio del análisis químico del BaO que es un indicativo de la alcalinidad del baño de sales fundidas.

También el uso de sales fundidas neutras se ha extendido como medios en los cuales se puede calentar el acero de herramienta a una velocidad de calentamiento uniforme porque las tensiones originadas por el choque térmico son disminuidas mediante la formación de una capa del baño congelada alrededor de la pieza cuando el acero frío se pone en contacto con el baño de sales --al momento de iniciarse el calentamiento. Esta capa de baño de sales fundidas formada sobre la superficie de la pieza de acero de herramienta tiene el papel de aislante térmico. Sin embargo este efecto no dura mucho tiempo pero si lo suficiente para disminuir las tensiones térmicas. Esta capa de baño de sales se funde lo que ocasiona que la pieza de acero tenga la temperatura del baño.

Tiene gran influencia el modo de transmisión de calor dentro de los hornos de baños de sales sobre la velocidad de calentamiento de las piezas de acero de herramienta y por la conductividad térmica de los mismos.

Se forman una serie de corrientes de convección en el seno del baño de sales lo que ocasiona una uniformización de la temperatura en todos los puntos dentro del baño. Por otro lado, el tiempo requerido para efectuar los calentamientos en los hornos atmosféricos convencionales es más largo que cuando se utilizan hornos de baños de sales porque en los primeros, la transmisión del calor se efectúa por medio de conducción (dentro de la pieza de acero) en virtud de que estos hornos son calentados por radiación y convección gaseosa.

Existen otros tipos de baños de sales que se utilizan en los tratamientos termoquímicos para los aceros de herramienta por ejemplo las sales que son constituidas por cianuros de sodio y potasio para efectuarse el proceso de nitruración que es susceptible de llevarse al cabo en los aceros de herramienta de alta velocidad como tratamiento térmico superficial.

CAPITULO XVI

FALLAS DE LOS ACEROS DE HERRAMIENTA DE ALTA VELOCIDAD.

16.1 DESCARBURIZACION.

El defecto de la descarbonización que se presenta en los aceros rápidos es producido cuando el carbono que se encuentra en la superficie del acero se combina con el medio que se encuentra en su alrededor a elevadas temperaturas.

Este defecto de la disminución de carbono en las capas superficiales de las herramientas de acero rápido es particularmente más notable cuando se trata de aceros rápidos al tungsteno y cobalto.

La presencia del fenómeno de la descarbonización a elevadas temperaturas de austenización requeridas para los aceros rápidos no solamente provoca un inaceptable ablandamiento de la superficie de la herramienta sino que también es promotor de rupturas durante el templado. El ablandamiento superficial es explicado por la deficiencia del carbono que es el elemento fundamental en la dureza y resistencia al desgaste por lo que ambas propiedades son mermadas.

Por otra parte estas rupturas son el resultado de esfuerzos térmicos diferenciales cuando ocurren las expansiones a martensita durante el templado como es observado en la figura -- 16.1.

Debido a la deficiencia de carbono en la capa superficial el-

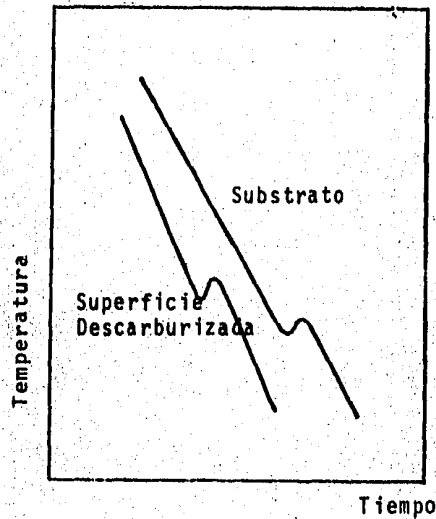


FIGURA 16.1

Curvas diferenciales de enfriamiento resultantes del defecto de descarburización. El sustrato se empieza a expandir debido a la reacción martensítica mientras que la capa periférica se contrae lo que trae como consecuencia las rupturas de templado.

equilibrio químico periférico es alterado y el tungsteno es liberado del carburo eta (forma M_6C). El tungsteno liberado es disuelto en la matriz produciendo un compuesto de la forma Fe_7W_3 probablemente. (33).

El defecto de la descarburización superficial debe ser evita-

do en lo posible mediante un control de las variables que intervienen en el tratamiento térmico, ya que la presencia de este defecto causa una disminución en la dureza al igual que de la resistencia al desgaste y a la fatiga produciendo la -- destrucción rápida de la herramienta de corte durante el servicio por un excesivo desgaste en las estructuras superficiales no martensíticas.

Los aceros de alta velocidad al ser extremadamente aleados y de tener muchas veces, formas completas, deben de ser calentados sucesivamente en forma lenta para alcanzar el estado más conveniente de austenización parcial por lo que deben ser mantenidos a tiempos muy cortos de permanencia en altas temperaturas. Esto significa que los hornos de atmósfera no sean -- los más recomendables para el tratamiento térmico de los aceros rápidos ya que con altas temperaturas de austenización se hace cada vez más difícil el control en la regulación de las atmósferas controladas a base de nitrógeno, monóxido de carbón e hidrógeno.

De esa forma, hay la predominancia del uso de baños de sales fundidas neutras que previenen los cambios de composición superficial de las piezas de acero si el baño es protegido correctamente con respecto a la disolución de oxígeno. A temperaturas elevadas puede lograrse la protección del baño con -- una cubierta superficial de carburo de silicio o mediante adecuados regeneradores y acondicionadores.

Por otro lado la descarburización superficial provoca la necesidad de rectificar la superficie de la herramienta para eliminar la capa superficial blanda de bajo contenido de carbono. El rectificado debe de ser de tal forma que se satisfaga la estabilidad dimensional de la herramienta de corte.

16.2 AGRIETAMIENTO EN LOS ACEROS DE HERRAMIENTA DE ALTA VELOCIDAD.

Las rupturas o agrietamientos son el resultado de deficiencias del tratamiento térmico por las siguientes razones:

- Por los procesos de descarburización.
- Por la presencia de defectos superficiales que actúan como elevadores de esfuerzos que producen grietas.
- Debido a la aparición de segregación en grandes tamaños (diámetros de barra). El tamaño crítico mínimo viene siendo de tres a cuatro pulgadas de diámetro para barras forjadas en las cuales son susceptibles las rupturas severas como resultado del tratamiento térmico en en barras de acero rápido fuertemente segregadas.
- Por la forma geométrica intrincada de la pieza que produce esfuerzos locales.
- Prácticas impropias del tratamiento térmico debido a una insuficiente etapa de precalentamiento, sobrecalentamiento quemado del acero; o un insuficiente tiempo de permanencia para alcanzar el equilibrio térmico. Existe peligro de fractura en aceros de alta velocidad doblemente -

endurecidos sin un tratamiento térmico de recocido intermedio.

