

123  
2 Gen



# Universidad Nacional Autónoma de México

Facultad de Ingeniería

Monografía del tratamiento  
termoquímico de borado en  
aleaciones ferrosas

**T E S I S**  
Que para obtener el Título de  
Ingeniero Mecánico Electricista  
**P r e s e n t a**

**Norma Delfina Ruiz Ruiz**



México, D. F.

1985



## **UNAM – Dirección General de Bibliotecas Tesis Digitales Restricciones de uso**

### **DERECHOS RESERVADOS © PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL**

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

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

## INDICE

INTRODUCCION	1
CAPITULO I ANTECEDENTES	2
CAPITULO II BORADO DE ALEACIONES FERROSAS	15
CAPITULO III PROPIEDADES DE LAS PIEZAS BORADAS	54
CAPITULO IV APLICACIONES	104
CAPITULO V ASPECTOS ECONOMICOS DEL BORADO Y CONCLUSIONES	107
BIBLIOGRAFIA	111

## INTRODUCCION

En virtud de la importancia que ha adquirido el aprovechamiento óptimo de los materiales existentes y disponibles dentro del ámbito nacional, es que se consideró de gran interés la exposición de un tema, a nuestro entender de gran futuro en el campo industrial, como lo es la boración de metales.

Mediante el proceso termoquímico de "borado", se difunde boro sobre toda la superficie de los aceros y una larga serie de materiales no férricos, metales duros, silicatos, etc.. La finalidad de este tratamiento, es la de producir en los materiales una capa superficial de gran dureza, que presente un buen comportamiento a la abrasión, tanto en los esfuerzos de desgaste abrasivo como adhesivo. Además, esta capa resulta en algunos medios (particularmente en los que contienen ácidos) perfectamente resistente a la corrosión, como si se tratara de un cuerpo simple.

El borado se puede realizar como muchos otros tratamientos termoquímicos, tanto con medios difusores de forma sólida, líquida, como gaseosa. Según algunos informes bibliográficos rusos, el boro también se puede difundir simultáneamente o consecutivamente con otros elementos (Al, Cr, Be etc.), por lo que es posible mejorar aún más las propiedades específicas de la capa de compuestos de boruros.

La importancia industrial del proceso radica en que la elevada dureza de dichos compuestos garantiza excelentes rendimientos en todos los procesos de desgaste en general.

El presente estudio monográfico pretende describir los detalles experimentales, así como una relación de los cambios logrados en las propiedades de los materiales tratados por investigadores, que en resumen han intentado crear una alternativa viable para una mejor utilización de los mismos.

Finalmente, se analizan los resultados obtenidos en usos específicos, así como los aspectos económicos para su aplicación en el campo industrial.

# CAPITULO I

## ANTECEDENTES

### I.1 LOS TRATAMIENTOS TERMICOS

Por tratamiento térmico se entiende el cambio de estructura y, por lo tanto, el cambio de las propiedades de la aleación, que se consigue mediante el calentamiento hasta una determinada temperatura, exponiendo la aleación a esta temperatura durante cierto tiempo y el enfriamiento ulterior a una velocidad determinada, Fig. 1.

Existen varios tipos de tratamientos térmicos (recocido, normalización, temple, revenido), que en forma distinta cambian la estructura y las propiedades del acero y de otras aleaciones, y que se recomiendan en dependencia de las exigencias planteadas a los semiproductos (piezas fundidas, forjadas, laminadas, etc.) y a los artículos preparados.

El tratamiento térmico del acero es una operación muy importante en el ciclo tecnológico de preparación de muchas piezas. Con ayuda del tratamiento térmico se pueden obtener altas propiedades mecánicas del acero que garantizan un trabajo normal de los elementos modernos de las máquinas y herramientas.

#### 1. Recocido del Acero

Por recocido se entiende el calentamiento del acero hasta una temperatura determinada con un enfriamiento posterior lento.

Como resultado del enfriamiento lento el acero se acerca al equilibrio estructural y de fase. Como consecuencia de esto, después del recocido se obtienen las estructuras indicadas en el diagrama de estado hierro-cementita: ferrita más perlita en los aceros hipoeutectoides, perlita en el acero eutectoide y perlita más cementita en los hipereutectoides. Después del recocido el acero tiene en general baja dureza y resistencia.

Las diferentes clases de recocidos que se emplean en la industria se pueden clasificar en tres grupos: recocidos con austenización completa, recocidos subcríticos y recocidos con austenización incompleta.

**Recocidos subcríticos.-** El calentamiento se hace por debajo de la temperatura crítica inferior, no teniendo tanta importancia como en el caso anterior la velocidad de enfriamiento, pudiendo incluso enfriarse el acero al aire sin que se endurezca. Por medio de este tratamiento se eliminan las tensiones del material y se aumenta su ductilidad. Se puede distinguir tres clases de recocido subcrítico: a) de ablandamiento, b) contra acritud y c) globular.

**Recocido de austenización incompleta (globulares).-** Son tratamientos que suelen dar a los aceros al carbono o aleados, de más de 0.50% de carbono, para ablandarlos y mejorar su maquinabilidad. Consisten en calentamientos prolongados a temperaturas intermedias entre la crítica superior y la inferior, seguidos siempre de enfriamiento lento. El fin que se persigue con estos recocidos es obtener la menor dureza posible y una estructura microscópica favorable para el mecanizado de las piezas. Por medio de estos tratamientos se consigue con bastante facilidad en los aceros hipereutectoides que la cementita y los carburos de aleación adopten una disposición más o menos globular que dá para cada composición una dureza muy inferior a cualquier otra microestructura, incluso la perlita laminar.

Unas veces se hace el recocido empleando un ciclo oscilante de temperaturas que son unas veces superiores y otras inferiores a  $A_{c1}$ . Otras veces (que suelen ser mayoría) se emplean temperaturas ligeramente superiores a  $A_{c1}$ . Al primero de estos tratamientos se le suele simplemente llamar recocido globular oscilante y al segundo se le llama recocido globular de austenización incompleta.

**Doble recocido.-** Cuando se desea obtener muy bajas durezas se suele dar a los aceros primero un recocido de regeneración y luego otro subcrítico.

## 2. Normalización del acero

Este tratamiento consiste en un calentamiento a temperatura ligeramente más elevada de la crítica superior, seguido de un enfriamiento en el aire. De esta forma, se deja el acero con una estructura y propiedades que arbitraria-

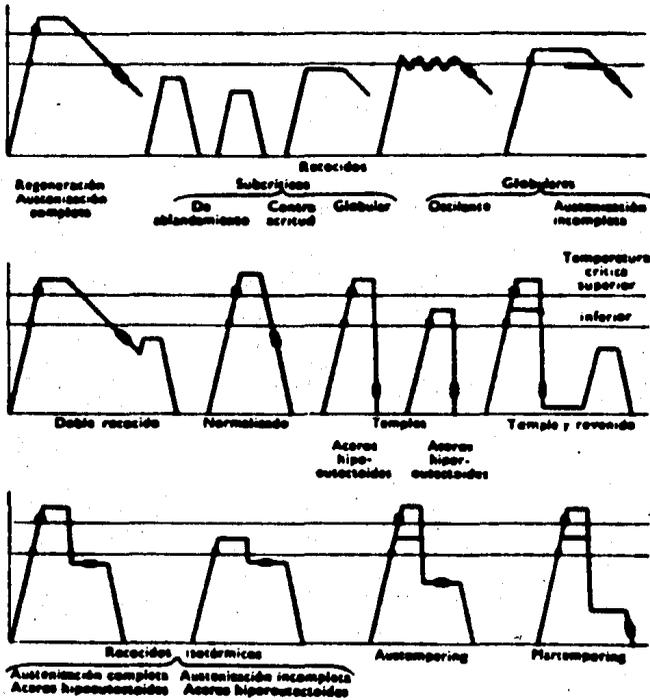


Fig. 1. Esquema de los tratamientos térmicos más empleados y del desplazamiento de las zonas de transformación.

mente se consideran como normales y características de su composición. Se suele utilizar para piezas que han sufrido trabajos en caliente, trabajos en frío, enfriamientos irregulares o sobrecalentamientos, y también sirve para destruir los efectos de un tratamiento anterior defectuoso. Por medio del normalizado, se eliminan las tensiones internas y se uniformiza el tamaño del grano del acero. Se emplea casi exclusivamente para los aceros de construcción al carbono o de baja aleación.

### 3. Temple del acero

Se llama temple el calentamiento hasta una temperatura ligeramente más elevada que  $Ac_3$  (para los aceros hipoeutectoides) o  $Ac_1$  (para los aceros hipereutectoides) con un mantenimiento a ésta para finalizar las transformaciones de fase, y un enfriamiento ulterior con una velocidad más alta que la crítica (para los aceros al carbono, generalmente en agua, y para aceros aleados en aceite o en otros medio). El temple no es un tratamiento térmico final.

Para disminuir la fragilidad y las tensiones que surgen con el temple y obtener las propiedades mecánicas requeridas, el acero después del temple es sometido a revenido.

El acero para herramientas se somete a temple y revenido para aumentar su dureza, resistencia al desgaste y la resistencia mecánica; y los aceros para construcción, para aumentar la resistencia y la dureza y obtener una alta plasticidad y deformabilidad, para una serie de piezas con el objeto de obtener también una alta resistencia al desgaste.

### 4. Revenido del acero

Se llama revenido el calentamiento del acero templado hasta una temperatura no superior a  $Ac_1$ , su exposición a la temperatura dada y el enfriamiento ulterior a la velocidad dada.

El revenido es una operación final del tratamiento térmico, el cual elimina total o parcialmente las tensiones internas que surgen durante el temple. Estas tensiones se eliminan tanto en mayor grado, cuanto más alta es

la temperatura del revenido.

La velocidad de enfriamiento después del revenido también ejerce gran influencia en la magnitud de las tensiones residuales. Cuanto más lento es el enfriamiento, tanto menores son las tensiones residuales.

## 1.2 LOS TRATAMIENTOS TERMOMECAÑICOS

El tratamiento termomecánico es un método nuevo que permite elevar las propiedades mecánicas de las aleaciones fundamentalmente en casos en los que es necesario obtener, elevada resistencia sin un sacrificio importante en ductilidad y tenacidad. Inclusive se han observado cambios benéficos en otras propiedades tales como resistencia a la fatiga, a la fluencia, a la corrosión, etc.. El tratamiento termomecánico consiste en la combinación de la deformación plástica del acero en estado austenítico con el temple y el revenido posterior. Se ha propuesto dividir a los tratamientos termomecánicos en diversas formas. En particular la clasificación soviética los divide en aquellos que utilizan el endurecimiento por trabajo a temperaturas superiores a la de recristalización y los denomina Tratamiento Termomecánico de Alta Temperatura y Tratamiento Termomecánico de Baja Temperatura.

En el primer método, el acero es deformado a alta temperatura, en la cual éste tiene una estructura austenítica y la austenita es estable. El grado de deformación es de 20-30%.

En el segundo método, llamado tratamiento termomecánico de baja temperatura, el acero es deformado en la zona de temperatura donde existe austenita sobreenfriada en el campo de su estabilidad relativa (400-600°C); la temperatura de deformación debe ser más alta que el punto  $M_c$ , pero inferior a la temperatura de recristalización (ver figs. 2a y 2b). El grado de deformación es ordinariamente, en este segundo método, de 25-90%. El temple en ambos casos se realiza inmediatamente después de la deformación. Después del temple se efectúa el revenido a baja temperatura (100-450°C). Semejante combinación de TTM permite obtener en algunos aceros una alta resistencia ( $\sigma_r$  - 220-300  $\text{Kg}_f/\text{mm}^2$ ) con buena plasticidad y viscosidad ( $\delta$  - 6-8% y  $a_c$  - 5-6  $\text{Kg}_f/\text{m}/\text{cm}^2$ ).

Después del temple corriente y el revenido a baja temperatura el límite de rotura no supera los 200-220  $\text{Kg}_f/\text{mm}^2$  y  $\delta$  - 3-4%.

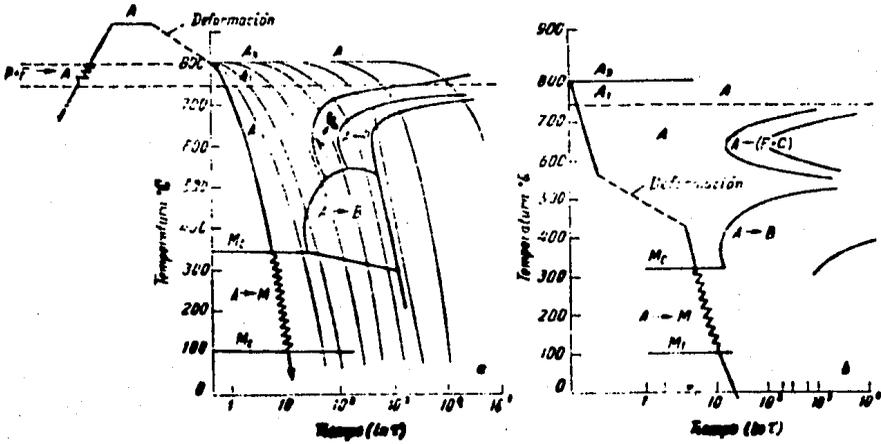


Fig. 2 Esquema del tratamiento termocánico a alta temperatura (a) y a baja temperatura (b) (el tiempo viene dado en segundos).

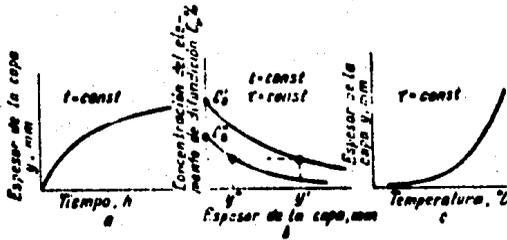


Fig. 3 Espesor de la capa de difusión en función del tiempo de saturación (a), de la concentración  $C_0$  en la superficie (b) y de la temperatura (c).

El mayor endurecimiento (260-300 Kg/mm<sup>2</sup>) se logra durante la deformación de la austenita sobreenfriada, es decir, durante el tratamiento por el segundo método, TTM a baja temperatura. La deformación en el campo de altas temperaturas, de TTM a alta temperatura, no conduce a un aumento tan alto del límite de rotura ( $\sigma_r = 230-240$  Kg/mm<sup>2</sup>). Sin embargo, ella garantiza mayor reserva de plasticidad y, por eso, mejor resistencia constructiva. El TTM a alta temperatura mejora la resiliencia a las temperaturas ambiente y bajas, disminuye el umbral de fragilidad en frío y la sensibilidad a la fragilidad de revenido.

Se puede concluir que el TTM a baja temperatura consiste fundamentalmente de un proceso de deformación plástica intensiva del acero en la región de austenita metaestable, a temperaturas por encima del punto de inicio de transformación martensítica, pero por debajo de la temperatura de recristalización seguida de una transformación alotrópica. La diferencia fundamental de este tratamiento termomecánico de alta temperatura, es precisamente la interrupción del proceso de enfriamiento del acero austenizado en el rango de temperaturas superiores a la temperatura de inicio de transformación de la austenita en estado metaestable.

Además, ya que durante el TTM de alta temperatura, la deformación transcurre con menores esfuerzos que en el TTM de bajas temperaturas, esto es, por lo tanto, una operación más conveniente en el sentido tecnológico.

El aumento de la resistencia durante TTM se explica por el afinamiento de la estructura en bloque y, por el aumento de la densidad de dislocaciones.

El tamaño de los bloques, en comparación con el temple corriente, disminuye de dos a cuatro veces. Simultáneamente se afinan las láminas de martensita formadas en el grano deformado de austenita. Las dimensiones lineales de las láminas de martensita (agujas) son dos o tres veces menores que las corrientes. Esto también aumenta la resistencia.

### 1.3 LOS TRATAMIENTOS TERMOQUÍMICOS

Se llama tratamiento termoquímico a la saturación superficial del acero con

elementos, como por ejem.: carbono, nitrógeno, aluminio, cromo, boro y otros por difusión desde el medio ambiente efectuada a alta temperatura.

El tratamiento termoquímico consta de tres procesos elementales:

- 1) procesos que transcurren en el medio ambiente y que conducen a la separación del elemento difundidor en estado elemental; a estos procesos pertenecen, por ejem., la disociación del monóxido carbónico con la separación de carbono elemental por la reacción  $2CO \rightarrow CO_2 + C$  y otros.
- 2) contacto de los átomos del elemento difundidor con la superficie de la pieza de acero y la formación de enlaces químicos con los átomos del metal básico (adsorción).
- 3) difusión, es decir, penetración del elemento saturador en las profundidades del metal.

La velocidad de difusión al penetrar los átomos difundidores en la red cristalina del hierro no es igual y depende del tipo de solución formada.

Durante la saturación con carbono o nitrógeno, que forman con el hierro soluciones sólidas intersticiales, la difusión transcurre generalmente en forma más fácil, que durante la saturación con los metales que forman soluciones sólidas de sustitución.

La profundidad de penetración depende de la temperatura y duración de saturación, así como de la concentración del elemento difundidor en la superficie.

El espesor de la capa difusiva "y" en dependencia de la duración del proceso "t" a una temperatura dada, frecuentemente se determina por la relación:  $y = k\sqrt{t}$ .

Por lo que, con el tiempo la velocidad de aumento del espesor de la capa disminuye ininterrumpidamente (fig. 3a). El espesor de la capa difundida en otras condiciones iguales es tanto mayor, cuanto más alta es la concentración del elemento difundidor en la superficie del metal (fig. 3b).

Al aumentar la temperatura la velocidad de difusión aumenta, por eso, con el aumento de la temperatura aumenta el espesor de la capa difundida. (fig. 3c).

La estructura de la capa difundida así como la naturaleza de las primeras formaciones pueden ser descritas por el diagrama de estado del elemento de difusión-metal disolvente.

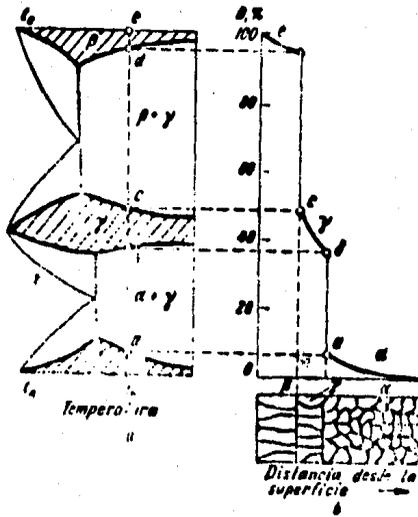


Fig. 4. Diagrama de estado A-B (a), estructura y variación de la concentración de los elementos B por el espesor de la capa de difusión (b). La estructura y la composición de fase vienen dadas para la temperatura a la cual tiene lugar la saturación por difusión.

Supongamos que tiene lugar la saturación del metal A con el metal B, que forman el diagrama de estado dado en la Fig. 4. En este caso, en el momento inicial de la difusión a la temperatura  $t_0$  los átomos del metal B penetran en la red cristalina del metal A, como resultado de lo cual se forma solución sólida  $\alpha$ . A medida que llegan los átomos de metal B del medio ambiente el espesor de la capa de solución  $\alpha$  aumenta y la concentración del metal B en la superficie crece, decreciendo suavemente de la superficie a la profundidad. Al cabo de cierto tiempo la concentración de metal B en la capa superficial alcanza su máxima saturación a la temperatura dada ( punto a ).

Al alcanzar la saturación límite (para dada temperatura) en la capa surgen centros de nucleación de fase  $\gamma$ ; después de un tiempo determinado la fase  $\gamma$  forma una capa continua.

En la interfase  $\alpha$  y  $\gamma$  la concentración de metal B en la solución  $\alpha$  corresponde a la máxima saturación ( punto a ), lo que garantiza una transformación ininterrumpida de la fase  $\alpha$  en la fase  $\gamma$  y el crecimiento de la capa de la fase  $\gamma$ . Los átomos de metal B llegan a la solución  $\alpha$  a través de la capa de fase  $\gamma$ .

La concentración de metal B en la fase  $\gamma$  después de su formación es próxima a b. Poco a poco la concentración de B en la fase  $\gamma$  en la superficie crece y al alcanzar la saturación límite ( punto c ) en la superficie aparecen cristales de fase  $\beta$ , que forman una capa continua a lo largo de la superficie de la probeta. Con el tiempo la capa de fase  $\beta$  se desplaza regularmente hacia el interior. Los cristales de las fases  $\gamma$  y  $\beta$  tienen una estructura característica columnar.

