

33

2.º Quím.



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA
DE MEXICO**

FACULTAD DE QUIMICA

**“CARACTERIZACION DE LA CARBURIZACION LIQUIDA Y SU
TEMPLABILIDAD DE CAPA EN ACEROS DE FABRICACION-
NACIONAL”**

T E S I S

JOSE GUADALUPE LUIS RUIZ APARICIO

INGENIERO QUIMICO METALURGICO

1985



**EXAMENES PROFESIONALES
FAC. DE QUIMICA**



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.

JURADO ASIGNADO

SEGUN EL TEMA:

PRESIDENTE: M. FELIPE GUERRERO FERNANDEZ

VOCAL: GUILLERMO SALAS BANUET

SECRETARIO: BERNARDO CAMPILLO ILLANES

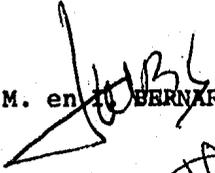
1ER. SUPLENTE: GUILLERMO ANTUNEZ CABEL

2DO. SUPLENTE: TERESITA ROBERT NUÑEZ

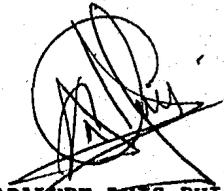
SITIO DONDE SE DESARROLLO EL TEMA:

LABORATORIOS PESADOS Y DE METALOGRAFIA DEL
DEPARTAMENTO DE METALURGIA, FACULTAD DE
QUIMICA, UNAM.

ASESOR:

M. en  BERNARDO F. CAMPILLO ILLANES

SUSTENTANTE:


JOSE GUADALUPE LUIS RUIZ APARICIO

INDICE

Resumen

Introducción

I.	Tratamientos Termoquímicos	1
I.1	Tratamientos Ferríticos	4
I.1.1	Nitruración	4
I.1.2	Nitrocarburation	5
I.1.3	Sulfinitación	7
I.2	Tratamientos Austeníticos	9
I.2.1	Teoría de la carburación y Carbonitruración	9
I.2.2	Carburación por Empaque	15
I.2.3	Carburación Gaseosa	18
I.2.4	Carbonitruración	25
II.	Carburación Líquida	29
II.1	Tipos de Baño	30
II.1.1	Baños de sales, baja temperatura	30
II.1.2	Baños de sales, alta temperatura	34
II.1.3	Carburación líquida en baños sin Cianuros ...	36
II.2	Gradientes de Carbono	37
II.3	Penetración del Carbono	39
II.4	Control de la Profundidad de capa	40
II.5	Gradientes de Dureza	42
II.6	Inspección y Control de calidad	47
II.6.1	Medición de la profundidad de capa	48
II.6.1.1	Métodos mecánicos.....	50
a)	Prueba de Dureza	50
b)	Prueba de Dureza de la lima	53
II.6.1.2	Métodos Visuales	54
a)	Examinación microscópica	54
b)	Métodos Macroscópicos	57
II.6.1.3	Métodos Químicos	59
a)	Análisis de Cortes Consecutivos.	59
II.6.1.4	Métodos no destructivos	61
a)	Método electromagnético	61
II.6.2	Variaciones de la profundidad de la capa.....	62

III.	Carburización Líquida -Equipo Utilizado-	64
III.1	Hornos utilizados en la Carburación Líquida.....	64
III.1.1	Hornos calentados externamente	64
III.1.1.1	Hornos de Ignición de Gas Ó Pe- tróleo.....	64
III.1.1.2	Hornos con resistencias eléctri- cas.....	65
III.1.1.3	Crisoles para la sal carburante.	67
III.1.1.4	Factores de diseño y operación..	69
III.1.1.5	Ventajas y Desventajas.....	71
III.1.1.6	Control del Proceso.....	72
III.1.2	Hornos calentados Internamente.....	73
III.1.2.1	Hornos con electrodo inmerso....	73
	a) Ventajas y Desventajas.....	74
III.1.2.2	Hornos con electrodo sumergido..	77
	a) Arraque y paro.....	80
	b) Ventajas y desventajas.....	81
III.1.3	Control del proceso.....	82
III.1.4	Partes del Horno	83
III.2	Accesorios.....	85
III.2.1	Método I.....	85
III.2.2	Método II.....	86
III.2.3	Método III.....	92
III.2.4	Método IV.....	96
III.2.5	Método V.....	100
III.2.6	Método VI.....	105
IV.	Tratamiento Térmico de las piezas carburadas.....	110
IV.1	Selección del medio de enfriamiento.....	110
IV.1.1	Generalidades.....	110
IV.1.2	Características de los distintos medios de - enfriamiento.....	111
IV.1.2.1	Agua y salmuera.....	111
IV.1.2.2	Aceite.....	112
IV.1.2.3	Baños de sal.....	114
IV.1.2.4	Mantenimiento de los Baños de Tem- ple.....	115
IV.2	Tratamientos de Temple.....	117
IV.2.1	Temple directo.....	117
IV.2.2	Recalentamiento y temple.....	119
IV.3	Estructuras obtenidas en piezas carburadas en baños de sales.....	121
IV.3.1	Macroestructura.....	122
IV.3.2	Microestructura.....	127

IV.3.2.1	Efecto del Tratamiento Térmico en - la Microestructura.....	132
IV.3.3	Descarburización y Oxidación.....	137
IV.4	Templabilidad.....	141
IV.5	Esfuerzos residuales.....	143
IV.5.1	El origen de los esfuerzos residuales en ace- ros con capa carburizada.....	144
	1) Esfuerzos residuales generadas en el en- friamiento normal.....	145
	2) Esfuerzos residuales generadas por trans- formaciones de fase en aceros con capa - carburizada.....	149
IV.5.2	Medición de la distribución de esfuerzos resi- duales.....	157
IV.6	Cambios dimensionales.....	160
V.	Sales para el carburizado.....	163
V.1	Sales de Pre calentamiento.....	165
V.2	Sales carburizantes.....	169
V.3	Precaución en el uso de sales cianuradas.....	172
V.4	Rutina de mantenimiento diario.....	174
V.5	Remoción de las sales (lavado).....	176
V.5.1	Tratamiento Químico.....	179
V.5.2	Tratamiento Electroquímico.....	181
VI.	Trabajo Experimental.....	184
VI.1	Selección de aceros.....	184
	i) 1018.....	184
	ii) 4320.....	184
	iii) 8620.....	184
	iv) H-12.....	186
VI.2	Material Equipo y Sustancias.....	191
	1) Material y equipo.....	191
	2) Sustancias.....	192
VI.3	Procedimiento Experimental.....	193
VI.3.1	Procedimiento de la carburación líquida.....	193
VI.3.2	Caracterización de la carburización líquida...	194
VI.3.3	Ensayo de Templabilidad.....	197
VI.4	Observaciones acerca del trabajo de templabilidad.....	198

VII.	Resultados y Discusión de resultados.....	204
VII.1	Resultados y discusión de sales usadas.....	205
VII.2	Resultados y discusión de la caracterización de la - Carburización líquida.....	210
VII.2.1	Acero 1015.....	210
	VII.2.1.1 Profundidad de capa cementada...	210
	VII.2.1.2 Análisis Estructural.....	214
	VII.2.1.3 Perfiles de microdureza.....	221
VII.2.2	Acero 8620.....	236
	VII.2.2.1 Profundidad de capa.....	236
	VII.2.2.2 Análisis estructural.....	240
	VII.2.2.3 Perfiles de microdureza.....	246
VII.2.3	Acero 4320.....	260
	VII.2.3.1 Profundidad de capa.....	260
	VII.2.3.2 Análisis estructural.....	263
	VII.2.3.3 Perfiles de microdureza.....	267
VII.2.4	Acero H-12.....	272
	VII.2.4.1 Profundidad de capa.....	272
	VII.2.4.2 Análisis estructural.....	274
	VII.2.4.3 Perfiles de microdureza.....	280
VII.3	Resultados y discusión del ensayo de templabilidad - de capa cementada.....	284
VII.3.1	Efecto de la concentración de cianuros en el baño.....	292
VII.3.2	Efecto de la temperatura de carburización..	295
	VII.3.2.1 Oxidación.....	302
VII.3.3	Efecto de la aleación.....	307
VIII.	Conclusiones.....	322
IX.	Recomendaciones de trabajo a futuro.....	327
X.	Apendices.....	328
XI.	Bibliografía.....	335

R E S U M E N

El presente trabajo presenta un estudio profundo sobre el tratamiento termoquímico de carburización líquida.

Inicialmente se hace un estudio teórico de los tratamientos termoquímicos, su importancia y clasificación, ubicando el tratamiento de carburización y profundizando especialmente en la carburización líquida.

El estudio práctico se realiza en cuatro aceros de diferentes características. Inicialmente se hizo una caracterización de este tratamiento tomando como variables el tiempo y la temperatura (0.5, 2. 6 y 12 horas), y 850°, 900° y 950°C respectivamente).

A las muestras tratadas se les realizó un estudio microestructural, se les midió la profundidad de capa alcanzada y posteriormente se les sometió a ensayos de microdureza.

Por último, se realizó un estudio sobre la templeabilidad de capa carburada a profundidades de concentración de carbono conocidas de los cuatro aceros tratados en un medio de carburización líquida.

Introducción

El acero es en la actualidad la más importante - de las aleaciones metálicas conocidas. Es raro el objeto - que no se fabrica con acero o que no se elabora con su ayuda. Sin este material no habría en la actualidad ferrocarriles, automóviles, aeroplanos, maquinarias, ni tantas otras cosas cuyo uso beneficia tanto. Su extraordinaria difusión se debe a sus notables propiedades, tales como su plasticidad que le permite laminarse y estirarse en frío; y principalmente su facultad de adquirir con el temple una dureza - extraordinaria pasando de un estado blando de fácil maquinabilidad y gran maleabilidad a otro de gran dureza y resistencia.

Hasta mediados del siglo XIX no se conocían más que 2 clases de aleaciones de hierro: el conocido como hierro dulce (0.04%-0.2% C) que se utilizaba para fabricar máquinas, vehículos, etc., y el acero (0.8%-1.5% C) que se utilizaba para fabricar armas y herramientas. Ambos materiales se diferenciaban fácilmente ya que el hierro era muy blando y el acero era duro y al ser templado adquiría una dureza extraordinaria.

En la actualidad se fabrican muchos tipos de aceros de las más diversas composiciones y propiedades, y su uso depende entre otras cosas, de las características y propiedades de la composición, y más aún de los tratamientos térmicos que se les aplique.

La importancia de los tratamientos térmicos radica en el hecho de que la mayoría de las veces los aceros no pueden ponerse en servicio directamente después de obtenerse, ya que sus propiedades mecánicas son muy bajas y por lo tanto su vida en servicio sería muy corta. Sin embargo, gracias a la versatilidad de esta aleación, uno puede mediante los tratamientos térmicos proporcionar al acero las propiedades mecánicas adecuadas para una cierta aplicación.

Dentro de éstos tratamientos térmicos existen unos en particular, llamados tratamientos termoquímicos, cuyo objeto es lograr en un mismo material las propiedades del hierro dulce (en su núcleo) y del acero (en la superficie) mencionadas arriba, obteniendo de esta manera piezas con características especiales para su desempeño en ciertas aplicaciones específicas, como por ejemplo: engranes, abrazaderas, piñones, cigueñales, pistones, válvulas y todas aquellas piezas que requieran de una superficie dura, resistente al desgaste y a la abrasión, junto con un núcleo blando tenaz, capaz de soportar los esfuerzos realizados por la pieza. Como puede deducirse, este tipo de tratamientos vino a solucionar muchos problemas de diseño de aceros para la producción de bienes de capital.

El presente trabajo es un estudio sobre uno de éstos tratamientos termoquímicos conocido como Carburización Líquida. Se eligió éste debido a la importancia que tiene como tratamiento de endurecimiento superficial a nivel industrial, debido a las grandes facilidades y ventajas que proporciona el tratar las piezas por este medio así como a los grandes volúmenes de producción mundial tratados de esta manera. No obstante, esto en base a la experiencia adquirida,

en los talleres de tratamientos térmicos de las plantas industriales del país no se domina la técnica de la carburización líquida para obtener de ella los mejores resultados.

Por ésto, surge la necesidad de establecer líneas de trabajo en investigación aplicada con el objeto de tratar de resolver los problemas tradicionales e inherentes a este tipo de industria tales como la carencia de información con fiable en aceros comerciales nacionales tratados superficialmente, inadecuada selección de acero, deficiente control de calidad tanto en el proceso como en las propiedades termina les de las piezas tratadas, etc.

En este trabajo se presenta un estudio teórico-práctico en el cual se analiza la carburización líquida de una manera detallada y progresiva, pasando de los conocimien tos teóricos de difusión, reacciones del baño cianurado, tem plabilidad y tensiones residuales a los aspectos prácticos del manejo adecuado de las sales, tipos de horno y los acce sorios que deben utilizarse; además, se revisan cuidadosamen te los tratamientos térmicos posteriores y las estructuras obtenidas como consecuencia de ellos, así como el adecuado control de calidad. A manera de corroboración de lo anterior, se realiza un estudio metódico de la caracterización de la carburización líquida, el cual sirve de base para finalmente realizar un ensayo de templabilidad de capa producida por este medio a niveles de Carbono conocido, el cual es un estudio sobre algo de lo que no se tiene ninguna infor mación sobre materiales de fabricación nacional.

Por lo anterior, el presente trabajo es el inicio

de una serie de investigaciones que tiene como objeto principal el generar información confiable sobre los tratamientos termoquímicos en aceros de fabricación nacional.

CAPITULO I

TRATAMIENTOS TERMOQUIMICOS

La mayoría de las piezas que componen las máquinas y motores se fabrican procurando que sus propiedades mecánicas sean uniformes en toda la pieza. Sin embargo, existen piezas que requieren de superficies especiales "muy duras", resistentes al desgaste y a la abrasión, a la corrosión, a la fatiga y a la penetración, y además que posean una matriz muy tenaz para poder soportar los choques a los que esté sometida. Para obtener todas o la mayoría de estas propiedades en una sola pieza, de acuerdo a las necesidades que se tengan, se han desarrollado los tratamientos y recubrimientos superficiales, los cuales podemos dividirlos en dos categorías:

- i) Técnicas de recubrimiento, y
- ii) Aquellos que involucran modificación superficial de la pieza

La categoría de los tratamientos superficiales utilizando técnicas de recubrimiento se utiliza principalmente para evitar la corrosión de materiales expuestos a medios agresivos o al desgaste de materiales en continuo contacto con otros. Esto se logra generalmente mediante la depositación de una película de algún material más resistente sobre el sustrato tratado (1).

En la categoría de los tratamientos que involucran modificación superficial de la pieza encontramos dos tipos:

- a) Tratamientos Térmicos, tales como el endurecimiento por inducción o a la flama, en los cuales se requiere que la superficie de una pieza de acero sea tratada a alta temperatura y entonces sea templada (2).
- b) Tratamientos Termoquímicos, que a continuación se mencio

nan más profundamente, debido a su importancia en este trabajo.

Los tratamientos termoquímicos han sido definidos por un Comité (3) encargado para su definición y clasificación como sigue:

"Es un tratamiento térmico en el cual la composición química de un objeto o material es intencionalmente cambiada por la difusión de uno o más elementos hacia adentro o hacia afuera de la superficie",

es decir, estos tratamientos involucran procesos en los cuales la composición química del sustrato cambia como resultado de la difusión térmica de un elemento o elementos desde la superficie.

La característica de estos tratamientos es la deliberada adición o pérdida de los elementos de aleación para mejorar las propiedades del material base. Así, la interacción difusiva con el material base, con lo cual por ejemplo, se forma una solución sólida enriquecida como en la carburización, o la formación de compuestos intermetálicos en el proceso de borización, nos permite distinguir claramente a los tratamientos termoquímicos de los simples tratamientos de recubrimiento para protección contra la corrosión y el desgaste.

Los tratamientos termoquímicos pueden llevarse a cabo en distintos medios tales como sólido, líquido, gaseoso o de plasma, en los cuales pueden difundir tanto elementos no metálicos (Carbono, Nitrógeno), como elementos metálicos (Boro).

I.1 TRATAMIENTOS FERRITICOS

Los tratamientos ferríticos se llevan a cabo a una temperatura por debajo de la línea crítica A1, entre 500 y 700°C, es decir, en el campo ferrítico del diagrama Fierro-Carbono. Este tipo de tratamientos puede subdividirse en tres clases:

- Nitrurado
- Nitrocarburado
- Sulfinizado.

I.1.1 NITRURADO

Es un proceso de endurecimiento de capa por el cual la dureza superficial de ciertos aceros puede aumentarse por calentamiento en contacto con un medio nitrogenado líquido o gaseoso. El proceso se lleva a cabo a temperaturas debajo de la temperatura eutectoide e involucra la formación de compuestos de Fierro aleados con Nitrógeno que son duros, resistentes al desgaste y por lo tanto los aceros tratados no requieren templarse para lograr la máxima dureza en la capa producida. A la mayoría de los aceros aleados que se nitruran es práctica general austenizarlos, templearlos y revenirlos a una temperatura aproximada de 650°C, para producir una estructura estable de martensita revenida lista para tratarse. Tanto la nitruración líquida como gaseosa tienen las mismas ventajas metalúrgicas. Enseguida se mencionan las más importantes:

- i) Incrementan la dureza superficial y la resistencia al desgaste
- ii) Incrementan la resistencia a la fatiga
- iii) Debido a la baja temperatura, hay muy poca distorsión; aún sin embargo se da un incremento dimensional
- iv) Alta resistencia al revenido

Uno de los principales "problemas" del proceso de nitruración es el conocido como el "efecto de la capa blanca" que consiste en la formación de compuestos de Nitrógeno muy frágiles en los límites de grano y sobre la superficie del material. Con grandes ciclos de nitruración la capa blanca puede alcanzar espesores de 50 micras.

Para prevenir el que las piezas fallen en servicio, debe de "removerse" esta capa, por "trituration" (5), incrementando de esta manera el costo de manufactura de una pieza tratada.

I.1.2 NITROCARBURIZACION

Es un proceso de endurecimiento de capa muy similar a la Nitruración, excepto que con este proceso se tratan también aceros al Carbono comunes, aceros aleados y aceros -inoxidables.

Este tratamiento puede llevarse a cabo en una sal

líquida o en un medio gaseoso, desde donde difunden Carbono y Nitrógeno hacia la superficie del material. A la temperatura a la que se lleva a cabo la nitrocarburiación es mucho más soluble el Nitrógeno que el Carbono, y por lo tanto el nitrógeno difunde más rápidamente dentro de el material, mientras que el Carbono forma partículas de carburo de Hierro o de algún elemento de aleación en o cerca de la superficie.

En este proceso se forma una capa compuesta resistente al desgaste, de aproximadamente 5-25 micras de espesor. La cantidad de la fase Fe_2N frágil, se reduce substancialmente comparada con la misma fase que se forma en el proceso de Nitruración gaseosa. Aún se desconocen las razones exactas que motivan esta reducción.

La Nitrocarburiación líquida es llamada algunas veces "Nitruración blanda" debido a la capa del compuesto Carbono-Nitruro no frágil que se forma en la superficie de los aceros tratados. El proceso más común de Nitrocarburiación líquida es el proceso "Tufftride" (6).

En el proceso "Tufftride" las piezas bien limpias y secas, y libres de grasa se precalientan a aproximadamente $420^{\circ}C$ y después se transfieren al baño de sal "Tufftride" a $570^{\circ}C$ por períodos de tiempo variables, desde 5 minutos hasta 3 horas, dependiendo de la composición del material base. Este baño consiste principalmente de $NaCN$ y $Na(CN)_2$, donde los cianatos se separan para proporcionar Carbono y Nitrógeno a la superficie del material. Existe una parte importante dentro del proceso que involucra la introducción de aire

seco dentro del baño, a una velocidad proporcional a las di mensiones y volumen del baño. El motivo de esta aeración es causar agitación del baño y de esta manera provocar que la - sal fundida que esta en contacto con la atmósfera se remueva y oxide continuamente provocando la formación del $(CN)_2^-$ a - partir del CN^- ; esto es muy importante ya que el $(CN)_2^-$ es el ingrediente activo del baño.

El compuesto de la capa superficial formada consis te esencialmente de carbonitruros complejos no frágiles (7), reportando de que contiene altos niveles de Oxígeno(8).

I.1.3 SULFINIZACION

Es un tratamiento alternativo de la nitrocarburi zación en baño de sales, en el cual además de Carbono y Ni- trógeno difunde Azufre a la superficie del material. Den- tro de estos procesos de sulfinización el más conocido es el llamado proceso "Sulfiniz" (9), cuyas características son muy similares al "Tufftride", siendo la diferencia esencial que el baño además de cianuros contiene sulfuros. A la tempera- tura de trabajo los cianuros se xodan a cianatos, los cuales junto con los sulfuros reaccionan con el acero tratado.

El sulfuro presente acelera la oxidación de cianu ro a cianatos por lo cual no se requiere de la aeración. Al

igual que en la nitrocarburoización el cianato se descompone en CO y N naciente para producir la nitruración y carburización simultánea del material. Por lo que se refiere a la -difusión del sulfuro en el material, aún no se ha establecido el mecanismo exacto, pero estudios de difracción de rayos X han mostrado que se encuentra presente en la forma de Fe_2S_2 (10) y posiblemente también como sulfuro libre.

Una de las dificultades que se presenta en este -proceso es que se deposita una capa negra adherente, la cual debe removerse de la pieza antes de colocarla en servicio.

Para lograr resultados consistentes en los procesos "Tufftride" y "Sulfiniz" es necesario controlar perfectamente el proceso; es necesario por lo tanto realizar análisis químicos regularmente de la concentración del baño de sal.

Ambos procesos mejoran notablemente propiedades -como resistencia a la fatiga, a la corrosión y dureza de capa. Comparando los procesos, el Sulfiniz confiere mejores -propiedades anticorrosivas que el Tufftride, mientras que este lo hace con la resistencia a la fatiga.

La obvia desventaja de estos procesos es el uso -de sales cianuradas. Los problemas de contaminación y control de desechos incrementan en mucho el costo del proceso actual.

I.2 TRATAMIENTOS AUSTENITICOS

Estos tratamientos consisten en llevar al metal -ferroso a la fase austenítica, es decir, a temperaturas por encima de la línea de transformación A3 en contacto con un medio ambiente que puede variar.

Los principales tratamientos austeníticos son:

- Carburización por Empaque
- Carburización Gaseosa
- Carburización Líquida
- Carbonitruración

Antes de describir cada uno de estos procesos, en seguida se dan algunas generalidades acerca de estos procesos.

I.2.1 TEORIA DE LA CARBURIZACION Y CARBONITRURACION

La carburización y la carbonitruración son dos de los procesos que pueden usarse para producir una capa superficial dura en aleaciones ferrosas. Los procesos son similares, pues en ambos se introduce un agente o agentes endurecedores dentro de la superficie de la aleación modificando la composición de la capa superficial. Las propiedades finales de la capa y la matriz de la pieza se consiguen por medio de un tratamiento térmico adecuado después de efectuar el tratamiento termoquímico.

La carburización es un proceso en el cual un metal ferroso se pone en contacto con un medio carburizante - que tenga un potencial de carbono suficiente para causar absorción de carbono en la superficie por difusión, creando un gradiente de carbono entre la superficie y el interior del material. La carburización se realiza a temperaturas elevadas, generalmente en el rango de 850-1000°C dependiendo de la composición del material, por lo que se ha trabajado a temperaturas tan bajas como 790° o tan altas como 1100°C.

La carbonitruración es un proceso en el que el metal ferroso se pone en contacto con una atmósfera que contiene carbono y nitrógeno, los cuales se absorben simultáneamente y difunden dentro del metal para producir la capa. Por lo general este proceso se lleva a cabo a temperaturas bajas, 700-900°C, y a tiempos menores que la carburización, produciendo una capa dura, resistente a la abrasión, que es más pequeña que la producida por la carburización.

De lo mencionado anteriormente podemos decir que existen dos factores que pueden controlar ambos procesos:

- a) la reacción de absorción del o los elementos en la superficie, y
- b) la difusión de este o estos elementos en el metal.

Es decir, estos dos factores determinarán la velocidad de carburización o carbonitruración.

Teóricamente, la capa superficial del metal puede llegar a obtener un contenido de carbono que está determina-

do por el potencial de carbono del medio ambiente circundante y por la temperatura de carburización, pero claro está - sin exceder el límite de solubilidad en el metal. Por ejemplo, un acero de bajo carbono puede alcanzar un porcentaje de carbono en la superficie de aproximadamente 0.9% a 790°C, 1.05% a 845°C, 1.2 a 900°C y 1.4% a 955°C (11).

Sin embargo, si el análisis químico en el medio carburante da un potencial de carbono de 0.8% de carbono, - ese contenido no será excedido a pesar de la temperatura de carburización (ver capítulo II). Por lo tanto, debe controlarse el potencial de Carbono en el medio ambiente para lograr el contenido de carbono deseado en la superficie del metal.

El principal objetivo de efectuar el tratamiento a altas temperaturas (arriba de 850°C) para carburizar un acero es para incrementar las velocidades de absorción y difusión, lo cual reduce el tiempo del proceso. Las velocidades relativas de absorción y difusión del carbono varían dependiendo de muchos factores. Por ejemplo, se ha estimado que tantas como 180 reacciones químicas pueden llevarse a cabo simultáneamente en una atmósfera carburizante gaseosa - (12). De todas ellas, sólo unas pocas son importantes y sólo una reacción esencialmente determina la velocidad a la cual el carbono se adiciona a la superficie del metal tratado.

El carbono se adiciona rápidamente al principio, cuando hay una gran diferencia entre el potencial de carbono de la atmósfera y el % de carbono de la superficie. Como este porcentaje aumenta, la velocidad de absorción del carbono

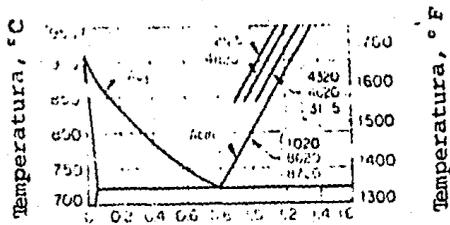
no adicional disminuye. Al principio, la cantidad de carbono difundida hacia adentro de la superficie, hacia el núcleo, es pequeña debido a que el gradiente de carbono es pequeño y por lo tanto la fuerza motora para la difusión es también pequeña. De acuerdo a como la concentración de carbono en la superficie se incrementa, de la misma manera la fuerza motriz para la difusión se incrementará.

Excepto para ciclos muy largos, las reacciones de absorción del carbono frecuentemente no llevan el mismo ritmo que las velocidades de difusión del carbono en el acero y por lo tanto la velocidad de absorción de carbono es el factor controlante durante la mayor parte del proceso de carburización. También la mayor parte del proceso se realiza bajo condiciones de no equilibrio.

Por otra parte la línea ACm del diagrama Hierro-Carbono es una gráfica de la solubilidad de carbono en la fase Austenita contra la temperatura para aceros al carbono. - El efecto de la mayoría de los elementos de aleación es para mover la línea ACm a la izquierda sobre el diagrama de equilibrio. La figura 2, la cual se derivó de experimentos de carburización, muestra los límites aproximados de las concentraciones de carbono en la superficie para un acero 1020 y para 7 grados carburizantes de aceros aleados, sobreimpuestos en una porción del diagrama Hierro-Carbono.

La carburización se lleva a cabo casi exclusivamente en aceros, y se realiza principalmente para obtener las siguientes propiedades:

- Buena resistencia al desgaste y a la abrasión en la super-



Contenido de Carbon, % p.

Fig. 2 Límites aproximados de solubilidad de Carbono en austenita para 8 aceros sobrepuestos en una porción del diagrama Fierro-Carbono.

ficie como resultado de una dureza adecuada

- Capacidad para soportar altas presiones superficiales como resultado de una adecuada resistencia a lo largo de una capa suficientemente gruesa.
- Adecuada resistencia a la fatiga como resultado de una adecuada distribución de tensiones, y
- Suficiente resistencia y tenacidad en la matriz para cumplir con los requerimientos del servicio.

La primera propiedad, resistencia al desgaste, - esta en función de la relación que guardan la dureza máxima lograda y el contenido de carbono y elementos aleantes, la cantidad de austenita retenida y la cantidad y distribución de carburos; la segunda, en la relación entre la profundidad de capa y otra vez la austenita retenida; la tercera, en la distribución de tensiones residuales resultantes del enfriamiento y transformación; y finalmente la cuarta propiedad - involucra la transformación del núcleo.

Es importante mencionar que las propiedades finales de las piezas tratadas se desarrollan por un tratamiento térmico apropiado después de la absorción y difusión de carbono.

Usualmente el tratamiento térmico posterior consiste en calentar la pieza y templarla a temperaturas elevadas, como la de carburización o alguna cercana, pero siempre arriba de la línea crítica A_{cm} . Algunas piezas son revenidas, pero otras son puestas en servicio sin necesidad de un revenido. Más adelante se estudia más detenidamente estos tratamientos.

La carburización puede hacerse en un medio ambiente donde toda la superficie de la pieza a tratar este cubierta por un compuesto sólido (carburización por empaque), en una atmósfera gaseosa (carburización gaseosa, o en un baño de sales (carburización líquida). La carbonitruración se hace en una atmósfera de carburización gaseosa modificada, introduciendo amoníaco NH_3 dentro de una atmósfera típica de carburización gaseosa.

A continuación se describen por separado cada uno de estos tratamientos, mencionando sus características más importantes, haciendo mayor énfasis en la carburización líquida, que es el tratamiento efectuado en este estudio experimental.

I.2.2 CARBURIZACION POR EMPAQUE

En este proceso las piezas que van a tratarse se empaquen en un dispositivo adecuado para la carburización, los cuales se colocan en una caja de acero. Dentro de estos dispositivos se encuentra una mezcla de compuestos energizantes o catalizadores como Carbonato de Bario Ba CO_3 o Carbonato de Sodio Na_2CO_3 , con agentes carburizantes como coque o carbón vegetal. Estas cajas se sellan y se calientan en un horno adecuado a la temperatura requerida.

La fuente de carbono es el monóxido de carbono - CO vía las reacciones



y consecuentemente el equilibrio es

$$K_t = \frac{(CO)}{(CO_2)}$$

donde K_t es una constante a una temperatura dada. Por lo tanto, el potencial de carburización esta relacionado a la relación del cuadrado del contenido de monóxido de carbono respecto al contenido de dióxido de carbono.

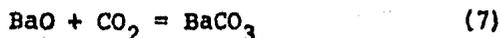
Los compuestos catalizadores alcalinos y alcalino-terreos mezclado con el agente carburante aceleran la penetración del carbono naciente:



El CO producido se descompone en todos los casos, produciéndose carbono naciente:



y entonces el óxido de Bario reacciona:



regenerándose nuevamente el catalizador.

Como las mezclas cementantes pierden su actividad con el uso, es necesario renovarlas periódicamente, siendo práctica usual preparar las mezclas utilizando de 3 a 5 partes de la usada y una de la nueva.

Las principales desventajas de la carburización por empaque son:

1. La duración de la operación, ya que es necesario calentar hasta muy altas temperaturas las cajas de cementación las cuales usualmente son de gran tamaño.
2. El elevado consumo de combustible necesario para calentar el cementante y las cajas.
3. El elevado costo de preparación y colocación de las piezas en las cajas.
4. La dificultad de temple directamente las piezas desde las cajas y por lo tanto la imposibilidad de usar dispositivos automáticos para el temple al trabajar con grandes series.
5. La irregularidad de temperaturas en el interior de las grandes cajas de cementación.
6. Falta de control de la concentración de C.

Así, este proceso el cual es de labor intensiva es inflexible en operación y tiene un pobre control de profundidad de capa y concentración de carbono.

El proceso de carburización por empaque se usa aún en alguna extensión limitada, pero donde ha sido posible se ha reemplazado por otros métodos.

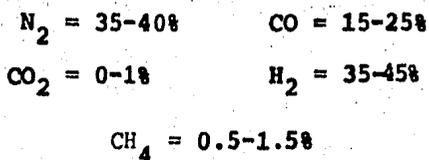
I.2.3 CARBURIZACION GASEOSA

La carburización gaseosa de piezas ingenieriles se lleva a cabo para un volumen mucho mayor de producción - respecto a los otros procesos de carburización. Con este proceso, el control de la profundidad de capa y contenido de carbono puede lograrse fácilmente por un control seguro de la composición del gas.

Los hidrocarburos son las fuentes más activas de carbono en el proceso, sin embargo, el metano y los hidrocarburos altos pirolizan a altas temperaturas y el carbono deposita tan pronto como su concentración esta en exceso de la requerida para saturar el acero y por lo tanto se usan raramente sin diluirse.

Preferiblemente los hidrocarburos, como el metano o el propano, se agregan a un gas acarreador, el cual puede no tener capacidad carburizante, por ejemplo el Nitrogeno, aunque comunmente el gas acarreador tiene una cierta capacidad carburante, así por ejemplo, en la Gran Bretaña - el gas acarreador usualmente es de tipo endotérmico y frecuentemente se produce de un grado especial de propano líquido de alta pureza (13).

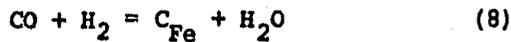
La composición típica del gas endotérmico generado por la descomposición catalítica del propano puede ser:



En Europa y USA se genera un gas similar, normalmente a partir del gas natural, el cual por lo general es metano. Las atmósferas endotérmicas son particularmente atractivas debido a su capacidad para proporcionar un efecto carburizante. Además se ha mostrado que la acción carburizante



se acelera por la presencia de Hidrógeno en la atmósfera endotérmica

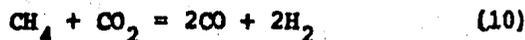


Es esta reacción básica la que permite al potencial de carburización estar relacionado con el punto de rocío de la atmósfera, el cual puede usarse para controlar la reacción de carburización.

La adición de hidrocarburos al gas acarreador base incrementa la cantidad de carbono el cual puede proporcionarse por la atmósfera por decrecimiento del punto de rocío



y decrecimiento del dióxido de carbono



además de permitir que la siguiente reacción se lleve a cabo



Un método alternativo de carburización gaseosa - que involucra los mismos principios básicos de control de potencial de carbono y de su adecuabilidad, es el método - "Drip-Feed" (alimentación gota a gota) (14).

En este proceso un compuesto adecuado consistente de hidrocarburos oxigenados, tales como alcoholes, glicoles y ketones en combinación con hidrocarburos tales como el benzeno se alimenta en forma goteada dentro del horno, - donde se volatiliza rápidamente para producir una atmósfera carburizante que contiene dióxido de carbono, monóxido de carbono, metano y vapor de agua y por lo tanto la carburización puede llevarse a cabo de acuerdo a las reacciones mencionadas anteriormente.

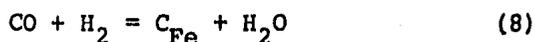
Hasta hace poco se creía que dentro de la carburización gaseosa el contenido de carbono superficial alcanzaba rápidamente el valor correspondiente al potencial de carbono de la atmósfera gaseosa y que la difusión de carbono en el acero era el parámetro determinante.

El trabajo experimental de Gunnarson (15) ha mostrado que esta situación no es la real y que el contenido de carbono superficial se incrementa continuamente durante el proceso, característica que han confirmado Dawes y Trauter (16) y que se muestra en la figura 3.

Además Collin, Gunnarson y Thulin (17, 18) han demostrado que las reacciones químicas que se lleva a cabo en la superficie son el parámetro determinante durante la -

carburización gaseosa con atmósferas endotérmicas enriquecidas.

Este proceso de carburización por lo tanto puede analizarse por las 3 reacciones siguientes:



donde la acción carburizante de cada reacción es independiente una de otra así como también para la acción total de la atmósfera.

Calculos realizados (19) muestran que el coeficiente de velocidad de reacción para las reacciones (2) y (11) - son menores en dos órdenes de magnitud en comparación con el coeficiente de velocidad para la reacción (8).

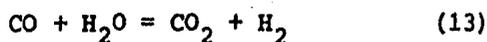
Las implicaciones de estas observaciones sobre el control de la carburización gaseosa bajo condiciones de producción son muy significativos y requieren que el potencial de carbono de una atmósfera se defina, como se acepta generalmente en la industria de los tratamientos térmicos, como el porcentaje en peso de carbono en el Fierro después de ser tratado en una atmósfera específica hasta que, para todos los propósitos prácticos, esto pueda considerarse "equilibrado".

Revisando la velocidad determinada de la reacción (8), muestra que el potencial de carburización o el porcenta

je de carbono en equilibrio esta relacionado a la relación de las presiones parciales como sigue

$$\frac{p_{H_2O}}{p_{H_2} \cdot p_{CO}} \quad (12)$$

Sin embargo, la reacción gas-agua, la cual es la más rápida de las reacciones en el horno, mantiene el equilibrio entre CO, H₂, H₂O y CO₂ de acuerdo con la siguiente reacción



Esta reacción es muy importante debido a que mantiene también la relación entre las relaciones

$$\frac{p_{CO_2}}{p_{CO}} \quad (14)$$

y

$$\frac{p_{H_2O}}{p_{H_2}} \quad (15)$$

las cuales, como puede observarse de las reacciones (8) y (13), son un reflejo del potencial de carburización de la atmósfera dentro del horno.

La variación del contenido de Hidrógeno y monóxido de carbono con respecto a la composición del gas endotérmico y a la atmósfera del horno es muy pequeña en comparación con los cambios en el contenido del dióxido de carbono y del vapor de agua, por consiguiente estos dos últimos parámetros se usan frecuentemente como medios de control de

producción (16).

La relación entre dióxido de carbono, punto de rocío y potencial de carbono o porcentaje de carbono en equilibrio en hierro esencialmente puro se puede ver en la figura 4 (16).

Cuando se tienen elementos de aleación presentes en el hierro el potencial de carburización efectivo de la atmósfera se incrementa si dichos elementos tienden a formar carburos más estables que el Hierro, como por ejemplo Cromo, Manganeso, Molibdeno, Vanadio, Tungsteno. Mientras que aquellos elementos que no tienden a formar carburos fuertemente tales como Silicio y Niquel, decrecen el nivel efectivo de carbono en el equilibrio.

Entonces, cuando se requiera una gran resistencia al desgaste de parte de un acero aleado, es necesario realizar el ajuste apropiado a la atmósfera carburizante gaseosa para asegurar la máxima dureza superficial posible. Esto puede hacerse cuando la técnica descrita por Dawes y Tranter (16).

A través de los años se han realizado proposiciones alternativas al proceso de carburización gaseosa normal, con el fin principalmente de mejorar técnicamente este proceso y abatir costos de producción. Enseguida se mencionan algunos de esos procesos:

- Carburización utilizando una atmósfera de Metano-Nitrógeno (20, 21).

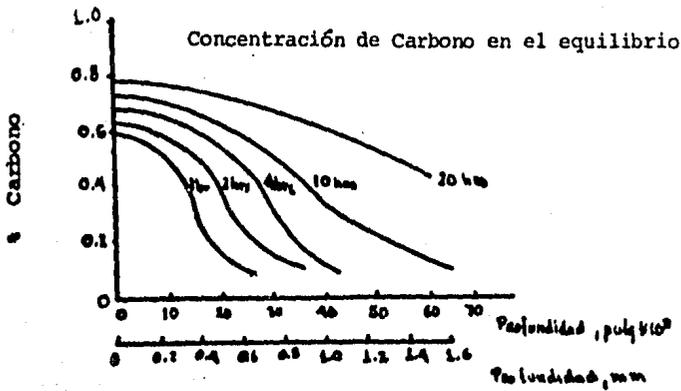


Fig. 3. Incremento del contenido de carbono superficial como función del tiempo de carburización en gas.

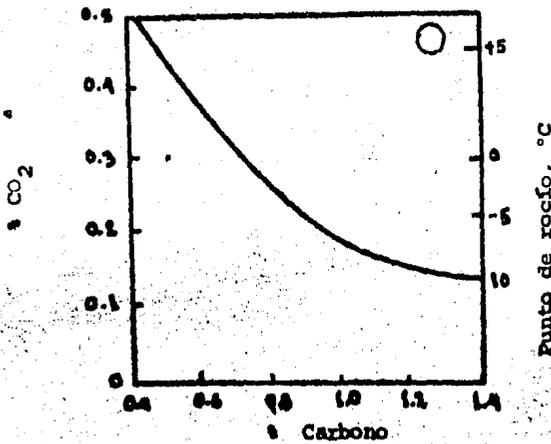


Fig. 4. Relación entre el contenido de --- carbono, y el porcentaje de dióxido de carbono CO_2 y el punto de rocío.

- Tratamiento de carburización a presión subatmosférica - (22, 23).
- Carburización en cama fluidizada (24, 25, 26).

En la carburización gaseosa es frecuente efectuarla en dos fases: la primera fase de carburización a temperatura elevada en atmósfera muy carburante, y una segunda fase de difusión, a más baja temperatura en atmósfera neutra o ligeramente carburante para conseguir una correcta distribución de carbono en la capa cementada. Estos tratamientos se discutirán más ampliamente en el capítulo correspondiente al tratamiento térmico de las piezas tratadas.

En la actualidad la carburización gaseosa es el método de endurecimiento superficial más empleado en grandes talleres, fábricas de automóviles, motocicletas, etc. donde se preparan cantidades muy importantes de piezas carburadas.

I.2.4 CARBONITRURACION

En este tratamiento, además de carbono, se introduce Nitrógeno dentro del acero mediante un proceso de difusión en el campo austenítico en un medio líquido o gaseoso, siendo este último el más utilizado.

El contenido intersticial total de la superficie

para el tratamiento será una función de ambos potenciales: - de carburización y de nitruración, aunque la interrelación - de este potencial no esta entendida adecuadamente. Actualmente se encuentran realizando estudios a este respecto (27).

El Nitrógeno es un elemento estabilizador de la austenita, más efectivo que el Carbono y abate la temperatura eutectoide hasta 590°C cuando se tiene un 2.34% en peso de Nitrógeno en solución sólida. Consecuentemente la carbonitruración puede realizarse a temperaturas inferiores que las del tratamiento de carburización.

La adición de Nitrógeno en la superficie de las piezas tratadas incrementa considerablemente la templeabilidad de la capa y permite un máximo endurecimiento, por consiguiente una máxima resistencia a la abrasión.

La carbonitruración gaseosa involucra una modificación simple del proceso de carbonitruración gaseosa. - Esta es la introducción de amoníaco dentro de la atmósfera carburizante. Debe tenerse mucho cuidado en el proceso de carbonitruración gaseosa para evitar excesos de austenita - retenida ya que esto puede acarrear ablandamientos de la superficie y por lo tanto una pérdida asociada de la resistencia a la abrasión. Desafortunadamente, los sistemas de control de atmósfera aún no están tan bien desarrollados para realizar esta tarea como los de carburización y se han utilizado métodos empíricos para su realización.

La práctica recomendada generalmente es realizar el tratamiento con la menor cantidad posible de amoníaco que

dé la suficiente templabilidad a las piezas para endurecer lo máximo después de un temple en aceite. Esto ocurre normalmente en el rango de 3-8% de amoníaco. El exceso de amoníaco en la atmósfera de carbonitruración conduce a la precipitación en los límites de grano, lo cual puede afectar adversamente a las propiedades mecánicas de las piezas tratadas mediante este proceso.

Se suele emplear un gas portador que se obtiene al quemarse incompletamente el gas natural. Una composición normal de un gas portador es la siguiente: CO= 21%, H₂= 40%, CH₄= 1%. El resto es nitrógeno y trazas de dióxido de carbono, Oxígeno y vapor de agua.

Este gas después de depurarlo, como los que se emplean para la carburización gaseosa, puede utilizarse mezclado con amoníaco puro o con amoníaco y pequeñas cantidades de hidrocarburos con objeto de producir en cada caso las cantidades de Carbono y Nitrógeno necesarias para que se formen capas periféricas de dureza conveniente. La cámara del horno debe estar bien aislada del exterior para que no se modifique la composición de los gases que hay en su interior.

Con la adición de hidrocarburos se consiguen muy altos contenidos de carbono. Sin embargo, deben de cuidarse estas adiciones ya que el exceso de hidrocarburos suele producir Hollin, que es muy perjudicial debido a que retarda la carbonitruración.

Esiste un proceso llamado "Chapmanizing" semejante al carbonitrurado. Consiste en cianurar las piezas en -

un baño de sales por el cual se hace pasar una corriente de amoníaco. De esta forma se consigue en la periferia de las piezas un elevado contenido de Nitrógeno y una dureza extra ordinaria.

La duración del tratamiento varía de 30 minutos a tres horas; se emplean temperaturas de 750°C a 850°C y se obtienen capas carbonitruradas de 0.1 a 0.6 milímetros de espesor. La composición del baño empleado es: 35% de cianuro sódico, 20% de cianuro potásico, 20% de carbonato sódico y 20% de carbonato potásico.

CAPITULO II

CARBURIZACION LIQUIDA

La carburización líquida es un método para el endurecimiento del acero o hierro mediante la elevación de la temperatura del material arriba de la línea crítica AC1 del diagrama Fe-C en un baño de sales cianuradas fundidas de tal manera que el carbono difunde desde el baño hacia el metal produciendo una capa comparable con la obtenida en un proceso de carburización gaseosa, con una atmósfera que con tenga algo de amoniaco.

La carburización líquida puede distinguirse de la cianuración (la cual se lleva a cabo en un baño con alto contenido de cianuros, es decir, en mayor porcentaje que el de la carburización líquida) por el carácter y composición de la capa producida. La capa de cianuración es mayor en el contenido de Nitrógeno y menor en el contenido de Carbono, mientras que en la carburización líquida sucede de manera inversa. Las capas de cianuración rara vez tiene profundidades mayores de 0.25 mm; los baños carburizantes proporcionan profundidades de capa del orden de 6 mm, aunque la carburización líquida también puede emplearse para obtener capas finas utilizando baños a temperaturas menores (28).

II.1 TIPOS DE BAÑOS

La capa fina y capa profunda, son términos arbitrarios que se han asociado con las aplicaciones de la carburización líquida. Hay necesariamente algunas coincidencias en las composiciones del baño para los dos tipos de capa. - En general se tienen dos tipos de baño que se distinguen más por su temperatura de operación que por la composición del - baño, por lo que los términos "baño de baja temperatura" y "baño de alta temperatura" son los más usados. Enseguida - mencionamos particularidades de estos baños, aunque posterior- mente hablaremos más en detalle de las sales para carburiza- ción líquida.

II.1.1 BAÑOS DE SALES, BAJA TEMPERATURA (CAPA FINA)

Son aquellos que operan generalmente en un ran- go de temperatura de 840° a 900°C. Este tipo de baño es el más apto para producir capas de 0.075 a 0.75 mm. de profun- didad.

En la tabla I se enlistan los constituyentes que forman este tipo de baños, así como las cantidades relativas de cada uno de ellos. Estos baños operan con una cubierta - de carbón protector y difieren de los baños de cianuración en la predominancia del carbono producido en la capa.

CONSTITUYENTE	COMPOSICION DEL BAÑO %	
	Capa fina Baja Temperatura (845° a 900°C)	Capa profunda Alta temperatura (900° a 955°C)
Cianuro de Sodio	10 a 23	6 a 16
Cloruro de Bario	---	30 a 55
Sales de Metales de Tierras alcalinas (a)	0 a 10	0 a 10
Cloruro de Potasio	0 a 25	0 a 20
Cloruro de Sodio	20 a 40	0 a 20
Carbonato de Sodio	40 máx.	30 máx.
Otros aceleradores - que no tengan metales de tierras alcalinas (b)	0 a 5	0 a 2
Cianato de Sodio	1 máx.	0.5 máx.
Densidad de la sal fundida	1760 kg/m ³ a 900°C	2000 kg/m ³ a 925°C

(a) Los Cloruros de Calcio y Estroncio se han utilizado. El Cloruro de Calcio es el más efectivo, pero su naturaleza hidrosfópica ha limitado su uso.

(b) Entre estos aceleradores están el Dióxido de Manganeso, Óxido de Boro, Fluoruro de Sodio y Carburo de Silicio.

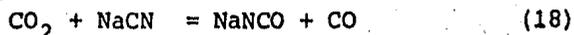
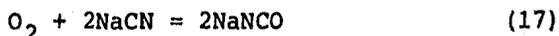
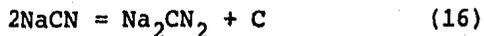
TABLA I. COMPOSICION DE LOS BAÑOS PARA LA CARBURIZACION LIQUIDA DE TIPO CIANURADO.

Sin embargo, si la capa protectora de carbono es muy delgada en uno de estos baños, el contenido de Nitrógeno en la capa producida se incrementa, esto se debe a que la oxidación de cianuro a cianato aumenta en la superficie y, como es conocido, el cianato es la fuente de Nitrógeno en los procesos de nitruración líquida (29). Los baños cianurados producen capas con una profundidad aproximada de 0.127 mm. a 0.254 mm. que contienen Nitrógeno en cantidad apreciable.

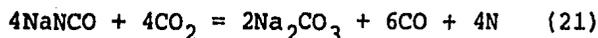
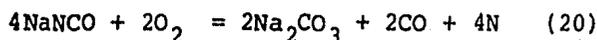
La química del baño de baja temperatura es compleja. De los productos finales e intermedios formados se hace evidente que son varias las reacciones que ocurren simultáneamente, dependiendo de ellas de la composición del baño.

Entre los productos finales e intermedios encontramos los siguientes: Carbono (C), carbonatos alcalinos (Na_2CO_3 ó K_2CO_3), Nitrógeno (N_2 ó 2N), monóxido de carbono (CO), dióxido de carbono (CO_2), cianuros (NaCN ó $\text{Ba}(\text{CN})_2$), y Cianato (NaNCO).

Algunas de las reacciones más importantes involucran sólo una pequeña fracción de la composición del baño. Entre estas reacciones están los cianuros transferibles y la formación de cianatos:

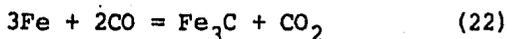


Las reacciones que influyen el contenido de cianatos proceden como sigue:



Las reacciones 20 y 21 agotan la actividad del baño y conducen a una eventual pérdida en la efectividad del baño carburizante, a menos que se tenga un adecuado abastecimiento de regeneración. Las reacciones 16 y 18 son parcialmente reversibles.

Las reacciones que producen CO y C son benéficas para obtener la capa carburada, de acuerdo con las siguientes reacciones:



Los baños carburantes de baja temperatura usualmente operan con contenidos de cianuros mayores que los baños de altas temperaturas. El contenido de cianuro que se muestra en la tabla II nos daría una capa con densidad de carbono equivalente en gran parte a la composición eutectoide en una operación de carburizado normal. Si se desea obtener una concentración de carbono hipoeutectoide el tratamiento debe realizarse a la mínima temperatura del rango dado. Por el contrario, si deseamos una concentración hiper-eutectoide, se debe de operar a la máxima temperatura de dicho rango.

TEMPERATURA (°C)	CIANURO DE SODIO (NaCN), %		
	Mínimo	Preferido	Máximo (a)
815	14	18	23
843	12	16	20
871	11	14	18
899	10	12	16
927	8	10	14
955	6	8	12

(a) El límite máximo se basa en la economía. Si se excede el 30% de cianuro de sodio hay peligro de que éste se disocie, con producción de una nata de carbono acompañada de espuma. Para corregir tal condición, la temperatura del baño debe disminuirse y el cianuro de sodio debe ajustarse al valor preferido.

TABLA II. RELACION DE LA TEMPERATURA DE OPERACION AL % DE NaCN EN BAÑOS CIANURADOS

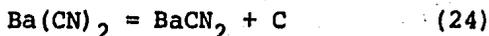
II.1.2 BAÑOS DE SALES, ALTA TEMPERATURA (CAPA PROFUNDA)

Usualmente operan en el rango de temperatura de 900° a 960°C. Dicho rango puede ampliarse, pero si se opera a temperaturas menores, la velocidad de penetración del carbono es muy baja, y a temperaturas mayores se acelera marcadamente el deterioro del baño y del equipo.

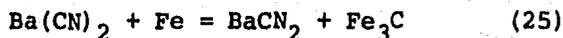
Sin embargo, si se desea una penetración de carbono bastante rápida, debe operarse entre temperaturas de -980°C-1040°C.

En este tipo de baños se pueden obtener capas - de 0.5 mm. a 3.05 mm. de profundidad, aunque en algunos casos pueden obtenerse capas hasta de 6.4 mm. No obstante, - el uso más importante de este tipo de baños es para desarrollo rápido de capas con una profundidad de 1.01 mm. a 2.03 mm.

Estos baños consisten de cianuros y una proporción mayor de cloruro de Bario, con o sin aceleración suplementaria de otras sales de metales alcalino-terreos (Tabla I). Las reacciones de los baños de baja temperatura se cumplen en cierto grado para este tipo de baños; sin embargo, en los baños de alta temperatura la reacción principal es - la llamada "transferencia de cyanamide", la cual es reversible



En presencia de Hierro la reacción es:



Las capas producidas en este tipo de baños consisten esencialmente de carbono disuelto en Hierro. También - existe suficiente Nitrógeno naciente el cual produce una película superficial conteniendo nitruros, la cual aumenta la resistencia al desgaste y también resiste el revenido si la pieza carburada se reviene. Este Nitrógeno naciente es de - la forma atómica 2N, más que N₂.

II.1.3 CARBURIZACION LIQUIDA EN BAÑOS SIN CIANUROS

El uso de sales fundidas en la carburización, - que contienen un grado especial de carbono (como fuente de carbono) ha ido en aumento en cuanto a su uso comercial.

Mediante la agitación mecánica de este tipo de baños de sales, se dispersan pequeñas partículas de carbono; ésto se logra instalando uno o más agitadores de hélice dentro del baño, ocupando solo una fracción de éste.

Las reacciones químicas involucradas en este tipo de baños, aún no estan bien entendidas, pero se piensa - que el monóxido de carbono involucrado se adsorbe sobre las partículas de carbono. El monóxido de carbono se genera por la reacción entre el carbono y los carbonatos, los cuales están presentes en apreciable cantidad en la sal fundida. Se presume que el monóxido de carbono adsorbido reacciona con la superficie del acero de la misma manera que sucede en los procesos de carburización gaseosa y carburización sólida.

Las temperatura de operación de este tipo de - baños, son generalmente mayores que las usadas en los baños tipo cianuro. El rango de 900 a 955°C es el más comunmente usado. Las operaciones a temperaturas menores de 870°C no son recomendadas, ya que inclusive pueden propiciar la des-carburización del acero.

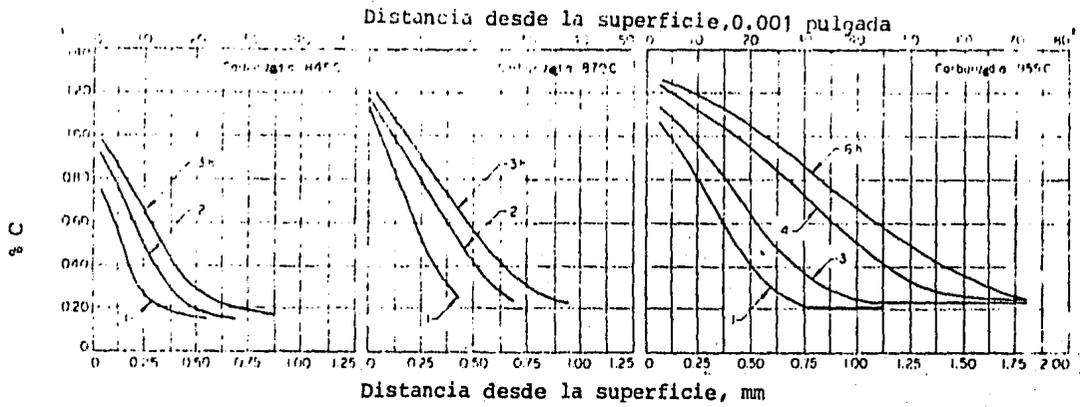
Las profundidades de capa y los gradientes de carbono producidos en estos baños son del mismo orden que los - producidos en los baños tipo cianuro de alta temperatura (figuras 5, 7 y 8), pero una diferencia importante es que los -

aceros tratados en estos baños son cianurados, no presentan Nitrógeno en la capa producida.

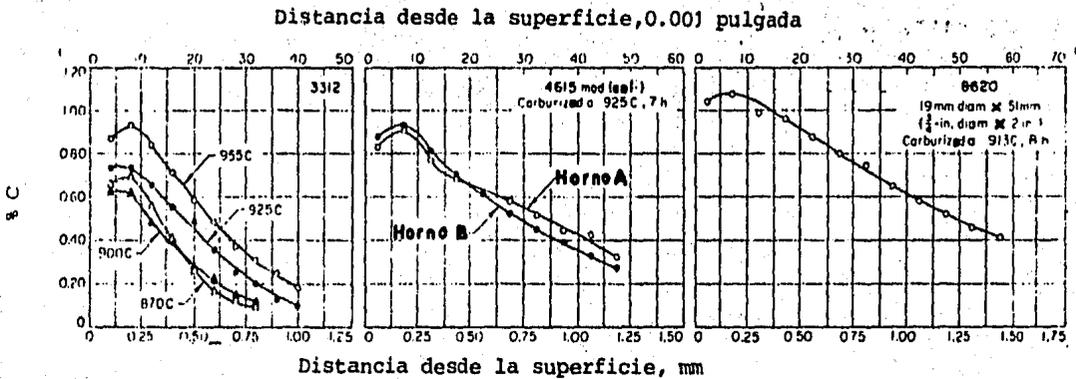
Las temperaturas superiores a los 955°C producen una penetración más rápida de carbono sin que se afecte adversamente este baño no cianurado. La deteriorización del equipo es el único factor que limita la temperatura de operación.

II.2 GRADIENTES DE CARBONO

La figura 5 muestra gradientes de carbono producidos por carburización líquida en baños de baja y alta temperatura en barras de acero 1020 a 843°, 871° y 954°C a varios tiempos. También se encuentran gradientes de carbono para 2 aceros aleados forjados (3312 y 8620) y un acero aleado de colada (4615 modificado). El acero 8620 se austenizó a 840°C y se le templó en aceite a 55°C. Mientras que el acero 4615 se austenizó a 790°C, se templó en baños de sales a 190°C durante 3 minutos y finalmente se enfrió al aire.



a) Acero al Carbono 1020. Diámetro = 25mm



b) Aceros aleados 3312, 4615 modificado y 8620.

Fig. 5 Gradiente de Carbono producido por la carburización líquida:

- a) Aceros al Carbono.
- b) Aceros aleados.

II.3 PENETRACION AL CARBONO

La carburización líquida esta determinada principalmente por la temperatura del tratamiento y la duración - del ciclo de carburización, mientras que los efectos debidos a la composición del acero son relativamente menores.

Una fórmula simple para estimar la profundidad - de capa obtenida en la carburización líquida es:

$$c = k \sqrt{t} \quad (26)$$

en donde:

c= profundidad de capa en pulgadas.

k= constante, la cual representa la penetración en la primera hora de tratamiento.

t= tiempo de tratamiento en horas.

Los valores de 'k' a diferentes temperaturas son:

0.012 pulgadas = a

0.018 pulgadas = a

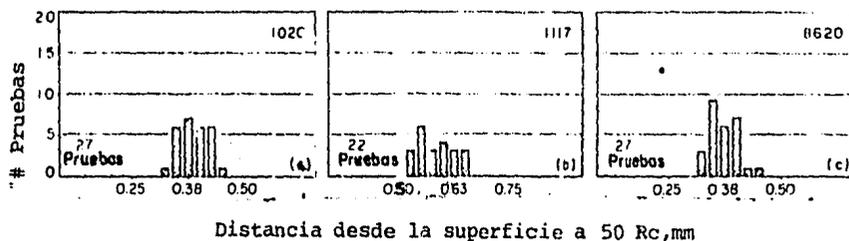
0.025 pulgadas = a

II.4 CONTROL DE LA PROFUNDIDAD DE CAPA

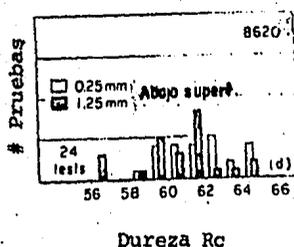
El grado de uniformidad de la profundidad de capa obtenida en operaciones de producción normal se indica - en la figura 6 con datos relacionados a los aceros 1020, 1117 y 8620 obtenidos con especímenes de control del proceso. - En esta figura se muestra la profundidad de la capa, como una función de la distancia desde la superficie, en términos de una dureza de 50 Rc o mayor. Estos datos nos indican que - las variaciones en la profundidad de la capa pueden mantenerse en un rango estrecho, si se emplean los procesos de carburización controlados.

La profundidad de capa, a la cual tenemos una dureza de 50 Rc en el acero 1117, se obtuvo de igual manera - en los aceros 8620 y 1020, sólo que en el primer acero la - temperatura de carburización fue de 900°C y en los otros dos fue de 855°C.

Los datos presentados en la cuarta carta de la figura indican el grado de dureza obtenido a profundidades de 0.254 mm y 1.27 mm. desde la superficie en un acero 8620 después de ser carburizado en sales fundidas. Estos datos basados en 24 pruebas indican que existe una ligera dispersión en durezas a 1.27 mm. que a 0.254 mm desde la superficie. Cabe aclarar que los datos presentados en la figura 6 - son de ciclos de carburización de 2 y 2.5 horas, en un rango de temperaturas de 855 a 900°C. Mientras que en la figura 9 los datos presentados son de ciclos de tiempo mucho mayores (9.5 horas) a temperaturas mayores (930°C).



- a) Datos de muestras de 11 mm de diam. X 6.4 mm, carburizadas 2 horas a 857°C, temple en salmuera y revenido a 150°C.
- b) Datos de muestras de 15.9 mm de diam. carburizadas 2 horas a 900°C y temple en salmuera.
- c) Datos de muestras de 12.7 mm de diam. X 6.4 mm, carburizadas 2 horas a 857°C; temple en aceite y refrigerado a -85°C.



- d) Datos de muestras de 19 mm de diam. X 51 mm, carburizadas 2.5 horas a 913°C, y temple en agua.

Fig. 6 Datos comparativos de profundidad y dureza de capa obtenidos en un proceso controlado de carburización líquida con tres aceros diferentes.

En la figura 7 se encuentran datos adicionales sobre la profundidad de capa obtenida en diez diferentes aceros como función del tiempo y la temperatura. Con estos datos se aportan varios criterios los cuales se aplican para evaluar la profundidad de capa, como por ejemplo: profundidad de capa para dureza mínima, contenido de carbono y contenido de perlita.

II.5 GRADIENTES DE DUREZA

Estos gradientes están asociados con el gradiente de carbono, esto es, existe una variación en la dureza de la muestra tratada a diferentes distancias desde la superficie. En la figura 8 se muestran los gradientes de dureza obtenidos en aceros al carbono y de baja aleación e ilustran la influencia de la temperatura de carburización, tiempo de carburización, temperatura de temple y medio de temple.

En la figura 8 se encuentran las gráficas de gradientes de dureza para los aceros 1020, 4620 y 8620 tratados durante 2, 4, 8, 15, 20 y 40 horas. Todas las piezas se enfriaron al aire desde la temperatura indicada (871, 898 y 926°C), se recalentaron en sal neutra a 845°C y se templaron en sal fundida a 182°C. Observando detalladamente estas gráficas, logramos ver que la profundidad de capa en la dureza máxima es progresivamente mayor en los aceros aleados confor

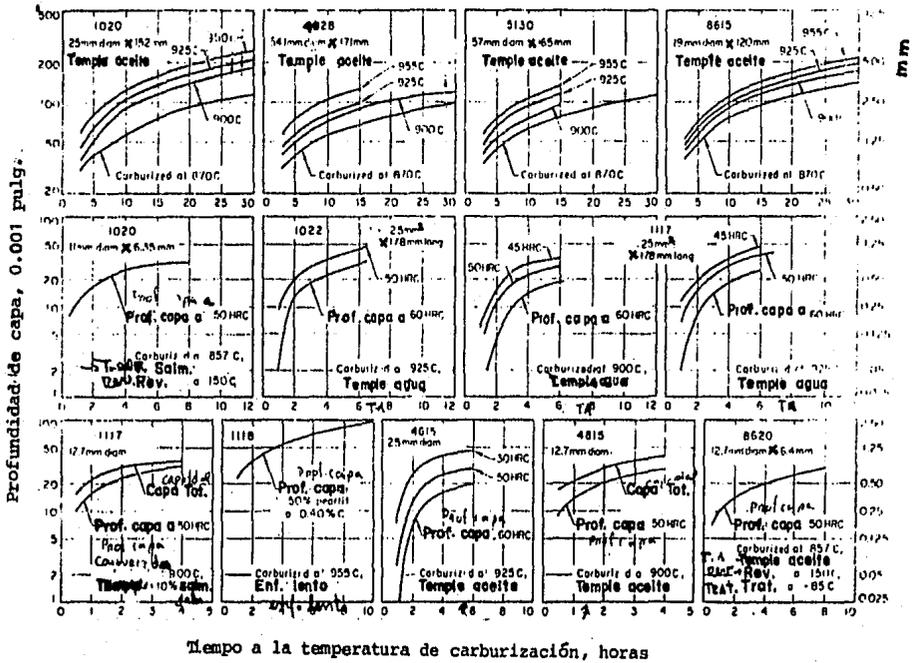
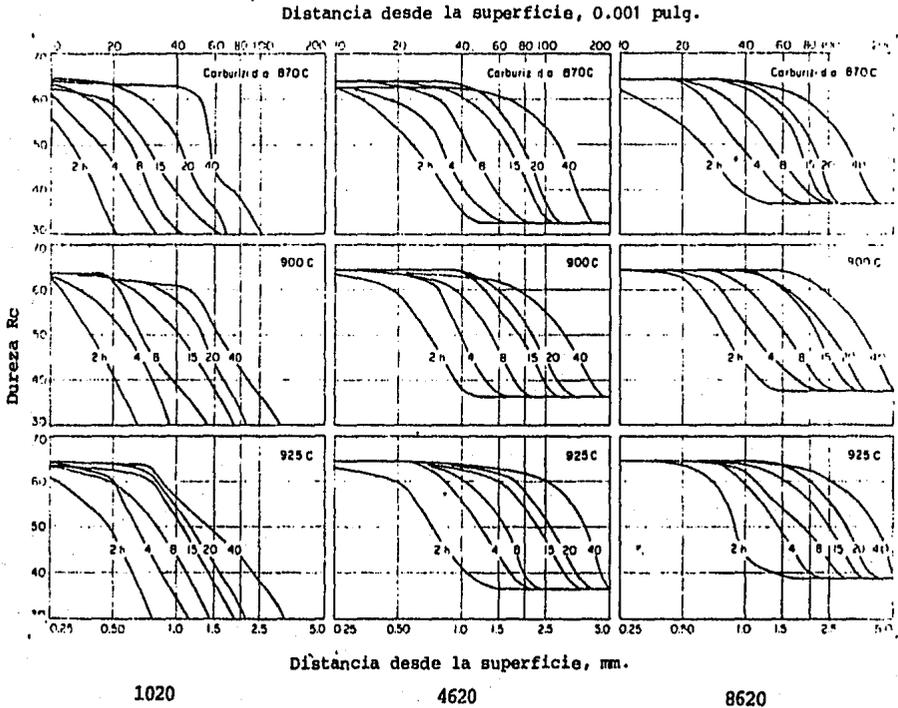
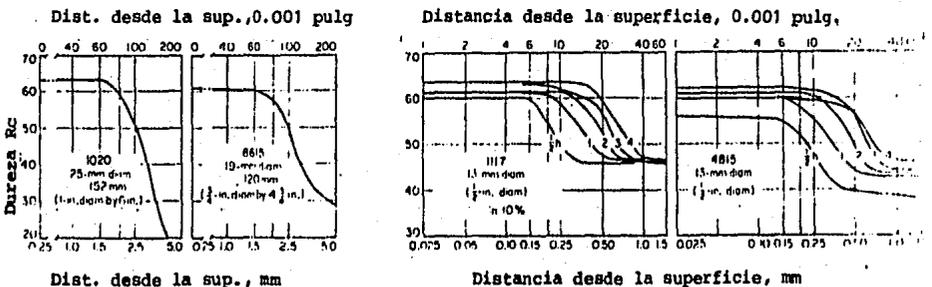


Fig. 7 Efecto del tiempo y la temperatura sobre la profundidad de capa en la carburación líquida.



a) Muestras de 19 mm de diám. X 51 mm, carburizadas, enfriadas al aire, recalentadas en sal neutra a 843°C, y templadas en sal a 182°C.



b) Carburizadas a 925°C X 15 horas

c) Carburizadas a 900°C

Fig. 8 Gradientes de dureza en aceros al carbono y aleados mostrando los efectos de la temperatura y tiempo de carburización.

me se incrementa el tiempo y la temperatura. No sucede lo mismo en las gráficas del acero 1020, en las cuales las curvas se acortan con dichos incrementos.

En la misma figura 8 además aparecen unas gráficas que indican los resultados obtenidos al carburizar a 900 °C los aceros 1117 y 4815 por períodos de tiempo de 30 minutos a 4 horas. El acero 4815 fue templado en aceite y el acero 1117 fue templado en salmuera al 10%.

