

14
250



UNIVERSIDAD NACIONAL
AUTÓNOMA DE MÉXICO

FACULTAD DE QUÍMICA

Estudio de los Efectos Microestructurales
en la Nitruración Gaseosa de Brocas
de Acero M-2

TESIS MANCOMUNADA
QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE
INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO
P R E S E N T A N
María Guadalupe Peralta Jiménez
Jorge Terán Guillén



TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

México, D. F.

1993



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.

INDICE.

Capítulo	I	INTRODUCCION	1
	1.-	Introducción	2
Capítulo	II	LOS TRATAMIENTOS TERMICOS	4
	1.-	Introducción	5
	2.-	Diagramas de apoyo a los tratamientos térmicos que predicen las transformaciones principales de los aceros	5
	2.a.	Diagrama Fe-C	5
	2.b.	Diagrama Fe-Fe ₃ C	6
	2.c.	Diagrama CCT	6
	3.-	Tipos de tratamientos térmicos	13
	3.a.	Recocido	13
	3.b.	Normalizado	13
	3.c.	Temple	14
	3.d.	Revenido	15
Capítulo	III	ACERO DE HERRAMIENTA	16
	1.-	Introducción	17
	2.-	Clasificación	17
	3.-	Aceros de alta velocidad	21
	3.a.	Efecto de los elementos aleantes	21
	3.b.	Formación de carburos	23
	3.c.	Tratamientos térmicos en los aceros de alta velocidad	24
	3.d.	Problemas y/o fallas de los tratamientos térmicos de aceros de alta velocidad ...	25
	3.d.i.	Cambios Dimensionales	25

	3.d.ii. Descarburización	26
Capítulo	IV TRATAMIENTOS TERMOQUÍMICOS	27
	1.- Introducción	28
	2.- Clasificación	28
	2.a. Tratamientos Austeníticos	28
	2.b. Tratamientos Ferríticos	30
	3.- Nitruración Gaseosa	32
	3.a. Proceso	32
	3.b. Atmosferas	32
	3.c. Aspectos termodinámicos	39
	3.d. Formación de la capa nitrurada	40
	3.d.i. Capa blanca	40
	3.e. Nitruración en una y doble etapa	42
	3.f. Nitruración en aceros de herramienta	44
Capítulo	V DESGASTE	47
	1.- Introducción	48
	2.- Variables de desgaste	48
	3.- Tipos de desgaste	51
	4.- Desgaste en aceros de herramienta	52
Capítulo	VI METODOLOGÍA EXPERIMENTAL	57
	1.- Introducción	58
	2.- Hipótesis	58
	3.- Diseño experimental	58
	4.- Aplicación del diseño experimental	60
Capítulo	VII RESULTADOS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS.	67
	1.- Tratamientos Térmicos	68

2.- Desgaste	83
Capítulo VIII CONCLUSIONES	94
1.- Conclusiones	95
BIBLIOGRAFIA	96

CAPITULO I

I. INTRODUCCION.

Desde los inicios de la humanidad el hombre ha buscado mejorar sus condiciones de vida, usando los elementos que se encuentran en la naturaleza. Particularmente los metales, ya que las herramientas fabricadas a partir de éstos han facilitado su sobrevivencia.

El metal que más desarrollo ha tenido para la fabricación de herramientas ha sido el acero, en especial los aceros de alta velocidad, que sus orígenes se remontan a 1868 cuando Robert Mushet descubrió que la presencia de Tungsteno (7%) y de Manganeso (2%) en un acero de herramienta al alto Carbono causaba su endurecimiento [1].

Luego en 1894 Taylor y White encontraron en E.U.A. que elevando la temperatura de temple y aumentando el contenido de Tungsteno, por encima del viejo acero de Mushet, se podría producir una herramienta que se mantendría dura aun cuando estuviera caliente al rojo oscuro [2].

Los aceros de alta velocidad tienen gran demanda en la industria por su alta resistencia a altas velocidades de corte, por la cual se elaboran herramientas de corte que se utilizan para fabricar otras herramientas. Esto implica que deben tener buena resistencia al desgaste y a la fricción, por consiguiente la superficie del acero es vital para su desempeño. Por esta

razón se desea estudiar el efecto de la nitruración - que fue desarrollada por Fry en 1924 [3] - en una herramienta de corte como son las brocas, tratando con esto de mejorar y aumentar la vida útil de la herramienta.

Con la nitruración se busca el máximo endurecimiento superficial y, evitar fisuras y distorsiones que presentan los aceros de herramienta cuando se efectúa algún tratamiento térmico. Por lo tanto el objetivo de este trabajo es conocer la estructura óptima requerida que debe tener el material para evitar estos problemas, eliminando así gastos innecesarios que requiere un reprocesamiento.

Para lograr el objetivo anterior, se tomaron dos marcas de brocas M-2 que hay en el mercado, una es importada y la otra nacional. A todas las brocas se les hizo un tratamiento de recocido para homogenizar su estructura y aplicar diferentes tratamientos térmicos. Posteriormente en un horno industrial, se le aplicó el proceso de nitruración gaseosa tal como se realiza actualmente en la industria y finalmente se evaluó el rendimiento de cada broca. Durante todo este proceso se hicieron pruebas de dureza y por último un estudio metalográfico de las brocas.

CAPITULO II

II. LOS TRATAMIENTOS TERMICOS.

II.1. INTRODUCCION.

La base de los tratamientos térmicos de los aceros consiste en que el hierro es un metal polimorfo, es decir, a una temperatura determinada cambia su red cristalina y propiedades físicas como, densidad, coeficiente de dilatación térmica, capacidad de conducción y sobre todo la solubilidad de los elementos aleantes, principalmente del Carbono.

Un tratamiento térmico se define cuando se calienta el acero hasta la fase austenítica para después enfriar continuamente hasta la temperatura ambiente. Variando la velocidad de calentamiento y enfriamiento con el tipo de tratamiento y con el tamaño y forma de la pieza, se consigue las propiedades mecánicas deseadas [4].

II.2. DIAGRAMAS DE APOYO A LOS TRATAMIENTOS TERMICOS QUE PREDICEN LAS TRANSFORMACIONES PRINCIPALES DE LOS ACEROS.

Para predecir los cambios estructurales que son obtenidos con varias combinaciones de calentamientos y ciclos de enfriamientos se representan básicamente por los siguientes diagramas [5, 6, 7].

II.2.a. DIAGRAMA HIERRO-CARBONO.

En el diagrama de la figura 2.1 se da una idea general sobre las transformaciones de fase que ocurren en el acero a diferentes temperaturas, siempre y cuando las transformaciones de

fase se realicen durante calentamientos y enfriamientos muy lentos tal que se acerquen al equilibrio. Se debe indicar que este diagrama es inadecuado para estudiar los aceros de herramienta, porque no representan la influencia de los otros elementos aleantes. Sin embargo, como el acero es la base para discutir todos los otros aceros así el diagrama Hierro-Carbono es la base para conocer las transformaciones que ocurren no solamente en los aceros al Carbono, sino en otros aceros también.

II.2.b. DIAGRAMAS DE TRANSFORMACION-TEMPERATURA-TIEMPO (TTT).

Debido a que en general los diagramas de equilibrio no explican las transformaciones de fase bajo condiciones fuera del equilibrio, en su lugar se utilizan los diagramas TTT. En los cuales se indican la influencia que tiene la temperatura y el tiempo sobre la fase austenítica a temperatura constante en función del tiempo. En la literatura se encuentran diagramas específicos para cada tipo de acero. En la figura 2.2 se muestra uno; por otro lado, los tratamientos térmicos industriales que se basan en un proceso isotérmico se representan en las figuras 2.3 y 2.4.

II.2.c. DIAGRAMAS DE ENFRIAMIENTO CONTINUO (CCT).

Este tipo de diagrama proporcionan la información de las transformaciones de fases durante el enfriamiento continuo. Los tratamientos de enfriamiento continuo son los más comunes en cuanto a las condiciones reales en la industria. En la figura 2.5

DIAGRAMA Fe-C

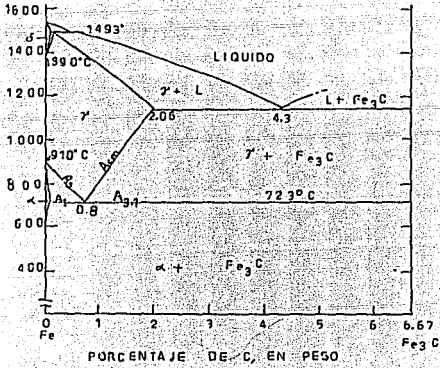


FIGURA 2.1 [8]

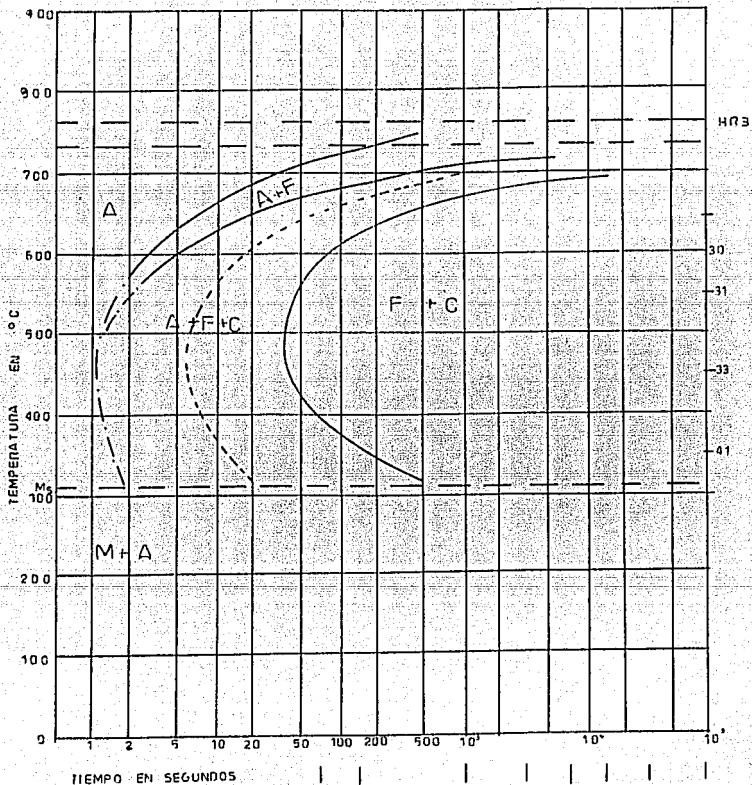
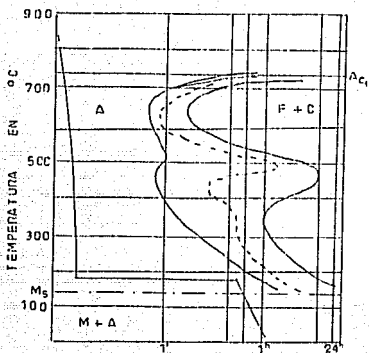


FIGURA 2.2 [E9]

CURVA TTT O DE TRANSFORMACION ISOTERMICA DE UN ACERO



MARTEMPERING O TEMPLADO INTERRUPTIDO

FIGURA 2.3 [6]

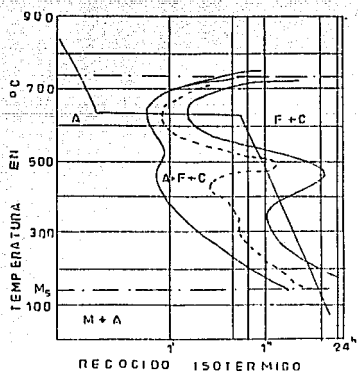


FIGURA 2.4 [6]

se muestran las diferentes velocidades de enfriamiento y que tipo de tratamiento térmico. A continuación de manera simple se detalla cada tratamiento térmico según su velocidad de enfriamiento.

RECOCIDO: ENFRIAMIENTO SEGUN CURVA #1. Figura 2.5.

Relación de estructuras formadas durante el enfriamiento:

- Entre Ae_1 y X_1 : El material no experimenta ninguna transformación.
- Entre X_1 y X'_1 : El material se encuentra en la zona marcada "A+F+C".
- Estructura final: Perlita gruesa.
- Por debajo de la temperatura X'_1 : Ninguna transformación.

RECOCIDO ISOTERMICO: ENFRIAMIENTO SEGUN CURVA # 2. Figura 2.5.

Relación de estructura formada durante el enfriamiento:

- Entre Ae_1 y X_2 : El material no experimenta ninguna transformación.
- Entre X_2 y X'_2 : El material se mantiene a una temperatura determinada dentro de la zona marcada "A+F+C".
- Estructura final: Perlita gruesa.

NORMALIZACION: ENFRIAMIENTO SEGUN CURVA # 3. Figura 2.5.

Relación de estructura formada durante el enfriamiento:

- Entre Ae_1 y X_3 : El material no experimenta ninguna transformación.

- Entre X_3 y X'_3 : El material se encuentra en la zona marcada "A+F+C".
- Estructura final: Perlita media.

TEMPLE EN ACEITE SIN AGITACION: ENFRIAMIENTO SEGUN CURVA # 4.

Figura 2.5.

Relación de estructuras formadas durante el enfriamiento:

- Semejante a la descrita en párrafos anteriores.
- Estructura final: Mezcla de perlita media y fina.

TEMPLE EN ACEITE CON AGITACION: ENFRIAMIENTO SEGUN CURVA # 5.