En la Fig. 4b, se muestra esquemáticamente la estructura de la capa difundida y la variación de la concentración de B a medida de que se aleja de la superficie al interior de la muestra, cuando la concentración de solución sólida alcanza en la superficie una magnitud que corresponde al punto e (ver Fig. 4a ).

Como se observa de la Fig. 4, en los límites de interfase de  $\beta$  y  $\gamma$ , así como de  $\gamma$  y  $\alpha$  se establece un salto brusco de concentraciones.

Las capas bifásicas ( $\alpha + \gamma$  o  $\gamma + \beta$ ) se forman en la capa difundida solamente como resultado de la descomposición de las soluciones sólidas  $\alpha$ ,  $\gamma$  y  $\beta$

durante el enfriamiento desde la temperatura de saturación.

Durante el tratamiento de aleaciones de componentes múltiples es posible la formación de una capa multifásica directamente a la temperatura de difusión. Entre los tratamientos termoquímicos más comunes podemos mencionar:

a) Cementación del acero

Se llama cementación el proceso de saturación de la capa superficial del acero con carbono. Se distinguen dos tipos fundamentales de cementación: cementación sólida y cementación gaseosa.

El objetivo principal de la cementación es la obtención de una superficie de alta dureza, que tenga alta resistencia al desgaste. Esto se logra por el enriquecimiento de la capa superficial con carbono hasta una concentración de 0.8 a 1.0 % y su ulterior temple. La cementación aumenta también el límite de fatiga.

A cementación son sometidos los aceros al carbono y aleados, con un contenido de 0.1-0.18 % de carbono. Para piezas con gran tamaño se emplean aceros con mayor contenido de carbono (0.2-0.3 %). La elección de estos aceros es necesaria para que las capas inferiores y el núcleo de la pieza, que no se saturan con carbono durante la cementación, conserven una alta viscosidad después del temple, mientras que las capas superficiales obtienen alta dureza.

La cementación se realiza a temperaturas superiores a  $A_{C_1}$  (900-950°C). En este caso el carbono al principio se difunde en la red cristalina del hierro. Al alcanzar la saturación límite de la austenita con carbono en la superficie se puede formar una capa densa de cementita.

En las condiciones reales de cementación la formación de la capa de cementita en la superficie se observa raramente. En las condiciones comunes, durante la cementación sobre  $A_{C_1}$  se forma solamente austenita, y luego de un enfriamiento lento, los productos de su descomposición (ferrita y cementita). La capa cementada tiene una concentración variable de carbono en su espesor, que decrece de la superficie al núcleo de la pieza.

b) Nitruración del acero

Se llama nitruración el proceso de saturación de la superficie del acero con nitrógeno con ayuda del calentamiento de éste en amoníaco a 480-700°C. La nitruración aumenta la dureza de la capa superficial, su resistencia al des-

gaste, el límite de fatiga y la resistencia a la corrosión en medios tales como el aire, agua, vapor, etc..

La dureza de la capa nitrurada se conserva durante el calentamiento hasta altas temperaturas (600-650°C), mientras que la dureza de la capa cementada, que tiene estructura martensítica, se conserva solamente hasta 200-250°C.

La nitruración se usa ampliamente para piezas como engranajes, cilindros de motores de alta potencia y muchas otras piezas de máquinas herramientas.

Mecanismo de formación de la capa nitrurada.- En las aleaciones del hierro con el nitrógeno se forman las siguientes fases: 1) solución sólida de nitrógeno en el hierro  $\alpha$  (fase  $\alpha$ ); 2) fase  $\beta$  solución sólida a base de nitruro de hierro  $Fe_3N$ , fase  $\xi$  de solución sólida a base de nitruro de hierro  $Fe_2N$ .

A una temperatura superior a 591°C existe la fase  $\gamma$ , que es una solución sólida de nitrógeno en hierro  $\gamma$ . A 591°C la fase sufre descomposición eutéctica. La nitruración se realiza en una atmósfera de amoníaco que durante el calentamiento se disocia mediante la siguiente ecuación  $2NH_3 \rightarrow 2N + 3H_2$ . Durante esto, el nitrógeno elemental se difunde en el hierro.

La dureza de la capa, obtenida durante la nitruración del hierro, no es muy alta, a pesar de las grandes transformaciones estructurales indicadas. Por esta razón, a nitruración se someten los aceros aleados de contenido medio de carbono, que contienen aluminio, cromo, molibdeno, vanadio, que adquieren una dureza y resistencia al desgaste especialmente alta.

Para acelerar el proceso de nitruración se emplea el proceso de dos etapas: primeramente la nitruración se efectúa a 500-520°C, y luego a 580-600°C.

Durante el proceso de dos etapas se reduce la duración del proceso conservando una alta dureza de la capa nitrurada.

Para aumentar la estabilidad contra la corrosión, la nitruración se efectúa a 600-700°C. La duración del proceso es de 15 minutos, para las piezas pequeñas y de 6 a 10 horas para las piezas de gran tamaño.

En la superficie, después de la nitruración se forma una capa delgada de fase  $\xi$  (0.01-0.03 mm), que posee una elevada resistencia a la corrosión.

### c) Metalización por difusión

La saturación superficial del acero con aluminio, cromo, boro y otros elementos se denomina metalización por difusión.

Las piezas, cuya superficie está saturada con estos elementos, tienen valiosas propiedades, a las cuales se refieren su alta resistencia al calor, resistencia a la corrosión, su elevada resistencia al desgaste y alta dureza.

La saturación superficial del acero con metales, como también con elementos tales como el silicio, se puede realizar a 900-1050°C empaquetando las piezas en las correspondientes mezclas en forma de polvo, generalmente ferroaleaciones y  $\text{NH}_4\text{Cl}$ , sumergiéndolas en metal fundido (si el elemento de difusión tiene una temperatura de fusión no muy alta) ó por medio de la saturación de un medio gaseoso.

**Calorización.-** Se llama así a la saturación de la superficie del acero con aluminio. Como resultado de la calorización el acero adquiere alta resistencia a la formación de cascarilla puesto que durante el proceso de calentamiento en la superficie de las piezas calorizadas se forma una película densa de óxido de aluminio  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , que protege al metal de la oxidación.

La capa calorizada posee buena resistencia a la corrosión en toda una serie de medios.

Se someten a la calorización los depósitos de combustible de los generadores de gas, las fundas de los termopares, las piezas de las cucharas de colada, y otras piezas que trabajan a altas temperaturas.

**Cromado del acero.-** El cromado, es decir la saturación de la superficie de las piezas de acero con cromo, garantiza una alta resistencia a la corrosión gaseosa (resistencia a la formación de cascarilla) hasta una temperatura de 800°C, una alta resistencia a la corrosión en medios tales como el agua, agua de mar y ácido nítrico.

El cromado de los aceros de alto contenido de carbono aumenta también la dureza y la resistencia al desgaste. La dureza de la capa obtenida por el cromado del hierro, alcanza durezas de 250-300HV, y por el cromado del acero con alto contenido de carbono 1200-1300HV. El espesor de la capa cromada no supera los 0.15-0.20 mm. Cuanto más carbono hay en el acero, tanto menor es el espesor de la capa en las mismas condiciones.

## CAPITULO II

### BORADO DE ALEACIONES FERROSAS

#### II.1 PRINCIPIO DEL PROCESO

Se entiende por borado (también llamado boruración o borizado), el proceso de difusión de boro en el seno de los metales formándose compuestos denominados boruros.

Mediante el proceso termoquímico de borado se difunde boro sobre toda la superficie de los aceros y una basta serie de materiales no ferrosos, metales duros, silicatos, etc..

La finalidad de este tratamiento es la de producir en los materiales una capa superficial de gran dureza que presente un buen comportamiento a la abrasión. Además esta capa resulta en algunos medios muy resistente a la corrosión.

El borado se puede realizar como muchos otros tratamientos termoquímicos, tanto con medios difusores de forma sólida, líquida como gaseosa. Inclusive el boro también se puede difundir simultánea o consecutivamente con otros elementos (como sería Al, Ti, Si, etc.) por lo que todavía se pueden mejorar aun más las propiedades específicas de la capa de boruros.

El borado de los materiales de hierro se realiza generalmente a temperaturas que oscilan entre 850 y 1000 °C, aunque en la mayoría de los casos este se efectúa a 900°C.

La gama de temperaturas de utilización es función de la aleación base a borurar. En general se podría indicar que el intervalo 900-1000°C permite el borado de la mayor parte de las aleaciones.

De acuerdo a datos obtenidos experimentalmente, a temperaturas bajo los 900°C, por ejem: 800-850°C, el proceso de saturación se retarda considerablemente y el contenido de boro de la capa por difusión decrece ligeramente.

A temperaturas de 1000°C y mayores, las capas resultantes se caracterizan por un incremento en la fragilidad, porosidad y la presencia de profundas grietas radiales, las cuales dañan sus propiedades de servicio.

Por el contrario, las capas obtenidas por difusión a temperaturas de 900 a 950 °C son continuas y menos frágiles, así como de fuerte adherencia a la base.

La duración del tratamiento depende del espesor de la capa de boruro deseada y del acero empleado. El espesor de la citada capa está supeditado principalmente, según sean las condiciones establecidas para el borado, a la composición del acero a tratar.

En aquellas piezas sometidas a esfuerzos de desgaste adhesivo es suficiente aplicarles una capa muy delgada. Para aceros de alta aleación, por ejem: aceros refractarios, se recomiendan espesores entre 15 y 30  $\mu\text{m}$ , mientras que por el contrario, aquellas piezas sometidas a esfuerzos de desgaste de origen erosivo o cualquier otro abrasivo, se les deben aplicar capas gruesas.

La tabla 1, muestra datos de los efectos de la temperatura del borado y del tiempo en la profundidad de la capa y en la microdureza en aceros de diferentes grados. Se verá que a ambas temperaturas (900-950°C), la profundidad de la capa es casi una función lineal del tiempo en que es llevado a cabo el borado. Cuando la temperatura se aumenta 50°C, la proporción de crecimiento de las capas se incrementa aproximadamente 1.5 veces y su microdureza aumenta ligeramente. Deberá notarse que los tiempos de exposición mayores de seis horas no se usan normalmente en ninguno de los procesos existentes de borado, puesto que el espesor de la capa resultante excedería el valor de seguridad de las características óptimas de operación.

El espesor óptimo depende del grado del acero y del tipo de servicio para el cual la parte borada se aplicará. Generalizando, se podría decir que, en aceros para herramientas el espesor óptimo de la capa, usualmente es de 50 a 100  $\mu\text{m}$  y para aceros aleados, empleados en construcción, de 70 a 120  $\mu\text{m}$  (4). La estructura de las capas boradas está formada por una sola fase de FeB o por dos fases de FeB y Fe<sub>2</sub>B o bien de (Fe, AE)<sub>2</sub>B y una solución sólida, donde AE es un elemento aleante.

Las microdurezas leídas en ambos compuestos son:

Grado del Acero	Condiciones del borado T, °C	τ, h	Profundidad de la capa A	Microdureza de la capa Kg/mm <sup>2</sup>
9KhS	900	2	30	2100
	900	4	60	2100
	900	6	86	2150
	950	2	45	2150
	950	4	90	2200
	950	6	135	2200
KhVG	900	2	30	2100
	900	4	55	2200
	900	6	80	2300
	950	2	45	2110
	950	4	90	2200
	950	6	135	2500
30KhGSA	900	2	38	2000
	900	4	75	2000
	900	6	120	2000
	950	2	75	2100
	950	4	120	2100
	950	6	180	2100

Tabla 1. Condiciones de los efectos del borado en la profundidad y microdureza de las Capas Boradas.

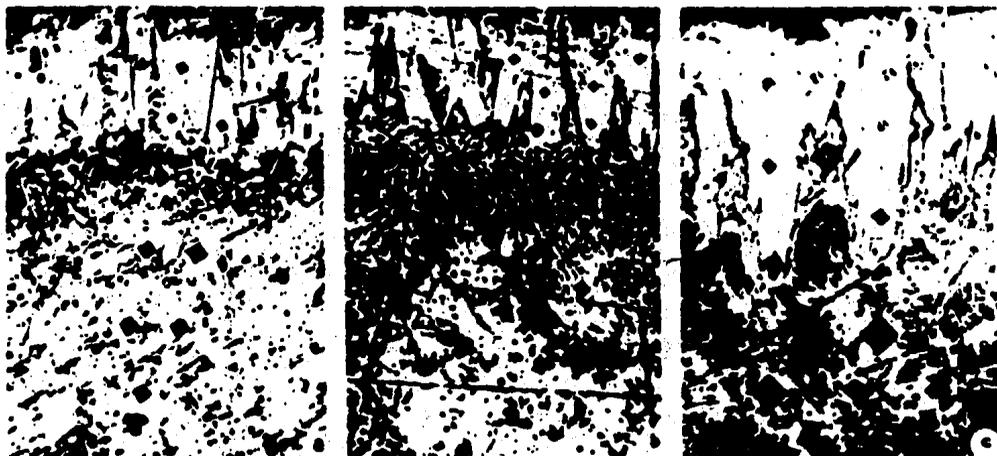


Fig. 5. Microestructuras de las capas boradas en aceros:  
a) KhVG, x200; b) 9KhS, x200; c) 30KhGSA, x300.

FeB \_\_\_\_\_ HV 1800 a 2100  
Fe<sub>2</sub>B \_\_\_\_\_ HV 1440 a 1693

En los aceros de bajo contenido en carbono y de baja aleación, la citada capa presenta una especie de forma dentada bastante pronunciada sobre el material base, quedando así garantizada su buena adherencia. Por el contrario, en los aceros de alta aleación descansa la capa de boruro superficial, prácticamente lisa, sobre el material base, siendo en este caso buena adherencia, aunque menor.

Las microestructuras típicas de las capas boradas son ilustradas en la Fig. 5. La estructura de la capa borada en el acero KhVG (Fig. 5a), difiere significativamente de aquellas de las en el acero 9KhS (Fig. 5b) y en 30KhGSA (Fig. 5c). En el acero KhVG, la capa consiste en una zona continua de boruros e inclusiones de carburo globular y tiene una interfase relativamente uniforme con la base. En los aceros 9KhS y 30KhGSA se encuentra una zona borada continua solo en la parte más externa de las capas. Bajo esta zona las capas tienen una pronunciada estructura acicular; entre las agujas, las cuales penetran profundamente hacia la base, hay grandes áreas de una solución sólida de los elementos aleantes y de boro en hierro, con inclusiones de carburo. Dicha diferencia en la estructura entre las capas es debida a la presencia de silicio en los aceros 9KhS y 30KhGSA, lo cual ensancha grandemente la región del Fe<sub>3</sub>C existente. La zona adjunta a las capas por difusión es enriquecida en los elementos aleantes, los cuales han sido conducidos fuera de la capa superficial por el boro, y además contiene inclusiones de carburo, en aceros de alto contenido de carbono (4).

## II.2 MATERIALES ADECUADOS PARA EL BORADO

Un gran número de materiales ferrosos, entre ellos los aceros estructurales, revenidos para herramientas y los aceros para cementación, así como el acero fundido, el hierro de alta pureza (armco iron), todo tipo de fundiciones, por ejemplo: fundiciones grises, fundiciones dúctiles, etc., hierro sinterizado y otras clases de aceros son materiales adecuados para someterlos a boración. La

Tabla 2. Selección de aceros particularmente adecuados para boruración.

Tipo de Acero	Porcentaje de los Constituyentes Aleantes												
	C	Si	Mn	P	S	N	Cr	Mo	Ni	V	W		Ti
Kh17N2	0.01						17		2.0				
Kh18N10T	0.01						18		10			>1.0	
Kh17	0.01						17						
KhV6	0.01		>1.0				>1.0				>1.0		
3Kh2V8	0.03						2.0				8.0		
9Kh5	0.09	>1.0					>1.0						
4Kh13	0.04						13						
Kh18N9T	0.01						18		9.0			>1.0	
3Kh2V8	0.03						2.0				8.0		
40Kh	0.04						>1.0						
40 Kh2	0.4						2.0						
30KhN2	0.3						>1.0		2.0				
30KhNM	0.3						>1.0	>1.0	>1.0				
30KhNM	0.3						2.0	>1.0	>1.0				
30Kh2N2M	0.3						2.0	>1.0	2.0				
40Kh3	0.4						3.0						
30KhGSA*	0.3	>1.0	>1.0				>1.0	>1.0					
30KhGSA*	0.3	>1.0	>1.0				>1.0						
Kh12F1	0.01						12		1.0				
40Kh5	0.4						5.0						
Kh15N15	0.1						15.0		15				
40G	0.4		>1.0										
40G2	0.4		2.0										
40N	0.4								>1.0				
40N2	0.4								2.0				
40M	0.4							>1.0					
40M(0.3)	0.4							0.3					
40M(1.1)	0.4							1.1					
40M2	0.4							2.0					
40T	0.4										>1.0		
40V	0.4									2.0			
St45**	0.45												
St20**	0.20												
St40**	0.40												
St45**	0.45												
St3**	0.03												
V8	0.8												
V10	1.0												
Armcoiron		Hierro de alta pureza											
													ACERO DE ALTA CALIDAD
													ACERO DE ALTA CALIDAD
													ACERO ESTRUCTURAL
													ACERO ESTRUCTURAL
													ACERO ESTRUCTURAL
													ACERO ESTRUCTURAL
													ACERO AL 0.8% C
													ACERO AL 1.0% C

siguiente clasificación muestra los aceros más comúnmente seleccionados para realizar el borado en ellos, ver tabla 2.

Abbreviated name	Percentage of the alloying constituents										
	C	Si	Mn	P	S	N	Cr	Mo	Ni	V	W
St 100	0.30	≤ 0.30	0.20-0.50	0.080	0.050						
St 37	0.20	≤ 0.30	0.20-0.50	0.080	0.050						
C 15	0.12-0.18	0.15-0.35	0.30-0.60	0.045	0.045						
C 45	0.42-0.50	0.15-0.35	0.50-0.80	0.045	0.045						
St 50.2	≈ 0.30	0.03-0.30	0.20-0.50	0.060	0.050	0.007					
C 75	0.70-0.80	0.15-0.35	0.60-0.80	0.045	0.045	0.007					
9 S 20	≤ 0.13	0.05	0.60-1.20	≤ 0.100	0.18-0.25						
Cr 45	0.42-0.50	0.15-0.35	0.50-0.80	0.035	0.035						
C 100 W 1	0.95-1.05	0.10-0.25	0.10-0.25	0.025	0.025						
100 Cr 6	0.95-1.05	0.15-0.35	0.25-0.40	0.035	0.035		1.4/1.7				
x38CrMoV51	0.36-0.42	0.90-1.20	0.30-0.50	0.030	0.030		4.8/5.8	0.80-1.40		0.25-0.50	
x40CrMoV51	0.37-0.42	0.90-1.20	0.30-0.50	0.080	0.030		5.0/5.5	1.20-1.50		0.90-1.10	
60WCrV7	0.55-0.65	0.50-0.70	0.20-0.40	0.035	0.035		0.9/1.2			0.15-0.20	1.8/2.1
15CrNi6	0.12-0.17	0.15-0.35	0.40-0.60	0.035	0.035		1.4/1.7		1.4/1.7		
90MnV8	0.85-0.95	0.15-0.30	1.9-2.1	0.030	0.030		0.2-0.6			0.05-0.15	
16 MnCr 5	0.14-0.19	0.15-0.40	1.0-1.3	0.035	0.035		0.8/1.1				
34 CrMo 4	0.30-0.37	0.15-0.40	0.50-0.80	0.035	0.035		0.9/1.2	0.15-0.30			
42 CrMo 4	0.38-0.45	0.15-0.40	0.50-0.80	0.035	0.035		0.9/1.2	0.15-0.30			
50 CrMo 4	0.46-0.54	0.15-0.40	0.50-0.80	0.035	0.035		0.9/1.2	0.15-0.30			
20 MoCr 4	0.17-0.22	0.15-0.40	0.60-0.90	0.035	0.035		0.3-0.5	0.40-0.50			
50 CrV 4	0.17-0.55	0.15-0.40	0.70-1.0	0.035	0.035		0.9/1.2			0.10-0.20	
31CrMoV9	0.28-0.34	0.15-0.35	0.40-0.70	0.025	0.025		2.3/2.7	0.15-0.25		0.10-0.20	

Tabla 2. continuación.

Además de los materiales ferrosos es posible la boración de otros componentes y elementos, por ejem: metales de alta dureza, tales como tungsteno, molibdeno, titanio, etc.. El proceso de boración para estos materiales no difiere del que se realiza para la boración del hierro sus aleaciones. La única diferencia estriba en la composición de la mezcla usada [1].