16.3 DISTORSION EN LOS ACEROS DE HERRAMIENTA DE ALTA VELOCIDAD.

La distorsión térmica puede ocurrir debido a un incorrecto manejo y/o en el acomodo de la pieza de acero en donde la longitud sea mucho mayor comparada con el espesor o diámetro, o debido a un calentamiento no homogéneo.

También la distorsión térmica ocurre debido a la falta de alivio de tensiones necesaria después del fuerte maquinado, o también como una función de la geometría de la pieza de acero.

Sin embargo la mayoría de las distorsiones térmicas ocurren como resultado de la reacción martensítica la cual es acompañada con un incremento del volumen.

La reacción martensítica ocurre en forma diferente como una función de la posición de cualquier punto dentro de la pieza de acero durante el templado, es decir que suceden esfuerzos diferenciales de enfriamiento tanto en la superficie como en el corazón de la pieza de acero rápido. De esa forma la expansión y contracción diferencial puede causar la deformación plástica cuando el nivel de los esfuerzos excede el límite elástico bajo estas condiciones de tratamiento térmico de endurecimiento. Los esfuerzos residuales deben ser aliviados -

mediante tratamientos posteriores de revenido. También efectuando el tratamiento isotérmico sucede también una disminución en la distorsión.

CAPITULO XVII

17.1 PROPIEDADES RESULTANTES DE LOS ACEROS DE HERRAMIENTA DE ALTA VELOCIDAD EN FUNCION DEL TRATAMIENTO ADECUADO.

Los aceros rápidos deben exhibir propiedades muy definidas para su éxito como herramientas mediante el tratamiento más conveniente. También las propiedades de estos aceros de alta aleación tienen su fundamento sobre la base de selección de los mismos, es decir escoger el tipo de acero rápido con la adecuada conductividad térmica el cual cuando sea sujeto a un cierto tipo de tratamiento térmico que finalice con la etapa de revenido, debe de exhibir una suficiente resistencia a la abrasión y el requisito de resistencia para soportar la aplicación de cargas.

No existe una sola prueba de laboratorio que pueda proporcionar todas las características requeridas por la herramienta; pero existen ciertas pruebas que junto con los exámenes metalográficos indican ciertas propiedades y resultados al final de la aplicación de los tratamientos térmicos.

Las propiedades resultantes que deben ser requeridas en los aceros grado herramienta de alta velocidad son: dureza excepcional, tenacidad, resistencia al desgaste y mantenimiento de la dureza en caliente.

17.2 DUREZA DE LOS ACEROS DE ALTA VELOCIDAD

La gran dureza debe de ser lograda mediante la acción del -- tratamiento térmico para dar la resistencia a la abrasión ne -- cesaria y la resistencia a la compresión. Esta última es -- proporcional al nivel de dureza del acero rápido.

Las pruebas más comunmente utilizadas en la medición de la - dureza para los aceros de alta velocidad son: la prueba - - Vickers y la prueba Rockwell C. La primera viene siendo la - más exacta en resultados y la última sacrifica la exactitud - en pos de una mayor velocidad en su ejecución. La dureza en caliente es otro importante factor a considerar y se ha vis- to que una falta de dureza en caliente adecuado para estos - aceros de herramienta de alta aleación se traduce en un flu- jo plástico de la herramienta trayendo como consecuencia un- prematuro desgaste en la misma.

Los aceros de alta velocidad se han caracterizado por su ca- pacidad de poder conservar su dureza a elevadas temperaturas alrededor de los 550°. Esto es de gran importancia de herra- mientas de corte constituidas por aceros de alta velocidad - donde puede conservarse el filo cortante incluso a los 600°C.

La dureza de los aceros de alta velocidad que es obtenida -- después de haberse efectuado el tratamiento térmico de endu- recimiento total que incluye el templado y revenido es fun--

ción de las altas temperaturas de austenización y del tiempo de permanencia.

Los mayores niveles de dureza de tratamiento térmico están - en razón a las mayores temperaturas de austenización y también a mayores tiempos de permanencia a dichas temperaturas. Sin embargo, la temperatura de austenización parcial adecuada para los aceros de alta velocidad debe de establecer el - compromiso entre obtener la mayor dureza posible de templado junto con un control en el crecimiento de grano austenítico.

17.3 PROPIEDAD DE TENACIDAD DE LOS ACEROS DE ALTA VELOCIDAD

Existen algunos métodos estandar para la medición de la resistencia y de la ductilidad de los aceros de herramienta de alta velocidad después de haberse efectuado el tratamiento - térmico sobre los mismos. La tenacidad de estos aceros de - alta aleación viene siendo un efecto combinado entre la propiedad de ductilidad y de resistencia de éstos aceros Luerssen y Greene han usado pruebas de impacto torsional con ciertas modificaciones que es probablemente la medición más exacta o sensitiva de la ductilidad de los aceros de alta velocidad que se encuentra disponible. Los resultados obtenidos - de esta prueba concuerdan fielmente con los valores obtenidos en la teoría; (Ver figura 17.1)

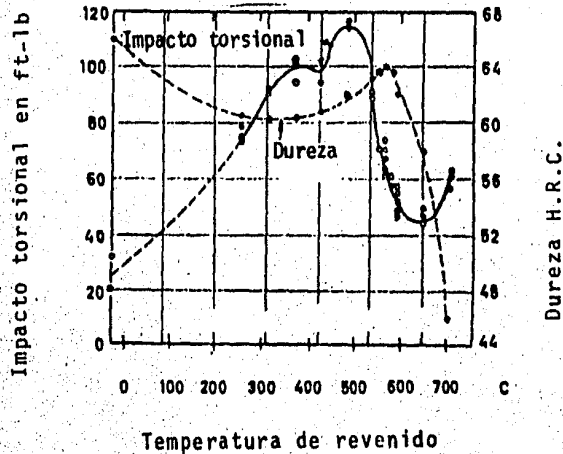


FIGURA 17.1

Influencia de la temperatura de revenido sobre el impacto torsional y dureza en un acero rápido tipo T-1 templado en aceite a 1290° C.