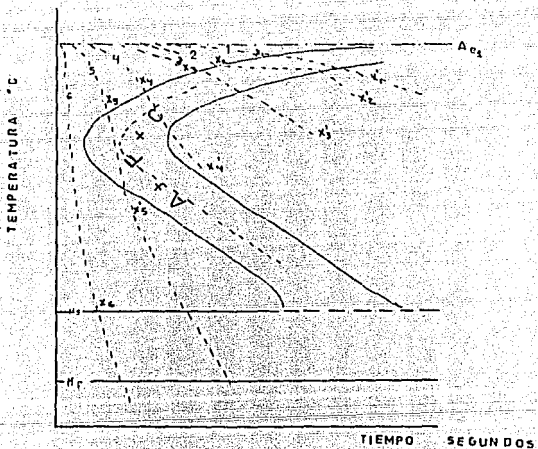
Figura 2.5.

- Entre Ae_1 y X_5 : El material no experimenta transformación.
- Entre X_5 y X'_5 : Formación de perlita fina.
- Entre X'_5 y X''_5 : Perlita fina y austenita inestable.
- Entre M_s y M_f : La austenita inestable se transforma a martensita con perlita fina.

TEMPLE EN AGUA: ENFRIAMIENTO SEGUN CURVA # 6. Figura 2.5.

Relación de estructuras formadas durante el enfriamiento.

- Entre Ae_1 y X_6 : Austenita inestable.
- Entre M_s y M_f : La austenita inestable se transforma a martensita.
- Estructura final: Totalmente martensita.



CURVAS DE ENFRIAMIENTO

FIGURA 2.5 [7]

II.3. TIPOS DE TRATAMIENTOS TERMICOS.

II.3.a. Recocido.

Este proceso consiste en el calentamiento del acero por encima de las temperaturas de transformaciones de fases con un enfriamiento lento, de preferencia en el horno o en cualquier material aislante del calor.

Como resultado del enfriamiento lento, el acero se acerca al equilibrio estructural de fase y llega a estar muy próximo al diagrama Hierro-Carbono (ver figura 2.1): ferrita + perlita en los aceros hipoeutectoides, perlita en el acero eutectoide, perlita + cementita en los aceros hipereutectoides. El propósito del recocido consiste en refinar el grano, aumenta la plásticidad y ductilidad, mejora la facilidad de elaboración por corte, es decir, el maquinado [4, 6, 10].

II.3.b. Normalizado.

La normalización consiste en el calentamiento del acero hasta 50-60°C por encima de la línea de temperatura crítica superior (A_3 o A_{cm}) seguida por enfriamiento en aire quieto hasta temperatura ambiente. La normalización produce la recristalización del acero y, por lo tanto elimina la estructura de grano obtenido durante la fundición o el laminado (forjado, estampado). Un acelerado enfriamiento al aire libre cuando se compara con el enfriamiento en el horno afecta en varias formas la transformación de la austenita y de la microestructura

resultante. Como ya no se enfría en condiciones de equilibrio, el diagrama Hierro-Carbono no puede utilizarse para predecir las proporciones de ferrita y perlita proeutectoide, cementita y perlita proeutectoide ; en resumen habrá menos ferrita proeutectoide en los aceros normalizados y menos cementita proeutectoide en los aceros hipereutectoide en comparación con los aceros de recocido [4,6,10].

11.3.c. Temple.

Se llama temple al calentamiento hasta con una temperatura de 30 a 70°C sobre A_1 (para los aceros hipoeutectoides) o A_{cm} (para los aceros hipereutectoides), manteniendo a esta temperatura para obtener totalmente austenita, y un enfriamiento rápido a partir de la temperatura de austenización, el cual generalmente se realiza por inmersión de la pieza en agua, aceite o en sales neutras, a veces se usa el aire quieto, dependiendo del tipo de acero.

Como resultado del temple se obtiene una estructura llamada martensita (α'), que es una solución sólida sobresaturada de carbono atrapado en una estructura reticular altamente distorsionada, lo cual es la principal razón para la alta dureza de la martensita. Después de un enfriamiento drástico (temple), se produce fragilidad y tensiones residuales, para obtener las propiedades mecánicas requeridas, el acero es sometido a revenido.

11.3.d. Revenido.

El objetivo del revenido es liberar los esfuerzos residuales y mejorar la ductilidad y tenacidad del acero. Por lo general el aumento de la ductilidad se obtiene a costa de la dureza o de la resistencia. La temperatura de revenido ejerce una influencia considerable en las propiedades mecánicas obtenidas. Hay tres clases de revenido:

El intervalo de revenido de 150-250°C. Disminuye las tensiones internas, transforma la martensita de temple a la martensita de revenido. Eleva la resistencia y mejora un poco la tenacidad bajando sensiblemente la dureza, sin embargo, la pieza (si no posee un núcleo tenaz) no soporta cargas dinámicas.

El intervalo de revenido de 350-500°C, la austenita retenida se transforma a bainita. Este revenido asegura el más alto límite de la elasticidad y aumenta un poco la tenacidad. La temperatura de revenido debe ser elegida de tal manera, que no pueda producir fragilidad de revenido.

En el intervalo de 500-680°C se producen partículas de cementita grandes y globulares. Elimina casi por completo las tensiones internas. La estructura es muy blanda, tenaz y muy semejante a la esferoidización de cementita, obtenida directamente de la austenita mediante el revenido de esferoidización.

CAPITULO III

III. ACEROS DE HERRAMIENTAS.

III.1. INTRODUCCION.

Generalmente cualquier acero utilizado como herramienta puede clasificarse como acero de herramienta; sin embargo, el término se limita a los aceros que poseen una cantidad apreciable de elementos aleantes, como Cromo, Molibdeno, Tungsteno y Vanadio, que hacen que mejoren sus propiedades físicas y mecánicas (1, 11, 12).

III.2. CLASIFICACION.

Los aceros de alta velocidad (aceros rápidos) se utilizan para herramienta de corte como brocas, escariadores, rimar y machuelos. Se caracterizan por su resistencia al desgaste a elevadas temperaturas, que surgen en el filo de la herramienta durante el proceso de corte, es decir, mantiene la estructura martensítica a un calentamiento de 650-620°C (dureza al rojo), tiene endurecimiento profundo y buenas propiedades de no deformación y de regular a poca resistencia a la descaburización.

Los aceros de herramienta de alta velocidad se clasifican en acero al Tungsteno, en acero al Molibdeno, acero al Cobalto y aceros al Vanadio.

Los aceros al Vanadio y al Cobalto se incluye en las composiciones químicas de los aceros al Tungsteno como también de los aceros al Molibdeno, por consiguiente la clasificación puede ser reducida en dos grandes grupos: el grupo T y el grupo M.

Dentro de los aceros rápidos al Tungsteno (grupo T), el más ampliamente utilizado se conoce como 18-4-1 (T-1) por contener en su composición química 18% de Tungsteno, 4% de Cromo y 1% de Vanadio, la cual produce la más deseable combinación de dureza al rojo, capacidad de endurecimiento y resistencia al desgaste junto con un alto grado de tenacidad. Este acero sirvió como punto de partida para desarrollar una gran variedad de aceros rápidos.

En los aceros del grupo M el Molibdeno reemplaza aproximadamente al doble de su peso del Tungsteno. En este caso particular del acero M-2, los porcentajes respectivos de Tungsteno, Molibdeno, Cromo y Vanadio son: 6-5-4-2. Esta combinación obtiene las mismas propiedades que el acero T-1.

En los aceros rápidos no es recomendable el normalizado debido a que son de templado al aire. Es totalmente necesario un enfriamiento lento (recocido) después de la forja o cuando se requiera de un endurecimiento. Siempre se deben calentar antes de austenizar para permitir una expansión homogénea en toda la herramienta y para minimizar los esfuerzos que pueden producirse debido a la transformación austenítica alrededor de 840°C. Casi siempre se emplea doble precalentamiento para minimizar el choque térmico, primero a 550 y luego de 750-800°C.

Durante el calentamiento del acero rápido a temperatura superior a Acm se produce la transformación de la perlita a la austenita. Un calentamiento más alto por ejemplo 1180°C, produce la disolución de los carburos complejos en la austenita y el paso

de parte de Tungsteno, Vanadio, Molibdeno y Cromo a la solución, pero algunos carburos complejos quedan en la estructura. Debido a la presencia de carburos que no se disuelven en la austenita, incluso a alta temperatura el acero conserva al grano fino. Sin embargo, a temperaturas muy altas por ejemplo, mayores de 1230°C el tamaño de grano crece y consecuentemente la fragilidad aumenta y "las virutas" de corte tienden al desmoronamiento [10].

Cuando el acero de alta velocidad es enfriado desde la temperatura de temple hay inmediatamente una precipitación de carburos en los límites de grano desde la austenita aleada, dado que la solubilidad del Molibdeno, Tungsteno, Cromo, Vanadio y Carbono decrecen con la disminución de la temperatura. Estos carburos le dan al acero su dureza, resistencia al desgaste y la capacidad para soportar sin ahlandamiento el calor generado en el corte.

El acero de alta velocidad endurecido contiene martensita (58-80%), austenita retenida (15-30%) y carburos sin disolver del tipo M_6C y MC (5-12%). El acero en estas condiciones es duro, frágil e inestable dimensionalmente. La función del revenido es eliminar los esfuerzos internos, transformar la austenita retenida sin pérdida de dureza. Esto se logra calentando el acero templado por debajo de $A_{3,1}$. Durante tal calentamiento el acero de alta velocidad presenta un endurecimiento secundario (figura 3.1), resulta del hecho de que la austenita retenida, que originalmente quedó sin transformar, ahora se transforma en martensita. Se debe notar que el orden de las etapas del revenido

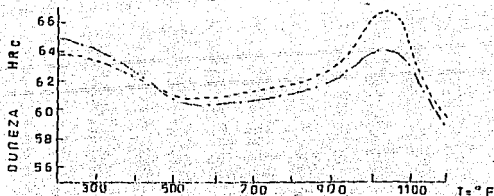


FIGURA 3.1 [2]

EFECTO DE LA TEMPERATURA DE TEMPLE Y REVENIDO
 SOBRE LA DUREZA DEL ACERO DE ALTA VELOCIDAD M-2.

TEMPLADO EN ACEITE ----- 1176°C

TEMPLADO EN ACEITE ———— 1232°C

es primero para revenir la martensita presente, y luego para transformar la austenita retenida y formar a martensita. Es lógico por lo tanto, que esta nueva martensita, que en realidad no se forma hasta enfriar por debajo de M_s (230°C) no obtiene el beneficio de la operación de revenido por este sólo calentamiento. Para revenir la nueva martensita es necesario enfriar aproximadamente a temperatura ambiente.

III.3. ACEROS DE ALTA VELOCIDAD.

III.3.a. EFECTO DE LOS ELEMENTOS ALEANTES.

A continuación se presentan el efecto de cada uno de los elementos aleantes en este tipo de acero [1, 14].

CARBONO-(elemento gammágeno) está presente en la mayoría de los aceros de alta velocidad en el rango de 0.7-1.6%, para producir carburos en una matriz endurecible. Un contenido de alto Carbono incrementa la estabilidad de la austenita. Cuando el Carbono se incrementa el punto de fusión decrece y no resulta un crecimiento de grano a la temperatura del tratamiento térmico, debido a la formación de carburos de crecimiento restringido. Un contenido de Carbono bajo eleva la resistencia al impacto pero decrece la dureza de la matriz.

CRÓMO-(elemento alfaégeno) este elemento es generalmente adicionado de 4% y reduce la tenacidad a formar cascarilla (escamas). El endurecimiento por Cromo se presenta predominantemente en la matriz y es sin embargo el mayor responsable del temple al aire de los aceros de alta velocidad.

COBALTO-generalmente se adiciona de 5 a 10% (12 % puede ser usado para ciertas excepciones), incrementa la dureza al rojo, puede de hecho ser una función del incremento en la conductividad térmica. El Cobalto incrementa la tendencia a la descarburización y decrece la resistencia al impacto y la ductilidad. Eleva el punto de fusión del acero de alta velocidad, por consiguiente se incrementa la temperatura de austenización permisible, lo cual resulta en una mayor dureza al rojo. Durante el revenido el Cobalto se dice acelera la formación de martensita secundaria, la cual incrementa el endurecimiento secundario.

COBRE- cuando el Cobre se presenta en cantidades mayores de 0.5% se piensa que es el responsable de acelerar el crecimiento de grano.

MANGANESO-(elemento gammágeno) este elemento generalmente está presente abajo de 0.4%, arriba de este nivel el tamaño de grano se incrementa, la austenita se estabiliza y la ductilidad decrece.

MOLIBDENO-(elemento alfaégeno) este elemento incrementa la templabilidad cuando se disuelve en la matriz. Promueve la descarburización. Esta presente de 2-10% y puede ser usado para reemplazar al Tungsteno. La presencia de Molibdeno puede producir menor estabilidad de la austenita que el Tungsteno pero contrariamente resulta menor la dureza al rojo.

NIQUEL-(elemento gammágeno) este se mantiene por debajo de 0.3% . Evita que aumente la dureza en el recocido y que aumente la austenita retenida.

TUNGSTENO-(elemento alógeno) puede ser adicionado como un elemento aleante en aceros de alta velocidad de 1-22% para incrementar la dureza al rojo cuando se disuelve en la martensita.

VANADIO-(elemento alógeno) este elemento se adiciona como un aleante de 1-5% básicamente para incrementar la resistencia a la abrasión.

III.3.b. FORMACION DE CARBUROS.

En el estado recocido los átomos de Carbono y elementos aleantes se concentran en carburos complejos que comprenden del 25 al 30% del volumen total del material, los carburos complejos consisten de varias fases. Aunque esas fases de composición variable dependen de la composición del acero y sus tratamientos térmicos, se pueden identificar convenientemente por las siguientes fórmulas en el cual "M" representa la suma de los átomos metálicos (Tungsteno, Molibdeno, Cromo, Vanadio y Hierro).