Puesto que la capa borada está sujeta al desgaste y no el sustrato de una pieza de trabajo borada, este debe armonizar con:

- la extremada dureza y resistencia al desgaste de la capa borada
- el tratamiento térmico posterior
- las características necesarias de resistencia (adecuada tenacidad)

En experimentos de boración empleando polvos para aplicarse a algunos aceros estructurales, aleados y para herramientas se obtuvieron resultados que muestran que el borado es ventajoso en el caso de aceros que contienen un total de 0.5-1.0% de carbono y de 1-3% de elementos aleantes. En el caso del borado de aceros de alta aleación como 4Kh13, Kh18N9T y 3Kh2V8, se forma una zona de transición la cual afecta adversamente la adhesión de la capa borada al material base y resulta en el descascarillado de la capa. Adicionalmente, al ir aumentando la cantidad de elementos aleantes en el acero tales como Cr, Mo, W; baja el grado de difusión del boro hacia el interior del acero. También en esta clase de aceros se encuentra una zona de transición entre la capa borada y el centro. La zona de transición, que está empobrecida en carbono, tiene baja microdureza comparada con el centro y una zona límite relativamente uniforme comparada con el centro, lo cual afecta adversamente la adhesión de la capa borada al metal base. Como resultado, el recubrimiento de borado en estos aceros tiende a descascararse bajo cargas comparativamente pequeñas [5].

### Influencia de los Elementos Aleantes

Para estudiar la influencia de los elementos de aleación, Blanter y Basedín usaron aceros fundidos especialmente, con el mismo contenido de carbono y emplearon un solo elemento aleante a la vez. La Fig. 6 muestra los resultados. El borado fue llevado a cabo en una mezcla de 60% de borax ( $\text{Na}_2\text{B}_2\text{O}_7$ ) y

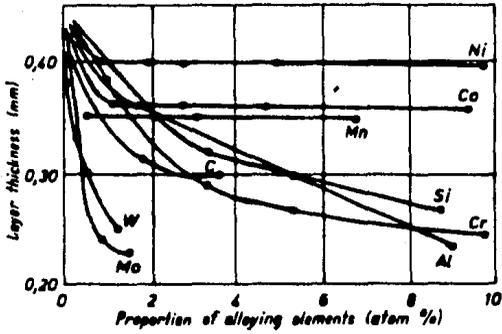


Fig. 6. Relación entre el espesor de la capa borada y la proporción de elementos aleantes.

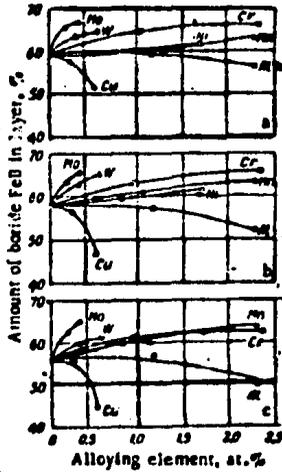


Fig. 7. Influencia de los elementos aleantes en el contenido de FeB de las capas boradas a varias temperaturas: a)950; b)900; c)850°C.

40% de carburo de boro durante 5 horas a una temperatura de 1100°C. Se determinó que existe una reducción del espesor de la capa con todos los elementos de aleación. Dicho trabajo fue llevado a cabo bajo estrictas condiciones.

Lachtin y Pcelkina reportaron experimentos con aceros de alta aleación. Ellos descubrieron que aceros borados en una mezcla de hidruro de boro ( $B_2H_6$ , 1:25) había reducido considerablemente las capas aún con el más pequeño de los porcentajes usados de cromo y níquel. Con acero al cromo se encontró que el manganeso (arriba de 8%) no influyó en el espesor de la capa; 2.2% de W la incrementa y al agregar Ti y Nb la reduce.

Así pues en los aceros comunmente disponibles, que contienen varios elementos aleantes, la influencia de estos se compensa mutuamente [1].

Lyakhovich y Voroshnin [7] realizaron un estudio de la composición de las fases obtenidas en las capas boradas sobre acero estructural de medio carbono aleado con cromo (40Kh, 40Kh2), manganeso (40G, 40G2), níquel (40N, 40N2), molibdeno (40M(0.3), 40M(0.6)) y tungsteno (40V, 40V2), así como con aceros similares aleados simultáneamente con cromo y níquel (30KhN2) o con cromo, níquel y molibdeno (30KhNM, 30Kh2NM, 30Kh2N2M).

Examinando las capas boradas obtenidas sobre estos aceros, particularmente aleados, pensando en la posibilidad de que las capas por difusión pudieran contener, aparte de boruros de hierro, algunas fases adicionales (carburo de boro, boruros especiales, etc.).

Los resultados obtenidos demostraron que las capas boradas de aceros al carbón, aceros aleados y de hierro armco consistieron de solo 3 fases, llamadas,  $FeB$ ,  $Fe_2B$ , y una solución sólida. Esto demuestra que, durante el borado de acero 40 o 30 aleado con cualquier elemento investigado, no se forman boruros especiales en las capas por difusión, esto es boruros de los elementos aleantes.

Así mismo, las fotografías por difracción de rayos X no tuvieron líneas las cuales pudieran ser atribuidas al carburo de boro; por lo tanto, esta fase también está ausente en la capa borada de los aceros investigados.

Un análisis cuantitativo de las intensidades de línea de las fases de la capa borada demostró que elementos tales como manganeso, cromo, molibdeno y

tungsteno incrementan la intensidad de las líneas del boruro FeB, comparado con acero 40. Además, puesto que las condiciones de la preparación del espécimen y la fotografía de difracción de rayos X fueron idénticas, al incremento de intensidad de las líneas de FeB puede ser solo atribuido al incremento de la cantidad de este boruro en la capa por difusión.

Puede observarse en la Fig. 7, que a todas las temperaturas investigadas, el Ni, Mn, Cr, W y Mo incrementan la cantidad relativa del boruro FeB en la capa borada, mientras que el cobre y el aluminio la hacen decrecer. El W y Mo producen el mayor incremento en la cantidad del boruro FeB en la capa borada. Su efectividad a este respecto puede ser mejorada elevando la temperatura de borado.

La caída más aguda en el contenido de la fase FeB de la capa la produce el cobre. La adición de hasta 0.5% de aluminio no tiene prácticamente efecto en las cantidades relativas de las fases presentes en las capas boradas. Elevando el contenido de aluminio del acero sobre este nivel se produce un decremento en la cantidad de la fase rica en boro de la capa. Cuando se eleva la temperatura de impregnación o saturación, los efectos del cobre y aluminio disminuyen.

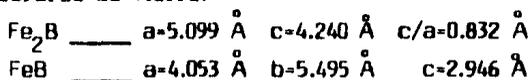
La cantidad del boruro FeB en las capas por difusión crece de modo particularmente marcado como resultado de la aleación de los aceros al carbono con varios elementos, cada uno de los cuales individualmente además incrementa la cantidad de este boruro en la capa. Así, en el caso particular de los aceros 30KhNM, 30Kh2NM, 30Kh2N2M, el contenido de boruro FeB de estos aceros alcanza 70-75%.

El análisis de fotografías de difracción de rayos X obtenidas de secciones preparadas ha llevado a la conclusión de que las fases boradas en las capas por difusión crecieron o se desarrollaron siguiendo una determinada orientación cristalográfica.

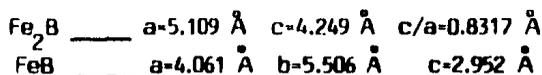
Para decidir si las fases en consideración son boruros de hierro puro o de sustancias de composición compleja, los autores determinaron los parámetros de red de estos boruros, obteniendo los valores a continuación expuestos:

Fe <sub>2</sub> B	_____	a=5.100 Å	c=4.241 Å	c/a=0.831 Å
FeB	_____	a=4.059 Å	b=5.495 Å	c=2.953 Å

Ormont obtuvo los siguientes valores, similares a los anteriores, para los parámetros de los boruros de hierro:



De acuerdo a Mirkin:



Como puede observarse los parámetros de la red obtenidos en hierro y en varios tipos de aceros muestran pequeñas diferencias. Elementos con radio atómico mayor que el del hierro, incrementan los parámetros de las fases boradas y, elementos con radio atómico más pequeño que el hierro decrecen los parámetros de la red. El hecho de que la diferencia entre los parámetros de la red de los boruros encontrada en los aceros aleados y de los boruros en el acero 40 es relativamente pequeña, puede ser atribuida a la baja cantidad de elementos aleantes en los aceros aleados.

Una comparación de los cambios en los parámetros de red y el radio atómico del hierro y de los elementos aleantes nos lleva a la conclusión de que disolviéndolos en los boruros, los elementos aleantes reemplazan los átomos del hierro.

Los resultados del análisis estructural de rayos X concuerdan con los datos producidos por los análisis espectral y metalográfico. Así, los parámetros de la red del FeB encontrados en el hierro y en el acero al carbono son prácticamente idénticos, mientras que los parámetros de la red del Fe<sub>2</sub>B obtenidos en hierro son más pequeños que aquellos del acero 40. Eso señala alguna solubilidad del carbono en el boruro Fe<sub>2</sub>B y a la ausencia de dicha solubilidad en el boruro FeB. Semejante reacción entre el carbono y los boruros explica porque el carbono es conducido fuera de la superficie del espécimen durante el borado y se forma una zona de contenido de carbono incrementada bajo la capa borada. Así pues, se puede llegar a la conclusión de que, en el borado de aceros aleados, los boruros FeB y Fe<sub>2</sub>B contienen, además del hierro y boro, cierta cantidad de elementos aleantes disueltos en ellos; sería más apropiado designar a estos boruros como (Fe, AE)B y (Fe, AE)<sub>2</sub>B, donde AE es un elemento aleante [7].

La formación de la zona de transición es fuertemente afectada por elementos aleantes. Una investigación del efecto de los aleantes en la profundidad de la zona de transición, su contenido de boro y carbono, y su estructura fue llevado a cabo en aceros producidos especialmente al medio carbono (0.4% de C) y aleados con: cromo (arriba de 5%), níquel (arriba del 5%), silicio (arriba del 4%), molibdeno (arriba del 2%) y titanio (arriba del 0.65%). La composición química, en porciento, de los aceros investigados fue como sigue:

40	-	40T(0.3)	0.37Ti
40Kh	0.81Cr	40T(0.6)	0.65Ti
40Kh2	2.00Cr	40N2	2.00Ni
40Kh3	3.10Cr	40N3	2.92Ni
40Kh5	4.94Cr	40N5	5.00Ni
40M	0.63Mo	40S2	1.91Si
40M(1.1)	1.14Mo	40S3	2.73Si
40M2	1.71Mo	40S4	3.80Si
40T	0.23Ti		

Especímenes de estos aceros, estuvieron sujetos a borado en borax fundido bajo condiciones óptimas ( $T=950^{\circ}\text{C}$ ,  $t=4\text{hr}$ , densidad de electrólisis  $0.2\text{ A/cm}^2$ ). Después del tratamiento del borado y enfriamiento al aire, cada espécimen fue dividido en dos partes, una de las cuales fue examinada metalográficamente y la otra usada para análisis espectral.

Antes de la investigación de la distribución de boro y carbono a través de la zona de transición, se hizo un estudio de la distribución de los elementos aleantes en las capas impregnadas, capa borada más zona de transición. Las cantidades de los elementos aleantes en la capa impregnada o saturada fueron determinadas por análisis espectral.

Se estableció que, en aceros al cromo, la cantidad de Cr en la superficie de la capa borada de  $\text{Fe}_2\text{B}$  es aproximadamente la mitad del contenido original del cromo en los aceros. En el boruro  $\text{Fe}_2\text{B}$ , la concentración de cromo es un máximo (0.1-0.5% Cr más grande que la concentración inicial).

Una zona de 0.1-0.2 mm de espesor en la vecindad del borado está ligeramente agotada en cromo. La concentración de Cr en esta zona es 0.1-0.5% menor en Cr que la concentración inicial de cromo en el acero (con aumento en la

concentración de cromo en el acero, esta magnitud aumenta).

La distribución de níquel en aceros al níquel tiene una característica similar. La cantidad de Ni en el FeB es 0.1-0.5% menor, y en Fe<sub>2</sub>B 0.3-0.7% mayor en Ni que en el acero inicial. El empobrecimiento de la zona de transición a una profundidad de 0.1-0.3mm es ligero no excediendo de 0.3% Ni.

El titanio está concentrado principalmente en el boruro FeB. El contenido de titanio de esta fase es de 0.02-0.09% más alto en Ti que el contenido original de titanio en el acero. En una zona de 0.1 mm de grosor adyacente al boruro, la cantidad de Ti es de 0.02-0.08% menor en Ti que en la cantidad original.

El molibdeno es desplazado de la superficie en el curso de la formación de la capa borada. Su concentración aumenta gradualmente entre la superficie y el extremo de la capa borada obteniendo su concentración inicial a una distancia de 0.1 mm de la capa. La sobresaturación de la zona de transición (0.1 mm de espesor) es ligera, no excediendo de 0.05 a 0.07% de molibdeno. El silicio, también, es fuertemente desplazado de la superficie durante la formación de la capa borada y se concentra directamente bajo esta capa. Su cantidad en la zona contigua a la capa borada alcanza tal grado que resulta en una transformación  $\uparrow \rightarrow \leftarrow$ .

Una capa de boruros conteniendo "ferrita de silicio" (fase  $\leftarrow$ ) se forma bajo la capa borada (su contenido de silicio es aproximadamente dos veces la concentración inicial de silicio en el acero).

El espesor de la zona de fase  $\leftarrow$  está gobernado por el contenido inicial de silicio del acero y las condiciones del borado. Con los parámetros usuales del tratamiento de borado, el espesor de la zona de fase  $\leftarrow$  en los aceros investigados no es mayor que 0.12 mm. Con una alta concentración inicial de silicio en el acero (3-4%), esta zona se divide en dos zonas más, fase  $\leftarrow$  y fase  $\leftarrow$  (Fe<sub>3</sub>Si). Fuera de esta zona, la concentración de silicio permanece virtualmente constante e igual a la concentración inicial. Tales fluctuaciones en las cantidades de elementos aleantes, afectan relativamente porciones angostas de la zona de transición, y no pueden afectar significativamente la estructura final. El contenido de boro de la zona de transición fue determinado por análisis espectral, usando una técnica especial, desarrollada para los aceros al boro. De los resultados obtenidos se deduce que el titanio, molibdeno, cromo y sili-

no reducen la profundidad de la penetración del boro, mientras que el níquel no tiene prácticamente efecto sobre él. La intensidad del efecto inhibitor ejercido en la velocidad de difusión del boro en austenita (con 0.4%C) decrece del titanio al silicio. Todos los elementos de aleación investigados aumentan la concentración máxima de boro en la vecindad inmediata de la capa borada (Fig.8). Ti, Si y Ni incrementan la solubilidad del boro en austenita (0.4%C). Datos de la distribución del carbono muestran que todos los elementos de aleación investigados reducen el espesor de la zona enriquecida de carbono. Los más efectivos a este respecto son titanio y molibdeno mientras que el cromo y el níquel producen mucho menores efectos. La menor influencia inhibitor en la velocidad de difusión del carbono es la del silicio. Níquel, cromo y molibdeno disminuyen escasamente la concentración de carbono en la zona de transición, mientras que el silicio no tiene prácticamente efecto en él. Al variar la profundidad de la penetración del boro y la redistribución del carbono y alterando la concentración de estos elementos en la zona de transición, los elementos de aleación afectan en gran medida la estructura de esta zona. Molibdeno y cromo reducen marcadamente el espesor de la zona de transición y neutralizan grandemente el efecto adverso del boro y el carbono en el crecimiento del grano austenítico. El níquel y el silicio también disminuyen el espesor de la zona de transición, si bien en una extensión más reducida que lo que hacen el molibdeno y el cromo, pero prácticamente no tienen efecto sobre la propensión de los granos austeníticos para crecer, esto se aplica particularmente al silicio. El cambio más radical en la estructura de la zona de transición es producida por el titanio, el cual suprime completamente el crecimiento de los granos austeníticos en dicha zona (8).

Por otra parte, según el estudio realizado en el muy particular caso del borado del acero austenítico cromo-níquel Kh15N15, en el que el tratamiento fue realizado en un medio conteniendo carburo de boro o boro puro para evitar incontroles efectos de las impurezas y así obtener una mayor adherencia de las capas boradas al metal base, las pruebas metalográficas de los especímenes establecieron que en este tipo de acero se forman capas boradas de espesor uniforme y fuerte adherencia (Fig. 9). Así mismo, el análisis estructural de la fase mediante rayos X reveló que la capa saturada generada en esta forma consiste de boruros del tipo de fase  $Me_2B$ , donde Me es Cr, Fe y

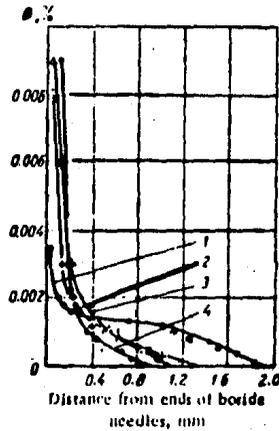


Fig. 8. Distribución de boro sobre la profundidad de la zona de transición en aceros al molibdeno: 1) acero 40; 2) acero 40M; 3) acero 40M(1.1); 4) acero 40M2. Condiciones de borado:  $T = 950^{\circ}\text{C}$ ,  $t = 4 \text{ h}$ ,  $j = 0.2 \text{ A/cm}^2$ .

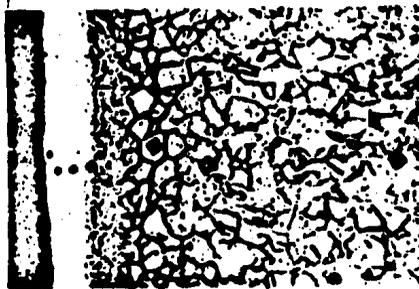


Fig. 9. Microestructura del acero EI-847 borado en una mezcla de boro-sodio,  $\times 2000$ :  $T = 900^{\circ}\text{C}$ ,  $t = 1000 \text{ h}$ . (EI-847 es un acero nitrurado compuesto por: 0.05-0.10%C; 14-17%Cr; 14-16%Ni; 2.5-3.5%Mo; 0.45-0.85%Nb.

Ni y una fase  $Me_4B_3$  o  $Me_5B_4$  [10]. La microdureza de dichos recubrimientos es muy alta, al rededor de los 3300 Kg/mm<sup>2</sup> cerca de la superficie y de hasta 1700 Kg/mm<sup>2</sup> en lo más profundo de la capa.

Los datos producidos por microsonda electrónica sobre la redistribución de los componentes del acero (Fe, Cr, Ni) son ilustrados en la Fig. 10. Puede observarse de la gráfica que, comparado con el metal base, en las capas superficiales del recubrimiento de borado, la concentración del níquel es ligeramente menor, mientras que del cromo es más alta. En la interfase de la capa borada, la concentración del Ni y del Fe es más baja, y la del Cr más alta que en el metal base.

Fe, Cr y Ni difieren en el carácter de su distribución en la zona de reacción, la cual está relacionada con la diferencia en las afinidades de estos elementos por el boro. De los principales componentes del acero, el cromo forma los más estables y el níquel los boruros menos estables. Por esta razón los boruros de Cr y Fe se forman primero en la capa superficial del acero. Como resultado de la formación de estos boruros, la capa superficial decrece en níquel, consecuentemente la concentración de Ni aumenta a cierta distancia de la superficie, y una nueva fase de boruro (rico en Ni) se forma. El punto máximo en la curva de intensidad de Cr es aparentemente debido a la formación de boruros y carburos de Cr en la zona austenítica en la vecindad de la capa borada. La formación de estos componentes elimina la base de Cr y generan un flujo de Cr hacia la interfase del metal base-capa de boruro.

Durante el borado en un medio conteniendo carburo de boro, también puede tener lugar la carburización del acero. Esto es confirmado por los resultados de experimentos en los cuales un isótopo radioactivo de C<sup>14</sup> fue agregado al carburo de boro. Después del borado, análisis radiométrico de capa por capa fue empleado para obtener las curvas de distribución de carbono, Fig. 11.

Como puede observarse en la gráfica, la concentración de carbono en las capas boradas es extremadamente bajo, estando concentrado el grueso de carbono bajo la capa borada, en el acero base.

Curvas de distribución del carbono a varias temperaturas fueron utilizadas para calcular los coeficientes de difusión de carbono en el acero, los cuales se muestran en la Tabla 3, [9].