Para efectuar la prueba de impacto torsional sobre los aceros de herramienta rápidos, el espécimen del tipo de acero a probar es colocado entre un par de volantes los cuales lo hacen girar a una cierta velocidad. En ese momento es aplicado un impacto torsional al espécimen de acero rápido y la energía absorbida es medida como una función de la reducción en la medida de los volantes la cual es calculada en unidades de Ft Lb. (34)

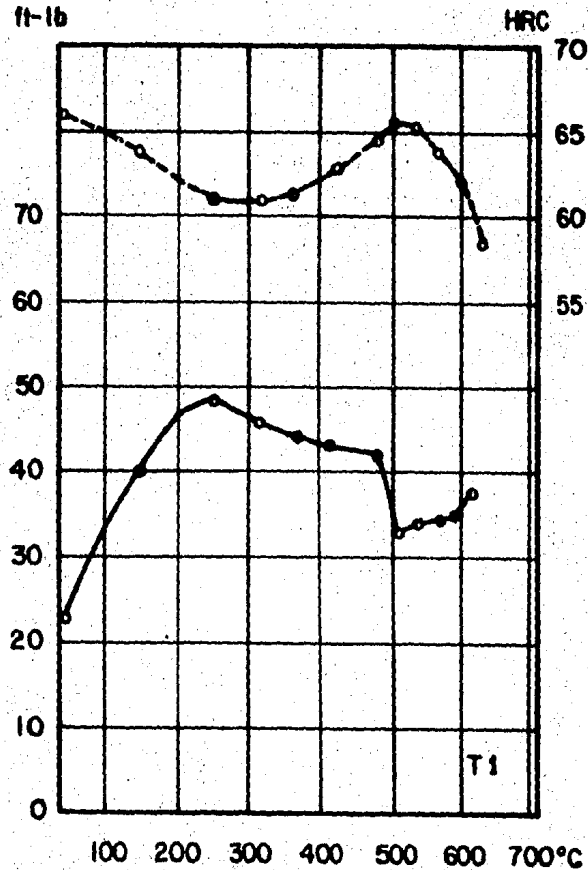
La medición directa de la ductilidad de estos aceros por este método es prácticamente imposible (medición del ángulo de deflexión del espécimen roto) debido al rompimiento del espécimen de acero.

La gráfica anterior relaciona el efecto que se tiene sobre la resistencia al impacto torsional el tiempo de permanencia a la temperatura de revenido y cuando es utilizado un doble-revenido.

Mayor ejemplificación al respecto se tiene utilizando la gráfica correspondiente para un acero rápido al tungsteno tipo T-1. Las temperaturas de revenido utilizadas en este caso son de alrededor de los 560°C que es lo recomendable porque a esas altas temperaturas de revenido ocurre el endurecimiento secundario. (Ver figura 17.2)

A tiempos relativamente cortos de tiempo de permanencia (entre 5 minutos y 1 hora) a la temperatura de endurecimiento secundario (560°C) provoca bajos valores de impacto torsional pero cuando se aplica un mayor tiempo de permanencia del orden de 2 1/2 horas y más aún un revenido doble con tiempo de permanencia de 2 1/2 horas en cada uno de ellos aumenta en forma considerable la resistencia al impacto torsional para este acero al tungsteno a la temperatura de endurecimiento secundario, claro está que el tiempo de permanencia está en relación al tamaño de la pieza de acero.

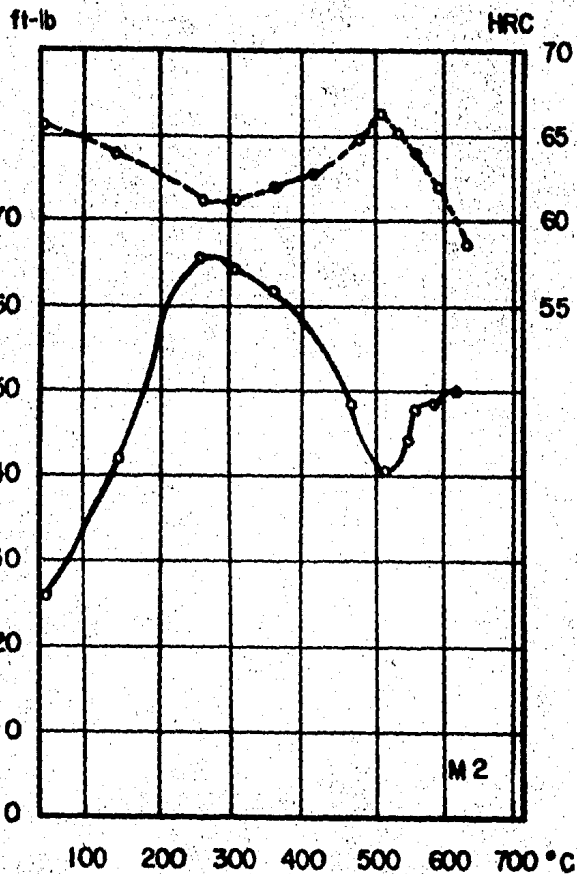
Resistencia al impacto
ft-lb



Temperatura revenida

Influencia de temperatura de revenido sobre la dureza y sobre la resistencia al impacto del acero rápido tipo T1 austenizado a 1200°C.

Dureza



Temperatura revenida

Influencia de temperatura de revenido sobre la dureza y sobre la resistencia al impacto del acero rápido tipo M2 austenizado a 1200°C.

FIGURA 17.2

En la prueba de impacto torsional estática se da la medición o cuantificación del límite torsional elástico, la resistencia a la ruptura torsional y el ángulo de giro o de torcedura (ductilidad).

El valor del límite elástico muestra que tanto el acero rápido puede ser torcido antes de que sea deformado permanentemente.

La siguiente gráfica muestra la resistencia torsional en función de un parámetro que mide la ductilidad en grados de giro o de torcedura para un acero rápido al molibdeno tipo M2-comercial en relación con las temperaturas utilizadas para revenido. En ella se muestra el efecto de la temperatura de revenido sobre la resistencia y ductilidad finales del acero rápido al molibdeno a elevadas temperaturas normales de revenido utilizadas para los aceros de alta velocidad, donde ocurre la alta resistencia al ablandamiento producto del endurecimiento secundario, se observa una baja ductilidad combinada con un alto grado de resistencia en comparación con los resultados obtenidos cuando el revenido es efectuado a menor temperatura que la recomendada en donde ocurre un alto grado de ductilidad en detrimento de la resistencia. (Ver figura 17.3)