1.- M_6C - carburo rico en Tungsteno o Molibdeno del rango de composición de Fe_3W_3C a Fe_4W_2C (Fe_3Mo_3C a Fe_4Mo_2C en aceros al Molibdeno) y capaces de disolver algo de Cromo, Vanadio y Cobalto.

2.- $M_{23}C_6$ - carburo rico en Cromo, capaces de disolver Hierro, Tungsteno, Molibdeno y Vanadio.

3.- MC - carburo rico en Vanadio, capaces de disolver cantidades limitadas de Tungsteno, Molibdeno, Cromo y Vanadio.

4.- M_2C - carburo rico en Tungsteno y Molibdeno. Estos carburos han sido observados como una fase en transición durante el

reventido.

III.3.c. TRATAMIENTOS TERMICOS EN LOS ACEROS DE ALTA VELOCIDAD. TEMPLE Y REVENIDO DEL H-2.

El acero de alta velocidad H-2 se puede templear de cuatro maneras [2]:

a) Temple al aire: El enfriamiento en aire hasta cerca de la temperatura ambiente es, metalúrgicamente, más deseable porque evita esfuerzos residuales, sin embargo tiene la desventaja de producir cascarilla durante el enfriamiento.

b) Temple directo en aceite hasta cerca de la temperatura ambiente: Este temple tiene la ventaja de la simplicidad, pero desarrolla mayores esfuerzos internos y por consiguiente, mayor posibilidad de agrietamiento y distorsión.

c) Martempering en sales fundidas: El baño líquido se mantiene entre 540 y 590°C, durante el tiempo suficiente para que la pieza iguale la temperatura del baño, posteriormente es enfriado al aire hasta la temperatura ambiente. (figura 2.3)

d) Templado en aceite hasta que la pieza adquiera un color negro y luego es enfriado al aire: Este temple tiene las siguientes ventajas:

- 1.- No forma cascarillas.
- 2.- La pieza se puede rectificar y enderezar justo después de que se saca del baño de aceite.
- 3.- La transformación de la austenita a martensita ocurre lentamente y consecuentemente genera una mínima cantidad de

esfuerzos internos.

La desventaja es que el tiempo que se deja la pieza en el baño de aceite debe ser cronometrada para cada tamaño, de tal forma que se pueda regular la temperatura a la que la pieza deja el templado.

ENDURECIMIENTO SECUNDARIO POR REVENIDO.

Existe un grupo de Aceros de herramienta que presentan la característica de aumentar su dureza durante el revenido hasta un valor máximo, antes de ablandarse de una manera similar a los aceros al Carbono. La estructura templada contiene algo de austenita retenida y al calentar a la temperatura de revenido algunos carburos se precipitan. La tenacidad se mejora al repetir el revenido.

III.3.d. PROBLEMAS Y/O FALLAS DE LOS TRATAMIENTOS TERMICOS EN LOS ACEROS DE ALTA VELOCIDAD.

III.3.d.1. CAMBIOS DIMENSIONALES.

Las propiedades que influyen en el tamaño y forma de las piezas de acero cuando se templan son las siguientes [1,15]:

- 1.- Expansión térmica cuando se calienta.
- 2.- Contracción térmica cuando se enfría.
- 3.- Contracción ligera del acero cuando pasa através de la temperatura crítica de transformación, en el calentamiento.
- 4.- Mayor expansión cuando la austenita cambia a martensita en el enfriamiento.

Cuando una pieza de acero se temple hay un gradiente

térmico establecido desde la superficie se enfría rápidamente y se contrae. En el centro no hay enfriamiento todavía, es decir mantiene sus dimensiones originales, pero como las dos porciones no pueden separarse, allí se establecerán tensiones internas en el acero, compresivas en el centro y tensiles en la superficie.

La forma de esfuerzos inversos, en el cual la superficie termina con tensiones internas de compresión y en el centro con esfuerzos internos de tensión, sucede cuando la contracción en el centro después del endurecimiento de la superficie es mayor al de la extensión martensítica.

III.3.d.ii. DESCARBURIZACIÓN.

La descarbonización se presenta principalmente en aceros de alto carbono y en los aceros de herramienta. La superficie carente de Carbono, no se transformará a martensita en un endurecimiento posterior y por consiguiente será suave. En ocasiones los esfuerzos a los que se someten las herramientas en servicio son máximos en la superficie o cerca de ella, de tal forma la descarbonización es peligrosa. La descarbonización se puede prevenir mediante una atmósfera endotérmica de gas en sales fundidas y en vacío.

CAPITULO IV

IV. TRATAMIENTOS TERMOQUÍMICOS.

IV.1. INTRODUCCION.

Un tratamiento termoquímico consiste en difundir algún elemento hacia adentro o hacia afuera de la superficie del acero, para cambiar la composición química de ésta y obtener mejores propiedades mecánicas, como son, la resistencia al desgaste, fatiga y corrosión [16].

Los tratamientos termoquímicos se pueden realizar en diferentes estados físicos: sólido, líquido y gaseoso en los cuales se pueden difundir tanto elementos no metálicos (Carbono, Nitrógeno), como elementos metaloides (Boro).

IV.2. CLASIFICACION.

De una manera muy general podemos clasificar los tratamientos termoquímicos en dos grandes grupos de acuerdo al diagrama Fe-C [17].

IV.2.a. TRATAMIENTOS AUSTENITICOS.

Los tratamientos austeníticos consisten en llevar al acero a la fase austenítica, es decir, a temperaturas por encima de las líneas de transformación $A_3 - A_{cm}$. Los principales tratamientos austeníticos son:

a) Carburización sólida.- En este proceso se utilizan diversos materiales sólidos para suministrar el Carbono. Los más utilizados suelen ser carbón vegetal, semicoque de hulla y el coque. Para acelerar el proceso se adicionan activadores o catalizadores como son Carbonato de Bario (Ba_2CO_3) y Carbonato de

Sodio (Na_2CO_3), en una cantidad aproximada de 20% de la masa de carbón. En este proceso, las piezas están rodeadas por un compuesto de carburización en un recipiente cerrado. El recipiente se calienta a la temperatura de 910 a 930°C y luego se enfría con lentitud [10, 17].

b) Carburización líquida. Este proceso consiste en colocar el acero en un baño de cianuro sódico con porcentajes variables de cloruros o fluoruros de Bario, Potasio, Calcio o Estroncio, que actúan como agentes catalíticos. De tal forma que el Carbono se difundirá desde el baño hacia adentro del metal [3, 10].

c) Carburización gaseosa- este proceso se realiza en una atmósfera carburante que contiene hidrocarburos que son las fuentes activas de Carbono en el proceso. La profundidad de capa y contenido de Carbono se logra controlando la composición química del gas. La carburización de las piezas es muy rápida [3].

d) Carbonitruración.- Se diferencia de la carburización en que el endurecimiento superficial se consigue por la absorción simultánea del Carbono y del Nitrógeno. Las piezas que se carbonitruen se calientan a temperaturas próximas a 880°C en atmósferas gaseosa. Esta atmósfera consiste en una mezcla de gas natural craqueado, gas enriquecedor y amoniaco [3, 17].

IV.2.b. TRATAMIENTOS FERRITICOS.

Los tratamientos ferríticos se realizan a una temperatura por debajo de la línea crítica $A_{3,1}$ en el intervalo de 400-600°C. El principal tratamiento ferrítico es la nitruración. Son tres tipos de proceso de nitruración que se utilizan en la industria que son: nitruración líquida, nitruración iónica y nitruración gaseosa [17].

Nitruración [18].- Es un proceso de endurecimiento superficial por el cual se difunde nitrógeno atómico en el acero, que se combina con el Aluminio, Cromo, Manganeso, Molibdeno, Titanio, Tungsteno, Vanadio y Hierro formando nitruros. Las razones principales para nitrurar son:

- 1.- Aumentar dureza superficial.
- 2.- Incrementar la resistencia al desgaste y a la fricción.
- 3.- Mejorar el límite de fatiga.
- 4.- Incrementar la resistencia a la corrosión en tales medios como el agua, aire y vapor (excepto a los aceros inoxidable).
- 5.- La dureza de la capa nitrurada se mantiene durante el calentamiento hasta temperaturas altas (600-650°C).
- 6.- Produce menores deformaciones y distorsiones que en el carburizado o en el temple convencional, los cambios volumétricos son relativamente pequeños.

a) Nitruración líquida.- Este proceso consiste en que el

endurecimiento superficial se logra con la difusión del Nitrógeno y el Carbono en el acero por medio de sales fundidas de cianuro. A la temperatura a la que se lleva a cabo la nitruración líquida es mucho más soluble el Nitrógeno que el Carbono, por consiguiente se difunde más Nitrógeno en el material, mientras que el Carbono forma carburos con el Hierro y con algún otro elemento aleante. La composición de las sales está dada en la siguiente tabla (5):

CONSTITUYENTE	COMPOSICION
Cianuro de Sodio	30 % máximo
Carbonato de Sodio y/o Potasio	25 % máximo
Otros ingredientes activos	4 %
Humedad	2 %
Cloruro de Potasio	el resto

Los métodos para acelerar el proceso de nitruración son los siguientes (19):

- Proceso Sulfinuz: Consiste en la adición de compuesto de azufre. la composición de estos baños contienen de 8-12 % de cianuro de Sodio, 15-25 % de cianato de Sodio, 0.2-0.3 % Sulfuro (presente como sulfuro de Sodio), cloruro y de carbonato remanente.

- Proceso Tufftride: Este se realiza al introducir una presión en el baño, lo que hace que aumente la cantidad de cianato disponible que es el agente activo del proceso.

- Proceso Noskuff: En este proceso se aumenta la temperatura del baño de sales fundidas. Por consiguiente aumenta la velocidad de difusión formando nitruros rápidamente. La temperatura más

satisfactoria en la de 725°C. Una desventaja de utilizar esta temperatura es la pérdida de la dureza del centro de la pieza inicialmente tratada térmicamente.

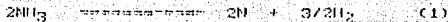
b) Nitruración iónica.- Este proceso también se llama nitruración en plasma, este plasma contiene Nitrógeno ionizado que se obtiene por el paso de una corriente eléctrica a través del Nitrógeno en estado gaseoso, que induce la aceleración de los iones y su difusión sobre la superficie de la pieza, formándose una capa de nitruros. Para generar el plasma se utiliza un recipiente muy bien sellado en el que se hace vacío y funciona como ánodo en tanto que la pieza de acero para nitrurar funciona como cátodo. El plasma se genera en la cámara cuando la presión es muy baja, y se introduce una mezcla de gases de Nitrógeno e Hidrógeno con flujo muy reducido y se aplica una diferencia de potencial [20].

c) Nitruración gaseosa.- El proceso de nitruración gaseosa tiene como objetivo un endurecimiento superficial por el cual el Nitrógeno se introduce dentro del acero con ayuda del calentamiento de este en amoniaco.

IV.3. NITRURACION GASEOSA.

IV.3.a. PROCESO.

Al calentarse el amoniaco a temperatura que oscila entre los 500 y 590°C, se disocia, según la reacción siguiente:



Esta reacción corresponde a la disociación del amoníaco a alta temperatura. El "N" es el Nitrógeno atómico que se produce, una parte es absorbida por el acero y la otra cantidad pasa a Nitrógeno molecular rápidamente, figura 4.1.

La nitruración gaseosa consta de tres etapas [12, 18]:

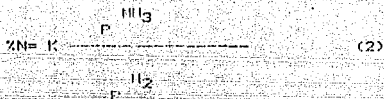
- 1) Disociación térmica del elemento difusor en estado elemental, Nitrógeno atómico.
 - 2) Formación de una solución sólida en la superficie por la absorción del Nitrógeno atómico por el acero.
 - 3) Difusión del Nitrógeno atómico hacia el interior de la pieza.
- Se define el potencial de nitruración como el cociente entre las presiones parciales de amoníaco e Hidrógeno, reacción (2).

IV.3.b. ATMOSFERAS.

Atmósferas del horno de nitruración gaseosa, figuras 4.2 y 4.3 [21]. Las atmósferas que se utilizan en los tratamientos térmicos sirven para prevenir la descarburización y la oxidación superficial o para aumentar el contenido de Carbono en la superficie del acero durante los tratamientos térmicos. Esta atmósfera esta compuesta por: Oxígeno, Nitrógeno, Monóxido y Dióxido de Carbono, Hidrógeno, vapor de agua, hidrocarburos y gases inertes.

Las atmósferas de base amoníaco se preparan con amoníaco

gaseoso en presencia de un catalizador de Hierro, se descompone según la reacción (1):

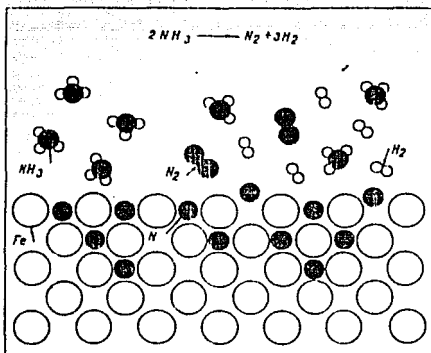


Estos tipos de atmósfera son muy puras y de alta calidad y resultan neutras para aceros con distintos contenidos de carbono. Sólo existe el peligro de explosión en una concentración amoníaco/aire de 15-27 % de amoníaco. Arriba o abajo de estos valores no hay peligro, la temperatura de encendido se encuentra a 650°C. En la tabla 4.1 se da la clasificación y composición principal de esta clase de atmósfera.