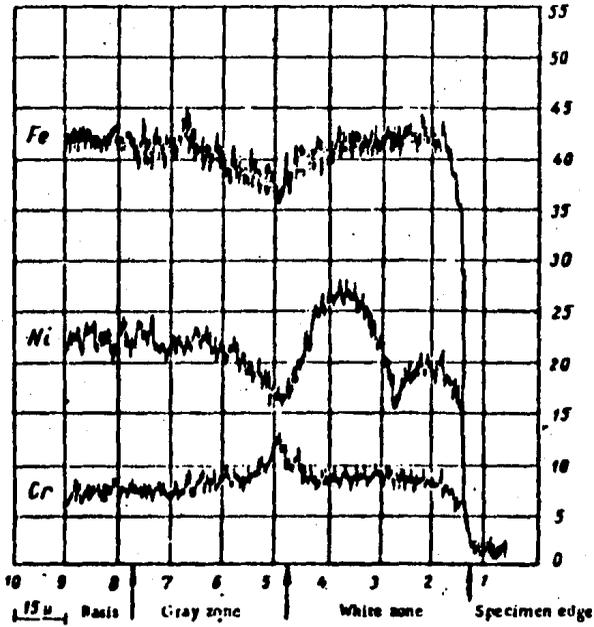


Fig. 10. Curvas de distribución de hierro, cromo, y níquel en la zona borada de un acero Kh15N15  $T = 900^{\circ}\text{C}$ ,  $t = 100\text{h}$ .

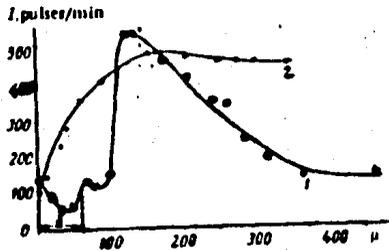


Fig. 11. Curvas de distribución de carbono en un acero Kh15N15, durante su borado en sodio conteniendo carburo de boro (1) y boro puro (2).  $\delta$  - espesor de la capa borada.

Temperatura °C	Difusión cm <sup>2</sup> /seg	
600	$5.1 \cdot 10^{-12}$	$1.4 \cdot 10^{-12}$
700	$2.8 \cdot 10^{-12}$	$2.7 \cdot 10^{-11}$
800	$7.15 \cdot 10^{-11}$	$6.3 \cdot 10^{-11}$
850	-	-
900	$1.2 \cdot 10^{-10}$	-
950	-	-
1000	-	-

Tabla 3. Coeficiente de difusión de carbono en acero Kh15N15.

Si el contenido de carbono en el sustrato es aumentado, esto provoca una reducción en el espesor de la capa. La Fig. 12 muestra claramente la zona de difusión, la cual se forma por muchas razones bajo la capa borada, pero principalmente como resultado del enriquecimiento del carbono ya que el carbono no es soluble en los boruros. De esta forma el carbono no se difunde a través de la capa de boruros. La carburización posterior de las muestras boradas en un agente de fuerte carburización (carbono con 40% BaCl<sub>2</sub>) resultó en que ni aumentó el contenido de carbono de la capa ni hubo una carburización bajo ella. La Fig. 13 muestra cuan alto puede ser el enriquecimiento de carbono bajo la capa borada.

Así el contenido de carbono ha aumentado de 1% a 2.3% inmediatamente bajo la capa. Estos porcentajes dependen del contenido de carbono en el acero, del tiempo del tratamiento y la temperatura a la cual se efectuó este. Cuando no se puede disolver más carbono en la austenita, el crecimiento de la capa borada se reduce grandemente. Es entonces cuando la cementita se forma y en la cual aproximadamente un 80% del contenido de carbono puede ser reemplazado por el boro. De esta forma se encontró un componente de la fórmula  $Fe_3B_{0.8}C_{0.2}$  (cementita de boro).

El enriquecimiento de carbono, permite obtener un templado más suave y, así una transición más homogénea de dureza a aproximadamente 1800 HK a la del sustrato [1].

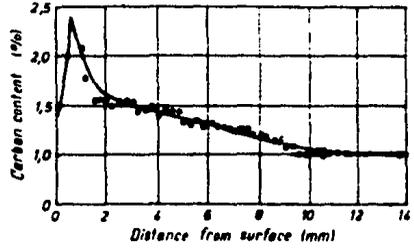
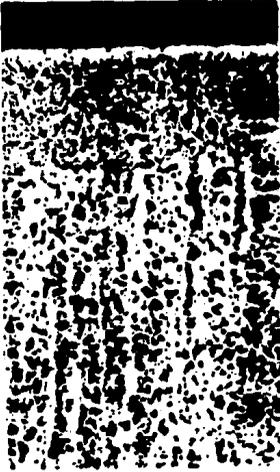


Fig. 13. Dependencia de la profundidad de penetración con respecto al contenido de carbono. Condiciones de borado boro amorfo, T=1000°C, t=25h.

Fig. 12. Acero 15CrNi6, borado en EKabor 2 a 850°C durante 2 h; templado en aceite y revenido a 200°C (amplificación x100).

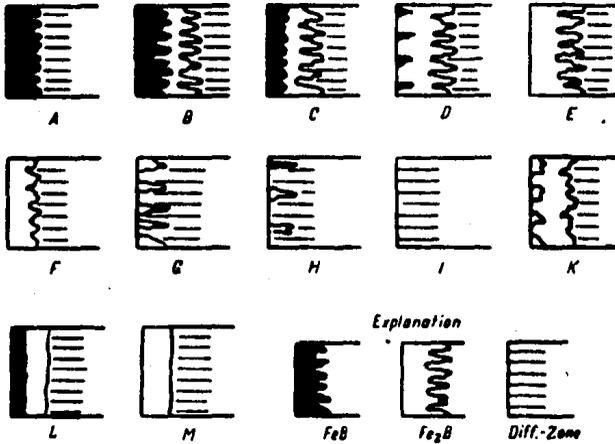


Fig. 14. Tipos de capas boradas.

### II.3 AGENTES BORANTES Y DIVERSOS PROCESOS PARA BORAR

#### Borabilidad y Tipos de Capas

Para determinar cual es el agente borante más adecuado para efectuar el borado, se debe llevar a cabo una prueba metalográfica. En un espécimen metálico pulido es fácil ver, por ejemplo, en el caso del hierro; si está presente FeB o Fe<sub>2</sub>B. Además, es posible evaluar la porosidad, la profundidad de la estructura acicular y de esa forma conocer la calidad de la capa alcanzada. Kunst y Schaaber desarrollaron un sistema de evaluación, mostrado en la Fig. 14. Ellos arreglaron las posibles capas en diferentes grupos de acuerdo a su composición y dispusieron una letra de identificación para cada grupo. No es necesario decir, que no es posible determinar las propiedades de las capas de esta clasificación.

Las características de cada capa son como siguen:

Capa A: Capa de una sola fase, exclusivamente FeB

B: Capa de dos fases, Fe<sub>2</sub>B y FeB, capa completa

C: Capa de dos fases, la capa de FeB más delgada que en B

D: Capa de 2 fases, pero solo agujas aisladas de FeB

E: Capa de una sola fase, exclusivamente Fe<sub>2</sub>B, marcadamente acicular

F: Capa de una sola fase, exclusivamente Fe<sub>2</sub>B, menos acicular

G: Capa de agujas individuales de Fe<sub>2</sub>B

H: Capa de agujas muy aisladas de Fe<sub>2</sub>B

I: Zona de difusión

K: Capa degenerada

L: Capa de dos fases de FeB y Fe<sub>2</sub>B uniformes, no aciculares

M: Capa de una sola fase, de FeB o de Fe<sub>2</sub>B no aciculares

Este sistema de evaluación hace posible juzgar la apariencia de la capa borada y la conveniencia del proceso de borado.

En la industria se aspira a lograr las capas E y F para obtener un mejoramiento con los agentes borantes comunmente disponibles en el mercado.

En casos en donde el desgaste es causado por minerales, el tipo D puede ser usado. La capa de fase simple (FeB) tiene muchas ventajas, por ejem: bajo grado de fragilidad y es posible el tratamiento térmico subsecuente del

material base sin dañar la adherencia y las propiedades de la capa borada. La Fig. 15 muestra una capa de fase simple en un acero St 37; el espesor de la capa es de 320  $\mu$ m en este caso. La capa borada fue mejorada tratandola por 6 horas a 1000°C en un agente boronizante en polvo.

**Observaciones Generales de los Agentes Borantes y del Proceso de Borado**

Normalmente los componentes utilizados como sustancias borantes se presentan en estado líquido, sólido o gaseoso. En la tabla 4, están enlistados los agentes borantes conocidos y sus procesos, así como su composición.

Estado del agente borante	Composición	Proceso
Gaseoso	$BF_3, BCl_3, BBr_3$ puro o con hidrógeno	A la temperatura de tratamiento el agente gaseoso se extiende sobre la pieza, la cual ha sido previamente calentada en un horno de inducción
	$B_2H_6$ + hidrógeno	
	$(CH_3)_3B / (C_2H_5)_3B$	
Líquido	$Na_2B_4O_7 (+NaCl / +B_2O_3)$	Electrólisis Cátodo: la pieza; Anodo: Grafito
	$HBO_2 + NaF$	
	Boro o compuestos de boro en fluoruro fundido.	Electrólisis Cátodo: la pieza Anodo: Agente borante en fluoruro fundido
	$B_4C (+NaCl / +BaCl_2 / +NaBF_4)$	
	$Na_2B_4O_7 + B_4C$	Inmersión en las sales disueltas
	Solución acuosa de $Na_2B_4O_7$	Inductivo a través de una solución acuosa templada
Sólido	$B_4C + Na_3AlF_6$ + etil silicato	Calentado a través de inducción después de la aplicación de la pasta
	Ferroboro + $Na_3AlF_6$ + silicato de sodio	

Tabla 4. Agentes borantes conocidos y sus procesos



Fig. 15. Capa brada de una fase simple de  $320 \mu\text{m}$  en acero St.37 (amplificación x200).

Los procesos llevados a cabo con estas sustancias borantes están basados en reacciones químicas o electroquímicas entre un agente borante y el material base que está en tratamiento.

Proceso de Borado con Agentes Gaseosos

Como se puede observar de la tabla anterior, los haluros de boro, el diborano o hidruro de boro y los compuestos orgánicos de boro son los componentes que con mayor frecuencia se utilizan como agentes borantes gaseosos. Las propiedades más importantes de estos gases están enlistadas en la tabla 5.

Nombre	Formula	Peso Mg lecular	Conteni- do Teo. de Boro en %	p.f. (°C)	p.e. (°C)	Observaciones
Trifluoruro de boro	$BF_3$	67.82	15.95	-128.8	-101	Muy sensitivos aun a trazas
Tricloruro de boro	$BCl_3$	117.19	9.23	-107.3	13	muy ligeras de humedad
Tribromuro de boro	$BBr_3$	250.57	4.32	-46	90	
Hidruro de boro	$B_2H_6$	27.69	39.08	-165.5	-92.5	Muy venenoso y sensitivo a la humedad.
Trimetil de boro	$(CH_3)_3B$	55.92	19.35	-161.5	-20	
Triethyl boride	$(C_2H_5)_3B$	98.01	11.04	-95	95	

Tabla 5. Propiedades de los compuestos de boro.

Las características favorables de los agentes borantes gaseosos son: una distribución más uniforme del boro como resultado de la circulación del gas, mejoramiento en la estabilidad de la temperatura dentro de la carga comparada con el proceso llevado a cabo con el tipo de agentes en polvo, y más fácil manipulación de las piezas, ya que no necesita subsecuente limpieza. Por estas razones, ha habido considerable esfuerzos para mejorar el borado a través de la fase gaseosa como en el caso de la clásica difusión de carbono y nitrógeno en una superficie, y también con otros elementos (silicio, cromo, etc.). En la práctica, el hidruro ( $B_2H_6$ ) está descartado como agente borante ya que es altamente tóxico.

Cuando son utilizados borotrimetano ( $CH_3$ )<sub>3</sub>B y Borotrietano ( $C_2H_5$ )<sub>3</sub>B la carburización es preferible a la boración debido al alto contenido de carbono de estos componentes la cual significa que se forma una capa con alto contenido de carbono al mismo tiempo que la capa borada. Este efecto es más fuerte con ( $C_2H_5$ )<sub>3</sub>B que con ( $CH_3$ )<sub>3</sub>B.

Se puede decir que existen grandes posibilidades de que en el caso de llevar a cabo el proceso de borado con los haluros de boro, se dé más el caso de corrosión en lugar del de borado. Así, por ejem: en experimentos con tribromuro de boro ( $BBr_3$ ) y tricloruro de boro ( $BCl_3$ ), fue corrosión lo que ocurrió casi exclusivamente.

La Oficina Norteamericana de Minas desarrolló un proceso para el depósito de boro y carburo de boro de la fase gaseosa. El hidrógeno es mezclado con tricloruro de boro y pasado sobre una barra de grafito a temperaturas de 1300 a 1500 °C, entonces se forma carburo de boro. De esta forma fueron borados exitosamente materiales ferreos, mullita, titanio, níquel, cobalto y tungsteno. Este proceso fue estudiado principalmente en materiales con alto punto de fusión ya que es utilizado en casos especiales, por ejem: tecnología espacial, por su alto costo.

Las mezclas con hidrógeno tienen ciertas ventajas. Existe un estudio del borado con sustancias gaseosas escrito por Skugorova en el que hidrógeno y cloruro de boro son dosificados por un rotómetro y mezclados en una lanza. El proceso de borado tiene lugar en un reactor hecho de cuarzo con una mezcla de  $BCl_3/H_2$ , 1:15, a una temperatura entre los 700 y 950 °C y a una presión de 0 a 0.67 Bar. Fue posible obtener un espesor de capa de 120-150  $\mu$ m

al tratarlo durante 2 horas a la temperatura de 920°C. De acuerdo al autor, el análisis de la capa borada comparada con capas boradas obtenidas con proceso electrolítico no presenta gran diferencia entre uno y otro incluyendo la dureza obtenida [1].

**Proceso de Borado con Sustancias Líquidas**

El borado puede llevarse a cabo con sustancias líquidas en sales fundidas, con o sin electrólisis, y en soluciones acuosas con calentamiento de alta frecuencia. La siguiente tabla muestra los componentes disponibles y sus más importantes propiedades.

Nombre	Formula	Peso Molecular	Contenido Teo. de Boro (%)	p.f. (°C)	Observaciones
Borax	$\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7 \cdot 10\text{H}_2\text{O}$	381.42	11.35	Descompuesto a 60.6	No es conveniente fundirlo debido a su alto contenido de agua
Borax anhidro	$\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$	201.26	21.50	741	Se disuelve a 20°C 25.2g/l agua
Acido metabórico	$\text{HBO}_2$	40.83	24.69	Se descompone	
Borofluoruro de sodio	$\text{NaBF}_4$	109.81	9.81	"	
Acido bórico	$\text{B}_2\text{O}_3$	69.64	31.07	450	Se disuelve a 20°C 22g/l $\text{H}_2\text{O}$
Carburo de boro	$\text{B}_4\text{C}$	55.29	78.28	2450	

Tabla 6. Propiedades de algunos compuestos de boro en forma líquida o en su fase líquida.

## Sales Fundidas con Electrólisis

Este proceso fue el único que se utilizó en la industria hasta hace poco y aun entonces fue utilizado con limitaciones. Ornig y Schaaber describen el equipo de prueba en el cual la muestra o especimen está conectada catódicamente en el borax fundido y una barra de grafito sirve como ánodo. La figura 16 muestra este sistema. No se reportan desde entonces nuevos desarrollos en este proceso.

Este proceso tiene varias desventajas. La alta viscosidad del borax fundido hace virtualmente imposible la boración abajo de una temperatura de 850°C. Aun sobre esta temperatura es difícil lograr una distribución uniforme de la temperatura en el baño. Las diferentes densidades de corriente, especialmente con piezas complejas, causan una desuniformidad en el espesor de la capa. Además cuando este proceso es utilizado se forma una capa de sal firmemente adherida a las piezas y puede ser bastante costoso el removerla después de que el proceso de borado se haya completado. También se deberá tomar en cuenta que ocurre un efecto de "sombreado", en el caso de borado por electrólisis, el cual resulta en que el lado opuesto de la pieza, alejado del ánodo, solo es recubierto por una capa sumamente delgada de boro.

La adición de cloruro de sodio y ácido bórico, también fue estudiado y se encontró que la distribución de temperaturas en el baño es más uniforme y que las piezas son más fáciles de limpiar. Estos efectos se deben a la baja viscosidad resultado de agregar estas sustancias. Si se utilizan sales fundidas de NaCl, B<sub>4</sub>C y NaBF<sub>4</sub> surgirán otras dificultades. [1]

Pasechnik y Korotkov [11] estudiaron la mejoría en el grado de impregnación de la superficie de piezas de hierro colado con boro mediante un borado electrolítico en un medio normal de impregnación (borax fundido y anhídrido bórico) usando una corriente reversible de polaridad alterna. Fundiciones nodular y grises con estructuras ferrita-perlítica, perlítica y ferrita e inclusive un hierro colado blanco hipoeutéctico fueron sujetos al borado. Para establecer las condiciones óptimas para el borado, se estudió la influencia de varios factores durante la electrólisis en relación a la profundidad y tipo de capas de difusión en el hierro colado gris grado Sch 18-36 con la siguiente compo-

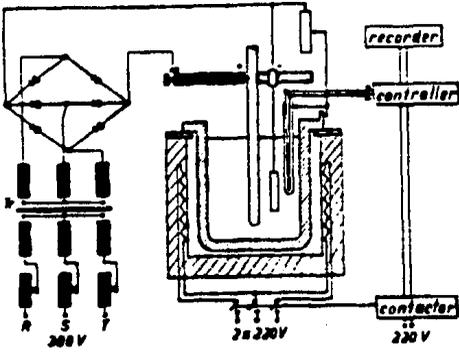


Fig. 16. Sistema para borado electrolítico.

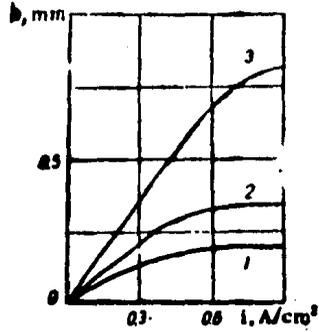


Fig. 17. Dependencia de la penetración de la capa borada respecto a la densidad de corriente. 1) Borado con corriente constante; temperatura electrolítica 950°C; 2) borado con corriente reversible a 950°C; 3) borado con corriente reversible a 1090°C.

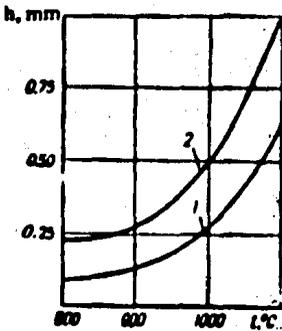


Fig. 18. Dependencia de la penetración de la capa borada respecto a la temperatura electrolítica. 1) Borado con corriente constante; 2) borado con corriente reversible.

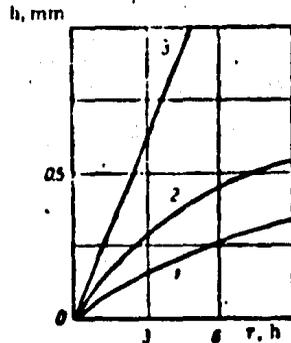


Fig. 19. Dependencia de la penetración del borado respecto al tiempo. 1) Borado con corriente constante a 950°C; 2) borado con corriente reversible a 950°C; 3) ídem a 1090°C.

sición química, en porciento, C 3.41, Si 2.25, Mn 0.24, P 0.15 y S 0.13.

Durante el borado con corriente directa a una temperatura del electrolito de 950°C por 3 horas, la capa difundida aumentó desde 0.015-0.02 mm con una densidad de corriente de 0.05 A/cm<sup>2</sup> a 0.16-0.20 mm con 0.3-0.4 A/cm<sup>2</sup>.

Mayores aumentos en la densidad de corriente no tienen practicamente efecto en la profundidad de la capa borada, Fig. 17 curva 1.

Por otro lado un aumento en la densidad de corriente óptima a 0.6 A/cm<sup>2</sup>, de esta forma, aumenta la profundidad de la capa de 1.5-2 veces, Fig. 17, curva 2. Durante el borado, a una temperatura de 1080-1090°C, el incremento en la profundidad de la capa ocurre hasta que hay un incremento en la densidad de 0.7-0.8 A/cm<sup>2</sup>, Fig. 17 curva 3.