La figura 9 nos indica las variaciones normales de penetración de dureza que existe en la práctica sobre cinco diferentes aceros. Aunque las durezas superficiales obtenidas en los cinco aceros son similares, la profundidad de la dureza varía dependiendo del contenido de aleantes de cada acero. Esto puede verse si tomamos por ejemplo, el endurecimiento de estos aceros a 1.01 mm de profundidad: un acero 1020 no puede mantener una dureza mínima de capa de 60 Rc a esta profundidad, mientras que en un acero 1113 (0.7-1.0% Mn) ésto se logra algunas veces y casi siempre se logra con los aceros 1117 (1.0-1.3% Mn), un 4615 ó un 8620.

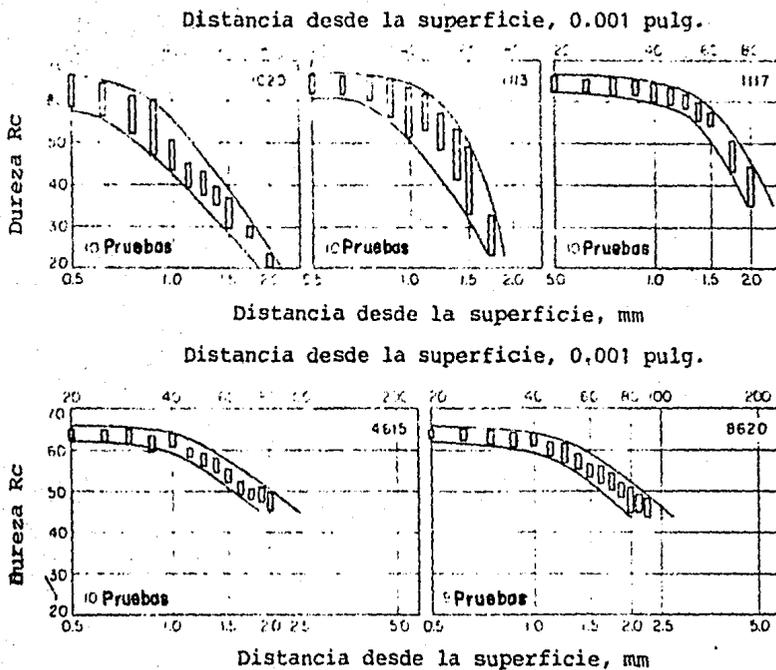


Fig. 9 Gradientes de dureza de capa, mostrando dispersión de resultados de variaciones normales.

II.6 INSPECCION Y CONTROL DE CALIDAD

El control de calidad de las capas producidas en la carburización líquida, al igual que en los demás tipos - de carburización, se controla a diferentes grados, dependiendo de las condiciones requeridas de la pieza tratada al ponerse en servicio.

Algunas de las técnicas de control de calidad, como la medición de dureza superficial y las mediciones electromagnéticas, tienen la ventaja de ser pruebas no destructivas.

En el caso de las técnicas de control de calidad destructivas es necesario casi siempre maquinarse o destruir - la pieza de prueba, o la misma prueba de calidad le confiere a la pieza propiedades indeseables, como por ejemplo, una huela profunda de la prueba de dureza, la cual actúa como un - elevador de tensiones.

Sin embargo, estas pruebas son muy utilizadas en la industria, por lo que frecuentemente se tratan simultáneamente junto con las piezas de trabajo a las "piezas testigo", sobre las cuales se realizan los ensayos de control de calidad.

La mayoría de las veces el control de calidad de las piezas carburizadas se evalúa mediante la medición de la profundidad de capa producida y de la dureza superficial. - En la medición de la profundidad de capa se usan mucho las - evaluaciones sobre gradientes de dureza y composición, microestructura de la capa o medidas del espesor de la capa produ

cida; también existen métodos que utilizan propiedades electromagnéticas para esta evaluación. Enseguida describimos más detalladamente éstos procedimientos.

II.6.1 MEDICION DE LA PROFUNDIDAD DE CAPA

En la medición de la profundidad de capa producida por la carburización líquida, y en general por cualquier tratamiento termoquímico, es esencial para el control de calidad del proceso disponer de un método seguro y reproducible. Esto es muy importante para la evaluación de las piezas de trabajo, las cuales deben de cumplir con las especificaciones requeridas. Además estos métodos, pueden utilizarse para un adecuado análisis de fallas de las piezas trabajadas.

Actualmente existen varios métodos recomendables para la evaluación de capa producida; éstos se clasifican en tres tipos generalmente:

- a) Propiedades mecánicas
- b) Composición química
- c) Métodos visuales

Debido a que cada método no necesariamente toma medidas en las mismas secciones de la capa carburizada, es necesario especificar el método de evaluación utilizando; - de lo contrario se puede prestar a confusiones y por consi-

guiente a errores. Es por esto que expresiones tales como "profundidad de capa total", "profundidad de capa efectiva a 50 Rc" y "profundidad de capa a 0.4% de carbono", no pueden ser malinterpretadas y son comunes en una buena práctica ingenieril. Las anteriores expresiones se han reconocido como estandares en toda la industria.

Profundidad de capa total

Es la distancia medida, perpendicular a la superficie de una capa endurecida o no endurecida a un punto en el cual las diferentes propiedades químicas o mecánicas de la capa y el núcleo no pueden distinguirse claramente. En cuanto al contenido de carbono, la profundidad de capa total se considera la distancia desde la superficie al punto más lejano donde el contenido de carbono es 0.04% mayor que el contenido de carbono del núcleo.

Profundidad de capa efectiva

Es la distancia perpendicular desde la superficie de una capa endurecida al punto más lejano que tenga una dureza de 50 Rockwell c. La profundidad de capa efectiva debe

determinarse siempre en piezas que tengan un tratamiento térmico representativo similar a la pieza bajo consideración.

Entre los métodos utilizados para la evaluación de la capa, cada uno de ellos tiene una área primaria de aplicación, establecida a través de la práctica. Ninguno de ellos es adecuado para todos los propósitos.

Debe estarse consciente de que puede haber variaciones en las profundidades de capa evaluadas por diferentes métodos, y que éstas variaciones pueden llegar a ser muy grandes. Sin embargo, a esta contribuyen muchos otros factores como son: características de la capa, composición del acero, y condiciones de temple. Por lo tanto es importante que el método utilizado para la evaluación de una capa sea cuidadosamente seleccionado sobre la base de requerimientos específicos y sobre la economía.

Enseguida se describen meticulosamente cada uno de los métodos (mecánicos, visuales y químicos) que se utilizan para la medición de capa.

II.6.1.1 Métodos Mecánicos

a) Prueba de dureza: Existen tres diferentes métodos de prueba de dureza para la evaluación de aceros carburizados:

1) Mediciones de dureza superficial tomadas con, por lo me-

nos, dos diferentes cargas, tales como la Rockwell c y la dureza Rockwell 15-N superficial.

- 2) Pruebas con la dureza Rockwell 15-N superficial sobre pasos escalonados debajo de la superficie a profundidades significantes.
- 3) Mediciones de microdurezas escalonadas en una sección transversal, a través de la zona carburizada.

Las pruebas que miden profundidades de penetración del indentador, tales como la prueba Rockwell, por lo general no dan medidas de dureza seguras a profundidades menores de 0.075 mm aproximadamente debajo de la superficie. Esto se debe a que con la carga aplicada (150 kg) sobre la superficie de la pieza, el núcleo blando de dicha pieza se deformará y el valor de dureza obtenido no representará la verdadera dureza superficial. Cuando se requiere una dureza superficial máxima, como en aplicaciones de desgaste por ejemplo, las decarburizaciones que pudieran estar presentes debido a un inadecuado tratamiento térmico posterior, y que sean menores a 0.075 mm de profundidad no pueden detectarse mediante esta prueba. La determinación en este caso requiere de un ensayo de microdureza.

Quando se tienen capas muy delgadas es necesario emplear un método de dureza que utilice una carga más pequeña. Esta dureza puede ser la Rockwell 15-N, la cual ocupa una carga de 15 kg. Esta dureza emplea el mismo cono de diamante que el utilizado en la prueba Rockwell c como indentador. Esta prueba se utiliza para piezas con secciones delgadas o en aceros con capas endurecidas, donde la capa superficial es menor de 0.5 milímetros de espesor.

El uso de la prueba de microdureza sobre la sección transversal a lo largo de la zona carburada es el más seguro de los métodos de dureza para evaluar el control de carbono. Con este método cada una de las huellas realizadas está soportada por metal de la misma composición. Las variaciones en el contenido de carbono que afectan la dureza pueden detectarse desde una profundidad de 0.06 mm debajo de la superficie. Este es el método preferido para medir la profundidad de capa efectiva y para determinar la profundidad de capa total de capas delgadas (hasta de 0.25 mm).

Cuando se utilizan las pruebas de dureza para evaluar el porcentaje de carbono, debe recordarse que la máxima dureza de temple se alcanza con un contenido de carbono de 0.7% de carbono aproximadamente en aceros al carbono y que este porcentaje disminuye en aceros aleados, dependiendo del tipo y la concentración de los elementos aleantes presentes. Si el contenido de carbono es muy superior al requerido para producir la máxima dureza, estas medidas de dureza no son adecuadas para evaluar el porcentaje de carbono de la capa.

También debe tenerse presente que cuando se templen piezas carburizadas, las durezas muy bajas se pueden deber a un temple insuficiente o a una cantidad excesiva de austenita retenida, así como también a un bajo contenido de carbono. Por lo tanto, podemos concluir que el control del porcentaje de carbono en la capa por medio de pruebas de dureza no es el adecuado.

b) Prueba de dureza de la lima: Algunas veces, cuando se desea conocer la dureza superficial aproximada de las piezas tan pronto salen del tratamiento térmico, se utiliza la prueba de la lima.

Cuando la pieza ha sido carburizada y endurecida, se talla con una lima bastarda de una dureza específica, generalmente de 60 a 66 Rc. La zona tallada no se removerá si la pieza está endurecida correctamente, y si se removerá en el caso contrario, es decir, si la superficie es blanda.

Cualquier pieza que resiste una lima que tenga -- una dureza de 66 Rc se considera que tiene la máxima dureza de la lima; si resiste una lima revenida, con dureza de 60 - Rc, se reporta que tiene una dureza de lima.

Si una pieza no resiste la limadura, se considera que tiene una superficie blanda causada por la descarburización, un potencial de carbono bajo en la atmósfera, un mal temple, o está sobre-revenida. Debe aclararse que aunque la austenita retenida produce una superficie blanda, algunas veces dicha superficie resiste la limadura de la más alta dureza. Por lo tanto la prueba de la lima no es recomendable para detectar austenita retenida excesiva.

II.6.1.2 Métodos Visuales

a) Exáminación Microscópica

Esta prueba es la única que muestra el efecto en las variaciones del porcentaje de carbono a lo largo de la capa. Debido a esto, es la única que indica cual es la acción correctiva que debe tomarse al alterarse la concentración de carbono superficial.

El efecto del contenido de carbono en la microestructura de la capa varía con diferentes aceros. Además, - también varía en el mismo acero dependiendo de su tratamiento térmico, es decir, si está en condición de recocido, sin recocer, templado o revenido.

El método microscópico puede ser más útil cuando ya se han realizado algunas pruebas de otros métodos sobre la evaluación del porcentaje de carbono en la pieza tratada.

Enseguida se mencionan algunas recomendaciones - sobre lo que debe analizarse con el método microscópico:

Ferrita Una capa de ferrita en la superficie es indicio de una descarburización total. Hay descarburización parcial debajo de esta capa.

Cementita Un incremento en la cantidad de cementita indica carburización, y un decremento indica descarburización. Mediante la observación de éste compuesto puede medirse mucho mejor la profundidad de -

carburización ó descarburización; sobre todo si el espécimen sobre el que se realiza la carburización se encuentra totalmente recocido. Mediante mediciones de tamaño y frecuencia de los carburos o de la cementita puede estimarse con mucha seguridad el porcentaje de carburos en la microestructura. Cuando la carburización es muy extrema, ello puede resultar en cementita masiva sobre la superficie.

Perlita Cuando el acero se encuentra en estado de recocido después de la carburización, la perlita indica la composición de carbono eutectoide. La razón entre la perlita y la ferrita libre o la cementita proeutectoide, puede usarse para estimar que tan lejos se encuentra la estructura estudiada de la composición eutectoide.

Austenita La carburización causa que algunos aceros contengan una cantidad excesiva de austenita retenida después del tratamiento térmico. Para poder distinguir en la examinación microscópica la austenita de la ferrita y la cementita es importante seleccionar el reactivo de ataque adecuado, sobre todo porque tanto la austenita como la ferrita son fases blandas, y este es el mejor método para distinguir un acero con excesiva austenita retenida y uno que se ha descarburizado.

Martensita Si se realiza una variación en las características de ataque de una estructura martensítica, -- ello puede indicarnos una variación en el contenido de carbono. Esta variación depende de la -

preparación metalográfica y del reactivo de ataque. Para poder interpretar correctamente estas variaciones es importante estar familiarizado con esta microestructura del acero. Un agruesamiento de la martensita cerca de la superficie indica una variación en el carbono superficial.

Posteriormente, en la parte correspondiente al tratamiento térmico de las piezas carburizadas, se habla más profundamente acerca de cada una de éstas fases y su efecto en el comportamiento de las piezas carburizadas.

Como podrá observarse, es frecuentemente deseable que el acero carburizado se encuentre en condición de recocido para obtener de él la mejor información. Sin embargo, el recocido se debe llevar a cabo en una atmósfera controlada, de lo contrario se encontrarán serios errores causados por la carburización adicional ó por la descarburización. - Para evitar esto es importante y práctica común utilizar una atmósfera de gas inerte ó realizar un recubrimiento de cobre sobre la pieza. Una atmósfera tenderá a corregir variaciones en el contenido de carbono superficial y por lo tanto es menos deseable que una atmósfera inerte.

El método microscópico es más sensitivo que las pruebas de dureza, pero tiene el inconveniente de que no detecta variaciones muy ligeras en el porcentaje de carbono, y las determinaciones no son cuantitativas para poder graficar curvas de atmósferas con diferentes potenciales de carburización. También tiene la desventaja de que es una prueba destructiva, ya que es necesario cortar una sección trans

versal perpendicular a la superficie. Es por esto que cuando se tratan piezas muy caras, se deben de tratar piezas de pruebas adecuadas junto con las piezas de trabajo.

b) Métodos macroscópicos:

Estos métodos se recomiendan para mediciones de capa en procesos de rutina, debido principalmente al corto tiempo que requiere para obtener resultados, y al mínimo de equipo y personal especializado que se necesita. Tiene la ventaja de que es aplicable a la medición de capas endurecidas y no endurecidas. Sin embargo, los resultados obtenidos por este método deben de correlacionarse con otros obtenidos por otros métodos para tener seguridad de ellos en el control de calidad.

Enseguida mencionamos algunos procedimientos macroscópicos típicos que son ampliamente usados:

- Fractura** Preparar el espécimen por fractura; examinarlo a no más de veinte aumentos, sin preparación adicional.
- Fracturar y Atacar.** Templar en agua el espécimen, directamente desde la temperatura de carburización. Fracturarlo y atacarlo con ácido nítrico al 20% en agua, durante el tiempo necesario para desarrollar al máximo contraste. Enjuagar en agua y observar mientras esta húmeda.

Fracturar o Cortar, y desbastar grueso Posteriormente atacar con Nital al 10% (90 partes de alcohol etílico + 10 partes de ácido nítrico), por un período de tiempo suficiente para delinear de manera aguda la capa y el núcleo. Examinar a 20 aumentos máximo y leer la longitud de la área oscura para aproximar la profundidad total de la capa.

Fracturar o cortar, y Pulir Luego atacar con Nital al 5% durante aproximadamente un minuto. Enjuagar en alcohol o agua. Examinar a 20 aumentos y medir toda la capa oscura. Un procedimiento de ataque alternativo es atacar con nital al 25% por 30 segundos, lavar con picral concentrado (ácido picrico en alcohol), enjuagar en alcohol, secar en aire y medir como se mencionó anteriormente.

Método Ms Este método se basa en el hecho de que la línea Ms de la transformación martensítica varía con el contenido de carbono. Después de templar las piezas, se llevan a una temperatura correspondiente al punto Ms para una concentración de carbono dada, durante un corto tiempo. De esta manera se va a revenir toda la martensita formada en todos los niveles menores de carbono. El temple subsecuente en agua transforma toda la austenita retenida localizada en todos los niveles mayores de carbono a martensita no revenida. Entonces después de pulir y atacar la pieza, se delinearán la martensita revenida de la no revenida; esta delinación se observa normalmente a 20 aumentos, dando una precisión de ± 0.05 mm.

La profundidad de capa no es sensitiva a cambios de temperatura pequeños en el baño de temple. - Los principales factores que afectan la seguridad de este método son la formación de perlita durante el temple al punto Ms, y el tiempo a la temperatura Ms. El tamaño del espécimen debe ser lo suficientemente pequeño par asegurar que la severidad del temple transformará toda la austenita de los niveles de menor % de carbono a martensita, sin permitir la formación de perlita. El tamaño de la pieza es crítico sobre todo para acerca de baja templabilidad. El tiempo a la temperatura Ms debe ser lo suficientemente corto de modo que no se permita la formación de bainita, la cual interfiera con la agudez de la línea que demarca las zonas atacadas y puede borrarla completamente (30).

II.6.1.3 Métodos Químicos

a) Análisis de cortes consecutivos:

El método químico para medir profundidad de capa se aplica generalmente a las capas carburizadas, aunque también puede usarse para capas producidas por cianuración líquida o carbonitruración. El método de análisis químico de cortes consecutivos es el más seguro para evaluar la concen

tración de carbono en la capa a una profundidad perpendicular a la superficie definida.

Debido a que también es una prueba destructiva es necesario tratar las barras cilíndricas testigo del mismo acero junto con las piezas de trabajo para poder realizar sobre ellas el análisis del porcentaje de carbono correspondiente. Es conveniente que antes de realizar los análisis de las piezas testigo carburizadas, éstas tengan un tratamiento de recocido o normalizado, con el fin de que las piezas no estén demasiado duras cuando se maquinan para obtener las muestras requeridas por el método. Los cortes consecutivos se toman en incrementos de 0.025 a 0.5 mm. El diámetro de las barras testigos debe ser representativo de la sección de la pieza de trabajo y su longitud debe ser lo suficientemente larga para poder obtener cantidad suficiente de muestra - en cada corte para su análisis.

Este método también tiene sus desventajas. Entre ellas podemos mencionar el que es un procedimiento analítico muy lento, requiere de una gran seguridad en el maquinado y en las técnicas y equipo analítico, y además no proporciona información hasta que se han tratado ya las piezas de trabajo aunque esto puede solucionarse.

b) Análisis espectrográfico:

Como ya se mencionó, los métodos químicos son los de más confiabilidad para la determinación de la concentración de carbono a una profundidad dada. El método de análisis

sis espectrográfico es de los más seguros que existen. Este método hace uso de un espectrómetro al vacío, el cual permite la medida de líneas espectrales en la región ultravioleta, donde el aire absorbe ordinariamente gran cantidad de la radiación emitida.

Este método normalmente usa especímenes de prueba planos que pueden removerse después de cada determinación. Solo se remueve una pequeña cantidad para remover los óxidos producidos. Después de cada corte sucesivo del plano se realiza el análisis. Cada prueba dura menos de 2 minutos.

Mientras que la determinación de carbono por el método de combustión nos proporciona un contenido de carbono promedio de la cantidad analizada, el método espectrográfico determina el porcentaje de carbono local del espécimen desde una profundidad de 0.03 mm debajo de la superficie.

II.6.1.4 Métodos no destructivos

a) Método electromagnético:

Existen dos tipos de métodos electromagnéticos que se han usado para evaluar capas endurecidas en piezas carburadas: uno, compara las propiedades magnéticas de una pie-

za con las de un estándar; y el otro, mide la fuerza coercitiva, la cual luego se transforma a profundidad de capa total mediante una carta de calibración.

Para una descripción detallada de los principios de las pruebas electromagnéticas, se puede recurrir a las referencias (31) y (32).

II.6.2 VARIACIONES EN LA PROFUNDIDAD DE LA CAPA

En la práctica industrial la profundidad de capa se controla dentro de ciertas tolerancias, las que dependen del servicio que preste la pieza, del tipo y condiciones del horno de carburización, de los ciclos empleados, y de las limitaciones del equipo de control.

Sin embargo, el parámetro principal que determina que tan amplio ó estrecho va a ser el rango de aceptación de la capa producida es del servicio que va a prestar la pieza carburada. Las piezas que se usan en aplicaciones menos críticas, no necesitan de un control riguroso y sofisticados de control de capa, ya que esto incrementaría el costo de control de calidad de manera injustificada.

Por otro lado, en lo que se refiere a la reproducibilidad de resultados, la precisión de éstos es menor que la obtenida en la mayoría de las medidas puramente físicas, ello se debe principalmente al elemento involucrado de estimación personal que se encuentra en las determinaciones de profundidad de capa. Para ilustrar esto, puede observarse en la figura 10 los datos correlacionados con la profundidad de capa efectiva a 50 Rc, medidos sobre los mismos engranes en dos diferentes plantas. Estos valores se obtuvieron mediante el método de dureza transversal, el cual se considera el más seguro para medir la profundidad de capa efectiva. A pesar de esto, se observaron varias discrepancias en los resultados obtenidos por las dos plantas.

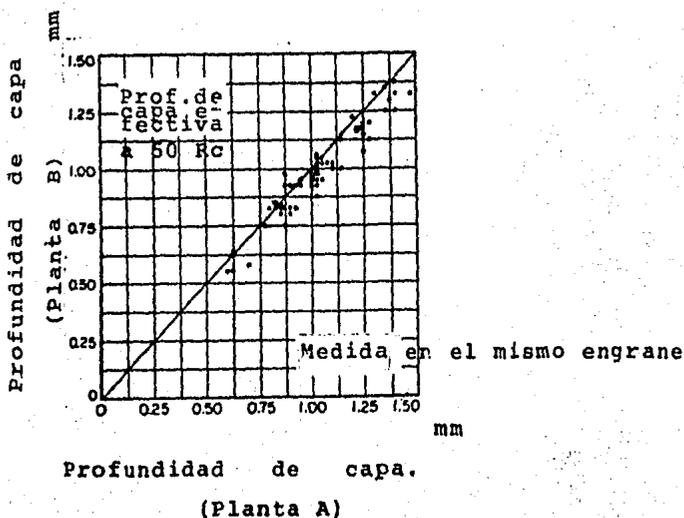


Fig 10 Comparación de las medidas de la profundidad de capa realizadas en los mismos engranes en dos diferentes plantas.

CAPITULO III

CARBURIZACION LIQUIDA -EQUIPO UTILIZADO-

III.1 HORNOS UTILIZADOS EN LA CARBURIZACION LIQUIDA

La carburización líquida se lleva a cabo en un horno adecuado para baño de sales, el cual puede ser calentado interna o externamente. Enseguida se describe cada uno de estos tipos de horno más detalladamente.

III.1.1 HORNOS CALENTADOS EXTERNAMENTE

Este tipo de hornos se calientan por ignición de gas o petróleo, ó por medio de resistencias eléctricas.

III.1.1.1 Hornos de ignición de gas o petróleo:

En la figura 11a se muestra un diseño de este tipo de horno, el cual es muy comunmente usado para la carburización líquida. Estos hornos son por lo general de un costo inicial menor que los hornos de electrodo ó los de resistencias eléctricas, y además son simples de instalar y operar.

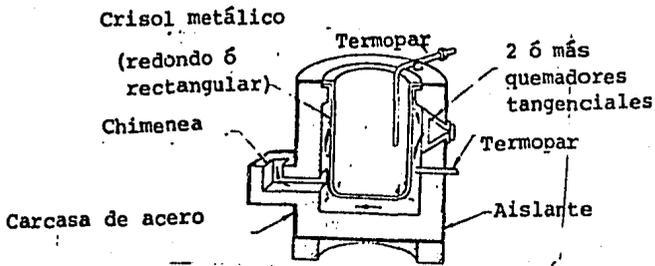
Para contener la sal carburizante fundida, este tipo de hornos utiliza un crisol de acero o de alguna aleación especial, el cual puede tener una forma redonda o rectangular. El calor se aplica por dos o más quemadores, enfriados por sí mismos, que calientan entre la pared exterior del crisol y la superficie interior del revestimiento del horno.

Los gases calientes se ventilan a través de una chimenea, localizada cerca de la parte superior de los quemadores tipo atmosférico o cerca de la parte baja para quemados a presión y atmosféricos, para los cuales el flujo está conectado a una chimenea de aproximadamente 162 metros de altura, para mantener la presión negativa dentro de la cámara de combustión.

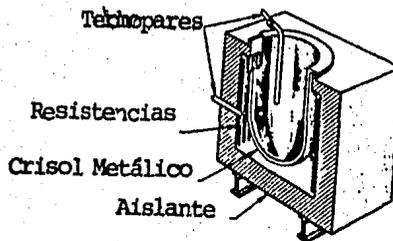
La cámara de combustión está protegida con ladrillo refractario y, si es necesario, también con algún aislante adicional. La armazón del horno está totalmente rodeada por una cubierta de acero, suministrando una protección adecuada adicional en el caso de que llegue a fallar el crisol.

III.1.1.2 Hornos con resistencias eléctricas:

Los hornos para la carburización líquida de este tipo son como el que se muestra en la figura 11 b, y son mucho menos usados que los hornos del tipo mencionado anteriormente.



a) Horno calentado por combustión de gas o petróleo.



b) Horno calentado por resistencia.

Fig. 11 Hornos para baños de sales calentados externamente.

Esta clase de hornos se calientan por medio de una serie de resistencias caloríficas, las cuales rodean al crisol que contiene la sal carburante. En este tipo de hornos, las fallas del crisol pueden resultar en la destrucción total de los calefactores eléctricos. Para protegerse de esta posibilidad, se prefieren las temperaturas de carburación menores a los 900°C.

III.1.1.3 Crisoles para la sal carburante:

Debido a que el crisol de la sal comunmente se sostiene de los bordes, su tamaño se limita por la resistencia del material usado. Para hornos de combustión de gas o petroleo se utilizan crisoles redondos, normalmente en un rango de 25 a 90 cm. de diámetro y de 20 a 75 cm de altura; tienen un espesor de pared de aproximadamente 10 mm. Para algunas aplicaciones especiales se han utilizado crisoles de mayor tamaño y han trabajado satisfactoriamente.

En cuanto a hornos calentados con resistencias eléctricas se utilizan crisoles con diámetros de 35 cm y altura de 45 cm como dimensiones máximas. Esto se debe a que si tenemos crisoles con dimensiones grandes pueden generarse gradientes de temperatura considerables en el baño carburante, lo cual repercutiría negativamente en el tratamiento.

Los crisoles pueden hacerse de aceros de bajo carbono ó de una aleación Fe-Cr-Ni y pueden ser de una sola pieza o por soldadura de varias piezas. También se utilizan crisoles de acero de bajo carbono aluminizado, quienes han mostrado tener una vida en servicio parecida a la de crisoles de acero aleado. Sin embargo, los crisoles aluminizados se obtienen a menor costo.

En un horno bien diseñado, la vida de crisoles aleados redondos varía con la temperatura aproximadamente de la siguiente manera:

T (°C)	Tiempo (meses)
845	9 a 12
870	6 a 9
900	3 a 6
925	1 a 3

TABLA III

Quando se instale un horno para este tipo de tratamiento, es conveniente colocar un termopar adicional en la cámara de combustión, con el fin de prevenir que la temperatura de la cámara no exceda los 1100°C; de esta manera lograríamos extender la vida en servicio de crisoles de acero aleado a alta temperatura, de 6 meses a 2 años aproximadamente.

El control de la temperatura de la sal carburizante en estos hornos se mide mediante un termopar y su indica

ción se efectúa por medio de un pirometro adecuado.

Si un horno de calentamiento externo opera en el rango de temperaturas de 790 a 925°C puede variar $\pm 20^\circ\text{C}$ de la temperatura fijada cuando se usan sistemas de control del tipo "on-off" o alto-bajo (high-low), lo cual se considera aceptable en muchas operaciones. Sin embargo, cuando se de see un control de temperaturas restringido, puede usarse un sistema de control proporcional, el cual tendrá variaciones máximas de temperatura de $\pm 5^\circ\text{C}$.

III.1.1.4 Factores de diseño y operación:

En el diseño de hornos calentados por quemado de combustible, es muy importante proveer un espacio para la combustión, lo suficientemente grande, tal que la flama no incida sobre el crisol. Si la flama de incidencia es inevitable, entonces el crisol debe de girarse ligeramente por lo menos una vez a la semana, o también puede usarse un manguito de carburo de silicio para proteger el crisol y de esta manera alargar su vida de uso.

Cabe mencionar también que en este tipo de hornos es preferible utilizar un sistema de control del tipo "alto-bajo", que un sistema "on-off" debido a que éste último permite la entrada de aire a la cámara de combustión durante -

el ciclo "off" y de este modo acelera el escamamiento de la superficie externa del crisol.

Los hornos de calentamiento con resistencias eléctricas deben estar provistos con un pirómetro controlador - secundario, teniendo éste su termopar dentro de la cámara de calentamiento. Esto evita el sobrecalentamiento de las resistencias, principalmente al principio de la fusión de las sales, en donde el termopar que controla la temperatura del baño dentro del crisol, está aislado por la sal sin fundir.

Debido a que los elementos calefactores y los refractarios son severamente atacados por las sales cianuradas, es obligatorio que toda la sal se mantenga fuera de la cámara de calentamiento. Para este efecto, una mezcla de cemento refractario de alta temperatura con fibra de asbesto resistente, puede usarse para sellar las juntas donde el borde de la olla descansa sobre el retenedor en la parte superior del horno.

Independientemente de cual sea el medio calefactor, el mayor calentamiento debe aplicarse en la parte alta del crisol al inicio del ciclo de la fusión de la sal. El calentamiento en la parte inferior puede crear suficiente presión para expeler violentamente la sal de la olla. Para mayor seguridad, el crisol puede cubrirse con una placa de acero pesada, desenganchada durante los ciclos de calentamiento y enfriamiento.

El flujo de gases, el cual acarrea un calor sobrante, puede alimentarse a una cámara adyacente y usarse para el trabajo de precalentamiento. Dicho flujo de gases debe de ser siempre visible para el operador, ya que la presencia de humos blancos o blanco-azulados en el respiradero es indicación de que las sales han entrado a la cámara de combustión, lo que requiere de una pronta acción correctiva.

III.1.1.5 Ventajas y desventajas:

Debido a la facilidad con que se pueden ser rearrancados, los hornos de calentamiento externo son muy adecuados para operaciones intermitentes. Otra ventaja de este tipo de hornos, es que un horno sencillo puede usarse para una gran variedad de aplicaciones por un simple cambio de crisoles, los cuales contienen la sal apropiada.

Sin embargo, este tipo de hornos tienen algunas características que limitan su utilidad en ciertas operaciones carburizantes. Por ejemplo, son menos adaptables para un control cerrado y uniforme de temperaturas, debido a que disipan calor por convección, creando gradientes de temperatura en el baño. Además, el retraso del registro del termopar y el tiempo de recuperación del horno trae como resultado el oscilamiento del punto deseado en el control de la temperatura. Además requieren, en el caso de los hornos que queman combustible, un sistema exhaustivo para el flujo de

los gases generados. Finalmente, estos hornos son poco prácticos para la producción continua de altos volúmenes de producción, debido a las limitaciones de los crisoles en lo que respecta a su tamaño y a las máximas temperaturas de operación.

III.1.1.6 Control del proceso:

Los baños de sales calentados externamente pueden mantenerse dentro de límites estrechos de temperatura cuando un sistema de control proporcional empleando instrumentación electrónica se utiliza. El control por medio de válvulas ("on-off" ó "alto-bajo"), requiere de instrumentación mecánica y es menos seguro, aunque para la mayoría de aplicaciones, es completamente adecuado.

Puede usarse un termopar soldado en cada tipo de sistema de control. La vida del tubo protector del termopar puede incrementarse si se inserta dentro de un tubo de cobre de 6.4 mm de diámetro, casi tan largo como el tubo de protección mismo, conectando el tubo de cobre por su extremo exterior a un surtidor de aire de bajo volumen. Sin embargo, - esto tiene el inconveniente de que el cobre a determinada temperatura tiende a formar compuestos complejos con los cianuros del baño carburante, provocando la descomposición prematura del mismo.

III.1.2 HORNOS CALENTADOS INTERNAMENTE

Este tipo de hornos podemos clasificarlos en dos grupos principalmente:

- i) Hornos con electrodo inmerso, y
- ii) Hornos con electrodo sumergible.

Enseguida describiremos cada uno de ellos de manera independiente.

III.1.2.1 Hornos con electrodo inmerso:

La introducción de este tipo de hornos ha extendido el rango útil y capacidad de los baños carburizantes. En este tipo de horno la sal fundida se contiene en un crisol cerámico o de acero que tiene un espesor de pared que va desde 1.25 mm a 3.8 mm. El crisol esta rodeado por materiales aislantes adecuados, los cuales lo separan de una cubierta exterior de acero resistente, la cual adiciona resistencia estructural al horno. La sal se calienta por el paso de una corriente externa a través de los electrodos inmersos. Como resultado de la resistencia formada por el paso de la corriente a través de la sal, el calor se genera dentro de la sal misma. Este calor se disipa rápidamente por una acción agitadora descendente creada por los electrodos.

Los electrodos se fijan con conectores de aluminio o cobre a un transformador que convierte el voltaje de línea de la planta a un voltaje secundario mucho menor (5 a 15 Volts), el cual pasa a través de los electrodos.

La temperatura se cuida y controla automáticamente por medio de un sistema que consiste de un termopar, un pirometro, un regulador y un contactor magnético. Un horno típico de electrodo inmerso para la carburización líquida - se muestra en la figura 12.

El tamaño de los crisoles para este tipo de hornos se limita usualmente a 2 metros de profundidad, aunque pueden ser mayores con un diseño especial. Actualmente se encuentran en operación hornos con crisoles hasta de 4.5 metros de profundidad, con una potencia alimentada de 360 kw, los cuales tienen una capacidad para calentar una carga de trabajo de aproximadamente 320 kg/hr. En contraste, también hay pequeños crisoles con un espacio limitado de trabajo de 23 cm x 18 cm x 35 cm de profundidad, los cuales pueden calentar aproximadamente 22 kg/hr a 925°C. Las potencias alimentadas en estos pequeños hornos es de 15 kw.

- a) Ventajas y desventajas: Los hornos de electrodo inmerso no requieren de uso de crisoles hechos de acero aleado - al Cromo-Níquel. Bajo condiciones normales de operación la vida en servicio de un crisol de acero al carbono es de usualmente de 1 año ó más. Para ejemplificar esto, - enseguida se dan algunos datos de la vida en servicio de un crisol de acero al carbono, fabricado por soldadura -

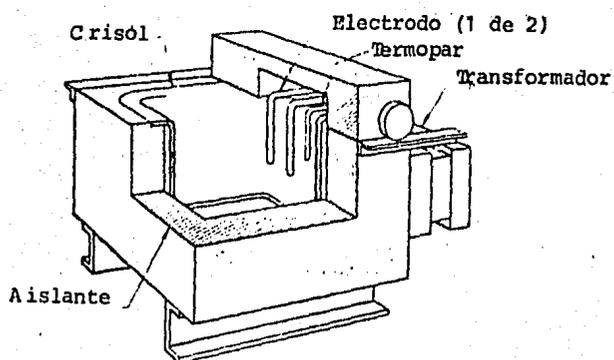


Fig. 12 Horno con calentamiento interno.
Con electrodos inmersos.

y fijado en ladrillo aislante:

Temperatura de operación (°C)	Vida en servicio
845 máx.	2 a 3 años
870	1.5 a 2 años
900	1 a 1.5 años
925	1 año

TABLA IV

Otras ventajas de estos hornos es que ocupan poco espacio y requieren de un mantenimiento mínimo, y pueden usarse para todos los tipos de sales carburantes. Los electrodos son de acero aleado laminado y operan a una densidad de corriente máxima de 12 Amp/cm² (área de electrodo). Su vida en servicio promedio es equivalente a la de los crisoles de acero indicadas en la tabla anterior. Cuando uno de los electrodos está muy gastado, puede reemplazarse mientras el horno está en operación, lo que indica que no hay necesidad de costosos paros.

El control de la temperatura en estos hornos es bastante bueno. Un control de $\pm 3^{\circ}\text{C}$ se obtiene fácilmente; esto se debe principalmente a que el calor se genera dentro del baño, y los sobrecalentamientos se evitan fácilmente. - Los hornos se prestan para su mecanización y son adecuados para la producción a gran escala dentro del rango de temperatura de 815 a 955°C.

El tamaño de los crisoles no está restringido; - pueden variar en longitud y profundidad de acuerdo a los requerimientos, y pueden instalarse múltiples pares de electrodos para suministrar la capacidad calorífica necesaria. Además pueden carburizarse al mismo tiempo varias cargas de trabajo y removerse a diferentes períodos de tiempo para producir varias profundidades de capa. Debido a que en estos hornos las sales se funden de la parte de arriba hacia abajo, - no existe el peligro de una explosión.

Sin embargo, estos hornos no son adecuados para operaciones intermitentes. Dependiendo del tamaño del horno, el recalentamiento de la sal cargada puede requerir de un día ó más. Los crisoles no están fabricados para intercambiarse. Estos crisoles se pandean en servicio, y sus paredes externas desarrollan una escama pesada. Consecuentemente son muy difíciles de mover, ya que se requiere el uso de una gran fuerza, y a consecuencia de ello, usualmente resulta dañada la parte aislante protectora. Si se requiere en un momento dado el uso de un diferente tipo de sal es más fácil aligerar la olla o crisol que cambiarla.

III.1.2.2 Hornos con electrodo sumergido:

La figura 13 ilustra el arreglo usual de los diferentes componentes de un horno de este tipo. La construcción externa está hecha de hierro angular pesado; una placa

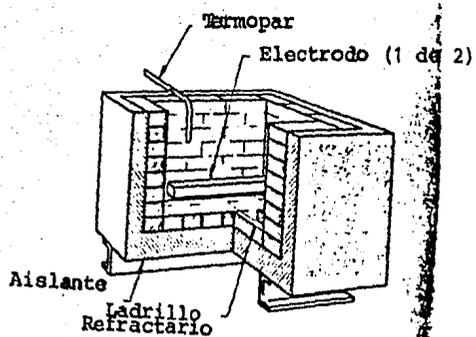


Fig. 13 Horno con calentamiento interno.
Con electrodos sumergidos.

de este acero se coloca en la base de abajo del enladrillado. El enladrillado exterior consta de arcilla cerámica huca o ladrillo común de construcción. El crisol para la sal está construido de ladrillo refractario de alúmina cocida. Un refractario de concreto llena el espacio entre las paredes externas y el crisol cerámico.

Cuando la sal se funde en el crisol penetra en el refractario hasta que solidifica en él. La cáscara resultante de la sal solidificada retiene la sal líquida en el horno. Si el refractario se agrieta, la temperatura del baño disminuirá para permitir que la sal solidifique en dicha grieta.

Los electrodos, quienes son enfriados con agua, están en contacto con la sal líquida en el crisol y están sellados en las paredes refractarias por la sal fundida que solidificó. La corriente viaja entre los electrodos, los cuales están nivelados con las paredes laterales. El camino de la corriente viaja extensiones de unos pocos centímetros por encima del nivel de los electrodos. Si una de las piezas a tratar es lo suficientemente larga, y se suspende de tal manera que su extremo inferior quede en el camino de la corriente, ésta fluirá a través de la pieza. Por lo tanto, si la pieza es de una sección transversal pequeña, ella se calentará a una temperatura mayor que la del baño carburante. Este sobrecalentamiento resultará en una capa carburizada de mayor profundidad. Para prevenir que esto suceda, si el horno no es lo suficientemente profundo para las piezas a tratar, y no vale la pena adicionar enladrillaje a la parte alta del horno para hacerlo más profundo, puede usar-

se un acero blindado para proteger las piezas del baño de la corriente eléctrica.

- a) Arranque y paro: Estos hornos pueden arrancarse mediante la adición de sal fundida en otro horno, o por el uso de una antorcha con flama de gas para fundir una determinada cantidad de sal, la suficiente para mojar los electrodos y de esta manera permitir el paso de la corriente.

Es conveniente agregar una pequeña cantidad de grafito pulverizado a la sal, ya que reducirá algunos óxidos presentes sobre la superficie de los electrodos, disminuyendo de esta manera la resistencia al paso de la corriente.

Cuando ya el camino de la corriente a través de la sal se ha establecido, debe adicionarse la demás sal hasta alcanzar el nivel deseado de las piezas a tratar. Además, se requiere de una cantidad de sal adicional para mantener este nivel, debido a que una cierta cantidad de ella escurrirá dentro del enladrillado y solidificará.

Cuando el horno se apaga, la sal fundida debe de sacarse del horno antes de que solidifique. Sin embargo, puede dejarse la sal en el horno, siempre y cuando, una resistencia calentable y enrollada se sumerga en el fondo del horno mientras la sal aún este fundida. Esta resistencia queda en la sal solidificada y se conecta a un transformador cuando se quiera arrancar el horno nuevamente.

b) Ventajas y desventajas: Al igual que los hornos con electrodo inmerso, los hornos con electrodo sumergible requieren de un espacio y mantenimiento mínimo, y son altamente adaptables para la mecanización. No obstante, una de las mejores ventajas en el horno de electrodo sumergible es que, debido a que el enfriamiento de los electrodos y el transformador se lleva a cabo con agua, estos hornos pueden operar con un 50% de sobrecarga, sin sobrecalentar el transformador, mientras que en los de electrodo inmerso no pueden trabajar arriba del 10% de sobrecarga, ya que es enfriado por aire.

Debido a que se utilizan crisoles cerámicos en este tipo de horno, es imposible que se presente una falla inesperada, y además pueden ser reconstruidos si se tiene un programa planeado de paros anuales.

Este tipo de hornos no son adecuados cuando se utilizan sales carburizantes solubles en agua que tengan alto contenido de carbonato de sodio ó cianuro de sodio, debido a los efectos erosivos de estas sustancias sobre el crisol cerámico; por lo tanto su uso se limita solo para trabajos con sales con bajos porcentajes de cianuros y carbonatos.

El horno mostrado en la figura 13 utiliza un crisol cerámico de ladrillos refractarios que pueden operarse con sales de 8 a 12% de cianuro de sodio; no es recomendable usarlo con sales no cianuradas debido a su alto contenido de carbonatos.

La vida en servicio de los crisoles cerámicos - operando a una temperatura máxima de 925°C con baños de cianuro de sodio del 8 al 12% es de aproximadamente de 1 a 1 - 1/2 años.

III.1.3 CONTROL DEL PROCESO

Los baños de sales calentados internamente, ya sea por electrodo sumergible o electrodo inmerso, pueden regularse con controladores mecánicos o electrónicos "on-off".

En cada tipo de horno, el instrumento regulador de la temperatura opera un "relay" que activa un circuito - para prender o apagar los 440 V de poder del transformador.

También pueden utilizarse termopares soldados para las instalaciones que emplean el calentamiento por medio de electrodos, y su vida puede prolongarse por los mismos - procedimientos descritos en el calentamiento externo.

III.1.4 PARTES DEL HORNO

En un taller de tratamientos térmicos se puede obtener un alto rendimiento de la capacidad de los hornos de baños de sales, siempre y cuando éstos sean de una construcción adecuada, estén diseñados racionalmente y se encuentren bien conservados. Para lograrlo es importante tener en cuenta los materiales de que estén hechas las partes del horno y sus accesorios y la forma de utilizar estos últimos en la operación de carga del horno con las piezas a tratar.

En la tabla V se enlistan los materiales que se usan para fabricar las partes del horno y los accesorios utilizados. Puede observarse que estos materiales son forjados y colados. Para determinada parte del horno pueden usarse uno ó más materiales para su fabricación; cuando esto sucede, es que cada uno de ellos se ha probado satisfactoriamente en servicio. Estas opciones se presentan en la tabla conforme se incrementa el contenido de aleación. De la misma manera, el costo y la vida en servicio se incrementan como se incrementan el contenido de aleación. Aunque es importante mencionar que acero al carbono común se ha utilizado para la fabricación de la mayoría de las piezas enlistadas.

Aunque la duración en servicio se verá influenciada por la temperatura de operación y el tipo de sal carburante empleada, los materiales enlistados pueden utilizarse en rangos de temperaturas altos y bajos, esto es, a temperaturas desde 845° hasta 955°C.

PIEZA	Material	
	Trabajado (b)	Colado
Crisoles, calentados externamente	35-18 (c), Inconel	HT, HX
Crisoles, calentados internamente (d)	Aceros al carbono	(e)
Electrodos, inmersos	446, 35-18 (c), Inconel	HT
Electrodos, sumergidos	Acero al carbono 35-18 (c)	(e)
Tubos de protección de termopar	446, 35-18 (c) Inconel	(e)
Accesorios	35-18 (c) Inconel	(e)
Canastas	35-18 (c) Inconel	HT, HX

a) Cuando más de un material se recomienda para una parte específica, cada una de ellas se ha probado satisfactoriamente en servicio. En opciones múltiples, se mencionan según se incrementa el contenido de aleación. El costo y la vida en servicio esperada, usualmente se incrementa conforme aumenta el contenido de aleación.

b) Los aceros al carbono se han usado en la mayoría de las partes listadas.

c) Se refiere a una serie de aleaciones generalmente del tipo 35Ni-15Cr ó modificaciones que contienen desde 30-40% Ni y 15-23% Cr e incluye las siguientes: Ra - 330, 35-19, Incoloy y otras aleaciones.

d) Para hornos con electrodo inmerso. Para los de electrodo sumergido se hacen de ladrillo refractario de aluminada quemada.

e) Este tipo de piezas no se usan en condición de colada

TABLA V. MATERIALES USADOS PARA PIEZAS Y ACCESORIOS DE HORNOS PARA CARBURIZACION LIQUIDA (PARA TEMPERATURAS ENTRE 845° Y 955°C)^a.

III.2 ACCESORIOS

Es importante tener en cuenta la colocación de las piezas a tratar dentro del horno, ya que muchas veces esto perjudica la obtención de un alto rendimiento de la producción aumentando de esta manera los costos de elaboración.

Lo anterior se debe a la poca importancia que se le da a veces a la preparación de la carga a tratar. Dado que es de suma importancia la preparación de las piezas para su adecuado tratamiento. Enseguida mencionaremos algunos ejemplos experimentados en la práctica para un mejor aprovechamiento de los baños de sales, lo cual redundará en un alto rendimiento de la producción.

Enseguida se describen varios métodos para el adecuado tratamiento térmico ó termoquímico de las piezas en baños de sales. Debe aclararse que en el acondicionamiento de tales piezas dentro del baño por los distintos métodos no puede hablarse de una distinción estricta entre ellos.

III.2.1 METODO I.

Este método consiste en colocar las piezas directamente en el recipiente del baño (crisol), ya sea paradas ó acostadas. Este método tiene varios inconvenientes; entre

ellos se destaca el que al estar en contacto directo con el crisol pueden crearse gradientes de temperatura en la misma pieza, lo que provocaría diferencias en la penetración del Carbono. Por esta razón este método se desecha casi siempre.

III.2.2 METODO II.

Colocación en canastos y otros recipientes, los que normalmente no se enfrían junto con las piezas a tratar.

Existen varios dispositivos para la aplicación de este método, en los cuales su uso va a estar en función de la composición del baño y de la temperatura de trabajo del mismo.

Así tenemos que cuando la temperatura del tratamiento es inferior a la temperatura de transformación, como en el tratamiento de revenido, se puede aplicar el método más sencillo, es decir, un canasto relativamente mediano en forma redonda ó angular, como se muestra en la figura 14. - Si el tiempo de tratamiento no es demasiado corto y la forma de las piezas permite un fácil acceso de las sales y del agua de lavado, estos canastos pueden hacerse bastante grandes y llenarlos con muchas piezas.

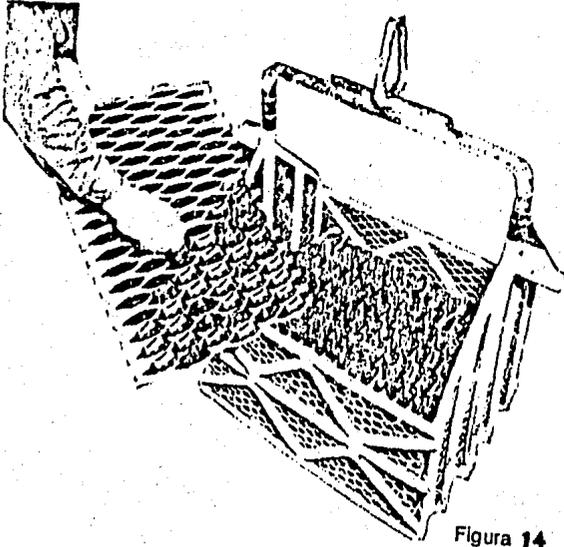


Figura 14

Por lo general, estos canastos se construyen con hierro dulce. Se utiliza acero inoxidable para su construcción solamente para tratamientos de revenido ó martempering por encima de los 500°C, en los cuales se utilizan baños de sales conteniendo nitratos, quienes a esta temperatura se comienzan a descomponer. Este tipo de dispositivos son robustos, duraderos y de bajo costo.

Para tratamientos de temple y carburizado entre aproximadamente 750° y 1000°C se emplean frecuentemente canastos redondos de construcción bastante robusta (figura 15 y 16) quienes son sujetados por un mango, a veces desmontable, construído de barras de hierro redondo para su mejor manejo. Estos canastos son bastante cómodos pero por lo general extraordinariamente antieconómicos, ya que los costos de construcción, y los de reparación causados por deformaciones durante su uso son elevados.

Por otra parte, existe el peso considerable que hay que calentar en cada operación como carga muerta, lo que hace que el aprovechamiento del espacio del baño por lo general sea deficiente. Si estos canastos son demasiado grandes tendrán poca maniabilidad; las piezas delicadas se deforman a altas temperaturas y además las diferencias de temperaturas y tiempos de calentamiento pueden ser considerables en este tipo de canastos, lo cual puede repercutir en la profundidad de capa obtenida. También existe el inconveniente de que al volcar el contenido de canastos grandes en el líquido de enfriamiento, las salpicaduras pueden ser peligrosas y el resultado del temple sería deficiente.

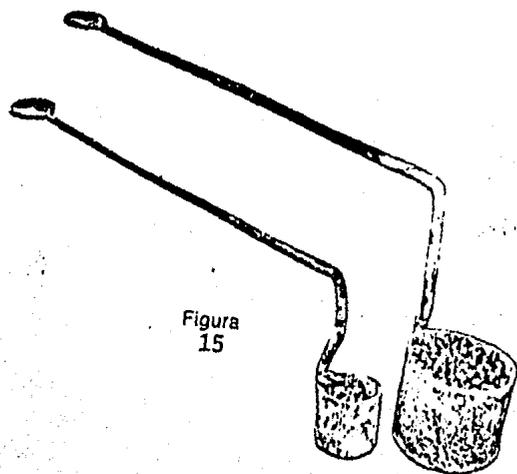


Figura
15

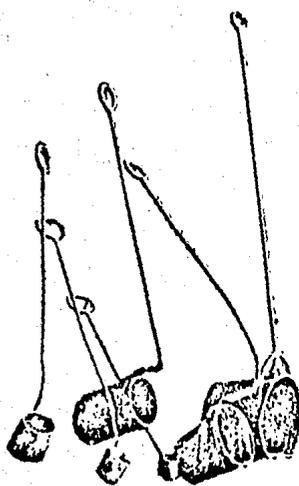


Figura
16

Por su parte los canastos pequeños de tamíz no tienen desventajas de tal magnitud, pero se obtiene un pésimo aprovechamiento del baño principalmente en el caso de tratamientos largos, como la carburización por ejemplo, en donde además resulta molesto que la sal adherida en los canastos de tamiz se descomponga en el aire y se introduzca nuevamente al baño, lo que trae como consecuencia una descomposición más rápida y un menor rendimiento de él. Además, no se puede evitar totalmente que las piezas pequeñas queden pegadas en el fondo y las paredes de tales canastos, y que estas piezas al calentarse varias veces produzcan diferencias de calidad muy notables.

Sin embargo, estos canastos son impresindibles cuando se tratan de piezas relativamente robustas que no pueden tratarse en dispositivos especiales de sujeción, ni ser sujetadas con alambres. Los canastos se construyen generalmente de chapa de hierro dulce, perforados en forma cónica, angostándose hacia abajo y con un borde reforzador exterior. En estos canastos la sal debe de entrar y salir muy fácilmente, sin que el material a tratar se caiga o quede colgado de ellos, debiendo ser posible una dispersión continua en el líquido de enfriamiento.

A veces, cuando se trata de piezas muy pequeñas, pueden ser encerradas doblando a mano el tamiz, evitando así el arrastre de las piezas al ser introducidas en los baños de calentamiento y enfriamiento. Ver figura 17.

En la mayoría de los casos los aceros anticorrosivos o resistentes a altas temperaturas no son ni técnica ni económicamente adecuados para la construcción de tales canastos, así como tampoco para otros dispositivos que se mencionaran más adelante.

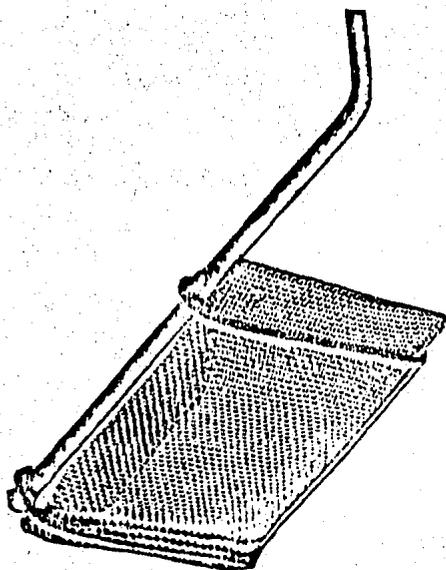


Figura
17

III.2.3 METODO III

Dispositivos universales ó armazones de los cuales las piezas no son sacadas durante su enfriamiento, efectuado ya sea en un medio líquido ó al aire.

En las figuras 18 y 19 (a y b) se muestran bastidores achatados con barras, listones perforados, peines, etc. enganchables; todos son adaptables para una cantidad considerable de piezas de diferentes formas. Estos bastidores pueden recibir las piezas con ahorro de mucho espacio con suficiente distancia entre las mismas y con peso propio no muy elevado para el calentamiento y el enfriamiento.

Los discos perforados son de una aplicación bastante universal, tanto para piezas chicas como para piezas grandes, como se puede ver en las figuras 20, 21 y 22 (en la fig. 22 arriba a la derecha y abajo en medio). En estos discos únicamente debe tenerse mucha atención de no colgar las piezas demasiado juntas debido a que esto podría dificultar el enfriamiento y además impedir un enfriamiento rápido en los lugares donde las piezas tocan las paredes de las perforaciones de los discos.

Son también de uso muy variado las crucetas y barras con espigas como la mostrada en las figuras 23, 24 y 25. Estos accesorios son muy utilizados en ciertos tratamientos termoquímicos como la carburización selectiva. Esto se verá más adelante.

La figura 26 presenta un bastidor de apilar para

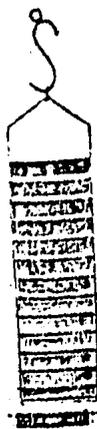


Figura
18



Figura
19a



Figura
19b

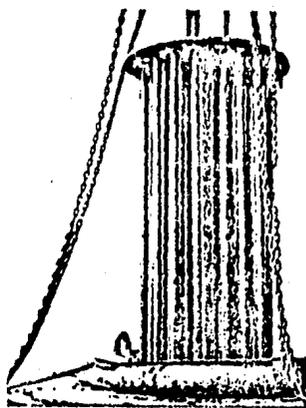


Figura
20

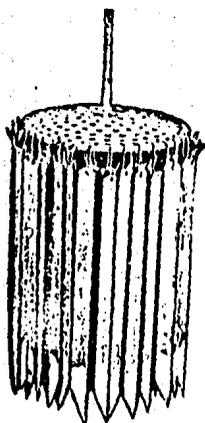


Figura 21

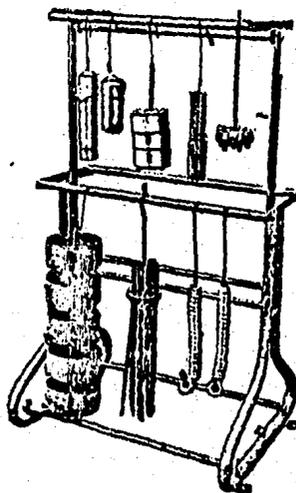


Figura
22

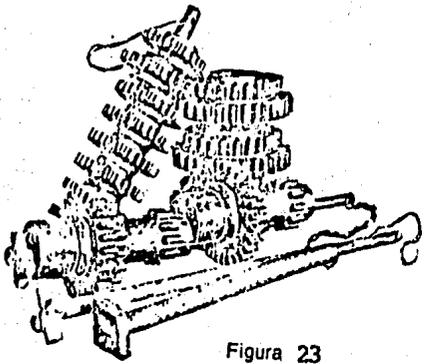


Figura 23



Figura 24

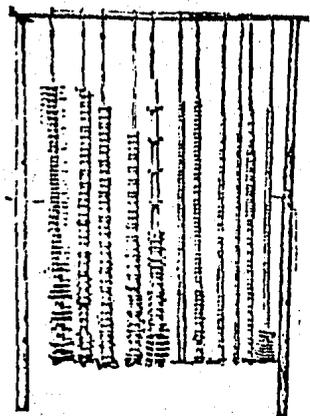


Figura 25

pequeños ejes de piñón colocados en discos perforados con -
pies de separación. En la figura 27 se muestran soportes -
de alambres para anillos y en la figura 28 se muestra un dis-
positivo para el tratamiento de pequeñas sierras circulares,
que se han fijado con distanciadores sobre un perno, el cual
se puede sacar fácilmente de la caja de transporte (figura -
29) mediante 2 pernos roscados con ojales para colgarlos en
el baño.

Un dispositivo muy elegante y económico se mues-
tra en las figuras 30, 31 y 32, los cuales muestran el aloja-
miento de pequeños ejes en un dispositivo en forma de peine
cargador; estos ejes se alojan en las perforaciones de una -
cinta de chapa estampada adecuadamente.

III.2.4 METODO IV

Sujección individual en dispositivos sencillos y
reusables, que se enfrían junto con las piezas.

Se pueden fabricar de múltiples formas algunos dis-
positivos auxiliares fáciles de colgar para usos diversos, -
especialmente cuando al fabricar las piezas se crearon las -
condiciones propicias para el tratamiento. Para estas piezas
se utilizaron perchas (figura 33), ganchos, tornillos y per-
nos roscados (figura 34).

Figura 26

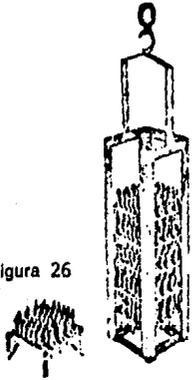


Figura 27



Figura 28

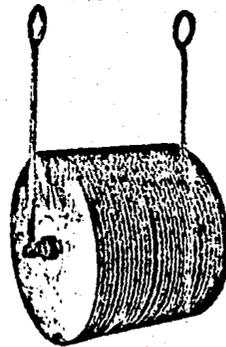


Figura 29



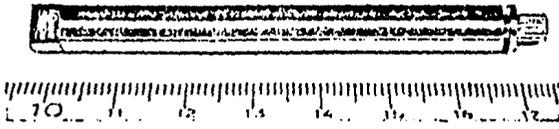


Figura 30

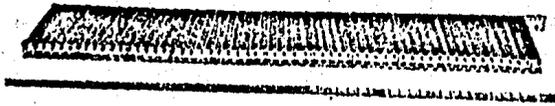


Figura 31

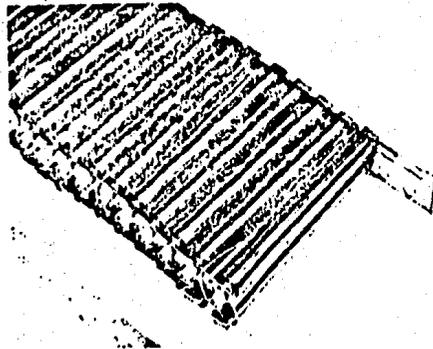


Figura 32



Figura 33

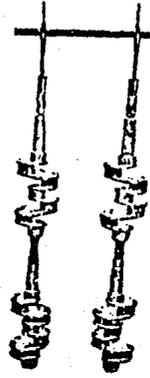


Figura 34



Figura 35

Un gancho de uso bastante universal se puede observar en la parte superior de la figura 18. Este gancho no solo ahorra alambre, sino que también se le puede utilizar como dispositivo independiente. La figura 35 demuestra lo simple que resulta colgar piezas pesadas en los baños de sales.

III.2.5 METODO V

Sujección de las piezas con alambre u otros medios que se usan una sola vez.

La sujección de las piezas con alambre es tan fácil como discutible, dado que se duda, que en uno u otro caso se represente el mejor método y a la vez el más económico.

En más casos de los que se supone es posible obtener con este método el mejor rendimiento de los baños, disminuyendo al mínimo tanto la carga muerta como la necesidad de horas de trabajo de personal especializado ó la participación de los talleres mecánicos. Si bien la sujección con alambres es además muy adaptable a cambios repentinos en la cantidad de piezas y a la forma de tales piezas entregadas para su tratamiento, no hay que olvidar que estas sujecciones con alambres no son muy aceptadas debido a que exigen -

trabajo manual, que a menudo parece resulta poco interesante.

Comunmente se olvida que la mejor solución aún en piezas similares, puede ser muy diferente según el tamaño de serie, las instalaciones del taller y el personal existente. En la sujección con alambre una conversación previa con el taller de fabricación ó el constructor puede facilitar el proceso, por ejemplo, haciendo a las piezas a tratar agujeros, agujeros roscados, ranuras, etc. lo cual simplificaría considerablemente éste método.

Se debe considerar además, si no resultaría más económico un personal auxiliar para la sujección con alambre (así como para la carga de otros dispositivos) en lugar de encargar este trabajo al personal especializado en el tratamiento térmico. Si para tales trabajos de preparación se llegara a utilizar la instalación del temple una hora menos por día solamente, esto costaría generalmente, más que un peón auxiliar adicional para todo un día.

Como la sujección con alambre, además de cierta habilidad y lógica, no necesita ninguna instrucción técnica previa, hasta con demostrar algunos ejemplos sin explicaciones especiales. Naturalmente se deberá ajustar dependiendo del caso, el largo y la carga de los alambres a la profundidad del baño, y en caso de baños profundos, cargados a mano, también a la fuerza del personal que lo realiza.

Las figuras de la 36 a la 41 muestran algunos tipos de sujecciones con alambre. El alambre a utilizar debe ser de hierro común blando, recocido pero no oxidado, o un



Figura 36



Figura 37

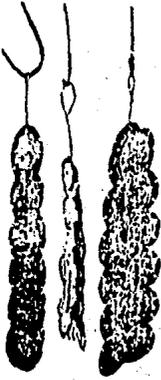


Figura 38

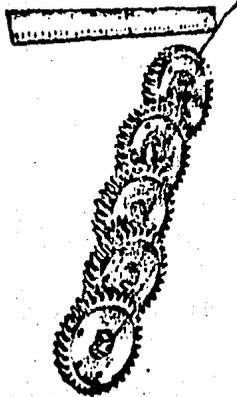


Figura 39



Figura 40



Figura 41

alambre trefilado. La elección del diámetro del alambre ó eventualmente la cantidad de alambre es una cuestión de experiencia relativamente fácil de adquirir.

Por lo general en estos casos es más importante la solidez del gancho superior para colgarlo del gancho de uso múltiple ó directamente de varillas apoyadas sobre el borde del crisol, así como la resistencia a la ruptura del alambre después de una carburización, que el cálculo del diámetro del alambre de acuerdo a la resistencia a la tracción o torsión requerida por el peso de las piezas a tratar.

III.2.6 METODO VI

Medios de sujeción en forma de herramientas como pinzas, imanes, peines, etc.

Cuando una parte de la pieza a tratar sobresale del baño y no debe calentarse, puede sostenerse con pinzas simples ó múltiples (figura 42), en resortes cónicos ó cilíndricos, ó usar adicionalmente soportes magnéticos que trabajan generalmente con imanes de alto rendimiento sin corriente. Las piezas, si su geometría lo permite, pueden también colocarse en dispositivos enganchables que permanezcan en los baños o se retiren total ó parcialmente de los baños para extraer la pieza a tratar; un ejemplo de estos dispositivos enganchables se muestran en las figuras 43, 44 y 45.

En este dispositivo se vuelca la gran cantidad de piezas a tratar (ejes para pedales) semiautomáticamente en las perforaciones algo inclinadas del dispositivo (en las figuras se ha colocado una sola pieza) y luego se cuelga el dispositivo con varios otros en un plato giratorio por encima del baño. Una vez que el plato giratorio hay rodado cierto tiempo se retiran los ejes de pedales con los dispositivos del baño de carburización y se vacían los dispositivos volcando las piezas en el baño de enfriamiento.

Otro ejemplo de este tipo de dispositivos de enganche se muestra en la figura 46, el cual también se cuelga en forma rotativa encima del baño. Las piezas se introducen ó se sacan continuamente del plato principal que se encuentra en el baño, pudiéndose quitar estos dispositivos por corto tiempo del baño ó dejarlos en él.

También puede presentarse el caso de que el dispositivo que sostiene las piezas a tratar permanezca sumergido todo el tiempo o que se tenga que precalentar en el baño antes de colocar las piezas de trabajo (ver figura 47). Siendo así puede usarse un canasto de sosten típico para partes pequeñas, equipado con un embudo para cargar las piezas dentro de la canasta sin salpicar. El embudo, el cual está hecho de hoja metálica, también asegura que las piezas sean cubiertas por la sal antes de que se peguen entre ellas. La canasta puede hacerse con acero al carbono ó aleado, laminado y malla de alambre de acero, todas las piezas deben estar libres de aceite o de lo contrario, se pegarán. También debe cuidarse de que estén perfectamente secas.

Como puede observarse, no existe una distinción estricta entre los métodos mencionados. Sin embargo, se pueden notar varios puntos importantes que deben tenerse presentes, sobre todo en la carburización líquida.

Entre otros debe notarse que el peso de la pieza específica a tratar debe influenciar el diseño del accesorio y la selección del material del cual se fabrique.

También debe cuidarse que los accesorios que sostienen las piezas y los soportes usados en la carburización con baño retengan las piezas de la forma más sencilla posible.

El peso de los accesorios debe de minimizarse lo más posible para aminorar la carga a calentarse y así conservar más energía.



Figura 42

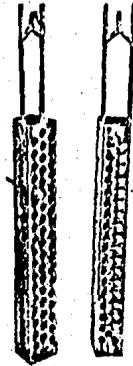


Figura 43



Figura 44

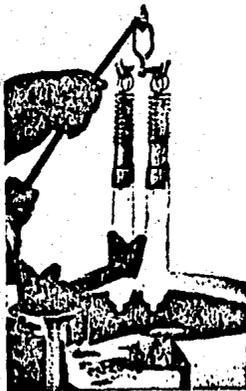


Figura 45



Figura 46

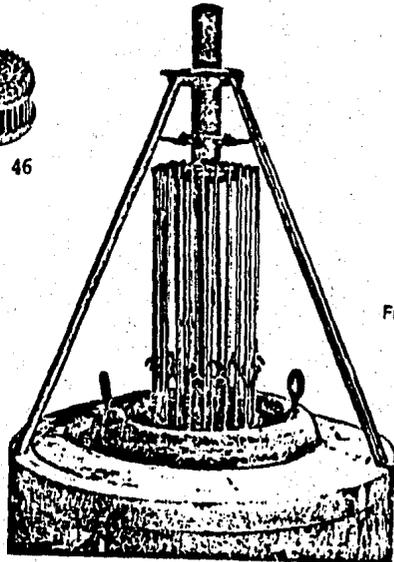


Figura 47

Siempre que sea posible los componentes de los - accesorios deben fijarse o remacharse en lugar de estar sol dados. Esto permite mayor movilidad al accesorio durante - el calentamiento y enfriamiento, alargando de esta manera - la vida en servicio del accesorio.

Aunque las soldaduras no son particularmente afec tadas por el baño carburizante, si estan sujetas a las ten- siones impuestas por los ciclos de calentamiento y enfriamien- to, y por lo tanto estan propensas a romperse. Además el fi jado y remachado facilitan el reacomodo de aquellos acceso- rios que deben reemplazarse.

Por otra parte, se sabe que no deben mezclarse - algunas sales que se emplean en los diferentes baños en los talleres de tratamientos térmicos. La mezcla de sales que contienen cianuros con las sales tipo nitrato es especialmen- te peligrosa, ya que pueden producirse pequeñas explosiones con solo introducir, por un descuido involuntario, un dispo sitivo o canasto recubierto con sales de nitrito en un baño que contenga Cianuro de Sodio.

Hay otros casos en que si bien no se producen reac- ciones peligrosas, si puede establecerse una contaminación e inutilización del baño de sales perdiendo su efectividad. Por ejemplo, los baños no descarburizantes, utilizados para tratamientos de recalentamiento y que contienen Silicio, - al ser contaminados con sales alcalinas aún en pequeñas can tidades, aumentan su viscosidad y empiezan a descarburar a las piezas introducidas. Por otro lado, si se introduce un dispositivo recubierto con sales que contienen cianuros en

CAPITULO IV

TRATAMIENTO TERMICO DE LAS PIEZAS CARBURIZADAS

un baño de sales no descarburizante, se observa que el baño pierde fluidez y que al alcanzar una temperatura mucho mayor que la indicada para el caso recobra su viscosidad normal.