Para llevar a cabo la nitruración gaseosa es posible el uso de las siguientes mezclas (18):

- 1.- Mezcla de amoníaco con gases inertes (Argón, Nitrógeno).
- 2.- Amoníaco diluido con amoníaco previamente disociado o Hidrógeno.
- 3.- Amoníaco con adición de Carbono y Oxígeno en los gases (nitrocarbunizado).

En este tratamiento las variables más importantes son la temperatura, el tiempo de tratamiento y la concentración atómica de Nitrógeno en la atmósfera, porque las dos primeras controlan el espesor de la capa nitrurada y con la última las fases que se obtienen en la misma.



MECANISMO DE DISOCIACION DEL AMONIACO DURANTE LA NITRACION GASEOSA.

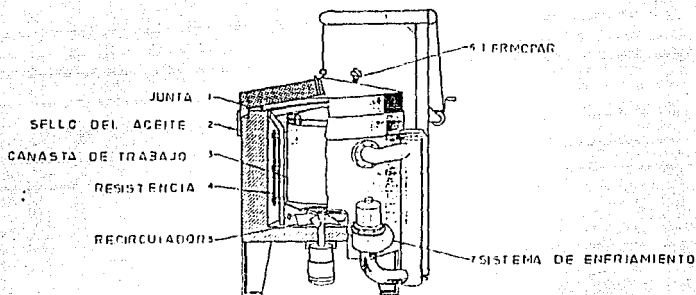
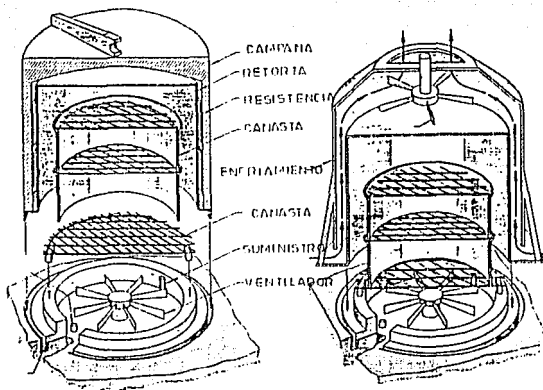


FIGURA 4.2 [18]

HORNO DE NITRACION GASEOSA DE RETORTA VERTICAL



ESQUEMAS DEL HORNO DEL TIPO CAMPANA

FIGURA 43 [18]

Clasificación de las principales atmósferas para hornos								Relación aire/gas (b)
Clase	Descripción	N ₂ %	CO%	CO ₂ %	H ₂ %	CH ₄ %	Punto de roco °C	
101	Exotérmica pobre	86.8	1.5	10.5	1.2	...	(a)	9.0
102	Exotérmica rica	71.5	10.5	5.0	12.5	0.5	(a)	6.0
201	Preparada de nitrógeno, pobre	97.1	1.7	1.2	...	-40	9.0
202	Preparada de nitrógeno, rica	75.3	11.0	13.2	0.3	-40	6.0
301	Endotérmica pobre	45.1	19.5	0.4	34.6	0.8	-5.7 a + 10	2.6
302	Endotérmica rica	39.8	20.7	38.7	...	-4 a - 20	2.5
402	De carbón	65.1	34.7	1.2	...	-29
501	Exotérmica-endotérmica, pobre	63.0	17.0	20.0	...	-57	7.5
502	Exotérmica-endotérmica, rica	60.0	19.0	21.0	...	-45.5	7.2
601	Amoníaco disociado	25.0	75.0	-51.5
621	Amoníaco quemado, pobre	99.0	1.0	...	(a)	3.7
622	Amoníaco quemado, rica	80.0	20.0	...	(a)	1.9

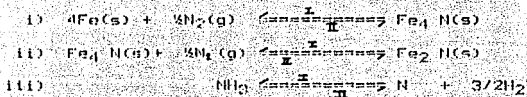
a) El punto de roco es alrededor de 5.5°C por encima de la temperatura del agua de refrigeración.

b) Los valores indican las partes de aire por cada parte de gas.

TA 3 LA 4.1 [5]

IV.3.c. ASPECTOS TERMODINÁMICOS.

Aspectos termodinámicos del proceso de nitruración gaseosa [22, 23]. Durante la nitruración gaseosa del acero en una atmósfera que contiene NH_3 en el rango de temperatura de 500-700°C es posible la formación de nitruros Fe_4N (fase τ'), Fe_2N (fase ϵ) y también soluciones sólidas α y τ del acero en Nitrógeno por las reacciones:



Cada uno de los equilibrios i-ii se efectúan entre una fase sólida y una gaseosa. En el equilibrio las concentraciones tanto de reactivos como de productos permanecen constantes, por lo tanto los equilibrios quedan representados por las siguientes constantes de equilibrio:

$$K_i = \frac{a_{\text{Fe}_4\text{N}}}{a_{\text{Fe}}^4 P_{\text{N}_2}^{1/2}} \quad K_{ii} = \frac{a_{\text{Fe}_2\text{N}}}{a_{\text{Fe}_4\text{N}} P_{\text{N}_2}^{1/2}} \quad K_{iii} = \frac{P_{\text{NH}_3}}{P_{\text{H}_2}^{3/2} P_{\text{N}_2}^{1/2}}$$

Si se supone que las fases sólidas se encuentran puras, su actividad será la unidad y dado que las condiciones de equilibrio sólo dependen de la temperatura, por consiguiente para cada temperatura existirá un valor de P_{N_2} en equilibrio con las fases sólidas, i.e.:

$$K_i = \frac{1}{P_{\text{N}_2}^{1/2}} \quad K_{iii} = \frac{1}{P_{\text{N}_2}^{1/2}}$$

De esto último se deduce que la posibilidad del proceso de nitruración este determinado en su mayor parte por el potencial de Nitrógeno en la atmósfera. A causa de esto, es posible representar el equilibrio entre las fases en un diagrama de equilibrio $\ln a_{N_2}$ vs T, figura 4.4.

La relación entre las constantes de equilibrio i-iii y el cambio de energía libre de Gibbs a una temperatura dada es la ecuación (3):

$$\Delta G_j = \Delta G_j^0 + RT \ln K_j \quad (3)$$

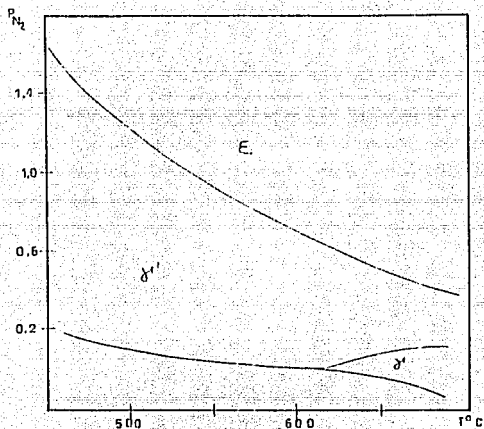
Con esto es relativamente fácil predecir el sentido en que es espontánea la reacción, simplemente si el cambio de energía libre es negativa para cualquiera de los equilibrios i-iii, estará desplazado en el sentido II. El cambio de energía libre que resulta en una reacción química proporciona la información necesaria para determinar la fuerza impulsora de la reacción y la cantidad en la cual procede hasta agotarse, sin dar indicación de la velocidad de reacción.

En general es posible representar a cada uno de los equilibrios i-iii por medio de gráficas de energía libre, los nitruros de las gráficas resultan ser rectas de pendiente positivas, figura 4.5.

IV.3.d. FORMACION DE LA CAPA NITRURADA.

IV.3.d.i. CAPA BLANCA.

Mecanismos de formación de la capa nitrurada.



EQUILIBRIO DE FASES EN EL SISTEMA Fe N
DURANTE LA NITRURACION EN AMONIACO

FIGURA 4.4 [23]

Utilizando el diagrama de equilibrio para las aleaciones de Hierro con Nitrógeno se forman las siguientes fases, figura 4.6 :

- 1) Solución sólida de Nitrógeno en el Hierro α (fase Fe- α).
- 2) Solución sólida de Nitrógeno a base de nitruros de Hierro Fe₄N (5.6-5.95 % de N₂). Fase τ' .
- 3) Fase ϵ de solución sólida a base de nitruro de Hierro Fe₂N (8-11.2 % de N₂). Conocida como capa blanca.
- 4) Fase ζ solución sólida con el contenido de Nitrógeno que es mayor del 11.2 % pero a bajas temperaturas del orden de los 500°C. Para solubilidad de N₂ en Fe, figura 4.6.

Si la nitruración se realiza a una temperatura inferior a la eutectoide (590°C), pasa a la siguiente fase, en el momento inicial de la saturación, en la superficie del acero se forma la fase Fe- α . Al alcanzar el límite de la saturación de la fase (Fe- α), comienza la formación de la siguiente fase, estable a la temperatura dada, que es precisamente la fase τ' (Fe₄N). Una saturación mayor con Nitrógeno se forma la fase ϵ (Fe₂N); por consiguiente, como resultado de la difusión en la capa nitrurada las fases se encuentran de la siguiente manera de la superficie al centro de la pieza. En una zona superficial la fase más rica en Nitrógeno, la fase ϵ , un poco más abajo, la fase τ' y finalmente la fase (Fe- α).

IV.5. NITRURACION EN UNA Y DOBLE ETAPA.

Cualquiera de las dos, ya sea de una o de doble etapa utiliza amoniaco en la nitruración. El rango de temperatura en el

proceso de una etapa es de 490 a 524°C, y el coeficiente de disociación es de 15 a 30 %. Este proceso produce una capa rica en Nitrógeno conocida como capa blanca, en la superficie del nitrurado.

La capa blanca (Fe₃N; B-11.2 %N) es frágil y tiende a astillarse, desde la superficie se tiene un espesor que excede 0.012 mm. La capa blanca más gruesa producida por el proceso de una sola etapa debe eliminarse ya sea esmerilando o puliendo después de la nitruración.

El proceso de doble etapa, también conocida como proceso FLOE, tiene la ventaja de reducir el espesor de la capa blanca. En la primera etapa del proceso de doble etapa, la disociación de amoníaco se mantiene en 20 % durante el período de 5 a 10 horas a 490°C. Durante este período se establece la capa blanca. En la segunda etapa, el coeficiente de disociación del amoníaco aumenta de 65 a 85 % (preferible de 80 a 85 %) y la temperatura se incrementa desde 532 a 570°C, la composición del gas es tal que se mantiene sólo una delgada capa sobre la superficie terminada.

La capa blanca obtenida mediante este método generalmente 0.005 mm a 0.010 mm de profundidad no se astilla ni se marca con hoyos, y la característica de fricción de la superficie son excelentes. Esta capa blanca también tiene buenas propiedades de resistencia al desgaste y cabe esperar que mejore la resistencia a la corrosión esto es cierto si no se elimina la capa blanca.

IV.6. NITRURACION EN ACEROS DE HERRAMIENTA.

Anteriormente se dijo que la nitruración es un tratamiento termoquímico que nos permite dar a la superficie de la herramienta un endurecimiento que se logra por la formación de nitruros. Con esta capa mejoramos la capa superficial que a su vez aumenta la resistencia al desgaste y a la fatiga.

La nitruración de aceros de herramienta es una técnica bien establecida. Un problema que se presenta cuando el material tiene puntas muy agudas y filosas, es que con la nitruración se endurece mucho ésta parte y por lo tanto se fragiliza la pieza en esta zona.

Como se menciona en párrafos anteriores, el tratamiento de nitruración es un tratamiento ferrítico porque el Nitrógeno se difunde en la fase de ferrita. Los aceros de herramienta se pueden nitrurar a las temperaturas de 500-590°C y se asocian con el amoniaco de tal forma que se libere el Nitrógeno, asociándose este último con el Cromo, Molibdeno, que son los principales elementos formadores de nitruros.

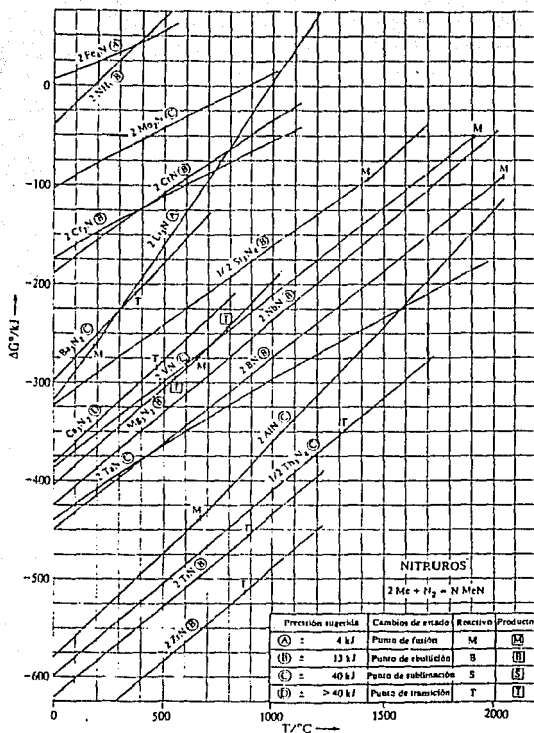


FIGURA 4.5 [24]

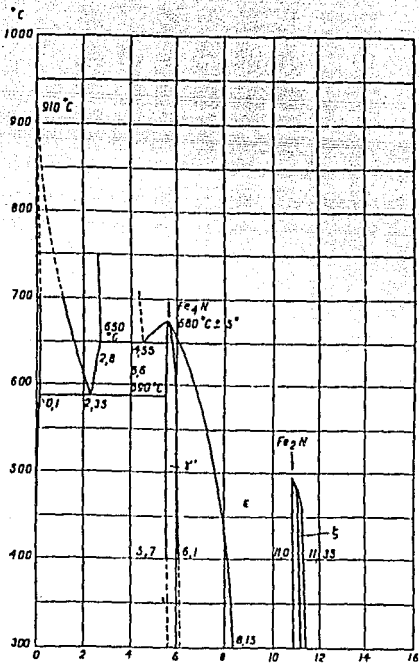


DIAGRAMA DE FASES Fe-N

FIGURA 4.6 [12]

CAPITULO V

V. DESGASTE.

V.1. INTRODUCCION.