Con un incremento en la temperatura de borado, con densidad de corriente constante ( $D_c = 0.4 \text{ A/cm}^2$ ) y un tiempo de electrólisis de 3 hrs., la capa difundida aumenta de 0.010-0.015 mm a 800°C a 0.15-0.20 mm a 950°C. Durante el borado con una corriente reversible con la densidad de corriente óptima de 0.6 A/cm<sup>2</sup>, la profundidad de la capa cambia en relación a la temperatura, como se muestra en la curva 2 de la Fig. 18. Un incremento en la temperatura de borado hasta 1100°C aumenta la profundidad de la capa a 1.5-2.0 mm después de 6-7 horas.

Con el incremento en el tiempo de electrólisis, con densidad de corriente constante de  $D_c = 0.4 \text{ A/cm}^2$  y una temperatura de 950°C, la capa borada aumenta de 0.040-0.050 mm en una hora a 0.20-0.22 mm en 5 horas. La relación entre la profundidad de la capa y el tiempo de boración es parabólica (Fig. 19 curva 1). Una relación similar se mantiene cuando se realiza el borado con una corriente reversible, sin embargo se observa un incremento en el espesor de la capa por un factor de 1.5-2.0 (Fig. 19, curva 2). El borado a temperatura de 1090-1100°C corresponde a una relación lineal (Fig. 19, curva 2).

Con objeto de examinar la influencia de la clase de hierro colado en la naturaleza y profundidad de la capa borada, hierros colados con estructuras ferrítica y ferrítica-perlítica y con inclusiones gráficas de diversas formas y dispersión fueron sujetos a borado con regímenes constantes de  $D_c = 0.3-0.4 \text{ A/cm}^2$ ,  $T=950^\circ\text{C}$ ,  $t=3\text{hr}$  y con corriente reversible de  $D_c = 0.7 \text{ A/cm}^2$  a  $T=1090^\circ\text{C}$ . Los especímenes se estudiaron mediante análisis estructural y microdureza de

las capas difundidas. Se estableció que la formación y la profundidad de las capas boradas depende del carácter de la matriz metálica de hierro colado -la relación entre la ferrita y la perlita- la capa borada en el hierro colado ferrítico tuvo una forma acicular. Por el contrario, en los hierros perlíticos y blancos, la apariencia de la capa fue más uniforme y las puntas fueron más redondeadas, desapareciendo completamente en el hierro blanco. La profundidad de la capa decrece en el cambio del hierro colado ferrítico a perlítico. El carácter de la capa en el hierro colado depende de la temperatura de boroación. Las capas boradas en hierros obtenidas a temperaturas menores de 1000°C consisten de boruros e inclusiones de grafito (Fig. 20). La cantidad y tamaño de estas últimas depende de la concentración de carbono en la matriz metálica, la dispersión del grafito en la estructura inicial y de la duración del proceso.

La microdureza de las capas boradas aumente con un incremento en la temperatura del electrolito, y con un incremento en la concentración de carbono en la matriz metálica del hierro colado [11].

#### Sales Fundidas sin Electrólisis

Morosova y Florensova produjeron, en una mezcla fundida de 45% NaCl, 45% BaCl<sub>2</sub> y 10% B<sub>4</sub>C, una capa borada de 300 μm de espesor en acero con 0.1% de contenido de carbono tratándolo durante 3 hrs. a una temperatura de 950°C. El tipo y la apariencia de esta capa no se conoce. Ornig y Shaaber no fueron capaces de confirmar estos resultados cuando llevaron a cabo experimentos similares en pequeños crisoles, encontrando una mejor solución, la cual fue una mezcla de 15% NaBF<sub>4</sub>, 5% B<sub>4</sub>C y 80% NaCl. El boro fluoruro de sodio -NaBF<sub>4</sub>- se descompone dando fluoruro de sodio y fluoruro de boro. El BF<sub>3</sub> gaseoso provoca una mezcla intensa de lo fundido, lo cual causa entonces que el carburo de boro, el cual tiende normalmente a estar en el fondo se eleve y los gases sean liberados.

Se encontró también que ni NaBF<sub>4</sub> ni BF<sub>3</sub> funcionan solos como agentes borantes; ya que el carburo de boro es indispensable. La Fig. 21 muestra que las capas aumentan su espesor cuando es utilizado NaCl fundido con 5% B<sub>4</sub>C

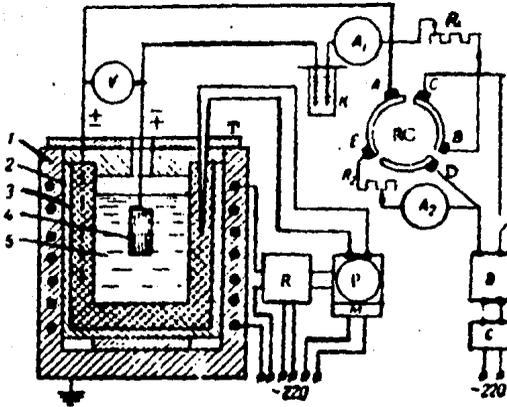


Fig. 20. Aparato para borado electrolítico. 1) Horno eléctrico TG-1B; 2) carcasa de acero resistente al calor; 3) crisol de grafito; 4) espécimen; 5) anhídrido bórico y borax fundido; K) coulombímetro; RC) conmutador reversible; R) relevador; P) potenciómetro electrónico; B) rectificador de selenio; C) estabilizador de voltaje; T) termopar.

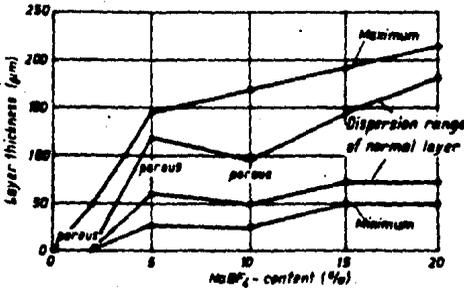


Fig. 21. Dependencia de la formación de la capa borada respecto a la adición de  $\text{NaBF}_4$  en  $\text{NaCl}$  fundido con 5% de  $\text{B}_4\text{C}$ .

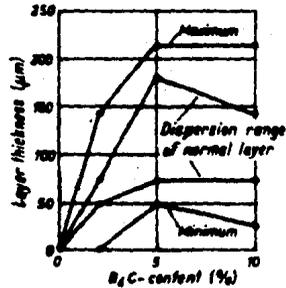


Fig. 22. Dependencia de la capa borada sobre la adición de  $\text{B}_4\text{C}$  en  $\text{NaCl}$  fundido con 20% de  $\text{NaBF}_4$ .

y un contenido mayor de  $\text{NaBF}_4$ ; las capas no se hacen más densas hasta que el contenido es mayor que aproximadamente 10%. En la Fig. 22 también puede observarse que el borado no ocurre sin la adición del carburo de boro en una mezcla fundida de NaCl con 20% de  $\text{NaBF}_4$ . Ambos experimentos fueron llevados a cabo usando las condiciones de borado de  $950^\circ\text{C}$  por 5 hrs. de tratamiento. Hasta ahora, ninguno de los procesos sin electrólisis ha producido ningún resultado importante [1].

### Proceso de Boruración con Sustancias Sólidas

Varias de las más importantes ventajas de este proceso incluyen su fácil manipulación, la posibilidad de cambiar la composición de los polvos, el requerir poco equipo y consecuentemente su ahorro económico.

Kunst y Schaaber fueron los primeros que realizaron un estudio exitoso y completo de las condiciones de boruración con sustancias sólidas en forma de polvos, a pesar de que ya Minkevic había llegado a la conclusión de que solo se lograba obtener una capa delgada y porosa. Aunque quizá ello se debiera a que había utilizado materiales inapropiados, por ejem: boro amorfo con alto contenido cristalino o ferroburo con demasiado contenido de aluminio o silicio.

La tabla 7 muestra las más importantes propiedades de las sustancias sólidas productoras de borado.

Nombre	Fórmula	Peso molecular	Contenido Teo. de B (%)	p.f. ( $^\circ\text{C}$ )
Boro Amorfo	B	10.82	95-97	2050
Ferroburo	-	-	17-19	-
Carburo de Boro	B C	55.29	77.28	2450

Tabla 7. Propiedades de los componentes sólidos de boro

#### Boro Amorfo

Newkirk reportó que el boro amorfo reacciona más que en forma cristalina. Por tal motivo se utiliza más en los experimentos. De acuerdo a Minkevic boronizar con boro amorfo, como con otros polvos, solo es posible en una atmósfera de hidrógeno inerte o al vacío. Aun en estas condiciones solo se ob-

tendría una capa de espesor delgado y porosa.

Kunst y Schaeber confirmaron los resultados de Newkirk e inclusive encontraron que el boro amorfo reacciona más que en la forma de boro cristalino. La Fig. 23 muestra la relación del espesor de la capa y la proporción del boro cristalino en hierro Armco borurado. Una posible explicación para ello es el hecho de que el boro amorfo tiene una más grande superficie activa que el boro cristalino de acuerdo a Haag, registrado en [12], los valores son:

Boro cristalino (  $\approx$  99% ) : 1 m<sup>2</sup>/g

Boro Amorfo ( 95-97% ) : 12-15 m<sup>2</sup>/g

Boro Amorfo ( 99.9% ) : 24 m<sup>2</sup>/g

Experimentos realizados usando aditivos al boro amorfo no produjeron ningún resultado satisfactorio. Como ejemplo una mezcla de 33% de boro amorfo, 65%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (óxido de aluminio) y 2%  $\text{NH}_4\text{Cl}$  (cloruro de amonio -cómo activador- produjo una capa de espesor más delgado por un cuarto que aquella lograda con boro amorfo puro. Cuando solamente se agregó  $\text{NH}_4\text{Cl}$  (al 2-5%) el espesor de la capa fue por lo menos el doble. Experimentos con haluros alcalinos y haluros de alcalino-terreos, probaron que el fluoruro de boro es el componente más adecuado como activador. El mismo espesor de capa puede ser alcanzado con cloruro de amonio, pero la mezcla persiste tan incompacta que puede ser removida sin ningún problema. En resumen se puede decir que el boro amorfo no solo resulta en una capa más gruesa sino en un incremento en la borurabilidad. No obstante, se obtienen las capas de dos fases. Sin embargo, este proceso no es adecuado por razones económicas ya que el boro amorfo es más caro que otros componentes sólidos que pueden ser utilizados como sustancias productoras de boración [1].

#### Ferroboro

Las capas obtenidas con ferroboro no son técnicamente adecuadas ya que la mayoría son del tipo K (ver Fig. 14).

Se encontró que la mezcla de ferroboro, óxido de aluminio y un activador produce capas considerablemente más gruesas. Una vez más, como en el caso del boro amorfo, el fluoruro de boro, probó ser un buen activador. Varios experimentos mostraron que es mejor no usar óxido de aluminio en combinación

con ferroboro y fluoruro de bario, ya que los espesores de las capas que pueden ser mejorados son aproximadamente 20% más altos. Al examinar capas degeneradas del tipo K mostraron que antes de la difusión del boro o simultáneamente con este, ocurre una difusión de silicio la cual se presenta como una impureza en el ferroboro. Al llevarse a cabo los análisis químicos y microprueba el resultado fue de un contenido de silicio del 2.4-2.8% que estuvo en función de las condiciones del tratamiento, si bien el ferroboro usado tuvo un contenido de silicio del 1.0% y la muestra de acero Ck10 tuvo solo 0.13% de Si (hierro Armco 0.0021%). El aluminio mostró los mismos efectos que el silicio cuando fue usado el ferroboro en el proceso de boruración. La Fig. 24 muestra el contenido de boro en relación a la distancia desde la superficie, lo cual está confirmado por el hecho mencionado anteriormente. El ferroboro, en las cantidades requeridas para la industria, no está disponible con el grado de pureza necesario, y no es posible producirlo económicamente.

#### Carburo de Boro

Algunos de los trabajos rusos que citan el empleo de carburo de boro reportan los resultados poco exitosos logrados con éste. Estos trabajos además reportaron las investigaciones llevadas a cabo con efectos de activadores tales como: cloruros de potasio, sodio, amonio y calcio e incluso ácido bórico y borax. Obteniéndose buenos resultados con los cloruros de sodio, potasio y amonio; sin embargo, los mejores efectos se lograron con borax.

Recientes experimentos, realizados por Trush, con mezclas de carburo de boro con un tamaño de grano de  $16 \mu\text{m}$ , sobre hierro de alta pureza (armco iron) y aceros 20, 45 y U8 dieron como resultado capas de doble fase de las cuales, sin embargo no se obtuvieron mayores informes referentes a su calidad ya que no se pudo disponer de especímenes pulidos. El experimento demostró que la temperatura óptima de borado está entre  $900$  y  $950^\circ\text{C}$  para tratamientos con duración de 2, 4 y 6 horas. Además en aceros al carbono, el espesor de la capa no deberá exceder las  $150 \mu\text{m}$ , ya que puede surgir el descascamiento de la capa debido a la formación de la capa de doble fase [1].

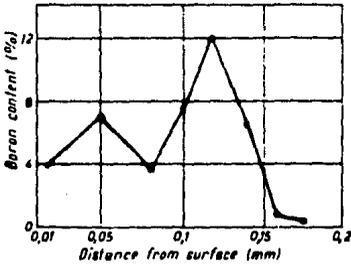


Fig. 23. Dependencia del espesor de la capa respecto al contenido de boro cristalino.

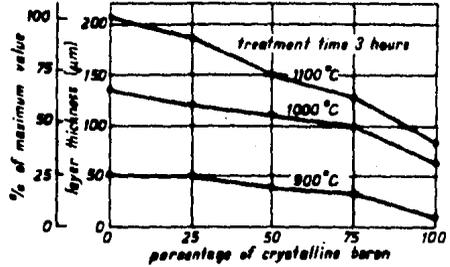


Fig. 24. Contenido de boro en relación a la distancia desde la superficie en una capa del tipo K (agente borante: 66% ferrobورو + 32%  $Al_2O_3$  + 2%  $BaF_2$ ; hierro armco: 6 h  $1075^\circ C$ ).

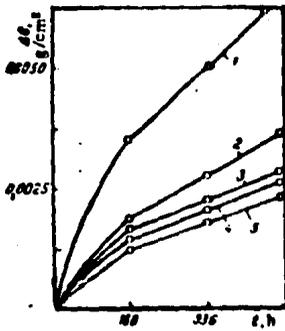


Fig. 25. Curvas de desgaste en especímenes de acero 45 boroaluminizado. Contenido de aluminio en la mezcla: 1) 8%, 2) 4%, 3) 2%, 4) 0.5%, 5) 0%.

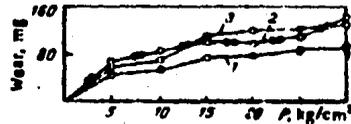


Fig. 26. Curvas de desgaste en especímenes de acero 45: 1) borado; 2) boroaluminizado; 3) borocobrado.

## II.4 BORADOS COMPLEJOS

En los logros obtenidos en el proceso de borado, la impregnación de la superficie con solamente boro no es suficiente para obtener los requerimientos prácticos por ser incapaz de asegurar que las partes tratadas posean una combinación de las propiedades deseadas de operación. Por esta razón, actualmente se hacen esfuerzos para llevar a cabo, simultáneamente o en sucesión, la impregnación de la superficie de los metales y aleaciones con Si, Al, Cr, Ti, etc.. Aunque esto, de hecho, no ha sido sino realizado hasta muy recientemente. Por esta razón, pocos datos experimentales están disponibles en la literatura sobre el mecanismo y cinética de la formación de la capa (por difusión) de multicomponentes, y los efectos de la composición del medio difusor, temperatura de difusión y duración, así como el orden de impregnación sobre la estructura, composición de fase y propiedades de dichas capas.

Estudios realizados por Bezruchko y Protsik sobre los efectos del borado en las propiedades mecánicas y físicas de aceros estructurales han mostrado que la fragilidad de la capa superficial se incrementa a la vez que se incrementa sustancialmente la dureza superficial; esto reduce la efectividad en la aplicación del borado en componentes que están sujetos a cargas dinámicas de operación. Por lo tanto es importante encontrar métodos que mejoren la plasticidad de las capas boradas a la vez que simultáneamente retienen (o mantienen) sus altos niveles de dureza y resistencia al desgaste. Así, pruebas realizadas a revestimientos de borados complejos bajo condiciones de extrema fricción mostraron que la adición de cobre y aluminio reduce la resistencia del acero mucho más que cuando este es saturado solamente con boro [13]. Esto es especialmente notorio cuando la concentración de la adición es mayor al 4%. La reducción en la resistencia al desgaste en el acero es insignificante cuando la mezcla reactiva contiene menos de 4% de cobre y aluminio, Fig. 25. Recubrimientos de borados complejos con adiciones de 4% de cobre y 4% aluminio fueron examinadas bajo las condiciones más severas y estos mostraron un aumento en la resistencia al desgaste en la prueba de fricción. En este caso el desgaste es algo mayor aún en el borado complejo que en el recubrimiento

simple de borado (Fig. 26), lo cual se debe a su más baja dureza (la dureza del recubrimiento del borado complejo es de 1500-1600 Kg/mm<sup>2</sup>, en tanto que la del borado es de 1800-1900 Kg/mm<sup>2</sup>).

Sin embargo, fueron encontradas grietas en las superficies de algunas piezas boradas después de las pruebas a alta presiones específica, no siendo así en los aceros recubiertos con borados complejos bajo las mismas condiciones. Lo cual indica que estos recubrimientos responden mejor ante altas presiones causadas por los efectos dinámicos de abrasión en la superficie del acero. Los estudios realizados en aceros con recubrimientos complejos a los que han seguido tratamientos térmicos han mostrado que la resistencia de los aceros bajo un rango bajo de presión no es diferente de la de los aceros no templados. No obstante, a altas presiones la resistencia del acero con recubrimiento de borados complejos es 15-20% mayor que la de los aceros que no han sido templados. Esto se debe a el efecto benéfico del tratamiento térmico al incrementar la dureza del metal base, lo cual previene alguna deformación sobre la capa del borado complejo, evitando el desmoronamiento de la capa, y reduciendo su desgaste. El tratamiento térmico además ayuda a reducir el coeficiente de fricción del recubrimiento del borado complejo, el cual se eleva algo en condiciones de alta presión (del orden de 30 Kg/cm<sup>2</sup>) con estas capas [14].

Prosvirin y Gerasimov [15] presentaron los resultados de la investigación que realizaron para determinar el papel del aluminio combinado con boro en la formación de recubrimientos por difusión, así como sus efectos en algunas propiedades, boraluminizando aceros Kh18N9T y St 3.

Así, el borado con pastas conteniendo aluminio cambia cuantitativamente y cualitativamente la capa difundida, teniendo sustanciales efectos en la profundidad de penetración del recubrimiento en los aceros inoxidable (Fig. 27), no siendo así en el caso del acero St. 3 (Fig. 27b).

Así mismo, reportaron que los altos valores promedio de la microdureza en el recubrimiento por difusión se extienden de la superficie de la capa hasta su interior. Aumentando la concentración de aluminio en la pasta de 2 a 10 % se reduce el valor promedio de la microdureza superficial de 1810 a 1600 Kg/mm<sup>2</sup> para el acero Kh18N9T (1150°C, 1hr) y de 1750 a 1620 Kg/mm<sup>2</sup> para el acero St.3 (1000°C, 3hr), Fig. 28.

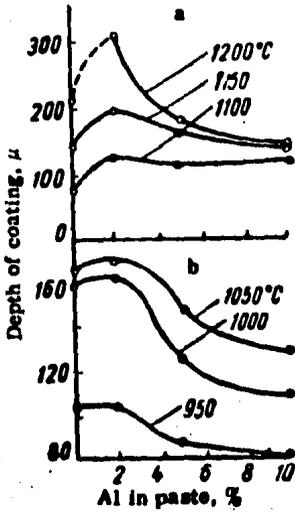
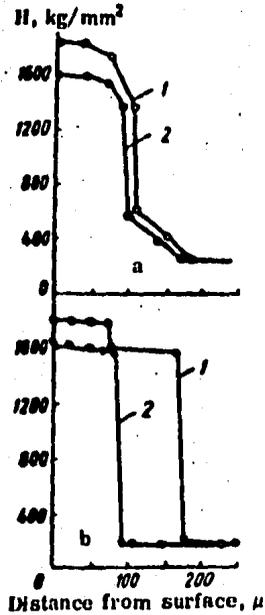


Fig. 27. Efecto de la cantidad de aluminio en la pasta, sobre la profundidad de difusión de la capa en acero: a) Kh18N9T durante 1 h; b) St.3 durante 3 h.

Fig. 28. Distribución de la microdureza a través de la penetración de difusión de la capa después de boroaluminizado: a) acero Kh18N9T (1150°C, 1h); b) St.3 (1000°C, 3h). (1) 2%Al; (2) 10%Al.