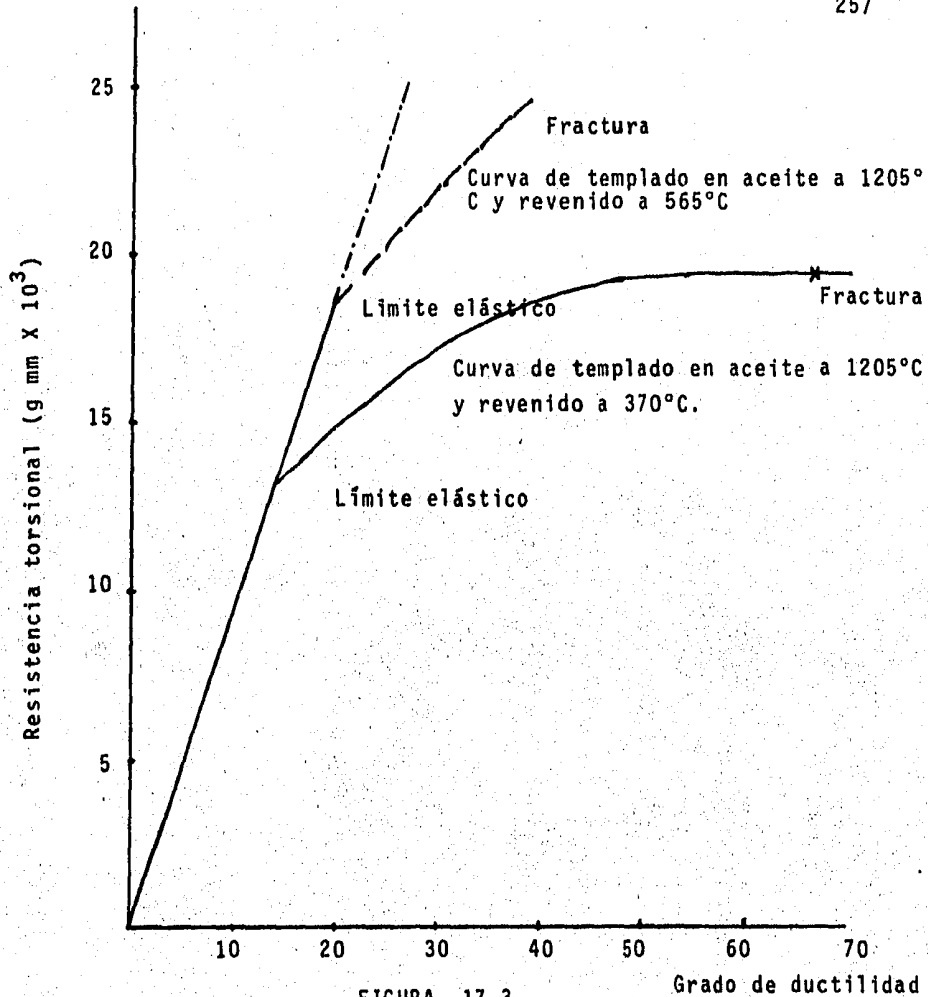


FIGURA 17.3

Los resultados obtenidos en la prueba de resistencia al impacto torsional están de acuerdo con los obtenidos en pruebas en donde se cuantifica la resistencia al impacto. Como diagramas comparativos se ejemplifican los diagramas de resistencia al impacto en función de la temperatura de reveni-

do para los aceros rápidos T-1 y M2 mayormente utilizados. En estos diagramas muestran una menor resistencia al impacto que presenta el acero tipo T-1 en comparación con el acero - grado M2. Por último, ambos tipos de diagramas (resistencia al impacto y de resistencia al impacto torsional) muestran - el mínimo valor de resistencia al impacto a temperaturas usuales de revenido que oscilan entre los 510°C a 600°C.

17.4 DUREZA EN CALIENTE DE LOS ACEROS DE ALTA VELOCIDAD

Se ha mencionado que la dureza en caliente en los aceros rápidos es imprescindible en la habilidad de corte de las - herramientas constituidas por estos aceros de aleación alta. La dureza en caliente es mantener el filo cortante a temperaturas cercanas a los 600°C (por eso es importante haber mencionado las pruebas de tenacidad como resultado de la resistencia y de la ductilidad).

La dureza en caliente tiene su fundamento en dos puntos:

- La temperatura de endurecimiento
- La composición química del tipo de acero rápido .

Con la adición de cobalto y de vanadio en la composición química de los aceros rápidos tienen una marcada influencia en el incremento en la dureza en caliente.

En el caso del acero rápido al molibdeno tipo M42 es un grado de acero muy aleado el cual es susceptible en aplicaciones de altas velocidades de corte en un filo cortante en forma constante que lo hace idóneo en máquinas herramientas tales como en tornos. Para éste acero altamente aleado tiene una dureza excepcional del orden de 68 H.R.C. que lo hace muy resistente al desgaste pero que no puede ser usado en herramientas para fresar en las cuales la cualidad de tenacidad es primordial. (Ver figura 17.4).

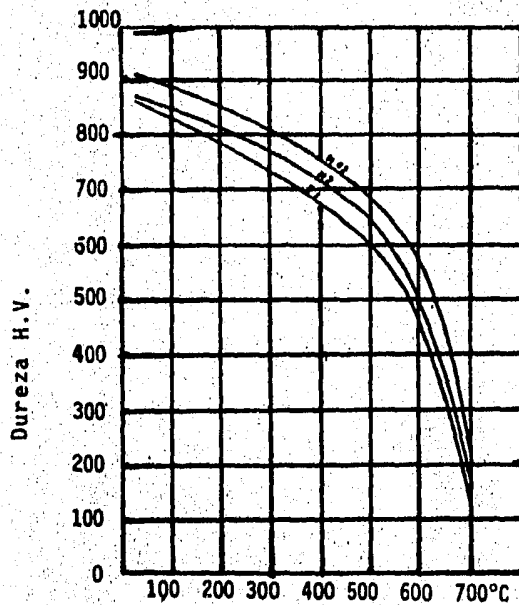


FIGURA 17.4 Temperatura

Dureza en caliente para diversos tipos de aceros rápidos.

La dureza en caliente de los aceros de alta velocidad está en relación con la disposición de carburos aleados de apariencia fina que inhibe el flujo plástico hasta temperaturas de 540°C. Cuando es aumentada la temperatura a los 550°C los carburos del tipo MC comienzan a formarse y a temperaturas mayores a los 700°C los carburos del tipo $M_{23}C_6$ comienzan a precipitarse.

El cromo, que está presente en todas las composiciones químicas de los aceros rápidos tiene la función de retardar la precipitación de los carburos del tipo M_2C durante el revenido y por otro lado durante la etapa de austenización, el cromo suministra una gran cantidad de carbono en la matriz austenítica a temperaturas muy superiores del orden de los 1100°C por la completa disolución de los carburos de cromo del tipo $M_{23}C_6$. El cobalto muestra efectos similares a los mencionados. La gráfica de dureza (HV) en función de la temperatura de prueba muestra la influencia de la temperatura de austenización que está en relación con el tipo de acero y de la temperatura de revenido (doble revenido).

La dureza (HV) puede ser relacionada con su correspondiente en la escala H.R.C. mediante una gráfica adecuada. (36).

17.5 RESISTENCIA AL DESGASTE EN LOS ACEROS RAPIDOS

La resistencia al desgaste está en relación con la cantidad de carburos presentes dentro de los aceros rápidos. Estos aceros son susceptibles en aplicaciones de corte que requiere un buen nivel de resistencia al desgaste (por ejemplo taladrado). Es posible establecer que la dureza en caliente es indicativo de una resistencia al desgaste porque en ambas propiedades es necesaria la presencia de carburos no disueltos y están sujetas a las mismas variables dentro del tratamiento térmico como es la temperatura y tiempo de austenización que lleva inherente la disolución de la cantidad adecuada de carburos aleados y por otro lado de la composición química del acero en cuestión.