La tribología es la ciencia que estudia la interacción de las superficies en movimiento relativo [25], es decir, estudia la fricción, el desgaste y la lubricación que son los componentes principales que constituyen un sistema tribológico. Las diferentes definiciones de desgaste encontrados en la literatura no son muy adecuadas debido a que no abarcan toda la complejidad de este fenómeno. Una definición más adecuada de desgaste es "La pérdida de material a partir de las superficies de un sistema tribológico" [26].

V.2. VARIABLES DEL DESGASTE.

Un material que presenta desgaste está en función de los siguientes parámetros [27]:

V.2.a. Coeficiente de fricción (pequeñas unidades). Entre dos superficies es el cociente de la fuerza requerida para mover una sobre otra entre el total de presión de las dos uniones.

$$V = F/W$$

Donde:

F= fuerza requerida para mover una superficie sobre otra.

W= fuerza de presión de las dos superficies unidas.
Normalmente $U_s > U_k$.

Los factores que afectan este parámetro son los siguientes:

- 1) Topografía de la superficie y Área (puntos de contacto macroscópico y microscópico).

2) Estructura molecular y cristalina del material.

3) La temperatura de la superficie abrasiva.

V.2.b. Dureza del material. La dureza del material es probada por indentación o rayadura (las unidades dependen de la prueba). La dureza es la resistencia de un cuerpo a ser penetrado por cualquier otro cuerpo (indentación, rayado, corte, abrasión o desgaste). Se considera por lo general una propiedad relativa más que una propiedad absoluta. La dureza como una propiedad es una combinación compleja de tres propiedades absolutas que son expresadas en unidades de esfuerzos (fuerza por unidad de área) y de deformación (cambio en longitud por unidad de longitud):

- Módulo de elasticidad (esfuerzo-recuperación-deformación).
- Fuerza de flexión (tensión para causar una deformación permanente).
- Capacidad de endurecimiento por deformación (esfuerzos para causar pequeñas deformaciones permanentes).

Los factores que afectan a este parámetro de desgaste son los siguientes: 1) Estructura molecular y cristalina del material, 2) La temperatura del material y 3) Densidad de enlace (en el caso de polímeros).

V.2.c. Temperatura. La temperatura de las superficies de abrasión (superficies ambiental y de fricción) es otro de los parámetros de desgaste. Las unidades son Fahrenheit ($^{\circ}\text{F}$), Celsius ($^{\circ}\text{C}$), y Kelvin (K, escala absoluta). La temperatura es la condición de un

cuerpo que determina la transferencia de calor para o desde otro cuerpo.

Los factores que afectan este parámetro de desgaste son los siguientes: 1) La capacidad calorica del material en cal/°C, 2) La conductividad térmica del material en cal/seg cm y 3) La velocidad del contacto abrasivo.

V.2.d. Tiempo. El tiempo (duración y continuidad del desgaste) como parámetro es expresado en unidades de días, horas, segundos, etc. Las variables que afectan el desgaste podrían ser: 1) Ambiente natural, 2) Variables controladas (tales como rpm, ciclos por segundo, etc.).

V.2.e. Medio Ambiente. El medio ambiente es la combinación de condiciones físicas externas que afectan la muestra. Los factores son: 1) pH (ácido o básico), 2) Variación de temperatura, 3) Interacción química (solvente, etc.), 4) Humedad, y 5) Erosión del aire en movimiento.

V.2.f. Tamaño, forma y homogeneidad de la partícula abrasiva.

Las variables que afectan el tamaño, forma y homogeneidad de la partícula abrasiva son: 1) El estado natural del material, y 2) Control del proceso del material.

V.2.g. Propiedades mecánicas. Las propiedades mecánicas podrían ser expresadas en unidades de:

- Porcentaje de deflexión original (posición de compresión).
- PSI módulo de elasticidad (prueba de tensión y flexión).

El factor que afecta es 1) Estructura cristalina y molecular).

V.3. TIPOS DE DESGASTE.

Donde se presenta un movimiento relativo entre dos superficies probablemente haya desgaste. Este puede ser unidireccional, en dos direcciones, deslizante o rodante. Puede existir una combinación de rodamiento y deslizamiento o movimiento oscilatorio. Un metal puede interactuar con un no metal o líquidos, como el aceite lubricante o agua de mar. Dependiendo de la naturaleza de los medios que intervienen en una interacción bajo carga, el desgaste se puede clasificar de la siguiente manera [28]:

V.3.a. Desgaste adhesivo.

En este caso, el movimiento relativo puede ser unidireccional o en dos direcciones y deslizante. Las superficies presentan picos o asperezas que hacen el contacto más adhesivo, por consiguiente fluyen plásticamente y forman uniones endurecidas por la deformación. A medida que éstas se rompen causarán pérdida de material.

V.3.b. Desgaste abrasivo.

Se caracteriza principalmente por la formación de surcos,

provocados por la superficie desgastada y partículas o fragmentos abrasivos. La interacción se realiza por microcorte, con deformación plástica al ser rayada la superficie por un elemento abrasivo como: grava, minerales, arena, etc.

V.3.c. Desgaste por fatiga.

Los fenómenos de fatiga son generalmente importantes en todos los tipos de desgaste. La propagación de fracturas por fatiga está concentrada en dos direcciones, una perpendicular y otra paralela a la superficie de contacto.

El desgaste por fatiga surge como resultado de las cargas.

V.3.d. Desgaste por ludimiento.

El desgaste por ludimiento aparece como resultado del movimiento oscilatorio de contacto, como sucede en máquinas donde existe vibración entre las partes.

V.4. DESGASTE EN ACEROS DE HERRAMIENTA.

La resistencia al desgaste está en función de los carburos que se encuentran en los aceros rápidos. Es importante porque en las aplicaciones de corte se necesitan una buena resistencia al desgaste. La disolución de carburos está en función de la temperatura y tiempo de austenización [29].

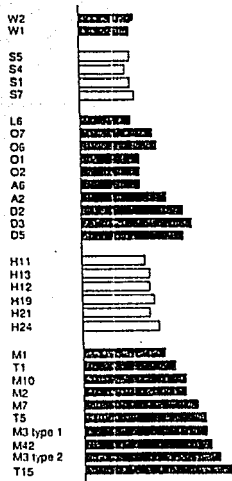
V.4.a. Aspectos metalúrgicos del desgaste de los aceros de herramienta.

Hay cuatro mecanismos de desgaste de los aceros de herramienta: abrasión, adhesión, corrosión y fatiga. Los aceros de herramienta son los más usados en procesos de metalistería, en el cual los efectos de diferentes mecanismos de desgaste se combinan.

El desgaste adhesivo es generalmente el limitante natural del mecanismo de desgaste en operaciones de conformado en seco. La lubricación sirve para disminuir el desgaste adhesivo, el desgaste abrasivo generalmente llega a ser el factor limitante natural. Sin embargo el desgaste es normalmente una mezcla de diferentes mecanismos, se pueden eliminar un poco el desgaste con la lubricación y algunos revestimientos.

V.4.a.1. Desgaste abrasivo.

Se realiza cuando una parte se frota con el acero, la fase dura puede estar fija tal que puede ser inclusiones de óxido, también puede ser un líquido en el cual se lleve partículas extrañas que desgasten al material. La figura 5.1 muestra la resistencia a la abrasión del acero de herramienta al carbono. Un estudio detallado del desgaste abrasivo en seco de los aceros de herramientas fué realizado por Budinski. Los datos obtenidos muestran una buena correlación con los parámetros estructurales, la cual es igual al tamaño de los carburos primarios, multiplicada por la fracción volumen de carburos. Lo que implica



INCREMENTO DE RESISTENCIA
A LA ABRASION →

FIGURA 5.1 [29]

que a mayor resistencia a la abrasión del acero de herramienta tendría una mayor fracción volumen de carburos duros.

V.4.a.ii. Desgaste adhesivo.

Los factores metalúrgicos que decrecen al desgaste adhesivo de los aceros de herramienta incluyen dureza a mayores temperaturas (dureza en caliente), la inamovible lubricidad del grafito de los aceros de herramienta (tipo O-6 y A-10), tamaño de grano pequeño, mayor cantidad de carburos primarios y menor tamaño de los carburos primarios.

En el caso extremo de desgaste adhesivo, algunas veces llamado comúnmente desgaste, ocurre en aceros de alta velocidad en aplicaciones de corte de metal. La temperatura de la herramienta en el extremo alcanza los 700°C y al contacto directo de las virutas causará oxidación de los elementos aleantes (generalmente del Carbono y Cromo), por difusión de éstos hacia afuera del acero de herramienta y de la viruta. La solución es reducir la velocidad de corte, dar un tratamiento superficial, mejorar la lubricación y el enfriamiento.

V.4.a.iii. Desgaste corrosivo.

Generalmente no es una causa principal del desgaste excesivo, pero puede convertirse en el mecanismo de desgaste más importante a altas temperaturas o durante los procesos de conformado mecánico. Esta forma de desgaste puede generalmente ser controlada por una lubricación apropiada, acero de

herramienta al alto cromo o con recubrimiento.

V.4.a.iv. Desgaste por fatiga de contacto.

Es causado por deslizamiento o balanceo repetido de un componente sobre otro, lo cual conduce a astillarse o microfisurarse. Este tipo de desgaste se manifiesta como corte o perforaciones de esquinas astilladas. La mejora en la tenacidad y mayor dureza son las soluciones metalúrgicas más comunes para el desgaste por fatiga. Una forma de aprovechar la mejora de la tenacidad sin influencia de la dureza es decreciendo el tamaño de carburo pero sustituyendolo por un producto de metalurgia de polvo. Otra forma es disminuir la temperatura de austenización.

CAPITULO VI

VI. METODOLOGIA EXPERIMENTAL

VI.1. INTRODUCCION.

El presente trabajo se realizó completamente y bajo condiciones normales de operación en la planta de tratamientos térmicos y termoquímicos de "TEMPLE FORTUNA".

Para alcanzar nuestro objetivo que es el obtener una microestructura previa a la nitruración que nos evite los problemas de deformación y fisuras de la herramienta se presenta el siguiente plan de trabajo, diagrama de bloque 6.1.

VI.2. HIPOTESIS.

VI.2.a. Se considera que la combinación de martensita y bainita en la estructura aumentara la duración de la herramienta de corte, y con esto la capa de nitruros tendrá una adecuada estructura de soporte, pero con la posibilidad de distorsión de la pieza.

VI.2.b. La capa blanca que se va a obtener no debe de ser mayor a 0.010 mm ya que un exceso de esta bajaría las propiedades mecánicas de las piezas.

VI.2.c. Los elementos aleantes presentes en las dos marcas de brocas van a tener una influencia directa en la dureza que tenga ésta.

VI.3. DISEÑO EXPERIMENTAL.

VI.3.a. Selección del acero.

VI.3.b. Análisis químico.

METODOLOGIA EXPERIMENTAL.

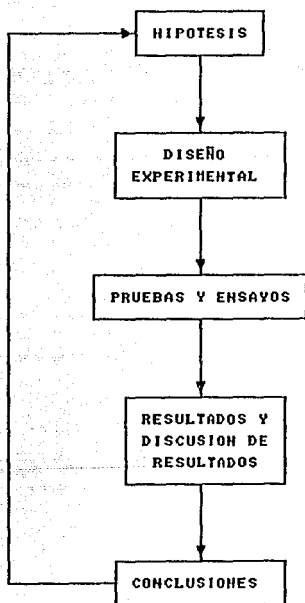


TABLA 6.1. DIAGRAMA DE BLOQUE.

VI.3.c. Tratamientos térmicos previos.

VI.3.d. Nitruración gaseosa.

VI.3.e. Metalografía.

VI.3.e.i. Metalografía óptica.

VI.3.e.ii. Microscopía de barrido.

VI.3.f. Pruebas y ensayos.

VI.3.f.i. Dureza.

VI.3.f.ii. Desgaste.

VI.3.f.iii. Microdureza.

VI.4. APLICACION DEL DISEÑO EXPERIMENTAL.

VI.4.A. SELECCION DEL ACERO.

Se decidió por el acero M-2 en base a dos características: es utilizado en una amplia variedad de herramientas de corte, como brocas, rimas, escariadores y machuelos. Contiene elementos aleantes que son buenos formadores y estabilizadores de carburos y nitruros, que hacen al acero resistente al desgaste a alta temperatura. Se seleccionaron brocas mexicanas (GREENFIELD) y brocas estadounidenses (TRIUMPH), que son las más comunes en el mercado nacional.

VI.4.B. ANALISIS QUIMICO.

El análisis químico del material de trabajo se realizó en el laboratorio de control de calidad de "ACERO FORTUNA", utilizando un espectrómetro de emisión óptica, de marca SPECTROTEST F, que opera con excitación por arco eléctrico en

aire así como con excitación por chispa en atmósfera de argón.

El análisis químico que se realizó en el laboratorio de control de calidad de "ACERO FORTUNA", reporta los siguientes resultados:

BROCA	C	Mn	Si	Cr	V	W	Mo
M-2(USA)	0.85	0.30	0.30	4.00	2.00	6.00	5.00
M-2(MEX)	0.82	0.40	0.40	4.20	1.90	6.40	5.00

TABLA 6.1 Composición química promedio de las brocas de acero M-2 estudiadas.