La figura 29 muestra la distribución del boro y aluminio en la capa difundida resultante del borado y boraluminizado del acero Kh18N9T, siendo la concentración de boro mayor en la superficie del espécimen.

Con el aumento en la penetración, la concentración del boro decrece. La mayor cantidad de aluminio (Fig. 29, a) se encuentra a una profundidad correspondiente aproximadamente a la de la mínima concentración de boro (Fig. 29 b,c). La distribución del boro y aluminio en el recubrimiento es diferente en el acero St. 3. La mayor cantidad de boro y aluminio ocurre en la superficie, y con el incremento en la profundidad de penetración la concentración disminuye gradualmente (Fig. 30 a,b), a la vez que la distribución de la concentración del boro tiene un carácter escalonado.

Los resultados de las pruebas de resistencia al desgaste, realizadas por 30 h en un medio abrasivo para especímenes borados y boraluminizados son dados en la tabla 8. Los datos indican que la resistencia al desgaste de los especímenes es tres o cinco veces mayor que la de especímenes sin recubrimiento.

Acero	Condiciones del Tratamiento	Desgaste, mg/cm <sup>2</sup> -hr.				En condiciones originales
		Al ( % ) en pasta				
		0	2	5	10	
Kh18n9T	1150°C, 1 hr.	0.048	0.040	0.033	0.032	0.132
St.3	1000°C, 3 hrs.	0.040	0.038	0.035	0.044	0.258

Tabla 8. Condiciones de resistencia al desgaste de aceros borados y boro-aluminizados.

Fig. 29. Variación de la cantidad de aluminio y boro en la capa por difusión en acero Kh18N9T (1150°C, 1 h) a diferentes profundidades. (a) aluminio después de boroaluminizado; (b) boro después de borado; (c) boro, después de boroaluminizado con pasta conteniendo 2% de Al.

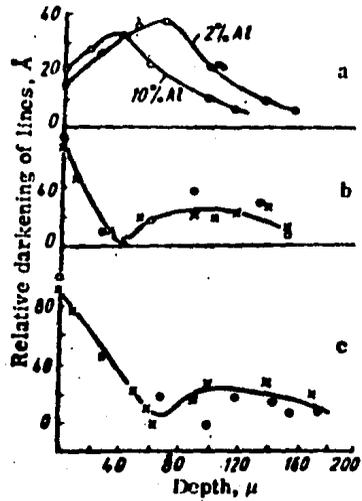
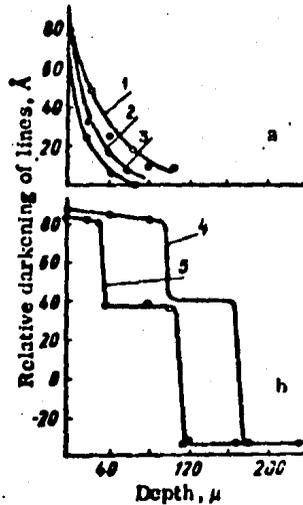


Fig. 30. Distribución de aluminio (a) y boro (b) a través de la profundidad de difusión de la capa en acero St.3 (1000°, 3 h). (1) 10%Al; (2) 5%Al; (3) 2%Al; (4) 0%Al; (5) 5%Al.



## CAPITULO III

### PROPIEDADES DE LAS PIEZAS BORADAS

#### III.1 PROPIEDADES FISICAS Y QUIMICAS

##### Pruebas de Dureza de Acuerdo a Vickers y Knoop

Las pruebas de dureza en las capas boradas son llevadas a cabo de acuerdo a los métodos de medición de Vickers y Knoop.

Debido a la fragilidad de las capas extremadamente duras en las cuales pueden fácilmente formarse grietas, las grandes cargas deberán evitarse. Por esta razón, deberán usarse cargas de prueba de un máximo de 100 g (HV o HK 0.1) las cuales se usan generalmente en materiales muy duros. Para una medición exacta, deberán ser preparadas secciones pulidas del espécimen perpendiculares a la superficie o el área de la superficie en cuestión deberá ser perfectamente pulida antes de la medición. Esto último es muy importante, de lo contrario el valor de  $R_f$  de la capa borada de 2-4  $\mu\text{m}$  para una impresión diagonal de menos de 10  $\mu\text{m}$ , crearía una confusión, ya que se obtendrían valores considerablemente bajos. La Fig. 31 muestra la impresión de un diamante Knoop en la capa borada.

Los siguientes valores de dureza se han obtenido en la literatura relevante al tema:

FeB : 1900 - 2100 HK

Fe<sub>2</sub>B : 1800 - 2000 HK

La figura 32, muestra las curvas de dureza de especímenes borurados en comparación con especímenes cementados en caja [1].

##### Esfuerzos Internos

Las investigaciones hechas sobre la tendencia de las capas boradas a la fractura demostraron que la fragilidad y en cierto modo los coeficientes

de expansión diferentes de la capa borada y del sustrato son los principales responsables de la presencia de esfuerzos internos. Así surgen fracturas paralelas a la superficie entre las fases FeB y Fe<sub>2</sub>B frecuentemente, sin embargo, usualmente solo ocurre esto entre los límites de FeB/Fe<sub>2</sub>B. Y solo en raros casos esto se extiende al sustrato.

Una tercera instancia es cuando la formación de grietas ocurre en capas boradas de fase simple muy delgadas en aceros de alta aleación, si estos están sujetos a esfuerzos de impacto.

### Coefficientes de Expansión

Los coeficientes de expansión de FeB, Fe<sub>2</sub>B y del sustrato frecuentemente son considerados como los posibles causantes de esfuerzos en las capas boradas. Los informes que se tienen sobre esta cuestión varían en algo. Así, los resultados obtenidos en [16] fueron realizados en especímenes delgados, láminas de metal de 15 y 30 mm de longitud.

Las experiencias fueron hechas en un horno de cubilote, el cual se cubrió con láminas de asbesto. Los cambios en la longitud de los especímenes fueron transmitidos con una varilla de cuarzo durante el calentamiento y el enfriamiento a un calibrador de medición con una graduación de escala de 0.001 mm. Los cambios dimensionales en el horno, los cuales ocurren como resultado del cambio de temperatura y obtenidos al colocar la varilla de cuarzo en el piso, fueron descontados de los valores de la medición. Para calibrar el aparato de medición se utilizó hierro suave del cual se conocía su coeficiente de expansión.

Los coeficientes de expansión obtenidos entre los 200 y 600 °C fueron:

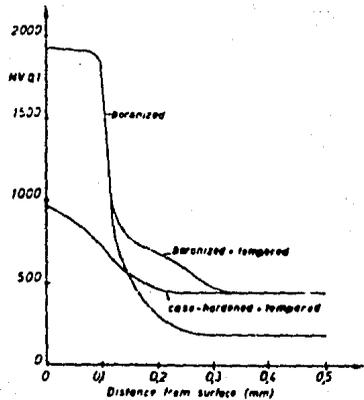
$$\begin{aligned} \text{Fe}_2\text{B} &: 2.9 \cdot 10^{-8} \text{ K}^{-1} \\ \text{FeB} &: 8.4 \cdot 10^{-8} \text{ K}^{-1} \\ \text{Hierro Puro} &: 5.7 \cdot 10^{-8} \text{ K}^{-1} \end{aligned}$$

Se escogió el rango de 200 a 600 °C ya que los valores medidos bajo 200°C estuvieron un poco dispersos, y sobre 600°C los especímenes desarrollaron frecuentemente grietas.



Fig. 31. Impresión de un diamante Knoop en una capa borada, 1881 HK 0.1.

Fig. 32. Comparación de curvas de dureza de especímenes borados (y templados) con especímenes cementados



Así mismo, Kunst dá un coeficiente de expansión lineal de  $9.2 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$  para una capa borada de fase simple en el rango de temperaturas de  $100^\circ\text{C}$  a  $800^\circ\text{C}$  y de  $5.2 \cdot 10^{-8} \text{K}^{-1}$  para una capa borada de dos fases. Este último valor depende realmente de la relación entre los dos tipos de capas boradas. Deger, Riehle y Schatt [16] concluyeron que estos resultados proveen una explicación para el desarrollo de esfuerzos internos y la formación de grietas en el caso de que condiciones libres de esfuerzo estén presentes durante la boración y que el coeficiente de expansión fuera del rango de temperatura estudiado, no cambie de modo significativo. Durante el enfriamiento de la capa borada, ocurren esfuerzos internos de tracción en la fase FeB y de compresión en la fase  $\text{Fe}_2\text{B}$ , debido a los diferentes coeficientes de expansión.

En el caso de una capa de dos fases ocurre una mayor expansión si el contenido de FeB es bajo. El resultado es una grieta perpendicular a la superficie. Si el contenido de FeB es relativamente alto, ocurre la alteración de la fase  $\text{Fe}_2\text{B}$  o la formación de grietas en la interfase de FeB/ $\text{Fe}_2\text{B}$ . Las grietas que corren verticalmente a la superficie y bajan a través del sustrato ocurren principalmente cuando la conversión de  $\gamma \rightarrow \alpha$  del sustrato está relacionada con el gran incremento de volumen que los esfuerzos a compresión presentan en la fase  $\text{Fe}_2\text{B}$  hasta convertirse en esfuerzos a tensión. En el caso de capas boradas de fase simple, se puede esperar que la formación de grietas difícilmente ocurra.

Las pruebas de doblado efectuadas en láminas de metal boradas han mostrado que las capas boradas de fase simple, hasta cierto espesor de capa y dimensión de espécimen, no se astillan cuando son dobladas varias veces, si bien muestran pequeñas grietas perpendiculares a la superficie en el lado de tracción; la Fig. 33 muestra una delgada lámina de metal con una capa borada de fase simple de  $75 \mu\text{m}$  de espesor la cual ha sido sujeta a deformación de 13%. La capa borada no se separa ni en el lado de tracción ni en el de compresión.



Fig. 33. Capa borada de fase simple ( $Fe_2B$ ) en una lámina de metal delgada, espesor de la capa  $75 \mu m$ , 13% deformación (amplificación  $\times 50$ ).

## Resistencia y Tenacidad

De acuerdo a los conceptos conocidos, los esfuerzos de compresión residuales en las capas de la superficie de un metal deben aumentar la resistencia de las partes, ya que ellos proporcionan una asimetría al ciclo de carga, decrece el esfuerzo total a tracción de una carga externa y crea condiciones para el desplazamiento de la fuente de origen de una fractura por fatiga de la superficie hacia el interior. Tal regla es cierta solo cuando la fuerza, particularmente la de resistencia de la capa por sí misma es mayor o al menos igual a la fuerza de resistencia del corazón del material. Si la resistencia de la capa por difusión del material es menor que la de la estructura de la base, entonces esto podrá conducir a una reducción en la fuerza de fatiga no obstante el hecho de que la fuerza de compresión actuara en la capa de la superficie. La saturación por difusión de aceros al carbono y aleados reduce su resistencia en el rango de temperaturas de 20 a 350 °C y mientras más ancha sea la capa más grande será la reducción [1].

La evaluación de las características mecánicas de los aceros borados durante su deformación elasto-plástica en medios agresivos y en el aire, basadas en los resultados de la investigación sobre las características de su resistencia indican que el borado por difusión no tiene grandes efectos sobre el esfuerzo máximo de tensión y punto de cedencia del acero al carbono pero sí una gran disminución en el porcentaje de reducción del área y fuerza de impacto. Esto es debido al hecho de que la relativamente fina y frágil capa no puede ofrecer mayor resistencia a la tensión y, consecuentemente no puede alterarse apreciablemente la resistencia de un acero con un centro tenaz. Más allá del punto de cedencia, la capa se rompe, formando fracturas anulares a todo lo largo del tamaño de la sección del espécimen y esto explica el por qué el borado tiene poco efecto sobre la elongación del espécimen.

La notable caída de la reducción del área, de 33-35 a 8-10 %, está vinculada con el hecho de que la capa por difusión, la cual se adhiere fuertemente al metal base muestra una gran resistencia a la compresión, de esta forma

obstruye la reducción en el diámetro del espécimen durante su extensión. En especímenes sujetos a tensión, aún en una región elástica, la capa frecuentemente tiende a descascararse a lo largo de la generatriz de la superficies cilíndricas.

Estudios realizados sobre los estados de esfuerzos en las capas por difusión muestran que, después del borado la superficie de la capa está sujeta a esfuerzos residuales axiales y radiales de compresión generados como resultado de un incremento en el volumen específico de la capa superficial durante la saturación por difusión del material. Cuando la tensión es aplicada a cuerpos cilíndricos con tales capas, como se muestra en la Fig. 34, los esfuerzos residuales axiales disminuyen, y los esfuerzos residuales radiales claramente se incrementan, particularmente cuando el metal base es deformado tras su punto de cedencia. El incremento en los esfuerzos residuales radiales resulta en la ruptura de la frágil capa a lo largo de la generatriz del cuerpo cilíndrico. La ruptura del límite de grano tiende a un ángulo de  $45^\circ$  en dirección de los esfuerzos radiales [17].

En general, el borado reduce ligeramente los valores de tenacidad y resistencia en las pruebas de tensión e impacto, aunque considerablemente menos de lo esperado debido a su alto grado de dureza. En el caso de las pruebas de compresión e impacto el alto grado de resistencia a la compresión de la capa borada tiene un efecto benéfico. Así, con la prueba de impacto en el acero C35 se encontró que la tenacidad de impacto se reduce escasamente y en el caso del acero Ck10 mostró una mejoría en sus propiedades de resistencia.

Atens y Junst reportaron en su estudio hecho sobre la influencia del tratamiento térmico en las propiedades de resistencia y tenacidad que los valores de resistencia del acero Ck45 borado y templado (a  $550^\circ\text{C}$ ) alcanzaron los mismos valores que se obtuvieron con el mismo tipo de acero recocido en una atmósfera inerte. Con un templado a menor temperatura ( $270^\circ\text{C}$ ) los valores de resistencia sufren una ligera caída.

Los valores de tenacidad al impacto muestran tendencias similares, medidos en acero C45. En este caso, los valores de los especímenes borados con

temperatura más bajas de templado estuvieron considerablemente por abajo de los de los especímenes recocidos en una atmósfera inerte; sin embargo a temperaturas de templado más altas son comparables. La composición de las capas es importante para los resultados de los valores de tenacidad al impacto, los especímenes con capas de fase simple tienen valores más altos que aquellos con capas de dos fases.

### Resistencia a la Fatiga

Se ha encontrado que para mejorar la resistencia a la fatiga a través del borado solo es posible hacerlo hasta cierto límite, por ejem: de 185 a 245 N/mm<sup>2</sup>. Examinando este incremento del 33%, fue logrado solo con una capa de espesor de 40-50  $\mu$ m, ya que experimentos con capas de espesores menores de 40  $\mu$ m mostraron influencia de la estructura de la capa. Los efectos negativos de las fallas siempre presentes en las superficies fueron compensados por los esfuerzos a compresión presentes en las capas boradas, por lo cual estos esfuerzos a compresión causan un incremento en la resistencia a la fatiga. Ya que la aspereza de la superficie de los especímenes originales es baja, lo adecuado es una capa borada de poco espesor, pues las capas delgadas o de poco espesor no tienen una influencia importante. El espesor de la capa mínimo requerido depende de la altura entre la cresta y el valle de la aspereza de la superficie.

Las capas cuya estructura acicular está conformada con agujas aisladas a lo largo de ellas, son menos favorables a la resistencia a la fatiga que aquellas que tienen una estructura acicular más densa y unida, ya que entonces se promueve una mayor formación de incipientes grietas bajo la superficie. Pruebas metalográficas en algunas muestras presentaron repetidamente grietas incipientes en la vecindad de las fallas que surgieron de las puntas de la estructura acicular de la capa borada [1].

De acuerdo a algunos datos obtenidos por [17], el borado electrolítico para una profundidad de 0.15 mm, seguido de un tratamiento térmico, baja notablemente el límite de fatiga de un acero de construcción al cromo-silicio. Las investigaciones hechas demuestran que el borado de contacto (con polvos)

sin un tratamiento térmico subsecuente eleva el límite de fatiga de un acero Tipo 20, cerca de 15% y en un acero Tipo 45, después de un recocido a 840°C en una atmósfera no oxidante, alrededor del 20-25%.

Templando un acero borado (con 0.15% de profundidad en su capa borada) con un subsecuente revenido a baja temperatura, para formar la martensita de revenido en el centro, baja más su límite de fatiga a una cuarta parte de aquella de un acero sin borar, y a un medio del límite de fatiga de un acero borado que no ha estado sujeto a temple. Variando el espesor de la capa borada en un rango de 0.07-0.21 mm se ha encontrado que no tiene virtualmente efecto sobre el límite de fatiga en aceros al medio carbono. En especímenes borados electrolíticamente a los que se les dió el mismo espesor de capa y un subsecuente recocido al vacío, se elevó el límite de fatiga del acero Tipo 45.

Ya que la relación del espesor de la capa con respecto al radio del espécimen es  $\Delta/r$  0.04 (donde  $\Delta$  es el espesor de la capa y  $r$  el radio del espécimen) se espera que la resistencia en el corazón eleve el límite de fatiga del acero, sin embargo el hecho real es que la resistencia a la fatiga del acero desciende significativamente después del borado.

El borado por electrólisis y contacto de fase gaseosa, de profundidad 0.10-0.15 mm, ambos sin un tratamiento térmico subsecuente y después de un recocido al vacío, puede doblar el arbitrario límite de fatiga-corrosión de aceros al medio y bajo carbono no aleados sobre una base de  $2.5 \cdot 10^7$  ciclos de carga. Desde el punto de vista del comportamiento de corrosión-fatiga el templado directo de partes boradas es indispensable debido a la diferencia en los coeficientes de expansión lineal del metal base y de la capa borada; durante el calentamiento y enfriamiento ésta diferencia provoca la formación en la capa por difusión de un gran número de grietas las cuales actúan como concentradores de esfuerzos incrementándose el grado de discontinuidad de la capa.

Las investigaciones realizadas por Pokhmurskii demostraron que el borado eleva sustancialmente los esfuerzos internos de compresión (50-100 Kg/mm<sup>2</sup>) en la capa superficial de las piezas. La magnitud de estos esfuerzos depende

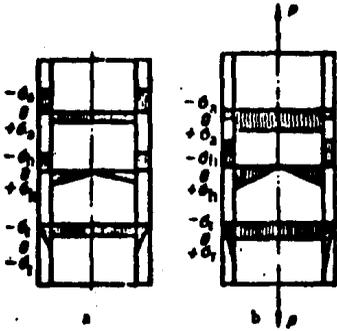


Fig. 34. Distribución de esfuerzos residuales en partes con revestimiento generando esfuerzos a compresión en las capas superficiales: a) en condición de descarga; b) después de una carga axial. Esfuerzos residuales:  $\sigma_a$ ) axial;  $\sigma_n$ ) de anillo;  $\sigma_r$ ) radial.

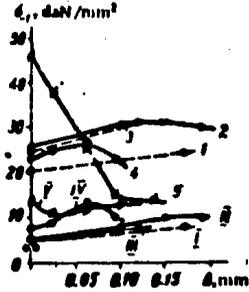


Fig. 35. Efecto del espesor de la capa por difusión en el límite de fatiga y el límite de fatiga-corrosión arbitrario de aceros borados (Los números arábigos y romanos representan pruebas en aire y en una solución al 3%NaCl respectivamente). 1,I) Acero tipo 20; 2,II) acero tipo 45; 3,III) acero U8; 4,IV) acero Kh17; 5,V) acero Kh17N2.

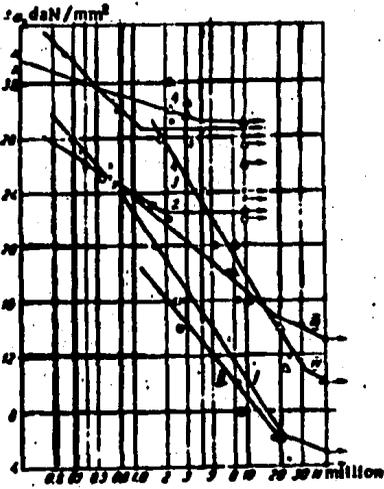


Fig. 36. Curvas de esfuerzo de fatiga en especímenes pulidos de acero 45 (los números arábigos y romanos idem): 1,I) en su estado original; 2,II) cobrado; 3,III) calorizado; 4,IV) borado.

en una gran parte del espesor de la capa superficial y del subsecuente tratamiento térmico. Alguna correlación puede ser encontrada entre el límite de fatiga y los esfuerzos internos. Sin embargo, si los esfuerzos de compresión fueren inducidos por otras técnicas en lugar de esa, por ejem: endurecimiento superficial por trabajo, carburización o nitruración, el resultado en el límite de fatiga mejorado del acero podría ser al menos de 50-100%.