Por lo tanto, se recomienda marcar todas las herramientas como son ganchos, cucharas, espumaderas, raquetas y dispositivos ó canastos de carga con colores diferentes y ll_{am}ativos. Es suficiente con marcar el mango de los canastos y dispositivos, y un extremo de las cucharas, barras, etc.

La tabla V enlista los materiales en condición de colada o forjados que se utilizan para las diferentes partes del horno y los accesorios. Como puede observarse, se puede utilizar más de un material para fabricar alguna pieza específica del horno ó accesorio. El costo del material y su vida útil usualmente aumenta conforme el contenido de aleación se incrementa. Aunque la duración en servicio de estas piezas se verá influenciada por la temperatura de operación y el tipo de sal carburante empleada, los materiales enlistados pueden usarse en rangos de temperatura altos ó bajos, estos, desde 845° hasta 955°C.

IV.1 SELECCION DEL MEDIO DE ENFRIAMIENTO

IV.1.1 GENERALIDADES

Es esencial proporcionar a la pieza carburizada - el adecuado tratamiento térmico para el desarrollo simultáneo de las propiedades requeridas en la matriz y en la superficie. Por lo tanto, la selección del medio de enfriamiento apropiado es un factor de considerable importancia.

La mayoría de las piezas carburadas se templean, - ya que el temple es necesario para desarrollar una capa superficial martensítica principalmente. La selección del medio templante es importante debido a que, idealmente, la velocidad de enfriamiento debe ser justamente lo bastante rápida - para producir la estructura del núcleo deseada, pero no tan rápida que produzca un agrietamiento en la capa ó una cantidad excesiva de austenita retenida.

En la práctica, sin embargo, las condiciones de - temple se eligen frecuentemente solo sobre la base de desarrollar las propiedades deseadas en la capa, especialmente en las aplicaciones donde las propiedades del sustrato o matriz tienen poco ó ningún efecto sobre el comportamiento de la pieza producto.

Para el enfriamiento de piezas que se han carburado en sales puede utilizarse cualquiera de los medios de - temple más convencionales, como son: agua, salmuera, solución

caústica, aceite y sales fundidas. Sin embargo, la adecuabilidad de cada medio dependerá principalmente de la templeabilidad del acero, las durezas deseadas en la superficie y en la matriz y la cantidad de distorsión permitida.

IV.1.2 CARACTERIZTICAS DE LOS DISTINTOS MEDIOS DE ENFRIAMIENTO.

En seguida se describen someramente las características principales de cada medio de enfriamiento en relación con la carburización líquida.

IV.1.2.1 Agua y Salmuera:

Son los medios de temple más comunmente usados. - Cuando se trate de un temple en agua es adecuado mantenerla en una temperatura de 20 a 30°C y en constante agitación. - El agua ayuda a disolver la película de sal carburizante y de este modo crea una salmuera localizada que suprime la fase de vapor en el proceso de enfriamiento. Con el uso continuo, la concentración de sal (iones cloro Cl^- , carbonatos CO_3^{--} , y cianuros CN^-) se incrementa, por lo tanto debe adicionarse periódicamente agua fresca para controlar la concentra

ción de contaminantes y mantener la temperatura deseada.

Referente a la salmuera (5 a 10% de sal) y a la solución caústica (3 a 5% de sal), se utilizan para obtener temples más drásticos. Sin embargo, la efectividad de éstos medios debe restringirse seriamente debido a la excesiva concentración de contaminantes que se obtiene con facilidad. Cuando se utiliza una solución caústica para templar debe tenerse mucho cuidado para ver que los bastidores, canastas y accesorios estén perfectamente limpios, libres de caústicos y bien secos antes de colocarlos nuevamente en el baño carburizante, debido a que con pequeñas cantidades de caústicos que acarreen disminuirán sensiblemente la concentración de cianuros en el baño carburizante.

La mayoría de los aditivos usados para retardar la velocidad de temple del agua, como el alcohol polivinílico y ciertas gomas sintéticas y naturales no deben usarse, ya que éstas gomas precipitan cuando la concentración de sal alcanza cierto valor en el medio templante y afectan adversamente la velocidad de temple.

IV.1.2.2 Aceite:

El temple en aceite es menos drástico que el temple en agua y por lo tanto causa menos distorsión. Debido a que las sales carburizantes contienen alcalis que saponifican

la materia grasosa que contienen muchos aceites templantes, reduciendo de esta manera su efectividad en el temple. Es - recomendable usar un aceite mineral puro, libre de grasas.

Es muy frecuente regenerar el aceite mineral con adiciones de aceite fresco que incrementan su efectividad de temple y alarguen su vida en servicio.

Para minimizar la distorsión es adecuado usar aceites especiales que puedan utilizarse a temperaturas tan altas como 175°C.

Normalmente, las piezas que son carburizadas en - sales de cianuros se temple directamente en aceite, manteniéndolo dentro del rango de temperaturas de 25 a 70°C.

El aceite de temple debe mantenerse libre de humedad y debe agitarse por medio de propelas o bombas tipo impulsador; en cambio debe evitarse usar compresoras de aire para obtener agitación.

Debido a que siempre va a precipitarse algo de sal en el aceite de manera inevitable, es conveniente filtrarlo periódicamente, y para prevenir la entrada de contaminantes o restos de sal en los dispositivos de agitación deben de colocarse sobre ellos algunos tamices.

IV.1.2.3 Baños de sal:

Si se temple en un baño de nitratos-nitritos se minimiza la distorsión. Sin embargo, las piezas nunca deben de transferirse directamente de un baño carburizante con más de 5% de cianuros a un baño de temple de este tipo, ya que esto resultaría en una violenta reacción que puede causar una explosión. Para evitar esta posibilidad, las piezas deben colocarse en un baño de sal neutro a la temperatura deseada antes de templar en dicho baño.

La composición del baño de sal neutra debe ser de 45-55% de Cloruro de sodio y 45-55% de Cloruro de potasio, pero debe verificarse periódicamente el contenido de cianuros que pueda ir adquiriendo; es común en la práctica limitar esta concentración por debajo del 5%. Por lo general este nivel nunca se rebasa, debido a la oxidación de cianuro a cianato por el oxígeno del aire. Sin embargo, para apoyar esta oxidación, el aire puede burbujearse a través del baño neutro.

Es importante advertir que deben de removerse todas las trazas de sal tipo nitrito-nitrato de los accesorios de temple antes de reinstalarlos en el baño carburizante, lo que puede efectuarse enjuagando los accesorios en agua caliente.

IV.1.3 Mantenimiento de los baños de temple:

Debido al continuo uso del baño de temple, siempre habrá determinada cantidad de restos de sal disuelta. Si se trata de un baño de agua, existe una determinada cantidad de sal disuelta que incrementa su eficacia en el temple, aunque cuando se tengan cantidades de sal disuelta mayores - al 10% la velocidad de temple disminuirá.

Si se adiciona de manera controlada agua fresca - al baño, junto con un derrame continuo de la ya usada, se mantendrá la concentración de sal en un nivel bajo aceptable. Sin embargo, es importante que el agua derramada sea tratada químicamente en un dispositivo especial para eliminar la concentración de cianuros (ver capítulo V "Tratamiento de sales gastadas"). Por esta razón es conveniente cambiar continuamente el agua de temple a intervalos de tiempo programados - cuando se trate de operaciones pequeñas.

Cuando se tenga un tanque con agitación, es recomendable poner un fondo falso -en forma de una placa perforada- para permitir la sedimentación de sólidos densos, los - cuales se removerán a determinados períodos de tiempo.

Respecto a los baños de salmuera, el acarreo de - sales desde el baño de carburización líquida al baño de temple, ayuda a mantener la concentración de la salmuera. No - obstante, la concentración de la sal no debe exceder el 10%. Lo mismo sucede con los baños caústicos, aunque su concentración puede mantenerse por adición de Hidróxido de sodio.

En lo que se refiere a los baños de aceite, se sabe que las sales del baño carburizante no se disuelven en, ni se combinan con los aceites minerales de temple. Por lo tanto, los lodos de sal formados deben removerse periódicamente, ya sea por medios mecánicos o por filtrado a través de mallas.

Los baños de sal de temple también requieren para su mantenimiento adecuado de un desolado periódico de contaminantes. Para esto es recomendable el uso de cámaras de separación, dentro de la cual las sales suspendidas pueden asentarse por diferencia de gravedad. Así la cámara separadora puede deslodarse periódicamente.

Otra técnica que se usa cuando las sales contaminantes son de alto punto de fusión, involucra el filtrado continuo de estas sales mediante el bombeo de la sal de temple contaminada a través de un filtro que se mantiene a una temperatura menor; así, los contaminantes se depositan en una canasta con malla de alambre, y la sal colada se regresa al baño de temple.

IV.2 TRATAMIENTOS DE TEMPLE

Las piezas carburadas pueden templarse en los medios descritos de dos maneras: a) de una manera directa ó b) por recalentamiento y temple. Enseguida se describe cada una de ellas por separado.

IV.2.1 TEMPLE DIRECTO.

Un gran porcentaje de las piezas carburizadas se templan directamente desde el baño de sales, tomando las precauciones descritas anteriormente. Para esto la temperatura de trabajo se reduce a la temperatura de austenización normal, aunque el temple desde la temperatura de carburización puede efectuarse algunas veces.

El temple directo ha tenido gran aceptación, debido principalmente a la simplicidad y economía del procedimiento. Este tratamiento reduce la cantidad de energía para calentamiento y elimina algunos de los gastos de operación y equipo. Los costos de trabajo se reducen y los daños de las piezas se minimizan, debido a que las piezas son menos manipuladas. Además, el uso de aceros con grano fino, quienes exhiben una respuesta relativamente uniforme al tratamiento térmico y el desarrollo de técnicas y equipo para mejorar la seguridad en el control del Carbono, han ayudado a aceptar el temple directo como un medio de endurecimiento de gran variedad de piezas.

A dicha aceptación también ha ayudado el desarrollo de los accesorios requeridos para contener y separar adecuadamente cada una de las piezas durante la carburización, ya que esto también promueve una dirección y velocidad uniforme del movimiento templante relativo a cada pieza en el dispositivo. Esto nos lleva a una calidad dimensional y metalúrgica más consistente.

La simpleza de la operación también minimiza la distorsión, debido a que se efectúan cambios de fase solamente durante un ciclo de calentamiento y enfriamiento. Cada cambio de fase produce un cambio en el volumen y las tensiones internas, las cuales pueden dar como resultado el cambio dimensional permanente de la pieza.

El grado de distorsión de algunas piezas (por ejemplo, ciertos engranes), varía con la profundidad de capa y la cantidad de austenita retenida en la capa, así como con la aleación y variables del proceso que se sabe causan distorsión en las partes no carburizadas. Si se van a temprar directamente piezas dimensionales sensitivas es necesario tener un buen control del gradiente de carbono, de la profundidad de capa y de la concentración de carbono superficial.

El porcentaje de carbono cerca de la superficie debe mantenerse debajo de la saturación cuando la temperatura de las piezas se reduzca antes del temple, de lo contrario precipitarán los carburos. Una red de carburos en los límites de grano de la capa por lo general se considera perjudicial; el enfriamiento lento y recalentamiento es una manera de evitar o minimizar el desarrollo de tales redes de carburos.

IV.2.2 RECALENTAMIENTO Y TEMPLE

El tratamiento de recalentamiento y temple de piezas carburizadas surgió debido a que en un principio solo se carburizaba con los métodos de empaque, los cuales no tenían técnicas de control de Carbono apropiadas, produciendo así una saturación de carbono en la capa.

El recalentamiento es un método efectivo para reducir el porcentaje de Carbono superficial por debajo de la saturación. Por lo tanto, los aceros carburizados en un principio requerían una operación de recalentamiento después del carburizado para producir una microestructura uniforme en la capa.

Actualmente, aún cuando el equipo de carburización es capaz de producir la estructura de capa deseada, cierto tipo de piezas son recalentadas.

La técnica de carburización, enfriamiento lento, maquinado de ciertas áreas para remover la capa y posterior endurecimiento de la pieza completa se usa algunas veces cuando las áreas seleccionadas no deben tener capa carburizada.

El recalentamiento casi siempre se utiliza para producir microestructuras de capa que tengan carburos de forma y distribución controlada. Las temperaturas de recalentamiento menores que la temperatura crítica AC_3 del material base, pero cercanas a la temperatura AC_3 de la capa se usan ocasionalmente.

El recalentamiento casi siempre se usa después de una carburización a alta temperatura, a menos que se conozca que el material tratado sea inmune al crecimiento de grano - excesivo.

Al recalentamiento se le llama frecuentemente "refinamiento de grano". Las ventajas que se obtienen con una microestructura recalentada sobre una estructura de temple - directo son muy discutidas. La cantidad de austenita retenida es menor usualmente, ó al menos es menos visible en microestructuras de piezas recalentadas. El efecto de la austenita retenida en el comportamiento de las piezas es también controversial, pero definitivamente no siempre es perjudicial - (33), como lo veremos más adelante en la sección de microestructuras, donde analizaremos este punto más detalladamente.

Debe tenerse en cuenta también que si se usa el - tratamiento de recalentamiento, existe siempre el peligro de mayor distorsión.

IV.3 ESTRUCTURAS OBTENIDAS EN PIEZAS CARBURIZADAS EN BAÑOS DE SALES

Ya en este capítulo se habló acerca de los medios de enfriamiento adecuados y de los tratamientos térmicos a los que se someten las piezas que se han carburizado en sales. Como resultado de ambas cosas, obtenemos una estructura en el acero carburizado, que es la que finalmente nos va a proporcionar las características del comportamiento de la pieza en servicio debido a la relación existente entre la microestructura del acero y sus propiedades mecánicas. Por lo tanto, el desarrollo de las propiedades deseadas del acero - depende de la capacidad para controlar su estructura.

Como mencionaremos en un principio, la carburización se realiza en aceros de bajo contenido de carbono (0.4% máximo). Por lo tanto, después de tratar térmicamente un - acero carburizado se formará una capa de alta dureza sobre - una matriz de menor dureza. La microestructura de la capa y la matriz tienen por lo tanto un marcado contraste una con - otra y las propiedades de la capa superficial son diferentes a la del acero base tratado.

Las microestructuras que pueden formarse en la ca pa y la matriz de una pieza dada depende de la composición - química de las respectivas capas y del tamaño de la pieza mis ma.

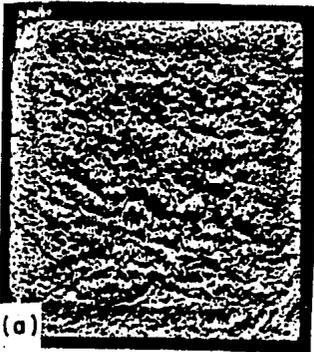
La estructura del material sirve como una guía fun damental para el control de todas las etapas del proceso tér mico. También da un método seguro para detectar irregulari-

dades en la pieza que pueden afectar adversamente el comportamiento y la vida en servicio. Además de la microestructura, existen casos en los que la macroestructura de la pieza puede revelarnos datos interesantes para el control de las características del acero tratado. Debido a su gran importancia ya manifestada enseguida analizaremos ambos tipos de estructuras.

IV.3.1 MACROESTRUCTURA

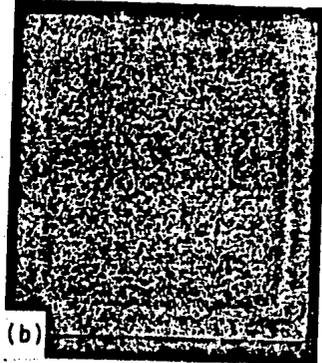
Todas las piezas que tienen un tratamiento de endurecimiento de capa, al fracturarse, van a presentar una estructura común que es muy fácilmente reconocible. Dicha estructura consiste de un aro o círculo con una textura fina, la cual rodea una superficie con una estructura gruesa. Si a esta superficie la lijamos y la atacamos, la estructura de la capa se verá diferente a la de la matriz, debido a la diferencia en las características de ataque de ambas zonas. - Ambos casos se ilustran en la figura 48. Lo anterior es una manifestación de la macroestructura de la pieza.

El análisis macroestructural de piezas carburizadas es muy utilizado a nivel industrial, debido a las ventajas que representa. Por ejemplo, la uniformidad de la capa y la uniformidad del tratamiento térmico de una pieza con capa endurecida puede evaluarse con un análisis visual simple sobre la sección fracturada, ó fracturada y atacada. Así, -



(a)

Sección fracturada mostrando la diferencia entre la -
textura de la capa y la del
núcleo. (Atacado con Nital
al 10% para resaltar el con-
traste entre las 2 zonas).



(b)

La misma sección que en a) -
pero pulida y atacada (Nital
al 10%)

Figura 48 Macrofotografías de una barra de
acero 1018 carburizado y endure-
cido. Profundidad de capa 2.4 mm
(10X)

en la figura 49 tenemos la sección transversal de un taladro para roca que fue carburizado a 925-940°C durante 10 horas, recalentado y templado en aceite, con un revenido posterior de 2 horas a 160-170°C. Se puede observar fácilmente que la capa carburizada es relativamente uniforme en profundidad y por lo tanto no hay grandes variaciones en las características de ataque dentro de la capa y la matriz; al parecer también el tratamiento térmico de la sección del taladro fue relativamente uniforme.

El caso contrario se presenta en la figura 50, en la cual encontramos la macroestructura de un engrane, carburizado a 925°C por un período largo de tiempo y luego enfriado en aceite. El diente del engrane se endureció por inducción y entonces se templó en una solución de agua con 4% de templante sintético; posteriormente se le dió un revenido a 180°C por una hora. En este engrane se puede observar como la microestructura no es uniforme, debido principalmente al endurecimiento por inducción del diente.

Mediante el análisis macroestructural también puede medirse la profundidad total de la capa sobre secciones fracturadas y atacadas, como se describió en el capítulo II.

También se utiliza para checar la efectividad de las técnicas para carburización selectiva (34), como la mostrada en la figura 51, donde se ilustra la efectividad de una pintura preventiva para el carburizado. La superficie señalada con la flecha se protegió de la atmósfera carburizante, evitando la formación de la capa en el centro de la zona.

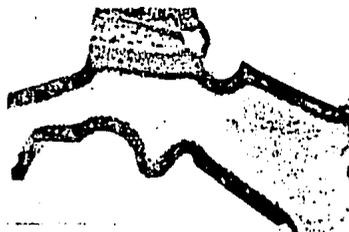


Fig. 49 Macroestructura uniforme de una sección de un taladro para roca fabricado de acero 4320. (Ataque con Nital. Sin aumento).

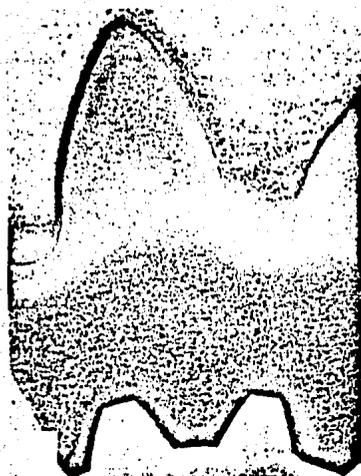


Fig. 50 Macroestructura no uniforme de un engrane con endurecimiento por inducción en los dientes fabricado de un acero 1524F. (Ataque con Nital; 4X).

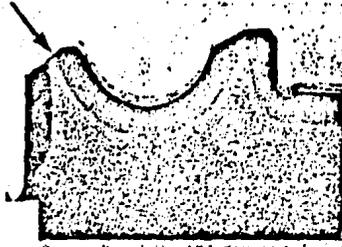


Fig. 51 Canal de piston ("ball and roll") de acero 8720, mostrando los resultados de la carburización selectiva. La flecha muestra las puntas de la superficie que no fueron carburizadas.

IV.3.2 MICROESTRUCTURA

La microestructura de una pieza carburizada varía desde la superficie hacia el centro de la pieza. En la superficie, la microestructura será siempre perlita ó martensita, con ó sin carburos en los límites de grano, ambas cosas dependiendo del tratamiento térmico posterior al carburizado de la pieza y del porcentaje de Carbono alcanzado. - Conforme avanzamos hacia el interior de la pieza encontramos una transición gradual de la microestructura en productos de transformación que son característicos de menores contenidos de carbono, hasta que finalmente se alcanza la microestructura del material base. Debido a esta serie de transformaciones en la microestructura, la examinación microscópica puede usarse para medir la profundidad de capa, como se mencionó en el capítulo II.

Debido a la importancia de la microestructura de la pieza y a su fuerte dependencia del tratamiento térmico posterior al carburizado, es muy importante saber elegir el tratamiento térmico adecuado para desarrollar las propiedades requeridas en el material base, y al mismo tiempo desarrollar la dureza superficial requerida y el gradiente de dureza necesario en la capa. A su vez las propiedades de la capa dependen fuertemente de la concentración de carbono y del gradiente de dicha concentración, ya que solo mediante el ajuste de estos parámetros puede realizarse el adecuado tratamiento térmico.

El efecto del porcentaje del carbono en la microestructura superficial puede observarse en la figura 52 para

un acero al Carbono (acero 1018) y en la figura 53 para un acero aleado (9310).

Respecto al acero 1018, la figura 52 muestra la microestructura de piezas tratadas bajo las mismas condiciones de tratamiento térmico y temperatura pero a diferentes tiempos. Cuando se alcanza una concentración de Carbono igual a 0.6-0.7% en la superficie, la microestructura consiste de Ferrita (la cual se sitúa predominantemente en los límites de grano de la austenita madre) y Perlita. En un porcentaje de carbono ligeramente mayor (0.7-0.8%), figura 52b, la microestructura es totalmente perlítica en la superficie, y debajo de ella, la microestructura consiste de perlita y ferrita proeutectoide, delineando los límites de grano de la austenita anterior.

Con un mayor ciclo de carburización, el cual produce un contenido de carbono superficial de 0.9-1.0%, la microestructura consiste de una delgada película de Carburo de Hierro, Fe_3C , delineando los antiguos granos de austenita en una matriz perlítica (figura 52 c). Finalmente, a un porcentaje de carbono de 1.0-1.1%, existe el suficiente carbono para formar una capa fina de carburo en la superficie. Inmediatamente debajo de la superficie la microestructura es perlítica, con carburo delineando los antiguos granos de austenita.

En lo que respecta al acero aleado 9310, se presentan en la figura 53 varias microfotografías de piezas carburizadas bajo las mismas condiciones y el mismo tratamiento térmico posterior, variando solamente el potencial de carbu-

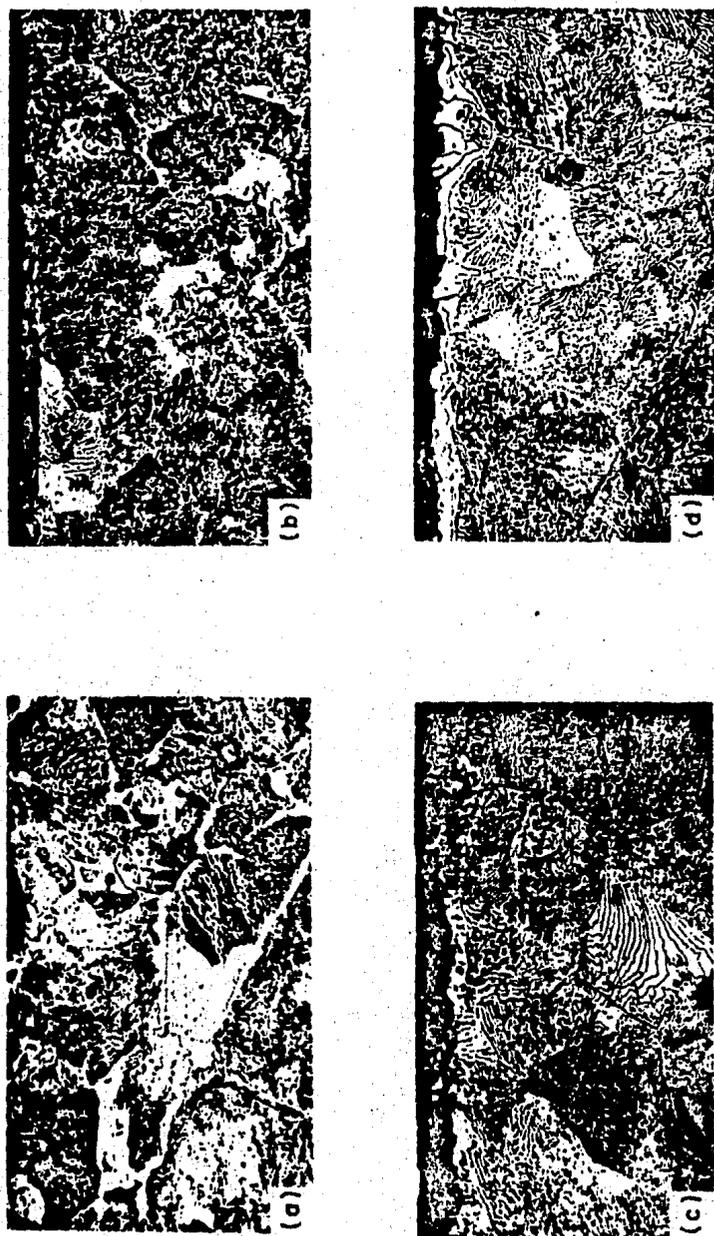


Fig. 52 Estructuras carburizadas de acero 1018 con contenidos de Carbono en la superficie de:
a) 0.6-0.7%, b) 0.7-0.8%, c) 0.9-1.0%, d) 1.0-1.1%. Ataque con Nital 1. (500X).



(a)



(b)



(c)



(d)

Fig. 52 Estructuras carburizadas de acero 1018 con contenidos de Carbono en la superficie de: a) 0.6-0.7%, b) 0.7-0.8%, c) 0.9-1.0%, d) 1.0-1.1%. Ataque con Nital 1. (500X).

rización con el fin de obtener diferentes concentraciones - superficiales. La microestructura de todas ellas es principalmente martensita revenida y varios grados de carburos, - con excepción de la 53 a, la cual no tiene carburos, debido a su relativamente baja concentración de Carbono (0.6%).

Las partículas de carburo son ya visibles en la - matriz martensítica a una concentración de Carbono de 0.85% (figura 53 b). Al principio, los carburos aparecen como partículas esparcidas sin patrón aparente, pero al incrementar la concentración de carbono, los carburos empiezan a delinear los límites de grano de la austenita anterior con mayor claridad (ver figuras 53 b, c y d).

Cuando se tiene una concentración de 1.1% de Carbono, la capa superficial contiene una cantidad substancial de carburos intergranulares, los cuales van desapareciendo - gradualmente a mayores profundidades debajo de la superficie, hasta aparecer de nuevo solamente en los límites de grano - (figura 53 e). A contenidos de Carbono altos, aproximadamente 1.2%, los carburos se presentan aglomerados dentro de partículas masivas de carburos, las cuales presentan una geometría muy esférica por encima del 1.2% de Carbono. Cuando los carburos masivos se forman hay un decrecimiento simultáneo en la concentración de carburos intergranulares, como puede observarse al comparar las figuras 53 e y f.

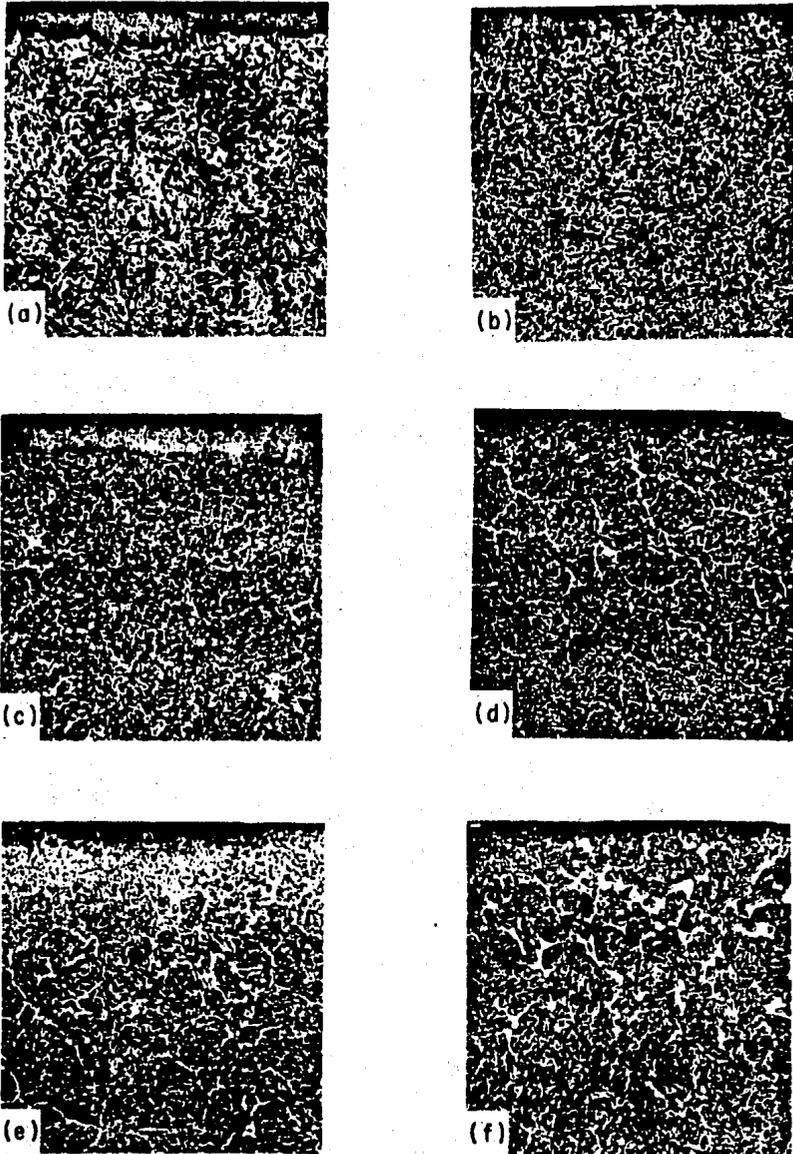


Fig. 53 Estructuras de un acero 9310 carburizado y tratado térmicamente con contenidos superficiales de Carbono de: a) 0.6%, b) 0.85%, c) 0.95%, d) 1.05%, e) 1.1%, y f) 1.2%. Ataque con Nital 2. (500X).

IV.3.2.1 Efecto del Tratamiento térmico en la microestructura:

Como ya ha quedado entendido, si variamos el tratamiento térmico al cual la pieza se sujeta después del carburizado se producirán variaciones en la microestructura de la capa y el núcleo.

Por lo tanto, debido al bajo contenido de carbono del acero base, la estructura de la matriz puede variar desde martensita de bajo carbono (35) hasta solamente ferrita. La estructura de la capa debido a su mayor contenido de carbono, puede estar formada de martensita, bainita, perlita y cementita, dependiendo de la velocidad de enfriamiento desde la temperatura de austenización. Cerca de la interfase núcleo-capas, puede encontrarse algunas veces ferrita proeutectoide, sobre todo si la velocidad de enfriamiento es lenta.

Lo anterior se ilustra con las microfotografías de un acero carburizado, tipo 8720 (figura 54). El enfriamiento en el horno desde la temperatura de tratamiento produce una estructura de equilibrio formada por perlita laminar y una red blanca de cementita (Fe_3C), mientras que en la parte b de la misma figura se exhibe una microestructura donde predomina la martensita.

Para un mejor entendimiento de como sobre el endurecimiento de la pieza ocurre consecutiva ó simultáneamente la transformación de una serie entera de composiciones del acero sobre la sección transversal produciendo de esta manera una serie de estructuras que dan las propiedades requeri-

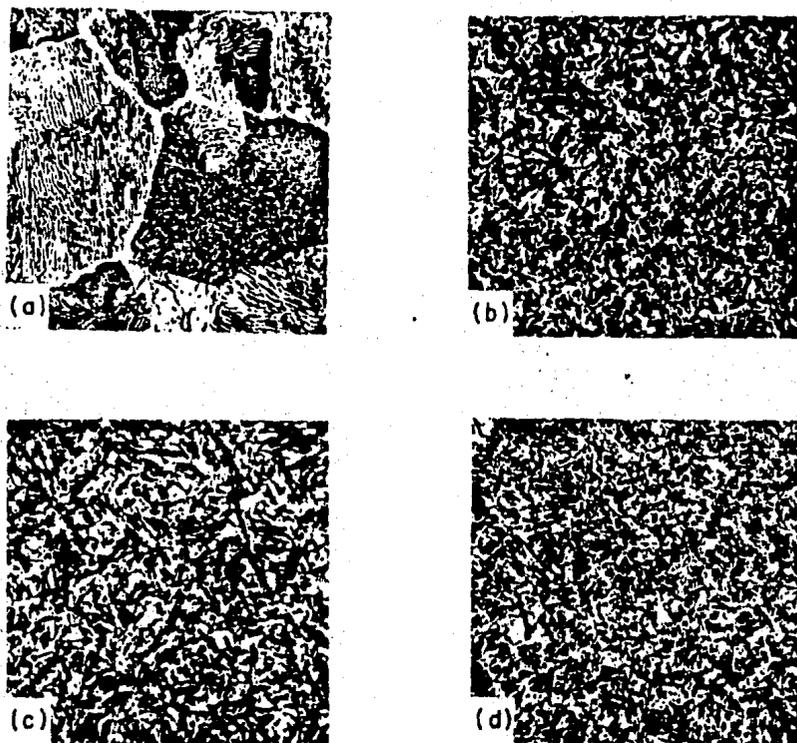


Fig. 54 Variaciones en la microestructura de un acero 8720 como resultado de variaciones en el tratamiento térmico: a) enfriado en el horno, b) templado y revenido a 120°C, c) templado y revenido a 190°C, y d) templado y revenido a 260°C. Ataque con Nital 5. (1000X).

das en áreas predeterminadas de la pieza se recomienda recurrir al artículo de A. Rose y P. Hougardy (36), quienes hacen un análisis completa de la serie de transformaciones que ocurren, valiendose de diagramas tridimensionales tipo enfriamiento continuo (CCT).

Respecto a la austenita retenida, ella puede aparecer cerca de la superficie en algunos aceros, bajo ciertas condiciones de tratamiento térmico. Se considera generalmente no dañina cuando se presenta en cantidades no excedentes al 30%, pero solo si está finamente dispersa, pero en otras aplicaciones -engranes de carga pesada o cojinetes de precisión- es muy dañina y debe evitarse.

Cuando se tiene austenita retenida en la capa tratada, pueden producirse varios efectos dañinos, por ejemplo: inestabilidad dimensional, tensiones residuales excesivas ó agrietamiento; todas ellas pueden causar problemas en la pieza carburizada estando en servicio.

La austenita retenida es más prominente en altos contenidos de Carbono y de aleación, y en capas de piezas que se han templado directamente desde altas temperaturas de carburización. Los altos contenidos de carbono y de elementos aleantes bajan las temperaturas de inicio (M_s) a fin (M_f) de la transformación martensítica. En algunos casos la temperatura M_f puede encontrarse muy por debajo de la temperatura ambiente, lo cual favorece la retención de grandes cantidades de austenita (fig. 55).

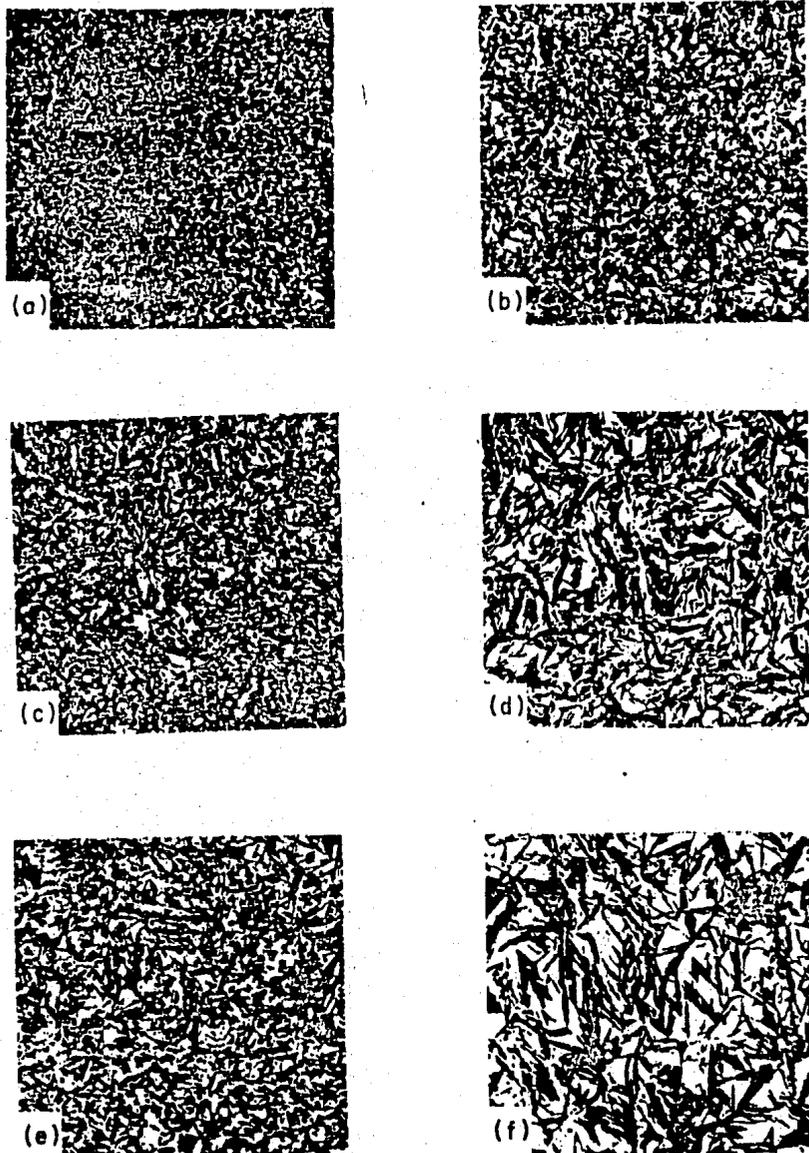


Fig. 55 Microestructuras de capa con varias cantidades de austenita retenida en un acero 4620, el cual se carburizo para producir un contenido superficial de carbono de: a) 0%, b) 10%, c) 20%, d) 35%, e) 40%, y f) 45% de austenita retenida. Determinación por análisis de difracción de Rayos X. Ataque con Nital. (1000X).

Una manera de reducir la cantidad de austenita retenida en la microestructura de la capa es el conocido "tratamiento sub-cero" (37), el cual es básicamente una continuación del temple donde la austenita retenida de la capa se transforma a martensita. El porcentaje de transformación es ta más relacionado con la temperatura que con el tiempo a esa temperatura -esto es, menor temperatura produce niveles mayores de transformación. Los tratamientos múltiples producen escasas mejoras. Casi toda la transformación significativa se lleva a cabo en el primer tratamiento subcero.

La cantidad específica de austenita transformada en este tratamiento es muy difícil de predecir, debido a que esta transformación a una temperatura dada se ve influenciada por los siguientes factores:

- a) La cantidad de austenita retenida en el comienzo del tratamiento.
- b) El lapso de tiempo entre el temple y este tratamiento.
- c) Algún tratamiento térmico intermedio, por ejemplo, el revenido.
- d) El nivel general de tensiones residuales compresivas en la pieza.
- e) Algún trabajado en frío del material, tal como un enderezado.
- f) Diseño de la pieza.

Un revenido a 150-175°C antes del tratamiento sub-cero es práctica común, debido a que el revenido decrece la tendencia a formar microgrietas sub-superficiales. El revenido tiende a estabilizar la austenita retenida. Un largo período a temperatura ambiente tiene un efecto estabilizador

más fuerte que el revenido inmediatamente después del temple. Debido a que un incremento en el volumen acompaña a la transformación, mayores niveles de tensiones residuales compresivas anteriores al tratamiento tienden a retardar la transformación hasta temperaturas muy bajas. De esta manera, tenemos que temperaturas del orden de -75° a -100°C se utilizan de manera rutinaria en el tratamiento subcero.

El equipo usado para tratamientos a -75°C puede ser tan simple como hielo seco mezclado con Kerosina, tricloroetileno ó alcohol dentro de un cubo. El nitrógeno líquido puede usarse para enfriar a temperaturas tan bajas del orden de los -195°C .

Por último es importante mencionar que los aceros que contienen Níquel son especialmente susceptibles a presentar austenita retenida, debido a su carácter gammágeno.

Si se requiere mayor información en lo referente a la austenita retenida en capas cementadas, recurrir al artículo de Herrero, Rius y Plana (38).

VI.3.3 DESCARBURIZACION Y OXIDACION

Además de la austenita retenida se tienen algunos otros problemas estructurales en el tratamiento de carburizau

ción, como son la descarburización y la oxidación.

La descarburización puede ser el resultado de un bajo potencial de carbono en la parte de difusión del ciclo de recalentamiento y temple, o puede deberse también a un re calentamiento prolongado en aire húmedo y otro gas descarburizante. La presencia de descarburización puede detectarse por no desarrollar la pieza la dureza superficial requerida, aunque es mejor confirmar su existencia por examenación microscópica.

En la figura 56 observamos la estructura de un ace ro 4118 con una capa superficial completamente descarburizada (ferrita) (sección a), debajo de la cual existe una pequeña zona de transición de ferrita más martensita de bajo carbono y posteriormente la matriz normal de martensita más aus tenita retenida. En la sección b de la figura observamos que la capa puede estar solo parcialmente descarburizada, debido a la presencia de carburos precipitados integranulares, los cuales previenen la descarburización total.

Respecto a la oxidación de una superficie carburi zada, también afecta a la microestructura obtenida. El más indeseable efecto de este fenómeno es la pérdida de templabilidad debido a que el oxígeno reacciona preferencialmente con los elementos de aleación, como el Cromo, Manganeso y Molibdeno. Si existe algún elemento con mayor afinidad por el Oxígeno que el Hierro (ver tabla VII) reaccionará totalmente con el Oxígeno, eliminándolo por completo. El grado de reacción depende de la composición del acero y de las condiciones de carburización.

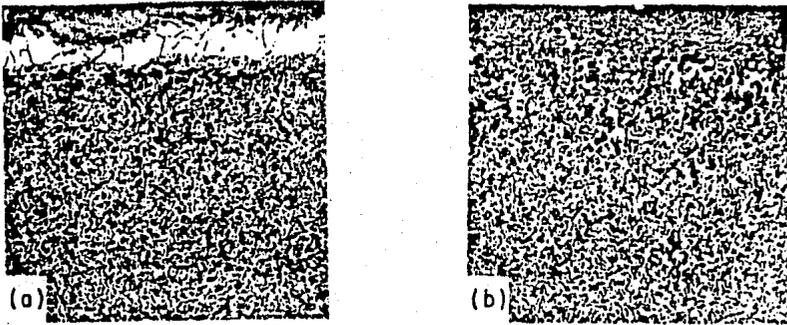


Fig. 56 Acero 4118H carburizado y templado con a) capa superficial completamente descarburada, y b) capa superficial parcialmente descarburada. Ataque con Nital 4. (250X)



Fig. 57 Efecto de la oxidación en el límite de grano en δ cerca de la superficie de un acero -- 8822H carburizado, sobre la microestructura. Atacado ligeramente con Picral al 2%. (500X)

La cantidad de oxidación superficial y la profundidad afectada dependerán de la composición del acero, de la temperatura de carburización y de la composición del medio ambiente carburizante, además de las condiciones de enfriamiento de la pieza después del carburizado, (ver capítulo VII - efecto de la temperatura). La cantidad de oxidación superficial es menor cuando: la temperatura es baja, la atmósfera contiene poco oxígeno libre y el contenido de aleación es alto.

Para ilustrar lo anterior observese la figura 57, donde se tiene la oxidación de los límites de grano de un acero 8820, lo cual produce una capa de bainita y perlita en la superficie (constituyentes oscuros) sobre una matriz normal de martensita con austenita retenida y partículas de carburos dispersas.

IV.4 TEMPLABILIDAD

La templabilidad es la capacidad del acero para endurecerse por la formación de martensita en el temple. La templabilidad determina la profundidad del endurecimiento obtenido en el temple, lo cual usualmente se especifica como la distancia desde la superficie donde la cantidad de martensita es igual al 50%.

La propiedad característica de un acero con alta templabilidad es que muestre una gran profundidad de endurecimiento. Lo anterior determina la importancia que tiene en un acero tal característica. Sin embargo, es muy poco lo que se ha estudiado de ella sobre capas carburadas en un acero.

Sabemos que las fallas en piezas metálicas generalmente se originan en las capas superficiales donde las tensiones en servicio son muy severas. De aquí que las piezas carburizadas se utilizan principalmente en donde se trabaja con altas tensiones superficiales. Por lo tanto, de manera general, los factores críticos a lograr son una alta resistencia de la capa y un límite alto de endurecimiento.

Se ha probado que las tensiones compresivas en la capa mejoran la resistencia a la fatiga y que una alta dureza de capa siempre está asociada con una alta durabilidad. Tales tensiones compresivas se crean por el desarrollo de una capa de alto contenido de carbono y alta dureza sobre un corazón o núcleo debe tener la dureza y resistencia adecuadas para soportar la capa dura, pero si incrementamos esta dureza sobre el mínimo necesario se reducen las tensiones -

compresivas en la superficie y por lo tanto decrece la resistencia a la fatiga (39).

Originalmente se pensaba que para la selección - de un acero sólo era necesario considerar la templabilidad - del núcleo, y que un tratamiento térmico de la parte carburi - zada con el adecuado endurecimiento del núcleo era suficien - temente para asegurar una templabilidad de capa adecuada - (40). Sin embargo, si se adicionaran cantidades iguales de Carbono, éstas no tienen el mismo efecto sobre la templabi - lidad de todas las composiciones base (36). Podemos concluir de esto que los fundamentos del endurecimiento del núcleo no ser los correctos para la capa. Esto ha aclarado que la tem - plabilidad tanto del núcleo como de la capa son esenciales - para la selección apropiada del acero de grado óptimo y el - control del proceso de una pieza específica.

IV.5 TENSIONES RESIDUALES

Como resultado de la operación de endurecimiento de un acero una serie de transformaciones se llevan a cabo - en el material. Esto trae como consecuencia que se establezca un estado de tensiones residuales dentro del acero. Estas tensiones son de tal importancia que deben de tomarse en con sideración cuando se está seleccionando un acero y su tratamiento térmico.

Las tensiones residuales en aceros con capa carbu rizada nacen de 2 fuentes principalmente, las cuales están - asociadas con el enfriamiento rápido de los aceros desde tem peratura elevadas. La primera fuente es la velocidad de enfriamiento más rápida de la superficie del cuerpo comparada con la velocidad del interior. La segunda es el retraso de tiempo en la transformación de la austenita entre las partes de alto y bajo contenido de carbono en el acero carburizado durante el enfriamiento.

Las tensiones residuales en los aceros con capa - carburizada juegan un papel importante en la determinación - de las propiedades mecánicas básicas de los aceros y en el - funcionamiento mecánico total de las estructuras de los componentes de la capa carburizada. Además, este papel puede - ser benéfico o perjudicial dependiendo de varios factores: - Del signo y la intensidad de las tensiones pico, de la distri bución completa de las tensiones en las 3 direcciones princi pales y de la característica del funcionamiento mecánico bajo consideración.

Sin embargo, a pesar de que la influencia de las tensiones residuales sobre las propiedades mecánicas se ha observado experimentalmente en muchos casos, es aún difícil sino imposible, racionalizar los efectos observados, y aún más difícil predecir anticipadamente el efecto cuantitativo que las tensiones residuales tendrán en un momento dado, debido a que es difícil determinar cuantitativamente la distribución de tensiones residuales en las 3 principales direcciones sin pruebas destructivas de las piezas, lo cual limita a la determinación a tensiones superficiales solamente. Además las distribuciones de las tensiones residuales pueden alterarse durante el funcionamiento de la medición en la prueba (41).

IV.5.1 EL ORIGEN DE LAS TENSIONES RESIDUALES EN ACEROS CON CAPA CARBURIZADA.

Cuando se carburiza una pieza de acero y se le enfría temperatura ambiente, cualquiera que sea la velocidad de enfriamiento, la transformación de la austenita a otra fase o mezcla de fases (ferrita, cementita, bainita y/o martensita) está acompañada por cambios de volumen del acero.

Debido a la presencia de gradientes de concentración dentro del acero, diferentes partes de la pieza tenderán a la transformación de fase a diferentes temperaturas y por lo tanto, a diferentes tiempos durante el tratamiento térmico.

co. El retraso en el tiempo de la transformación dentro del acero da origen a fuerzas internas y a la generación de tensiones residuales, siendo esta la principal fuente de tensiones residuales, más no la única.

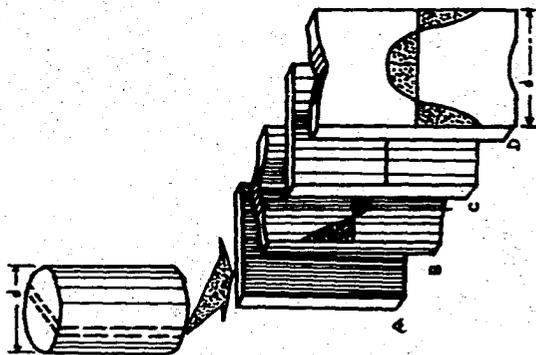
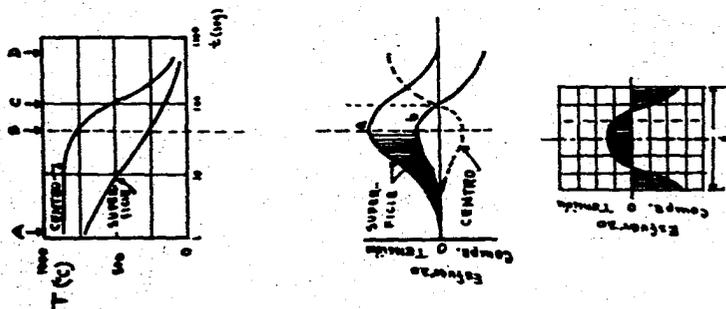
Cualquier metal de un espesor considerable que se enfríe rápidamente desde una temperatura elevada está propenso a generar tensiones residuales aún en la ausencia de cambios volumétricos asociados a las transformaciones de fase alotrópicas. Estas tensiones residuales serán generalmente sumadas a aquellas creadas por la transformación de fase, tomando en cuenta apropiadamente la intensidad y el signo de la tensión específica en cada uno de los puntos del cuerpo. Enseguida se considerará cada una de estas 2 fuentes de tensiones residuales de una manera independiente.

1) Tensiones residuales generadas en el enfriamiento normal.

La manera en la cual las tensiones residuales se generan en un enfriamiento normal en un metal desde elevadas temperaturas se muestra esquemáticamente en la figura 58. En ella, las curvas normales de enfriamiento tiempo-temperatura para la superficie y el centro de un cilindro metálico se muestran en la parte superior izquierda. La velocidad de enfriamiento de la superficie de la barra es mucho mayor que la del centro. La manera en la cual esta diferencia en las velocidades de enfriamiento afecta la generación de tensiones residuales se muestra en la "balanza" de la figura.

Una delgada sección vertical del cilindro del acero se muestra en la esquina superior derecha de la misma fi-

Fig. 58. Ilustración esquemática mostrando el desarrollo de esfuerzos residuales en el enfriamiento de un material metálico el cual no sufre la transformación alotrópica en el enfriamiento. Solo se muestran esfuerzos longitudinales.



gura y los croquis de esa sección, etiquetados de la A hasta la D, ilustran esquemáticamente la manera en la cual la forma de la sección cambia en varios estados del proceso de enfriamiento. Las letras A y D relacionan a los tiempos correspondientes en las curvas de enfriamiento.

Debido a que la superficie de la barra se enfría más rápidamente que el resto de la pieza, tenderá a pasar - por su encojimiento térmico normal a una velocidad mucho mayor que la del centro. Este centro de la barra a su vez no permitirá a la cáscara externa pasar por la contracción, debido a que se encuentra más caliente y por lo tanto, es relativamente mayor. Consecuentemente se generan fuerzas de tensión en las direcciones axial y circunferencial de la casaca enfriada. Esto se muestra como una función del tiempo en la figura debajo de las curvas de enfriamiento. La restricción a la contracción de la superficie por el núcleo de la barra genera normalmente las intensidades de tensión mostrada en la curva "a". Sin embargo, debido a que esta contracción esta ocurriendo a una temperatura elevada donde el flujo de tensión del material y su módulo elástico es bajo, la máxima intensidad de las tensiones no se desarrollará. Por el contrario, se presentará un nivel de tensiones menor como el que se muestra en la curva "b".

La velocidad más rápida de contracción de la superficie exterior del cilindro en comparación con la del interior tiene una tendencia a extruir el núcleo aún caliente en la dirección axial. Al mismo tiempo la resistencia del núcleo a la tendencia a la deformación causaría un estrechamiento permanente de la superficie exterior. Ambas acciones combinadas promoverán el desarrollo de la forma mostrada en la sec

ción B en la esquina inferior derecha de la fig. El tiempo de enfriamiento en el cual esta geometría se desarrolla, se muestra en el tiempo "B" sobre las curvas de enfriamiento.

Como el enfriamiento es continuo, la sección central del cilindro eventualmente se enfriará y por lo tanto sufrirá su contracción normal. Sin embargo, ahora recibirá una resistencia a la contracción de la sección exterior ya fría y rígida. Consecuentemente, se desarrolla la forma mostrada en la sección "C", correspondiente al tiempo "C" sobre la curva de enfriamiento.

Finalmente cuando el cilindro entero alcanza la temperatura ambiente la sección central había sido inhibida de sufrir su contracción máxima por la sección exterior del cilindro. El resultado es que el núcleo es más grande de lo que pudo ser, y por lo tanto, esta bajo tensión. De la misma manera, la "cascara" exterior es más corta de lo que pudo ser si tratara de un cuerpo libre, debido a la tensión ejercida sobre ella por la sección central; por lo tanto esta bajo compresión. El resultado final de las interacciones de enfriamiento es la distribución de tensiones mostrada en la sección "D", y en la esquina inferior izquierda de la figura.

Por lo tanto, la distribución de la tensión residual la cual resulta desde el enfriamiento normal de un cilindro metálico desde altas temperaturas es tal que la compresión residual se presenta en la superficie. Además esta compresión se presente sobre la superficie en las direcciones axial y circunferencial. La figura 58 muestra solamente la distribución de la tensión residual-axial. La distribución completa

de las tensiones en las 3 direcciones principales aparece en la figura 62.

- 2) Tensiones residuales generadas por transformaciones de fase en aceros con capa carburizada.

La figura 59 es una ilustración esquemática de la manera en la cual las tensiones residuales se generan en aceros con capa carburizada como resultado de un retraso de tiempo en la transformación entre la capa y el núcleo del acero carburizado. En esta figura, la muestra es de nuevo un cilindro con una distribución de carbono como la mostrada en la figura.

En el lado izquierdo de la figura se presenta una curva CCT para un acero de bajo carbono con curvas de enfriamiento en varias localizaciones radiales en una barra de 50 mm de diámetro (datos de Ref. 42). Además se presentan la temperatura M_s para varios grados de aceros al carbono sobre el diagrama CCT.

Si el contenido de Carbono máximo de la capa es de 0.8% ó mayor, la superposición de las curvas de enfriamiento sobre el diagrama CCT para las varias localizaciones radiales muestran claramente que el núcleo de la barra carburizada con su bajo contenido de carbono, transformará antes que la capa de alto contenido de Carbono. Esto indica que el núcleo se expande en las direcciones radial y circunferencial, así como en la dirección axial (como se muestra en el panel "b"), mientras que la capa no tiende a cambiar su volumen en

Fig. 59. Ilustración esquemática del desarrollo de esfuerzos residuales en el temple de un acero con capa -- carburizada en el cual la transformación del núcleo procede a la de la capa en el enfriamiento. Sólo se muestran esfuerzos longitudinales

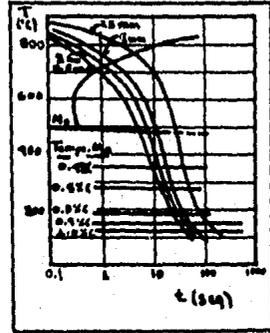
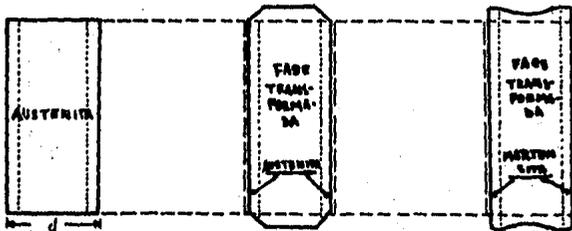
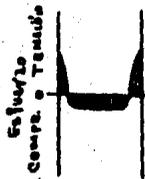


Diagrama CCT y enfriamiento para una barra de 50 mm de diámetro - de acero al carbono (0.15% C).



(a)



(b)



(c)

este período de tiempo. La carga carburizada a esta temperatura consiste de austenita la cual es suficientemente plástica a esta temperatura por lo que sufrirá una deformación plástica considerable para de esta manera mantener compatibilidad con el núcleo ahora ensanchado. Esto, sin embargo creará una tensión axial en la capa, con las correspondientes tensiones compresivas generándose en el núcleo. La distribución de las tensiones resultantes muestran en la sección inferior del panel "b". Puede notarse que esta distribución es para la dirección axial.

Por su parte, la superficie austenítica sufrirá su transformación de fase y tenderá a expandir su volumen (panel "C" figura 59). Sin embargo, la presencia del núcleo ya frío y rígido evita que la superficie o capa carburizada sufra su máxima expansión de cuerpo libre. Debido a esta restricción la capa queda finalmente con dimensiones más pequeñas de lo normal, por lo que permanece bajo un estado de tensiones compresivas. De la misma manera, el núcleo experimenta tensiones tensiles (panel "C", figura 59). La máxima distribución de la tensión axial a temperatura ambiente se muestra en la porción inferior del panel "C", figura 59.

En algunos casos ciertos aceros carburizados tienen una composición base y/o un nivel de carbono tal que en el enfriamiento desde la austenita, la superficie externa o capa sufre su transformación antes que el núcleo. La distribución de tensiones residuales resultante de tal formación se muestra en la figura 60. En este caso la capa externa evita la expansión completa del núcleo en su transformación, por lo que este es más pequeño en diámetro que si fuera un cuerpo libre. Consécutamente, permanecerá en un estado de com

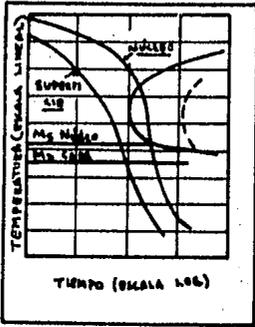
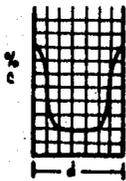
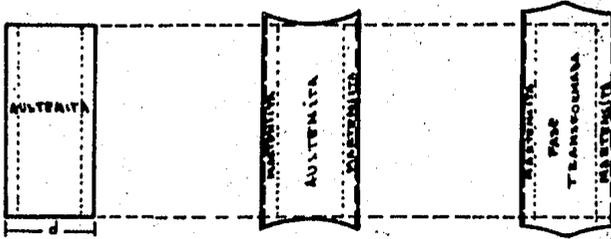


Fig. 60 Ilustración esquemática del desarrollo de esfuerzos residuales en un acero con capa carburizada en la cual la transformación de la capa precede a la del núcleo. Sólo se muestran esfuerzos longitudinales.

Curvas de diagrama CCT y enfriamiento para aceros carburizados para los cuales se transforma la capa antes que el núcleo.



(a)



(b)



(c)

presión. De la misma manera, la capa presentará un estado de tensión. La distribución final de tensiones se muestra en la esquina inferior derecha de la fig.

En algunos casos específicos y no frecuentes, particularmente aquellos en los cuales la capa de material es muy profunda, la capa entera puede transformarse en el mismo momento. Esto frecuentemente da como resultado una distribución de tensiones muy compleja y un agrietamiento interno en el material. Esto se muestra esquemáticamente en la figura 61.

En esta última figura puede verse que para una capa muy profunda, de 5 mm. de profundidad aproximadamente y un porcentaje de Carbono de 0.4%-0.8%, las curvas de enfriamiento para posiciones transversales de 0.5, 2.0 y 5.0 mm. de profundidad alcanzan su correspondiente temperatura Ms al mismo tiempo a pesar de las diferencias en el contenido de Carbono. Este tiempo se muestra como el tiempo "W" sobre el diagrama de transformación.

La extremadamente gran expansión y la fuerza total generada por esta expansión de la capa carburizada de gran profundidad, producen mayor dilatación como se muestra en el panel "b" de la figura. Por lo tanto, un estado de tensión triaxial tiende a generarse en el núcleo. Debido a que las tensiones son de una gran intensidad y debido a que la temperatura en la cual se lleva a cabo la transformación es relativamente baja, hay una fuerte tendencia a romper el desarrollo en la interfase capa-núcleo. Esto se muestra esquemáticamente en el lado derecho de la figura.

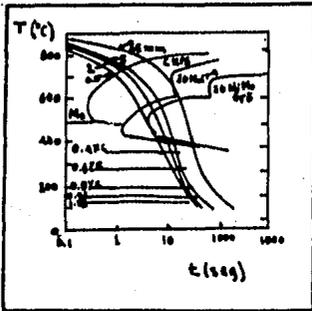
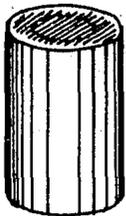


Fig. 61. Ilustración esquemática del desarrollo de esfuerzos residuales y el agrietamiento -- ocasionado de un acero con - capa carburizada profunda en el temple, cuando la transformación completa de la capa se lleva a cabo casi al mismo instante.

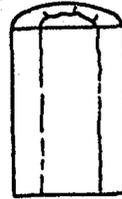
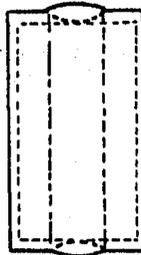
Transformación en barras carburizadas de 50 mm de diámetro de varios aceros.

CAMBIO DIMENSIONAL

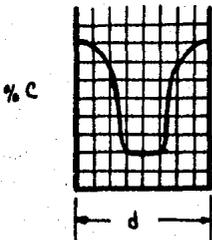
----- SUSTRATO
 - - - - - CARBURIZAD.
 - - - - - DESPUÉS DEL TEMPLE



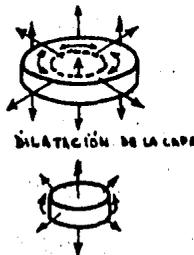
BARRA CON CARBURIZACIÓN PROFUNDA



EXTENSIÓN DE LA CARBURIZAD. - AGRIETAMIENTO.



(a)



DILATACIÓN DE LA CAPA

ESTADO DE ESFUERZOS EN EL NÚCLEO

(b)

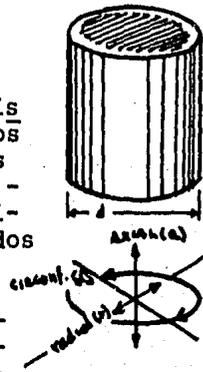
(c)

En resumen, la transformación de la austenita en un componente de capa carburizada puede generar una variedad de distribuciones de tensiones residuales. Ellas pueden ser de tensión ó compresión en la superficie con las correspondientes, compresión ó tensión en el núcleo. Además, la mayor intensidad de las distribuciones de tensión puede también ser variable. En la figura 62 se muestra un resumen esquemático de las varias distribuciones de tensión posibles en el enfriamiento de las partes carburizadas. Además, en esta figura también se muestra la distribución de tensiones residuales en las 3 direcciones principales. Para los componentes de la capa carburizada las distribuciones en la dirección circunferencial son frecuentemente las mismas. Las distribuciones en la dirección radial, sin embargo, serán diferentes de aquellas en las otras 2 direcciones.

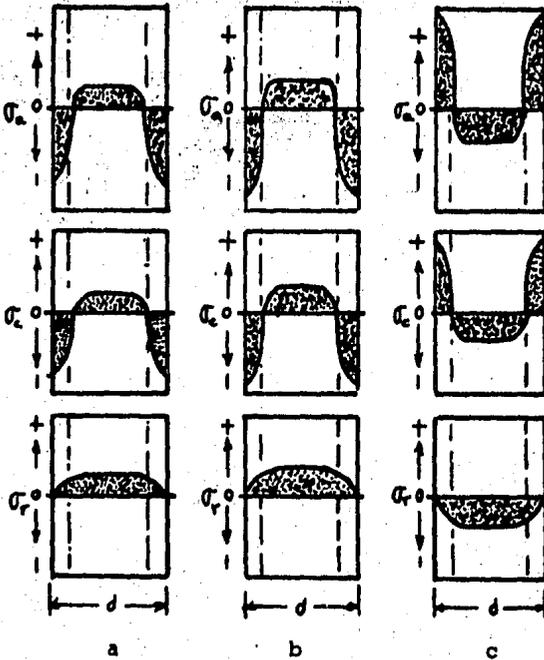
También en la figura 61 se muestra la distribución de tensiones residuales en las 3 direcciones principales que resulta del enfriamiento normal de piezas que no sufren transformación de fase de la figura 58. Esto se muestra en el panel "a".

La distribución de tensiones residuales específicas en una pieza carburizada en particular puede ser una suma de las distribuciones de tensiones mostradas en los paneles "a" + "b" ó "a" + "c", dependiendo de la naturaleza de la transformación en el enfriamiento de la capa y el núcleo. La contribución de las tensiones residuales generadas en el enfriamiento normal (panel "a") es pequeña en comparación con las resultantes de las transformaciones de fase.

Fig. 62. Ilust. esquemática de la distribución de los 3 esfuerzos princ. normales, los cuales pueden desarrollarse en el temple de materiales metálicos. Los esfuerzos mostrados en el panel de la izq. son para aquellos metales que sufren cambios alotrópicos. Los de los paneles central y der. describen aceros con capa carburizada.



Enfriamiento sin transform. Cuando el núcleo transf. 1° Cuando la capa primero transf.



IV.5.2 MEDICION DE LA DISTRIBUCION DE LAS TENSIONES RESIDUALES.

La medición de la distribución de tensiones residuales en piezas carburizadas se muestra en la figura 63, - Ref. (43) y en la figura 64, Ref. (44). Los datos de la figura 63 muestran también la distribución de tensión residual en la dirección longitudinal para el acero base no carburizado en las condiciones ordinarias de temple y revenido, - así como también para los aceros carburizados. Podrá notar se que las tensiones residuales en la superficie de la barra son de signo completamente diferente aunque la intensidad - absoluta es la misma, dependiendo de si la pieza fue carburada ó no.

En la figura 63 se notará que las tensiones residuales en la barra carburizada son compresivas cerca de la superficie aunque la máxima intensidad de tensión compresiva se obtiene a alguna distancia debajo de la superficie. - La intensidad de tensión compresiva sobre la superficie puede ser menor debido a la presencia de austenita retenida - (Ref. 45).

La figura 64 muestra las intensidades de las tensiones residuales longitudinales y transversales para una barra redonda de diámetro= 11.3 mm carburizada a 3 diferentes profundidades y para 2 diferentes aceros. Para el acero al carbono la intensidad de las tensiones compresivas aumentan conforme la capa se hace más profunda. Esto también es cierto para el acero con 0.2% C y 1% Cr. Sin embargo para este último acero la distribución de tensiones residuales

ACERO BASE

C - 0.26%
Mn - 1.08
Cr - 0.93
Ni - 0.15
Mo - 0.3
Ti - 0.06
S - 0.024
P - 0.014

TRATAMIENTO TERMICO

- Carburizado a 930-940°C
- Templado desde 840-850°C
- Revenido a 180-200°C (1 hora)

158

Dimensiones de la Muestra

- Largo = 100 mm
- Ancho = 15 mm
- Espesor = 4 mm

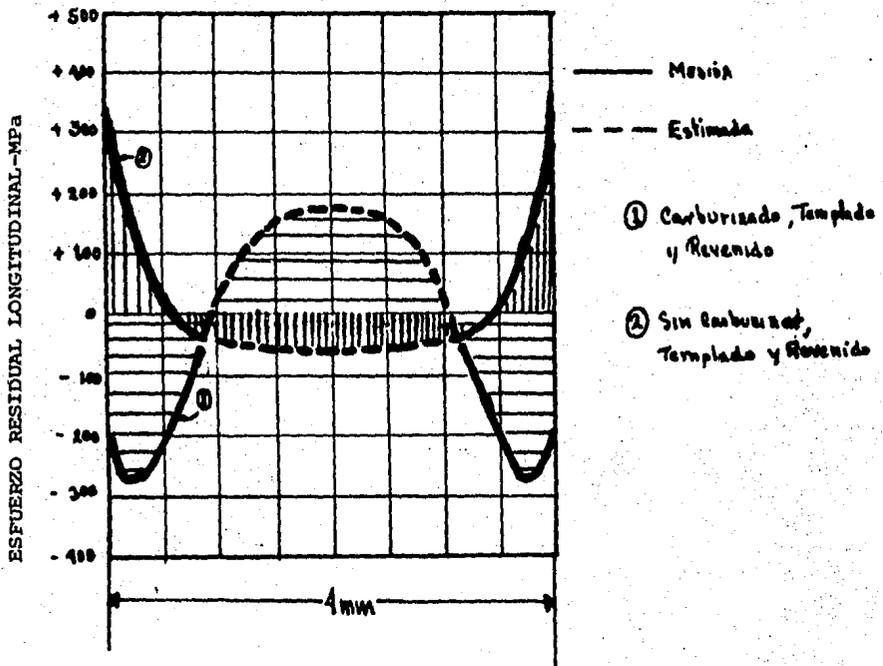


Fig. 63. Distribución de esfuerzos residuales en un acero al Cromo carburizado y - en el mismo acero sin carburizar.