17.6 CARACTERISTICAS PARTICULARES DE ALGUNOS TIPOS DE ACEROS RAPIDOS.

- Aceros rápidos al molibdeno

El acero rápido grado M2 es el acero rápido más común que tiene una excelente tenacidad y dureza en caliente con alta resistencia al desgaste. La mayor temperatura de austenización permisible para este tipo de acero produce una mayor resistencia al ablandamiento junto con una máxima disolución de carburos aleados.

El acero rápido M4 que posee un mayor contenido de carbono -

que el M2 con adición de vanadio tiene una gran resistencia y mayor endurecimiento secundario.

El acero rápido M44 se trata de un acero de alta velocidad - al tungsteno y molibdeno con alto contenido de cobalto que - el imparte una gran dureza en caliente y es utilizado en el - maquinado a alta velocidad de super aleaciones tiene un in- - tervalo estrecho de temperaturas de austenización para lo - - grar la máxima dureza.

El acero rápido M47 posee una alta dureza que es mejorada - - gracias al uso de revenidos múltiples.

- Aceros rápidos al tungsteno.

El acero rápido T-1 que es ampliamente usado en aplicaciones generales.

El acero rápido T-6 es un acero al alto tungsteno y cobalto - que posee una excelente dureza en caliente.

El acero rápido T-15 con alto vanadio posee una alta resis- - tencia al desgaste. Con adición de cobalto tiene este acero una gran dureza al rojo y filo cortante constante junto con - una adecuada tenacidad.

Por último se termina con la conjugación de éstas propieda- - des en la aplicación como herramientas de corte. (Ver apéndice III).

CAPITULO XVIII

18.1 CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

La compilación de las características de los aceros de herramienta de alta velocidad y de los tratamientos térmicos que son susceptibles de efectuarse sobre ellos, se cumplió como objetivo principal del presente trabajo.

En base a lo anterior, se establece que existe una relación muy estrecha entre la composición química del acero con el tratamiento térmico a efectuarse para el éxito de servicio de la herramienta ya que el tratamiento térmico es fundamental (no puede ser sustituido por otro proceso) sobre las propiedades finales de la herramienta rápida.

La composición química del acero y el tamaño de grano son los parámetros fundamentales a partir de los cuales depende el tratamiento térmico a seguir. Ambos factores forman parte de los requerimientos del metal.

En relación al tratamiento térmico en su parte operativa, las variables que son necesarias de controlar son la temperatura y el tiempo de permanencia, en especial en lo que se refiere a la etapa de austenización que junto con el medio que está en contacto con el acero, ya sea en atmósfera controlada o en baño de sales fundidas, eviten mermas en la vida de la herramienta rápida durante su ejecución.

También es conveniente señalar que la velocidad de calentamiento debe realizarse con sumo cuidado ya que en ésta etapa

se genera el éxito o fracaso del tratamiento térmico y que muchas veces no se le presta la debida atención, provocando en la herramienta rápida deformaciones que originan fisuras y grietas aún cuando se efectúen los posteriores tratamientos térmicos en forma adecuada.

Por otro lado, la información que se presenta en esta monografía, es conveniente de ser utilizada para realizar estudios bibliográficos y experimentales mas exhaustivos y con ello conocer el potencial de trabajo de éstos aceros altamente aliados, en condiciones específicas según el proposito.

La información compilada sirve como base para tener un criterio a seguir, como guía, que de lo contrario puede reflejarse en la mala calidad de la herramienta causando la inutilización prematura de la misma.

CLASIFICACION DE LOS ACEROS GRADO HERRAMIENTA DE ALTA
VELOCIDAD (37)

I ACEROS DE ALTA VELOCIDAD AL TUNGSTENO (TIPO T)

DESIGNACION

A.I.S.I.	C	W	Mo	Cr	V	Co	Mn	Si
T 1	0.70	18.00	-	4.00	1.00	-	-	-
T 2	0.80	18.00	-	2.00	-	-	-	-
T 3	1.05	18.00	-	4.00	3.00	-	-	-
T 4	0.75	18.00	-	4.00	1.00	5.00	-	-
T 5	0.80	18.00	-	4.00	2.00	8.00	-	-
T 6	0.80	20.00	-	4.00	1.50	12.00	-	-
T 7	0.75	14.00	-	4.00	2.00	-	-	-
T 8	0.75	14.00	-	4.00	2.00	5.00	-	-
T 9	1.20	18.00	-	4.00	4.00	-	-	-
T 15	1.50	12.00	-	4.00	5.00	5.00	-	-

II ACEROS DE ALTA VELOCIDAD AL MOLIBDENO

A.I.S.I.	C	W	Mo	Cr	V	Co	Mn	Si
M 1	0.80	1.50	8.00	4.00	1.00	-	-	-
M 2	0.85	6.00	5.00	4.00	2.00	-	-	-
M 3 C1-1	1.05	6.00	5.00	4.00	2.40	-	-	-
M 3 C1-2	1.20	6.00	5.00	4.00	3.00	-	-	-
M 4	1.30	5.50	4.50	4.00	4.00	-	-	-
M 6	0.80	4.00	5.00	4.00	1.50	12.00	-	-
M 7	1.00	1.75	8.75	4.00	2.00	-	-	-
M 8	0.80	5.00	5.00	4.00	1.50	1.25	-	-
M 10	0.90	-	8.00	4.00	2.00	-	-	-
M 15	1.50	6.50	3.50	4.00	5.00	5.00	-	-
M 30	0.80	2.00	8.00	4.00	1.25	5.00	-	-
M 33	0.90	1.50	9.50	4.00	1.15	8.00	-	-
M 34	0.90	2.00	8.00	4.00	2.00	8.00	-	-
M 35	0.80	6.00	5.00	4.00	2.00	5.00	-	-
M 36	0.80	6.00	5.00	4.00	2.00	8.00	-	-
M 41	1.10	6.75	3.75	4.00	2.00	5.00	-	-
M 42	1.10	1.50	9.50	3.75	1.15	8.00	-	-
M 43	1.25	1.75	8.75	3.75	2.00	8.75	-	-
M 44	1.15	5.25	6.25	4.25	2.25	12.00	-	-

A P E N D I C E II

**TABLA DE TEMPERATURAS PARA LOS TRATAMIENTOS TERMICOS DE LOS
ACEROS GRADO HERRAMIENTA DE ALTA VELOCIDAD ASI COMO SUS
PROPIEDADES ESPECIFICAS (37) (38)**