El hecho real después del borado es que el límite de fatiga es elevado en solo un 15-20% .

La investigación realizada por [18] acerca de los efectos del tiempo de impregnación sobre la fatiga y fatiga-corrosión en los aceros demostró que (Fig.35), para cada tipo de acero existe un proceso óptimo de saturación ( o un óptimo espesor en la capa por difusión ), lo cual resulta en un límite de fatiga o en un límite de fatiga por corrosión arbitrario mayor. Así, para el acero tipo 45, el límite de fatiga es un máximo para una capa de alrededor de 0.15 mm y muestra una tendencia a bajar para espesores mayores de la capa. Relaciones similares son observadas también para los aceros tipo 20 y U8.

Para el acero Kh17, el más alto límite de fatiga está registrado para un espesor de capa de aproximadamente de 0.06 mm. El límite de fatiga para el acero Kh17N2 repentinamente cae con el incremento en el espesor de la capa, el decremento es particularmente intenso en las capas de espesor en el rango 0.01-0.1 mm. En una capa borada de espesor aproximado de 0.12-0.13 mm, el límite de fatiga es aprox. igual al límite arbitrario de fatiga por corrosión.

El límite de fatiga arbitrario por corrosión del acero al carbono tiene una tendencia a aumentar con el incremento del espesor de la capa, mientras que el del acero Kh17 pasa por un máximo diferente al del espesor de la capa de aproximadamente 0.06 mm.

La mejoría en el límite de fatiga del acero al carbono se puede atribuir a la presencia de altos esfuerzos de compresión residuales (arriba de 80 Kg/mm<sup>2</sup>), el cual sin ser un factor determinante, tiene un efecto benéfico en el comportamiento de la fatiga en el acero. En el incremento del esfuerzo de fatiga, la zona enriquecida por el carbono que sale de la superficie de la capa,

también juega una parte importante. El tamaño de esta zona, así como el efecto reforzador inducido por el borado, se incrementa con un aumento con el contenido de carbono en el acero. El incremento en el arbitrario límite de fatiga por corrosión del acero al carbono puede estar relacionado con la formación en su superficie de una capa protectora resistente a la corrosión.

El incremento en el límite de fatiga del acero inoxidable Kh17 es atribuible también a la formación bajo la capa borada de una zona de carburos relativamente uniforme, lo cual es posible por el traslado de carbono de la superficie y por la contradifusión de los elementos aleantes. Con toda probabilidad, esta es la zona responsable por el efecto de reforzamiento no obstante la presencia de una capa moderadamente frágil de borado complejo en la superficie.

Si el espesor de la capa borada se incrementa a 0.1 mm la capa empezará a desmoronarse localmente, como un resultado del cual el límite de fatiga baja a un nivel característico de un espécimen sin recubrimiento.

La gran reducción en el límite de fatiga del acero Kh17N2 después del borado puede presumiblemente se asociado con la presencia en el acero de níquel, el cual afecta el proceso de difusión y altera el carácter de la estructura de la capa por difusión. Se observa una marcada diferencia en la estructura de la zona subborada, en la cual los carburos se precipitan a lo largo del límite de grano. Tales límites en las capas subboradas actúan como elevadores del esfuerzo estructural bajando la resistencia a la fatiga del acero.

Las pruebas de resistencia a la fatiga y corrosión-fatiga en especímenes pulidos provistos con capas boradas, demostraron que: (Fig. 36) el borado con un normalizado subsecuente aumenta ligeramente la resistencia a la fatiga del acero, y duplica su límite de fatiga-corrosión arbitrario ( $5 \cdot 10^7$  ciclos base). Bajo estas condiciones, en la región de grandes esfuerzos se amplía el tiempo de ruptura de los especímenes con una razón de 3-5 veces como resultado del borado.

La resistencia a la corrosión de las capas boradas es relativamente mayor y esto es una de las causas por las que aumenta su esfuerzo de corrosión-fatiga [19].

### Densidad

De acuerdo a Glocker, la densidad es calculada por la siguiente fórmula:

$$\rho = \frac{N \cdot A \cdot m_H}{V}$$

$\rho$  = Densidad [g/cm<sup>3</sup>]

N = No. de átomos en una celda elemental

A = Peso atómico promedio

$m_H$  = unidad de masa absoluta del peso atómico =  $1.66 \cdot 10^{-24}$  g

V = volumen de la celda elemental

Con objeto de excluir la influencia de átomos extraños lo más posible, fue utilizado como agente borante Boro amorfo. Las capas aisladas, pulverizadas, lavadas para librarlas del hierro y examinadas usando el método del picnómetro (medio líquido: petróleo).

La tabla 9 muestra los resultado obtenidos; se verá claramente que el contenido de FeB se incrementa de acuerdo a como aumenta la temperatura de boración o al tiempo de exposición. La densidad teórica de FeB (6.75 g/cm<sup>3</sup>) y Fe<sub>2</sub>B (7.43 g/cm<sup>3</sup>) pueden ser calculadas usando la fórmula dada anteriormente [1].

### Resistencia a la Oxidación

Para determinar la resistencia a la oxidación se realizó un estudio del acero 45 borado, usando especímenes de 10 mm de diámetro y 40 mm de longitud, provistos con capas boradas de 0.10, 0.15, 0.20 ó 0.25 mm de espesor para ello se calentaron en un medio oxidante a temperaturas de 700, 800, 850 y 900 °C manteniendolos por periodos mayores a 24 hrs. Midiendo repetidos experimentos han establecido que la condición de la superficie de la capa borada es un importante factor durante el calentamiento en un medio oxidante, y por esta razón, solo especímenes libres de defectos visibles en la superficie de la capa fueron escogidos para el estudio de la resistencia a la oxidación. Antes de la prueba, los especímenes fueron completamente limpiados y desengrasados, después de lo cual fueron medidos y pesados.

Condiciones de Borado		Densidad (g/cm <sup>3</sup> )	FeB : Fe <sub>2</sub> B calculado de $\rho$
Tiempo (hr)	Temperatura (°C)		
5	1000	7.28	1:3.66
25	850	7.26	1:3.00
10	1000	7.24	1:2.85
25	1000	7.20	1:1.96
10	1050	7.18	1:1.72

Tabla 9. Mediciones de densidad de las capas boradas.

Profundidad de la capa borada mm	Peso ganado, mg/cm <sup>2</sup> al exponerlas por	
	6 hr	12 hr
0.10	62	79
0.20	80	116
sin borar	35	58.5

Tabla 10. Peso ganado por oxidación en especímenes de acero 45 con y sin capa borada.

La resistencia a la oxidación fue evaluada mediante la ganancia de peso de los especímenes después de mantenerlo el tiempo requerido en un horno de resistencia de mufla.

Las figuras 37 a, b, y c describen la influencia del tiempo de exposición sobre la ganancia de peso de los especímenes de acero 45 boradas a profundidades de 0.10 (curva 1), 0.15 (curva 2), 0.20 (curva 3) y 0.25 (curva 4) a temperaturas de 700°C (a), 800°C (b) y 850°C (c). Para efectos de comparación, la curva 5 ha sido reproducida para mostrar los efectos del tiempo sobre la ganancia de peso de especímenes sin borrar del acero 45.

A la temperatura de 700°C (ver Fig. 37a), el borado mejora notoriamente la resistencia a la oxidación del acero 45, los efectos benéficos son más pronunciados con el incremento de la duración de la exposición. Así, después de mantenerlo por 24 hrs. la ganancia de peso es de 8 mg/cm<sup>2</sup> para especímenes sin borrar y 2-3 mg/cm<sup>2</sup> para especímenes borados. Los datos reportados muestran además que la profundidad de la capa borada no afecta en forma significativa la ganancia de peso de los especímenes. A temperaturas de 700°C, las capas boradas con un rango de profundidad 0.10 a 0.25 mm muestran igual resistencia a la oxidación.

A temperaturas de 800°C (ver Fig. 37b), mejora aun más la resistencia a la oxidación del acero 45. Después de mantenerlo por 24 horas a esta temperatura, la ganancia de peso de los especímenes sin borrar (curva 5) es de 40 mg/cm<sup>2</sup> y aquella de especímenes borados es de solo 3.5-4 mg/cm<sup>2</sup>. Una excepción a este respecto fue dada por los especímenes con capas boradas de 0.01 mm de profundidad, cuya ganancia de peso durante las 24 hrs. en que se mantuvieron fue de un promedio de 10 mg/cm<sup>2</sup>. Así, las capas boradas de 0.15, 0.20 y 0.25 mm de profundidad son resistentes a la oxidación a una temperatura de 800°C.

A 850°C (ver la Fig. 37c), las capas boradas de 0.15, 0.20 y 0.25 mm de profundidad continúan protegiendo la superficie del acero contra la oxidación, si bien a esta temperatura hay ya una tendencia para que la ganancia de peso crezca más rápidamente al incrementar el tiempo de exposición. Sin embargo, la ganancia de peso de los especímenes borados es aún relativamente pequeña comparada con la ganancia de peso del acero sin borrar. Durante la

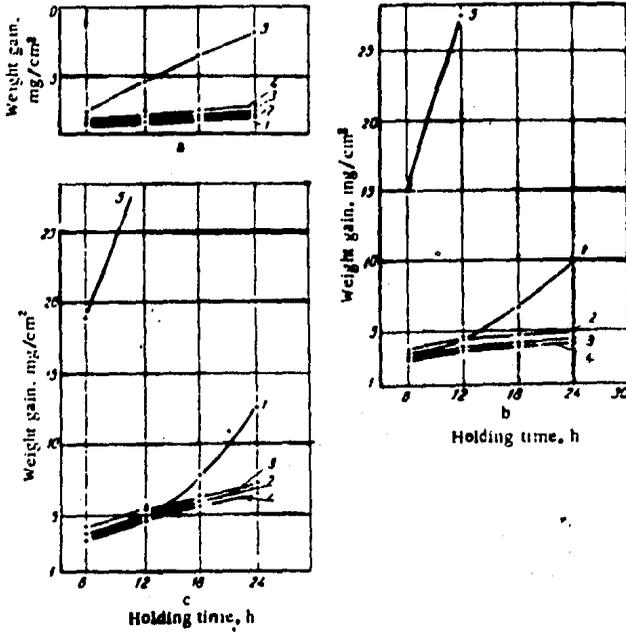


Fig. 37.

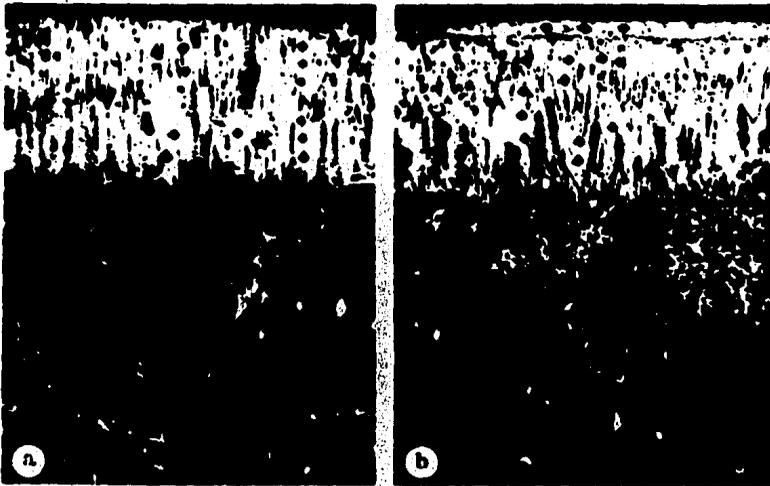


Fig. 38.

exposición de los especímenes por 24 hrs., los especímenes borados de profundidad 0.15, 0.20 y 0.25 mm aumentan en peso de 6.5-7 mg/cm<sup>2</sup>, mientras que la ganancia de peso de los especímenes sin borrar fue de 52 mg/cm<sup>2</sup>. Se pudo constatar que la superficie final de los especímenes borados después de examinados es satisfactoria.

A temperatura de 900°C la capa borada fue completamente oxidada durante su exposición por tan poco tiempo como 6 hrs. La ganancia de peso de los especímenes borados excedió sustancialmente aquella de los aceros no tratados. Una visión clara de este fenómeno puede observarse en la Tabla 10, la cual enlista datos sobre la ganancia de peso del acero 45 con y sin capa borada.

El drástico decremento en la resistencia a la oxidación de los especímenes borados observado cuando la temperatura se eleva de 850 a 900 °C está relacionada probablemente con el principio de una disociación del boruro FeB en la atmósfera del aire. Esta disociación está acompañada por una intensa oxidación del hierro y del boro.

Una de las más notorias características en los especímenes borados oxidados a una temperatura de 900°C fue de que sus escamas oxidadas son mucho más porosas.

Investigaciones de la microestructura y de la composición de fase de los especímenes referidos confirman las conclusiones anteriores y hace posible seguir los cambios que tienen lugar durante el calentamiento y exposición a las temperaturas estudiadas.

Las figuras 38 a y b muestran la microestructura de un espécimen con una capa borada de 0.15 mm de profundidad en condiciones iniciales y después de su exposición por 24 hrs. a 700°C. El proceso de difusión a esta temperatura tiene lugar muy lentamente. La profundidad total de la capa borada aumenta solo muy ligeramente, no obstante, la cantidad de la fase FeB de alto contenido de boro disminuye. La microdureza de las fases permanece virtualmente inalterable.

En la Fig. 39a se muestra la microestructura de los especímenes con las profundidades iniciales de las capas boradas de 0.15 mm (a) y 0.25 mm (b) después

de 24 hrs. de exposición a una temperatura de 800°C. La profundidad de la capa borada en ambos especímenes ha aumentado a 0.18 mm en la primera y a 0.29 mm en la última. En los especímenes con una capa borada con una profundidad total de 0.15 mm y una fase FeB con profundidad de 0.10 mm, la última fase ha desaparecido por completo. La microdureza de las agujas boradas decreció ligeramente, de 1600 HV a 1514 HV. En los especímenes con una capa borada de profundidad total de 0.25 mm y una fase FeB de profundidad 0.17 mm, la fase FeB, como podrá observarse de la Fig. 39b, tiene una parte disuelta y otra parte permanece intacta.

En virtud del hecho de que las agujas de la fase FeB restantes muestran diferente grados de ataque y una dureza dispersa, se puede asumir que esta zona no consiste de una fase pura de FeB, sino de agujas alternadas de fase FeB y  $Fe_2B$ , indicando que la disolución procede tanto desde la superficie de la capa como del interior del espécimen. Se puede, por lo tanto concluir que a una temperatura de 800°C, alguno de los átomos de boro se acomodan en la fase  $Fe_2B$  y aumentan su contenido de boro, en tanto otros se difunden dentro del metal y aumentan la profundidad total de la capa borada, y solo un pequeño número de átomos de boro son oxidados por el oxígeno del aire. El peso ganado de los especímenes borados a la temperatura de 800°C es muy pequeño, 3.5-4 mg/cm<sup>2</sup>, mientras que un espécimen sin borar alcanza los 40 mg/cm<sup>2</sup>.

La Fig. 40a muestra la microestructura inicial de un espécimen de acero 45 con una capa borada de 0.25 mm de profundidad y una profundidad de fase FeB de 0.17 mm y la Fig. 40b muestra la microestructura del mismo espécimen después de exponerlo durante 24 hrs. a una temperatura de 850°C. Se verá de la fotomicrografías que como resultado de la exposición durante 24 hrs. a 850°C la fase FeB ha desaparecido completamente, mientras que la profundidad total de la capa borada solo se ha incrementado ligeramente. En este caso, por ejem: durante el calentamiento a 850°C, solo una pequeña proporción de los átomos de boro se difunden en el material. La mayoría de ellos son distribuidos dentro de la fase  $Fe_2B$ , mientras que el resto del boro es oxidado por el oxígeno en la atmósfera. El peso ganado por los especímenes a esta temperatura cambia más apreciablemente con el incremento

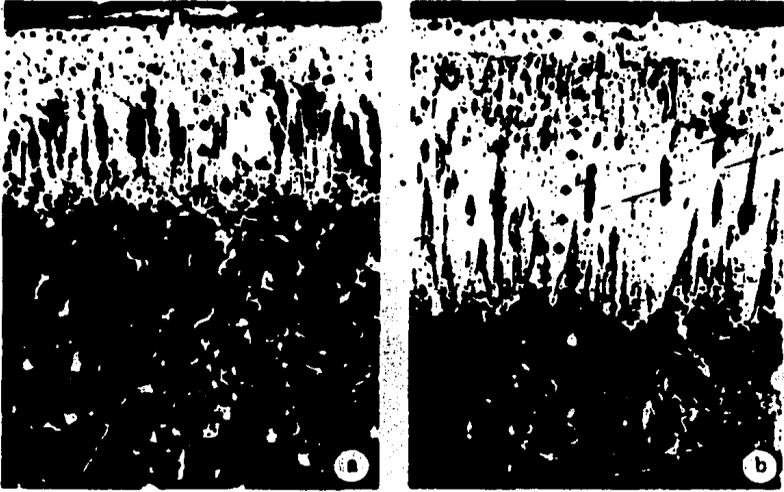


Fig. 39.

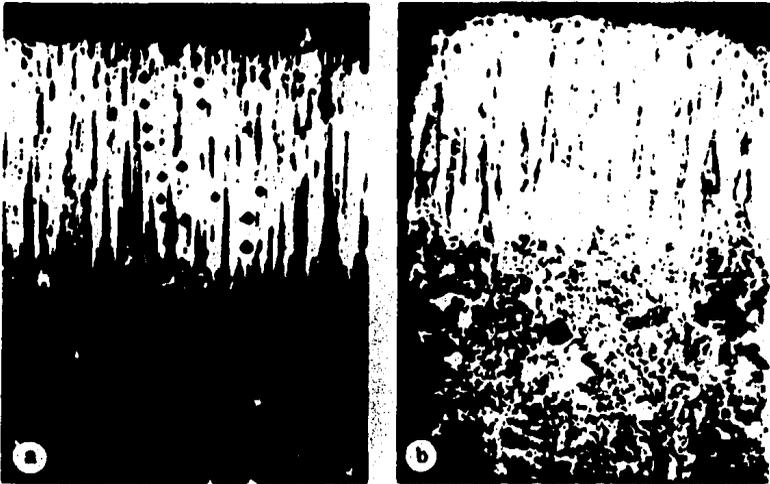


Fig. 40.

del tiempo de exposición (ver Fig. 31c). Sin embargo, la oxidación del boro es aun relativamente lenta y el acero retiene una alta resistencia a la oxidación. A la temperatura de 900°C, una exposición de 6 hrs. es suficiente para que la capa borada de un espécimen desaparezca.

Así, el proceso de oxidación del boro de ambas fases y la oxidación del metal, el cual no ha sido recubierto y se hace poroso, domina sobre todos los otros procesos. La presencia del oxígeno atmosférico acelera el proceso de difusión que tiene lugar durante el calentamiento, de modo que empieza a una temperatura más baja que en el caso de calentamiento en un medio no oxidante.

Por consiguiente el borado puede ser recomendado como un medio para elevar la resistencia a la oxidación de las partes de acero operando a temperaturas de 700, 800 y 850 °C. La selección de la profundidad de la capa borada será dispuesta por la temperatura de servicio de las partes [20].

En aquellos casos en que las partes boradas están sujetas a cargas substanciales en operación, el metal base deberá ser lo suficientemente rígido para proteger la capa borada contra perforación.

Tales partes deberán ser templadas y revenidas después del borado. Existe muy poca información del templado de las partes boradas. La dificultad en tal tratamiento térmico es que, durante el calentamiento para el templado, las capas boradas deben ser protegidas contra oxidación, y la deformación de las partes debe ser prevenida durante el calentamiento y enfriamiento. Los experimentos han demostrado que el calentamiento atmosférico para el templado conduce a una profunda oxidación de las capas boradas, las cuales tienen una forma esencialmente intergranular. Dicha oxidación afecta adversamente la continuidad de la misma capa y su adhesión a la base, como resultado de lo cual la capa se desmorona durante las operaciones finales. El enfriamiento en aceite frío produce grietas y deslizamiento de las capas boradas. Durante el enfriamiento isotérmico en sales (270-300°C) este fenómeno se observa. Evidentemente, el agrietamiento y deslizamiento de las capas boradas durante el enfriamiento en aceite frío es debido a la transformación martensítica; la cual es acompañada de un incremento en el volumen, lo cual genera esfuerzos elevados de tracción en la capa, conduciéndola su ruptura [4].