ACERO 0.2% C

ACERO 0.2% C + 1% Cr

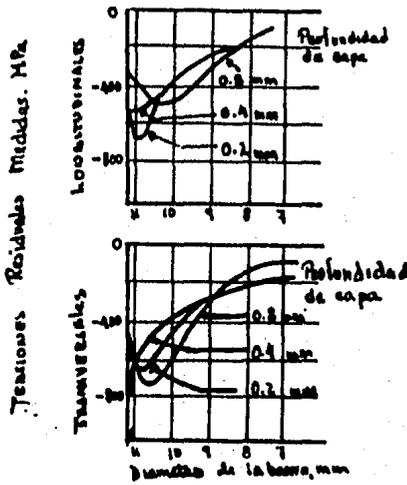
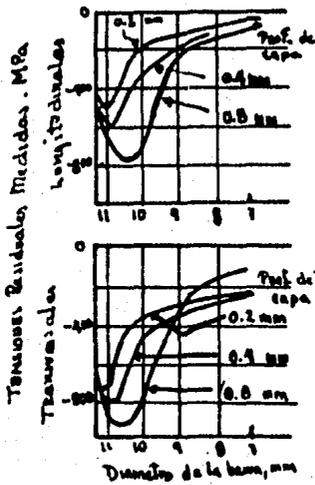
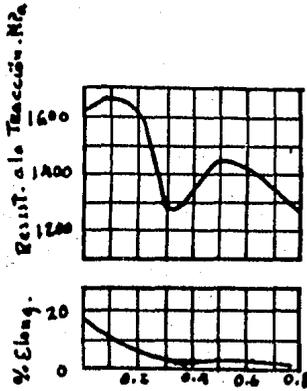
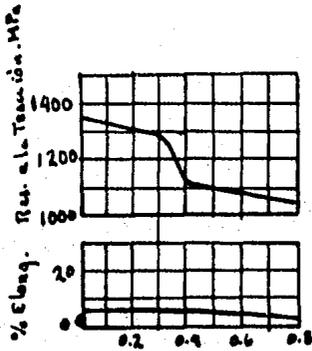


Fig. 64. Propiedades tensiles medidas en la capa carburizada de un acero al carbono y de un acero al Cromo, como función de la profundidad de capa, y la correspondiente medida de la distribución de esfuerzos residuales en los aceros carburizados antes de la prueba.

en la barra con 0.4 mm. de profundidad de capa tienen formas substancialmente diferentes de aquellos aceros con diferente profundidad de capa. No se tiene explicación para esta disparidad (Ref. 46).

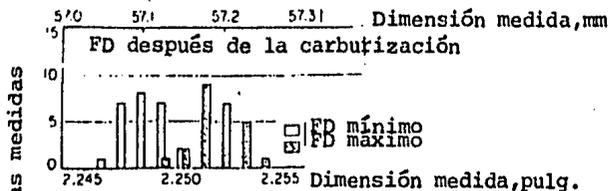
IV.6 CAMBIOS DIMENSIONALES

Todas las piezas que se someten a un tratamiento de carburización y endurecimiento sufren cambios dimensionales. Desde un punto de vista práctico es de gran importancia conocer la naturaleza y cantidad de cambio dimensional ó distorsión, que sufre alguna pieza determinada, lo cual puede ser anticipado y así tomar la acción correctiva para llevar a cabo este cambio dimensional a un mínimo. En seguida se mencionan varios ejemplos que ilustran este efecto en piezas de diferentes características geométricas que varían en complejidad:

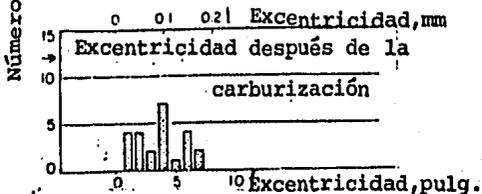
- a) La figura 65 muestra datos sobre abrazaderas hechas de tubo de acero de bajo carbono después de ser carburizadas y endurecidas. La tolerancia sobre el diámetro externo de la abrazadera antes del tratamiento térmico era de -0.00 y $+0.05$ mm. Las abrazaderas fueron amarradas con alambres en grupos de siete, carburizadas líquidamente a 900° durante una hora y templadas en aceite. Después del tratamiento térmico, las abrazaderas desarro

llaron una "condición fuera del redondo especificado", en un rango de 0.1 a 0.18 mm. Los datos de la figura - relacionan redondez externa con medidas de diámetro externo e interno mínimo y máximo después del tratamiento térmico.

- b) El pequeño engrane mostrado en la figura 66, cerrado a lo largo de los orificios desde una dimensión mínimo de 17.22 mm. antes del tratamiento térmico a un mínimo de 17.14 mm. después del tratamiento térmico. Por el contrario, solo una pequeña contracción se experimenta en la parte externa del sostenedor. Los engranes hechos - del acero 8615H, fueron carburizados a 913°C para obtener una profundidad de capa de 0.51 a 0.64 mm; se templaron en aceite tibio (54°C) y después fueron revenidos - a 190°C para dar una dureza superficial de 60 a 62 Rock well C.

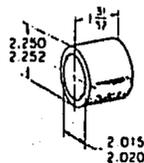


pruebas= 25



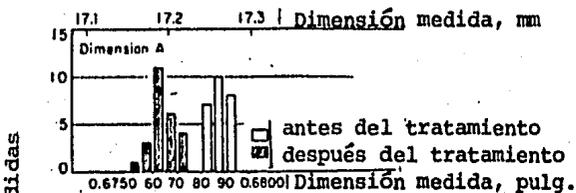
pruebas= 24

FD=fuera de diámetro

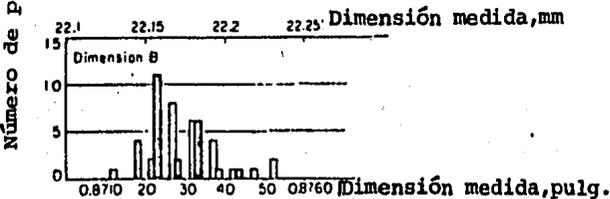


Abrazadera

Fig. 65 Cambios dimensionales en una abrazadera fabricada con tubo de acero sin costura estirado en frío, después de ser carburizado a 900°C durante 1 hora y templado en aceite.



pruebas= 25



pruebas= 24



Engrane

Fig. 66 Cambios dimensionales en un engrane de acero 8615H carburizado a 913°C, enfriado al aire, recalentado a 813°C, templado en aceite a 55°C, revenido a 190°C. Profundidad de capa de 0.5-0.65 mm. Dureza superficial - 60-62 Rockwell C. Dureza del núcleo 25-42 Rockwell C.

CAPITULO V

SALES PARA EL CARBURIZADO

En la sección correspondiente a "baños de carburización", se mencionó acerca de las sales de carburizado. En esa sección se habló de la cinética de las reacciones que ocurren con las sales a elevadas temperaturas para que se efectúe la cementación. En esta parte se hablará de la composición de dichas sales, de las diferentes sales que se tienen que utilizar para efectuar el tratamiento. Los cuidados que se deben de tener en su manejo y el control de la composición del baño. Este es un punto muy importante, con el que debe tenerse toda clase de cuidados para la mejor obtención de los resultados.

Para la realización de los tratamientos efectuados, se utilizaron sales comerciales, debido a que como tienen sustancias bastante tóxicas y a la inexperiencia que se tiene en el departamento en su preparación y manejo, no es posible prepararlas aquí.

Para la selección de la sal a tratar, se investigó en los talleres de tratamientos térmicos de la zona metropolitana las sales que utilizan. De acuerdo a estas investigaciones, resulta que sólo existen 2 proveedores de sales cianuradas para carburización, las cuales por cierto utilizan material de importación. Dichos proveedores utilizan las mismas sales para la realización del tratamiento sólo que con diferentes nombres.

Dicho tratamiento utiliza una sal de precalentamiento (austenización) de las piezas a carburizar y una mezcla de tres diferentes sales para la carburización. Para los tratamientos efectuados en esta tesis, se utilizaron las

sales de las 2 casas comerciales en diferentes partes del -
trabajo, esto es: para los tratamientos de cinética de car-
burización y medición de micro durezas se utilizaron las sa
les de la casa "Houghton" y para el ensayo de templabilidad
se usaron sales de la casa "Degussa".

V.1 SALES DE PRECALENTAMIENTO

A continuación vamos a hablar acerca de la sal - de precalentamiento o de austenización de la cual existen 2 grupos de diferentes características:

- i) Baños en los que la descarburización y oxidación es contrarestanda por la adición de una sal que contenga cianuros.

Los baños de sales que contienen cianuros son los más antiguos. Hace décadas que se aplica en una gran variedad de procesos, debido a sus indiscutibles ventajas: superficies especialmente limpias en las piezas tratadas, elevada vida útil de los recipientes, electródos, vainas protectoras de termopares, facilidad para la cobertura de los baños y poca irradiación de la temperatura de las mismas, etc.

Estos baños se basan en el hecho de que cuando - un acero se calienta por encima de la temperatura crítica - Al se producen descarburizaciones si no se tiene en el baño un contenido de carbono que coincida con el "valor de carbono" del acero. Si este es menor, existirá una descarburización.

Tienen la ventaja de que mejoran el comportamiento frente a la corrosión, debido a una pequeña zona de difusión de nitrógeno, con la cual aumenta la posibilidad de dureza en la superficie y disminuye el peligro de manchas blandas.

También tienen una menor irradiación térmica en la superficie del baño, por lo tanto, el trabajo con estos baños resulta más fácil y el consumo de energía es mucho menor.

Otra gran ventaja de estos baños es la protección de la pared interior del crisol debido al gran efecto de reducción de la sal cianurada. Consecuentemente la vida útil del crisol es relativamente alta, siempre y cuando se proceda en la forma debida con la instalación, como lo es efectuar un deslodado cuidadoso del baño. Cuando se precalientan aceros de bajo carbono, que es nuestro caso, el contenido de la sal cianurada en la sal conductora debe ser menor del 5%. También ayuda al lavado de las piezas enfriadas en aceite, pues acelera el lavado de las sales adheridas.

- ii) Baños en los que contrarresta la descarburización u oxidación por la adición de una sal rectificadora que contiene silicio.

Sin embargo, existen algunos casos en las sales del caso (i) no pueden aplicarse; enseguida mencionaremos los principales:

- 1) Los baños conteniendo cianuros no son inertes, sino que pueden carburar un acero de bajo carbono o descarburar un acero de alto carbono.
- 2) Como mencionamos anteriormente en los baños cianurados, siempre difunde Nitrógeno en la superficie del acero. En general, esto es una ventaja, porque por ello aumenta la resistencia a la fatiga, al desgaste y a la corrosión.

No obstante, hay piezas en las cuales la Nitruración es indeseable.

- 3) Aceros altamente aleados al cromo son atacados en baños conteniendo cianuros. Estos baños siempre contienen compuestos alcalinos como productos de oxidación del cianuro, los que no son resistidos por el cromo.
- 4) A temperaturas superiores a los 950°C los baños de calentamiento conteniendo cianuros no son aplicables, por que se descomponen rápidamente y se vaporizan demasiado.

Para los casos antes mencionados se aplica el 2° grupo de baños de calentamiento, donde la descarburización no es evitada por un equilibrio de carbono, en mayor o en menor grado eficiente, sino que es interrumpida toda reacción entre el baño salino y el acero.

Esto es posible mediante sales que produzcan un baño completamente libre de oxígeno. Estos baños contienen cloruros básicamente y deben estar completamente libres de carbonatos u otros compuestos que porten oxígeno.

Estos baños teóricamente deberían trabajar evitando completamente la descarburización sin otros aditivos. Sin embargo, en condiciones prácticas, pronto se enriquecen con compuestos oxidantes, sobre todo óxidos y carbonatos, y según lo demostrado en la práctica, pequeñas cantidades son suficientes para llevar a una descarburización considerable. Estas contaminaciones, a la larga inevitables, se reducen - por la acción de una sal rectificadora que puede contener - Bario.

En estos baños también hay que efectuar periódicamente un deslodado del crisol. Estos lodos consisten de metales ferrosos en forma de polvos y esponjas, silicatos y excedentes de la sal rectificadora.

En hornos de calentamiento externo, estos lodos llevan forzosamente a un sobrecalentamiento del fondo del crisol durante la transmisión de calor. Estos depósitos deben separarse en forma regular. Si el deslodamiento no se realiza cada 8 horas, los lodos se sinterizan, especialmente a altas temperaturas de trabajo y en este caso son muy difícilmente extraíbles.

Si es que estos baños no se cubren con una capa protectora superficial de grafito, la pérdida calorífica por irradiación es considerablemente mayor que en un baño que contiene cianuros. Esta irradiación calorífica debe compensarse por un calentamiento mayor, el que nuevamente lleva a una mayor temperatura al crisol en los hornos de calentamiento externo.

Por estos motivos no son recomendables hornos de calentamiento externo por crisoles metálicos a temperaturas superiores a los 850° ó máximo 900°C. El rendimiento del crisol no sería satisfactorio.

Más convenientes, en cambio, son los hornos con electrodos sumergidos usando crisoles cerámicos, o bien, a una temperatura inferior a los 900°C utilizando un crisol de acero. Dado que para hornos de electrodos sumergidos no pueden producirse sobrecalentamiento en los crisoles desde

afuera, aun trabajando con un gran enlodamiento es satisfactoria todavía la vida útil de los crisoles de acero. Sin embargo, también en este caso la uniformidad de temperaturas en el baño y la vida útil de los electrodos se perjudican por un desludado es insuficiente.

Como material para los electrodos es conveniente emplear acero dulce o Inconel si no se opera arriba de los 1000°C . En hornos de calentamiento externo a gas o combustible líquido, pueden usarse crisoles de acero inoxidable, hasta una temperatura de 850°C . Sin embargo, esta opción es considerablemente más cara que el empleo de crisoles de hierro o cerámicos, para el caso de electrodos sumergidos.

V.2 SALES CARBURIZANTES

Por otra parte, en lo que se refiere al baño carburizante, este consiste en la mezcla de 3 sales en composiciones dadas, los cuales tienen características bien definidas.

Una de ellas funciona únicamente como sal conductora, es decir, es completamente inerte y consiste principalmente de cloruros. Otra de ellas es la sal proveedora de carbono, esto es, la que es rica en cianuros y finalmente tenemos presente una sal activadora, la cual gradúa, mediante -

las cantidades agregadas de ella, la acción carburizante del baño de cementación profunda. La sal activadora contiene Bario y Estroncio como elementos activantes principalmente y no contiene cianuros.

Los activadores producen un aumento tan considerable del "Potencial de Carburización", que al cabo de un tiempo muy reducido se logra un alto contenido de carbono en la superficie, que es el correspondiente al "valor de carbono" del baño.

Podríamos definir el "potencial de carburización" como la cantidad de carbono migrado por unidad de tiempo y unidad de superficie, del baño de acero.

En cambio, el "valor de carbono" es la cantidad de carbono que tiene en la superficie un acero austenizado y está en equilibrio con el baño en el que se encuentra.

Lamentablemente aún no se conoce un método práctico para la medición del "potencial de carburización". Por el contrario, el "valor de carbono" puede controlarse fácilmente por el método de la "folia" (47).

Para poner en marcha el baño es conveniente mezclar las sales al vertirlas en el crisol, ya que así funden con más facilidad. Procediendo de esta manera, ya al poco tiempo se obtiene un baño de cementación con un "potencial de carbono" de aproximadamente 1.1 ± 0.1 . Debe mencionarse que la sal conductora (cloruros) únicamente se usa la primera vez, es decir sólo se usa en el fundido unicial, poste--

riamente sólo se utilizan la sal activadora y la sal carburizante, las cuales se agregan al baño en las cantidades indicadas en el apéndice " # ", de acuerdo al valor de cianuro reportados en el análisis.

El baño funciona con un contenido de 10% de cianuros aproximadamente para obtener un "potencial de carbono" del valor mencionado. El valor mínimo aceptado de cianuros en el baño de sal es del 7%. Cada 8 horas debe de controlarse este contenido de cianuros mediante análisis químico vía húmeda.

Para la determinación de cianuro de sodio presente en el baño existen principalmente 2 técnicas que pueden seguirse: Titulación con sulfato de cobre y Titulación con nitrato de plata. Para este trabajo se utilizaron las 2 técnicas en un principio, pero finalmente se optó por la de sulfato de cobre que es mucho más rápida y requiere menos manipuleo para la determinación que la de nitrato de plata, aunque debe decirse que esta última es de muy alta precisión. Para más detalles ver apéndice (B).

Es de mucha importancia cubrir la superficie del baño cementante con una capa de grafito en polvo. Esto ayuda a disminuir las pérdidas de calor por irradiación y además evita la oxidación de cianuro acianato, con lo cual disminuye el poder cementante del baño.

El baño para cementación puede funcionar en cualquier tipo de horno con crisol metálico, ya sea con calentamiento mediante combustible líquido o gaseoso, o bien median

te calentamiento eléctrico, que permita un suministro de calor uniforme y una regulación precisa de la temperatura.

No se recomienda el uso de hornos con resistencia eléctrica exterior por su bajo poder calorífico; es preferible el uso de hornos con electrodos sumergidos.

V.3 PRECAUCION EN EL USO DE SALES CIANURADAS

Como es de dominio general, los cianuros forman compuestos que bajo ciertas condiciones "ambientales" son altamente tóxicos y producen un alto grado de envenenamiento. Debido a esto es sumamente importante tomar toda clase de precauciones en su manejo, además de tener el conocimiento de los pasos a seguir en caso de envenenamiento (ver apéndice A).

Enseguida se mencionan las precauciones que deben tomarse siempre que se manejen sales cianuradas para carburizar.

Los cianuros son altamente venenosos si se les permite entrar en contacto con rasguños o heridas, por ejemplo, en las manos; son mortalmente venenosos si se ingieren.

También son mortalmente venenosos los gases producidos cuando los cianuros están en contacto con ácidos. Los depósitos blancos que forman sobre los escapes a las partes frías del horno, consisten principalmente de carbonato de sodio sublimado, con pequeñas cantidades de sales de Sodio, Potasio y Bario, pero pueden contener algo de cianuro como resultado de salpicaduras, por lo tanto debe tenerse cuidado cuando se remueven.

Cuando las sales de cianuro se remueven de su empaque, el recipiente debe abrirse en el cuarto en el cual los cianuros se usen. Las sales deben removerse del recipiente con una cuchara metálica y con guantes. Cuando no se esté usando, el recipiente debe cubrirse con su tapa original o con un sustituto metálico.

Las precauciones que deben tenerse en el manejo de las sales carburizantes tipo cianuros son las mismas que para cualquier mezcla de cianuros. El material a trabajar debe estar limpio y seco, y el baño debe de estar cerrado y bien ventilado. Aún las pequeñas cantidades de humedad que puedan depositarse sobre las piezas y accesorios como resultado de la humedad atmosférica causará salpicaduras al entrar en contacto con la sal fundida. Por consiguiente, los operadores deben equiparse con guantes de asbesto largos, mandiles de asbesto y anteojos de seguridad o caretas. Cuando se toman las precauciones necesarias, las sales de carburización no deben presentar serios peligros para la salud o seguridad.

El volver a fundir un baño cianurado solidificado en hornos diferentes a los del tipo de electrodo inmerso,

es potencialmente peligroso debido a la expansión de los gases cuando las sales se calientan, este peligro no se presenta cuando se utiliza un horno con electrodo inmerso, debido a que la sal funde de arriba hacia abajo. En la refusión - con otros tipos de hornos, debe tomarse la siguiente precaución: Una barra de acero o de hierro colado debe colocarse en el centro del baño antes de que se solidifique. Un extremo de la barra debe estar en contacto con el fondo del crisol, el otro extremo debe sobresalir por lo menos 10 cm. - arriba de la superficie del baño. Antes de volver a calentar el baño, la barra debe golpearse suavemente con un martillo, aflojarse y removerse. El espacio dejado por la barra dará ventilación a los gases expedidos en la refusión.

No debe intentarse remover una barra de un baño que no esté completamente solidificado, debido a que la sal fundida puede expelerse violentamente a través del espacio creado.

V.4. RUTINA DE MANTENIMIENTO DIARIO

La rutina de mantenimiento para cualquier horno de carburización líquida, sea calentado por combustible o - por electrodos, difiere solo en pocos detalles. Los siguientes puntos, con algunas excepciones, comprenden una cédula

típica de mantenimiento diario del equipo de baño de sales:

1. Checar el sistema controlador de temperaturas, usando un pirómetro auxiliar y termopar. Un potenciómetro con una extensión de alambre grande, puede colocarse cerca del - horno y dar pruebas de temperatura seguras y rápidas.
2. Si se tiene un horno de quemado de combustible líquido, checar el color de los humos de escape en la cámara de - combustión. Un color blanco azulado o blanco indica escape de la sal.
3. Como lo mencionamos anteriormente, hay que remover el lo do del fondo del crisol, cuando el horno se encuentre a una temperatura entre 700 y 735°C.
Si se tiene un horno de electrodos, éstos pueden limpiar se raspándolos, teniendo presente que la corriente eléctrica esté desconectada durante la operación de limpieza.
4. Adicionar periódicamente sal fresca para regenerar el ni vel de cianuros en la operación.
5. Como también ya mencionamos, para ayudar a mantener la - concentración química de operación del baño y reducir - las pérdidas de calor en la superficie, adicionar una cu bierta de grafito, para proveer una poca pero continua - cubierta carbonácea.
6. Checar la actividad del baño mediante análisis del conte nido de cianuros o templando o fracturando un pequeño es pecímen de acero y observar la aparente profundidad de - capa (ver cap. II Inspección y control de calidad).
7. Si se requiere, cuando se agregue sal fresca al baño, cu brir la parte donde entra la sal, para evitar salpicaduras.

8. De ser posible, si se tiene un horno de quemado de combustible, rotar el crisol por lo menos una vez a la semana, para así minimizar los efectos de incidencia de la flama y extender la vida de servicio del crisol.
9. Si un crisol está goteando, y la sal esta todavía activa da, hay que removerla y colocarla en un recipiente de - acero. Esta sal puede reusarse en el comienzo de fusión de sal en otro crisol, sin embargo, no se recomienda -- usarse como abastecimiento.
10. Antes de reemplazar un crisol en un horno calentado por resistencias o por quemado de combustible, la cámara de combustión debe limpiarse perfectamente de cualquier ras tro de sal.

Si se siguen al pie de la letra la rutina dada, debe esperarse un mayor rendimiento del material y equipo - utilizado en la carburización líquida, lo que redituará en mejoras en la economía.

V.5 REMOCION DE LAS SALES (LAVADO)

Finalmente, en lo que se refiere a este tema, es de gran interés e importancia la limpieza de las piezas tra tadas en los baños cianurados. La facilidad o dificultad -

con la cual la sal puede removerse de las piezas tratadas depende principalmente de que tan simple ó compleja sea la geometría de la pieza y si ellas fueron enfriadas en agua o en aceite. En algunos casos la remoción de la sal puede ser complicada por la presencia de residuos insolubles.

Las piezas templadas en agua de geometría simple, sin cavidades ocultas o depresiones profundas son usualmente fáciles de limpiar. Pueden enjuagarse completamente en agua caliente (a 80°C aproximadamente) y engrasados con un fluido preventivo contra óxido ó aceite soluble.

Las piezas templadas en aceite son más difíciles de limpiar, debido a la adherencia de las sales, algunas de las cuales pueden ser insolubles. Contra esto es muy efectivo un lavado enérgico con agua caliente o con emulsiones limpiadoras. Un procedimiento de limpieza económico empieza con remojar las piezas en agua caliente para hacer flotar el aceite a remover las sales solubles. Las piezas pueden entonces transferirse a un limpiador alcalino diluído caliente que tenga altas propiedades separadoras (limpiadores a base de silicatos o aquellos que contengan carbonatos o fosfatos no son recomendables debido a la formación de compuestos de Bario insolubles en la presencia de sales conteniendo Bario). Si una cubierta desmenuzable, blanca de carbonato de Bario permanece sobre la pieza, puede removerse por inmersión en una solución diluída de ácido acético o ácido clorhídrico diluído, teniendo cuidado de que hayan sido removidas anteriormente todos los cianuros.

Las piezas complejas con cavidades y depresiones

ocultas son difíciles de limpiar, particularmente si han sido templadas en aceite. La carburización líquida de piezas que tengan cavidades ocultas cuya profundidad exceda 2 veces su diámetro no se recomienda a menos que tales cavidades puedan taparse. El agua caliente es tal vez el mejor solvente para sales retenidas en depresiones, hendiduras y cavidades ocultas. Normalmente removerá todas las sales solubles y ablandará los residuos insolubles. Cuando la forma de la pieza y sus tolerancias lo permitan, dejar de 10 a 30 minutos en un álcali suave y una pequeña cantidad de arena da resultados más efectivos para remover residuos insolubles de la superficie.

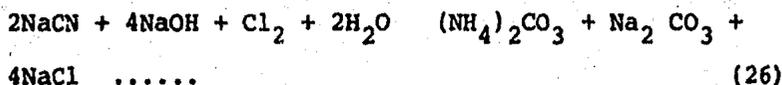
Respecto a los desechos cianurados, sean disueltos en el agua de temple o en la forma de sal sólida de los crisoles, es un serio problema para su disposición. El contenido de cianuros de estos desechos debe ser químicamente alterados de tal modo que no sea venenoso antes de descargarlo dentro de alcantarillas o desagües. Debido a la toxicidad de los desechos cianurados, las leyes locales o las autoridades de contaminación deben consultarse con relación al adecuado manejo de los desechos. Existen principalmente 2 tratamientos que pueden llevarse a cabo para eliminar los desechos de sales cianuradas: El tratamiento químico y el tratamiento electroquímico. Enseguida describimos cada uno por separado.

--

V.5.1 TRATAMIENTO QUIMICO

El tratamiento simplificado consiste en la oxidación del cianuro en una solución alcalina con gas cloro o con su equivalente en la forma de un compuesto hipoclorito, tal como el hipoclorito de sodio o calcio (polvo blanqueador). La selección entre gas y polvo depende de: la cantidad de cianuro a tratarse, la adecuabilidad de facilidades y personal experimentado en el manejo de agentes oxidantes y la economía. Para pequeñas cantidades de sales cianuradas, un compuesto de hipoclorito puede ser más práctico que el gas cloro.

Dependiendo del agente oxidante empleado, varias reacciones toman lugar cuando el cianuro se convierte en una forma manejable. Una de las reacciones con el gas cloro es la que sigue:



Esta reacción nos indica que, por cada kg. de cianuro de Sodio se requieren 1.42 kg. de gas cloro y 1.6 kg. de Hidróxido de Sodio.

Debido a las probables reacciones laterales, sin embargo, la experiencia indica que se requieren ligeramente más de 2 kg. de cloro por cada kg. de NaCN presente en la solución de desecho.

Cuando se utiliza hipoclorito, la cantidad de polvo requerido puede aproximarse sobre la base de contenido de cloro disponible en el compuesto.

Los desperdicios de cianuro sólidos deben disolverse en agua antes del tratamiento. Un tanque de capacidad adecuado, equipado con una reja ordinaria colocada bien arriba del fondo facilitará la disolución del material sólido. El tanque también debe tener un agitador y para el gas cloro se requiere un tubo perforado colocado abajo del nivel de la solución.

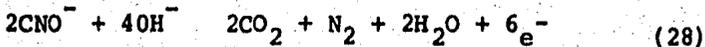
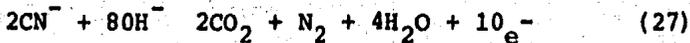
Cuando los desperdicios de cianuro van a tratarse con gas cloro, el contenido de cianuro debe determinarse primero y entonces adicionar la cantidad apropiada de hidróxido de sodio.

El gas se introduce entonces lentamente mientras la temperatura de la solución se mantiene por debajo de los 50°C. - Si se usa una solución de hipoclorito de sodio, es necesario solamente agregar sosa hasta que la solución cianurada alcance un pH arriba de 8.5.

La reacción entre el cianuro y el agente oxidante debe continuar hasta que se tenga un ligero exceso de cloro en la solución. Esto puede ser, determinarse por pruebas con papel de yoduro almidonado o con una solución de yoduro de Potasio y almidón. Tanto el papel de yoduro como la solución almidonado cambiarán a color azul en presencia de cloro libre.

V.5.2 TRATAMIENTO ELECTROQUIMICO

Aunque el tratamiento químico puede adecuarse completamente para conocer las regulaciones locales, un proceso electroquímico desarrollado recientemente destruye los cianuros libres con una eficiencia y economía superiores a los procesos de conversión químicas. En el proceso electroquímico, los desperdicios cianurados en solución acuosa, se circulan a través de un reactor electroquímico. Dentro del reactor, el potencial de corriente directa aplicado oxida los cianuros y cianatos libres, de acuerdo a las reacciones:



El cianuro y cianato libres se convierten en gases no tóxicos-dióxido de carbono y nitrógeno-, a los cuales se les permite escapar libremente desde el tanque de almacenamiento ventilado dentro del cual la solución reactante está circulando.

El proceso electroquímico es más efectivo a altas concentraciones del ión cianuro. Con una recirculación continua entre el tanque de almacenamiento y el reactor, el cianuro puede reducirse a 1 ppm. o menos en aproximadamente 150 a 200 horas. Por combinación de los tratamientos electroquímicos y químicos. Un tratamiento efectivo puede lograrse usualmente a un costo mínimo. El tratamiento electroquímico se usa para disminuir la concentración de cianuros a aproximadamente 200 ppm., y entonces el tratamiento químico se utiliza para completar la reducción.

El tratamiento electroquímico ofrece las siguientes ventajas:

1. El proceso utiliza solamente electricidad. No requiere compuestos químicos.
2. El costo por unidad de peso de cianuro tratado es bajo, dependiendo solamente del costo de la electricidad.
3. El capital invertido es relativamente bajo.
4. El control del proceso es muy simple, requiriendo solamente determinaciones periódicas de la concentración de cianuros.
5. No hay productos tóxicos ni otros productos de reacción nocivas.
6. Cerca de alcanzar la concentración de 1 ppm. de cianuro el afluente oxidado usualmente puede drenarse directamente en una alcantarilla.
7. El proceso también puede utilizarse para convertir nitrito en nitrato.

La única desventaja significativa es que el proceso consume mucho tiempo cuando se deben lograr niveles de cianuros por debajo de 100 ppm.

Respecto a las sales de carburización no cianuradas, pueden transferirse con seguridad directamente dentro del drenaje si el nivel de disolución de sólidos se hace primero. No hay peligros químicos significantes en el uso de estas sales. Ellas son un poco alcalinas y deben lavarse perfectamente los ojos o la piel si se ha hecho contacto con ellas. Cuando se usen como sales fundidas deben tomar-

se las precauciones usuales de evitar la introducción de hu
medad dentro del baño.

CAPITULO VI

TRABAJO EXPERIMENTAL

VI.1 SELECCION DE ACEROS

Para la realización de este trabajo se utilizaron 4 aceros de diferentes características que tienen en común solamente el bajo contenido de Carbono. Los aceros son:

- i) -1018 Acero para cementación, de bajo contenido de Carbono (0.18%), no aleado, de calidad automotriz. Se trata en estado de recocido. Su estructura consiste de una matriz ferrítica con colonias de perlita en un 20% aproximadamente (Fig. 67).
- ii) -4320 Acero para cementación al Cromo-níquel-molibdeno de alto rendimiento (Fig. 68).
- iii) -8620 Acero para cementación al Cromo-níquel-molibdeno (Fig. 69).

Son aceros para carburización de mediana aleación y se usan donde se desean propiedades mecánicas de la matriz superiores a las obtenidas en un acero de bajo carbono común o cuando es necesario un alto endurecimiento de la capa.

Otra ventaja adicional de este tipo de aceros es que su templabilidad es mayor y por lo tanto no necesitan un medio de temple muy severo para obtener altas propiedades mecánicas. La diferencia entre el acero 4320 y el acero -8620 es que aquel tiene una mayor concentración de elementos aleantes (ver tabla VIII), obteniendo con esto propiedades mecánicas un poco mayores.

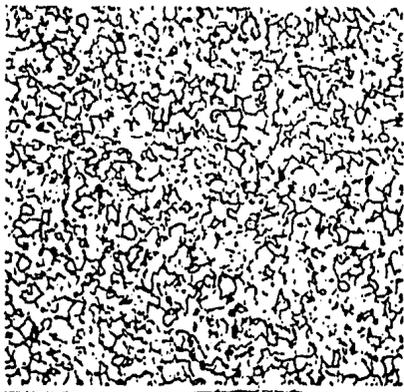


Fig. 67. Acero 1018 de llegada,
100X. (Picral).

Fig. 68. Acero 4320 de llegada,
100 X. (Picral)

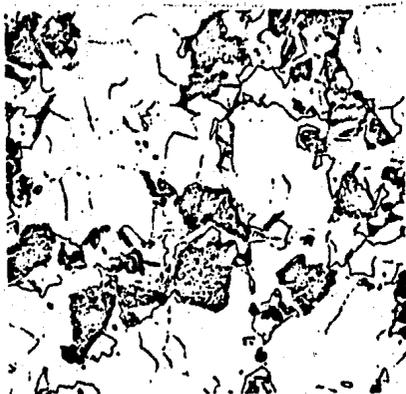
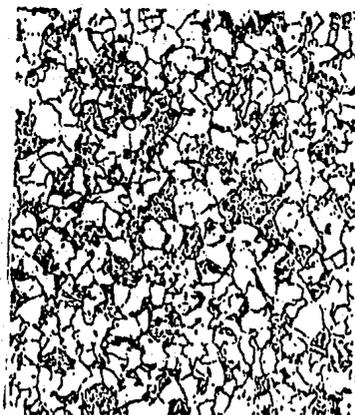


Fig. 69. Acero 8620 de llegada,
500 X. (Nital).

- iv) -H-12 Este acero es un acero de herramientas perteneciente a la familia de los aceros para trabajo en caliente al Cromo-Molibdeno, los cuales fueron originalmente desarrollados para el moldeo permanente (die-casting) de aleaciones de aluminio. Los requisitos eran que debían templarse al aire desde una temperatura relativamente baja, que tuvieran poca deformación en el endurecimiento, que tuvieran una tendencia mínima al escamamiento en el enfriamiento al aire, una buena resistencia a la acción erosiva del aluminio y no ser demasiado altos en su contenido de aleación para no hacer prohibitivo el costo del acero.

La característica sobresaliente de este acero es su tenacidad la cual lo distingue de la mayoría de las demás clases de aceros de herramienta.

Este acero tiene una extremadamente alta templabilidad. El Molibdeno es responsable en gran medida de esta propiedad debido a su alta concentración (1.5%). El Tungsteno contribuye poco a la templabilidad y el Vanadio la decrece ya que "ata" al carbono en forma de carburos de Vanadio estables. La alta templabilidad de este acero se muestra en la figura (138), en la cual se observa su curva Jominy.

Casi siempre estos aceros se endurecen al aire. La temperatura recomendada para esto se muestra en la tabla (IX). El efecto de la temperatura de austenización sobre la dureza de temple se muestra en la Fig. (70).

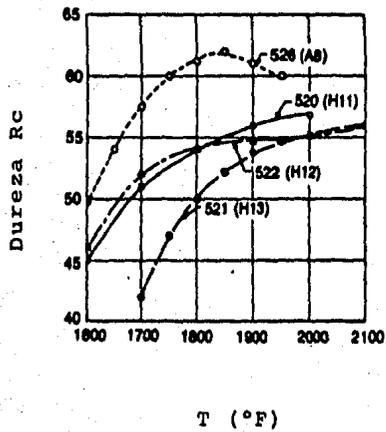


Fig. 70. Efecto de la temperatura de austenización sobre la dureza de temple en aceros para su trabajado en caliente (De Ref. 48).

La carburización ó descarburización durante el servicio de estos aceros para trabajado en caliente incrementa la tendencia al "heat cheking" o sea, a la formación de pequeñas grietas en el acero por efecto de constantes calentamientos o enfriamientos.

En cuanto a los tratamientos superficiales de estos aceros para producir una capa dura resistente al desgaste junto con un núcleo muy tenaz puede ser útil ocasionalmente. Por ejemplo, se ha reportado (ref. 48) datos para cabezados en frío (Cold heading dies), fabricados de acero H-12, carburizados para producir una profundidad de capa de 0.5-0.64 mm. y tratado térmicamente para una dureza superficial de 60-62 Rc superando algunas veces a los aceros de herramientas al Carbono en esta aplicación.

Las aplicaciones típicas de este acero incluye la fabricación de dados para molde permanente, dados para forja y para estampado, penetradores y poleas para trabajado en caliente y todo tipo de dados para trabajado en caliente que involucren choque. Ciertos aceros de este tipo se usan para partes estructurales de ultra alta resistencia.

Los 4 aceros para la realización de este trabajo son de la casa "Fortuna", y el análisis reportado en la tabla (VIII) es el indicado por el distribuidor. A estos aceros se les realizaron análisis por vía húmeda para verificar composiciones, obteniendo resultados dentro de las especificaciones.

8 PESO

Acero	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	W	V
1018	0.18	0.25	0.40	-	-	-	-	-
8620	0.20	0.25	0.80	0.50	0.60	0.20	-	-
4320	0.17	0.25	0.50	1.60	1.50	0.30	-	-
H-12	0.37	1.00	0.40	5.30	-	1.50	1.30	0.30

TABLA VIII CONCENTRACION DE LOS ELEMENTOS DE ALEACION
DE LOS ACEROS UTILIZADOS EN ESTE TRABAJO.

ACERO H-12	Resist. al desgaste	Tenacidad	Dureza en caliente	Dureza en trabajado Usual Rc	Profundidad de endurecimiento	Dureza superficial de temple	Dureza del núcleo ($\phi=1"$) Rc
	3	9	6	38-55	alta	53-55	53-55
	Costo	Maquinabilidad	Medio de temple	Temp. de endurecimiento (°C)	Cambio de dimensión en el temple	Seguridad en el endurecimiento.	Susceptibilidad a la decarburización
	1	8	aire	990-1020	bajo	alta	alta
	Dureza - aprox. de forja de laminado (Brinell)	Temperatura de recocido. (°C)	Dureza de recocido (Brinell)	Rango de revenido (°C)	Temperatura de forja (°C)		
	500	840-900	192-229	535-650	1065-1150		

TABLA IX. PROPIEDADES GENERALES Y DATOS DEL TRATAMIENTO TERMICO PARA EL ACERO H-12.

* LOS INDICES MOSTRADOS ARRIBA SON TOMADOS DEL 1 (BAJO) AL 9 (ALTO) EN COMPARACION CON TODOS LOS ACEROS DE HERRAMIENTA.

VI.2 MATERIAL, EQUIPO Y SUSTANCIAS

1. Material y Equipo

- Dos crisoles fabricados de acero inoxidable.
- Dos hornos calentados por resistencias eléctricas con control de temperatura interno y externo, marca "Lindberg".
- Dispositivos fabricados con barras de acero de bajo Carbono y malla de alambre de bajo carbono, en donde se colocan las muestras de los aceros a carburizar - en los baños de precalentamiento y tratamiento.
- Equipo de seguridad: mascarilla, careta, guantes, bata, pinzas para tratamientos térmicos, pinzas para crisol.
- Báscula,
- Balanza analítica,
- Vernier,
- Equipo para metalografía: cortadora, lijas 80, 120, 240, 320, 400 y 600, equipo para montar, lona paños (pelo largo y pelo corto), equipo de ultrasonido y algodón.
- Microscopio Olympus con lentes para 50X, 100X, 400X, y 1000X (de inmersión en aceite), oculares graduados y de tamaño de grano y placa para calibración del ocular.
- Microdurmómetro "Leitz" con cargas de 50, 100, 200 y 300 gramos.
- Dispositivo Jominy,
- Durómetro Rockwell C,
- Vasos de precipitados, matraces Erlen-Meyer, embudos, pipetas, bureta, papel filtro, mortero y espátula,
- Aparato para la determinación de Carbono en aceros (LECO)

2. SUSTANCIAS

- Sal neutra para precalentamiento (sal conductora).
- Sal cianurada para carburizar (mezcla de sal conductora, sal activadora y sal cianurada).
- Aceite especial para temple, tipo mineral.
- Jabón, agua caliente, acetona y tetracloruro de carbono para lavado y desengrase de las muestras,
- Nital 3, 4 y 5 (Acido Nítrico + alcohol),
- Oxido de calcio deshidratado.
- Nitrato de Plata,
- Yoduro de Potasio,
- Hidróxido de Sodio,
- Acetato de Plomo,
- Sulfato de Cobre
- Hidróxido de Amonio
- Solución "A" y Solución "B", antídotos contra cianuros (ver apéndice)
- Baquelita
- Alúmina 1.0, 0.3 y 0.05 micrones,
- Alcohol.

VI.3 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

VI.3.1 SALES

Fundido inicial de las sales:

Se debe utilizar un crisol limpio y seco al cual se le agrega una mezcla de sal neutra o conductora (sal GS-550) y sal cianurada (Carbogen EC) hasta la mitad del crisol. Se calienta lentamente hasta fundir las sales sin hacer agitación. Se le agrega más sal neutra y sal cianurada hasta un nivel de 2/3 del crisol. Finalmente se le agrega sal activadora (sal Carbogen GS-ZS) hasta llenar. Se continúa calentando lentamente hasta llegar a la temperatura de trabajo.

Procedimiento subsecuente del fundido inicial:

La sal conductora solo se utiliza la primera vez en combinación con las sales cianuradas y activadoras. Posteriormente sólo se utilizan estas 2 últimas sales. El porcentaje de cianuros en la sal fundida debe ser de 10% y no menor al 7%. Al baño de sales fundidas hay que regenerarlo cada 8 horas aproximadamente. Cuando se regenere se deben agregar cantidades iguales de sal activadora y sal cianurada, pero cuando se esté realizando un trabajo de carburización que requiera mucho tiempo se debe agregar hasta el doble de sal activadora. Cuando la sal ya este muy agotada se debe sacar un poco de ella del crisol así como limpiar -

el fondo de materiales extraños, agregando inmediatamente - sal activadora y sal cianurada en las proporciones adecuadas.

Control del baño de sal:

Para mantener el % de cianuros del baños a un nivel adecuado se deben realizar pruebas de control constantemente. Las sales deben ser analizadas por medio de la titulación del contenido de cianuros por medios analíticos de laboratorio (ver apéndice B).

Debe tenerse en cuenta que mientras mayor sea la temperatura de trabajo, las sales se agotan con mayor rapidez.

Otro detalle importante es que al introducir piezas al horno, estas deben estar bien secas y precalentadas, ya que de otra forma salpicará la sal. Debe tenerse un estricto control y manejo de las sales cianuradas.

VI.3.2 CARACTERIZACION DE LA CARBURIZACION LIQUIDA

Preparación de las muestras:

A las barras del material adquirido ($\phi = 1"$) se les realiza un análisis metalográfico para analizar la estruc

tura de llegada del material, sobre todo la condición superficial del acero. A las barras adquiridas se les pasa a torno para eliminar la capa superficial, eliminando de esta manera cualquier defecto superficial. Después de esto se obtienen muestras de 1" de diámetro x 1" de largo. Estas piezas son perfectamente lavadas, desenrasadas y pesadas antes de colocarse en el baño de precalentamiento. También se les toma sus dimensiones exactas (diámetro y altura).

Precalentamiento:

A las muestras preparadas se les coloca en el dispositivo fabricado exprofeso y se introducen en el baño de precalentamiento exento de cianuros a la temperatura de austenización durante 45 minutos. Esta temperatura de austenización es igual a la temperatura del baño carburante y dependerá de la temperatura de tratamiento a llevarse a cabo. Para efectuar el precalentamiento y el tratamiento se colocan las muestras lo suficientemente separadas una de otra para evitar cualquier contacto entre ellas.

Tratamiento de carburización:

Después de que fueron austenizadas, las muestras se pasan al baño carburizante. Para la realización de este trabajo se utilizaron 3 diferentes temperaturas de tratamiento: 800°, 900° y 950°C y a cada una de estas temperaturas se obtuvieron muestras carburizadas durante 0.5, 2, 6 y 12 horas. Después de cada tratamiento a las probetas se les temple una por una en aceite con agitación severa (severidad de temple $H = 1.2$).

Preparación Metalográfica:

Después del temple, a las muestras se les enjuaga con agua caliente para eliminar los residuos de sal que saponifican al enfriar en aceite; además se les lava con jabón, se enjuagan con acetona y tetracloruro de Carbono, y en esta condición se les pesa nuevamente.

Posteriormente, se cortan transversalmente a la mitad de su longitud. Después se le monta en baquelita y se pule hasta dejarla a espejo. El ataque se realiza con Nital 3 en todas las muestras excepto en algunas muestras del acero H-12.

Después de ser atacadas las muestras se les realiza un análisis estructural microscópico, en el cual se estudian las estructuras formadas en la capa y en la matriz del acero. También se les mide la profundidad de capa alcanzada en función del tiempo y la temperatura mediante un ocular graduado y calibrado previamente.

Perfiles de Microdureza:

Después de analizar la estructura, las probetas se vuelven a repulir con objeto de eliminar la superficie atacada y poder medir la microdureza a lo largo de la capa carburada. Esto es necesario debido a que con la estructura atacada es muy difícil poder medir las huellas de microdureza producidas por el penetrador, dando datos erróneos. La medición de las microdurezas a lo largo de la capa se realizó produciendo huellas en forma escalonada, diagonalmen

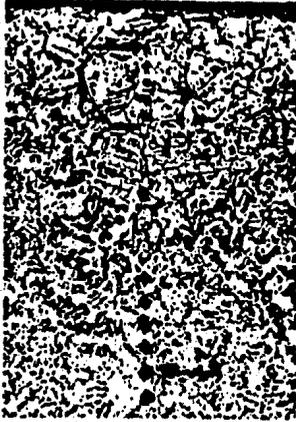
te con respecto a la superficie y no en forma vertical, totalmente perpendicular a la superficie. Esto se muestra en la figura (71).

Para la medida del perfil de microdureza se utilizan diferentes cargas (300, 200, 100 y 50 gramos) dependiendo de la zona de la capa en donde se realiza la huella. Es más adecuado utilizar cargas grandes (200, 300 gramos) ya que el error involucrado en la lectura es menor, pero en lugares como la parte más externa de la capa (en la superficie), el penetrado resbalaba hacia la baquelita, no dejando una buena huella para medir, por lo tanto es necesario utilizar cargas menores para obtener una buena huella.

VI.3.3 ENSAYO DE TEMPLABILIDAD

En este trabajo se estudiaron tres de las variables que afectan la templabilidad de capa:

- i) Efecto del potencial de carburización.
- ii) Efecto de la temperatura de carburización.
- iii) Efecto de los elementos de aleación.



71.

Fig. 71. Huellas de microdureza Vickers sobre la capa carburada.

Para la realización de este estudio se utilizaron 2 diferentes tipos de probetas:

- i) Probeta "Jominy", es decir, una barra de 4 pulgadas de largo por una pulgada de diámetro, y
- ii) Probeta denominada "gradiente de Carbono", con dimensiones de 6 pulgadas de largo por una pulgada de diámetro.

Estas probetas fueron maquinadas de la misma barra para cada acero. Ambas probetas se austenizaron en un baño neutro (no carburante) a 930°C durante 1 hora. Inmediatamente después se pasaron simultáneamente a un baño de carburización líquida, el cual también se encontraba a 930°C y permanecieron ahí durante 9 horas. Al término de las 9 horas de tratamiento, la probeta "Jominy" se colocó en el dispositivo del mismo nombre para su enfriamiento, mientras que la barra de "gradiente de Carbono" se colocó en un recipiente que contenía Oxido de Calcio previamente deshidratado para evitar oxidaciones, hasta su enfriamiento a temperatura ambiente.

Posteriormente, se obtuvieron de la barra "G. de C" muestras en forma de rebaba en incrementos de 5 milésimos de pulgada para su análisis químico de Carbono. Se grafican los valores de % de carbono obtenidos vs. la distancia desde la superficie y de esta gráfica se obtienen las distancias a donde se tiene un determinado % de Carbono sobre el cual medirá la templabilidad en la probeta "Jominy" tratada simultáneamente. Para esto se trazan sobre la probeta "Jominy" directrices a las profundidades determinadas mediante la gráfica. Después se mide dureza Rockwell A sobre cada directriz a cada 1/16" obteniendo de esta manera la curva de templabi

DIST. DESDE LA SUPERFICIE, PULG. x 10³

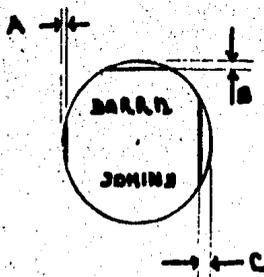
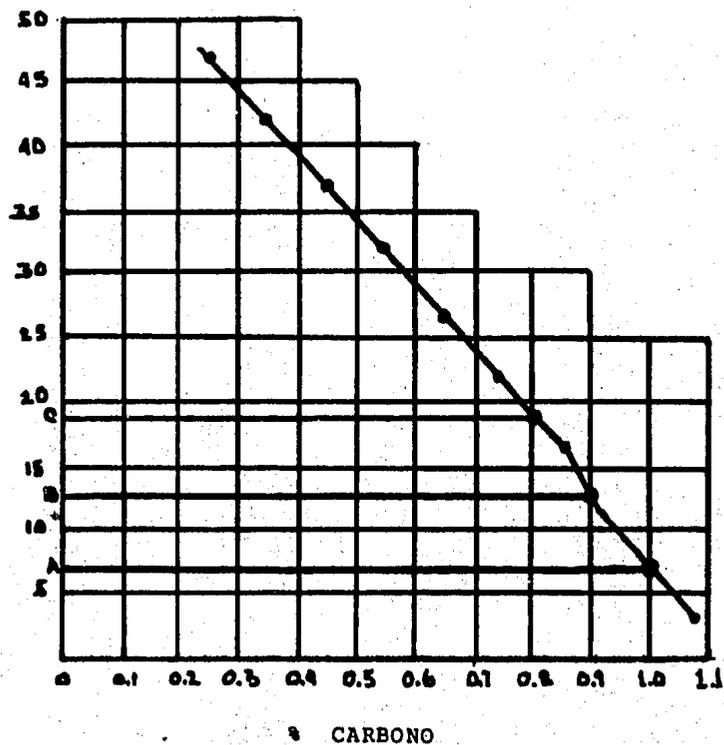


Fig. 72. Selección de las directrices en la barra Jominy

lidad de capa al porcentaje de Carbono seleccionado (49). - Esto se ilustra en la figura 72.

VI.4 OBSERVACIONES ACERCA DEL TRABAJO EXPERIMENTAL

- El baño carburizante debe de protegerse con una capa superficial de grafito en polvo con el fin de evitar la oxidación de los cianuros presentes a cianatos, de lo contrario dicho porcentaje de cianuros en el baño caerá demasiado rápido.
- La temperatura de tratamiento registrada por el controlador de temperatura del horno "Lindberg" muestra una diferencia de aproximadamente $\pm 10^{\circ}\text{C}$ con respecto a la temperatura real, la cual se obtuvo con un registrador digital.
- Cuando se toman muestras de sal del baño fundido para su análisis químico de cianuros, hay que cuidar que no pase grafito de la capa protectora junto con la muestra de sal, ya que al solidificar la sal lo hace junto con el grafito, el cual es difícil de eliminar durante el análisis; esto acarrea errores en la titulación de cianuro, debido a que el peso de la muestra no es de sal efectiva.

- Cuando se termina de utilizar los baños de precalentamiento y carburización se debe colocar una barra de acero de 1" de diámetro aproximadamente dentro del baño y permitir que así solidifique la sal. La barra debe sobresalir de la superficie del baño 20 cm. aproximadamente. Esto mejora la conducción del calor en la sal solidificada, - facilitando su fusión a la hora de refundirla.
- Durante la determinación de cianuros en la sal de tratamiento, cuando se tiene la disolución de la sal en agua destilada permanece una apreciable cantidad de insoluble, la cual no fue posible disolver a pesar de haber calentado y dejado bastante tiempo la sal para su disolución. El insoluble presente es de un color café verdoso y amarillento. No se puede pensar que se trate de Carbonato de Bario BaCO_3 debido a que este es un precipitado blanco. Por lo tanto, debido a que se trata de una sal comercial, debe tener otros compuestos enmascarantes no conocidos, y si tomamos en cuenta que los cianuros son sales con una solubilidad aceptable, se puede suponer que después de tanto tiempo de disolución los cianuros se encuentran ya en solución, por lo que se procede a filtrar el insoluble para evitar que haga pantalla en la titulación.
- Los dispositivos para efectuar el tratamiento deben de lavarse después de cada tratamiento, porque de lo contrario al volver a usarse van a provocar reacciones violentas, tanto en la sal neutra de precalentamiento como en la sal de tratamiento.
- Después del temple de las piezas en el aceite utilizado, se encuentran en el fondo del recipiente cascarillos de óxidos.

- Al pesar las muestras después del tratamiento, muchas de ellas registran pérdidas de peso. También muchas de las probetas sufren cambios dimensionales.
- De los aceros tratados las muestras de acero H-12 son las que no registran pérdidas de peso y las que menos se ven afectadas en sus dimensiones.
- Para efectuar los cortes de las piezas tratadas para su examen metalográfico se utiliza un disco de corte especial (Buehler LTD # 10-4410). Este disco es especial para cortes de aceros de herramienta y aceros cementados, con lo cual se mejora la calidad del corte y se modifica lo menos posible la estructura resultante del tratamiento.
- En la medición de los perfiles de microdureza se prefiere utilizar cargas de medición lo más grandes posibles con el objeto de minimizar al máximo el error involucrado en la medida, ya que con cargas pequeñas la huella producida es menor y la medida de las diagonales es más difícil. Además, a la hora de consultar las tablas la diferencia entre una medida y otra es mayor con cargas pequeñas que con cargas grandes.
- Durante el ensayo de Templabilidad las mediciones de dureza se realizaron en escala Rockwell A (carga 60 kg) en lugar de Rockwell C (carga 150 kg) con el fin de evitar deformaciones en el material, lo que podría ocasionar errores en la lectura de durezas tomadas.

CAPITULO VII

RESULTADOS Y DISCUSION

En esta sección se presentarán los resultados obtenidos en las diferentes pruebas realizadas. Debido a la cantidad de información obtenida y para el mejor manejo de dichos resultados, se discute cada uno de ellos inmediatamente después de ser presentado con lo que será más fácil poder analizarlos. Para ello se dividen en 3 secciones:

- a) Sales de tratamiento.- Se presentan los resultados de un breve estudio de las sales de precalentamiento y tratamiento utilizadas en este trabajo.
- b) Caracterización de la carburización líquida.

En esta parte se presentan y discuten los resultados de cada acero por separado, haciendo un profundo análisis del comportamiento de cada uno de ellos y posteriormente se realiza un análisis comparativo de todos ellos.

Los resultados que se reportan están divididos en la siguiente forma para el análisis individual y general de los aceros tratados:

- a) Profundidad de capa
 - b) Análisis estructural
 - c) Perfiles de Microdureza
- c) Ensayo de Templabilidad

Posteriormente se presentan los resultados del ensayo de templabilidad practicado en los mismos aceros del punto anterior, con excepción del acero 8620. En él se discuten por separados los efectos que tienen en la templabilidad de capa carburada de los siguientes factores:

- a) Potencial de Carbono
- b) Temperatura de Carburización
- c) Elementos de aleación en el acero base.

VII.1 RESULTADO DE LAS SALES USADAS

Como lo mencionamos al principio del capítulo V las sales utilizadas para el tratamiento de carburización - son de importación, es decir, no se fabrican aquí en México. Por lo tanto, su precio es muy alto y continuamente se incrementa. Con la finalidad de poder fabricar estas sales en el Departamento, se empezó en esta tesis a hacer un estudio acerca de las composiciones químicas de las sales utilizadas y se encontraron varias cosas interesantes.

Por principio de cuentas, se realizó un estudio cualitativo de las sales por medio de difracción de rayos X*, en el cual se encontraron varios problemas; uno de ellos es que las sales son bastante higroscópicas, lo cual dificultaba en demasía el análisis. En la fig. 73 y 74 se presentan las gráficas que se obtuvieron en este estudio. La sal cia

* Análisis realizado por Química Gloria Vera.

nurada (fig. 73) presenta varios picos a lo largo de la gráfica. Los valores correspondientes a cada pico no son muy exactos con respecto a las encontradas en la literatura, y se tuvo mucha dificultad para "leerlos". Incluso los resultados reportados no son muy seguros y hay algunos picos que incluso no fue posible identificarlos.

Lo mismo sucede con la gráfica correspondiente a la sal activada. Esto nos lleva a la conclusión lógica de que existe algún enmascaramiento en las sales, debido a su carácter comercial.

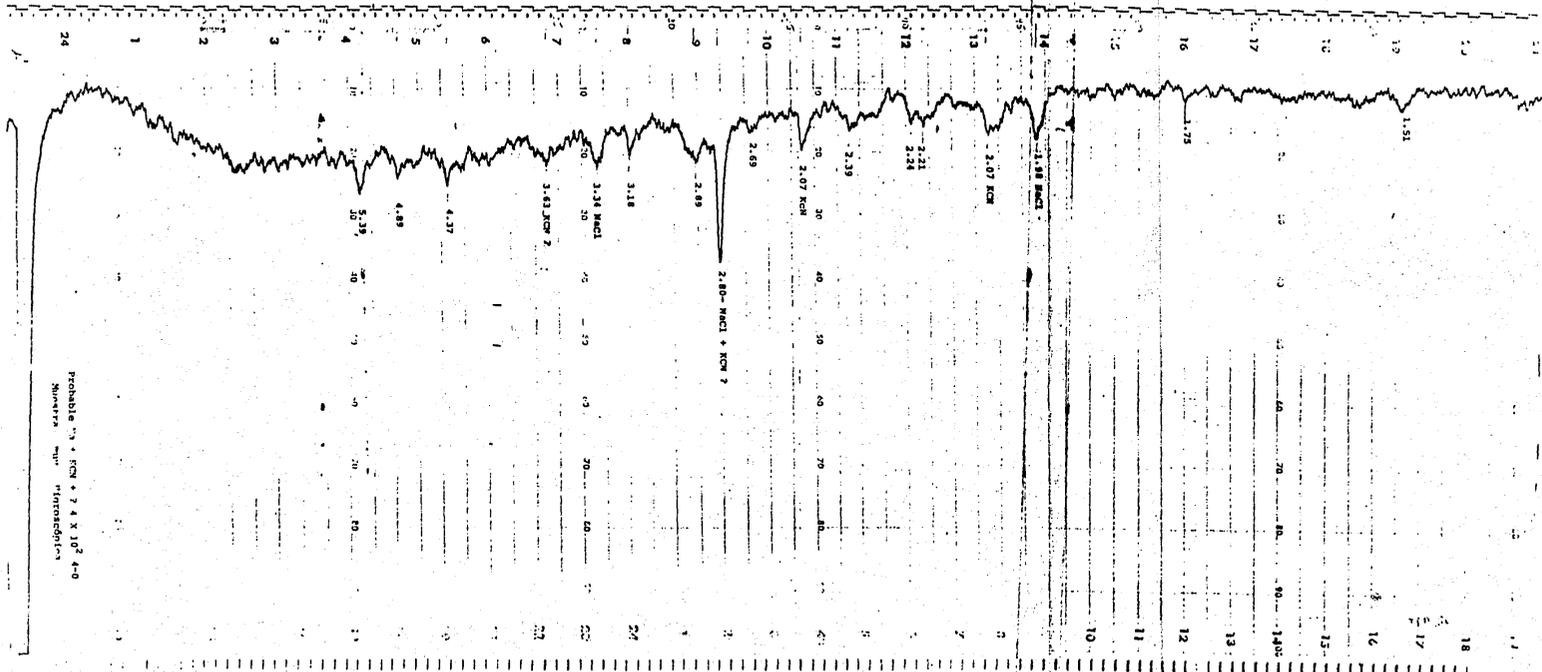
Respecto a los compuestos encontrados en la sal cianurada, tenemos al parecer cianuro de sodio y cloruro de Potasio, además de algunos compuestos al parecer de Bromo, y algunas fases no identificadas. Mientras que la sal activa contiene Cloruro de Potasio, mezclado con algo de cianuro de sodio y algunas fases no identificadas que muy probablemente son de Bario.

Además se realizó un análisis químico vía húmeda** de los elementos principales que se cree puedan estar presentes en las sales; los resultados obtenidos se reportan en la tabla X.

Debido a que estas sales se mezclan para dar la sal cementante, ésta última va a tener variaciones en los porcentajes de los elementos respecto a los reportados en -

** Análisis realizado por el Ing. Alberto Obregón.

Fig. 73. Análisis por Difracción de Rayos X de la sal cianurada.



esta tabla, por lo que los valores de esta tabla difieren - respecto a los mencionados en la literatura que se dieron - ya en el capítulo II, Tabla I. Sin embargo, los resultados de los análisis efectuados a las sales son bastante congruentes con lo esperado.

Sales Compuestos o elementos	CN ⁻	CO ₃ ⁻	Cl ⁻	Na	Ba	K	Ca
Cianurada	40.2	6.8	1.84	43.79	0.0	0.33	0.0
Activada	1.96	3.59	27.77	1.83	57.53	2.55	4.92
Neutra	0.00	0.00	36.64	4.54	38.44	10.47	4.45

TABLA X

Por ejemplo, la sal cianurada es la más rica en cianuros y sodio de las tres, además de no contener nada de Bario y muy pocos cloruros. La sal activada por el contrario es muy rica en Bario y Cloruros, además de algunos carbonatos, teniendo una muy baja cantidad de Cianuros. Y finalmente la sal neutra, que obviamente carece de cianuros - además de no tener carbonatos, que como ya vimos provocan oxidación, mientras que es la más rica en cloruros y elementos alcalinos. Como puede observarse, todas las sales coinciden en sus características con los elementos y compuestos encontrados.

VII.2 RESULTADOS Y DISCUSION DE LA CARACTERIZACION DE LA CARBURIZACION LIQUIDA.

VII.2.1 ACERO 1015

VII.2.1.1 Profundidad de capa.- Acero 1015.

La profundidad de capa cementada que se obtiene en el acero 1015 al variar el tiempo y la temperatura de tratamiento se observa en la Fig. 75.

En dicha figura, se encuentran junto con las curvas obtenidas experimentalmente, aquellas que se obtienen teóricamente con el método de Grube (51). Como puede observarse al comparar ambos tipos de curvas, la profundidad de capa que se obtiene experimentalmente es mayor que la calculada, sobre todo a tiempos muy largos. Cuando los tiempos son muy cortos, (menos de una hora) sí existe una buena aproximación entre las curvas teóricas y las obtenidas experimentalmente.

En la siguiente figura (# 76) se grafican los resultados obtenidos de profundidad de capa con aquellos reportados en la literatura, los cuales se presentaron ya en la Fig. 7 Cap. II.

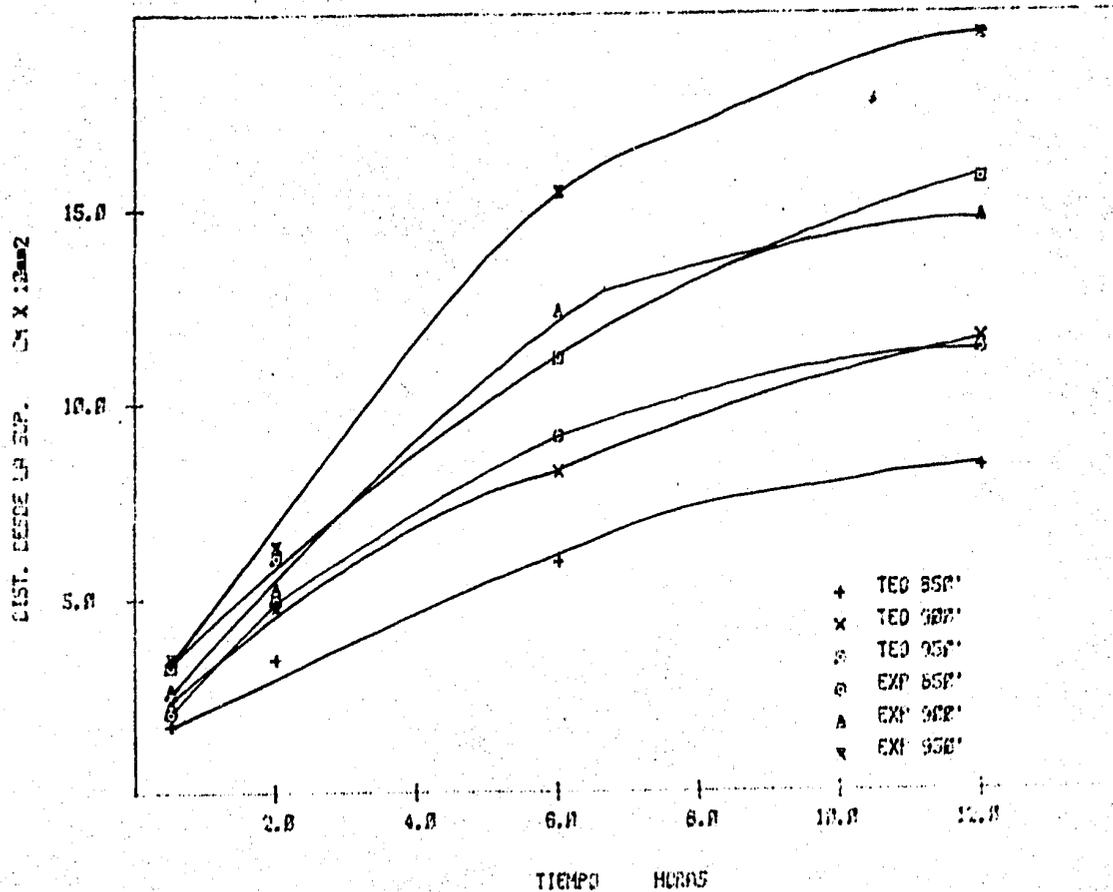


Fig. 75. Comparación de la Profundidad de capa cementada teórica (Método de - Grube) y experimental obtenida en el acero 1015.

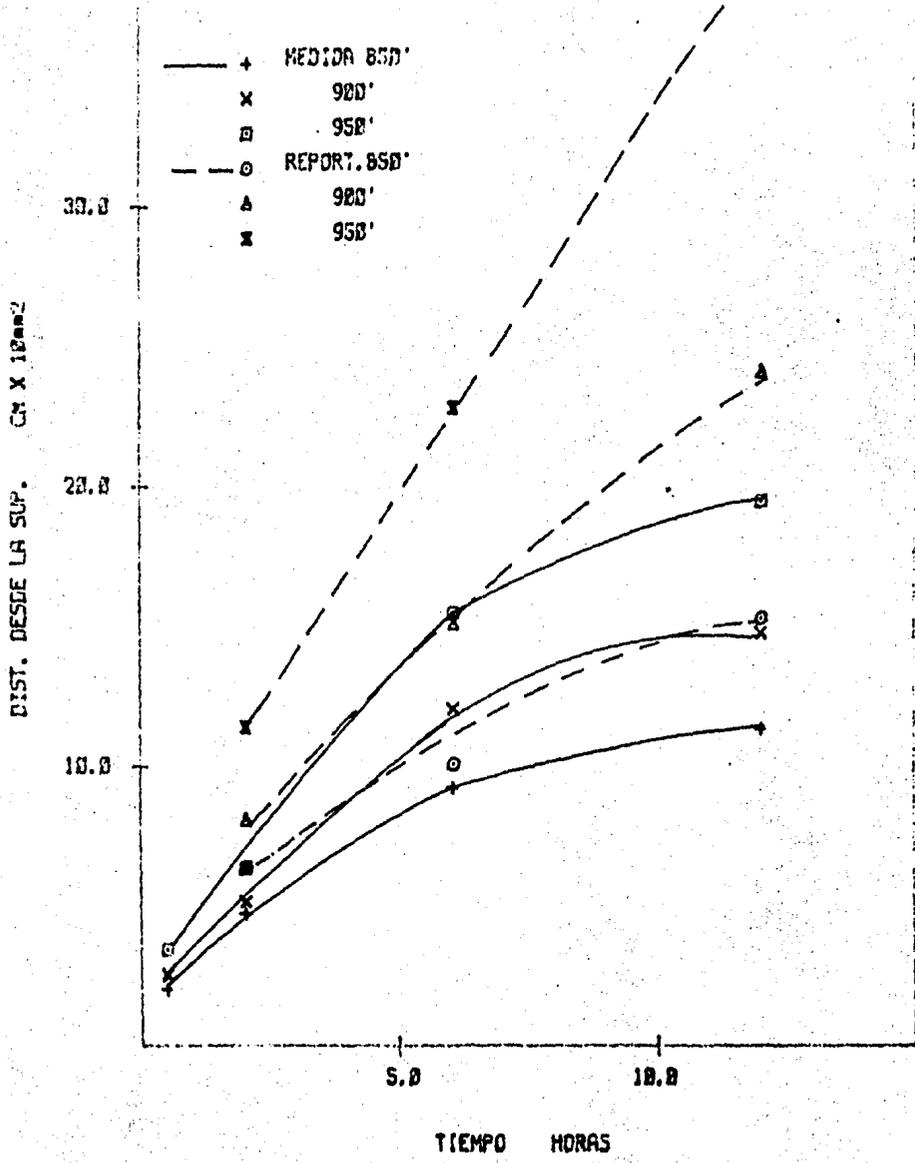


Fig. 76. Comparación de la profundidad de la capa cementada experimental y reportada (Ref. 11) - en el acero 1015.