TIPO DE ACERO	INTERVALO DE FORJA °C		DATOS DE REGOCIDO		DATOS DE TEMPLE				Temp. de revenido °C (dureza, Rc.)	Profundidad de temple	Distorsion en T. T.	Tenacidad	Resist. al desgaste	Resist. a la descarbonizacion	Maquinabilidad
	Emplezo	Limete menor	Intervalo de temp. °C	Vel. max. de rot. °C/m.	Dureza Bhn	Temp. de precal. °C	Temp. de austenit. °C	Medio de temple							
T 1	1065-1177	954	871-899	2 2	217-255	815-871	1260-1300	A, O, S	538(65)-593(60)	Profundo	BAJA (A, S) MEDIA (O)	baja	muy alta	ALTA	media
T 2	1065-1177	954	871-899	2 2	223-255	815-871	1260-1300	A, O, S	538(66)-593(61)	Profundo	BAJA (A, S) MEDIA (O)	baja	muy alta	ALTA	media
T 4	1065-1177	954	871-899	2 2	229-269	815-871	1260-1300	A, O, S	538(66)-593(62)	Profundo	BAJA (A, S) MEDIA (O)	baja	muy alta	media	media
T 5	1065-1177	982	871-899	2 2	235-277	815-871	1274-1300	A, O, S	538(65)-593(60)	Profundo	BAJA (A, S) MEDIA (O)	baja	muy alta	baja	media
T 6	1065-1177	982	871-899	2 2	248-293	815-871	1274-1300	A, O, S	538(65)-593(60)	Profundo	BAJA (A, S) MEDIA (O)	baja	muy alta	baja	baja a media
T 8	1065-1177	954	871-899	2 2	229-255	815-871	1260-1300	A, O, S	538(65)-593(60)	Profundo	BAJA (A, S) MEDIA (O)	baja	muy alta	media	media
T 15	1065-1177	982	871-899	2 2	241-277	815-871	1205-1260	A, O, S	538(68)-650(63)	Profundo	BAJA (A, S) MEDIA (O)	baja	la más alta	media	baja a media
M 1	1037-1149	927	815-871	2 2	207-235	732-843	1177-1218	A, O, S	538(65)-593(60)	Profundo	BAJA (A, S) MEDIA (O)	baja	muy alta	baja	media
M 2	1037-1149	927	871-899	2 2	212-241	732-843	1190-1232	A, O, S	538(65)-593(60)	Profundo	BAJA (A, S) MEDIA (O)	baja	muy alta	media	media
M 34	1037-1149	927	871-899	2 2	223-255	732-843	1204-1232	A, O, S	538(66)-593(61)	Profundo	BAJA (A, S) MEDIA (O)	baja	muy alta	media	media
M 3-2	1037-1149	927	871-899	2 2	223-255	732-843	1204-1232	A, O, S	538(66)-593(61)	Profundo	BAJA (A, S) MEDIA (O)	baja	muy alta	media	media
M 4	1037-1149	927	871-899	2 2	223-255	732-843	1204-1232	A, O, S	538(66)-593(61)	Profundo	BAJA (A, S) MEDIA (O)	baja	la más alta	media	baja a media
M 6	1037-1149	927	871	2 2	248-277	788	1177-1204	A, O, S	538(66)-593(61)	Profundo	BAJA (A, S) MEDIA (O)	baja	muy alta	baja	media
M 7	1037-1149	927	815-871	2 2	217-255	732-843	1177-1218	A, O, S	538(66)-593(61)	Profundo	BAJA (A, S) MEDIA (O)	baja	muy alta	baja	media
M 10	1037-1149	927	815-871	2 2	207-235	732-843	1177-1218	A, O, S	538(65)-593(60)	Profundo	BAJA (A, S) MEDIA (O)	baja	muy alta	baja	media
M 30	1037-1149	727	871-899	2 2	235-269	732-843	1204-1232	A, O, S	538(65)-593(60)	Profundo	BAJA (A, S) MEDIA (O)	baja	muy alta	baja	media
M 33	1037-1149	927	871-899	2 2	235-269	732-843	1204-1232	A, O, S	538(65)-593(60)	Profundo	BAJA (A, S) MEDIA (O)	baja	muy alta	baja	media
M 34	1037-1149	927	871-899	2 2	235-269	732-843	1204-1232	A, O, S	538(65)-593(60)	Profundo	BAJA (A, S) MEDIA (O)	baja	muy alta	baja	media
M 36	1039-1149	927	871-899	2 2	235-269	732-843	1218-1246	A, O, S	538(65)-593(60)	Profundo	BAJA (A, S) MEDIA (O)	baja	muy alta	baja	media
M 41	1037-1149	927	871-899	2 2	235-269	732-843	1190-1215	A, O, S	538(70)-593(65)	Profundo	BAJA (A, S) MEDIA (O)	baja	muy alta	baja	media
M 42	1037-1149	927	871-899	2 2	235-269	732-843	1190-1210	A, O, S	510(70)-593(65)	Profundo	BAJA (A, S) MEDIA (O)	baja	muy alta	baja	media
M 43	1037-1149	927	871-899	2 2	235-269	732-843	1190-1215	A, O, S	510(70)-593(65)	Profundo	BAJA (A, S) MEDIA (O)	baja	muy alta	baja	media
M 44	1037-1149	927	871-899	2 2	235-269	732-843	1200-1227	A, O, S	538(70)-628(62)	Profundo	BAJA (A, S) MEDIA (O)	baja	muy alta	baja	media
M 46	1037-1149	927	871-899	2 2	235-269	732-843	1190-1218	A, O, S	524(69)-567(67)	Profundo	BAJA (A, S) MEDIA (O)	baja	muy alta	baja	media
M 47	1037-1149	927	871-899	2 2	235-269	732-843	1177-1204	A, O, S	524(70)-565(65)	Profundo	BAJA (A, S) MEDIA (O)	baja	muy alta	baja	media

NOTA.-

A. = aire
O. = aceite
S. = baño de sales fundidas

CLASIFICACION Y SELECCION DE ACEROS HERRAMIENTAS

AISI (TIPO)	C o m p o s i c i o n %						Aplicaciones típicas
	C	W	Mo	Cr	V	Otro	
Templables en agua:							
W 1	.6	1.4	-	-	-	-	Bajo carbono: herramientas para herrería, troqueles, cortadores, estampadores, cinceles, dados de forja, cuchillas, punzones.
E1	V en W2 imparte grano mas fino, mayor tenacidad, templabilidad:						Medio carbono: troqueles cortadores, ri-
							mas, cinceles, brocas, troqueles estampa-
							dores, punzones, cuchillas, herramienta -
							de carpintería, ejes, rebabeadores, bujes,
							Alto Carbono: Cortadores de vidrio, tro-
							queles de joyería, herramienta de torno,-
							rims, brocas, herramienta de carpintería.
Resistentes al impacto:							
S 1	.5	2.5	-	1.5	-	-	Pernos guidores, cinceles rebabeadores,-
							de golpe, cortadores de tubo, brocas para

AISI (TIPO)	C	W	Mo	Cr	V	Otro	Aplicaciones típicas
							concreto, dados de forja, troqueles estam padores, punzones, herramienta neumática, cuchillas, rodillos extensores, pinzas, - ejes de torno, dados de estampado, marca- dores, punzones maestros.
S 2	.5	-	.5	-	-	1.0Si	Cinceles manuales y neumáticos, herramien tas para formado, ejes de torno, cortado- res de tubo, de sobrante, desarmadores, - cuchillas, estampadores, marcadores, ba- rretas, brocas.
templables en aceite							
O 1	.9	.5	-	.5	-	1.0Mn	Troqueles cortadores, moldes para plásti- co, dados de trefilado, guillotinas para- papel, cuchillas, rimas, herramientas, -- checadores de dimensiones, punzones, bu- jes, sujetadores, troqueles formadores y dobladores.
O 2	.9	-	-	-	-	1.6Mn	Troqueles, estampadores, ajustadores, y -

AISI (TIPO) C W Mo Cr V Otro

Aplicaciones típicas

formadores en frío; punzones, rodillos de formado en frío, dados tarraja y machuelos, rimas, checadores de dimensiones, cortadores circulares y sierras, bujes, moldes para plásticos, brocas, calibradores.