VI.4.C. TRATAMIENTOS TERMICOS PREVIOS.

Todas las brocas se homogenizarán térmicamente, en decir, primero se les dio un tratamiento de recocido que consistió en lo siguiente:

- Precalentamiento a 600°C durante 2 horas,
- Un calentamiento a 880°C durante 2 horas
- Un enfriamiento hasta 720°C y se mantiene a esta temperatura durante 12 horas
- La última temperatura es a 550°C durante dos horas y finalmente se enfría al aire.

Posteriormente se realizan los siguientes tratamientos térmicos, tabla 6.2:

- Normalizado
- Temple y tres revenidos*

- Hipotemple y tres revenidos
- Hipertemple sin revenir*
- Hipotemple y tres revenidos*

* únicamente se hicieron en las brocas estadounidenses.

VI.4.D. NITRURACION GASEOSA.

Para realizar la nitruración gaseosa se usó el horno industrial de marca DEGUSSA México S.A. de C. V., antes de nitrurar las piezas deben estar completamente limpias y libres de grasa.

Después de colocar la carga en la retorta, se conecta la calefacción y se adiciona un flujo de Nitrógeno de $3\text{ m}^3/\text{hr}$. Cuando el horno llega a la temperatura de nitrurado que es de 570°C se agrega Amoniaco y Bióxido de Carbono, el primero con un flujo de $3\text{ m}^3/\text{hr}$ y el segundo con $0.3\text{ m}^3/\text{hr}$ y esto constituye la primera etapa que dura 2 horas. Para la segunda etapa solamente aumenta el flujo de Bióxido de Carbono que pasa de 0.3 a $0.6\text{ m}^3/\text{hr}$, tiene una duración de dos horas. Al terminar las cuatro horas se cierran los rotámetros de Amoniaco y Bióxido de Carbono y se mantiene abierto el del rotámetro de Nitrógeno hasta la temperatura de 200°C . Para enfriar el horno se utiliza un extractor de aire.

VI.4.E. METALOGRAFIA.

Para realizar la microestructura y la microdureza es necesario preparar cuidadosamente la muestra realizando los pasos

T. T. FORJEN	T. AUST. (C)	TIEMPO DE AUST. (Min.)	T. REV1	TIEMPO(Hr)	T. REV2	TIEMPO(Hr)	DUREZA(HRC)	T. REV3	TIEMPO(Hr)	DUREZA(HRC)
T+R MEXICO	1205	2	560	2.5	560	2.5	63	600	2	61
T-R MEXICO	1205	2	---	---	---	---	62.5	---	-	---
R MEXICO	---	-	---	---	---	---	85	---	-	---
N MEXICO	1205	2	---	---	---	---	61.5	---	-	---
HI+R MEXICO	1180	2	560	2.5	560	2.5	61.5	600	2	59
HI-R MEXICO	1180	2	---	---	---	---	60.5	---	-	---
HE+R MEXICO	1230	2	560	2.5	560	2.5	64.5	600	2	62.5
HE-R MEXICO	1230	2	---	---	---	---	62.5	---	-	---
T+R USA	1205	2	560	2.5	560	2.5	62.5	600	2	61.5
HE+R USA	1230	2	560	2.5	560	2.5	64	600	2	62
HE-R USA	1230	2	---	---	---	---	62	---	-	---

TABLA 6.2. Tratamientos termicos previos a la nitruración gaseosa. * Dureza HRB.

NOVENCLATURA:

- R = Recocido
- N = Normalizado
- T = Temple
- R = Sin revenido
- +R = Revenido
- HI = Hipotemple
- HE = Hipertemple

siguientes:

- a) Corte de la pieza
- b) Pealizar el desbaste burdo, con la lija 80, para quitar rebabas
- c) Montaje de la pieza en resina termoendurecible
- d) Pulido grueso con lija 120 a 600
- e) Pulido fino con alumina de $1\mu\text{m}$ a $0.03\mu\text{m}$
- f) Ataque de la muestra con nital al 2% para revelar la microestructura

VI.4.E.i. MICROSCOPIA OPTICA.

Para observar la microestructura se utilizó un microscopio óptico modelo PMG3-OLYMPUS. Se tomaron fotografías a cada broca, con los diferentes tratamientos térmicos; además de observar otros detalles que se consideraron importantes, como las fisuras y/o grietas encontradas.

VI.4.E.ii. MICROSCOPIA DE BARRIDO.

Para observar la morfología de las brocas desgastadas se usó el microscopio electrónico de barrido marca JEOL JT/200 SEM.

VI.4.F. PRUEBAS Y ENSAYOS.

VI.4.F.i. Dureza.

Para la obtención de la dureza, después de los tratamientos térmicos previos a la nitruración se usó un durómetro marca WILSON-B-525T, con una carga de 150 Kg para dureza Rockwell C (HRC) y 100 Kg para dureza Rockwell B (HRB). Este durómetro se

calibró con un patrón estandarizado que tiene una dureza de 60 - 62 HRC. En la tabla 6.2 se presentan las durezas obtenidas después de los tratamientos térmicos previos, estas son un promedio de cinco mediciones realizadas en la periferia de cada brocas, con el fin de saber si la dureza del acero es homogénea en toda la superficie del mismo.

VI.4.F.ii. DESGASTE.

Las pruebas de corte fueron llevadas a cabo con un tablero industrial argentino marca Barbero serie 100 y cuyo rango de velocidad es de 900 a 2100 rpm. La fuerza de torque se midió con un torquímetro marca Snapon con un mínimo de 2.08 kg/mm y un un máximo de 13.15 kg/mm.

En las pruebas se usaron condiciones más severas, tanto de velocidad como de torque (13.15 kg/mm) en una placa de C.R.S. (1018) de 3.17 mm de espesor y hasta que las brocas tuviesen un desgaste tal que no pudieran perforar completamente. Los siguientes tratamientos térmicos no se aplicaron a las brocas estadounidenses debido a que no fueron muy representativas con respecto a las pruebas de desgaste realizadas a las mexicanas: HI-R+N, HI+R+N, N+H y R+N.

VI.4.F.iii. MICRODUREZA.

Para obtener las curvas de penetración de dureza como resultado de la nitruración gaseosa se utilizó un microdureómetro DURINET de LEITZ-WETZLAR, durante los ensayos se uso el

penetrador de dureza Vickers y una carga de 50 g en todos los casos. Este microdurometro se calibró con un patrón estandarizado que tiene una dureza de 724 Vickers.

CAPITULO VII

VII. RESULTADOS Y DISCUSION DE RESULTADOS.

TRATAMIENTOS TERMICOS.

En la tabla 6.2 (pág. 63), en donde se resumen los tratamientos térmicos efectuados se observa que en ciertos tratamientos térmicos se efectuarán hasta tres revenidos. Esta práctica es muy común industrialmente para este tipo de acero. Durante el primer revenido lo que se busca es transformar la austenita retenida a martensita ($T=560^{\circ}\text{C}$ y $t = 2.5$ horas). Durante el segundo revenido se trata de que la martensita se transforme a martensita revenida ($T=560^{\circ}\text{C}$ y $t = 2.5$ horas) y con esto posteriormente obtener la bainita ($T = 600^{\circ}\text{C}$ y $t = 2$ horas).

Se obtuvo las gráficas de revenido a 1180 y 1250°C para las brocas de acero M-2. Se observa que el máximo endurecimiento se da a 560°C , que es cuando la austenita retenida se transforma a martensita, posteriormente ésta se reviene y su dureza disminuye a medida que la temperatura aumenta, figuras 7.1 y 7.2. Con el objeto de verificar su comportamiento en el revenido.

La figura 7.3 representa la microestructura del acero M-2 que fue recocida como tratamiento térmico previo a los diferentes tratamientos térmicos. Se observa una estructura típica de estos aceros en los cuales se presentan los carburos sin disolver en una matriz de perlita parcialmente definida.

A continuación se presentan los resultados de los diferentes tratamientos térmicos en el nitrurado.

a) TRATAMIENTO DE HIPERTEMPLA MAS REVENIDO MAS NITRURADO. (HE+R+N)

La figura 7.4 es el perfil de microdureza obtenido después

de llevar a cabo el tratamiento térmico HE+R+N (ver tabla 2 del capítulo VI) en los dos tipos de brocas tanto nacional como extranjera. Podemos observar que en las brocas nacionales tenemos la mayor dureza a una distancia de 0.2 mm, y para la broca extranjera tenemos que a 0.1 mm de distancia hay una dureza considerablemente alta (1150 Hv), posteriormente se tiene una disminución de la dureza a 0.3 mm y llegan a otra máxima dureza de 0.4 mm y finalmente a una disminución.

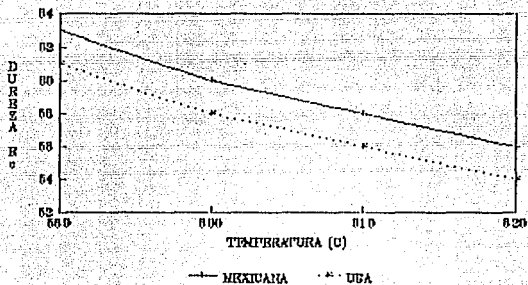
b) TRATAMIENTO DE HIPERTEMPLE SIN REVENIR Y NITRURADA.
(HE-R+N)

La figura 7.5 representa el perfil de microdureza obtenido en el tratamiento térmico HE-R+N, se mira que las dos brocas empiezan con la misma dureza 1120 Hv a 0.10 mm de distancia. La broca Estadounidense logra una alta dureza de 926 Hv a 0.4 mm de distancia y luego tiene un decremento. En la broca Mexicana se ve que se alcanza otra dureza a 1016 Hv a una distancia de 0.7 mm.

c) TRATAMIENTO DE TEMPLE MAS REVENIDO MAS NITRURADO.
(T+R+N)

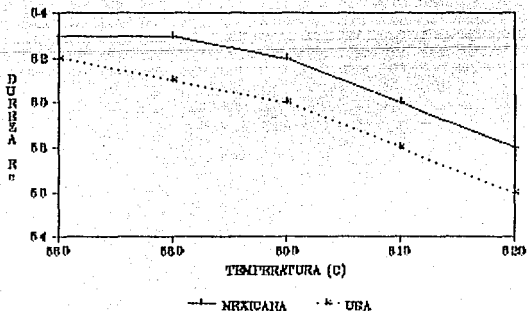
La figura 7.6 presenta el perfil de microdureza alcanzado por el tratamiento térmico de T+R+N, se tiene una mayor dureza de 1160 Hv, en cuanto a la Estadounidense al inicio tiene una dureza de 1100 Hv, sin embargo las dos brocas muestran pequeñas variaciones conforme aumenta la distancia.

GRAFICA DE REVENIDO ACERO M-2



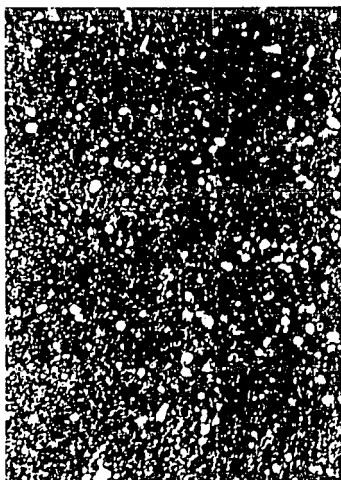
1100 (C)

FIGURA 7.1



1200 (C)

FIGURA 7.2



ESTRUCTURA DE RECOCIDO

FIGURA 7.3

TEMPERATURAS (°C) Y TIEMPOS (HR) DEL RECOCIDO

600 2

880 2

BAJAR

720 12

550 2

ENFRIAR AL AIRE

HE+R+N

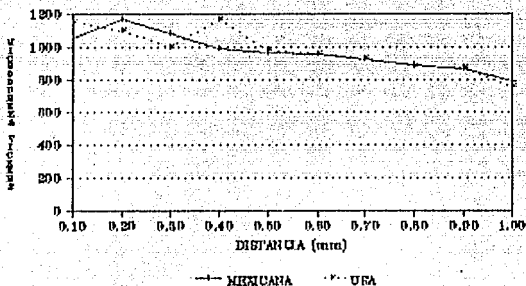


FIGURA 7.4

HE-R+N

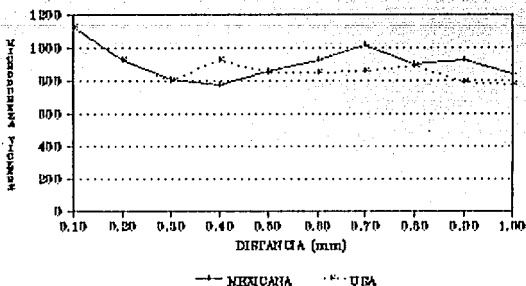


FIGURA 7.5

T+R+N

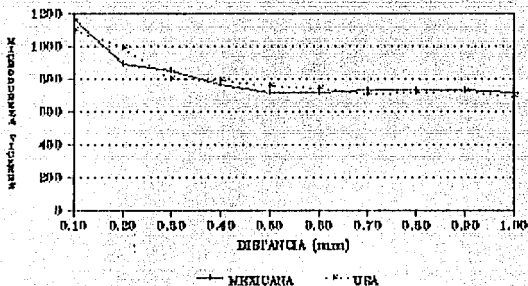


FIGURA 7.6

T-R+N

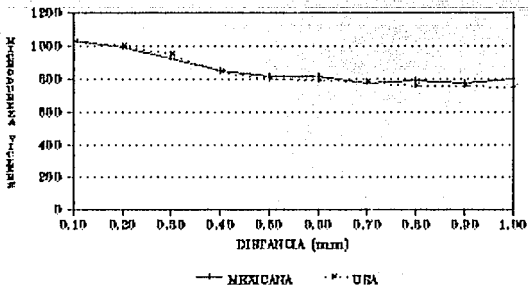


FIGURA 7.7

d) TRATAMIENTO DE TEMPLE SIN REVENIR MAS NITRURADO.