Si analizamos dicha gráfica encontramos que no existe similaridad entre ambas curvas a cualquier tiempo. La profundidad de capa reportada en la literatura siempre es mayor que la obtenida en este trabajo, y a medida de que el tiempo de tratamiento es mayor, la diferencia en profundidades de capa también se incrementa.

Si se analizan con cuidado las gráficas reportadas en la Fig. 7 puede observarse que las curvas tienen en un principio un comportamiento lineal con una pendiente muy pronunciada, y al avanzar el tiempo de carburización esta pendiente se va suavizando. Al analizar las curvas correspondientes a este trabajo puede observarse el mismo comportamiento en las curvas de penetración, sin embargo, la caída de la pendiente ocurre más rápidamente y es más pronunciada. En la figura 76 puede observarse más claramente lo anterior. Observese como en el rango donde se realizaron los tratamientos, las curvas reportadas todavía son líneas rectas, mientras que las obtenidas aquí ya presentan una caída en la pendiente. Lo anterior puede ser consecuencia de dos cosas principalmente:

1. La concentración de CN^- en el baño posiblemente se agota más rápidamente de lo reportado en la literatura, debido a que el tamaño del crisol del tratamiento es muy pequeño y posiblemente la extrapolación realizada desde las concentraciones recomendadas en la literatura no concuerda debido a que hay un diferente comportamiento en la variación de la concentración de CN^- a volúmenes pequeños que a volúmenes grandes, y
2. La calidad del acero tratado no es buena, debido a la cantidad de impurezas que tiene, lo cual dificulta el

proceso de difusión, proceso por el cual se dificulta - la penetración del carbono.

Sin embargo, las profundidades de capa obtenidas se encuentran dentro de lo esperado; si comparamos estos resultados con los datos de la tabla Apendice correspondientes a las aplicaciones típicas de la carburización líquida, observamos en la parte correspondiente a los aceros al carbono y de acuerdo a los datos que las profundidades de capa obtenida son satisfactorias, aún cuando estos datos reportados se obtienen con piezas cementadas con tratamientos posteriores, como recalentamiento y temple, o temple y revenido, lo que ocasiona una mayor profundidad de capa.

Con el fin de ejemplificar lo anterior, se preparó la figura 77, en la cual se ilustran sobre las curvas de penetración, las profundidades de capa obtenidas a una temperatura y tiempo determinados en cierto tipo de piezas producidas industrialmente.

VII.2.1.2 Análisis Estructural.- Acero 1015.

La estructura de capa presentada por este acero es similar en todos los casos en general, variando solo algunos detalles al cambiar las condiciones de temperatura y tiempo.

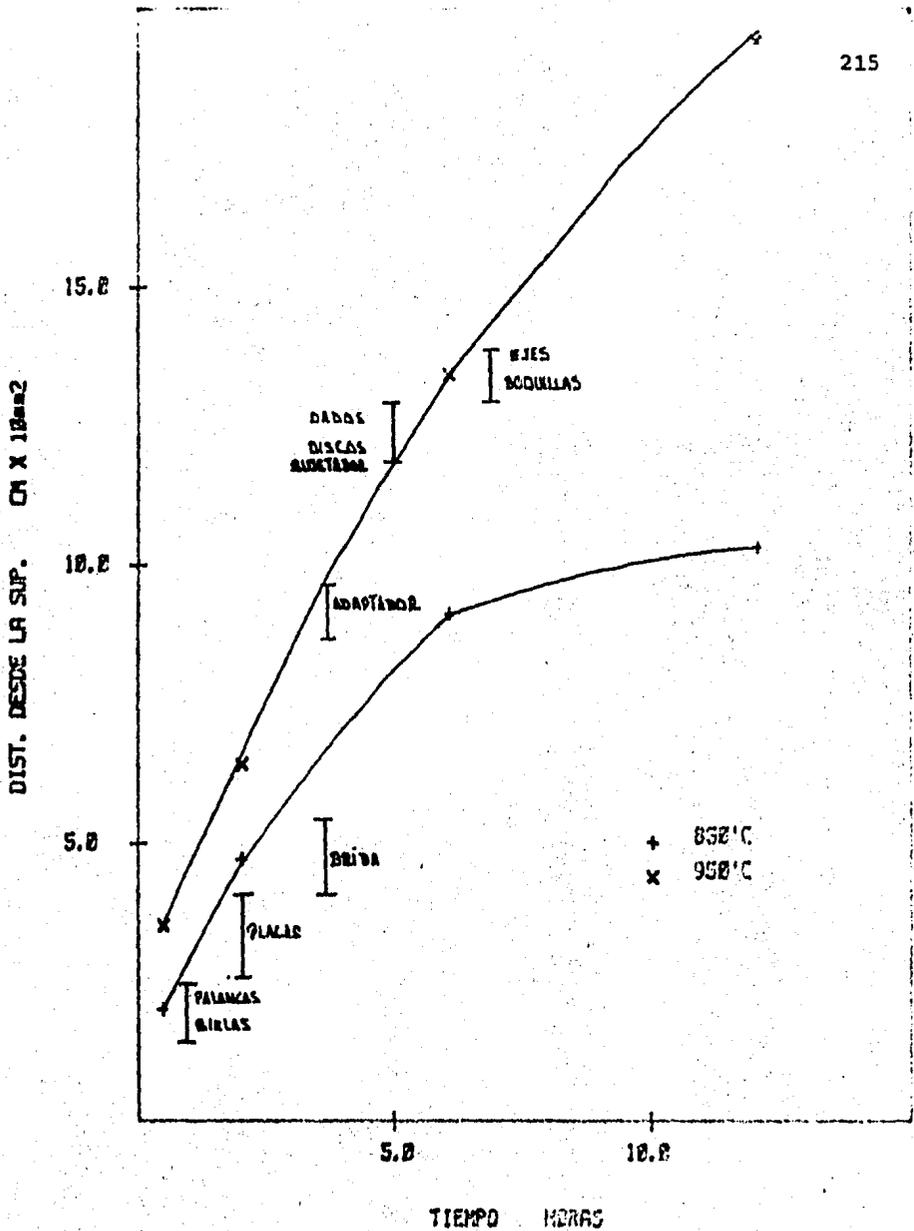


Fig. 77. Aplicación de los Tratamientos de carburización de este trabajo en piezas producidas industrialmente de acero 1015.

Siendo así tenemos que, en general, la estructura de capa de este acero consiste en su parte más externa - de martensita tipo acicular en un fondo de austenita retenida, la cual coexiste hasta una profundidad de 0.1 mm. en el caso más extremo. Inmediatamente después se presenta una zona en la cual solo existe martensita, en donde a medida que se adentra uno en la capa, se empieza a precipitar perlita muy fina en los bordes de grano de la austenita precedente; y si el tratamiento ha sido lo suficientemente largo para producir una capa lo suficientemente profunda, va a ir desapareciendo la capa martensítica para dar paso a una zona perlítica 100%, la cual gradualmente se va perdiendo, de acuerdo al contenido de Carbono del material en esa zona, apareciendo ferrita proeutectoide en su lugar, hasta llegar a la estructura base del acero, que se localiza en el núcleo.

Sin embargo, existen algunos casos que presentan cosas interesantes, adicionales a lo arriba mencionado. Por ejemplo, en la muestra tratada a 850°C durante 0.5 horas se observa una capa formada solo por las dos primeras zonas mencionadas anteriormente, es decir la parte más externa - formada por austenita y martensita y el resto sólo de martensita (Fig. 78). Esto significa que la capa fué lo suficientemente pequeña (0.2 mm.), para permitir la transformación de toda la capa a martensita, sin la formación de perlita. Si se analiza detenidamente la figura 78, se observará que al finalizar la capa carburada aparece una zona con una estructura de ferrita basáltica; dicha zona es característica de una velocidad de enfriamiento y concentración particular. Lo mismo que presente en el caso de 900°C, 0.5 horas. A este tipo de zona se le conoce como "zona difusiva".

Como se mencionó en el capítulo IV, este acero tiene una templabilidad muy baja. Sin embargo, al carburizar se puede decir que la composición de la capa es similar a la de un acero W1 (acero de herramienta, de temple en agua, $\%C=1$, sin aleantes). De acuerdo al diagrama TTT (Fig. 79) - de este acero, si se temple una barra de 1" de diámetro en agua ($H=1$) la estructura típica que se obtiene es la de una martensita acicular en la zona con enfriamiento más rápido, cuya dureza oscila entre 65-70 Rockwell C. Conforme uno avanza hacia el interior de la pieza, se llega a la zona donde la velocidad de enfriamiento no es lo suficientemente rápida para evitar la formación de perlita; ésta se presentará en forma de una red de perlita fina que se forma en los límites de grano de la austenita precedente durante el enfriamiento, y la austenita anterior se transforma a martensita, dando como resultado una estructura con una dureza de 55 Rockwell C.

Finalmente cuando la velocidad de enfriamiento es aún menor, se obtiene una estructura de perlita fina cuya dureza varía entre 35-45 Rockwell C. Todos estos datos se comprueban al estudiar las gráficas de microdureza presentadas más adelante.

Por lo tanto, para poder endurecer este tipo de acero (el de la capa), deben usarse altas velocidades de enfriamiento. El temple en aceite con agitación ($H=0.7$) solo producirá una dureza máxima cuando la sección del acero sea tan pequeña que permita una velocidad de enfriamiento lo suficientemente alta que prevenga la transformación de austenita a perlita, (Fig. 80).

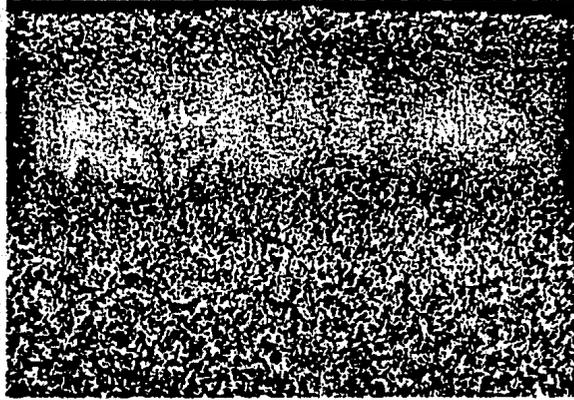


Fig. 78. Acero 1015 carburizado a 850°C durante 0.5 horas, 100X. (Nital).

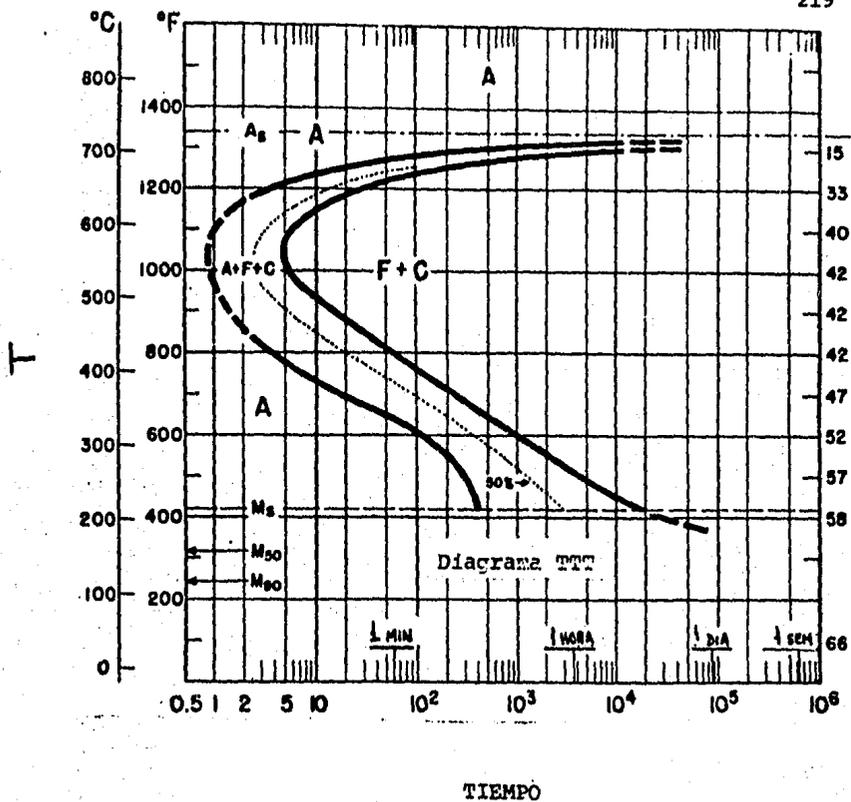


Fig. 79. Diagrama TTT del acero 1095 (De "Atlas of Isothermal Transformation and Cooling -- Transformation Diagrams, ASTM").

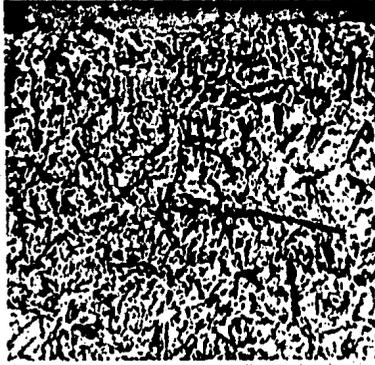


Fig. 80. Acero 1015 tratado a 950°C durante 2 horas, 200 X. (Nital).

VII.2.1.3 Perfiles de Microdureza.- Acero 1015.

Con el objeto de obtener la mayor información posible, se elaboraron varias gráficas con los datos reportados del ensayo de microdureza.

En las figuras 81, 82 y 83 se presentan los perfiles de microdureza del acero 1015 agrupados en función del tiempo, manteniendo la temperatura constante.

Como puede observarse, la dureza superficial del material es demasiado baja hasta una profundidad de 0.05-0.1 mm. dependiendo de la temperatura de carburización, o sea, la temperatura de temple. También puede observarse que a medida que aumenta la temperatura la profundidad de la caída de dureza superficial es mayor.

Para entender esto hay que tener presente que el carbono disuelto en la austenita es el factor decisivo que determina la dureza superficial. Cuando la concentración de carbono en la superficie del acero con capa endurecida - excede una determinada concentración de carbono, 0.8% en el caso de aceros al carbono, la temperatura Ms cae pronunciadamente, la cantidad de austenita retenida se incrementa y la dureza decrece, es decir, a mayores contenidos de carbono mayor cantidad de austenita retenida. Esto se ilustra - en las figuras 84 y 85.

Una baja dureza superficial indica un alto contenido de austenita retenida. La capa de un acero sobre-car-

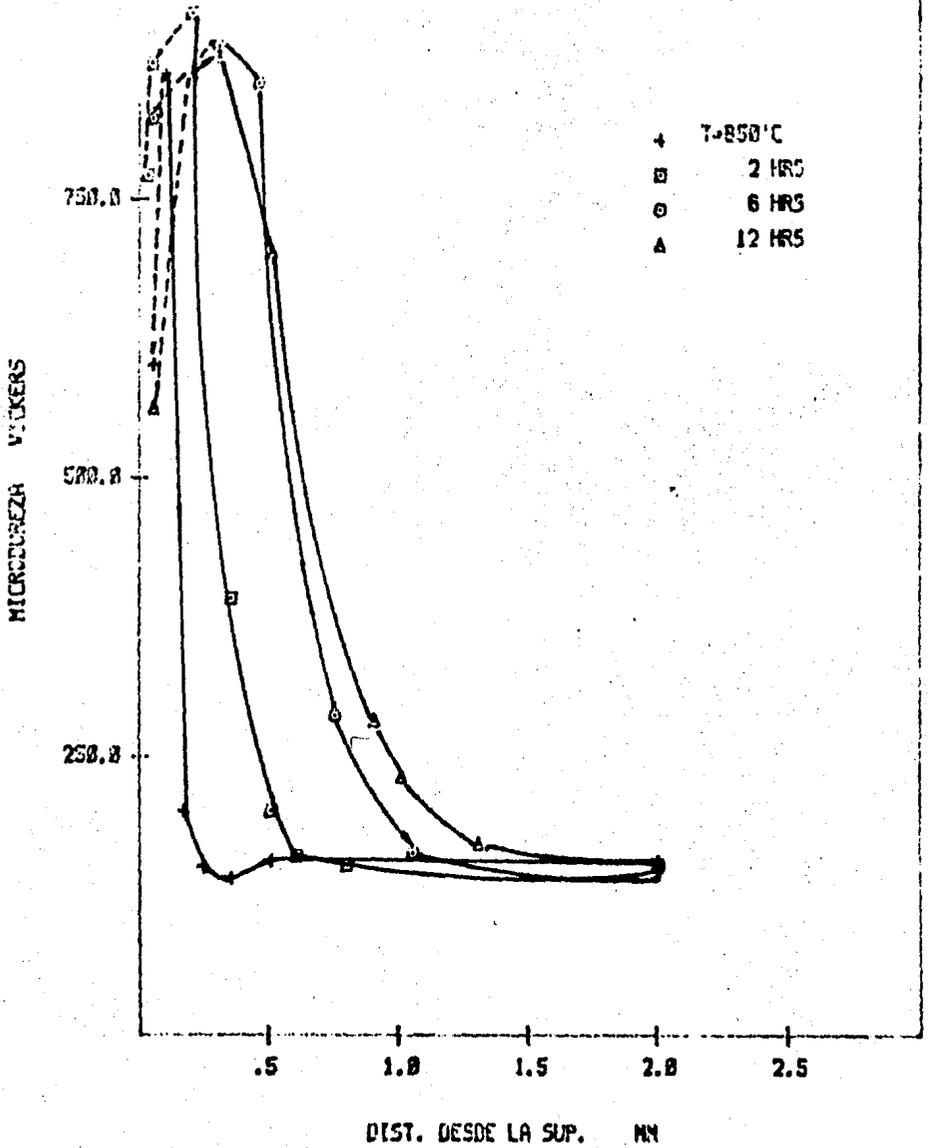


Fig. 81. Perfiles de Microdureza en el acero 1015 a varios tiempos, a temperatura constante (850°C).

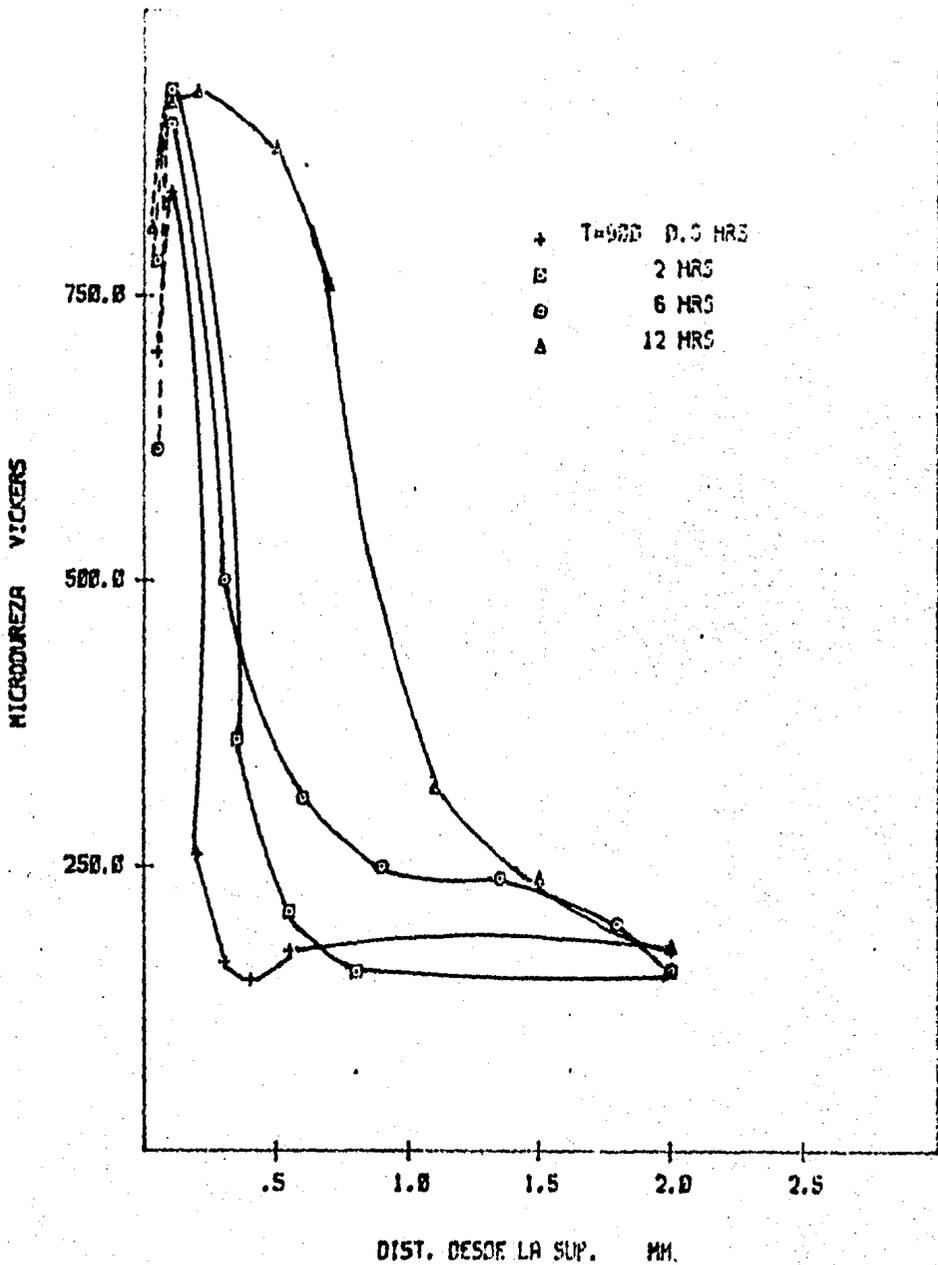


Fig. 82. Perfiles de Microdureza en el acero 1015 a varios tiempos, a temperatura constante (900°C).

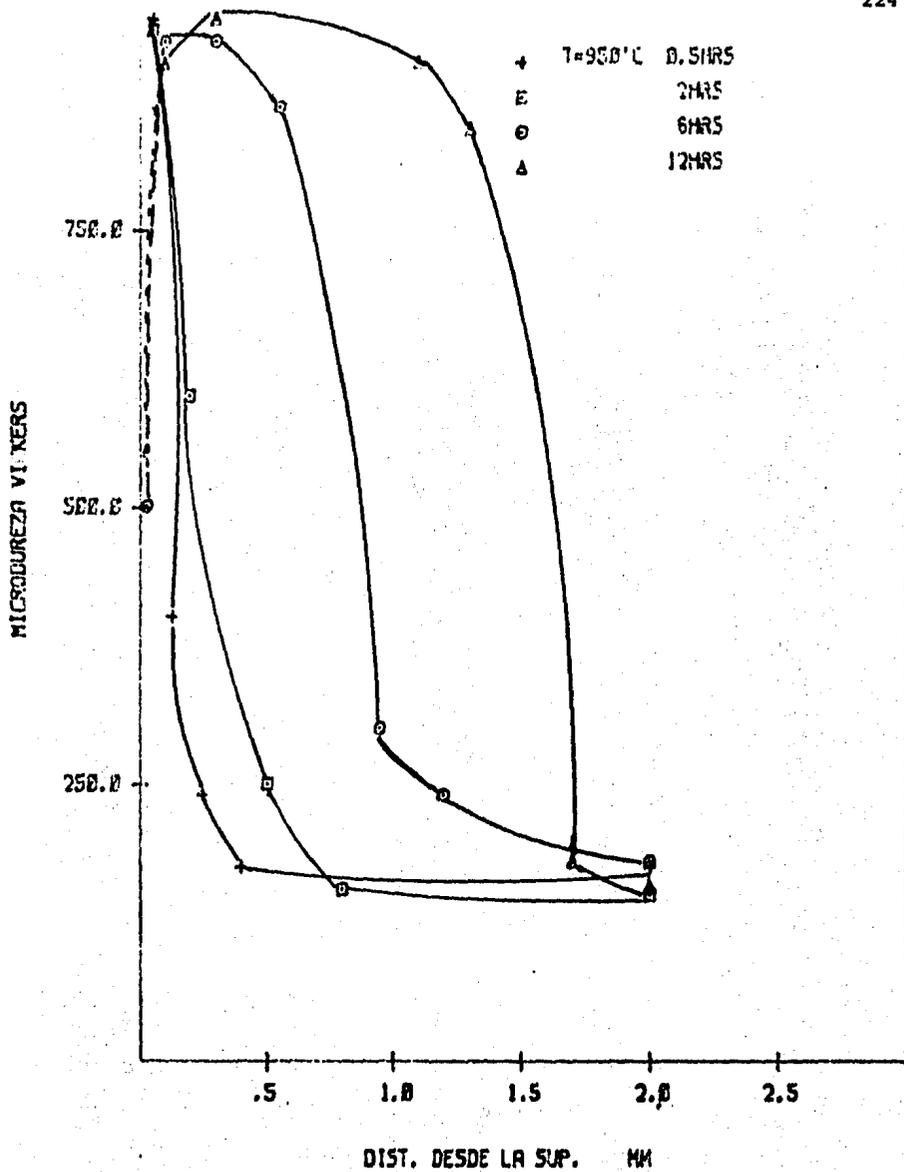


Fig. 83. Perfiles de Microdureza en el acero 1015 a varios tiempos, a temperatura constante -- (950°C).

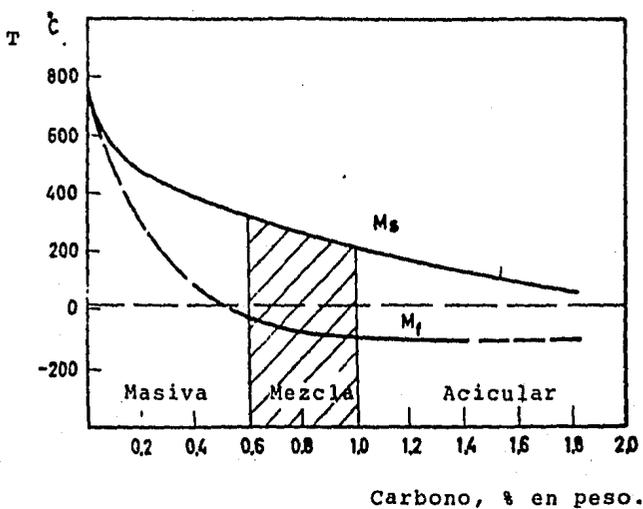


Fig. 84 Influencia del contenido de C austenítico sobre las temperaturas M_s y M_f en un acero no aleado .

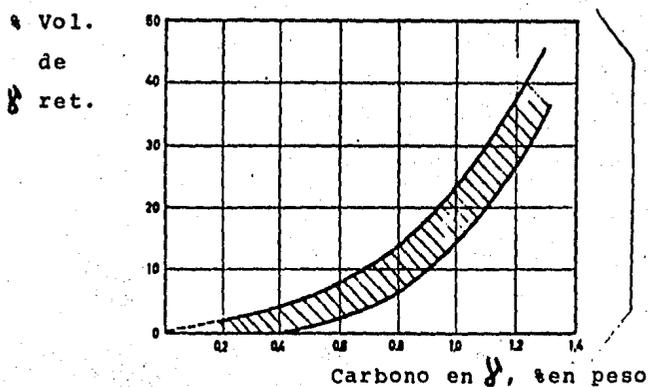


Fig. 85 Variación en el contenido de austenita retenida con el contenido de Carbono austenítico en el endu-
-recimiento.

burizado y endurecido cuya dureza es 500 Vickers, tendrá una estructura correspondiente a la Fig. 86. Este tipo de microestructura es definitivamente inadecuado para componentes de máquinas y para herramientas y las hace inservibles para condiciones de trabajo ordinario. Por lo tanto, es necesario adaptar medidas que den una dureza superficial máxima.

El contenido de carbono en la superficie se incrementa con el tiempo de carburización (Ref. 52). Si el acero se retempla desde una temperatura más baja, menos carbono será disuelto en la austenita y la dureza superficial se incrementará.

Sin embargo, al analizar las curvas de microdureza a tiempo constante (Fig. 87, 88, 89 y 90) observamos que a tiempos cortos la dureza superficial es bastante alta a 0.05 mm. debajo de la superficie en todos los casos, es decir, no importa la temperatura de tratamiento y temple. No obstante, conforme la temperatura se incrementará el tamaño de grano y la austenita retenida también se incrementan.

Sin embargo, cuando se puede mantener la concentración de carbono en un porcentaje de 0.8% la temperatura de temple no es un factor decisivo.

En la práctica, es usual disminuir la temperatura del horno a aproximadamente 830°C antes del temple. En esta temperatura se forma el carburo de Hierro Fe_3C (cementita), por lo que la cantidad de C que disuelve la austenita disminuye, lo que es benéfico, como antes se dijo sobre

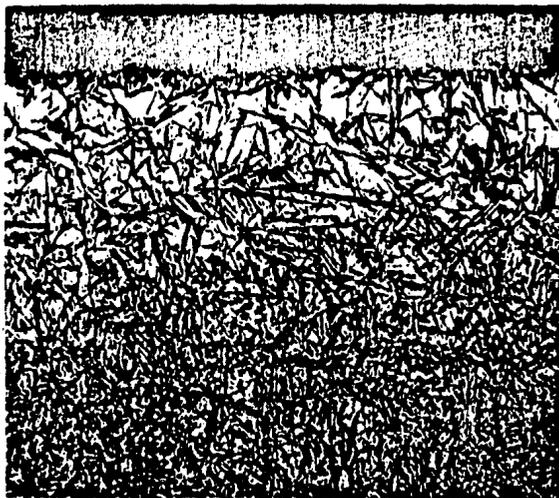


Fig. 86. Austenita retenida en la capa superficial de un acero con capa en durecida, 100X.

todo en tratamientos muy largos. Además con una temperatura de temple menor se disminuye la distorsión de las piezas.

Es difícil decir cuanta austenita retenida produce el mejor resultado en cada caso individual. La dureza superficial es obviamente influenciada por la velocidad de enfriamiento. Este tipo de acero (el de la capa), el cual regularmente es templado en agua, ($H= 1-1.5$) presentó cantidades considerables de austenita retenida, a pesar de haber sido templado en aceite con agitación ($H= 0.7$). Esto es particularmente cierto si las piezas son templadas directamente de un tratamiento de carburización profunda (tiempo y/o temperatura grande).

Sí, debido a la presencia de una gran cantidad de austenita retenida, la dureza llega a ser demasiado baja, puede recurrirse al tratamiento subcero, el cual ya se detalló en capítulos anteriores (Cap. IV).

Si la capa superficial del acero contiene la concentración de carbono apropiada para la dureza máxima, la temperatura de temple es de menor importancia en la dureza máxima alcanzada, siempre y cuando el tamaño de grano no sea alterado. Pero si el acero está sobrecarburizado es posible controlar, por variación en la temperatura de temple, la cantidad de carbono que va en solución y de aquí la cantidad de austenita retenida, la cual, a su vez, afecta la dureza, como queda de manifiesto en las gráficas 87 y 88, en donde las curvas de tiempos cortos (0.5, 2 hrs.) tienen una dureza máxima muy cerca de la superficie (0.05 mm) no importando la temperatura desde la que se templaron.

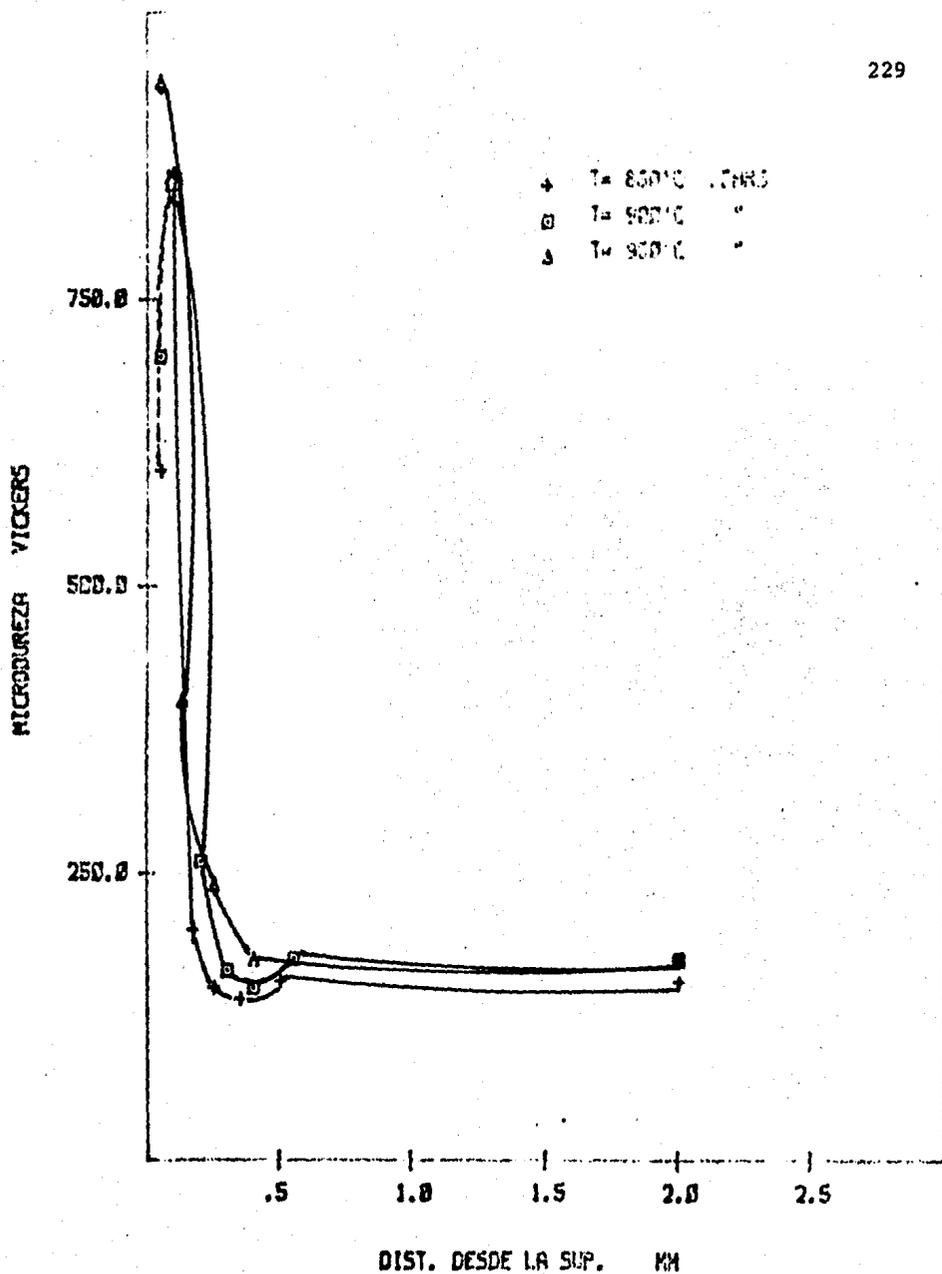


Fig. 87. Perfiles de Microdureza en el acero 1015 a diferente temperatura, a tiempo constante (0.5 horas).

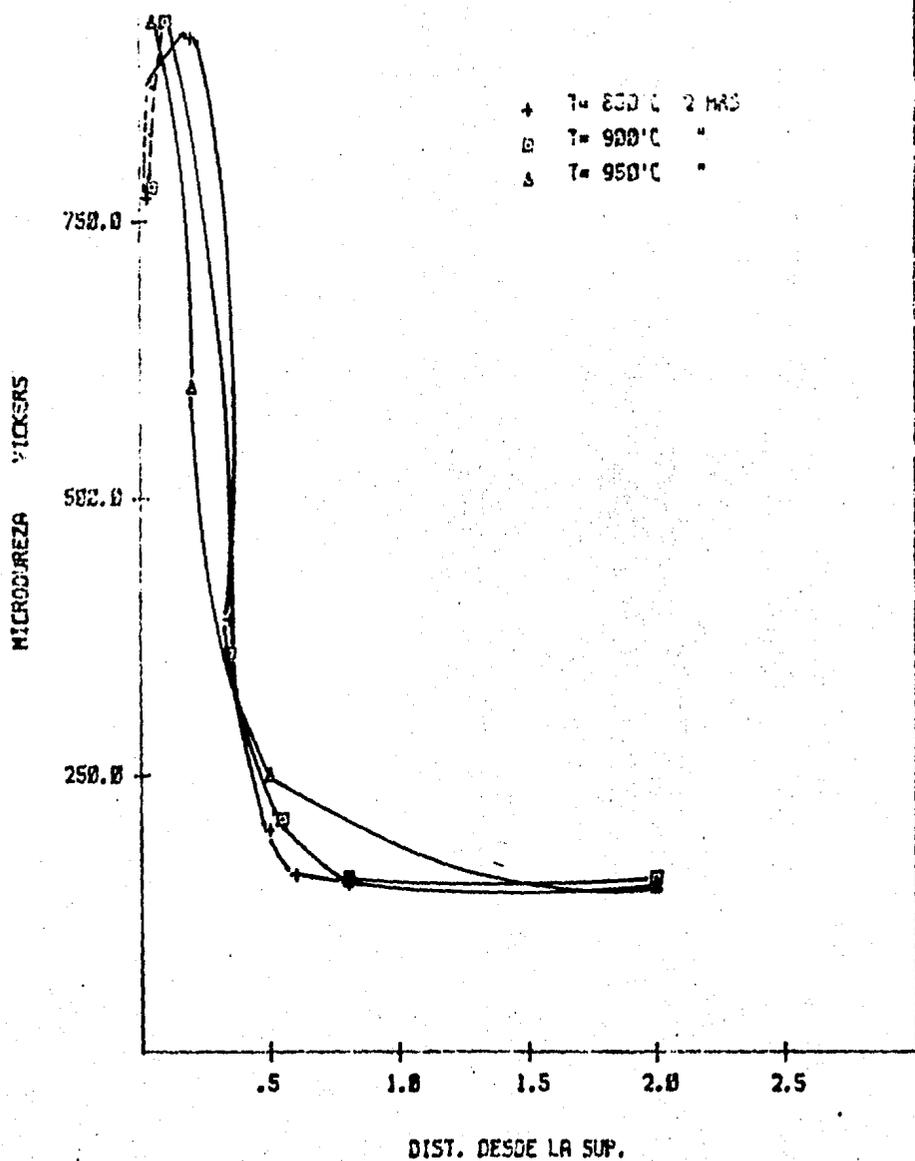


Fig. 88. Perfiles de Microdureza en el acero 1015 a diferente temperatura, a tiempo constante (2 horas).

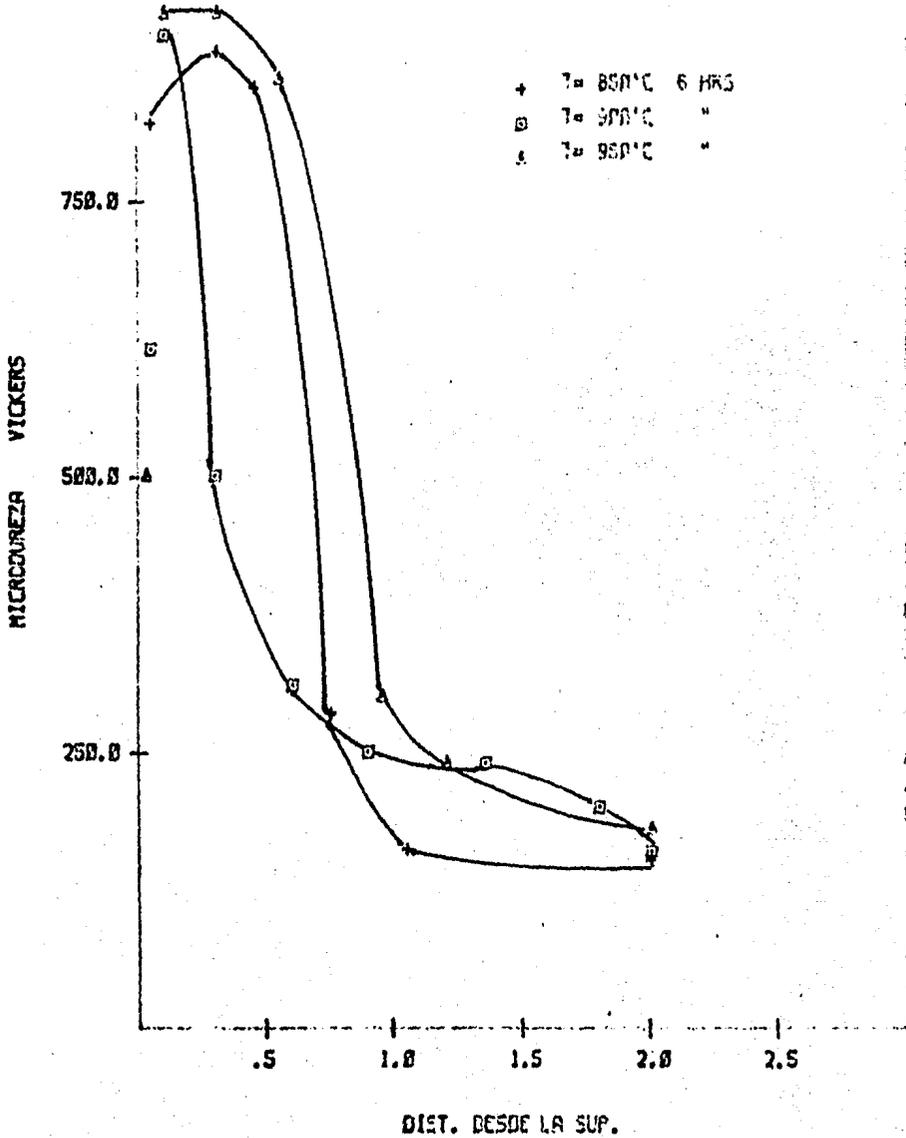


Fig. 89. Perfiles de Microdureza en el acero 1015 a diferente temperatura, a tiempo constante (6 horas).

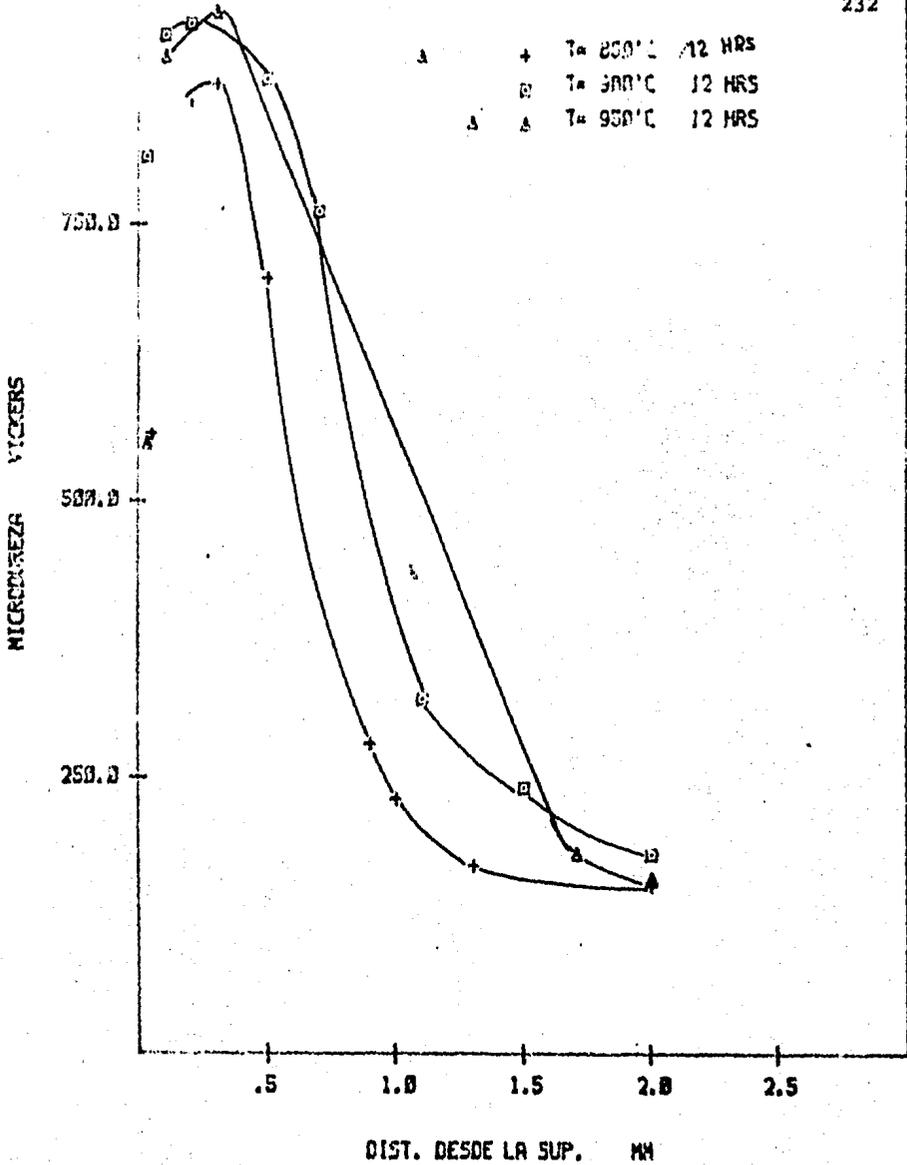


Fig. 90. Perfiles de microdureza en el acero 1015 a diferente temperatura, a tiempo constante (12 horas).

A profundidades de 0.1 mm. puede observarse que las durezas alcanzadas por este acero son bastante altas, - del orden de 65-67 Rockwell C. a todas las temperaturas de trabajo, lo cual esta en acuerdo con lo reportado en la literatura (Ref. 11 y 35).

En las mismas gráficas 81- 83 y 87 - 90 puede observarse que la profundidad de la penetración de dureza varía directamente con el tiempo y la temperatura. Esto se debe en primera instancia a que dicha penetración depende del contenido de carbono de la capa carburizada, y debido a que la carburización es un proceso difusivo dicha concentración de carbono varía en forma directa con el tiempo y la temperatura si se mantiene el potencial de carbono del medio constante en un valor conveniente.

Como se mencionó ya anteriormente, si el acero no está sobre-carburizado, la dureza máxima alcanzada no va a ser afectada por la temperatura de temple siempre y cuando no se afecte el tamaño de grano. Esto se verifica al observar que la penetración de la dureza en un lugar determinado es mayor a una temperatura y/o tiempo mayores, lo cual propicia un mayor crecimiento de grano, con lo cual aumenta la templabilidad del material, debido a la presencia de una menor cantidad de límite de grano, lo cual favorece la nucleación y crecimiento de fases blandas (ferrita, perlita) (Ref. 53).

También es muy notable la caída tan pronunciada en todas las curvas de dureza de este acero ya que en intervalos tan pequeños del orden de 0.1-0.2 mm. se llegan a ob-

tener diferencias de durezas de 35 puntos Rc (600 Vickers). Esto se debe a la poca templabilidad que tienen todos los aceros al carbono en general. Por lo tanto es conveniente el tener un tratamiento de carburización largo en estos aceros, lo que provocaría un crecimiento de grano del material y un aumento en su templabilidad, aunque hay que mencionar también que si una pieza sufre un tratamiento de este tipo, la capa formada va a ser lo suficientemente grande de tal manera que la parte más interna de la capa se va a transformar con una velocidad de enfriamiento menor, de tal manera que se obtendrá una estructura de perlita fina con una dureza de 35-45 Rockwell C.

Conforme aumenta la temperatura y el tiempo, como ya se mencionó, mayor es la profundidad de la dureza obtenida a tiempos largos (6 y 12 hrs.), ya que a tiempos cortos (0.5 y 2 hrs.) los perfiles de durezas obtenidas son muy similares. Esto se hace evidente en la figura 91, la cual es una gráfica que muestra la profundidad de capa dura obtenida en este acero 1015, en función de la temperatura y el tiempo. El comportamiento de las curvas en esta gráfica se explica perfectamente con todo lo anteriormente mencionado.

Dado que la martensita solo se forma en la capa durante el temple, la profundidad de capa endurecida sería equivalente a la profundidad de penetración de carbono hasta 0.4% C. Es decir, la dureza señalada en esta gráfica corresponde a este porcentaje de carbono.

La profundidad de capa endurecida también depende del medio de temple. El temple en agua daría una mayor

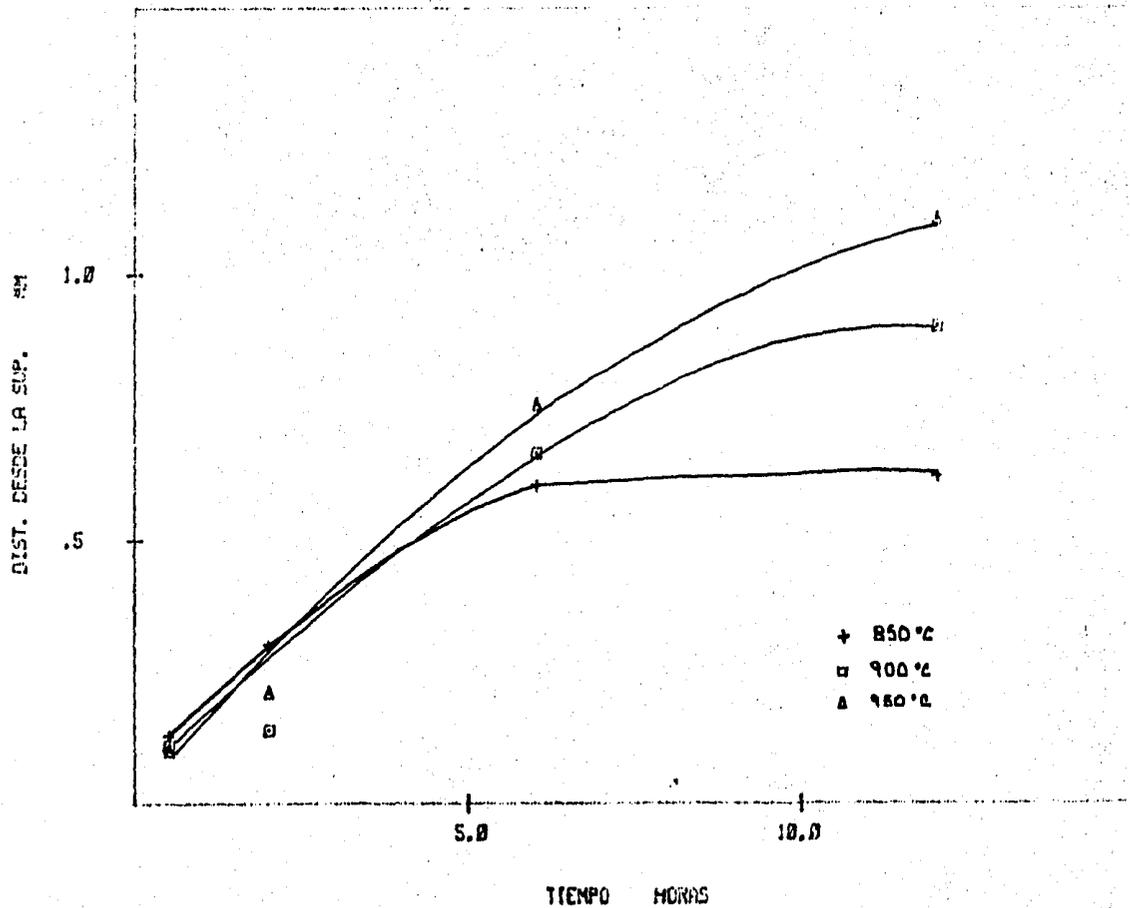


Fig. 91. Profundidad de capa dura en el acero 1015, como función de la temperatura y el tiempo.

profundidad de capa endurecida que el temple en aceite, especialmente en secciones pesadas, es decir, en nuestro caso (redondos de diámetro $\approx 1"$) la profundidad de endurecimiento sería muy similar.

Cuando el temple se realiza directamente desde el baño de carburización, la profundidad de capa endurecida es usualmente mayor que si el re-endurecimiento se lleva a cabo desde una temperatura mayor.

VII.2.2 ACERO 8620

VII.2.2.1 Profundidad de capa cementada

La profundidad de capa alcanzada por este acero al variar las condiciones de tiempo y temperatura se presentan en la figura 92. Como puede observarse, la variación de la profundidad de capa al variar la temperatura es pequeña a tiempos de tratamientos cortos; sin embargo, está diferencia aumenta al incrementar la temperatura. Es decir, ofrece el mismo comportamiento que el acero 1015 aunque en general la profundidad de la capa que se obtiene en el acero aleado es un poco mayor que la del acero al Carbono, lo cual se debe precisamente a la concentración de los elementos disueltos en solución sólida (Ni, Cr, Mo), ya que estos elemen

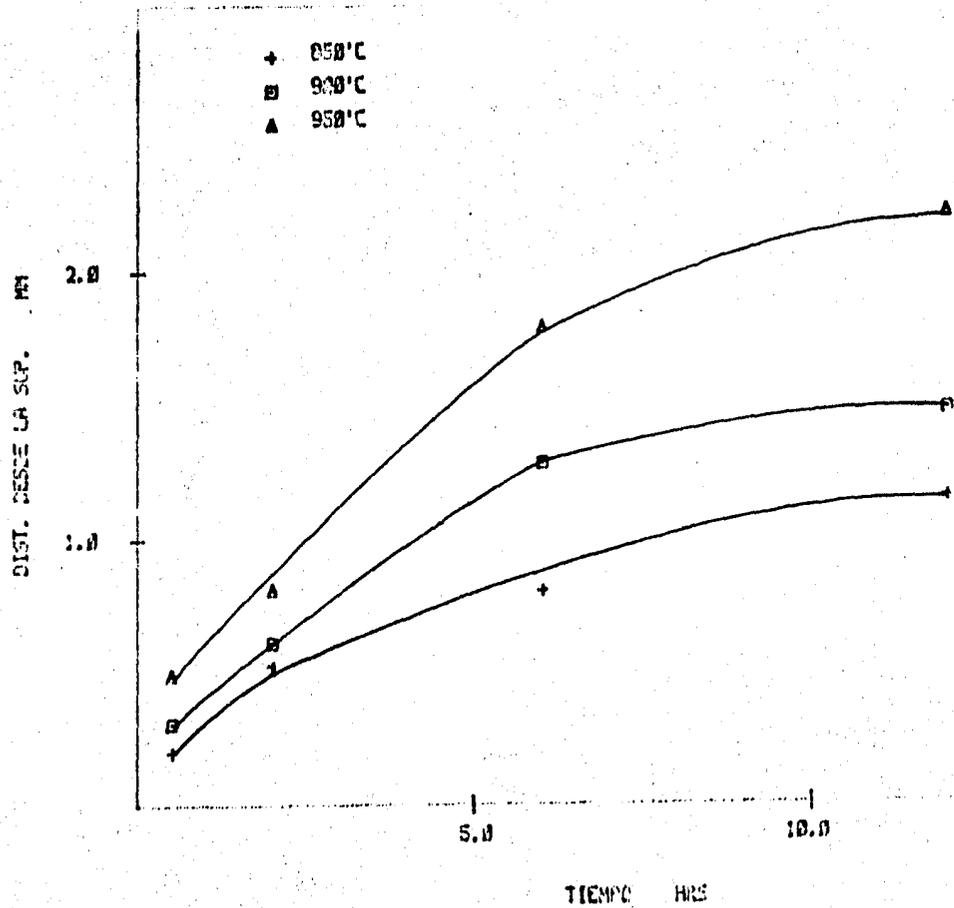


Fig. 92. Profundidad de capa cementada obtenida en el acero 8620.

tos favorecen la penetración de carbono (Cr, Mo) y aumenta la solubilidad de carbono en el acero (Ni), (ver figura 103).

Al comparar estos datos con los reportados en la literatura (gráfica 7, capítulo II), observamos como en estos últimos se obtiene una profundidad de capa un poco mayor, - aunque no es mucha la diferencia, y esta se puede deber a - que se tienen algunas diferencias entre tratamiento y tratamiento (por ejemplo la temperatura es un poco más elevada, o el diámetro de la pieza es diferente).

El acero 8620 es un acero ampliamente usado para la fabricación de piezas con posterior carburización líquida como se puede notar al ver el apéndice C.

Al igual que en el acero 1015, sobre la gráfica 92a de curvas de penetración de capa se han colocado las diferentes piezas mencionadas en el apéndice C, en un baño de carburización líquida, de acuerdo al tratamiento recibido (tiempo y temperatura) y a la profundidad de capa que debe obtenerse en dicha pieza. Se observa que tales piezas pueden - obtenerse de acuerdo al tratamiento requerido sin ningún problema, al tratarlas bajo las condiciones experimentales utilizadas en este trabajo.

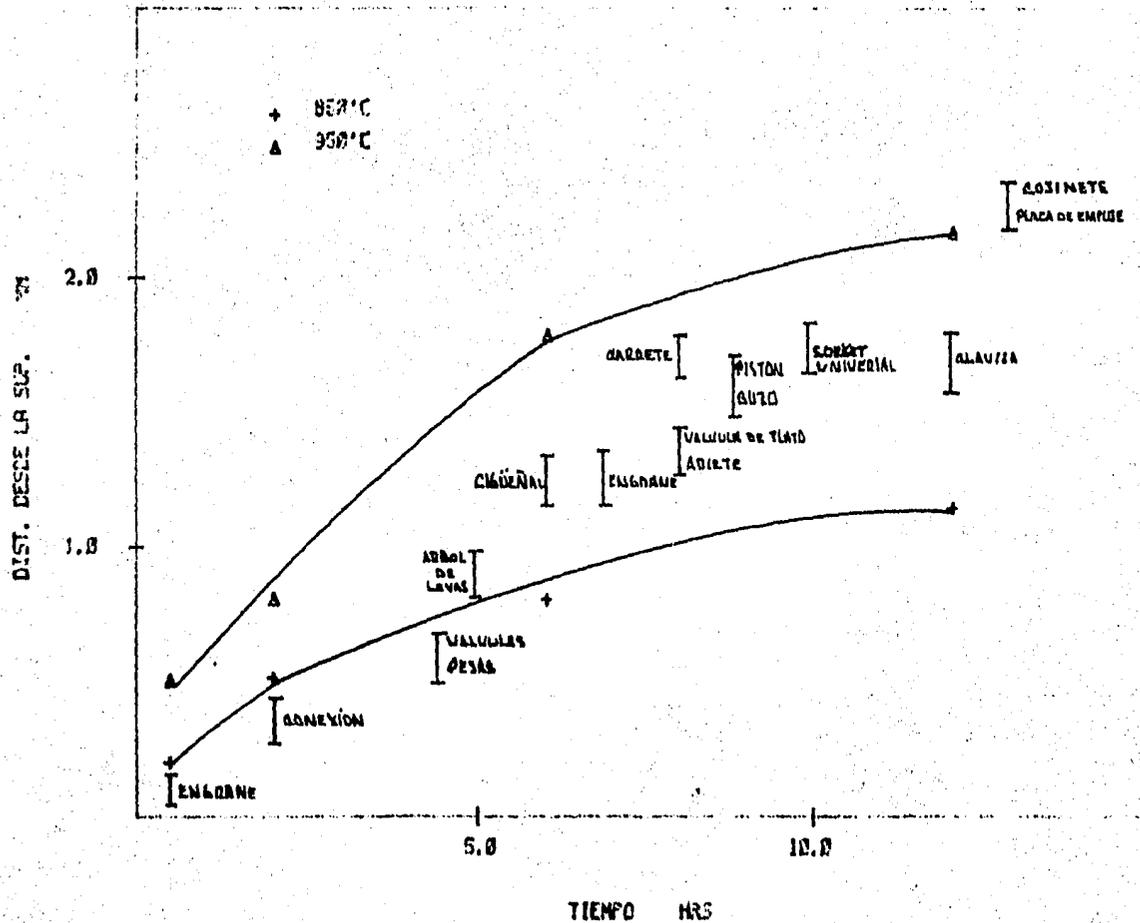


Fig. 92a. Aplicación de los tratamientos de carburización de este trabajo en piezas producidas industrialmente de acero 8620.

VII.2.2.2 Análisis Estructural.- Acero 8620.

Las estructuras que presenta este acero varían - en algunos aspectos dependiendo de las condiciones de tratamiento (tiempo y temperatura), además de presentar diferencias importantes respecto al acero 1015.

Al igual que el acero al carbono, el acero 8620 presenta varias zonas distinguibles en la capa carburada.

En la parte más externa del acero se encuentra en todos los casos una zona de martensita acicular, la cual es típica en aceros de alto contenido de carbono (35); sin embargo lo que se debe hacer notar aquí es que la presencia de austenita retenida en estos aceros no es muy acentuada, incluso, en algunos casos no fué posible poder observarla a grandes aumentos. Particularmente en los aceros tratados a 850°C a cualquier tiempo y los tratamientos de 0.5 hrs. a las tres temperaturas, resultaron ser los casos más difíciles de observar austenita en el análisis metalográfico. Esto puede explicarse a que, a una temperatura de austenización baja, la solubilidad de carbono en austenita es menor, lo que propicia que la cantidad de austenita retenida producida sea menor; por otra parte, a tiempos cortos, la cantidad de carbono difundido hacia el material no es mucho aunque la temperatura de carburización sea alta; ambos casos propician que la cantidad de austenita retenida producida en la capa sea menor.

En los demás casos sí se presenta austenita retenida, aunque la cantidad de ella nunca sobrepasa el 20% en

el caso más extremo. Para explicar estos hechos y debido a que no se encuentra reportado en la literatura el diagrama CCT de un acero del tipo 86 XX con alto contenido de carbono (Ref. 54) nos referimos a los diagramas de enfriamiento continuo de los aceros 8620, 8660 y 1095 (Fig. 93, 94 y 95).

Al comparar los diagramas de los aceros 8620 y - 8660 observamos que al aumentar la concentración de carbono en el acero hay un desplazamiento considerable de las curvas de transformación hacia el lado derecho del diagrama y además hay un desplazamiento de tales curvas hacia la parte inferior del mismo.

Tales desplazamientos dejan de manifiesto la característica gammagénea del carbono. Por lo tanto, debido a que la concentración de carbono en la capa del acero 8620 tratado es aún mayor (1% aproximadamente), estos efectos van a ser aún más marcados.

Sobre el diagrama CCT del acero 8660 se ha trazado una línea correspondiente al enfriamiento en aceite de acero. Como puede observarse y deducirse, la capa del acero tratado no tiene ningún problema en alcanzar la zona martensítica y transformar a ella; no obstante, debido al alto contenido de carbono, la línea de transformación M_f posiblemente ya se encuentra debajo de los cero grados centígrados, por lo que no se puede llevar a cabo la transformación total a martensita, sobre todo de los aceros tratados a 900° y 950 °C durante un tiempo largo, los cuales solubilizan mayores cantidades de carbono. El resultado: estructura de martensita acicular sobre un fondo de austenita retenida.

Análisis, % en peso

Austenizado a 830°C 242

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Nb	V
0.15	0.20	0.80	0.020	0.020	0.50	0.20	0.55	--	--	--

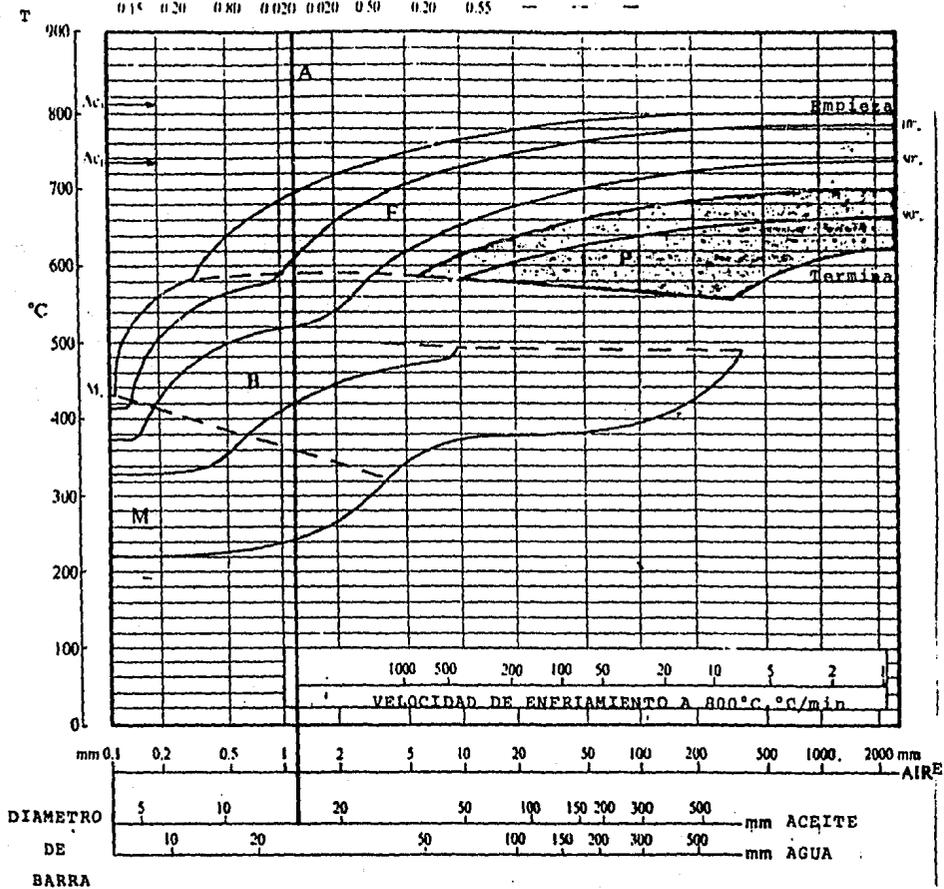


Fig. 93 Diagrama de enfriamiento continuo (CCT) del 8617.

Análisis, % en peso

Austenizado a 845°C

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Nb	V
0.60	0.25	0.85	0.025	0.025	0.50	0.20	0.55	—	—	—

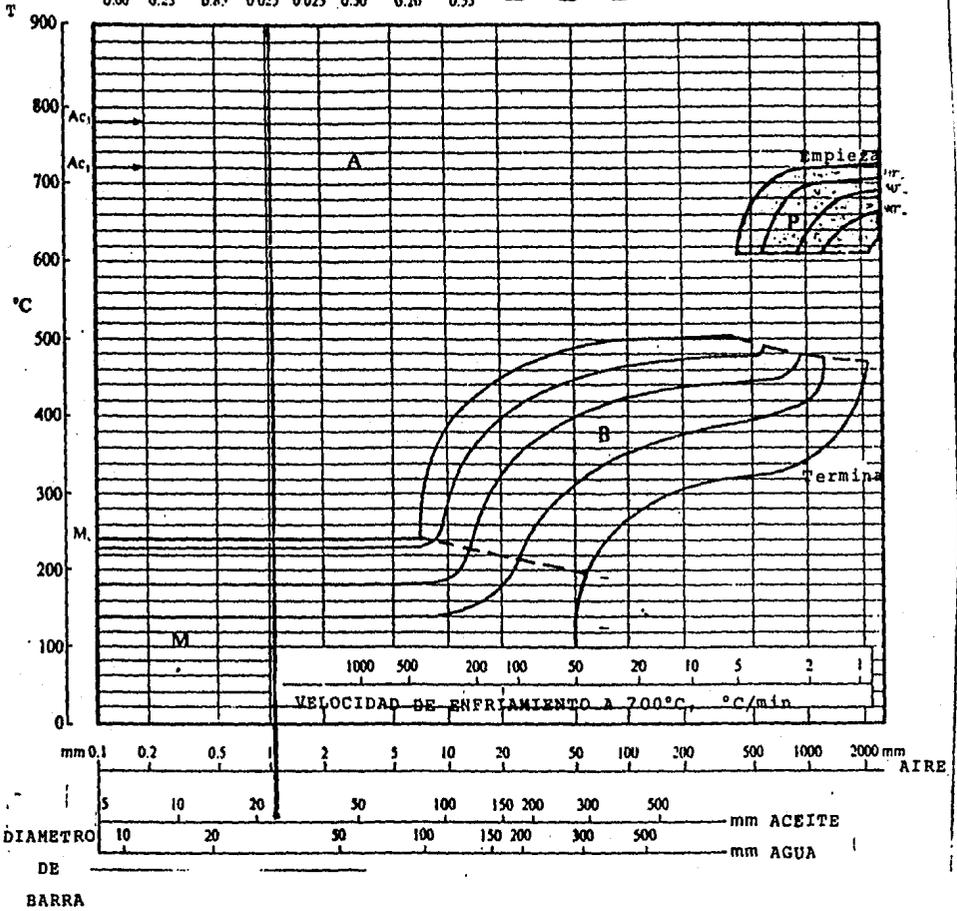


Fig. 94 Diagrama de enfriamiento continuo (CCT) del acero 8660

Análisis, % en peso
 C Si Mn P S Cr Mo Ni Al Nb V Austenizado a 780°C
 0.96 0.20 0.60 0.020 0.020 - - - - -

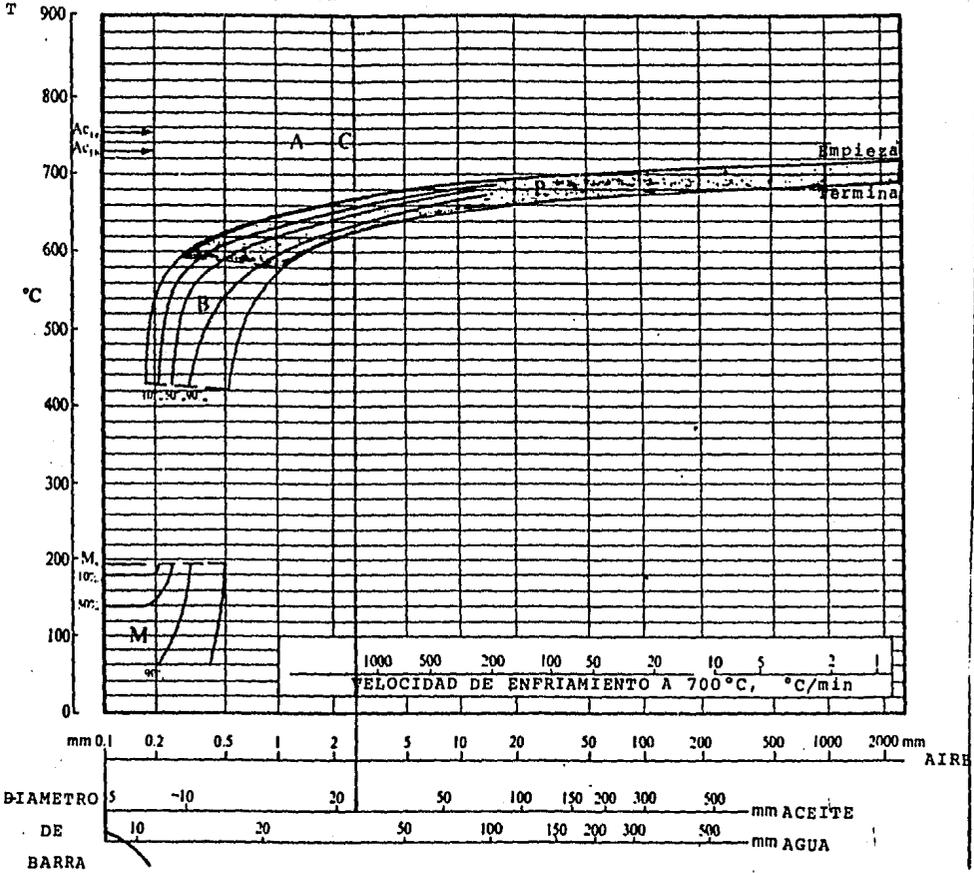


Fig. 95 Diagrama de enfriamiento continuo (CCT) del acero 1095.