Para trabajo en frío:

A 2 1.0 - 1.0 5.0 - -

Rodillos formadores de cuerda, dados de extrusión, machuelos, troqueles cortadores, ejes de torno, cuchillas, rodillos formadores, checadores de dimensiones, herramienta para cerámica, moldes para plástico, estampadores, bujes, punzones para ladrillo, pulidores.

A 4 1.0 - 1.0 1.0 0 2.0 Mn

Troqueles cortadores, de formado, tarraja (dados), punzones, cuchillas, ejes de torno, dobladores, rodillos formadores, brocas, ejes, checadores de dimensiones, bu-

AISI (TIPO)	C	W	Mo	Cr	V	Otro	
							jes, rodillos de cadena, cuchillas para - talares, cortadores (cuchillas circulares) rodillos estampadores.
D 2	1.5	0	1.0	12.0	1.0	-	Troqueles cortadores, dados de formado en frio, dados de trefilado, dados laminado- res, dados tarraja, cuchillas, rodillos - formadores, cuchillas circulares, herra- mientas pulidoras, punzones, checadores - de dimensiones, centros para torno, bro- cas, dados de extrusión en frio, ejes de torno, yunques, cuchilleria.
D 3	2.25	-	-	12.0	-	-	Troqueles cortadores, troqueles de forma- do en frio, dados de trefilado, dados la- minadores, dados tarraja, cuchillas circy lares, rodillos de formado, herramientas- pulidoras, punzones, checadores de dimen- siones, yunques.
Trabajo en caliente;							
H 11	.35	-	1.5	5.0	.4	-	Dados de fundición a presión, punzones, -

AISI (TIPO)	C	W	Mo	Cr	V	Otro	Aplicaciones típicas
H 12	.35	1.5	1.5	5.0	.4	-	herramientas de corte, ejes de torno, herramientas de extrusión, dados de forja, componentes de alta resistencia.
T 1	.75	18.0	-	4.0	1.0	-	Dados de extrusión, insertos de dados forja, punzones, mandriles, dados, sujetadores, dados descabezadores, mangas para -- descabezadores en frío.
T 4	.75	18.0	0	4.0	1.0	5.0Co	Barrenos, tarrajas, rimas, pernos, herramienta de torno y rectificadora, brocas, coronas, dados pulidores, de extrusión en frío, insertos para descabezadores en -- frío, dados laminadores, buriles, cortadores, cortadores circulares.
T 5	.80	18.0	-	4.0	2.0	8.0Co	Herramienta para perno y rectificadora, -- barrenas, brocas, buriles, cuchillas circulares, herramientas de formado, pernos, herramienta de taladro.
T 5	.80	18.0	-	4.0	2.0	8.0Co	Herramienta para torno y rectificadora, --

AISI (TIPO)	C	W	Mo	Cr	V	Otro	Aplicaciones típicas
							herramienta de formado, herramienta de -- corte, y que requieran alta dureza al ro- jo.
T 6	.80	20.0	-	4.5	1.5	12.0Co	Herramienta para torno y rectificadora pa- ra trabajo pesado, barrenas, herramienta- de corte, calibradores, cortadores circu- lares, pernos.
T 8	.75	14.0	-	4.0	2.0	5.0Co	Herramientas para taladro, para torno, de trabajo pesado para rectificadoras, hojas de corte para acero inoxidable.
T 15	1.5	12.0	-	4.0	5.0	5.0Co	Herramienta de formado, de torno, de recti- ficadora, brocas, cortadoras circulares, - troqueles cortadores, punzones, herramien- ta de trabajado pesado resistente al des- gaste.

(Aceros rápidos al molibdeno)

M 1	.85	1.5	8.5	4.0	1.0	-	Barrenos, tarrajas, rimas, cortadores, -- pernos, punzones, herramientas para torno
-----	-----	-----	-----	-----	-----	---	--

AISI (TIPO) C W Mo Cr V Otro

Aplicaciones típicas

y rectificadora, para formado, sierras, brocas, buriles, herramienta de carpintería.

M 2 .85-1.00 6.0 5.0 4.0 2.0 -

Barrenos, tarrajas, rimas, cortadoras circulares, pernos, herramientas de formado, sierras, herramienta de torno y rectificadora, buriles, brocas, y herramientas de taladro.

M 3-1 1.05 6.0 5.0 4.0 2.4 -

Barrenas, tarrajas, rimas, brocas, pernos, herramienta de formado, de torno y rectificadora, cortadores circulares, sierras, cuchillas circulares, punzones, dados de trefilado, herramienta de carpintería, -- trazadores.

M 3-2 1.2 6.0 5.0 4.0 3.0 -

Barrenas, tarrajas, rimas, brocas, pernos herramienta de formado, para torno, rectificadora, sierras, punzones, dados de trefilado, trazadores, herramienta de carpint

AISI (TIPO)	C	W	Mo	Cr	V	Utros	Aplicaciones típicas
M 4	1.3	5.5	4.5	4.0	4.0	-	terfa. Brocas, rimas, cortadores circulares, buriles, herramientas de formado, de torno y rectificadora, troqueles cortadores, -- punzones para materiales abrasivos, yunques.
M 6	.80	4.0	5.0	4.0	1.5	12.0Co	Herramienta de torno, de taladro, de rectificadora, de formado, cortadores circulares.
M 7	1.0	1.75	8.75	4.0	2.0	-	Barrenas, tarrajas, rimas, trazadores, -- sierras, cortadores circulares, herramientas de torno y rectificadora, buriles, -- herramienta de carpintería, pernos, punzones, taladros, herramienta de formado.
M 10	.85-1.00	-	8.0	4.0	2.0	-	Barrenas, tarrajas, rimas, buriles, herramienta para torno y rectificadora, para carpintería, machuelos, trazadores, sierras, cortadores circulares, pernos, bro-