(T-R+N)

En la figura 7.7 se muestra que la broca Mexicana tiene una dureza ligeramente mayor 1030 Hv, que la broca Estadounidense 1020 Hv a 0.1 mm de distancia y continua con una disminución hasta de 0.4 mm en el cual la broca Mexicana baja su dureza hasta 849 Hv y la broca Estadounidense tiene 837 Hv. Después ambas presentan una disminución de la dureza casi igual.

e) TRATAMIENTO DE HIPOTEMPLE SIN REVENIR MAS NITRURADO.

(HI-R+N)

Se nota en la figura 7.8 que la máxima dureza es de 1324 Hv a 0.1 mm de distancia. Posteriormente se distingue un decremento poco brusco y finalmente se tiene que aumenta muy poco la dureza al ir aumentando la distancia.

f) TRATAMIENTO DE HIPOTEMPLE CON REVENIDO MAS NITRURADO.

(HI+R+N)

Se observa en la figura 7.9 que la máxima dureza a 1311 Hv a 0.1 mm, posteriormente se ve una disminución de la dureza uniforme.

g) TRATAMIENTO DE NORMALIZADO MAS NITRURADO.

(N+N)

Respecto a la figura 7.10 se exhibe que la máxima dureza alcanzada en este tratamiento es de 1139 Hv y posteriormente

se advierte un descenso en la temperatura que es muy uniforme.

h) TRATAMIENTO DE RECOCIDO MAS NITRURADO.

(R+N)

En la figura 7.11 se descubre que la máxima dureza alcanzada en este tratamiento es de 890 Hv a 0.1 mm, después se ve un brusco descenso de dureza en un intervalo muy pequeño de distancia es decir, en el centro de la broca hay una dureza muy baja.

A continuación se muestran las fotomicrografías tomadas en las brocas que presentaron el mayor número de perforaciones al realizar la prueba de desgaste.

Las figuras 7.12 y 7.13 muestran claramente una capa blanca que es la que se presenta en la orilla de la broca, es una capa con alta dureza (ϵ), también se aprecia que en los límites de grano se ven algunas zonas blancas, estos son los nitruros de los elementos aleantes presentes.

De las figuras 7.14 y 7.15 se distinguen perfectamente la capa blanca, la capa de nitruros y finalmente la zona de difusión.

De las figuras 7.16 y 7.17 se observa una fisura en la broca que va desde la superficie de la pieza hasta el centro de la misma, con la diferencia de que la primera fotomicrografía es de menor aumento que la segunda.

En las fotomicrografías 7.18 y 7.19 se distingue claramente

III-R+N

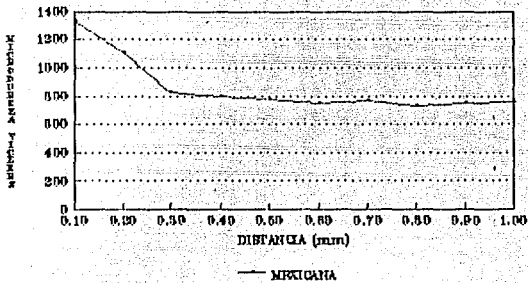


FIGURA 7.8

III+R+N

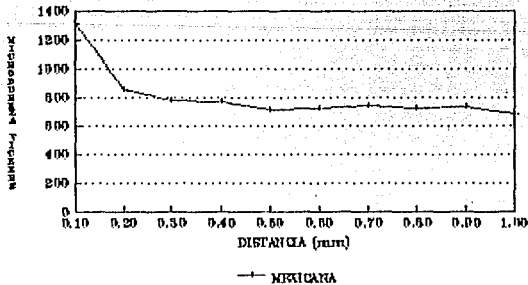


FIGURA 7.9

N+N

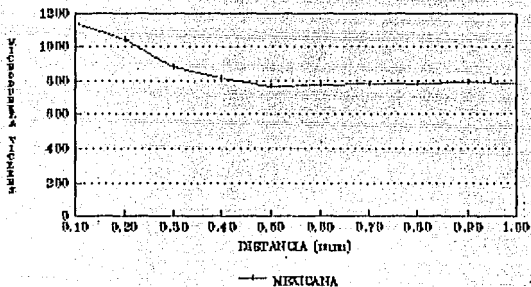


FIGURA 7,10

R+N

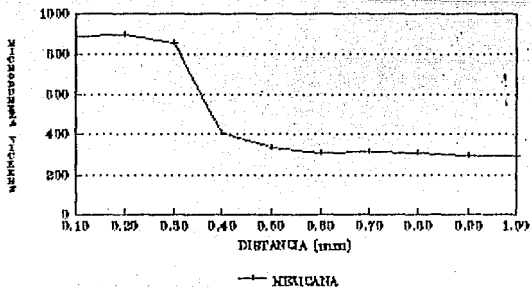
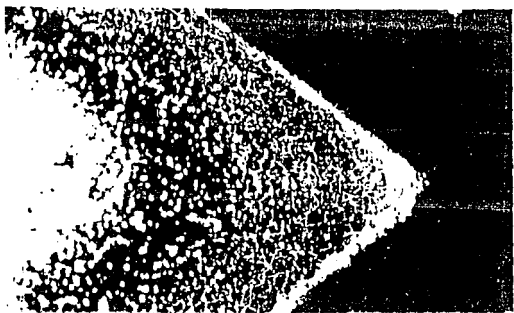
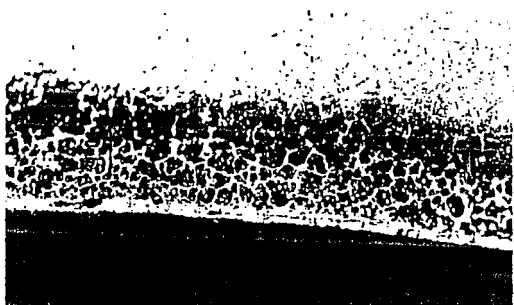


FIGURA 7,11



T+R+N

FIGURA 7.12



T-R+N

FIGURA 7.13



N

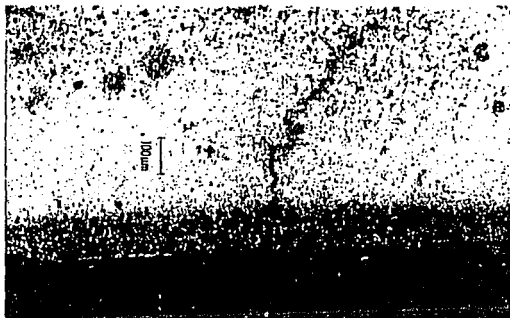
FIGURA 7.11



HI-R+N

FIGURA 7.15

ESTA TESIS NO DEBE
SALIR DE LA BIBLIOTECA



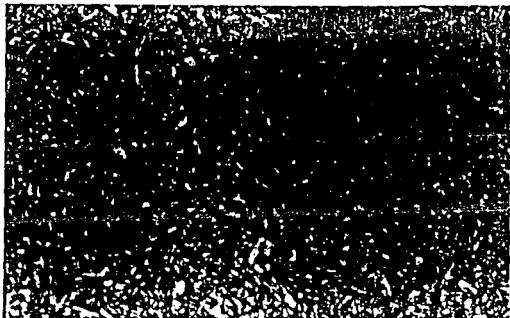
HE-R+N

FIGURA 7.16



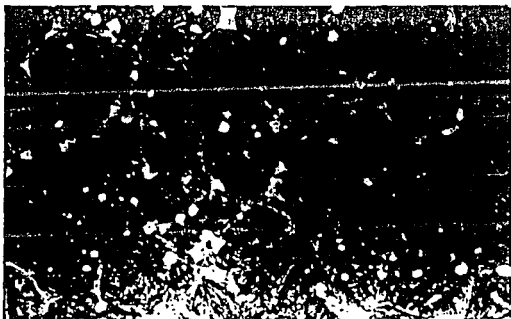
HE-R+N

FIGURA 7.17



T+R+N

FIGURA 7.18



HE+R+N

FIGURA 7.19

las siguientes microestructuras de martensita y bainita que son fases típicas del tratamiento de temple más revenido. La diferencia más importante que se percibe es el tamaño de grano más grande, esto se debe a que la temperatura de austenización es mayor en el tratamiento HE+R+N.

De los resultados presentados anteriormente, se observa que en la broca Mexicana se tiene un comportamiento en el cual hay un máximo de dureza a una distancia más cercana a la superficie que las brocas Estadounidenses, (7.4, 7.5, 7.6, 7.7), esto es debido a que se encuentran en el límite superior de la composición química los elementos aleantes [1].

También se observa una mayor dureza debido a que la temperatura del tratamiento termoquímico en el revenido, presenta la transformación de austenita a martensita sin revenir, (figuras 7.8, 7.9). La dureza también disminuye si la temperatura de temple es menor (figura 7.10), debido a que es menor la disolución de carburos. Si la broca no se temple la superficie nitrurada será la única que tiene mayor dureza (figura 7.11) [1].

En las figuras 7.12 y 7.13, se observa tres regiones: una ligera capa blanca, seguida de una capa de nitruros. En el centro de la pieza se nota una estructura de martensita sin revenir y partículas de carburos dispersos.

De las microfotografías 7.16 y 7.17 se aprecia claramente una fisura que va desde la superficie hasta el centro de la pieza, esto comprueba que el alto potencial de nitrógeno que contenía

la atmósfera existente en el horno, además la importancia que tiene el tratamiento térmico ya que se presenta una fisura que es debida a que la broca no se revino, al realizar la nitruración, la austenita retenida se transforma a martensita sin revimir.

DESGASTE.

Los resultados obtenidos en el desgaste fueron los siguientes:

En la figura 7.20 se tienen todos los tratamientos térmicos que se realizaron en las brocas Mexicanas, se advierte claramente que el mayor número de perforaciones es 6.

En la figura 7.21 se muestran los tres tratamientos térmicos realizados en las brocas Estadounidenses, en la cual se reconocen ligeramente mejor la broca de T+R+N.

En la figura 7.22 se presentan los tres tratamientos que se realizaron tanto a las brocas Mexicanas como a las brocas Estadounidenses. Se observa un mayor número de perforaciones en las brocas Mexicanas.

En la figura 7.23 se tienen la comparación entre las brocas nitruradas y no nitrurada, tanto nacional como extranjera, se observa mayor eficiencia entre las brocas no nitruradas.

En la figura 7.24 se gráfica el tipo de tratamiento térmico en función del espesor de la capa blanca obtenida después de la nitruración gaseosa. Se advierte que hay una variación de capa blanca para cada uno de los tratamientos térmicos. En el tratamiento de HI+R es donde tenemos el espesor más grande (33

μm) y el tratamiento de T+R es el espesor mínimo de 12 μm .

En la figura 7.25 comparamos el espesor de capa blanca con el número de perforaciones. Se observa que un espesor de capa blanca de 12 μm se tuvieron seis perforaciones. A medida que aumenta la capa blanca va disminuyendo el número de perforaciones.

En la figura 7.26 está representado un gráfico que relaciona la capa de nitruros sin capa blanca con el número de perforaciones. Como se puede apreciar, hay mayor perforación con capa de nitruros de 97 μm , sin embargo esta capa no tiene el mismo espesor para todas las brocas. En promedio esta capa de nitruros tiene un espesor de 100 μm .

En la figura 7.27 se representa la morfología típica obtenida en el microscopio de barrido después de llevar a cabo el desgaste de las brocas. Se logra observar un aspecto granuloso y ciertas regiones lisas que indican que durante el desgaste se forma algún tipo de óxido. Este aspecto granuloso ha sido reportado como una clara indicación de que durante el proceso de desgaste el mecanismo involucrado es principalmente un desgaste del tipo no severo.

La figura 7.28 representa la morfología característica obtenida en brocas que sufrieron un desgaste muy severo. Se mira una severa deformación plástica del metal; además se presenta regiones que son como cúmulos con apariencia de ser regiones microsoldadas, tal vez debido al incremento de temperatura localizada.

En las pruebas de desgaste, las que obtuvieron mejor resistencia al desgaste son las que tuvieron un tratamiento típico de los que se aplican a este tipo de herramienta. (figuras 7.20, 7.21, 7.22). Se ve que al compararla con el mismo tratamiento, pero sin nitrurar la diferencia es mayor (figura 7.23). Para explicar este comportamiento se relacionó el espesor de la capa blanca con el tratamiento térmico previo (figura 7.24) y con el número de perforaciones (figura 7.25). Esto es debido principalmente al alto potencial de nitrógeno presente en la atmósfera del horno. Sin embargo se observa que la capa de nitruros sin capa blanca era en promedio de 100 μm (figura 7.26). Esto significa que no sólo influye el potencial de nitrógeno, sino el tratamiento térmico, porque la capa de nitruro debe tener una estructura para soportar el desgaste. Se debe indicar que la temperatura de revenido a 600°C también influye debido a que a esta temperatura se precipitan ciertos carburos en los límites de grano que aumentan la fragilidad de la broca (31).