Si además comparamos el diagrama CCT 8660 con el de 1095, podemos observar por que en el acero aleado no se presentan huellas de perlita en la parte externa de la capa y en cambio en el acero al carbono sí.

Continuando sobre la capa hacia el interior del acero, encontramos que todos los aceros tratados de este tipo presentan un aro ó anillo obscuro al final de la capa. - Al parecer se trata de una transformación bainítica y/o perlítica la cual es de esperarse, ya que la velocidad de transformación y la concentración de carbono van disminuyendo conforme uno se va internando en el material, por lo que una curva de enfriamiento sobre estos puntos puede tocar la curva de transformación a cualquiera de estas fases (bainita y/o perlita), las cuales se manifiestan como el aro obscuro mencionado.

Es importante indicar también que en algunos casos se encontraron zonas ferríticas en la parte más externa de la capa carburada, como por ejemplo, en el tratado a 850°C durante 6 horas, (Fig. 96). En el se observa una pequeña capa blanca muy irregular en la zona externa del acero, cuya profundidad máxima es de 0.05 mm., seguida inmediatamente por una estructura martensítica con un poco de austenita retenida. Esta estructura es consecuencia de un bajo potencial de carbono durante el proceso de difusión, tal y como se indica en el capítulo IV "Tratamiento Térmico".

En lo referente a la matriz del material después de ser tratado también se encontraron algunos detalles importantes. Así, tenemos que la estructura del material base -

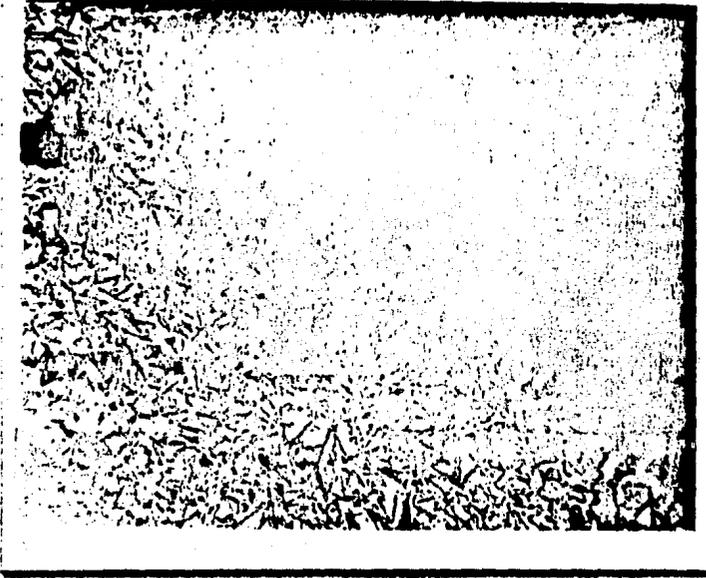


Fig. 96. Acero 8620 carburado a 850°C durante 6 horas. Observe las zonas ferríticas - sobre la capa carburada, 400 X. (Nital)

presenta diferencias al incrementar la temperatura y el tiempo de tratamiento, como es la obtención de un tamaño de grano mayor. Al incrementarse el tamaño de grano se tiene como consecuencia una mayor templabilidad del material debido a que las curvas de los diagramas de transformación se desplazan hacia la derecha. Por lo tanto, en los aceros tratados a alta temperatura y durante largo tiempo va a ser posible obtener estructuras como bainitas junto con la ferrita y perlita esperadas (Fig. 97 y 98). Este tipo de comportamiento puede notarse desde el momento en que la probeta se ataca, ya que mientras una de tamaño de grano pequeño se ataca rápidamente, la de tamaño de grano mayor no, y al final del ataque la primera esta totalmente oscura y opaca, y la segunda presenta un aspecto brillante, aunque es perfectamente distinguible la capa presente en ella.

VII.2.2.3 Perfiles de Microdureza

En las gráficas 99, 100, 101 y 102 se presentan los perfiles de microdureza de capa obtenidos en el acero - 8620 variando las condiciones de temperatura, manteniendo el tiempo constante.

En ellas se observa claramente el efecto que tiene la temperatura en la dureza obtenida a una determinada profundidad. Se observa que a tiempos cortos las diferencias en los perfiles son mínimas, es decir, casi no se observa el

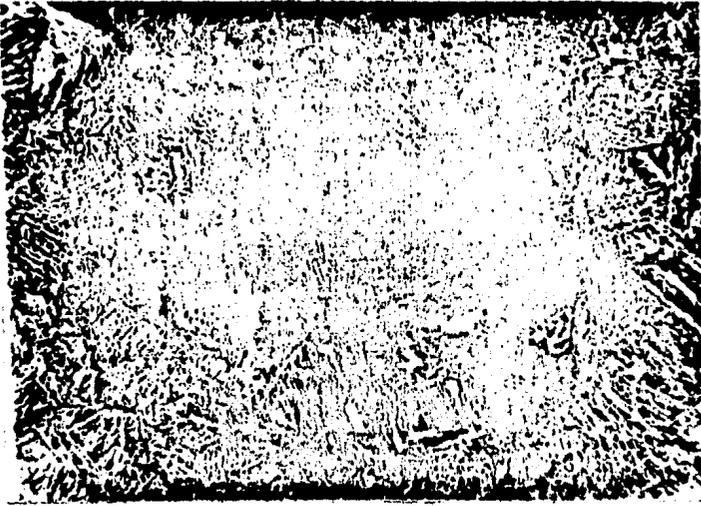


Fig. 97. Matriz del acero 8620 carburado a 900°C durante 6 horas, 400 X. (Nital).

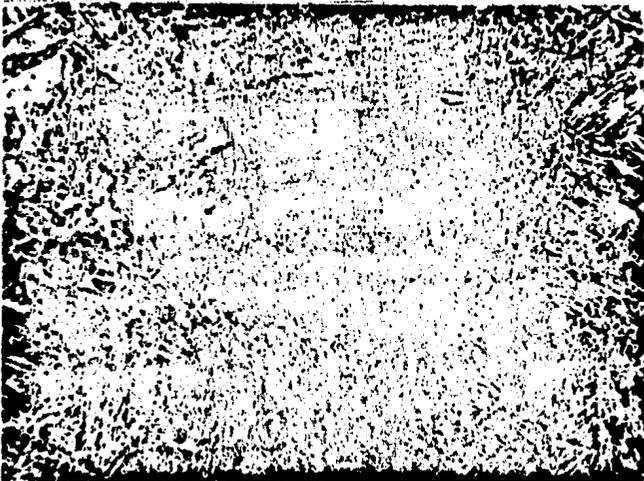


Fig. 98. Matriz del acero 8620 carburado a 950°C durante 12 horas, 400 X. (Nital).

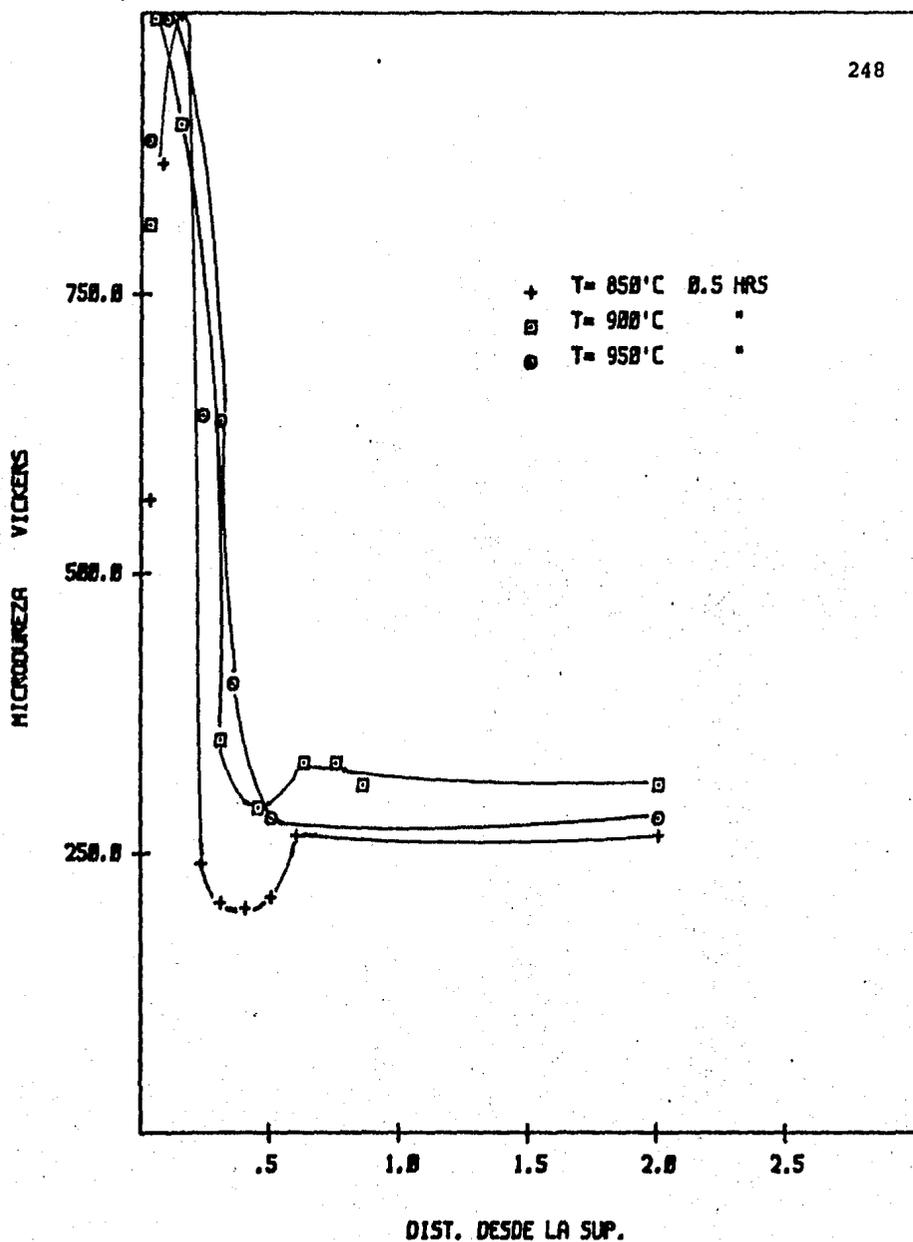


Fig. 99. Perfiles de Microdureza en el acero 9620 a diferentes temperaturas, a tiempo constante (0.5 horas).

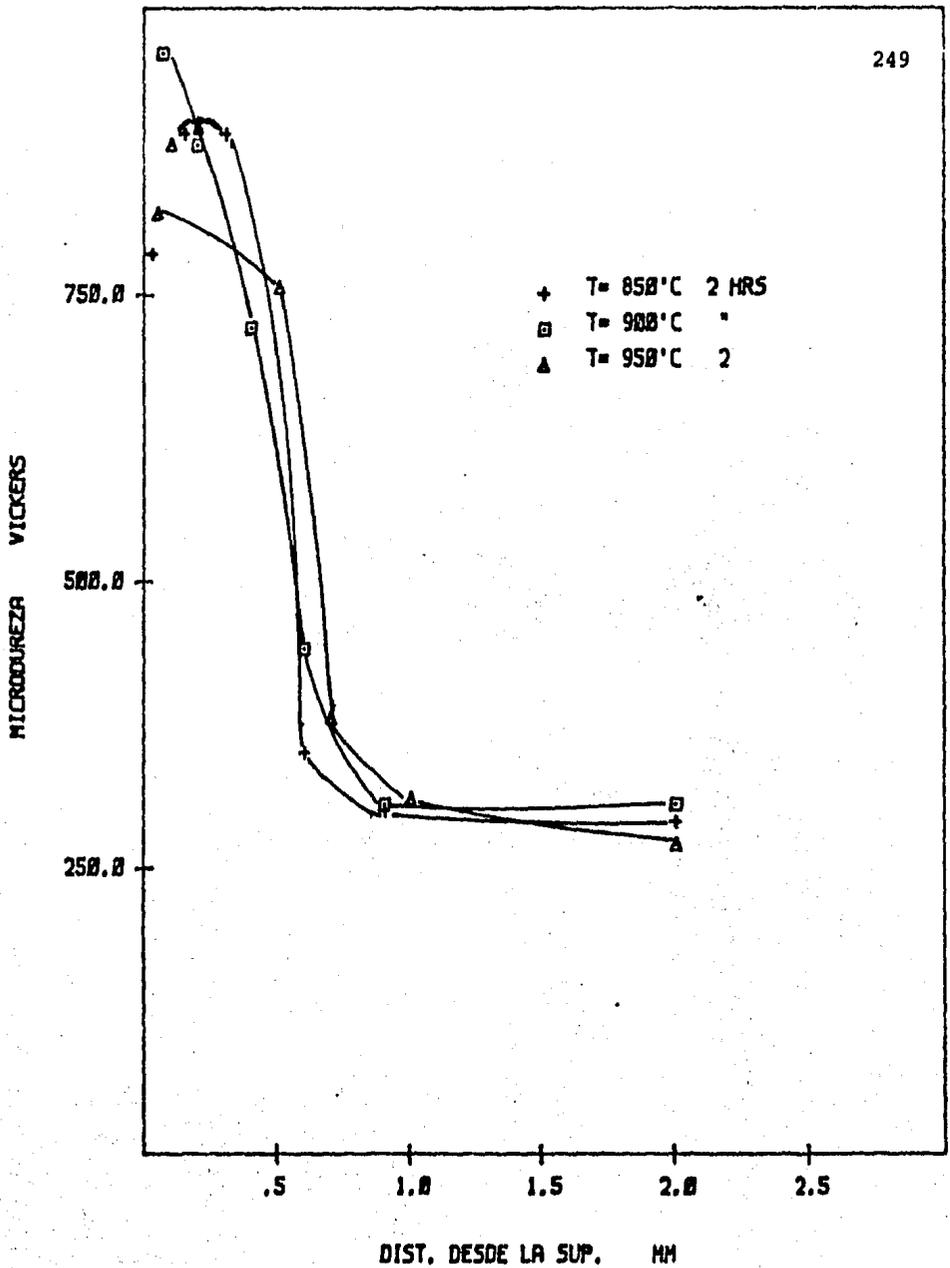


Fig. 100. Perfiles de Microdureza en el acero 8620 a diferentes temperaturas, a tiempo constante (2 horas).

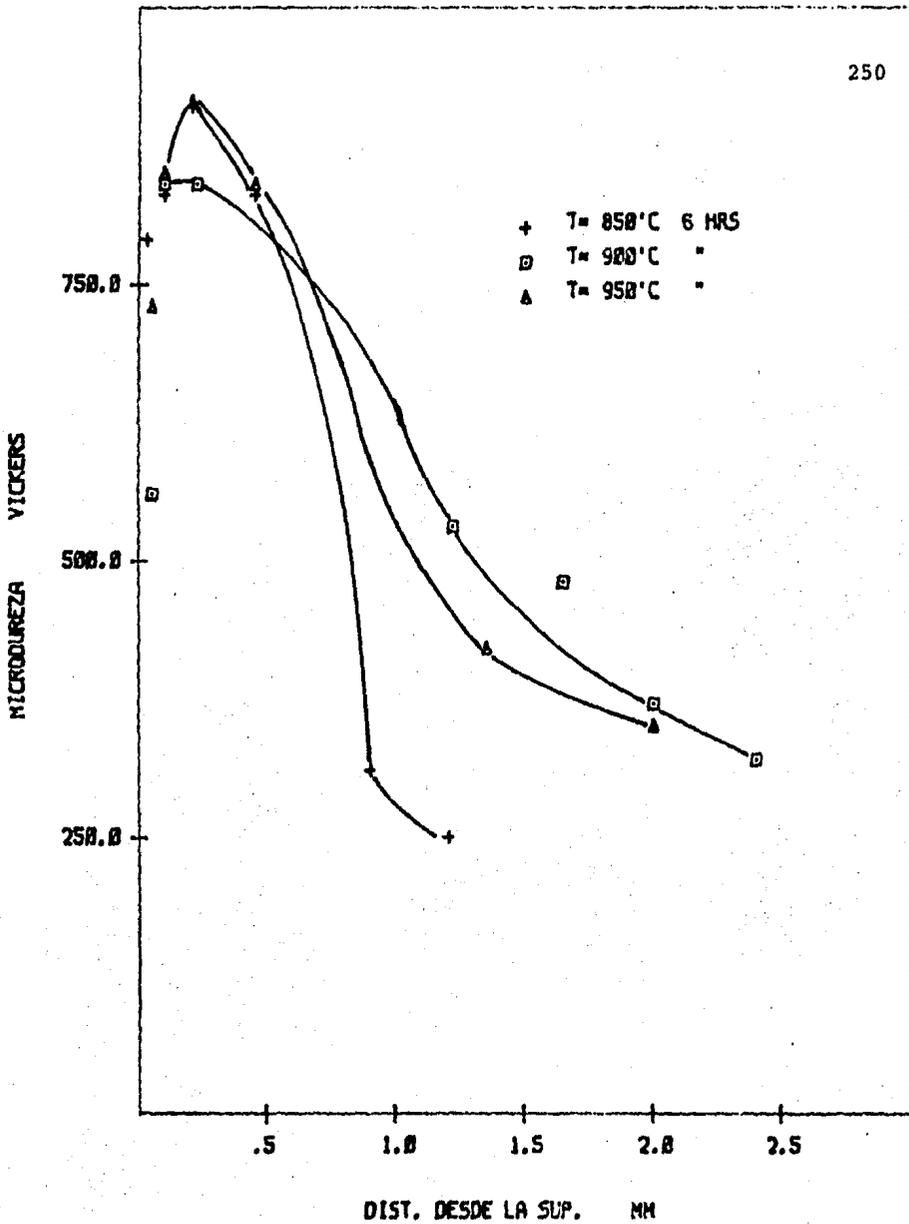


Fig. 101. Perfiles de microdureza en el acero 8620 a diferentes temperaturas, a tiempo constante -- (6 horas).

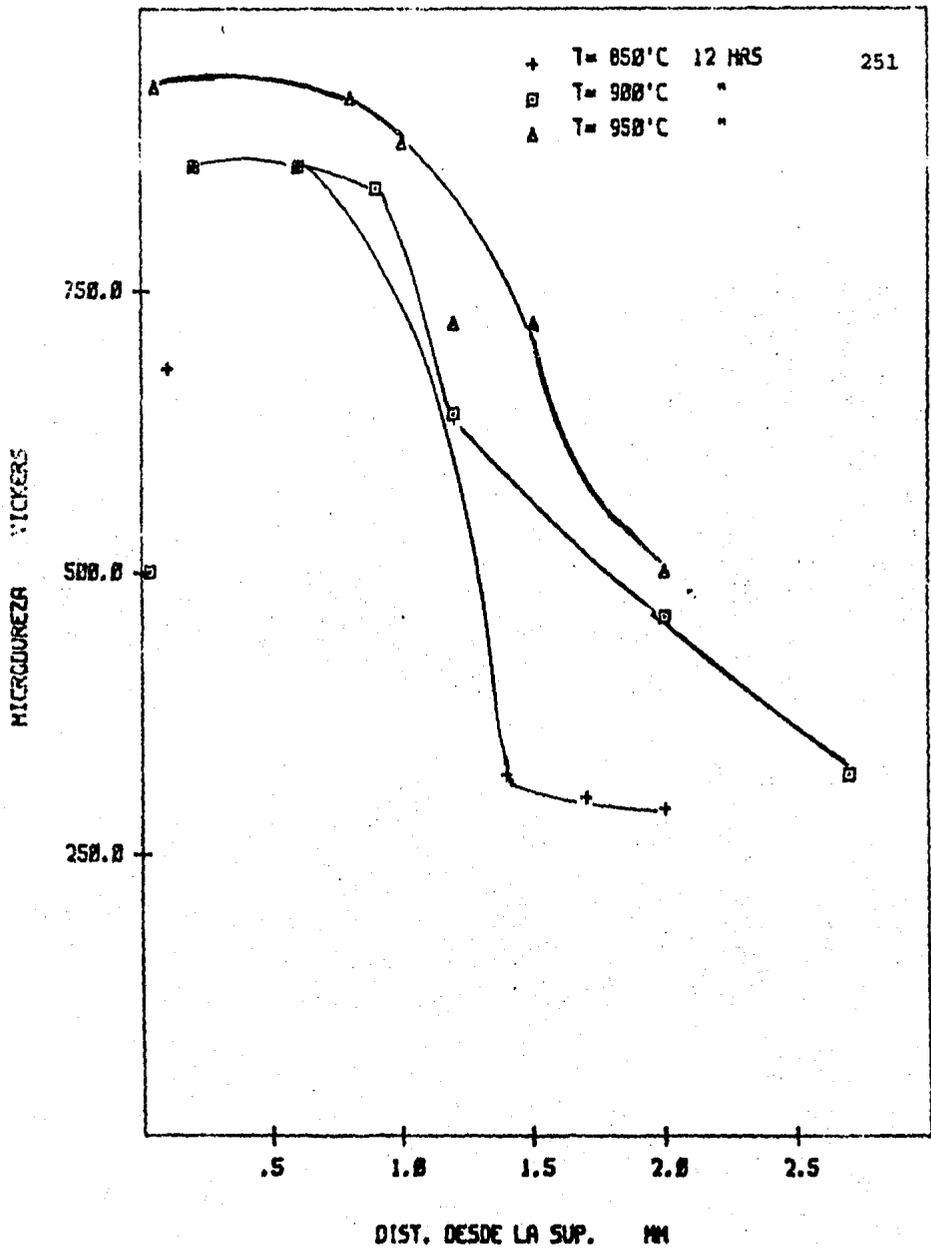


Fig. 102. Perfiles de Microdureza en el acero 8620 a - diferentes temperaturas, a tiempo constante (12 horas).

efecto de la temperatura; sin embargo, a medida de que el tiempo se incrementa, esta diferencia en durezas se hace más evidente. Lo anterior viene a corroborar el hecho de que el proceso difusivo varía de una manera no lineal con el tiempo de carburización, lo cual ya se había hecho evidente con la gráfica (92) de profundidad de capa carburada presentada en la parte correspondiente.

Otro aspecto importante que se manifiesta es el hecho de que la dureza en la parte más externa de las piezas (0-0.15 mm. debajo de la superficie) es bastante aceptable (igual ó mayor a 800 Vickers= 63 Rc) en todos los casos. A diferencia del acero 1015, en cuya parte superficial se tienen durezas de 550 Vickers aproximadamente. Lo anterior se explica debido a que el análisis metalográfico del acero 8620 revela que la cantidad de austenita retenida en esa parte de las piezas es menor en cantidad que la del acero al carbono, por lo que la dureza es más elevada en el acero aleado.

Sin embargo, uno podría pensar que al tratarse de un acero aleado la cantidad de austenita retenida debería de aumentar debido al corrimiento de la línea Mf hacia menores temperaturas. No obstante, aquí debe pensarse en que los elementos de aleación Cromo y Molibdeno tienen un efecto en la solubilidad de carbono en austenita a altas temperaturas, ya que al aumentar la concentración de tales elementos, el punto eutectoide se recorre a menores %C y las líneas AC₃ y AC₁ sufren un corrimiento hacia mayores temperaturas (Fig. 103 y 104), disminuyendo de esta manera la cantidad de carbono disuelto en la fase gamma, lo que da como resultado una

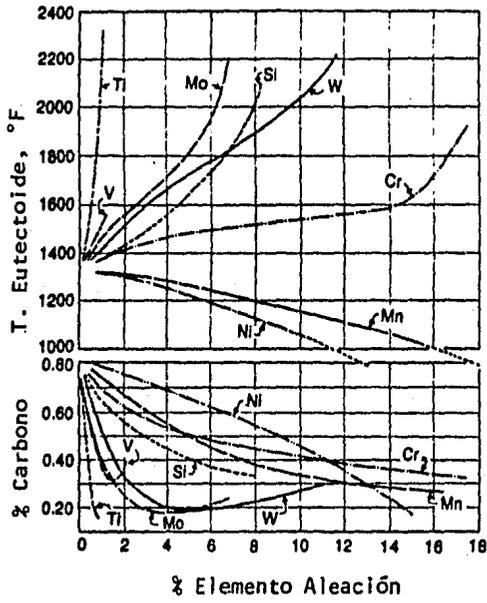


Fig 103 Efecto de varios elementos de aleación sobre la composición eutectoide y la temperatura eutectoide.

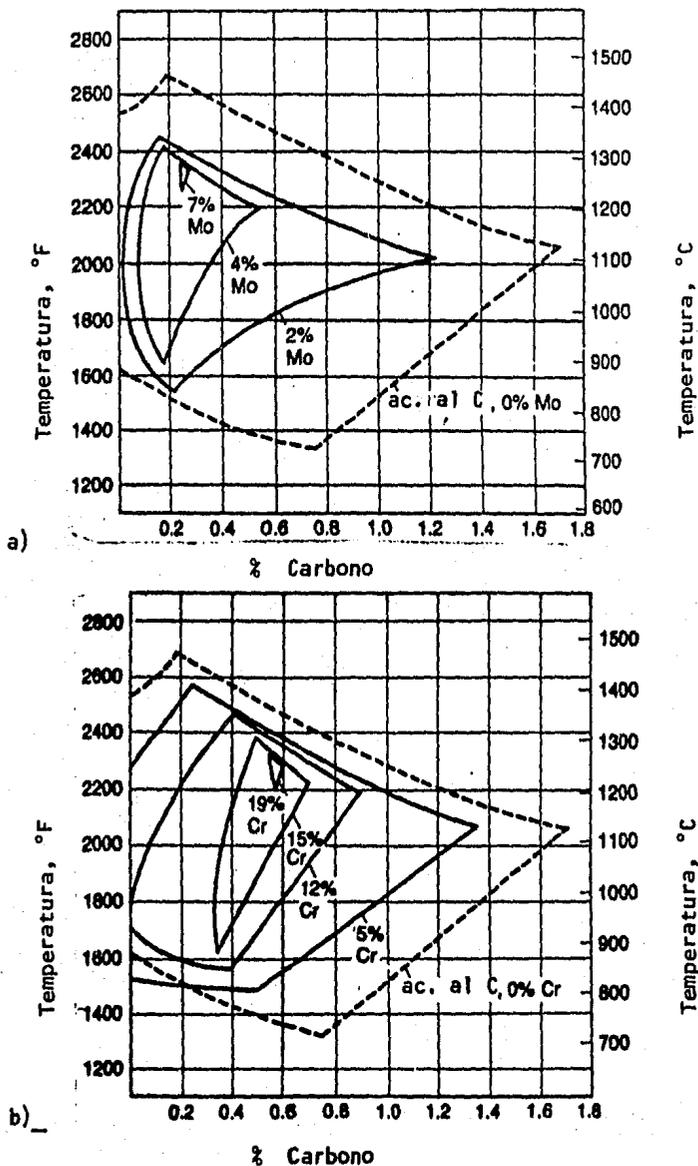


Fig. 104 Efecto de varios contenidos de a) Molibdeno y b) Cromo en la limitación de Carbono en la austenita a temperaturas elevadas.

disminución en la cantidad de austenita retenida. Además, se observa del diagrama de enfriamiento continuo del acero 8660 (Fig. 94) que la temperatura M_f está cerca de los 0°C , lo cual indica que la cantidad de austenita retenida obtenida en el temple no es muy grande.

Algunas curvas de microdureza presentan un valor de dureza inicial bajo, del orden de 500 Vickers, como por ejemplo las probetas a 900°C -6 horas. Esto se debe a que hay cierta precipitación de perlita en los límites de grano austeníticos (Fig. 105) que es causado tal vez, porque el enfriamiento en el aceite no fué tan rápido como debió ser, no como en el caso del acero 1015 en el que la precipitación de la perlita es consecuencia del tratamiento. Este fenómeno no se explica perfectamente al analizar los diagramas de enfriamiento continuo de ambas capas carburadas (Fig. 94 y 95).

Por otra parte, si comparamos las curvas de microdureza a temperatura constante, se aprecia que casi no existe variación en las durezas obtenidas a las temperaturas de tratamiento de 850°C , es decir, que la curva de microdureza obtenida a 12 horas es muy similar a la obtenida con 0.5 horas (Fig. 106). Por el contrario, en los tratamientos a 900 y 950°C sí es muy notable la diferencia entre una curva de microdureza correspondiente a un tiempo, y la curva de microdureza correspondiente al tiempo inmediato superior a la misma temperatura (figura 107 y 108).

Además, de los perfiles de microdureza presentados a tiempo constante, se observa que al final de la curva las durezas a 900°C son mayores que las de 950°C y estas a

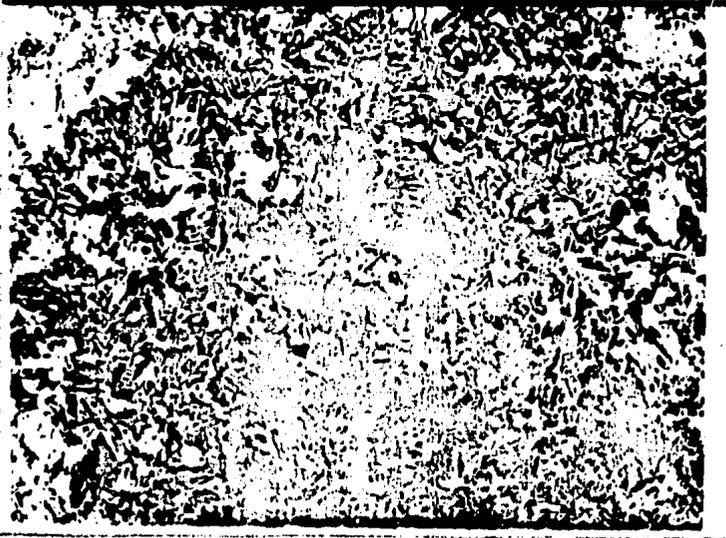


Fig. 105. Perlita precipitada y ferrita en la parte final de la capa carburada en el acero 8620, 400 X. (Nital).

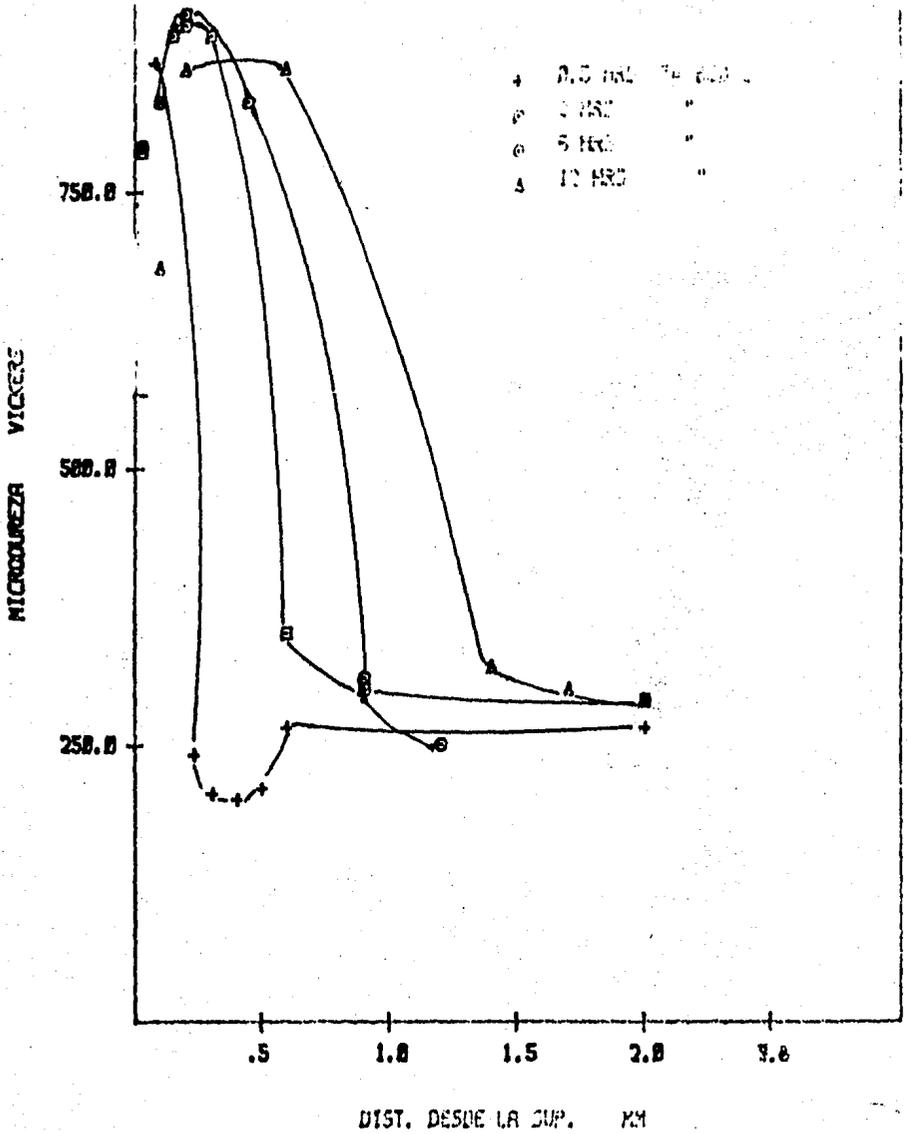


Fig. 106. Perfiles de Microdureza en el acero 8620 a varios tiempos, a temperatura constante -- (850°C).

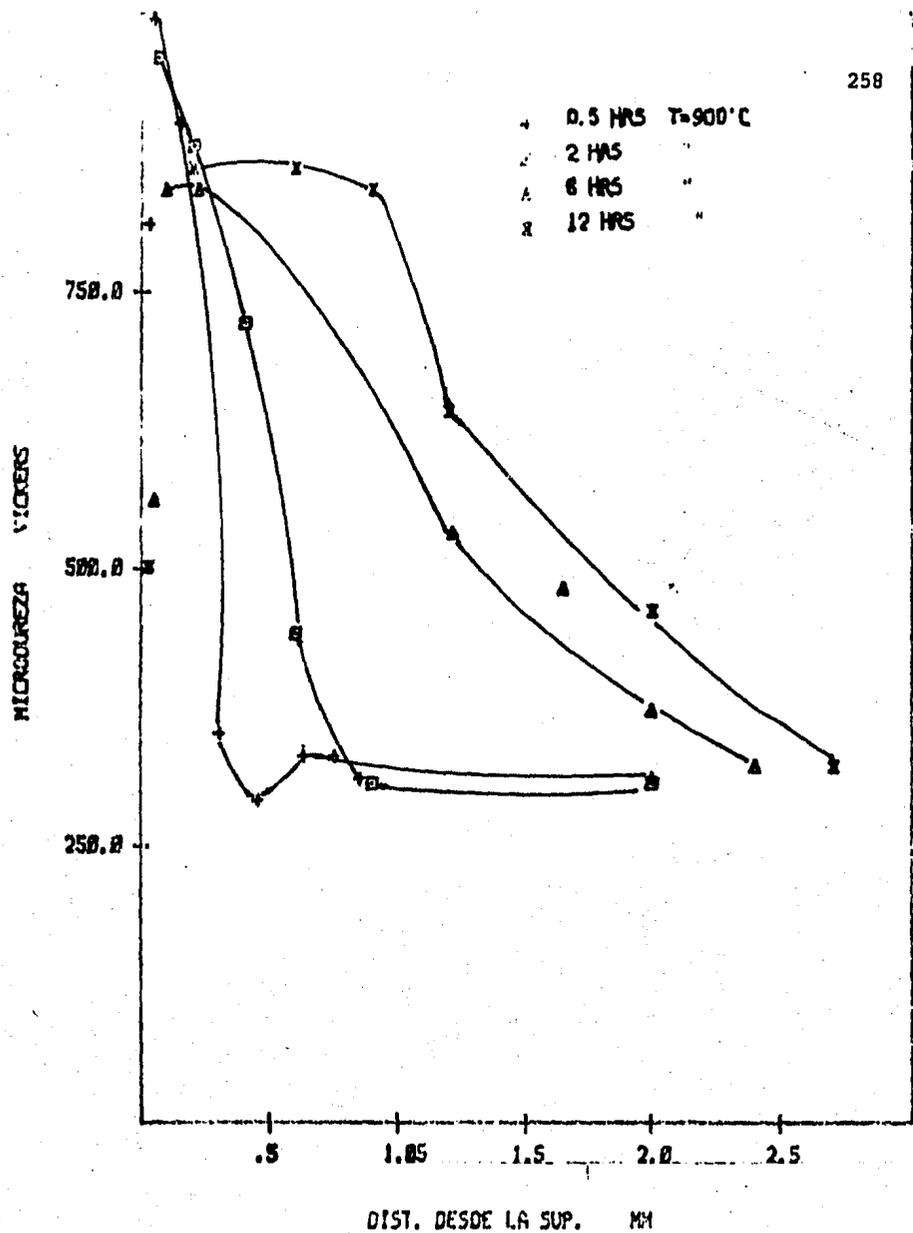


Fig. 107. Perfiles de microdureza en el acero 8620 a -
 varios tiempos, a temperatura constante --
 (900°C).

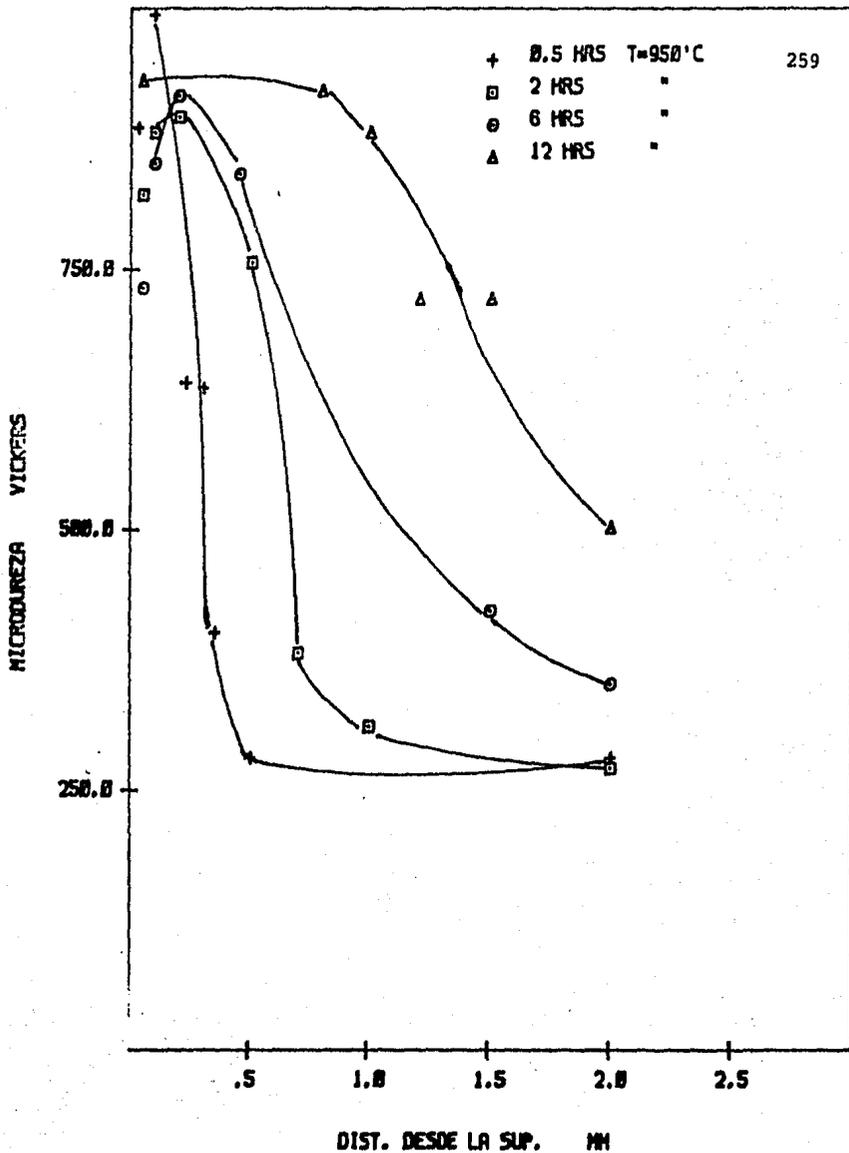


Fig. 108. Perfiles de Microdureza en el acero 8620 a varios tiempos, a temperatura constante -- (950°C).

su vez son mayores las de 850°C.

Los dos hechos anteriores explican el hecho de - que hay una temperatura óptima para realizar el tratamiento de carburización y obtener las mejores propiedades del material. En el primero de ellos se deduce que la mejor penetración de carbono para dar una mayor dureza se obtiene a - 900 ó 950°C ya que a 850°C el calor de activación para efectuar la difusión es muy pequeña, es decir, el calor de activación es directamente proporcional a la temperatura. Y en el segundo de los casos se deduce que al aumentar mucho la temperatura y prolongar mucho el tiempo, se aprecia un crecimiento excesivo del grano del material lo que trae como - consecuencia que disminuya la dureza del material base.

Por lo anterior, concluimos que existe una temperatura óptima para efectuar la carburización en un acero - 8620, siendo esta la de 900°C.

VII.2.3 ACERO 4320

VII.2.3.1 Profundidad de capa cementada.- Acero 4320

En la figura 109 se presentan los resultados obtenidos de la medición de capa cementada, obtenida en el -

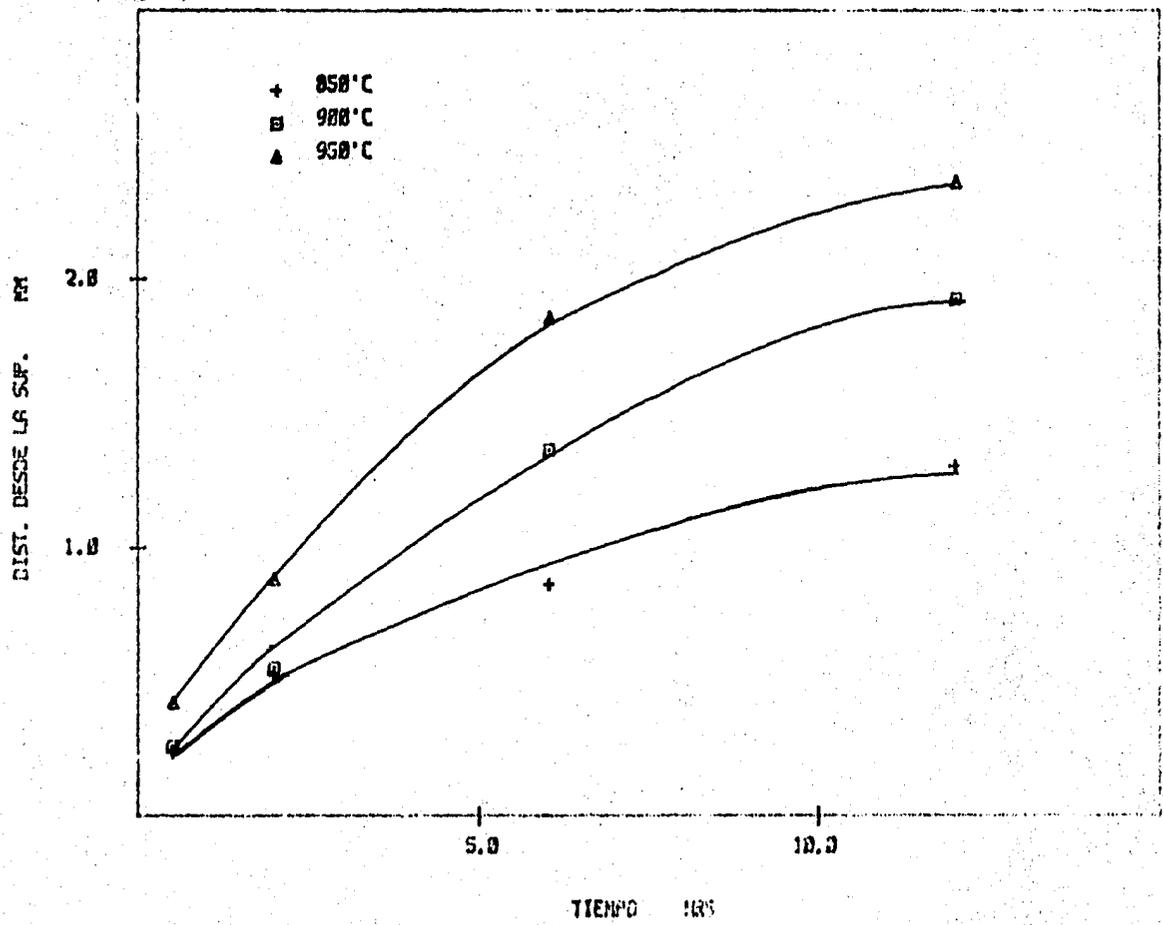


Fig. 109. Profundidad de capa cementada obtenida en el acero 4320.

acero 4320 al variar las condiciones de tiempo y temperatura.

De esta gráfica puede observarse que el comportamiento del acero 4320 es muy similar al presentado por el acero 8620 (figura 92), es decir, al aumentar el tiempo de tratamiento, las diferencias en la profundidad de capa entre una temperatura y otra se incrementan. No obstante, se presentan una diferencia notable en la profundidad de capa obtenida en estos dos aceros a tiempos largos (12 horas) en las temperaturas de 900°C y 950°C, en donde el acero 4320 presenta una profundidad de capa mayor que el acero 8620.

Sin embargo, se puede decir que la profundidad de capa obtenida en el acero 4320 es muy similar a la obtenida en el acero 8620, debido principalmente a que ambos aceros tienen los mismos elementos de aleación (Ni, Cr, Mo). El efecto de estos elementos de aleación en la profundidad de capa ya se explicó en la discusión del acero 8620.

Es importante mencionar que el acero 4320 tiene mayor cantidad de los elementos aleantes mencionados que el acero 8620. Sin embargo, esta diferencia no es lo suficientemente grande para que ocurran fenómenos como la precipitación de carburos simples o complejos (el cual se describe más adelante en el acero H-12). El efecto de esta diferencia de concentraciones se presenta principalmente en la microestructura y propiedades mecánicas de la matriz o núcleo del acero. Esta situación se discute más adelante en la parte del análisis estructural del acero 4320.

VII.2.3.2 Análisis Estructural. Acero 4320

Para realizar el análisis estructural de la capa carburada del acero 4320 nos ayudaremos de los diagramas de enfriamiento continuo presentado en las figuras 110 y 111.

En las muestras tratadas a 850°C durante 2 y 6 - horas se presenta en la superficie una pequeña capa ferrítica muy irregular, que alcanza hasta 0.05 mm. de profundidad. Esto fue causado seguramente por una pérdida de potencial - de carburización del baño cianurado. También a esta temperatura en las muestras de 0.5, 2 y 6 hrs. aparece una red - de fase oscura precipitada sólo en los límites de grano - dentro de la capa carburada. De la observación de los diagramas CCT correspondientes a este acero, uno esperaría obtener solo martensita en la capa carburada y además queda - descartada totalmente la posibilidad de obtener perlita en dicha capa, debido a su posición dentro del diagrama. Por lo tanto, la fase oscura precipitada en los límites de grano es una bainita inferior, la cual se presentó debido a que el enfriamiento del acero no fué tan rápido como debería - ser. Además de que la temperatura del tratamiento es baja, lo que facilita su precipitación.

Respecto a la martensita y a la austenita retenida es difícil observarlas en un principio. A profundidades mayores, a 0.1 mm., ya es más fácil distinguir la martensita. En un principio es una martensita acicular precipitada en un fondo claro de retenida y conforme uno avanza hacia el interior del material, esta martensita se transforma a - una martensita masiva junto con la desaparición gradual --

Análisis, % en peso

Austenizado a 830°C

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Nb	V
0.16	0.20	0.80	0.020	0.020	1.05	0.15	1.80	-	-	-

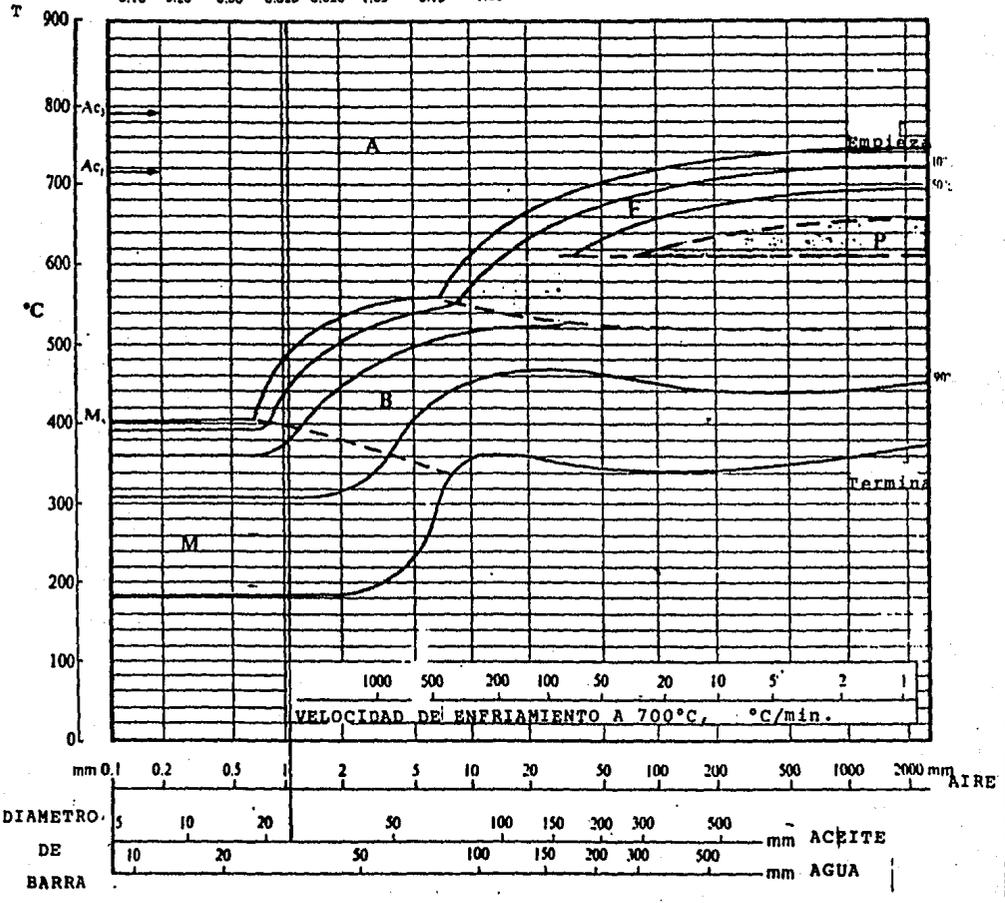


Fig. 110 Diagrama de enfriamiento continuo (CCT) del acero 8616.

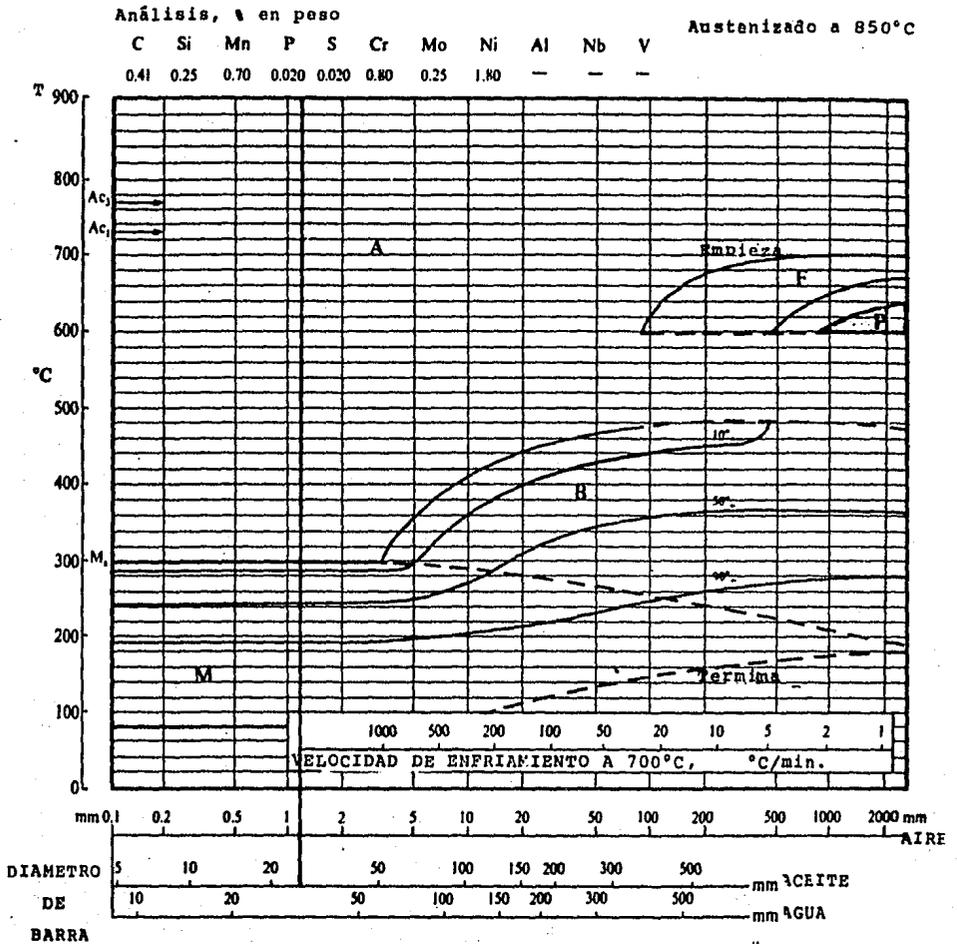


Fig. 111 Diagrama de enfriamiento continuo (CCT) del acero 8640.

de la austenita retenida. Estas transformaciones se presentan debido a que el contenido de carbono del acero va disminuyendo conforme avanzamos en la capa hacia el interior del material. La interfase capa-matriz está formada por una mezcla de martensita masiva y bainita.

Respecto a las muestras tratadas a 850°C la material está formada por una mezcla de ferrita y bainita, - predominando esta última. Esto era de esperarse ya que el acero 4320 es un acero con una tempabilidad bastante aceptable.

En lo que respecta a las muestras tratadas a 900 °C hay algunas diferencias con respecto a las muestras de - 850°C. Por ejemplo, en estas muestras a 900°C es casi nula la presencia de fase oscura (bainita) en los límites de grano de la parte más externa de la capa. Solo se detecta esta fase en la muestra de 2 hrs y se presenta solo en una cantidad muy pequeña. Esta desaparición de la fase bainítica se debe principalmente a que la temperatura de carburización es mayor, por lo que en el enfriamiento es más difícil alcanzar la zona bainítica que en las muestras tratadas a - 850°C.

La presencia de martensita masiva y acicular es similar a las muestras analizadas anteriormente, con la única diferencia de que la presencia de austenita retenida es más fácil de observar.

La estructura que presenta la matriz también es diferente. En este caso ya casi no se observa estructura -

ferrítica. La estructura más bien parece la de una mezcla de bainita superior e inferior (plumosa y acicular) aunque también da la impresión de haber un poco de martensita.

Finalmente, las muestras tratadas a 950°C presentan las estructuras de capa más claras que los 2 casos anteriores. Son distinguibles principalmente 2 sub-capas dentro de la capa carburada. La más externa de color claro, formada por una martensita acicular precipitada en un fondo de austenita retenida y la siguiente capa de un color pardo formada por una martensita de tipo masivo, la cuál se va a obscureciendo conforme se avanza hacia la matriz del material debido a la aparición gradual de bainita sobre la martensita hasta alcanzar la matriz del material, la cual presenta una estructura muy similar a la de las muestras a 900°C, con la diferencia de que a 950°C la estructura es de una apariencia más gruesa, sobre todo a 6 y 12 horas de tratamiento.

VII.2.3.3 Perfiles de Microdureza.- Acero 4320

Al analizar las figuras 112-114, en las cuales se presentan los perfiles de microdureza del acero 4320 a temperatura constante, se observa como a mayor tiempo se obtiene una mayor dureza a una profundidad determinada. Es decir, presenta un comportamiento similar al acero 8620.

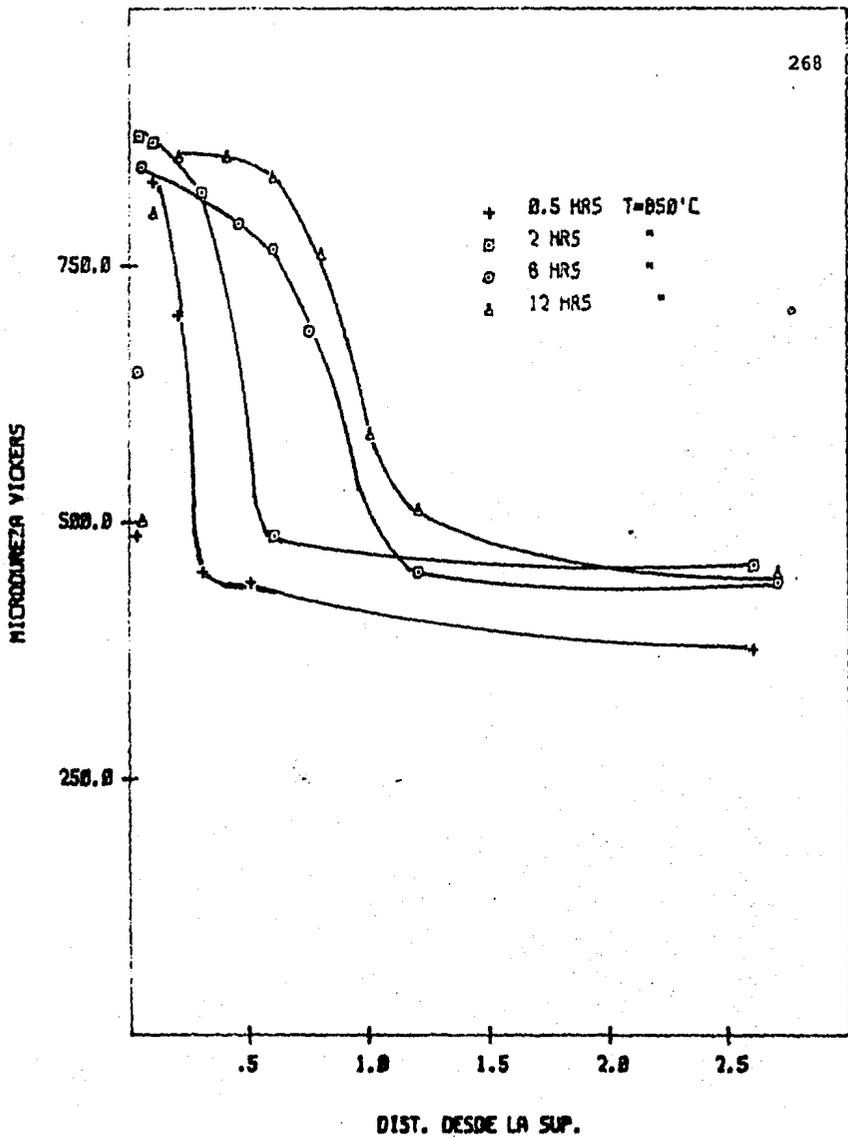


Fig. 112. Perfiles de Microdureza en el acero 4320 a varios tiempos, a temperatura constante -- (850°C).

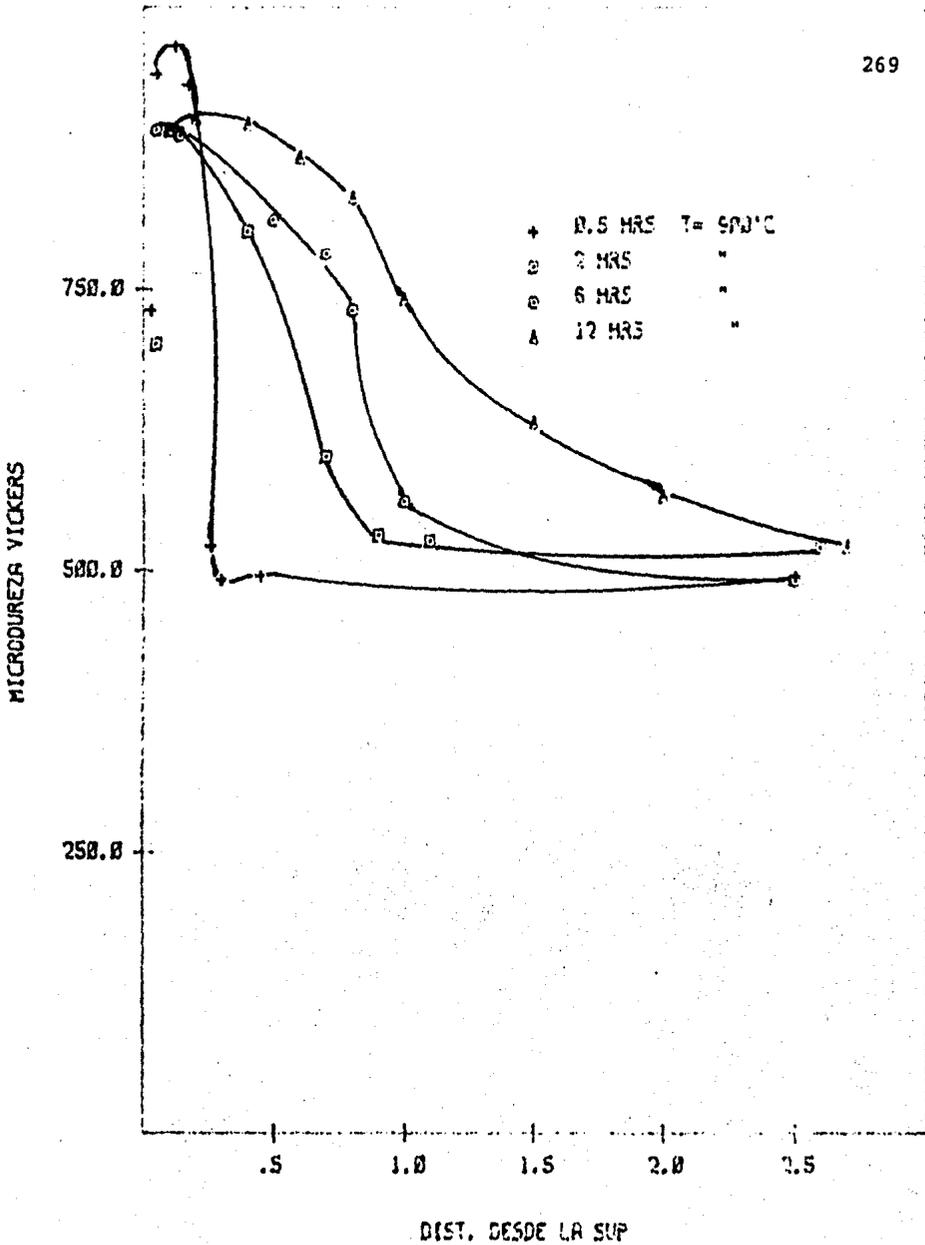


Fig. 113. Perfiles de microdureza en el acero 4320 a varios tiempos, a temperatura constante -- (900°C).

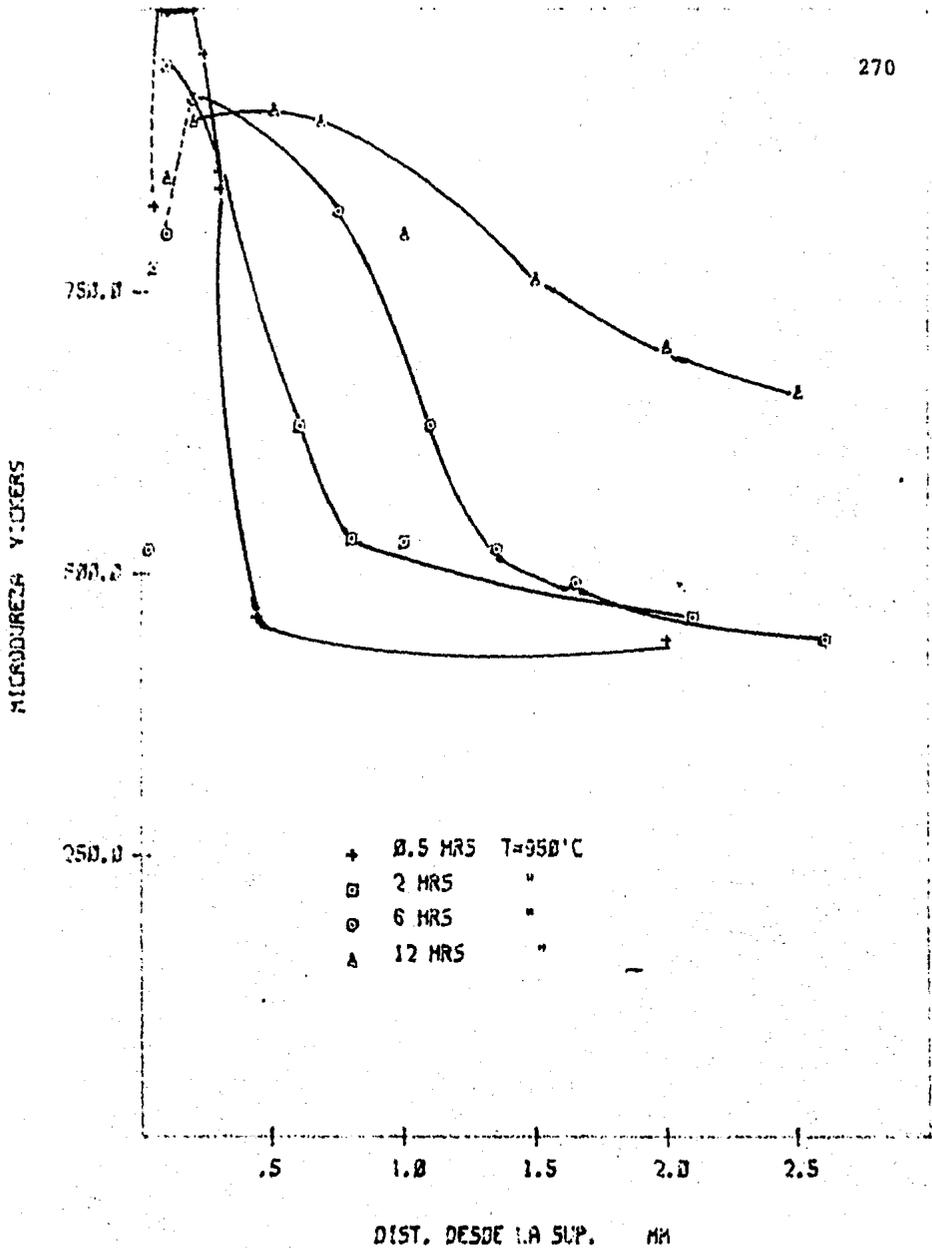


Fig. 114. Perfiles de Microdureza en el acero 4320 a varios tiempos, a temperatura constante -- (950°C).