AISI (TIPO)	C	W	Mo	Cr	V	Otro	Aplicaciones típicas
							cas, punzones, herramientas para fresado.
M 33	.90	1.5	9.5	4.0	1.15	8.0 Co	Barrenas, tarrajas, herramientas para tor
M 34	.90	2.0	8.0	4.0	2.0	8.0 Co	no, cortadores circulares, buriles, herra
M 36	.8	6.0	5.0	4.0	2.0	8.0 Co	mientas de fresado, herramientas de traba
							jo pesado para torno y rectificadora, de
							taladro, cortadores circulares, barrenas,
							herramientas de corte y sujetadores.
M 41	1.10	6.75	3.75	4.25	2.0	5.0 Co	Barrenas, rimas, cortadores circulares, -
M 42	1.10	1.5	9.50	3.75	1.15	8.0 Co	cortadores para fresado, herramientas de-
M 46	1.25	2.0	8.25	4.0	3.2	8.25 Co	torno, pernos, brocas, endurecibles a - -
M 50	.85	-	4.0	4.0	1.0	-	67-70 H.R.C.
M 52	.90	1.25	4.0	4.0	2.0	-	
Aceros de herramienta para propósitos espe-							
ciales.							
L 6	.70	-	.25	.75	-	1.5 Ni	Ejes, troqueles cortadores, formadores -
							sierras de disco, discos de frenado, es-
							tampadores manuales, pernos, gusanos ali-
							mentadores y transportadores, partes de-

AISI (TIPO)	C	W	Mo	Cr	V	Otro	Aplicaciones típicas
							maquinaria, punzones, piñones, cuchillas, resortes y sierras para madera.
Aceros para moldes.							
P 6	.10	-	-	1.5	-	3.5 Ni	Engranés para trabajo pesado, flechas, - rodamientos, moldes de inyección de plásticos.

BIBLIOGRAFIA

- 1.- T.D. Atterbury
Heat Treatment of High Speed Steels.
Metallurgia and Metal Forming.
Agosto 1971 Pag. 210.
- 2.- A.S.M. Committee on Tooling Materials. Tool Steels. Pag. 425
- 3.- Idem. 2 Pag. 425
- 4.- Wilson Robert
Tool Steels (Metalurgy and Heat Treatment of).
Mc Graw-Hill 1978. Pag. 163.
- 5.- Idem. 4, Pag. 104.
- 6.- Aceros del Llodio, S.A.
Tratamientos Térmicos de las Herramientas de Acero.
Editorial URMO 1978, Pag. 91.
- 7.- T.A. Neumeyer y A. Kasak.
Grain Size of High Speed Tool Steels.
Metallurgical Transactions.
Volúmen 3, Agosto 1972, Pag. 2281.
- 8.- Idem. 7, Pag. 2282.
- 9.- Idem Op. Cit. 8.
- 10.- Idem. 7 Pag. 2285.
- 11.- Idem. 7 Pag. 2286.

- 12.- Luther K. Darwin.
Influencia Of Salt Bath Austenitizing Time and Temperature on Micro
estructure, Grain Size, and Hardness Of AISI M2 (0.85% C) High - --
Speed Steel.
Metal Progress-Septiembre 1981, Pag. 148.
- 13.- Idem. 12, Pag. 149.
- 14.- Idem. 1, Pag. 213.
- 15.- Stuhlmann W.
What the T.T.T. Diagrams Tell us.
Härtereit Technik Mitt, 6, Pag. 45 1954.
- 16.- Brooks R. Charlie
Heat Treatment of Ferrous Alloys.
Mc Graw-Hill Book Company.
1979, Pag. 172.
- 17.- Idem. 16 Pag. 173.
- 18.- Thelning Erik Karl.
Steel and its Heat Treatment
Bofors Handbook.
Butterworths, 1981, Pag. 19.
- 19.- Garcia Ochoa Esteban Miguel.
Cambios de Volúmen en los Aceros por Tratamientos Térmicos sencillos.
Tesis para I.Q.M. Facultad de Química, Pag. 25, 1983.
- 20.- Idem. 1 Pag. 211.
- 21.- Fredriksson Bjorn.
Optimizing Tempering Time For High Speed Steels.
Metal Progress, Agosto 1977, Pag. 51.

- 22.- Hollomon J.H. y Jaffe, L.D.
Time-Temperature Relations in Tempering Steel.
Trans. AIME, 162, 1945, Pag. 223 a 249.
- 23.- Idem. 18, Pag. 315.
- 24.- Tool Steels, Universal-Cyclops Specialty Steel Div.
Cyclops Corp.
- 25.- Idem. 1, Agosto 1971, Pag. 252
- 26.- Idem. 6, Pag. 243.
- 27.- Idem. Op. Cit. 18
- 28.- Idem. 4 Pag. 272
- 29.- Pascual J.
Técnica y Práctica del tratamiento térmico de los metales férreos.
Editorial Blume, Barcelona 1970, Pag. 76.
- 30.- Idem. 1, Pag. 215.
- 31.- Idem. 18, Pag. 470.
- 32.- Idem. 1, Pag. 255.
- 33.- Goldschmidt H.H., Journal of Iron and Steel Institute.
1952, No. 170.
- 34.- Idem. 18, Pag. 317.
- 35.- Idem. 4, Pag. 178.
- 36.- Idem. Op. Cit. 4

- 37.- Committee of Tool Steel Producers A.I.S.I.
Tool Steel Heat Treatment Summary.
Heat Treating, Junio 1977, Pag. 23 a 29.
- 38.- Typical Heat Treatments and Characteristics of A.I.S.I. Tool Steels.
Metal Progress, Junio 1982, Pag. 82 a 89.
- 39.- Idem. Op. Cit. 38, Pag. 25 a 27.

un tamaño de grano menor con una mayor homogeneidad de la com
posición de los granos austeníticos con más disposición para
la deformabilidad posterior.

Se debe de establecer la temperatura adecuada para la opera--
ción de forja así como también la velocidad de deformación,--
ambos aspectos dependen del tipo de acero de herramienta.

El problema de un forjado a muy alta temperatura para el caso
de los aceros rápidos es que es muy difícil controlar las di-
mensiones de la pieza de acero porque no se contrae uniforme-
mente cuando se enfría.

La forja de los aceros rápidos debe hacerse con mayores pre-
cauciones que en el caso de los aceros comunes y corrientes.
Los aceros para herramientas rápidas precisan un calentamien-
to más lento y una permanencia más prolongada a la temperatu-
ra de forjado lo que hace diferente al proceso que se lleva a
cabo en los aceros ordinarios y en los aceros de herramienta-
de baja aleación. El calentamiento debe hacerse a la mitad -
de la velocidad que para el caso de los aceros al carbono, ya-
que la transmisión de calor se efectúa con mayor dificultad.
En general el calentamiento durante el proceso de forjado de-
be de ejecutarse en dos etapas: la primera etapa entre los --
700° y 800°C para que toda la masa de la pieza de la herramient
ta rápida se caliente en forma homogénea y cuando se ha lograd
do esto se pasa la pieza a una segunda etapa de calentamiento
durante el proceso de forjado.