De las microfotografías tomadas con el microscopio de barrido (7.27 y 7.28) se percibe que el acero presentó cierta oxidación por la apariencia morfológica y también un desgaste severo, queriendo decir con esto que es muy probable que el (los) mecanismo (s) involucrado es de un desgaste no severo (oxidativo) para ciertas condiciones microestructurales, principalmente cuando no hay presencia de capa blanca; sin embargo la presencia de una severa deformación plástica en algunos casos se relacionó con la presencia de capa blanca en los

MEXICANAS

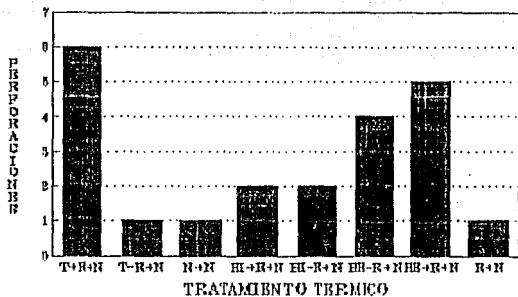


FIGURA 7.20

ESTADOUNIDENSES

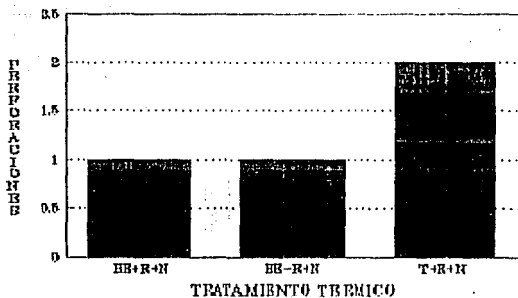


FIGURA 7.21

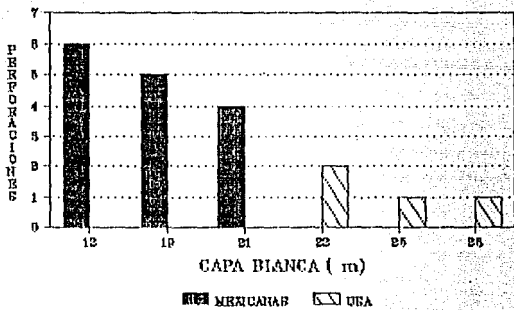


FIGURA 7.22

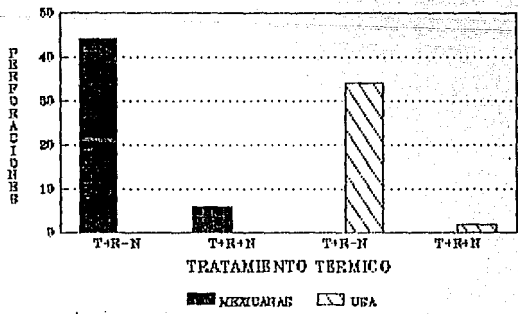


FIGURA 7.23

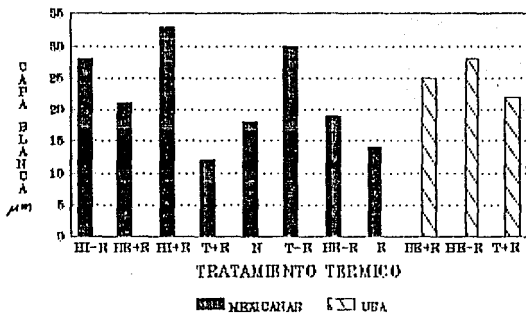


FIGURA 7.24

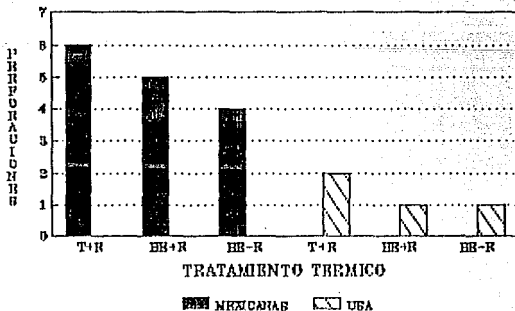


FIGURA 7.25

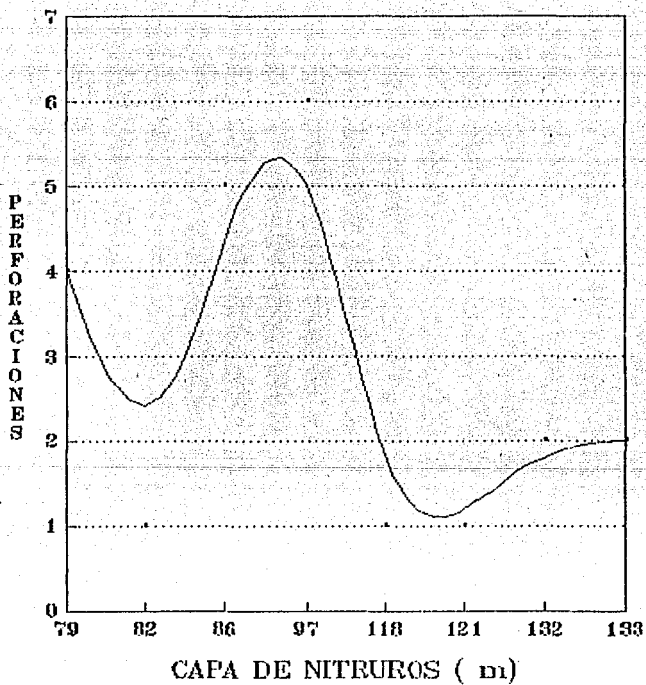


FIGURA 226



MORFOLOGIA DE UNA ROCA

FIGURA 7.27



MORFOLOGIA CON DESGASTE MUY SEVERO

FIGURA 7.28

aceros.

Se anexa las mediciones de dureza y microdureza de cada una de las brocas.

TEMPERATURA DE AUSTENIZACION: 1180°C

TEM. DE REVENIDO(°C)	MEXICANA (HRC)	USA (HRC)
560	63	61
600	60	58
610	58	56
620	56	54

TEMPERATURA DE AUSTENIZACION : 1205°C

560	63	62
580	63	61
600	62	60
610	60	58
620	58	56

Las durezas anteriores son un promedio de cinco mediciones de cada temperatura con una desviación standard de 2.2.

TRATAMIENTO TERMICO: HE+R+N

DISTANCIA(mm)	MEXICANA(HV)	USA(HV)
0.10	1052	1150
0.20	1160	1100
0.30	1080	1000
0.40	990	1160
0.50	966	980
0.60	958	960
0.70	927	930
0.80	890	880
0.90	862	870
1.00	792	760

TRATAMIENTO TERMICO: HE-R+N

0.10	1119	1120
0.20	926	925
0.30	804	800

DISTANCIA (mm)	MEXICANA (IV)	USA (IV)
0.40	775	926
0.50	856	852
0.60	927	850
0.70	1016	860
0.80	897	890
0.90	927	790
1.00	836	770

TRATAMIENTO TERMICO: T+R+N

0.10	1160	1100
0.20	890	990
0.30	849	800
0.40	764	790
0.50	719	755
0.60	719	740
0.70	729	710
0.80	731	715
0.90	729	720
1.00	717	690

TRATAMIENTO TERMICO: T-R+N

0.10	1034	1020
0.20	990	1000
0.30	927	950
0.40	849	837
0.50	819	800
0.60	814	790
0.70	776	783
0.80	792	760
0.90	776	760
1.00	797	750

TRATAMIENTO TERMICO : HI-R+N

0.10	1324
0.20	1109
0.30	829
0.40	798
0.50	772
0.60	750
0.70	769
0.80	727

DISTANCIA (mm)

MEXICANA (HV)

0.90	749
1.00	757

TRATAMIENTO TERMICO: HI+R+N

0.10	1311
0.20	856
0.30	775
0.40	769
0.50	715
0.60	722
0.70	741
0.80	723
0.90	729
1.00	680

TRATAMIENTO TERMICO: N+N

0.10	1139
0.20	1043
0.30	876
0.40	812
0.50	766
0.60	772
0.70	782
0.80	779
0.90	790
1.00	784

TRATAMIENTO TERMICO: R+N

0.10	890
0.20	897
0.30	856
0.40	406
0.50	333
0.60	309
0.70	311
0.80	309
0.90	291
1.00	291

Los datos de microdureza son un promedio de cinco mediciones de cada distancia (0.10 a 1.00 mm), con una desviación standard de 5.5.

CAPITULO VIII

VIII. CONCLUSIONES.

Se determinó que el temple con triple revenido es el tratamiento térmico más adecuado y que con esto la nitruración gaseosa puede generar el endurecimiento superficial deseado. Porque las fases presentes que se observaron en la microestructura fue la martensita revenida y bainita que son características de este tratamiento y además prorcionan una estructura de soporte a la nitruración.

Sin embargo, se encontró que hubo una generación excesiva de capa blanca (fase ϵ) que hizo que se disminuyera la vida útil de la herramienta.

También se puede mencionar que el control de los elementos del horno de nitruración como son: el potencial de Nitrógeno, la temperatura de nitruración, la cantidad volumétrica de Nitrógeno y amoniaco; son importantes porque se puede obtener fallas en las brocas como fue la generación de fisuras. La manera en que se pueden controlar estos parámetros es calibrando los rotametros y los pirometros del horno.

En las brocas Mexicanas hay una mayor dureza debido a que se tiene una mayor cantidad de los elementos aleantes. Además observamos que si se disminuye la temperatura de temple la dureza baja debido a que se tiene una menor disolución de carburos.

Por lo tanto se debe mencionar que el tratamiento previo que reciba la broca es muy importante porque se pueden presentar fases no deseables como la austenita retenida que se transforma a martensita sin revenir que hacen frágil a la broca y con esto más corta su vida útil.

BIBLIOGRAFIA

BIBLIOGRAFIA

- 1.- Roberts, G.A., Hamaker, J.C., Johnson, A.R. Tool Steel. Ed. A.S.M. 4ª Edición. E.U.A. 1980.
- 2.- Palmer, R. Frank., Luerssen V. George. Acero para Herramientas. Ed. R.S.I. 1ª Edición. México D.F. 1966.
- 3.- Danes and Cooksey. Surface Treatment of Engineering Components the Iron and Steel Institute 1966.
- 4.- American Society for Metal. Metal Handbook, Vol. 4, 9ª Edición. Heat Treating. E.U.A. 1981.
- 5.- De Grinberg, D.M.K. Tratamientos Térmicos de Aceros y sus Prácticas de Laboratorio. Ed. Limusa. 1ª Edición. México D.F. 1986.
- 6.- Brooks R. Charlie. Heat Treatment of Ferrous Alloy. Ed. Mc Graw Hill. 1ª Edición. E.U.A. 1979.
- 7.- Avner H. Sydney. Introducción a la Metalurgia Física. Ed. Mc Graw Hill. 2ª Edición. México D.F. 1981.
- 8.- American society for Metal. Metal Handbook Vol. B. Metallography, structures and Phases Diagrams. Ed. A.S.M. E.U.A. 1973.
- 9.- The Triplet's (T.T.T.) of Heat Treating. Metal Stamping. 1977.
- 10.- Lajtin M.Y. Metalografía y Tratamientos Térmicos de los Metales. Ed. MIR. 3ª Edición. Moscú, URSS. 1983.
- 11.- Rivadeneyra, B.G. y Sánchez, H.O. Tratamientos Térmicos de los Aceros Grado Herramienta de Alta Velocidad. Trabajo Monográfico. Facultad de Química. UNAM 1985.
- 12.- Karl, Thelning. Steel and It's Heat Treatment. Boffors Handbook. Butterworths, London. 1981.
- 13.- Luther K. Darwin. Influence of Salt Bath Austenitizing Time and Temperature on Microestructure, Grain Size, and Hardness of AISI M-2 (0.85% C) High Speed Steel. Metal Progress 1981.
- 14.- Atterbury T.D. Heat Treatment of High Speed Steel. Metallurgia and Metal Forming. September 1971.
- 15.- Wilson R. Dimensional Changes Ocurring During The Hardening and Tempering of Tool Steels and Method Adopted to Minimize them.

- 16.- Guy, A.G. Fundamentos de Ciencia de Materiales. Mc Graw Hill. México D.F. 1980.
- 17.- A Survey of the Principle and Practice of Thermochemical Treatments. Metal Society Conference. London 1978.
- 18.- ASM. Gas Nitriding en Metal Handbook. 9ª Edición. American Society for Metal. Metal Park, Ohio. 1981.
- 19.- Astley P. Liquid Nitriding: Development and present Applications.
- 20.- Martínez Gomez Lorenzo. Acero. Ed. FCE. 1ª Edición. México D.F. 1989.
- 21.- Furnace Atmospheres en Metal Handbook. 9ª Edición. American Society for Metal. Metal Park, Ohio. 1981.
- 22.- Upadhayaya G.S., Duberk. Problem in Metallurgical Thermodynamics and Kinetics. Pergamon Press. 1ª Edición. E.U.A. 1977.
- 23.- Kogan Ya y Solodkin A.G. Thermodynamic Bases for Controlling Nitriding Process. Plenum Publishing Corporation. 1981.
- 24.- Terkel Rosenquist. Fundamentos de Metalurgia Extractiva. Ed. Limusa. 1ª Edición. México D.F. 1987.
- 25.- ASTM. Norma G-40-83 Standard Terminology Relating to Erosion and Wear. 1983.
- 26.- Arganis Juárez, C.R. Propiedades al desgaste de una aleación electrolítica Pb-Cd. Tesis Facultad de Química. UNAM 1989.
- 27.- Eadara R y Hoge J. Material Wear Resistance Quantification. AFS Transaction. 1986.
- 28.- Sarkar A.D. Desgaste de Metales Ed. Limusa. 1ª Edición. México D.F. 1990.
- 29.- Malon E. y III L. James. friction and Wear of Tool Steel. AFS.1988.
- 30.- Budinski K.G. Wear of tool steel, wear of material. American Society of Mechanical Engineer. 1977.
- 31.- Karagöz S, Fischmeister, H. Andrew H., y Cai Guag J.n. Microstructural Changes During Overtempering of High Speed Steel.