En la parte más externa del material se tiene una caída en el perfil de microdureza; sin embargo, esta caída no es tan pronunciada como la presentada por los aceros 1015 y 8620, sobre todo en las muestras tratadas a 900 y 950°C, en donde las durezas externas (0.04-0.05 mm) son más bajas del orden de 700 Vickers (59 Rc). Este comportamiento se debe a la mayor templabilidad de este acero respecto al acero 8620, causada por la mayor concentración de los elementos de aleación presentes (Cr, Ni, Mo), lo que ocasiona que las fases que puedan presentarse sean de una mayor dureza que las presentes en el acero 8620.

Lo anterior también se ve reflejado en la penetración de la dureza a lo largo de toda la capa carburada, ya que al aumentar la concentración de Cr, Ni y Mo mejora la capacidad de penetración del carbono en el acero, sin llegar a la precipitación de carburos aleados lo cual disminuiría la capacidad de penetración del carbono, como se verá más adelante en el análisis del acero H-12.

Además, la dureza alcanzada por el material base después de la carburización y temple en aceite es bastante aceptable (50 Rockwell C aproximadamente) la cual es superior a las alcanzadas por los 2 aceros anteriormente analizados.

Esto es de bastante importancia como ya se analizó en el capítulo correspondiente al tratamiento térmico de las piezas carburizadas.

VII.2.4 ACERO H-12

VII.2.4.1 Profundidad de capa-Acero H-12.

La profundidad de capa carburada obtenida en el acero H-12 se presenta en la figura (115).

Como puede observarse el comparar esta gráfica - de profundidad de capa con las obtenidas para los otros aceros tratados, la profundidad de capa para el acero H-12 es menor a todas las temperaturas, y sobre todo a tiempos de - tratamientos largos.

De la gráfica se observa que la curva a 850°C se mantiene por debajo de las otras dos, obteniéndose una profundidad de capa muy pequeña aún a tiempos largos. Además, se puede observar que la profundidad de capa cementada a - 900 y 950°C es muy similar e incluso a 900°C es un poco mayor dicha profundidad de capa cuando se tienen tratamientos de carburización largos (6 y 12 horas).

La baja profundidad de capa a 850°C y en general se explica del hecho de que la temperatura de austenización de este acero es muy alta, debido a su alto contenido de - aleación 850°C la estructura presente en este acero es en gran parte ferrítica todavía, con una gran cantidad de pequeños carburos aleados. Por lo tanto, la velocidad de penetra ción de carbono en el acero es muy baja. Respecto a las - curvas a 900 y 950°C, se explica que sean mayores los valo-

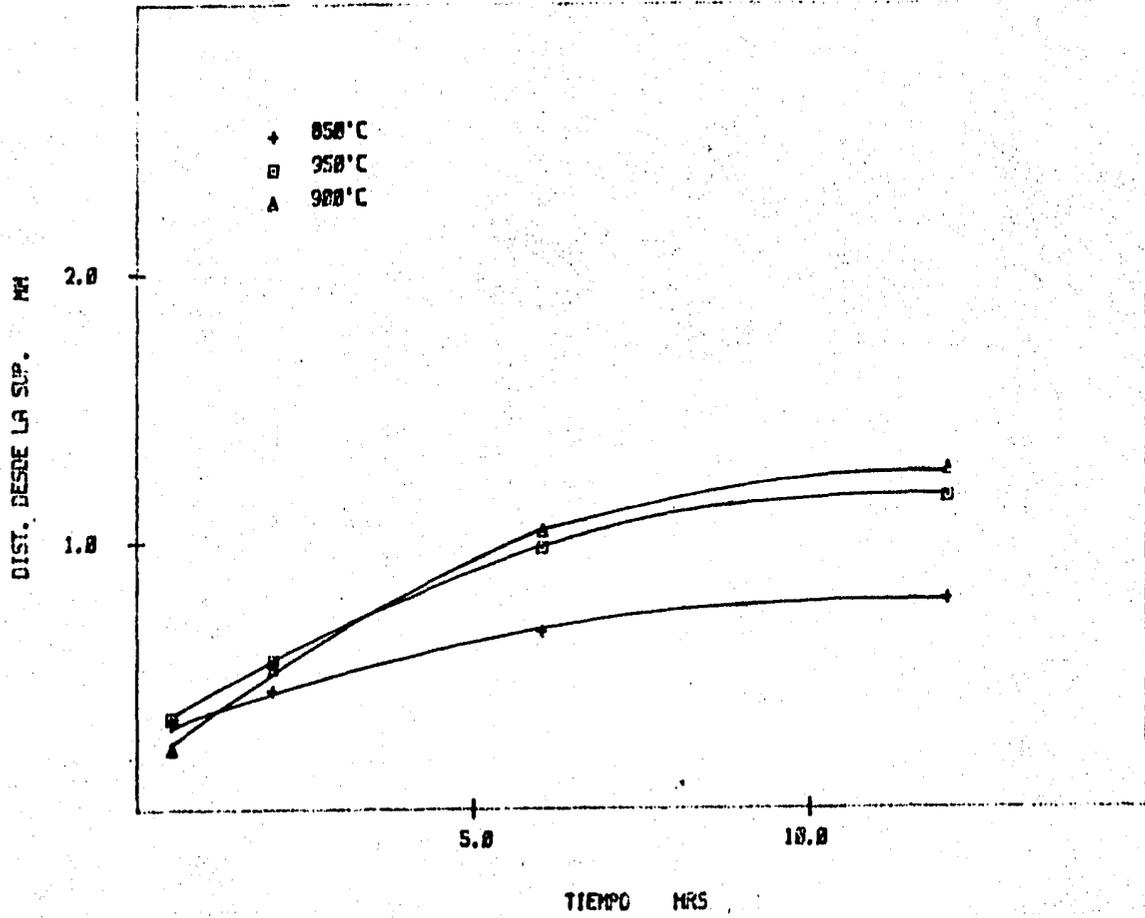


Fig. 115. Profundidad de capa cementada en el acero H-12.

res a 900°C debido al hecho de que a 900°C la cantidad de austenita en la matriz es mayor que a 850°C, pero los elementos de aleación aún se encuentran como carburos sin disolver en la matriz del acero, esto provoca que la velocidad de penetración del carbono sea mayor a 900°C que a 950°C, - ya que a 950°C los carburos de elementos de aleación empiezan a disolverse dejando en libertad a dichos elementos, - los cuales debido a su alta concentración impiden la penetración del carbono hacia el interior del material. Este hecho se analizará con mayor detenimiento en la parte correspondiente al ensayo de templabilidad.

VII.2.4.2 Análisis Estructural.- Acero H-12.

Al realizar el análisis estructural del acero H-12 se encontraron comportamientos extraños en cuanto a la estructura de la capa presente, la cual variaba a las diferentes temperaturas de tratamiento.

Cuando las piezas se tratan a 850°C se observa - una pequeña capa clara externa de poco espesor (aproximadamente 0.012 mm) sobre la cual no fue posible medir la dureza. Si continuamos sobre la capa hacia el interior del material se observa que esta capa blanca se desvanece para dejar solo pequeñas manchas blancas sobre un fondo oscuro; - dichas manchas blancas se van haciendo cada vez más pequeñas

hasta alcanzar el tamaño del carburo original del acero sobre una matriz ferrítica. Estas pequeñas partículas de carburo se precipitan de una manera alineada sobre los bordes de grano de una fase clara en la parte final de la capa carburada aparente.

La capa clara externa debe ser una capa de carburos de elementos de aleación ya que conforme se avanza hacia el interior dicha capa se descompone en partículas más pequeñas hasta alcanzar el tamaño de carburo original. Esto es señal de disminución en la cantidad de carbono presente. La parte oscura de la capa debe de ser martensita, aunque la verdad no se puede distinguir bien en las piezas tratadas a esta temperatura. Hacia el final de la capa aparente, esta se ve clara con los límites de grano bien definidos por los carburos presentes.

Cabe aclarar que se le llama capa "aparente" debido a que su estructura no es la de una fase de alto o medio contenido de Carbono, por el contrario, es una fase clara de granos alargados que podría decirse son de una ferrita basáltica. No obstante, esta fase es perfectamente distinguible de la estructura de la matriz, es decir, esta zona sí se vió afectada por la carburización. Sin embargo, - no presenta una fase de alto contenido de carbono porque todo el carbono que llegaba a esta zona es tomado por los elementos de aleación. Por lo tanto, estas zonas sí eran - afectadas por la carburización en su formación diferenciándose de la matriz del material.

A 900°C la estructura de la capa cementada presen

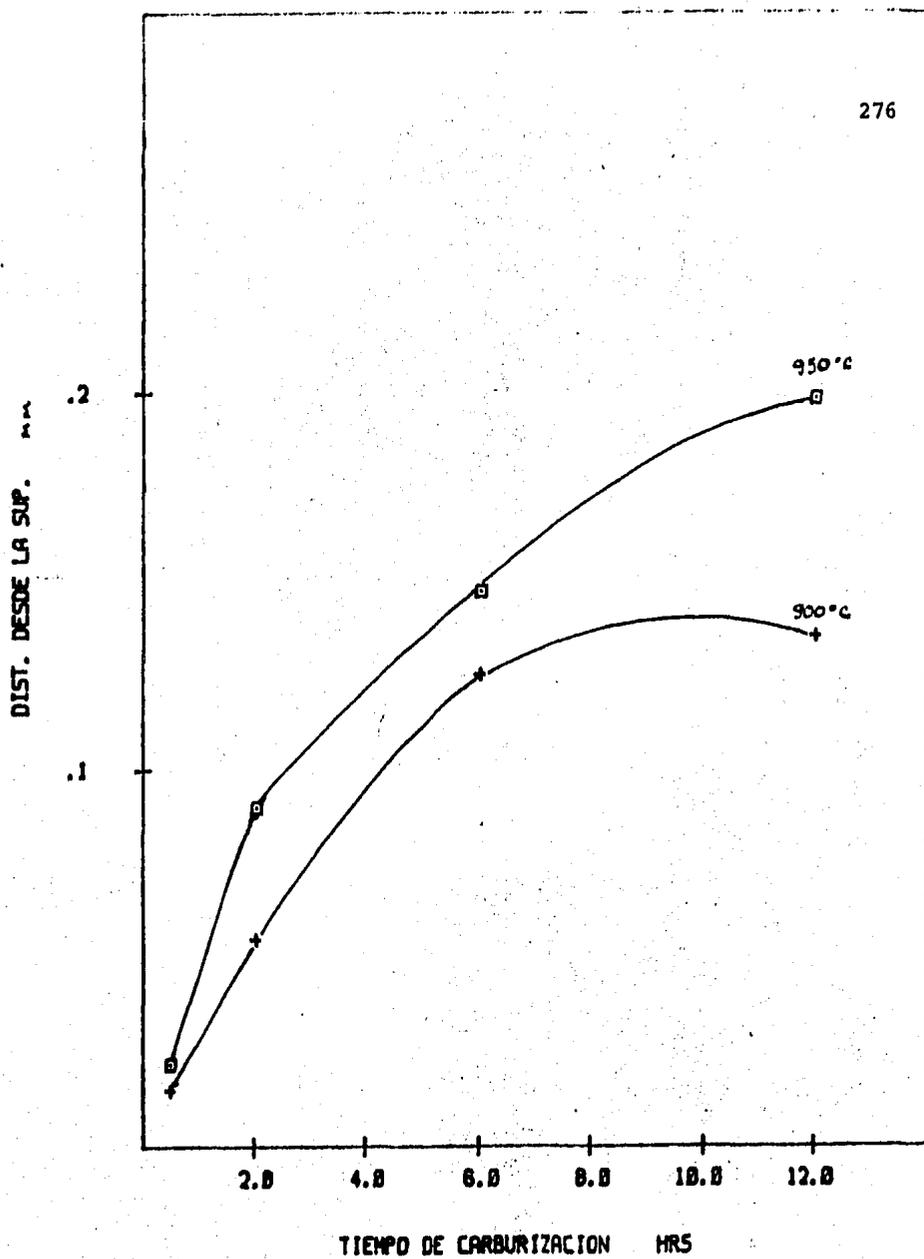


Fig. 116. Profundidad de la subcapa oscura externa

te es diferente a la presente a 850°C. A 900°C se presenta sobre la parte más oscura de la capa oscura de la capa - carburada una subcapa, más oscura aún, sobre la cual se presentan muy ocasionalmente partículas claras muy pequeñas. - El espesor de esta capa aumenta conforme aumenta el tiempo de tratamiento y su espesor es constante en cada tratamiento, es decir, esta perfectamente delineada. Debajo de esta subcapa oscura aparece una zona en la cual se tiene presente partículas blancas más o menos grandes de la misma forma que las presentes a 850°C cuando se desvanece la capa clara externa. Estas partículas claras se presentan precipitadas sobre un fondo pardo similar a la apariencia de la martensita, y conforme va uno adentrándose en la probeta, éstas partículas van disminuyendo de tamaño hasta alcanzar nuevamente el tamaño del carburo original.

También cabe hacer notar que a esta temperatura es más distinguible la martensita que en las muestras a 850°C; esta martensita se presenta inmediatamente abajo de la subcapa oscura.

Hacia el final de la capa, por debajo de la zona parda, la apariencia de la capa se vuelve oscura nuevamente y finalmente vuelve a hacerse clara. Esta apariencia se debe a que se forma una red oscura muy densa de partículas de carburos la cual se va desvaneciendo hacia el final de la capa hasta llegar a la matriz del material.

A 950°C la apariencia estructural de la capa es la misma que a 900°C, excepto que a 950°C la capa externa oscura va creciendo conforme se incrementa el tiempo más -

rápido. También cabe mencionar que a esta temperatura la apariencia de la martensita es más clara que a 900°C. - Las partículas blancas (carburos) se presentan y se van haciendo pequeños conforme uno avanza hacia el interior del material de la misma manera que a 900°C.

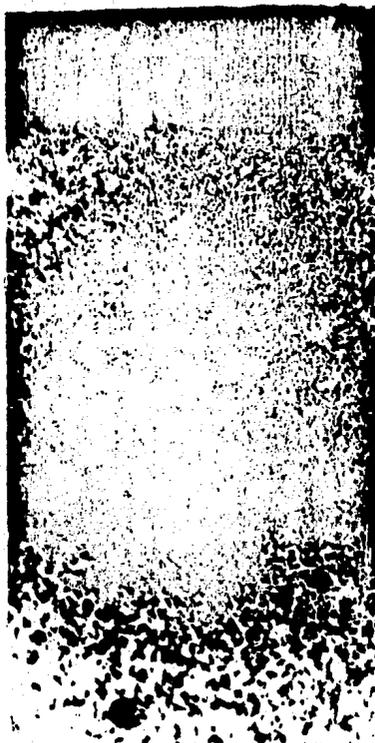
Respecto a la subcapa oscura externa que se presenta en los tratamientos de 900° y 950°C, después de analizar las características del tratamiento térmico y termoquímico así como la naturaleza del acero, no encontramos que estructura es la presente en dicha subcapa. Debido al ataque realizado (Nital 2) en el acero, al oscurecerse esta zona no puede tratarse de una zona descarburada (ferrita), ni de austenita retenida, puesto que ambas fases no se atacan con el Nital. Por otra parte (como se analizará en los perfiles de microdureza de este acero más adelante) se procuró tomar medidas de microdureza sobre la subcapa, lo cual resultó bastante complicado debido a lo angosto de dicha subcapa. Sin embargo, fue posible obtener algunas medidas de dureza utilizando cargas pequeñas (50 y 100 g), obteniendo resultados del orden de 250 Vickers (22 Rockwell C). Debido a las características del enfriamiento empleado (aceite con agitación severa, H=1) no puede tratarse de una estructura perlítica, así como por el contenido de carbono en esta zona.

Respecto a la formación de carburos y sus características, se hablara de ello meticulosamente en la sección correspondiente al Ensayo de Templabilidad (efecto de la aleación).



Fig. 117. Acero H-12 carburado a baja temperatura en el acero 8620, 400 X. --- (Nital).

Fig. 118. Acero H-12 carburado a 950°C. Al igual que la anterior figura, presenta varias capas, - 400 X. (Nital).



VII.2.4.3 Perfiles de Microdureza.- Acero H-12.

Los perfiles de microdureza de la capa carburada del acero H-12 se presentan en la figura 119, 120 y 121.

En la figura 119 se observan los perfiles obtenidos a 850°C. Se pueden observar como se alcanza una gran dureza en la parte cercana a la superficie la cual disminuye luego poco a poco hasta alcanzar la dureza del material base. La profundidad de la dureza no es mucha. Sin embargo, también puede observarse como en la parte más externa de la capa la dureza obtenida es demasiado baja. Esto es consecuencia de la subcapa externa oscura de la cual ya se habló en la sección anterior. Respecto a las muestras a 900° y 950°C las durezas alcanzadas son extraordinariamente altas y las profundidades del endurecimiento son mucho mayores que a 850°C.

Esto se debe a que de acuerdo a las características del acero, la temperatura de 850°C es muy baja y posiblemente hay una transformación incompleta. Al aumentar la temperatura a 900°C y a 950°C existe una mayor disolución del Carbono en la matriz de este acero, lo cual va acompañado de una transformación más completa en la austenización. Las zonas en las cuales la dureza alcanza los mayores valores (1000 Vickers= 70 Rc) son las correspondientes a las zonas de carburos aleados formados durante la carburización, de los cuales ya se habló anteriormente.

Un análisis más completo acerca de la dureza de capa alcanzada en este acero, se hace en la parte correspondiente al ensayo de templabilidad de capa.

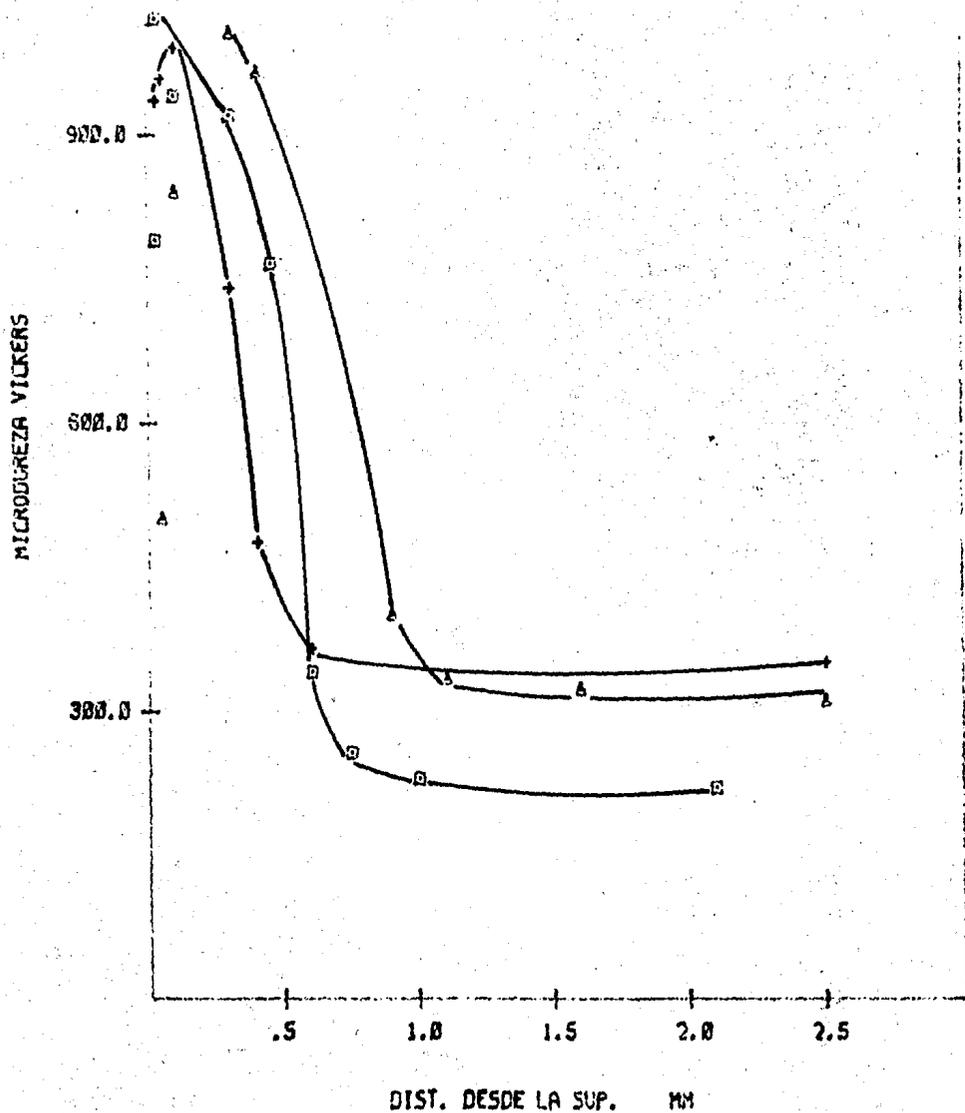


Fig. 119. Perfiles de Microdureza en el acero H-12 a varios tiempos, a temperatura constante -- (850°C).

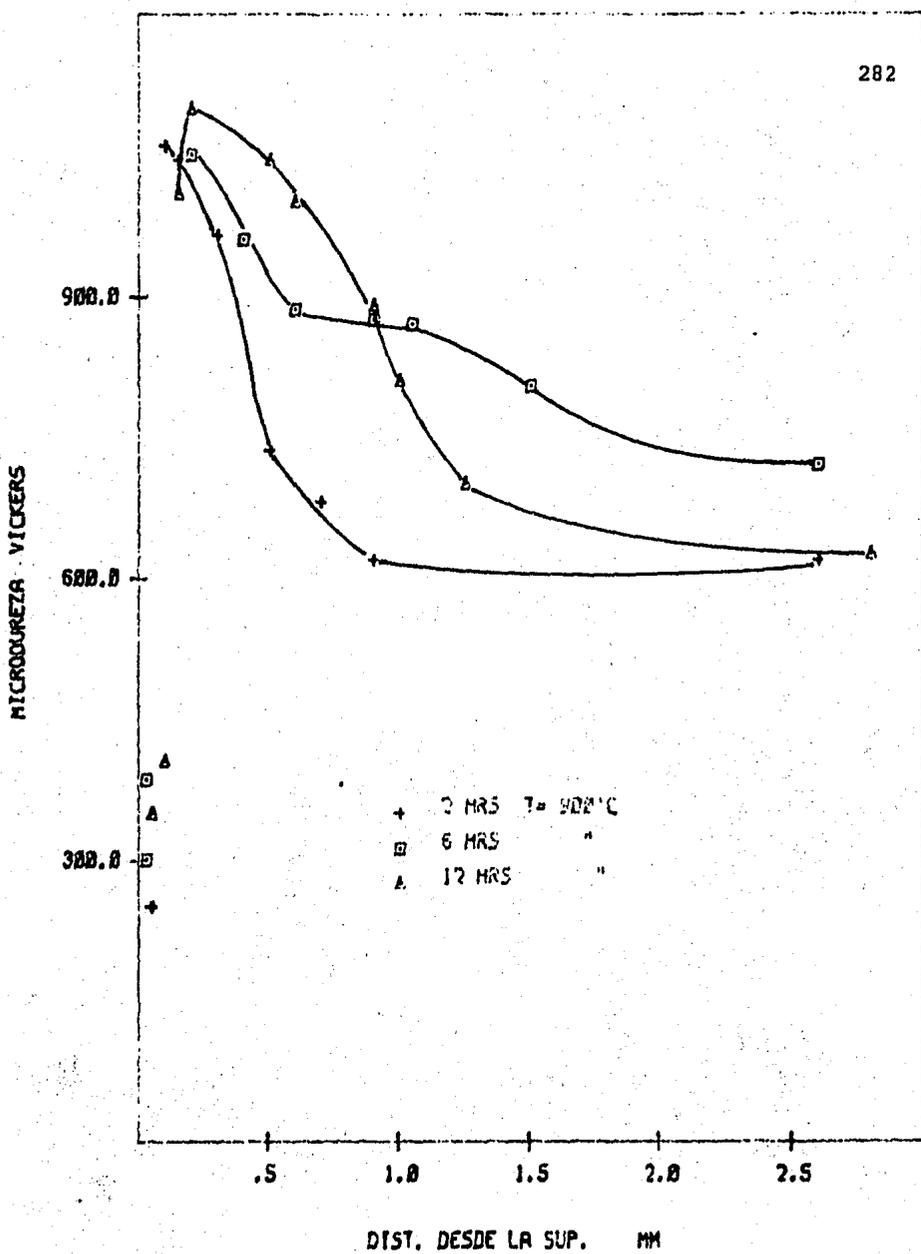


Fig. 120. Perfiles de microdureza en el acero H-12 a varios tiempos, a temperatura constante -- (900°C)

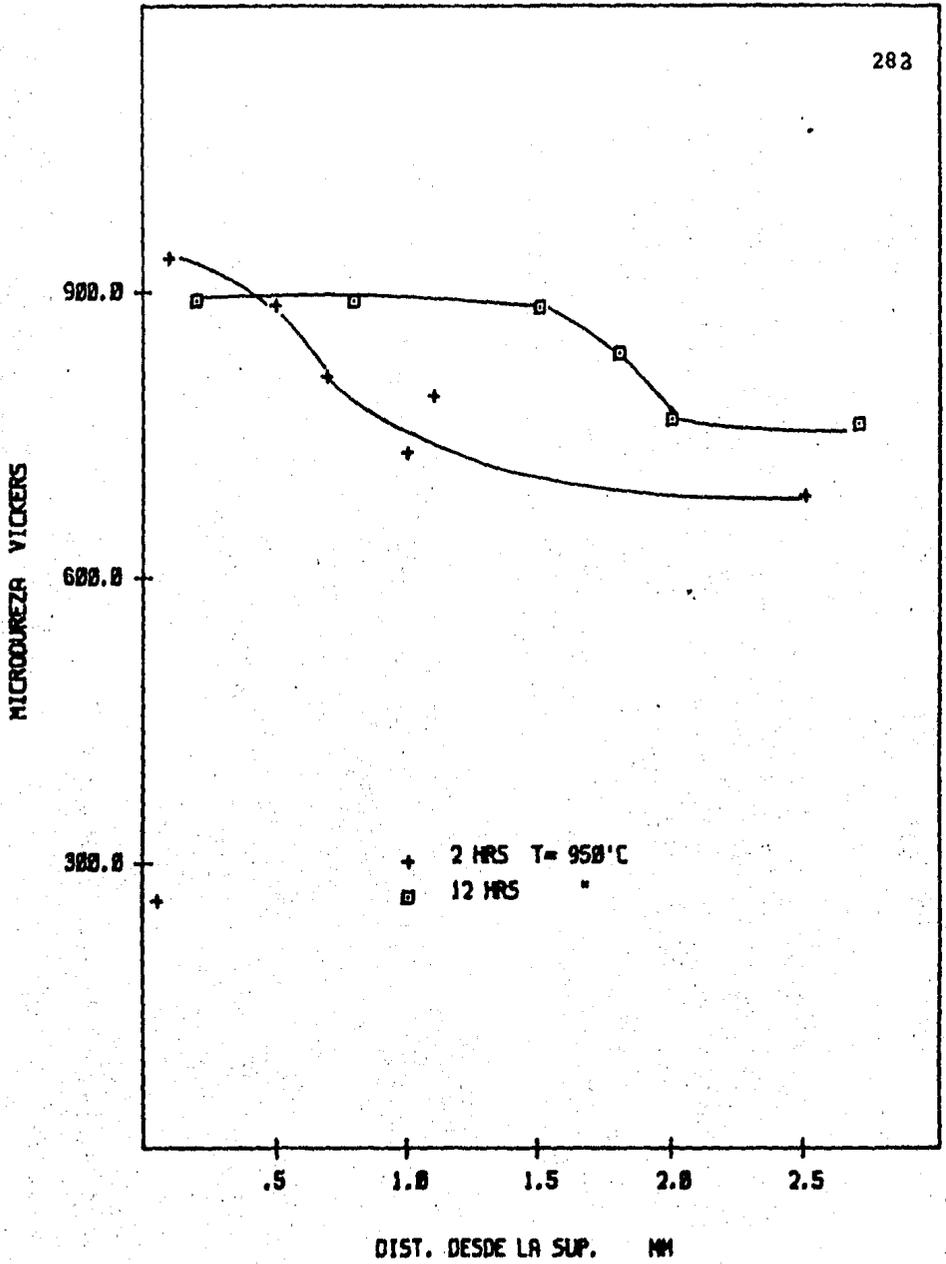


Fig. 121. Perfiles de microdurezas en el acero H-12 a varios tiempos, a temperatura constante -- (950°C).

VII.3. RESULTADOS Y DISCUSION ENSAYO DE TEMPLABILIDAD DE
CAPA.

La presentación de resultados de cada uno de los parámetros que se estudiaron se realizó con 3 tipos de gráficas:

- a) Gráfica para obtener profundidades de directrices en la probeta Jominy: %C vs. Distancia desde la superficie.
- b) Gráfica de perfil de concentración de Carbono: Distancia desde la superficie vs. % C.
- c) Curva de Templabilidad de capa a concentración de Carbono conocida: Distancia desde el extremo templado vs. dureza Rockwell A.

A continuación se presentan las gráficas del tipo (a) sobre las cuales se señala las profundidades en las cuales se tiene una concentración de Carbono conocida y en donde se realizan las directrices para la medición de durezas. Estos datos de profundidad y concentración se resumen en la tabla XI.

Gráfica #	Acero	Profundidad directrices (pulg)					
		A	%C	B	%C	C	%C
1	1018-1	0.010	0.92	0.0285	0.8	0.0315	0.67
2	1018-2	0.010	0.84	0.0175	0.75	0.020	0.67
3	1018-3	0.010	0.77	0.0335	0.60	-----	
4	4320-1	0.0126	0.96	0.037	0.80	0.044	0.70
5	4320-2	0.0025	0.92	0.10	0.60	0.015	0.44
6	H-12	0.0085	2%	0.023	1.1	0.033	0.9
6 (Cont.)	H-12	0.037	0.70	----		-----	

TABLA XI

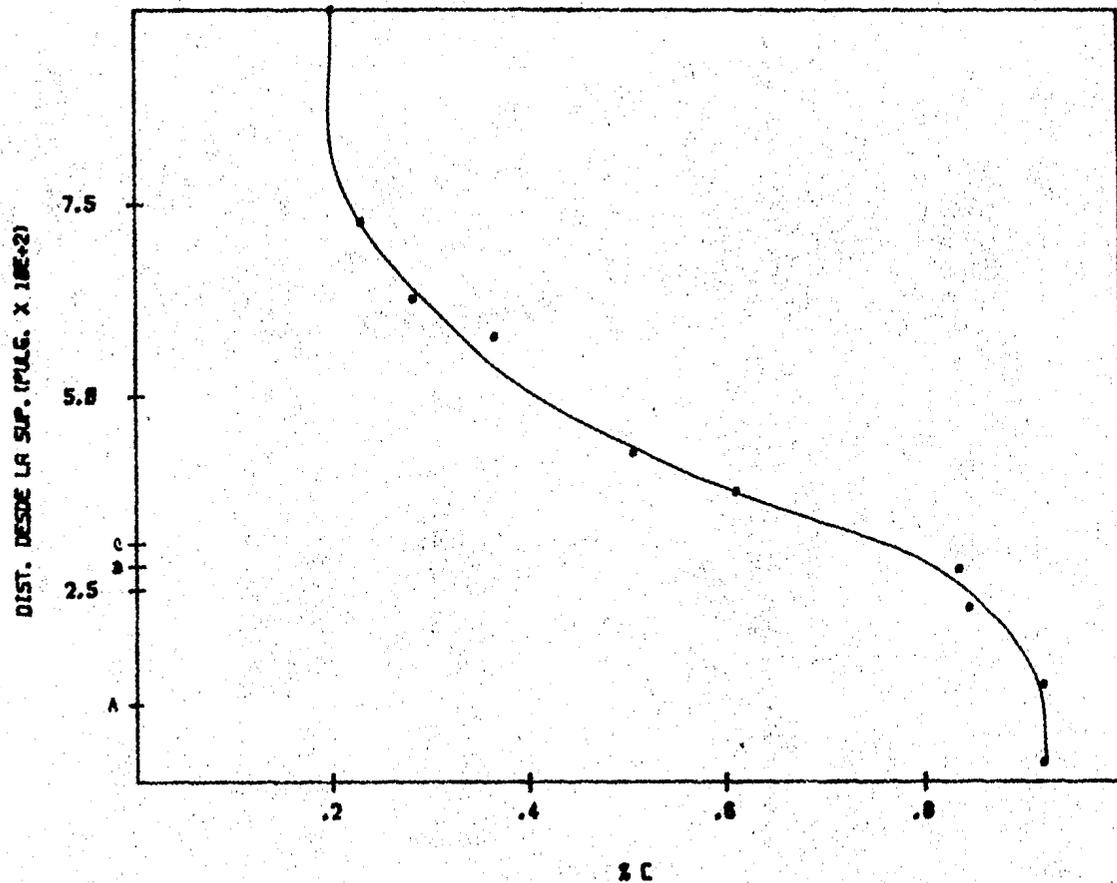


Fig. 122. ENSAYO DE TEMPLABILIDAD ACERO 1018-1 T=930

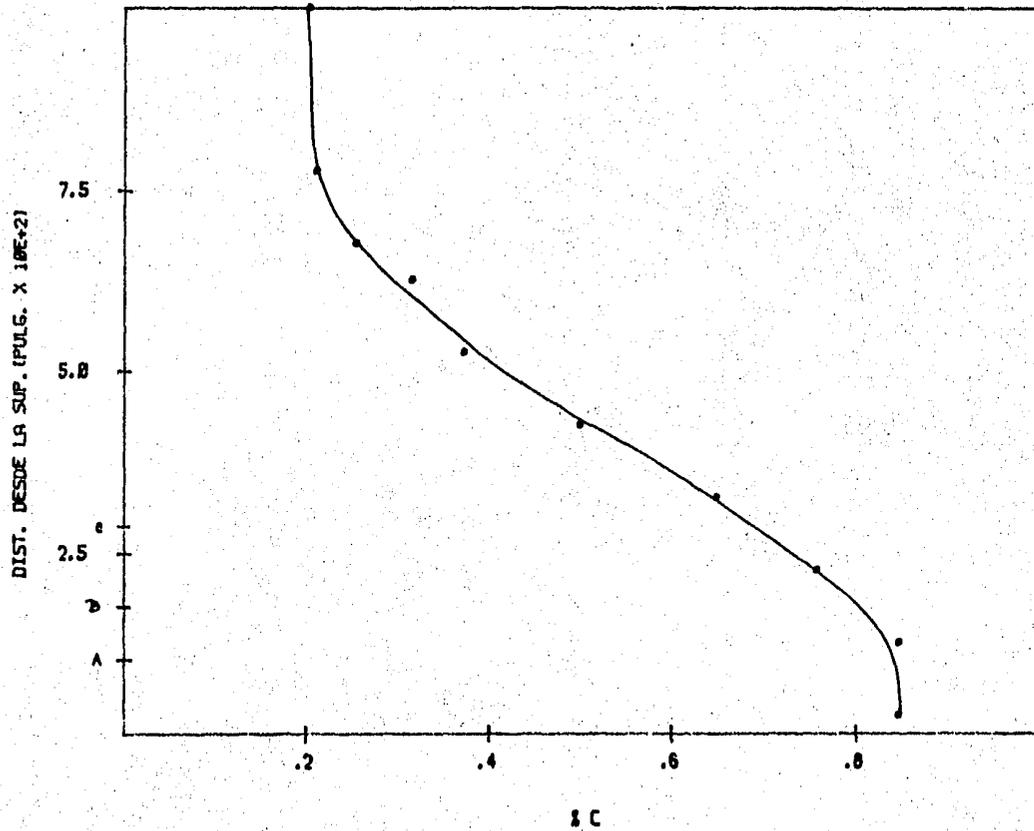


Fig. 123.

ENSAYO DE TEMPLABILIDAD ACERO 1018-2

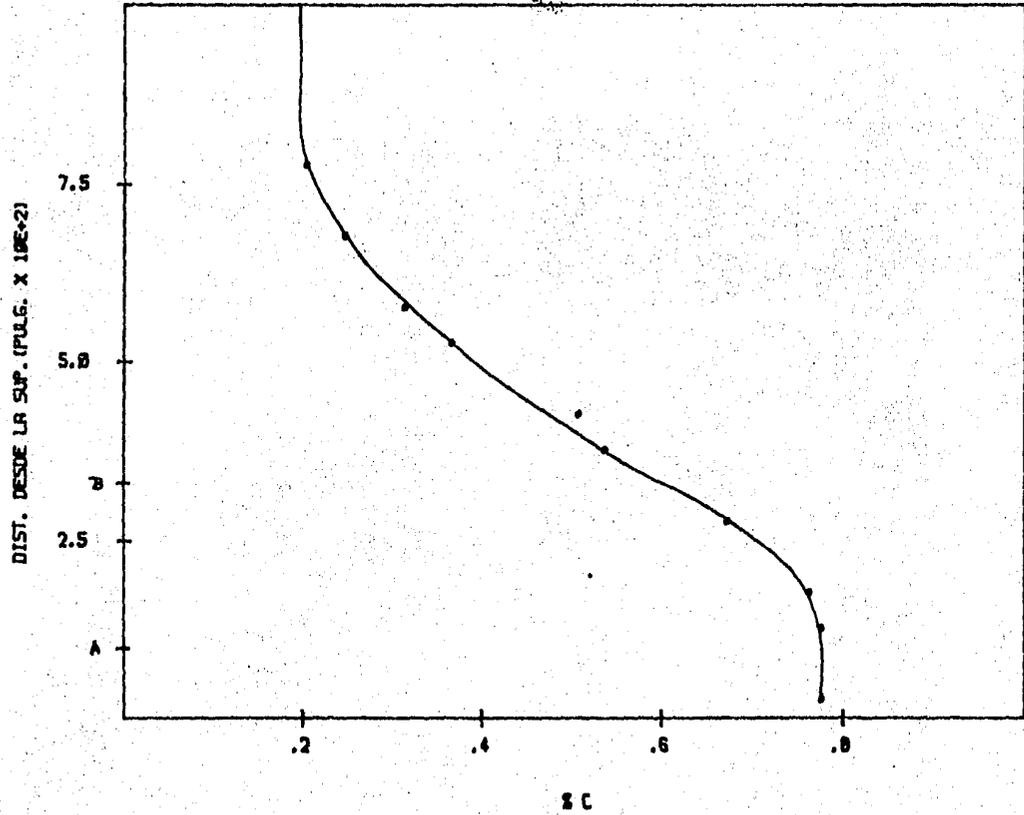


Fig. 124. ENSAYO DE TEMPLABILIDAD ACERO 1018-3 T=930'C

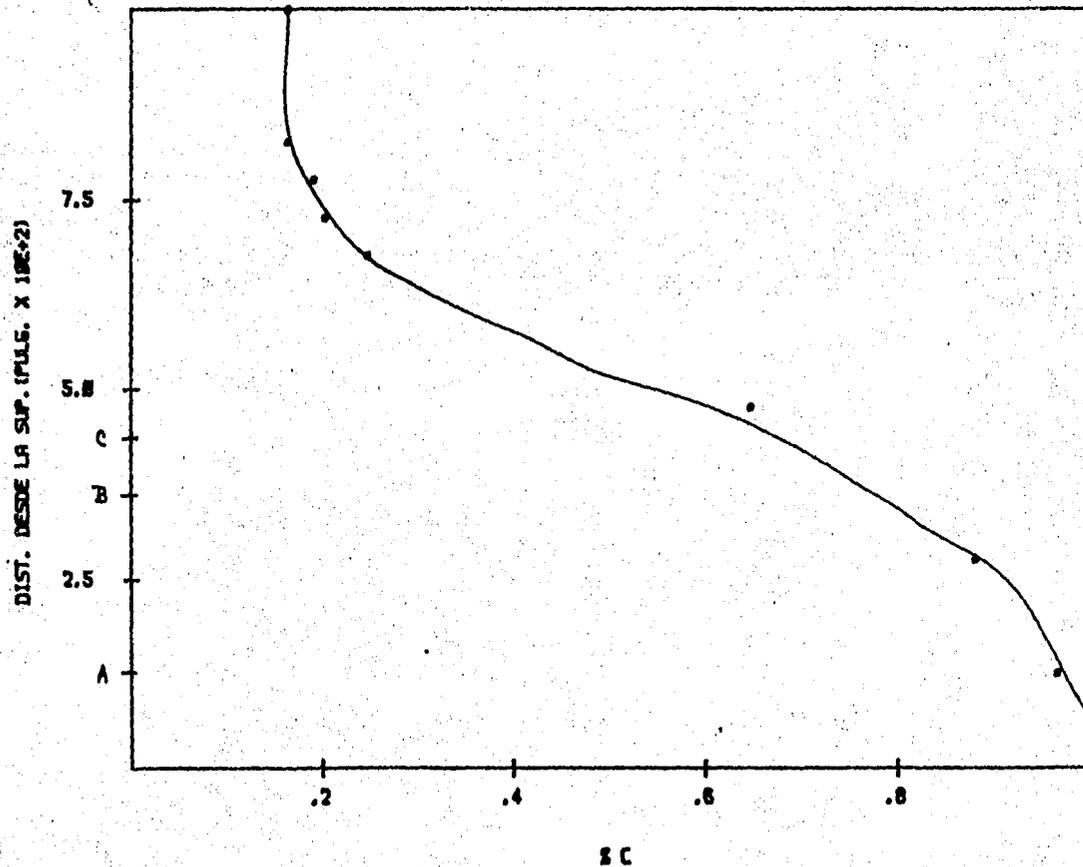


Fig. 125. ENSAYO DE TEMPLABILIDAD ACERO 432B T=930°C

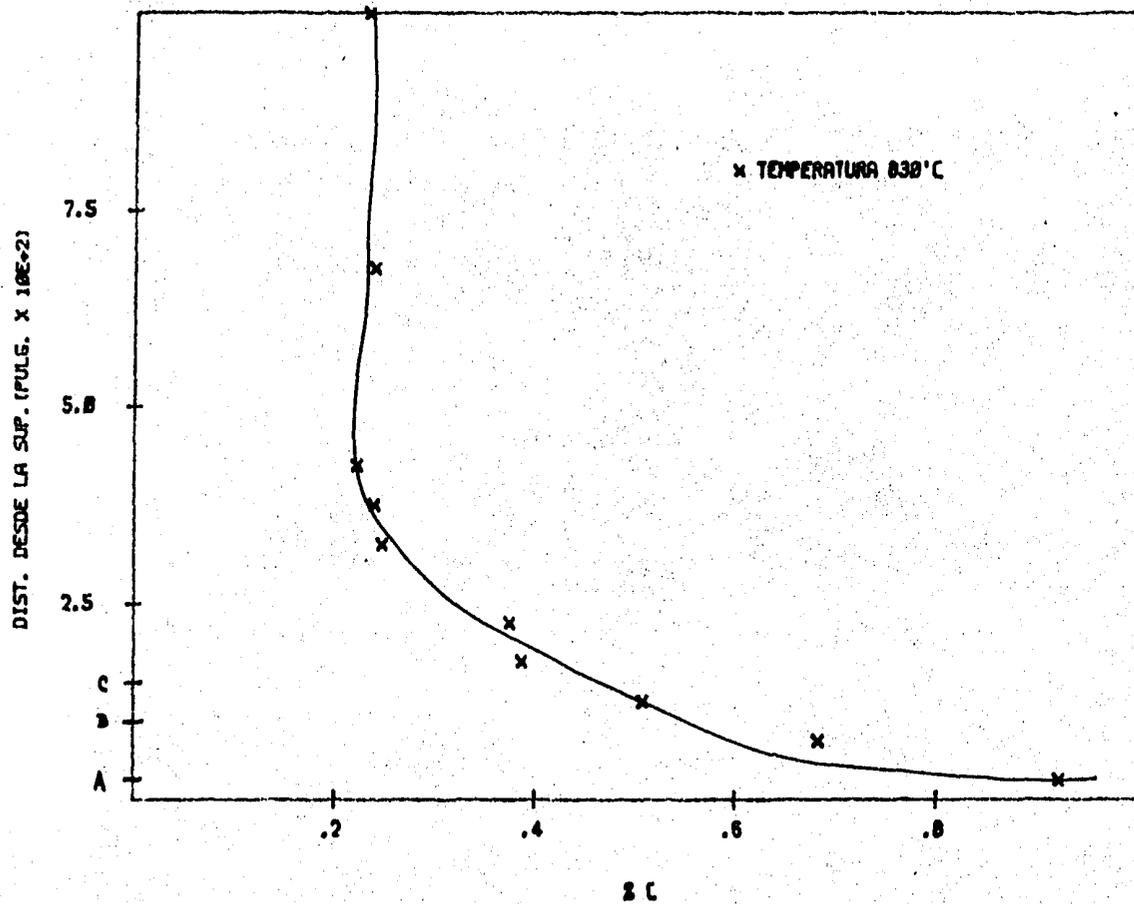


Fig. 126.

ENSAYO DE TEMPLABILIDAD-ACERO 4320

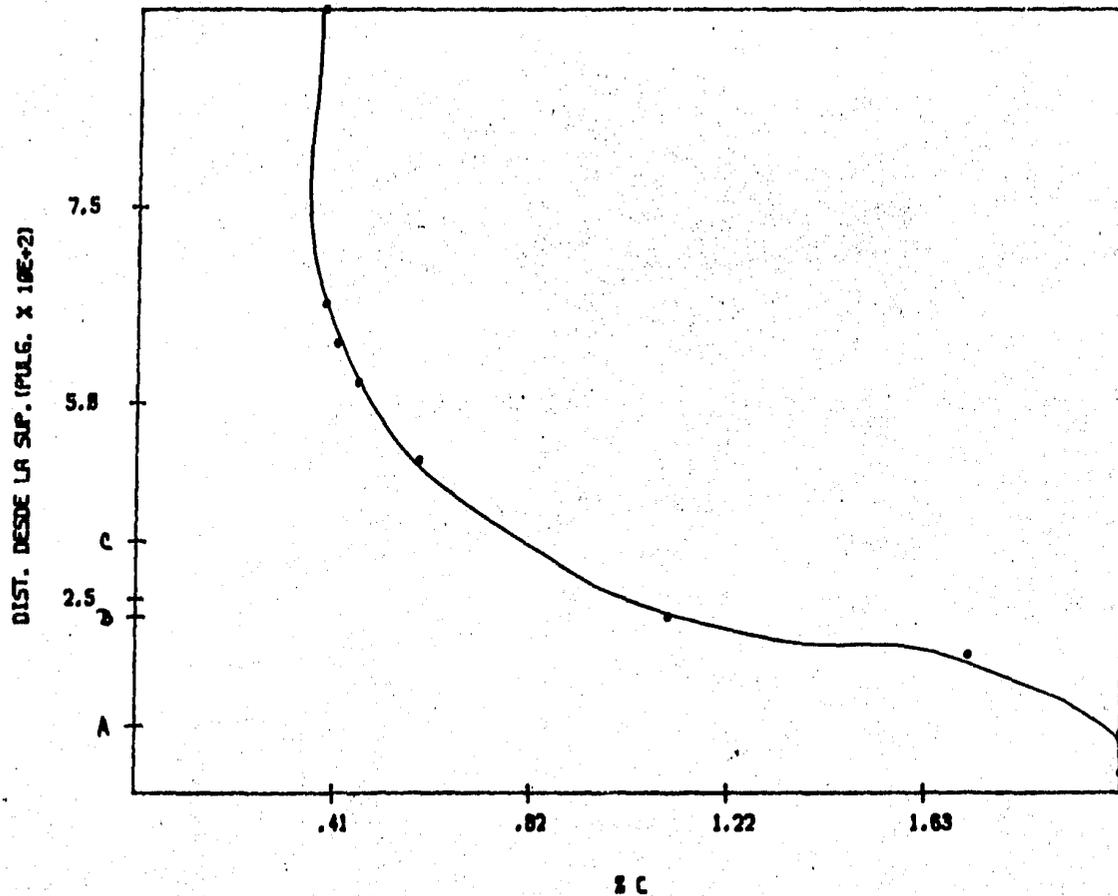


Fig. 127. ENSAYO DE TEMPLABILIDAD ACERO H-12 T=930°C

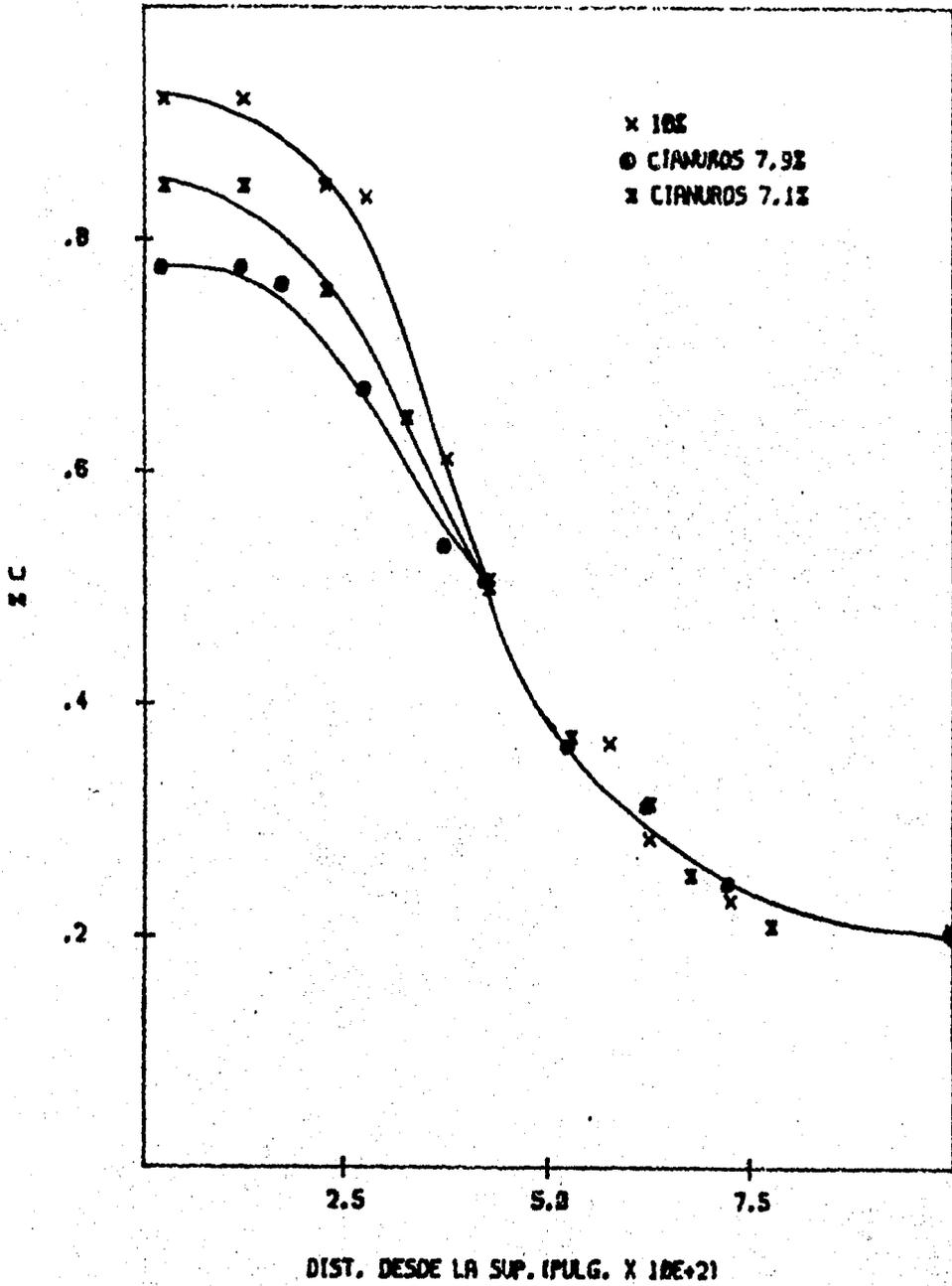


Fig. 128. GRAD. DE ZC-ACERO 1018

VII.3.1 INFLUENCIA DEL POTENCIAL DE CARBURIZACION

Como sabemos el potencial de Carburización del medio está en función de la concentración del agente carburante y dependiendo de su concentración va a ser la cantidad de carbono absorbido por el material. De aquí la importancia del control y mantenimiento de la concentración de dicho agente carburante. En el caso de la carburización líquida los cianuros son los que desempeñan este papel (35).

La concentración de cianuros en los baños de carburización líquida debe de ser del 10%, con lo cuál tendremos un potencial de carburización de 1 aproximadamente. Si disminuye la concentración de cianuros en el baño, el potencial de carburización se verá afectado y la concentración de carbono difundido en el material va a ser menor. Esto se ilustra en la figura 128. En ella podemos observar como en un acero 1018 la curva correspondiente al 10% de Cianuros alcanza una mayor concentración de Carbono en la superficie (0.92%), seguida de la curva tratada con un porcentaje de cianuros de 7.9%, el cuál nos da un %C-0.845 en la superficie y finalmente la curva obtenida con un porcentaje de cianuros de 7.1% la cual alcanza solo un contenido superficial de Carbono igual a 0.775%. Esto se ve reflejado en la mayor resistencia y mayor dureza alcanzada en la superficie.

También es importante observar que se llega a un punto abajo de la superficie en el cuál la concentración de Carbono alcanzada por las tres diferentes muestras es la misma y así se mantienen hasta alcanzar la concentración base del acero. Esto significa que el potencial de carburización

sólo afecta a la concentración de Carbono alcanzada en la superficie, más no afecta a la velocidad con la cuál penetra el C en el material.

Las figuras 122, 123 y 124 nos muestran las profundidades a las cuales se hicieron las directrices del ensayo de templabilidad en la probeta "Jominy". Estas profundidades, así como las subsecuentes se presentan en la tabla número XI, junto con la concentración de Carbono encontrada a dicha profundidad.

Respecto al ensayo de templabilidad en relación con el efecto del potencial de Carburización, analizaremos gráfica por gráfica para el mejor entendimiento de los resultados, y posteriormente se discutirán las 3 al mismo tiempo. La misma técnica se seguirá con las gráficas resultantes de los otros aceros.

La figura 129 nos presenta las curvas de templabilidad a 3 diferentes concentraciones de carbono en el acero 1018 tratado en un baño de 10% CN⁻. Se tomaron estos puntos para ver la templabilidad en las 3 concentraciones: hipo, hiper y eutectoide.

Inicialmente vemos que la templabilidad varía directamente con el contenido de carbono, es decir, a mayor %C hay mayor dureza en todo el rango de velocidades de enfriamiento, lo cual era de esperarse. Observamos también que a altas velocidades de enfriamiento la dureza es bastante alta (aproximadamente 83HRA= 62HRC), no importa cuál sea su concentración de Carbono. Sin embargo estas curvas caen

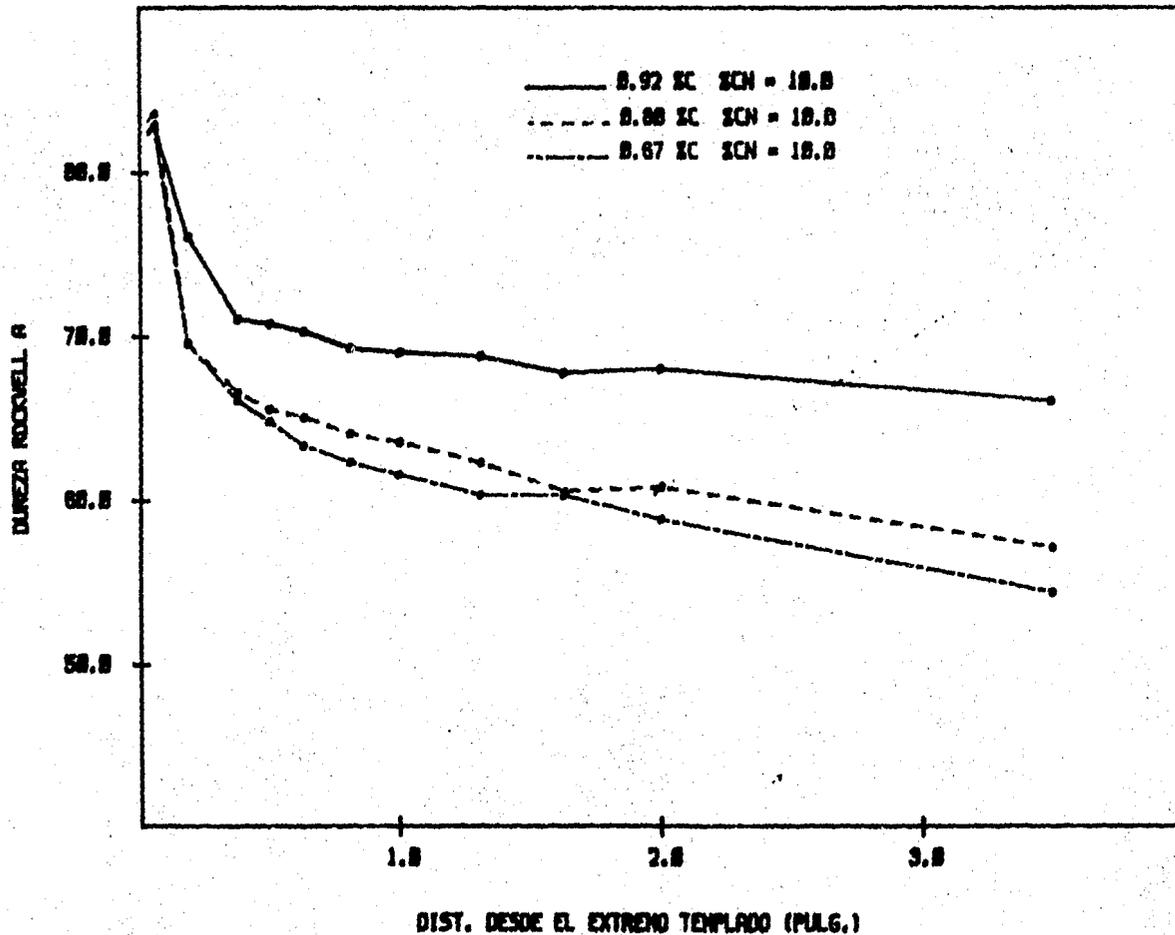


Fig. 129. CURVA DE TEMPLABILIDAD ACERO 1018-1 CN⁻ VARIABLE

drásticamente, y aún más a %C bajos, hasta alcanzar un valor casi constante que en el caso de la capa de 0.92% es de aproximadamente $68 R_A$ ($35 R_C$) la cual es una dureza aceptable, a estas velocidades de enfriamiento.

Las figuras 130 y 131 presentan las curvas de templabilidad del acero 1018 tratados en baños de 7.9% CN^- y 7.1% CN^- respectivamente. Podemos observar que se sigue el mismo comportamiento de la gráfica anterior. Sin embargo, si comparamos la figura 129 y la figura 130, observamos que las curvas de templabilidad de aquella gráfica se mantienen por encima de las curvas de la gráfica del acero tratado con un baño de 10% CN^- (figura 129), no obstante el tener menor ó igual concentración de Carbono (0.75-0.8% C y 0.67--0.67% C). Podemos decir que este comportamiento se debe a que las directrices de mayor dureza están más cerca de la superficie, y por lo tanto su enfriamiento es más rápido.

VII.3.2 INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA DE CARBURIZACION

El proceso de carburización es un proceso que se rige por las leyes de difusión, y este a su vez es un fenómeno que depende fuertemente de la temperatura de manera proporcional, es decir, a mayor temperatura, mayor es la velocidad de penetración de los átomos de Carbono en el material base.

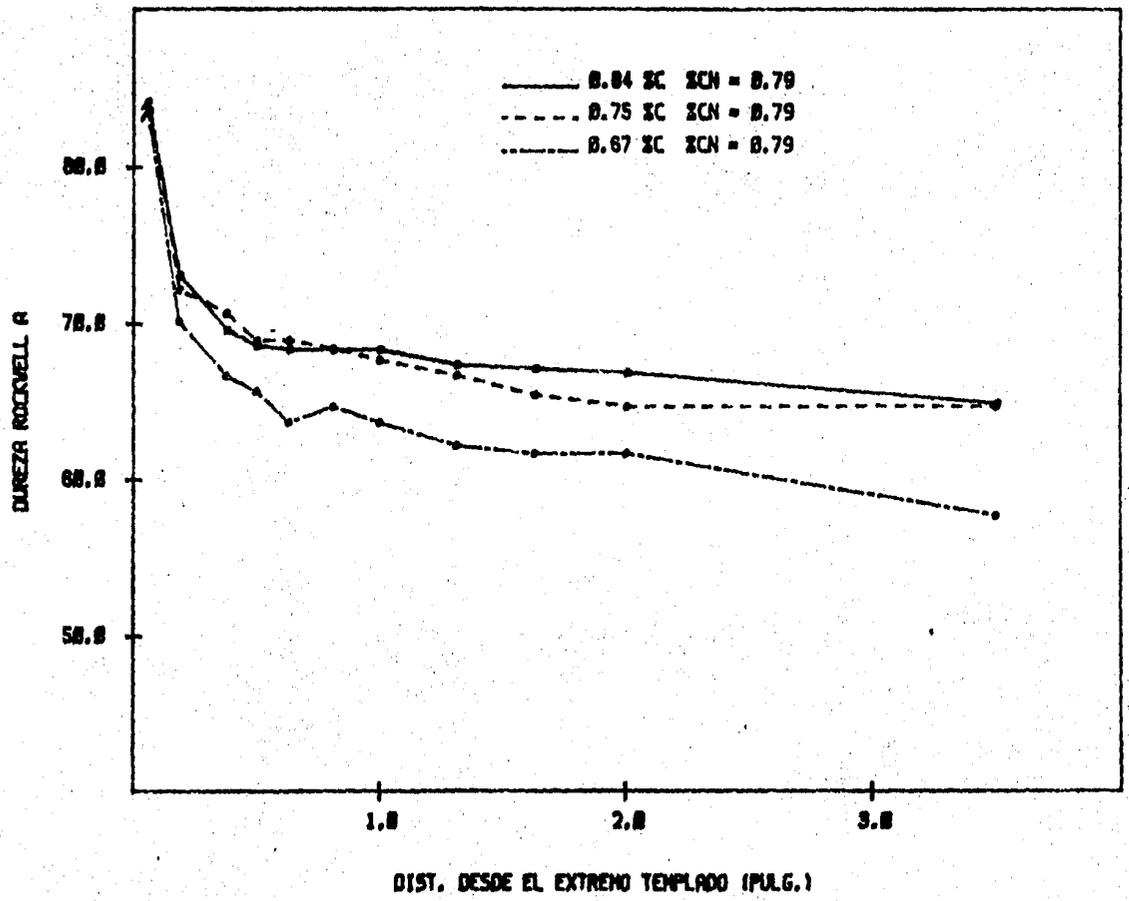


Fig. 130. CURVA DE TEMPLABILIDAD ACERO 1018-2 CN⁻ VARIABLE

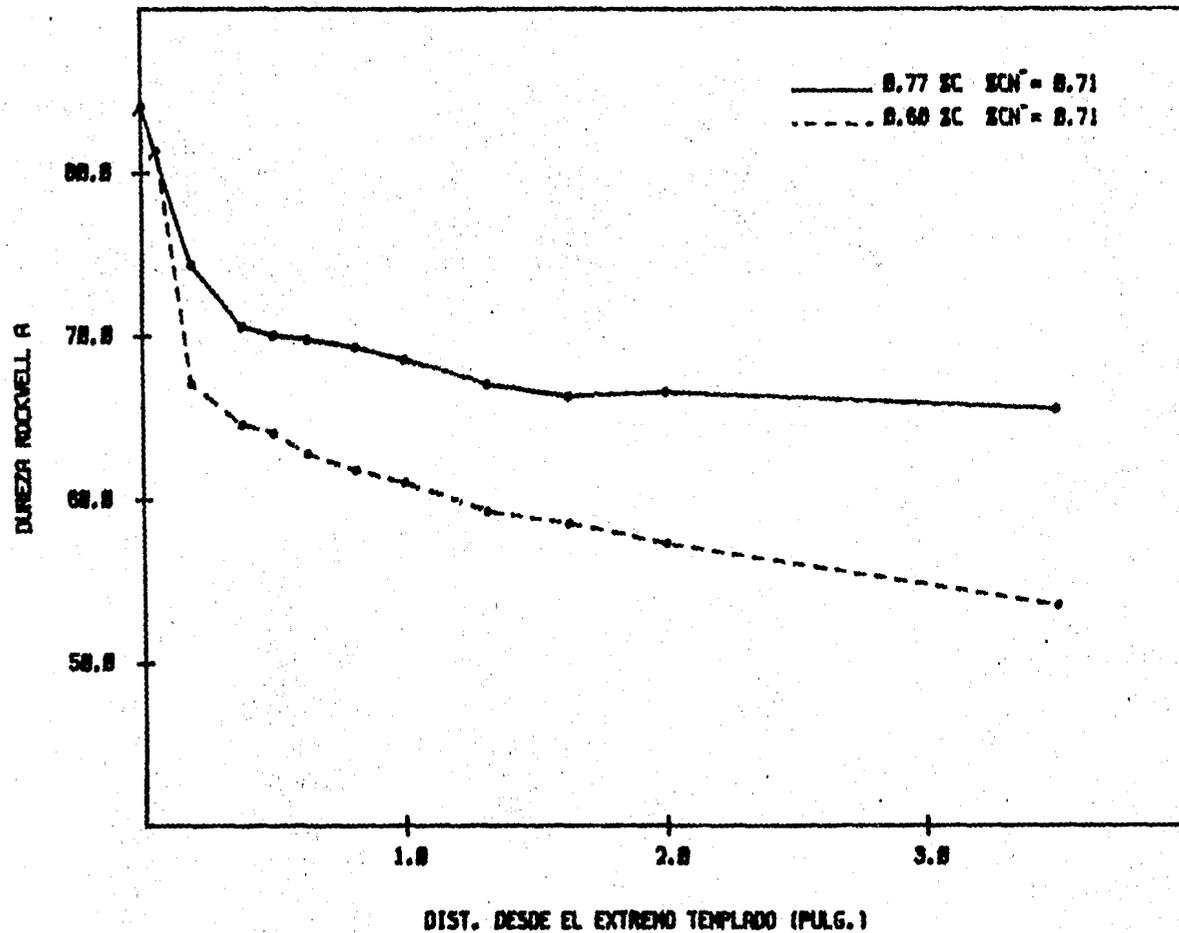


Fig. 131. CURVA DE TEMPLABILIDAD ACERO 1018-3 $CN =$ VARIABLE

Lo anterior se puede verificar mediante los tratamientos realizados en el baño de carburización líquida a 2 diferentes temperaturas sobre piezas de acero 4320, los cuales nos dieron los resultados reportados en la figura 132. En ella observamos como el gradiente de concentración de Carbono es mucho mayor par el acero tratado a una temperatura de 830°C que para el mismo tipo de acero, pero tratado a una temperatura de 930°C, esto es, que aunque se tiene una concentración superficial de carbono casi igual en los 2 casos, dicha concentración cae rápidamente conforme se adentra al material, es decir, casi no existe penetración de los átomos de carbono en la matriz del acero, a diferencia del material tratado a 930°C, en el cual se tiene una profundidad de capa carburada estable.

En lo que respecta a la templabilidad de capa resultante en este caso, observamos que para el acero 4320 tratado a 930°C, (figura 133) las durezas obtenidas en todo el rango de velocidades de enfriamiento es constante a cualquier concentración de carbono: hipo, hiper ó eutectoide. Se observa también que la menor dureza alcanzada es la correspondiente a la banda de mayor contenido de carbono, es decir, cuando se tiene una composición hipereutectoide. Esto se puede explicar si tomamos en cuenta la característica gammagenea del carbono, el cual a tan altas concentraciones (0.95%) provoca que se forme una cantidad considerable de austenita retenida a cualquier velocidad de enfriamiento.

Respecto a la pieza tratada a 830°C, al observar la figura 134 nos damos cuenta que las curvas de templabilidad resultantes a cualquier concentración de carbono siguen el mismo comportamiento. Esto se debe a que posiblemente -

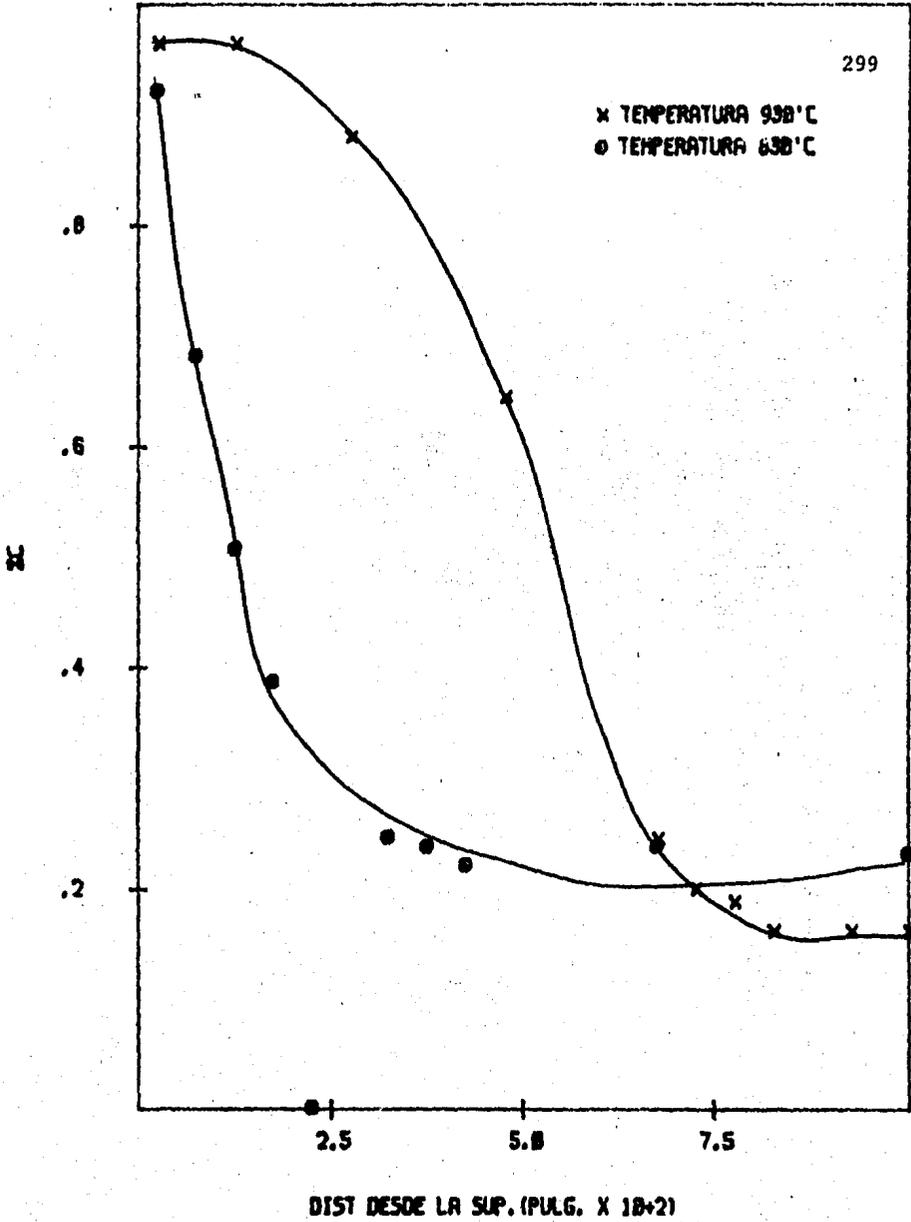


Fig. 132 GRAD. DE ZC-ACERO 4320 DIF. TEMPERATURAS

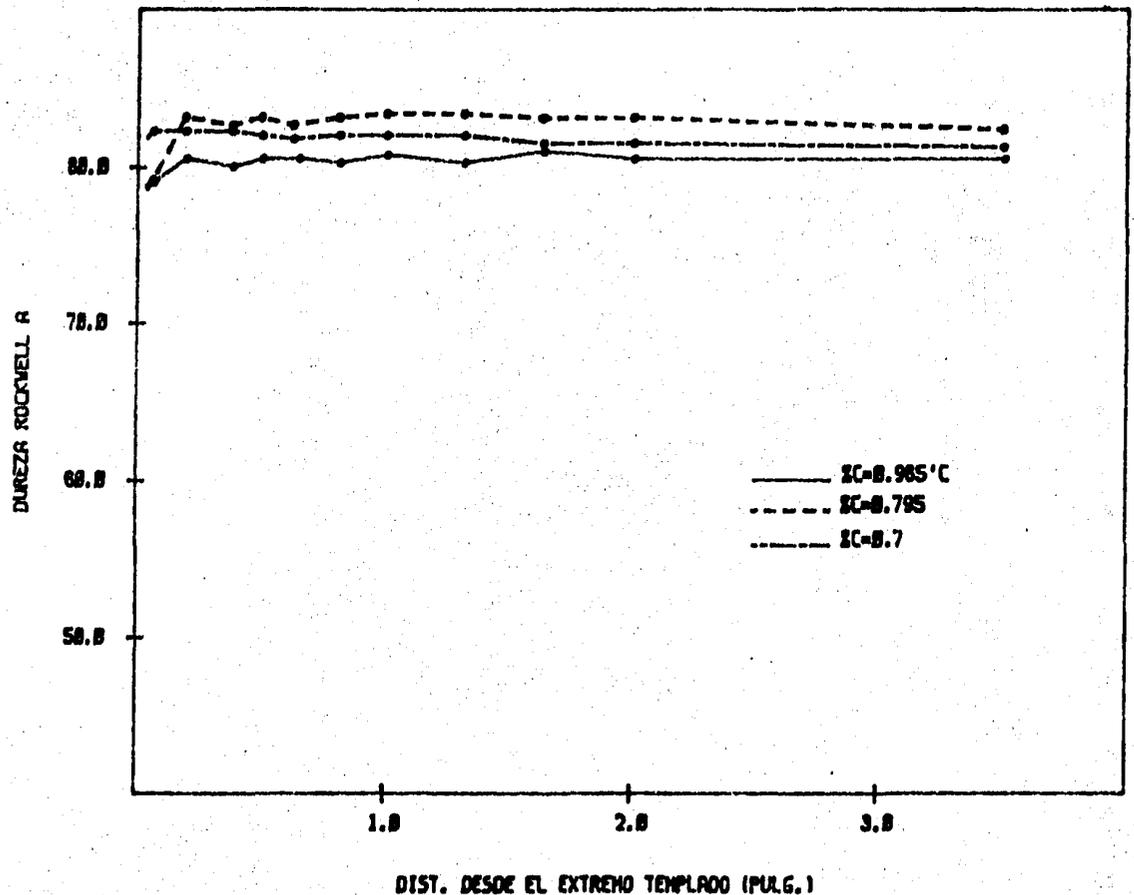


Fig. 133 CURVA DE TEMPLABILIDAD ACERO 4320 %C VARIABLE

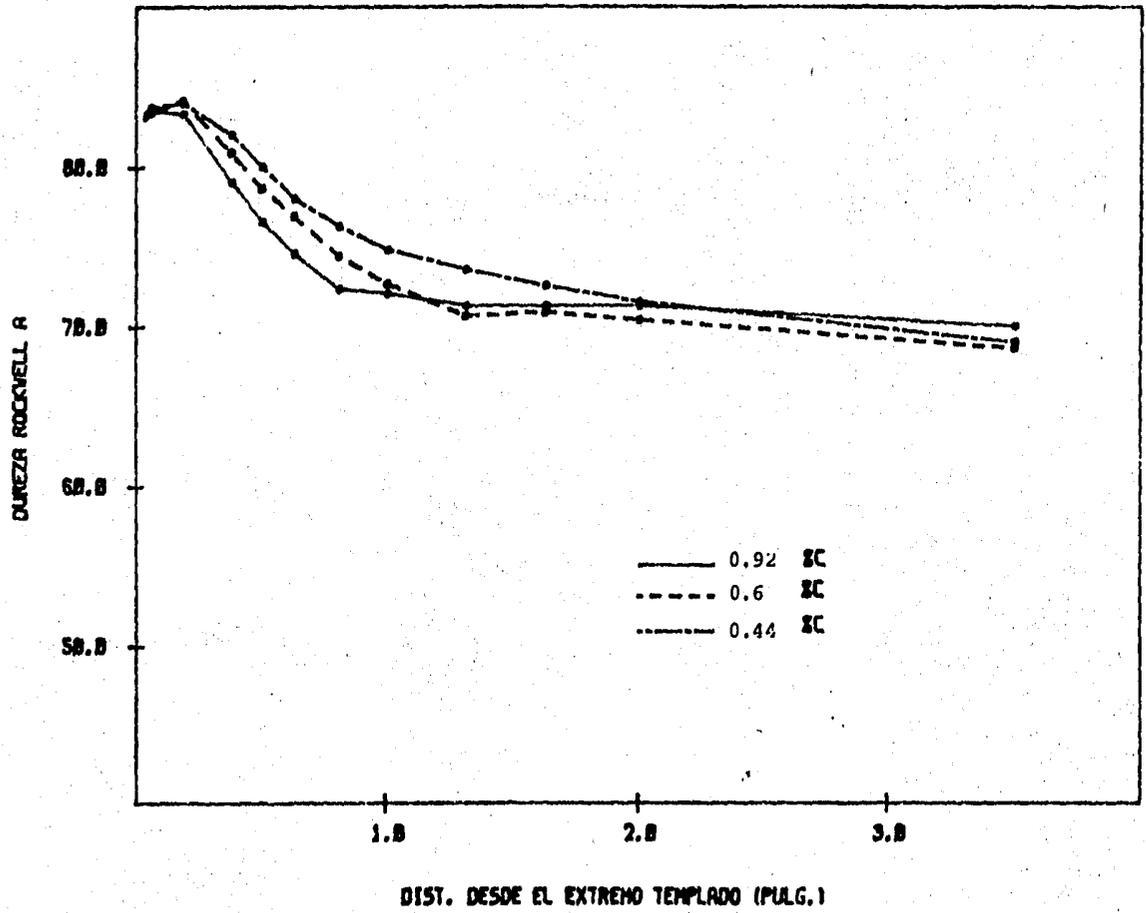


Fig. 134. CURVA DE TEMPLABILIDAD ACERO 4320 TEMP. 830°C

se vieron más afectadas por la temperatura de transformación que por la concentración de carbono, es decir, la temperatura fué lo suficientemente baja para no permitir que se llevaran a cabo las transformaciones esperadas para la realización del ensayo de templabilidad. Es por esto que las bandas resultantes no se mantienen constantes a una dureza determinada y caen rápidamente conforme disminuye la velocidad de enfriamiento.

Lo anterior se hace más evidente por la comparación de resultados que se hace en la figura 135. En ella se tienen graficadas las bandas de templabilidad correspondiente a la concentración mayor (0.9 aprox.) obtenida en ambos casos.

Se observa claramente como la curva correspondiente a la mayor temperatura se mantiene constante en una dureza aceptable de 80 R_A (59 Rc) a cualquier velocidad de enfriamiento, mientras que la curva correspondiente a 830°C cae rápidamente para después mantenerse constante en una dureza de 71 Ra (42 Rc) desde medianas hasta bajas velocidades de enfriamiento.

VII.3.2.1 Oxidación

Cuando hablamos del material y equipo dijimos que

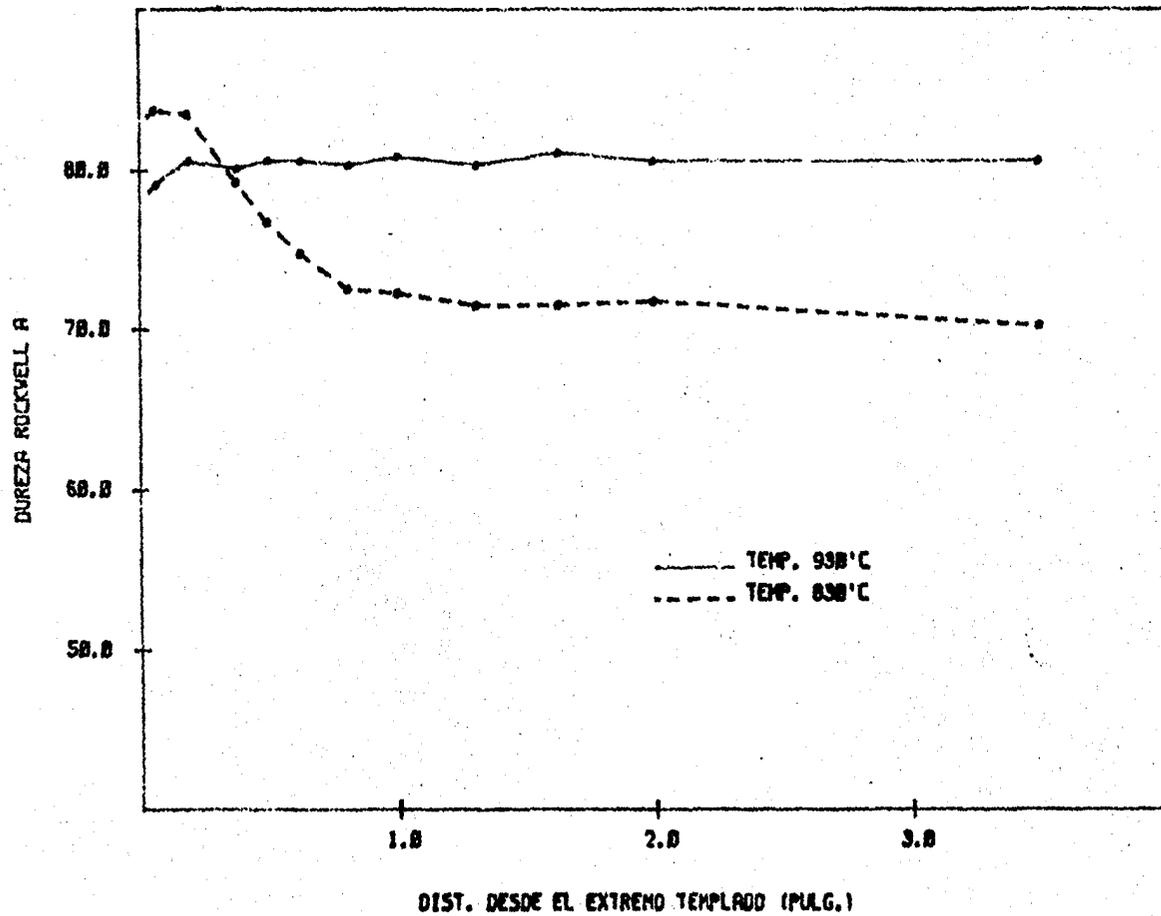


Fig. 135. CURVA DE TEMPLABILIDAD ACERO 4320 TEMP. VARIABLE

era muy importante procurar usar el medio de enfriamiento - adecuado para enfriar las probetas de "Gradiente de Carbono" de lo contrario se presentarían problemas.

En nuestro caso utilizamos como medio de enfriamiento óxido de Calcio (CaO), ya que al cubrir las piezas - con esta sustancia se tenían 2 ventajas:

- i) La velocidad de transferencia de calor desde el material a través de la cal es la adecuada para que el material - adquiriera una dureza no muy alta y así sea fácilmente maquinable para obtener las muestras rebabeadas para el análisis químico de Carbono.
- ii) Evitar la oxidación de la superficie de la pieza al salir del baño de carburización y entrar en contacto con el medio ambiente , como sabemos la oxidación a alta temperatura es muy fácil que se lleve a cabo por lo que se hace necesario resguardar la pieza en un medio en el cual no sufra esta oxidación y tenga una velocidad de enfriamiento adecuada.

Sin embargo debe tenerse mucho cuidado en evitar que el medio de enfriamiento (CaO) esté hidratado, de lo contrario el agua presente en el compuesto bastará para producir la oxidación de la capa superficial, disminuyendo así - la concentración de carbono en la superficie. En la figura 136 podemos observar la curva de gradiente de Carbono en un acero 4320 tratado también a 930°C y enfriado en cal hidratada desde esa temperatura. En ella se observa claramente la oxidación que sufre la superficie, lo cual se refleja en la caída de la concentración de Carbono hasta un 0.75% aproximadamente; esta oxidación se lleva a cabo hasta una profundidad de 0.3 mm (0.013") aproximadamente donde ya la concen

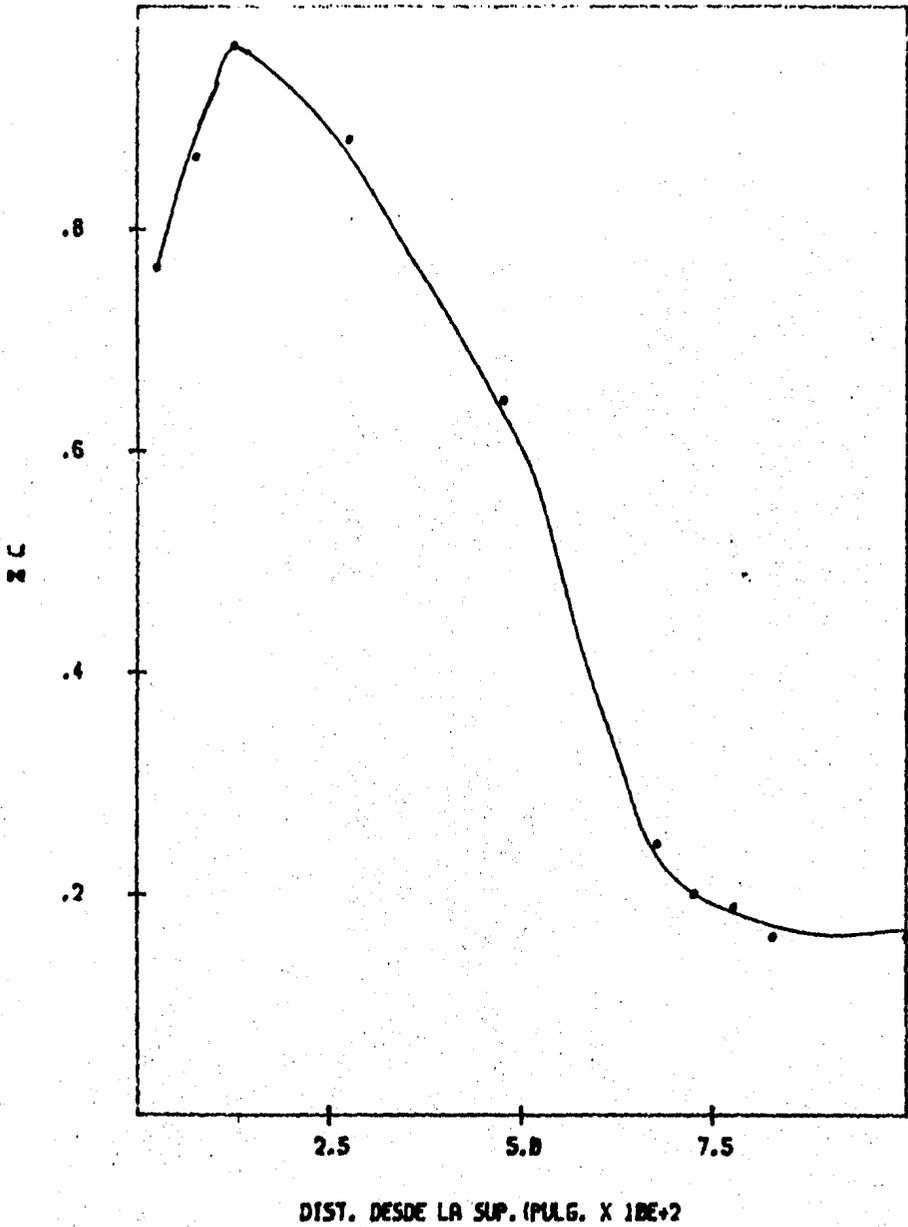


Fig. 136 GRAD. DE %C-ACERO 4320 T=930 OXIDACION

tracción de carbono es de 0.95%.

Con el fin de evitar esta oxidación y descarburización de la superficie cementada se recomienda calentar el óxido de calcio en una estufa a 150°C durante una hora aproximadamente.

VII.3.3 INFLUENCIA DE LA ALEACION

Cuando agregamos uno ó varios elementos de aleación a un acero común, las propiedades de este acero, así como su tratamiento térmico se modifican considerablemente. Entre las propiedades modificadas encontramos por ejemplo: mejoras en la resistencia mecánica, en la resistencia a la abrasión, mayor tenacidad, mayor dureza, etc. Lo anterior se logra debido a que los elementos de aleación modifican las características de endurecimiento del acero, la naturaleza y cantidad de los carburos del acero, siendo este último uno de los puntos a tratar en este trabajo.

Si nosotros carburizamos un acero que contenga varios de estos elementos de aleación van a ocurrir varios fenómenos importantes, entre los que destaca la formación de carburos complejos y simples de los elementos de aleación presentes.

Para el estudio de esta sección se carburó un acero de alta aleación como lo es el acero H-12 y además se utilizaron los resultados obtenidos en las secciones anteriores con los aceros 1018 y 4320.

El acero H-12 es un acero de herramientas para dados de trabajo en caliente. La principal característica de este tipo de acero es su extraordinaria tenacidad, lo cual lo hace muy resistente al choque, sin embargo su resistencia al desgaste no es muy buena.

Cómo puede observarse en la tabla VIII, este acero

contiene cantidades considerables de elementos aleantes como Cromo, Molibdeno, Tungsteno y Vanadio. Todos estos elementos son de los llamados alógenos; una de las propiedades más importantes de estos elementos es que todos ellos son fuertes formadores de carburos, tanto simples como complejos en este acero.

El contenido de carbono de este acero es de 0.37% lo cual indica que es susceptible a ser carburizado. De acuerdo con el contenido de Carbono presente debería esperarse una estructura de aproximadamente 50% ferrita y 50% perlita en un acero común, pero no en un acero con esta cantidad de elementos aleantes.

La estructura que presente el acero H-12 antes de ser carburizado, es una matriz completamente ferrítica con gran cantidad de carburos de diferentes formas y tamaños uniformemente distribuidos en toda ella. Esta estructura se debe a que el 0.37%C que tiene el acero es totalmente captado por los elementos de aleación presentes para formar los carburos correspondientes, principalmente el Cromo formando $(Fe, Cr)_7C_3$ y el Vanadio formando el $(V, Fe)C$, ambos bastante duros. El Molibdeno y el Tungsteno, que son elementos con propiedades metalúrgicas muy semejantes entre ellos, no forman carburos con menos del 1% C en el acero y no son muy solubles en los carburos de Cromo y Vanadio, por lo que se encuentran formando solución sólida ferrítica, en donde son altamente solubles.

Los carburos de Cromo y Vanadio son insolubles en el calentamiento a altas temperaturas, se disuelven a

1010°C aproximadamente. Por lo tanto, cuando carburizamos - este acero a una temperatura de 930°C, la estructura que va mos a tener va a estar formada por austenita y carburos sobrantes sin disolver, quienes le proporcionan al acero una gran dureza y por lo tanto una buena resistencia a la abradsión a altas temperaturas.

Cabe aclarar que sólo un porcentaje del Cromo y Vanadio presentes se encuentra formando carburos, el resto se encuentra en solución sólida en la ferrita. Por lo tanto, cuando carburizamos este acero, el carbono se difunde - hacia el sustrato es captado por los elementos de aleación que están disueltos en el material. Tanto el Cromo y el Vanadio sobrantes reaccionarán con este carbono y continuarán formando los carburos dobles $(Fe,Cr)_7C_3$ y $(V,Fe)C$. Mientras tanto, cuando el acero alcanza una concentración del 1% de debido a la cementación, el tungsteno y el Molibdeno empezarán a formar los carburos dobles $(W,Fe)_{23}C_6$ y $(Mo,Fe)_{23}C_6$. Estos carburos de Tungsteno y Molibdeno son también muy resistientes al desgaste.

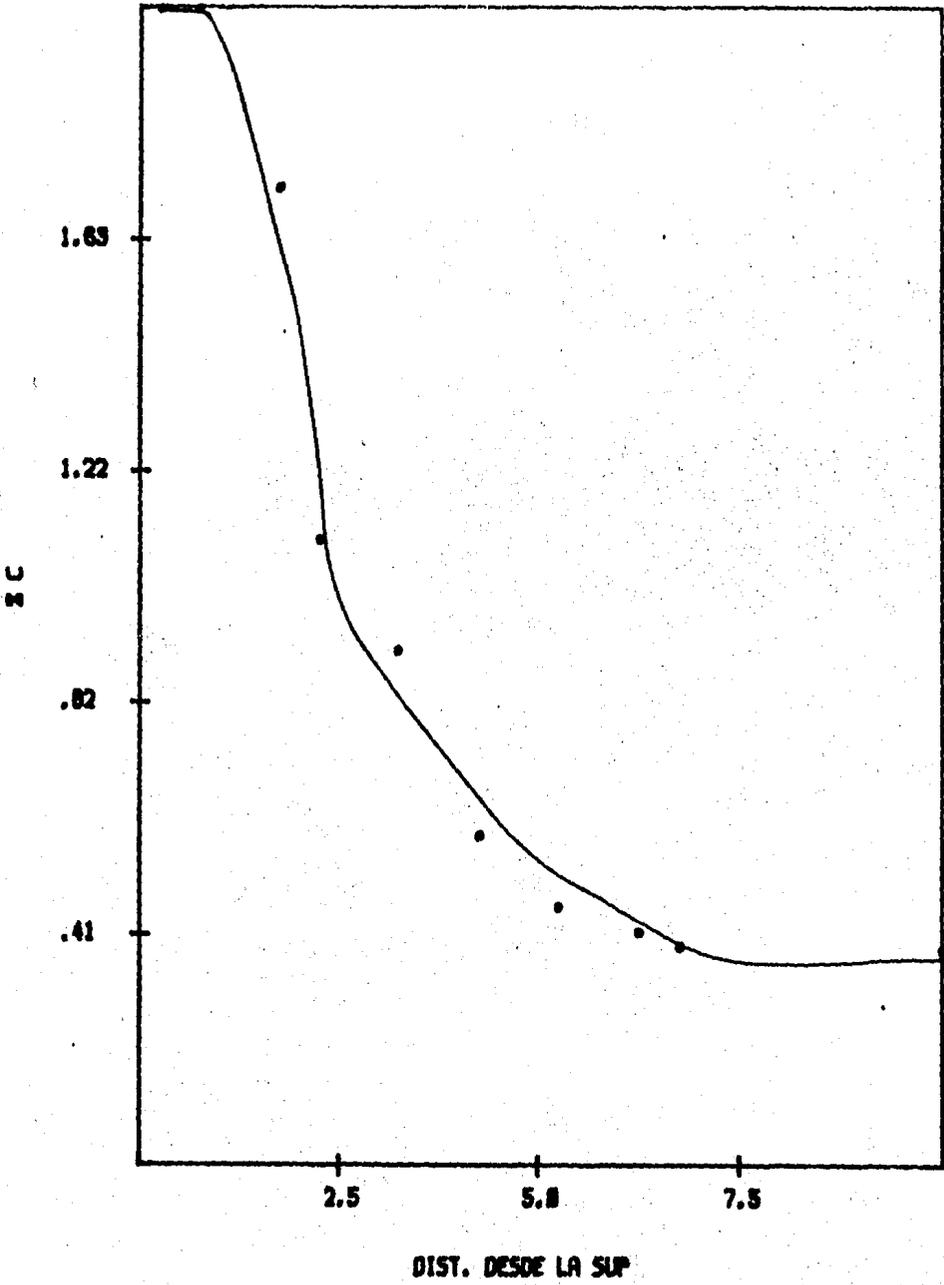
Es tanta la cantidad de Cr, V, W y Mo que se encuentra en solución sólida que todos estos átomos captarán cualquier cantidad de carbono que penetre en el sustrato para formar el carburo correspondiente impidiendo de esta manera que exista una gran difusión hacia el interior del material base.

Esto trae como consecuencia que exista una concentración excesivamente grande de Carbono en la superficie, y que dicha concentración decaiga rápidamente conforme se avanta

za hacia el interior del material. Lo anterior se verifica cuando observamos la figura 137, donde observamos que la concentración superficial de Carbono alcanzada es del 2.05%, la cual se mantiene sólo en un rango de 0.4 milímetros y luego empieza a caer estrepitosamente hasta la concentración base de aproximadamente 0.38% C a una profundidad bajo la superficie de 2.8 milímetros, es decir, existe un gradiente de concentración muy alto sobre una distancia muy pequeña.

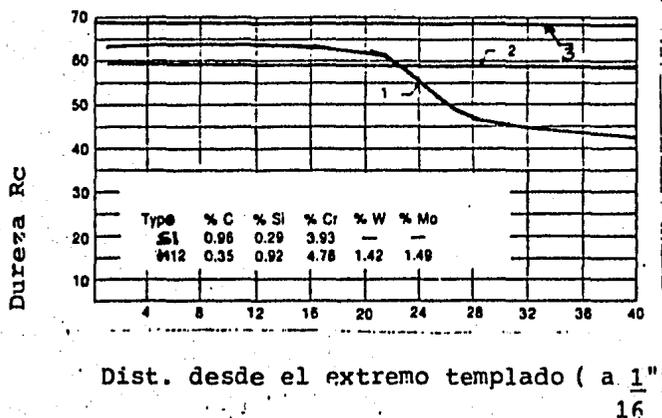
Este acero pertenece a la familia de los aceros para trabajado en caliente, los cuales tienen una templabilidad muy elevada. En caso del H-12 el responsable de ésta alta templabilidad es principalmente el Molibdeno y el Cromo; el Tungsteno contribuye aunque no mucho y el Vanadio la decrece, debido a la formación del Carburo $(Fe,V)C$, el cual es muy estable. Esto se demuestra en la figura 138, en la cual se muestran las curvas Jominy para el acero H-12 y el acero tipo S1, el cual no tiene Tungsteno y Molibdeno. El acero H-12 mantiene una dureza casi constante de 59 Rc a lo largo de todas las velocidades de enfriamiento mientras que el acero S1 tiene una dureza superficial más alta (63 Rc) - a grandes velocidades de enfriamiento pero cae más o menos rápidamente a velocidades de $3 \frac{1}{2}^{\circ}C/segundo$ aproximadamente.

Por lo tanto, el acero H-12 es un acero de endurecimiento por enfriamiento al aire. Debe aclararse que esta dureza se obtiene cuando la temperatura de austenización corresponde a $1010^{\circ}C$ aproximadamente. Sin embargo, esta dureza va a disminuir si se disminuye la temperatura de austenización. Debido a que estamos cementando a una temperatu-



137

Fig. 137 GRAD. DE ZC-ACERO H-12 T=930°C



135
 Fig. 130. Bandas de Templabilidad de
 No. 1 Acero S1, austenizado a 1010°C
 No. 2 Acero H-12. austenizado a 1010°C
 No. 3 Acero H-12, carburizado a 930° C,
 durante 9 horas. Concentración en la
 capa igual a 2 % C.

ra de 930°C, la dureza que obtenemos después del enfriamiento es de 53 Rc si enfriamos al aire en lugar de los 59 Rc - correspondientes al enfriamiento desde 1010°C.

El ensayo de templabilidad efectuado en este acero se realizó a las siguientes concentraciones de Carbono: 2.05, 1.1, 0.9 y 0.7%. Las curvas Jominy correspondientes se presentan en la figura 139. En primera instancia observamos que todas ellas mantienen una dureza constante a lo largo de todo el rango de velocidades de enfriamiento, esto significa que se mantiene una templabilidad excelente en el material, pero sin embargo, la dureza en todos ellos es mayor (arriba de 60Rc= 81R) que la obtenida en el material ba se enfriado desde la temperatura de 930°C (53 Rc).

Se observa también que la dureza aumenta conforme aumenta la concentración de carbono, hasta alcanzar una dureza promedio de 68.8 Rc (85.5 Rc) en la directriz correspondiente a 2.05% C. Esto se comprende, debido a la concentración de Carbono alcanzada en la superficie, la cual fue la suficiente para provocar que los aleantes disueltos en la matriz precipitaran formando los carburos correspondientes, elevando así la dureza a valores muy altos (Fig. 139).

Si comparamos el diagrama TTT del acero H-12 con el correspondiente al acero A-2 (acero para trabajado en frío), figura 140 y 141, cuya composición es muy similar a la del H-12 en lo que a los elementos de aleación se refiere, pero con mayor contenido de Carbono, observamos que existe una fuerte similitud entre ellos, sin embargo, se diferencian en algunos aspectos importantes. Por ejemplo, los pro

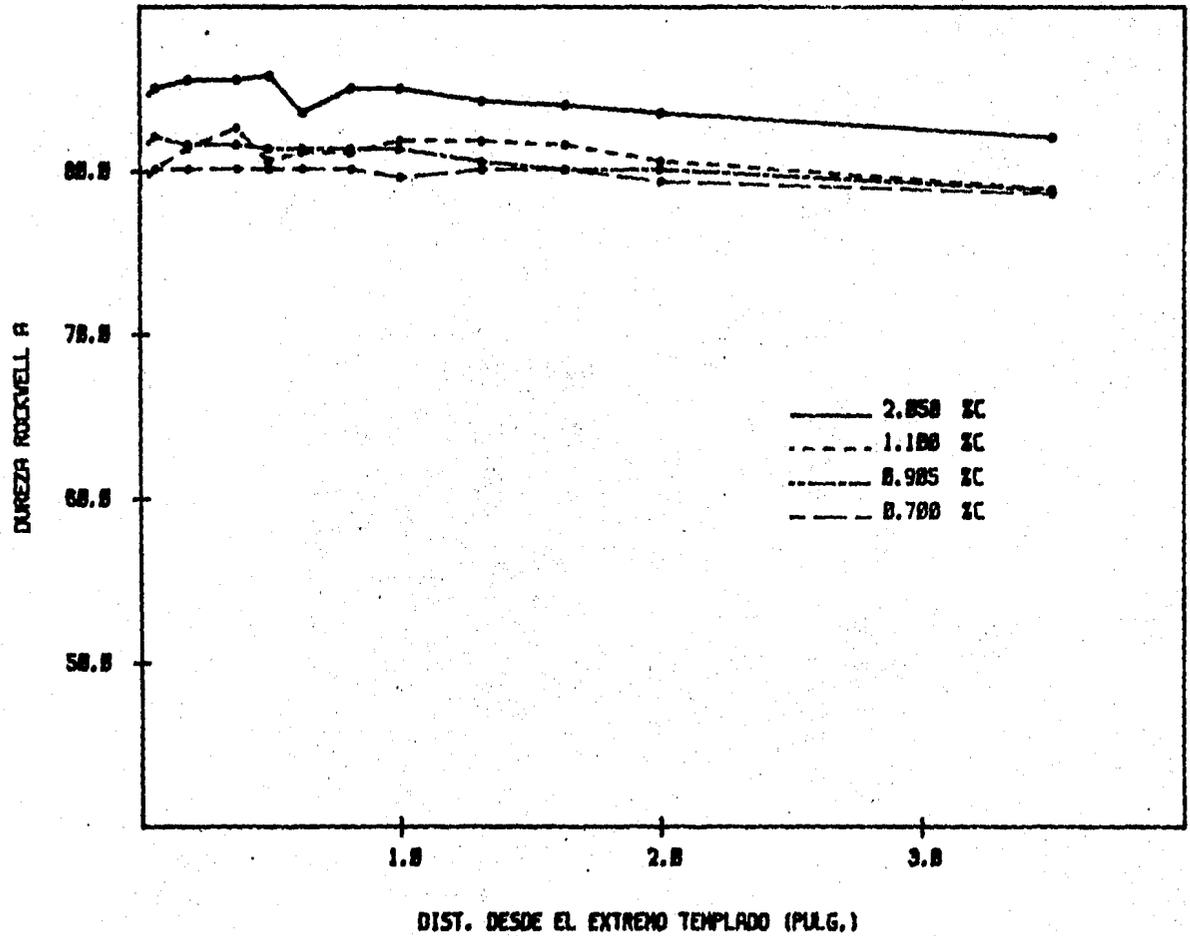
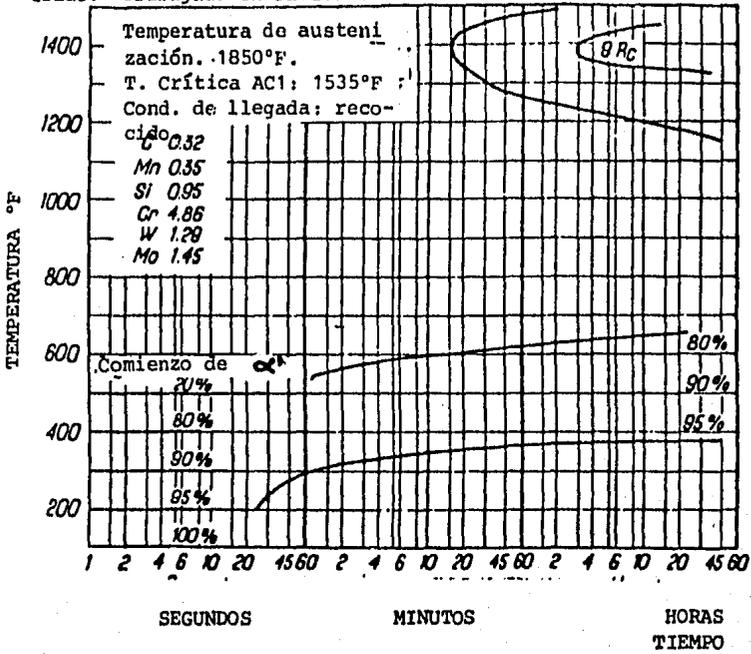


Fig. 139. CURVA DE TEMPLABILIDAD ACERO H12 %C VARIABLE



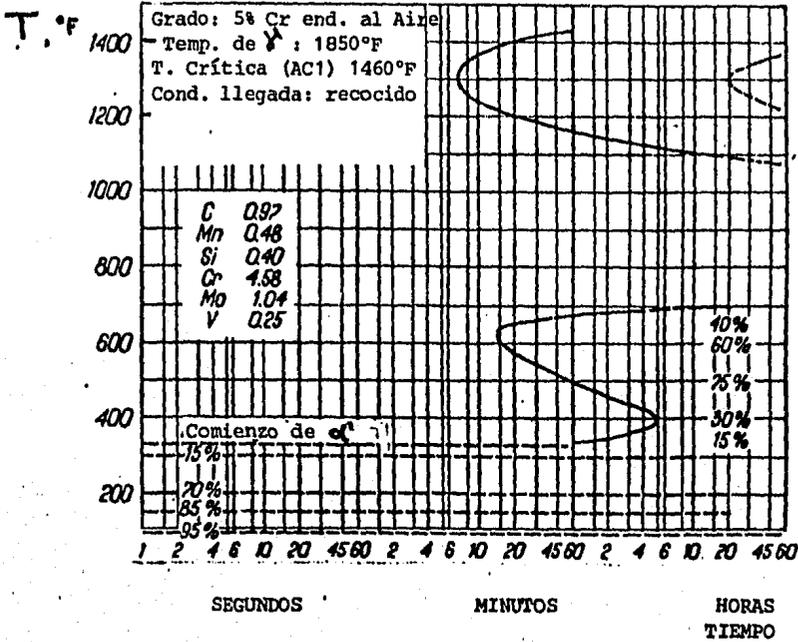
Acero para trabajado en caliente Cromo-Molibdeno-Tungsteno.

C - 0.32
 Mn - 0.35
 Si - 0.95
 Cr - 4.86
 Mo - 1.45
 W - 1.29

Temperatura de Austanización 1850°F

Fig. 140. Diagrama TTT. Acero-H-12.

(Ref. "The Hardening of Tool Steels", Payson y Klein, Trans. ASM, Vol. 31, N° 1, Marzo 1943, pp.p.218-256).



ACERO DE ENDURECIMIENTO AL AIRE 5% CROMO

C - 0.97
Mn - 0.48
Si - 0.40
Cr - 4.58
Mo - 1.04
V - 0.25

TEMPERATURA DE AUSTENIZACION 1850°F

Figura 141. Diagramas TTT. Acero A-2

(Ref. The Hardening of Tool Steels, Payson y Klein, Trans. -
ASM, Vol. 31, N° 1, Marzo 1943, pp. 218-256).

ductos que se obtienen en la descomposición a alta temperatura (760°C aproximadamente) son de una dureza considerablemente menor que en el acero para trabajado en caliente que para el trabajado en frío (Ref. 56). Esto es muy importante, ya que si ocupamos la concentración de Carbono y de elementos aleantes en la capa cementada del acero H-12 con la composición del acero A-2, encontramos que son muy parecidas y de acuerdo a lo que se dijo en la parte inicial de esta investigación, de que para la buena selección de un acero es necesario tomar en cuenta la templabilidad de la capa y de la matriz, observamos que los productos que se van a obtener en la capa cementada del acero H-12 van a ser mucho más duros, como en el acero A-2, que los que se obtienen en la matriz del mismo acero.

Sin embargo, debido al mayor contenido de Silicio en el acero H-12 (1% a 0.4%) y a la afinidad que tiene este por disolverse en el Hierro, la capa carburada del acero H-12 tendrá una resistencia a la corrosión mayor que la del acero A-2. También hay que hacer notar que la temperatura isotérmica de iniciación de la transformación martensítica (M_s) es mayor en términos generales en los aceros de trabajado en caliente (271 a 329°C) que en los aceros trabajados en frío (148 a 221°C). Por lo tanto, la transformación martensítica en la capa cementada va a comenzar a temperaturas inferiores que en el resto del material.

En los 2 casos anteriores, el menor %C es el responsable de los fenómenos ocurridos. También es importante mencionar que el tiempo de incubación para la transformación bainítica que ocurre en el acero H-12 entre 500 y 700°C es mucho más corto, menos de 4 minutos, que en el acero A-2, -

en el cual dicho tiempo es mayor a los 15 minutos. Se ha probado para el acero H-12 que la formación de carburos proeutectoides y de Bainita, en lugar de la formación esferoideizada, limita su templabilidad (57).

Por otra parte, si ocupáramos las curvas de máxima concentración de Carbono de los 3 aceros tratados en este estudio (figura 142) corroboramos lo mencionado anteriormente, en cuanto al efecto que tienen los elementos de aleación en la difusión del C hacia el interior del material. Observamos como a mayor cantidad de elementos aleantes, la captación de Carbono es mucho mayor. Lo mismo sucede con las curvas de templabilidad que se obtuvieron a la mayor concentración de Carbono de cada uno de los 3 aceros, H-12, 4320 y 1018 (figura 143). Se observa como el acero sin aleación 1018 alcanza una dureza bastante alta (cerca del 63 Rc) a grandes velocidades de enfriamiento pero conforme disminuye la severidad de éste, cae rápidamente.

Por el contrario, la templabilidad de un acero de baja aleación, como lo es el 4320, en una capa de 0.9% C (igual que el caso del 1018) es bastante buena, ya que alcanza una dureza de 60 Rc y la mantiene a lo largo de todas las velocidades de enfriamiento. Debido a que el Níquel no forma ningún tipo de carburo, y a que la concentración de Cromo y Molibdeno es muy baja como para que formen sus respectivos carburos, sólo tendremos al Cromo disuelto en la cementita y al Mo en solución sólida ferrítica, dependiendo de la velocidad de enfriamiento, por lo que ésta alta dureza obtenida no se debe a ningún tipo de carburo formado, sino únicamente por alteración en las características de endurecimiento del

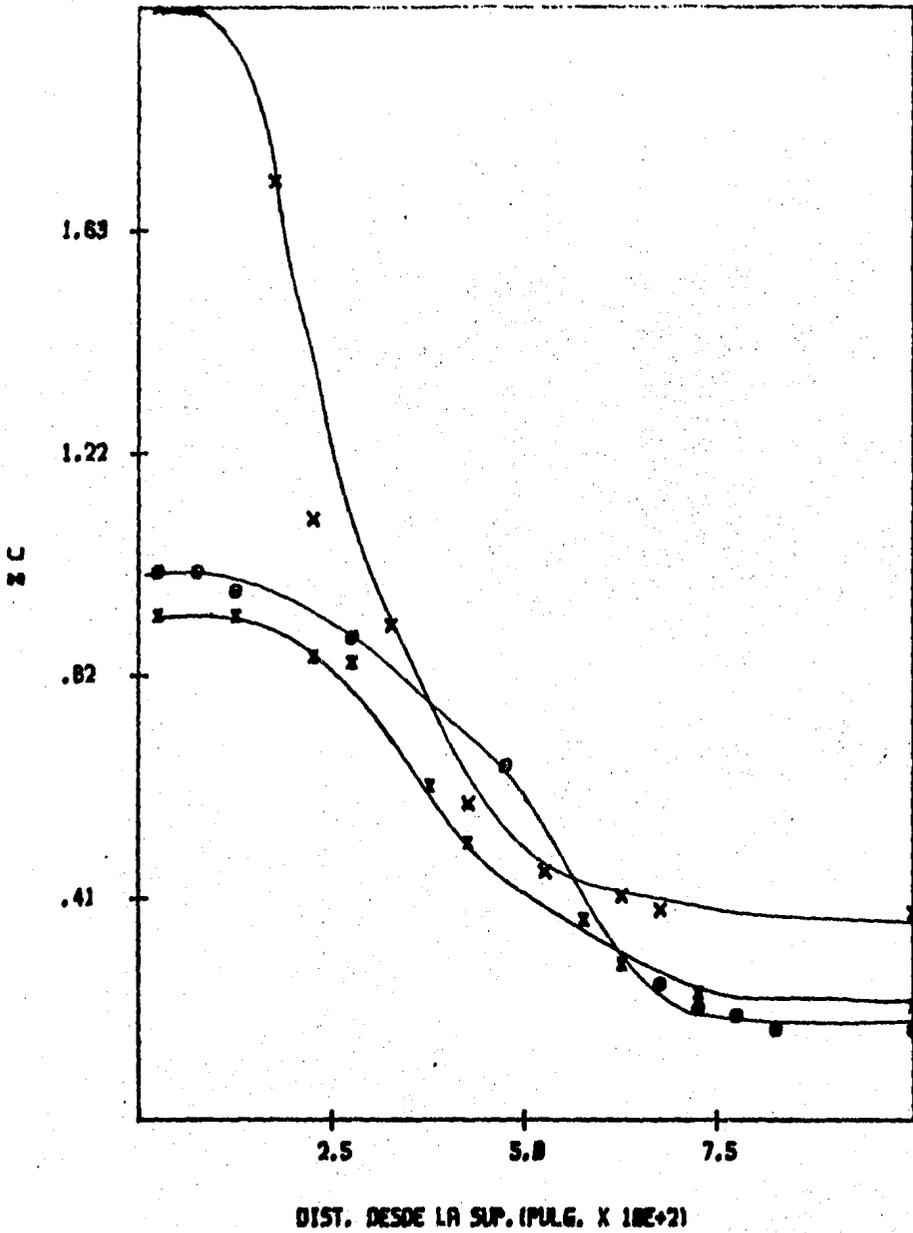


Fig. 142 GRAD. DE %C-INFLUENCIA DE LA ALEACION

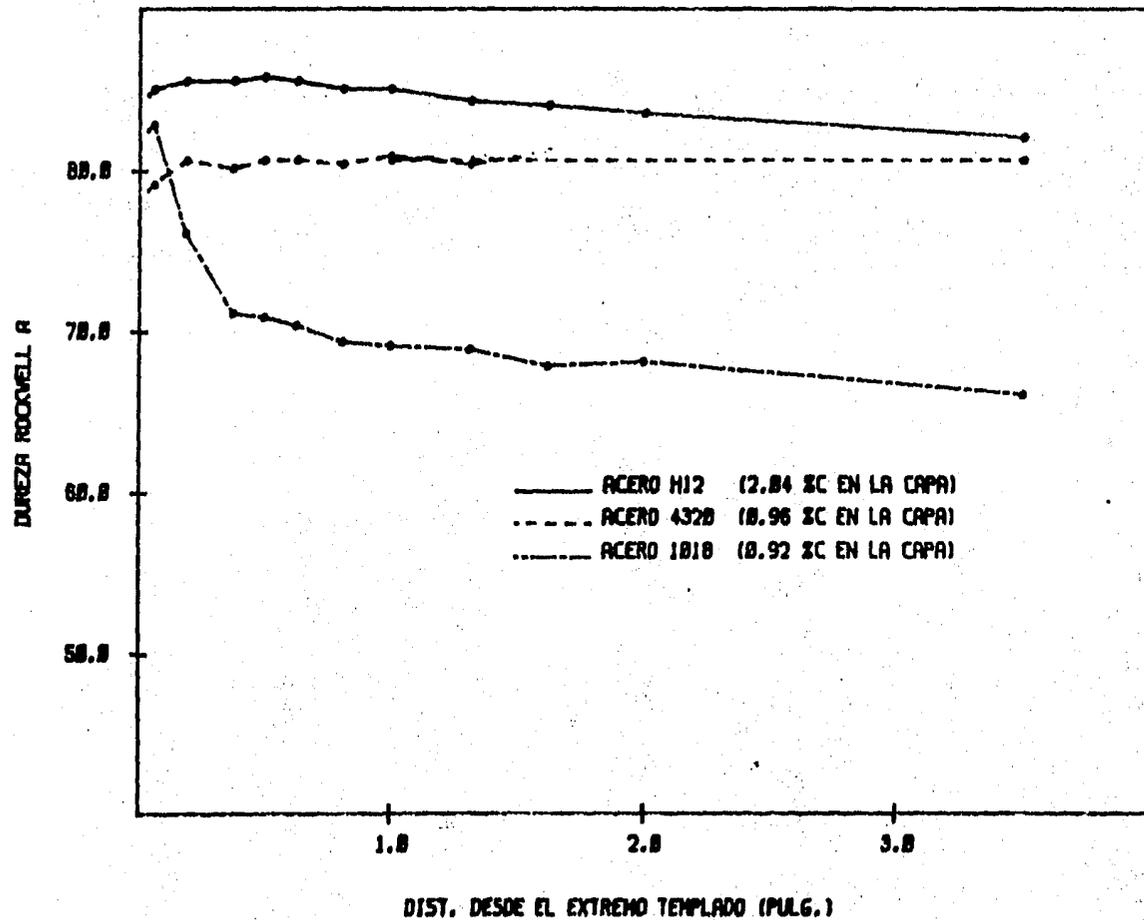


Fig. 143. CURVA DE TEMPLABILIDAD. INFLUENCIA DE LA ALEACION

acero, que es lo contrario a lo que ocurre en el acero H-12, en el cuál la dureza alcanzada es mayor que en los 2 aceros anteriores, y se mantiene a bajas y altas velocidades de en friamiento, debido precisamente a la formación de los carburos complejos de los aleantes, lo cuál ya se explicó con - más detalles al principio de este inciso.

CAPITULO VIII

CONCLUSIONES

1. Es necesario mantener constante la concentración de cianuros en la sal ya que el potencial de carburización - del baño es menor si disminuye dicha concentración, lo que trae como consecuencia que la concentración de carbono de la capa disminuya.
2. El método de análisis químico por vía húmeda mostró ser el más conveniente y confiable para el control de la - composición de las sales empleadas, y no así el método de Rayos X.
3. La velocidad de difusión de carbono en el material no - se ve afectada por la variación del potencial de carbono, sino por la temperatura de carburización.
4. Además, la temperatura del tratamiento debe ser la adecuada para que se puedan efectuar las transformaciones de fase requeridas para el mejor endurecimiento de la - capa.
5. La cinética observada en los tratamientos aplicados indica que la profundidad de capa obtenida en los aceros al carbono, y de baja y media aleación, concuerda con -- los resultados teóricos obtenidos por métodos analíticos (por ejemplo Método de Grube), pero sólo a tiempos de - carburización cortos.
6. Comparativamente con lo reportado en la literatura comercial, la profundidad de capa obtenida mediante los tra-

tamientos efectuados en este trabajo en aceros al Carbono y de baja y media aleación es la adecuada para la fabricación de piezas industriales.

7. Las capas obtenidas durante los tratamientos de carburización en todos los aceros utilizados, indican la presencia de dos regiones: 1) Capa carburada y 2) una zona de difusión.
8. En aceros al Carbono, para obtener estructura martensfí-tica a profundidades de capa grandes es necesario efectuar el temple posterior al tratamiento de carburización en un medio con una severidad de temple "H" mayor a la utilizada en este trabajo ($H = 0.7$).
9. Para evitar la formación excesiva de austenita retenida en la capa de los aceros al Carbono sin modificar la - profundidad de capa alcanzada es necesario realizar el tratamiento de carburización a una temperatura elevada y disminuir dicha temperatura (siempre por encima de la temperatura crítica superior) para templar.
10. De los aceros tratados, el acero 8620 es el menos suscep-tible a tener austenita retenida, debido principalmente a la concentración de los elementos de aleación presentes.
11. Las diferencias en las estructuras encontradas en la capa de todos los aceros tratados depende de su composi-ción química y del efecto que tiene el tratamiento ter-moquímico efectuado sobre esta composición.

12. La profundidad de la dureza (capa dura) es mayor al aumentar el tiempo y/o la temperatura de tratamiento de cada uno de los aceros, y al aumentar la concentración de elementos de aleación tales como Cromo, Níquel y Molibdeno hasta cierta concentración.
13. Cuando se presenta austenita retenida, ésta provoca una caída en la dureza superficial de los aceros.
14. La dureza superficial en los aceros al Carbono es mayor que en los aceros aleados (de baja y media aleación); - la penetración de la dureza sobre la capa carburada (profundidad de capa dura) es mayor en los aceros de baja y media aleación que en los aceros al carbono.
15. La profundidad de capa en aceros H-12 es menor que en los aceros al carbono, y mediana y baja aleación por su alto contenido de aleantes.
16. Estructuralmente en los aceros H-12 se obtiene una capa "aparente" formada por una serie de subcapas que están definidas por el tamaño de carburos y que varían con la temperatura de tratamiento.
17. En el acero 1018 la dureza varía de manera proporcional al contenido de carbono, es decir, a mayor carbono más dureza en todo el rango de velocidades de enfriamiento, por lo que es más templable.
18. Los aceros aleados al Cromo-Níquel-Molibdeno (4320) si-

guen el mismo comportamiento de los aceros al carbono, hasta que la concentración de carbono alcanza la composición eutectoide. A mayores concentraciones (de la eutectoide) la dureza disminuye en todo el rango de velocidades de enfriamiento. Esto se debe posiblemente a la cantidad de austenita retenida formada a estas concentraciones de carbono.

19. A las piezas cementadas debe evitarse colocarlas en medios oxidantes, con el fin de no permitir descarburización de superficie tratada, lo cual produciría productos de transformación no deseables, ocasionando que varíe la templabilidad de la capa cementada (9).
20. Respecto a los aceros de bajo carbono con alto contenido de elementos aleantes como: Cromo, Molibdeno, Tungsteno y Vanadio, su respuesta en general al carburizado es provocar altos contenidos de carbono superficial por la formación de carburos complejos, no permitiendo la difusión de carbono al interior del material. Lo anterior provoca que la dureza de la capa cementada en el ensayo de templabilidad del acero H-12 se eleve aún más de la que tienen el material base (59 Rc) alcanzando un valor máximo de 69 Rc (85 Ra).
21. La dureza de la capa cementada en el acero H-12 aumenta de manera proporcional al contenido de carbono en dicha capa a diferencia de los aceros al carbono y de los de baja aleación.
22. Cuando el acero H-12 se encuentra carburizado va a tener

una mayor dureza superficial que el acero A-2 en todo -
el rango de velocidades de enfriamiento, lo cual no es
cierto en condiciones normales.

CAPITULO IX

RECOMENDACIONES DE TRABAJO A FUTURO

Con objeto de complementar este trabajo, y en base a los resultados y conclusiones obtenidas, se sugiere - que se lleve a cabo los siguientes puntos:

- Estudio detallado de las sales utilizadas en este trabajo, para de esta manera poder producirlas en la Facultad. Este sería en beneficio económico ya que dichas sales - son de importación.

Este trabajo debería realizarse en forma multidisciplinaria por un Químico y un Ingeniero Químico Metalúrgico.

- Influencia de la(s) microestructura(s) inicial(es) del - acero H-12 en la formación de la capa, así como su determinación estructural mediante Rayos X e influencia en - sus propiedades mecánicas superficiales.
- Influencia de los tratamientos térmicos adicionales tales como:
 - i) Temple y revenido,
 - ii) recalentamiento, y
 - iii) temple e isotérmicos (martempering, austempering) - sobre la templabilidad de la capa carburada.

CAPITULO X

APENDICES

APENDICE "A"

Precaución y Manejo de Soluciones Cianuradas

Siempre que sea posible que se adifique, las soluciones de cianuro deben de ser trabajadas en una campana. Las soluciones que contengan cianuros deben de tirarse siempre, inmediatamente después de usarlas enjuagando el fregadero completamente en agua fría, además de lavarse las manos y recipientes cuidadosamente ya que el cianuro puede absorberse a través de la piel. Una reserva de antídoto de cianuro debe mantenerse en una posición fácilmente alcanzable cerca de donde el cianuro se esta utilizando. El antídoto se prepara como sigue:

Solución A.- 158 gramos de cristales de sulfato de Hierro II (FeSO_4) y 3 gramos de ácido crítico disueltas en un litro de agua. Esta solución debe renovarse mensualmente ó si muestra signos de volverse café.

Solución B.- 60 gramos de Carbonato de Sodio (Na_2CO_3) anhidro disuelto en un litro de agua.

Modo de empleo.- Se mezclan volúmenes iguales A y B y se administran al paciente la mitad de un vaso si esta consciente; si esta inconsciente no debe darse nada por la boca jamás, pero si esta respirando romper una cápsula de Nitrato de Amilo y dejar que lo inhale de 15 a 30 segundos. Repetir la misma acción cada 2 ó 3 minutos. Si ha dejado de respirar aplicar respiración artificial. En todos los casos la atención debe de ser inmediata.

APENDICE "B"

Determinación de Cianuros en sales

1) Método de Nitrato de Plata.

Consiste en titular en la sal el % de cianuros - mediante la formación de compuestos complejos de plata con el cianuro. Para este efecto se preparan las siguientes soluciones:

- Solución 0.1 N de Nitrato de Plata AgNO_3
- Solución indicadora de Yoduro de Potasio KI, Hidróxido - de Sodio NaOH, Acetato de Plomo $\text{Pb}(\text{C}_2\text{OOH}_2)_4$
- Sal cianurada. Disolver 2 gramos y aforar a 250 ml.

Se toma una alícuota de 125 ml. de la solución - problema y se le agrega solución indicadora para titularla con la solución de Nitrato de Plata. El punto de es - cuando la solución problema pase de incolora a turbia. Es - to sucede cuando los iones cianuro CN^- se agotan y entonces la Plata empieza a reaccionar con los iones Iodo I^- de la - solución indicadora.

2) Determinación de Cianuro de Sodio NaCN con Sulfato de Cobre pentahidratado $\text{Cu}_2\text{SO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$.

- Se prepara una solución estándar de $\text{Cu}_2\text{SO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$ disolviendo 74 gramos de este en un litro de agua, se disuelve una

muestra de 5 gramos del baño libre de grafito en 100 ml. de agua y se le adiciona 25 ml. de amonia limpiadora de casa o 5 ml. de NH_4OH grado reactivo.

Mientras se agita la muestra del baño preparada se le agrega lentamente la solución de Sulfato de Cobre justo hasta que la solución problema cambia a un color azul.

Para la determinación, cada cm^3 de solución de - Sulfato de Cobre usado para conseguir el cambio de color - del punto final es igual al 1% de Cianuro de Sodio en el baño.

Las piezas enunciadas en esta tabla han sido sobre una producción base. Para facilidad de referencia estas piezas se han acomodado en la tabla de acuerdo al tipo de acero de que se trate. Esta tabla también da detalles acerca de la profundidad de capa observada, temperatura de carburización y ciclo de tiempo a esta temperatura, el método de enfriamiento, tratamientos subsecuentes y dureza superficial. Cabe mencionar que aunque todos los ejemplos citados en la tabla fueron tratados en baños cianurados, también pueden usarse baños exentos a las condiciones de operación.

En general la carburización líquida es más adecuada para piezas de tamaño pequeño o mediano. Las piezas muy grandes no pueden ser convenientemente tratados en sales, y por lo común, se carburizan por métodos de empaque. Debido a los problemas asociados con la remoción de la sal de las piezas tratadas, no es recomendable tratar en baños de sal piezas que tengan área con pequeños orificios, roscas ó depresiones, las cuales son muy difíciles de limpiar.

Leyendas:

- a) Recalentado a 790°C, templado en caustica, revenido a 150°C.
- b) Transferido a sal neutra a 790°C y entonces templearlo en caústica, revenido a 175°C.
- c) Revenido a 163°C
- d) O equivalente
- e) Dureza de lima
- f) Revenido a 205°C

- g) Recalentado a 845°C, temple en sal a 175°C.
- h) Recalentado a 775°C, temple en sal a 193°C.
- i) Temple directo en sal a 175°C
- k) Revenido a 163°C y tratado a -85°C.

CAPITULO XI

BIBLIOGRAFIA

APLICACIONES TÍPICAS DE LA CARBURIZACIÓN LÍQUIDA EN BAÑOS CIANURADOS

Dureza-Rc	Peso, Kg.	Acero	Profundidad de capa, mm	Temperatura, °C	Tiempo h	Enfriamiento	Trat. subsec.
ACEROS AL CARBÓN							
Adaptador	62-63	0.9	CR	1.0	938	4	Aire (a)
Eje apuntalado	62-63	0.5	1020	1.5	938	6.5	Aire (a)
Abrazadera	62-63	0.7	CR	1.5	938	6.5	Aire (a)
Dado	62-63	3.5	1020	1.3	938	5	Aire (a)
Dado	59-61	1.1	CR	1.3	938	5	Aire (a)
Disco	56-67	1.4	1020	1.3	938	5	(b) (b)
Brida	55 mín (d)	0.03	1020	0.4-0.5	845	4	Aceite (c)
	62-63	0.009	1020	1.5	938	6.5	Aire (a)
Sujetador	62-63	0.9	CR	1.0	938	4	Aire (a)
Insertador, apuntalado.	62-63	4.75	1020	1.2	938	5	Aire (a)
Palanca	(e)	0.05	1020	0.13-0.25	845	1	Aceite (c)
Biela	-	0.007	1018	0.13-0.25	845	1	Aire -
Placa	(e)	0.007	1010	0.25-0.4	845	2	Aceite (c)
Tapón	62-63	0.7	C12	1.5	938	6.5	Aire (a)
	62-63	0.45	1020	1.5	938	6.5	Aire (a)
Radios	62-63	7.7	CR	1.5	938	6.5	Aire (a)
Tapas de barra de torsión	45-47	0.05	1022	0.02-0.05	900	0.12	Caústico (f)
ACEROS DESULFURIZADOS							
Abrazadera	(e)	0.04	1118	0.25-0.4	845	2	Aceite (c)
Manguito de disparo	58-63	3.6	1117	1.1	913	7	Aire (g)
Disco	(e)	0.0009	1118	0.13-0.25	845	1	Salmuera (c)
Árbol de Levas	58-63	3.6	1117	1.1	913	7	Aire (h)
Abrazadera gufa	58-63	0.2	1117	0.75	913	5	(j) -
Tuerca	(e)	0.04	1113	0.13-0.25	845	1	Aceite (c)
Pasador	(e)	0.003	1119	0.13-0.25	845	1	Aceite (c)
Tapón	(e)	0.007	1113	0.075-0.13	845	0.5	Aceite (c)

Continda....

(Continuación)

Cremallera	(e)	0.35	1113	0.13-0.25	845	1	Aceite	(c)
Rodillo	(e)	0.01	1118	0.25-0.4	845	2	Aceite	(c)
Tornillo	(e)	0.003	1113	0.075-0.13	845	0.5	Aceite	(c)
Flecha	(e)	0.08	1118	0.25-0.4	845	2	Aceite	(c)
Asiento de Muelle	(e)	0.01	1118	0.25-0.4	845	2	Aceite	(c)
	60-63	0.9	1117	1.1	925	6.5	Aire	(g)
	(e)	0.007	1118	0.13-0.25	845	1	Aceite	(c)
Abrazadera de Válvula	58-63	0.02	1117	1.3	913	8	Aire	(g)
Retenedor de válvula	58-63	0.45	1117	1.1	913	7	(j)	-
Arandela	(e)	0.007	1118	0.25-0.4	845	2	Aceite	(c)

ACEROS ALEADOS

Cojinete	61-64	0.9-36	8620	2.3	925	14	Aire	(g)
Cojinete de Rodillos	61-64	0.2	8620	2.3	925	14	Aire	(g)
Enganchador	(e)	0.03	8620	0.25-0.4	845	2	Aceite	(c)
Cigüeñal	60-63	0.9	8620	1.0	913	0.5	Aire	(h)
Engrane	60-63	0.35	8620	1.0	913	6	Aire	(g)
Engrane	(e)	0.03	8620	0.075-0.13	845	0.5	Aceite	(e)
Eje de Polea	58-63	0.9	8620	0.75	913	5	(j)	-
	60-63	0.2	8620	1.3	913	8	Aire	(g)
Embolo	58-63	0.45-82	8620	1.3	913	8	(j)	-
Ariete	58-63	2.3-2.3	8620	1.1	913	7	(j)	-
Retenedor	(e)	0.0009	9317	0.1-0.2	845	0.33	Aceite	(k)
Carrete	58-63	0.45-54	8620	1.3	925	7	(j)	-
	58-63	0.2	8620	1.1	913	7	(j)	-
Placa de empuje	60-64	5.4	8620	2.3	925	14	Aire	(g)
Socket universal	58-63	1.8	8620	1.5	913	10	Aire	(g)
Valvula	60 min (d)	0.01	8620	0.4-0.5	845	4	Aceite	(k)
Asiento de Valvula	60-63	0.2	8620	1.1	913	7	Aire	(g)
Placa de desgaste	60-64	0.45-3.6	8620	1.3	913	8	Aire	(g)
Pesa	60 min (d)	0.05	8620	0.4-0.5	845	4	Aceite	(k)

1. Wells, T.C., "An Introduction to Surface Coating and - Treatments". Surface Treatment for Protection (1973).
2. Apraiz Barreiro, José., "Tratamientos Térmicos de los Aceros". Ed. Dorsat, 3a. Edición (1981).
3. Comité de Terminología de la "Internacional Federation for the Heat Treatment of Materials".
4. Bell, T. "A Survey of the Principles and Practice of Thermochemical Treatments"., Surface Treatment for Protection (1978).
5. Dashfield, D.A. 1964. Metal Progress 85.
6. Etchells, I.V., "A new Approach to Salt Bath Nitrocarburizing", Heat Treatment of Metals (1981).
7. IDEM 4
8. IDEM 4
9. British Patent # 640536
10. IDEM 9
11. ASM Committee on Gas Carburizing, "Carburizing and Carbonitriding", American Society for Metals (1977).
12. IDEM 11
13. IDEM 4
14. Newmann, F. y Wyss, V., Hartereif-Techn. Mitt 25 (1970) pág. 253.

15. Gunnarson, S. Metals Engineering Quaterly 5 (1971).
16. Dawes, C. y Tranter D.F., Heat Treatments of Metals, 4 - (1974) p. 121.
17. Collin, R. Gunnarson S y Thulin, D. Journal of the -- Iron Steel Institute 207 (1964). p. 1122.
18. Collin, R. Gunnarson S y Thulin, D. Journal of the -- Iron Steel Institute 210 (1972). p. 777.
19. IDEM 18
20. Cook, A., Heat Treatment of Metals, 3 (1976). p. 15.
21. Sheeky, B.J. y Watson, A., Heat Treatment of Metals, 4 (1977) p. 39.
22. Grabke, H.J. Bareichte der Burnsen gesellschaft 695, - (1965) p. 409.
23. Taylor, A., M. Eng. Thesis, Universidad de Liverpool - (1975).
24. Iskhalov, S.S., Lomova, V.P. y Strukov, Y.E., Metals -- Science and Heat Treatment (1969) p. 899.
25. Virr, M.J. "Heat treatment '73", The Metals Society, - Londres, Inglaterra (1975) p. 39.
26. Reynoldson, R.W., Heat Treatment of Metals, 4, (1976), p. 93.
27. Fernández, B.J., Medina, F. y Bello J.M., Revista de - Met. 9 (1973) p. 181.
28. ASM Commites on Liquid Carburizing "Liquid Carburizing", American Society for Metals.
29. Ingalls, Alberto y Lopéz, R. "Nitruración Líquida".
30. Rowland, E.J. y Lyle, S.R. "The Application of Ms point to case Depth Measurement", Trans Am. Soc. Metals, Vol. 37, (1946), p. 27.
31. ASM, Metals Handbook Vol. II, American Society for Metals pp. 54-55.

32. IDEM 31, pp. 93-105.
33. IDEM 2
34. IDEM II, pp. 197-108.
35. Thelning, K.E. "Steel and its Heat Treatment", Bofors Handbook. Ed. Butterworths (1981).
36. Rose A. y Hougardy, P. "Transformation Characteristics and Hardenability of Carburized Steels.
37. IDEM II, pp. 28-29
38. Herrero, Rius y Plana.
39. ATLAS "Hardenability of Carburized Steels", Climax Molybdenum Compañy (1960).
40. Tartaglia, J.M. y Eldis, G.T., "Core Hardenability calculations for Carburized Steels"., Metallurgical Transformation. Vol. 15A, Junio 1984.
41. Ebert, L.J., "The Role of Residual Stresses in the Mechanical Performance of Case Carburized Steels" Metallurgical Transactions A. Vol. 9A, Nov. 1978.
42. IDEM 36
43. Nakhimer, D.M. y Novikova A.Y., Met. Sci. Heat Treatment Vol. 7-8 (1968) pp. 518-520.
44. Motoyama, M. Suppl. Jap. Inst. Met. (1968) pp. 142-146.
45. IDEM 41
46. IDEM 41
47. Degussa, "Baños de Cementación Profunda AS/C3", DURFERRIT, Argentina, Julio 1983.
48. Roberts, G. Cary R., "Tool Steels", 4a. ed. AMS.
49. IDEM 39
50. Catálogo para obtener lecturas de Rx.

51. Verhoeven, John "Fundamentals of Physical Metallurgy". Ed. John Wiley.
52. IDEM 35
53. Shewmon, "Transformations in Metals", John Wiley.
54. ASM. "atlas of Cooling Continuous Transformation Diagrams".
55. Ayres, A., "Análisis Químico Cuantitativa". Ed. Harla 1978.
56. IDEM 48
57. "The Metallography and properties of high alloys Hot - Work Steel". P. Payson y A.E. Nehrenberg; AISI Yearbook (1948), p. 540.