## Comportamiento ante el Nitrógeno y el Amoníaco

El nitrógeno puro no tiene efectos negativos sobre el borado. En nitrógeno impuro conteniendo oxígeno, las capas boradas se empiezan a oxidar a temperaturas tan bajas como 700 °C. Por consiguiente el tratamiento térmico debería llevarse a cabo, cuando sea posible, con la exclusión de  $O_2$ , por ejem: en baño de sales o al vacío.

En un flujo de amoníaco a 600°C, el boruro de hierro se transforma en nitruro de hierro y nitruro de boro. De acuerdo con Kiessling y Liu, bajo estas condiciones el  $FeB$  debería ser estable hasta los 400°C y  $Fe_2B$  solo hasta los 350°C.

## Resistencia a los Acidos

De las investigaciones hechas por Kunst y Schaaber se logró conocer el mejoramiento de la resistencia a los ácidos de aleaciones base hierro de baja aleación. Estos lograron exitosamente disolver la matriz (hierro) usando ácido clorhídrico caliente al 18% y exponiendo así las agujas de boruro de hierro. Se llevaron a cabo además pruebas en aceros borados y no borados usando diferentes ácidos a una temperatura de 57°C.

Los efectos de la corrosión en un acero Ck45 expuesto a ácidos como: 20% HCl, 30%  $H_3PO_4$  y 10%  $H_2SO_4$  son reducidos considerablemente por el borado. Los resultados los muestra la figura 41. Los efectos corrosivos de los mencionados ácidos se reduce considerablemente por el borado.

El comportamiento de los aceros de alta aleación a la corrosión es interesante, ya que ha sido aceptado hasta ahora que puede haber un deterioro considerable. La Fig. 42 muestra los resultados encontrados en el acero X10CrNiTi18 9. Este material es normalmente atacado por ácido clorhídrico (HCl). Borando dicho material el desgaste se redujo por un factor de 167. De acuerdo a las investigaciones, el acero es resistente al ácido sulfúrico. En este caso, el mejoramiento por borado es mínima. Un resultado similar se obtuvo con ácido fosfórico. Además en la práctica se ha encontrado que el acero X10CrNi18 8 borado, no pierde completamente su resistencia frente a los ácidos o a la corrosión, por ejem: frente al ácido sulfúrico diluido (1).

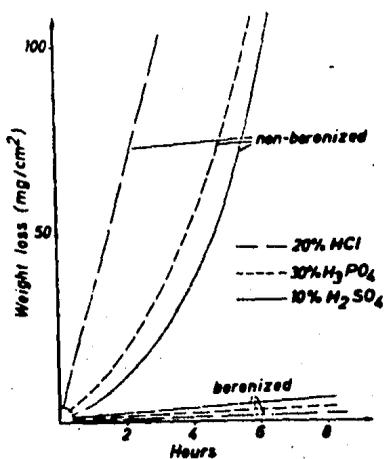


Fig. 41. Efectos corrosivos de diferentes ácidos sobre acero borado Ck45 a una temperatura del ácido de 56°C.

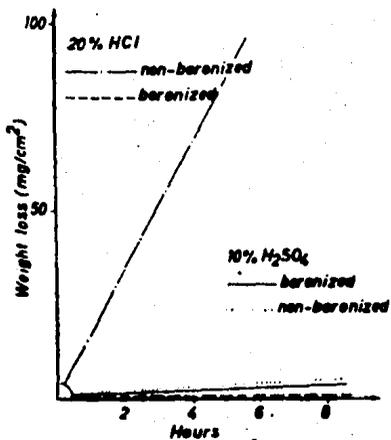


Fig. 42. Comportamiento de corrosión del acero X 10 CrNiTi 18 9 ante 20% HCl y 10% H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> a una temperatura del ácido de 56°C.

### Resistencia a la Corrosión

Voroshnín y Lyakhvich [21] realizaron un estudio comparativo de la resistencia a la corrosión y al desgaste de las capas boradas producidas por cuatro diferentes mezclas para borrar, del cual se obtuvieron los siguientes resultados:

La resistencia al ácido de las capas boradas se determinó en una solución acuosa al 10% de ácido clorhídrico, sulfúrico y nítrico por medio de un método gravimétrico. El tiempo de duración de la prueba fue de 96 hrs., y el peso del espécimen fue medido a intervalos de 24 hrs. Antes de las pruebas los especímenes de acero St45 y U10 fueron borados bajo óptimas condiciones (a una temp. de 1000°C durante 6 hrs.) en medios fundidos de diversas composiciones, como son las siguientes:

- 1) B<sub>2</sub>C + borax
- 2) SiC + borax
- 3) Cu + borax
- 4) Mn + borax

Nota.- Estos números se utilizarán a través de esta descripción.

La profundidades producidas por estas mezclas en el acero St45 fueron: 300, 190, 165 y 230  $\mu$ m y en el acero U10: 290, 180, 155 y 210  $\mu$ m respectivamente. Las capas producidas por la mezcla no. 1 tienen una estructura de dos fases y consiste de boruros FeB y Fe<sub>2</sub>B. En la capa producida por la mezcla no. 2 la cantidad de FeB es menor, y no forma una red continua; después del mismo tratamiento de borado el contenido de la fase FeB en la capa formada en el acero U10 es ligeramente más bajo que en el acero St45. Las capas boradas producidas por la mezclas no. 3 y no. 4 son de fase simple y consisten de boruros Fe<sub>2</sub>B.

El borado en las mezclas no. 1, 2 y 3 produce un incremento de 13 a 50 veces en la resistencia del acero St45 a la acción de la solución al 10% HCl (Fig. 43a) y, un incremento de 6, 23 y 13 veces en la resistencia al ácido del acero U10. El incremento producido a la resistencia al ácido en el acero al borarlo en la mezcla no. 4 es considerablemente menor, 6.5 veces para el acero St45 y 2.5 veces para el acero U10 (Fig. 43b).

La resistencia al ácido del acero al carbonn en la solución de 10% HNO<sub>3</sub>

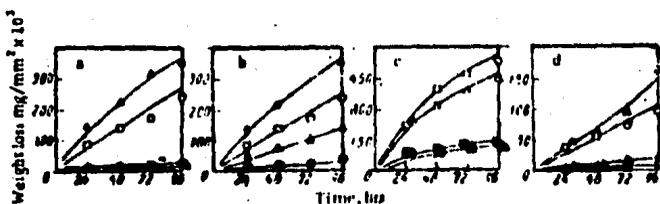


Fig. 43. Resistencia al ácido de las capas boradas en los aceros St.45 y U10 en una solución al 10% HCl: borados en las siguientes composiciones: a) SiC + borax; b) Mn + borax; c) Cu + borax; d) B<sub>2</sub>C + borax. □, △ acero St.45 y U10 antes del borado. ●, ▲ acero St.45 y U10 después de borado.

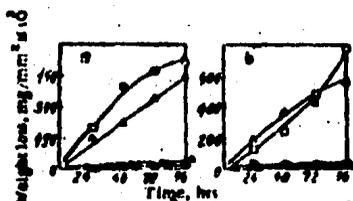


Fig. 44. Resistencia a la corrosión de los aceros St.45 y U10 (borados en una mezcla Cu + borax) en las siguientes soluciones: a) 3% NaCl y b) 10% NaOH. □, △ y ●, ▲ idem.

Tabla 11. Grado de desgaste en los especímenes de acero St.45 y U10 (mm<sup>3</sup>).

Composición del medio borante	Duración de la prueba (min)					
	5	10	15	20	25	30
-	0.420	0.700	0.942	1.292	1.384	1.842
B <sub>2</sub> C + borax	0.0299	0.039	0.065	0.066	0.848	0.484
SiC + borax	0.037	0.166	0.452	0.700	0.772	0.870
Cu + borax	0.034	0.138	0.318	0.620	0.772	0.838
Mn + borax	0.031	0.078	0.260	0.540	0.772	1.176
Acero U10						
-	0.420	0.620	0.772	1.014	1.292	1.472
B <sub>2</sub> C + borax	0.031	0.041	0.065	0.166	0.288	0.384
SiC + Borax	0.033	0.094	0.260	0.420	0.484	0.700
Cu + borax	0.031	0.138	0.420	0.540	0.736	0.806
Mn + borax	0.053	0.288	0.540	0.772	0.870	1.092

aumenta después del borado por un factor 4-5 en todos los casos de la composición de mezclas (Fig. 43c).

El mayor incremento (8-10 veces) en la resistencia del acero St45 y U10 a la acción del ácido sulfúrico (10%) es el producido por el borado en la mezcla carburo de boro-borax (Fig. 1d). El aumento producido por el borado en la mezcla no. 2 resultó ser un poco menor (5-6 veces). Los aceros al carbono no resultan protegidos contra la acción de la solución al 10% del ácido sulfúrico por el borado en las mezclas no. 3 y 4. Las capas boradas por estas mezclas son parcialmente destruidas por las soluciones del ácido sulfúrico, la cual ataca al acero. Además, la formación de microceldas galvánicas entre el acero y las capas boradas aceleran la disolución tanto de las capas como del acero.

Los anteriores datos demuestran que el borado es un método efectivo de aumentar la resistencia al ácido de los aceros al carbono. Desde el punto de vista económico las mezclas no. 2 y 3 pueden ser recomendadas como borador para aumentar la resistencia de estos aceros a la acción de las soluciones de ácido clorhídrico y nítrico. Para asegurar la protección contra la acción del ácido sulfúrico el borado en las mezclas no. 2 y 3 deberá ser usado.

#### Resistencia a la Corrosión de Capas Boradas en una Solución Acuosa de Sales y Alcalis

Estas características fueron determinadas en una solución acuosa de 3% NaCl y 10% NaOH. La máxima resistencia a la corrosión en la solución al 3% NaCl fue registrada por los especímenes borados en las mezclas de carburo de silicio y borax (Fig. 44a). El borado en las mezclas no. 1, 2, 3 y 4 produjo un aumento de 11, 10, 30 y 5 veces en la resistencia a la corrosión en el acero St45 y, 3, 12, 11 y 3.5 veces en la resistencia a la corrosión en el acero U10, respectivamente.

Las capas boradas tienen una alta resistencia a la corrosión en la solución 10% NaOH (Fig. 44b). El acero St45 borado en mezclas de borax con carburo de boro producen un incremento de 35 veces en esta propiedad. Los aumentos en la resistencia a la corrosión en la solución 10%NaOH después de borado

en las mezclas de borax con carburo de silicio son mucho más pequeñas (9 y 3 veces, respectivamente). La resistencia del acero U10 a la corrosión en la solución 10% NaOH se incrementa después de borado por un factor de 20-60. Las diferencias en la resistencia a la corrosión de las capas boradas producidas por diferentes mezclas no puede ser explicada solo por diferencias en su constitución. Las capas boradas producidas por las mezclas 3 y 4 tienen la misma constitución pero difieren en su resistencia a la corrosión. Es muy frecuente que la resistencia a la corrosión de las capas boradas esté influenciada por su porosidad, proporción de su espesor total respecto al espesor de la capa porosa, magnitud de los esfuerzos internos y posiblemente, por la composición química (i.e., contenido de varios elementos aleantes).

Así, para incrementar la resistencia a la corrosión de los aceros al carbono en soluciones acuosas de sales, álcalis y ácidos, el borado en mezclas de boro con carburo de silicio puede ser recomendada como las menos costosas y más efectivas.

#### Resistencia al Desgaste de las Capas Boradas

En un artículo [21] se reporta que esta propiedad se estudió en especímenes borados por 6 hrs. a 1000°C en varias mezclas. El grado de desgaste se estimó en términos de volumen del material removido; los resultados se muestran en la tabla 11.

La resistencia al desgaste de las capas producidas por borado en mezclas conteniendo carburo de silicio, ferrosilicio o ferromanganeso es del mismo orden de magnitud y 2-3 veces mayor que la resistencia al desgaste del acero St45 y U10 después de templado y revenido durante 1 hr. a 170°C. Esta similitud es debida al hecho de que las capas boradas producidas por estas mezclas tienen la misma constitución ( $Fe_2B$ ).

La resistencia al desgaste de especímenes borados en una mezcla conteniendo carburo de boro es notablemente mayor debido a las dos fases ( $FeB + Fe_2B$ ) en la estructura de las capas boradas. En el ensayo durante 15 min. de resistencia al desgaste de los especímenes borados se encuentra que ésta es aproximadamente de 12 a 14 veces mayor que en el acero templado y revenido.

En las pruebas de mayor duración la intercalidad de desgaste del acero borado incrementa marcadamente como resultado de la eliminación de la fase FeB. El promedio del grado de desgaste de los aceros borados en la mezcla conteniendo carburo de boro es de 4 veces más baja que la del acero templado y revenido.

Los resultados obtenidos indican que la resistencia al desgaste de las capas boradas está casi enteramente determinada por su constitución y un cambio en la mezcla conteniendo carburo de boro a otro medio de borado no es recomendable cuando la resistencia al desgaste es una consideración importante. Por otra parte, la fase simple de las capas boradas producidas por otras mezclas pueden ser más ventajosas bajo ciertas condiciones, por ejemplo: en el caso de partes expuestas a choques térmicos.

Por otra parte, especímenes borados [22] fueron probados en una máquina al vacío de fricción bajo una presión de 15.3 MPa en la cámara de trabajo y también bajo presión atmosférica normal. El cuerpo de contacto usado fue acero 45 templado, en algunos casos un material con la misma clase de recubrimiento o siendo la carga específica constante y hasta de 1 mPa. La velocidad de deslizamiento estuvo dentro del rango de 0.05 a 0.6 m/seg.

Los resultados de los estudios de la resistencia al desgaste en aceros con recubrimiento por difusión bajo condiciones de fricción seca al vacío y en aire se muestran en las Figs. 45 y 46 respectivamente.

El análisis de los datos resultados en la investigación indica que el borado de fase simple incrementa la resistencia al desgaste (particularmente en la proporción de deslizamiento pequeño) de 2 a 3 veces, comparándolo con borado de doble fase, lo cual se explica por la significativa reducción en los esfuerzos de la interfase causada por la diferencia en los coeficientes de expansión lineal de las fases FeB y Fe<sub>2</sub>B.

El acero 45 con una capa de fase simple Fe<sub>2</sub>B (Fig. 45, curva 2) posee una menor resistencia al desgaste bajo condiciones de fricción seca al vacío en comparación a el acero 30KhGSNA con la misma clase de capa de fase simple (curva 4), a su vez la última experiencia presenta menos desgaste mientras trabaja contra un material con la misma clase de recubrimiento (curva 3) que cuando trabaja contra acero 45 (curva 4); esto es explicado por el au-

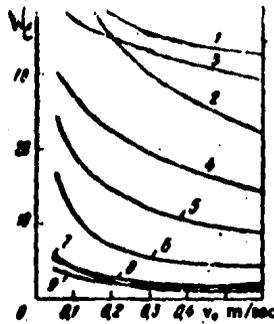


Fig. 45. Dependencia de la proporción del desgaste de aceros sujetos a varios tipos de saturación por difusión sobre la razón de deslizamiento bajo fricción seca al vacío: curva 2) acero 45 borado contra acero 45 templado; curva 4) acero borado 30KhGSNA contra acero 45 templado; curva 8) acero borado 30KhGSNA contra el mismo acero borado.

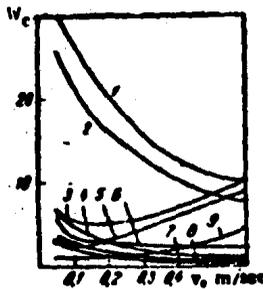


Fig. 46. Dependencia de la proporción del desgaste de aceros sujetos a varios tipos de saturación por difusión sobre la razón de deslizamiento bajo fricción seca en aire: curva 1) acero 30KhGSNA borado contra el mismo acero borado; curva 2) acero 30KhGSNA borado contra acero 45 templado; curva 4) acero 45 borado contra acero 45 templado.

mento en la tendencia del acero 45 a la fractura.

De la investigación se concluyó que para incrementar la resistencia al desgaste de acoplamientos de fricción y a la vez mantener las características mecánicas del metal base se recomendaría utilizar el borado por difusión de fase simple con un tratamiento térmico subsecuente.

#### Prueba de Resistencia al Desgaste

La Fig. 47 muestra la representación esquemática de uno de los aparatos utilizados en la prueba de resistencia al desgaste, llamado "Three Cylinder Process". En el cual es desgaste se mide a una velocidad de fricción de 5.5 m/min usando una carga constante de 50 N/mm<sup>2</sup> o 200 N/mm<sup>2</sup>. Los especímenes cilíndricos, fijados, de acero 45 con una dureza de 30 HRC fueron borados en diversas mezclas a 950°C durante 5 hr. en cada caso (ver tabla 12). Las pruebas fueron llevadas a cabo directamente sobre la superficie de los especímenes y repetidas después a diferentes profundidades. De esta forma tanto la resistencia al desgaste de la capa externa como la de capas más profundas fueron medidas. Los vestigios del desgaste fueron medidos cada 10 minutos.

Los resultados de las pruebas de resistencia al desgaste en el acero 45 se muestran en la Fig. 48. En ambos tipos de esfuerzos, la capa de borado producida en el baño de sal mostró la mayor resistencia al desgaste. Esta capa muestra el valor mínimo de desgaste, tanto en la superficie como en las capas de la interfase matriz-capas, sin embargo el desgaste es algo mayor en estas últimas.

Las capas producidas en la mezcla de polvos no. 3 se comporta de forma muy similar a aquellas de los especímenes logrados en la mezcla no. 4. La resistencia al desgaste de las capas límite de la superficie es, sin embargo, mucho menor. Lo cual se entiende ya que desde el principio de la prueba estuvieron presentes capas de dos fases. Tan pronto como la fase FeB se desgasta el patrón de desgaste es el mismo que en el caso no. 7, el cual tenía una capa de fase simple para empezar.

Las capas producidas con mezclas de polvos conteniendo carburo de boro (mezcla no 5) muestra características completamente diferentes de desgaste.

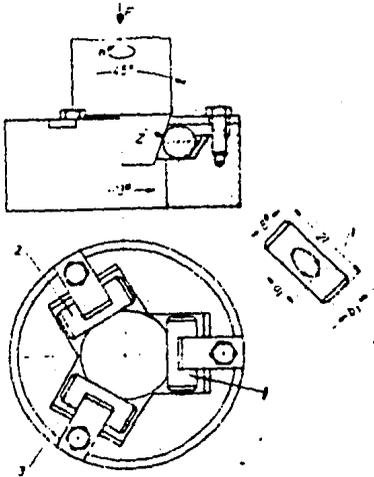
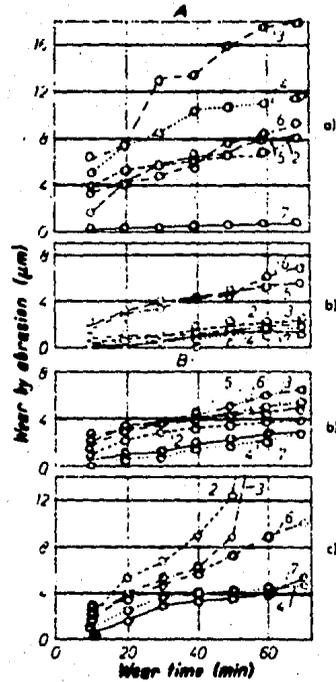


Fig. 47. Principio de medición de desgaste usando el aparato "Three Cylinder Process" (1, 2 y 3 son especímenes).

Fig. 48 Pruebas de desgaste al acero 45  
 A) Carga: 50 N/mm<sup>2</sup>  
 B) Carga: 200 N/mm<sup>2</sup>  
 a) Desgaste sobre la superficie  
 b) Desgaste después de esmerilar 0.05mm  
 c) Desgaste después de esmerilar 0.10mm



Ya que muestran gran desgaste, no obstante su alto grado de dureza, y en algunas pruebas realmente mostró más baja resistencia al desgaste que la de las capas de cristales mezclados. Eso se debe a los diferentes tipos de estructuras que se forman con este tipo de medio. La separación de fases frágiles, las cuales causan mayor desgaste, se puede observar en las agujas del ferroboro. Naturalmente la resistencia al desgaste de las capas de cristales mezclados es diferente. Esto está influenciado por la estructura y sobre todo por el grado de concentración de los elementos de difusión, particularmente aluminio.

Tanto la zona externa de estas capas, como su zona más cercana a la matriz mostraron menos resistencia al desgaste. Por otra parte, con ambas cargas, la capa muestra valores promedio de desgaste relativamente bajos. Los resultados muestran que capas con concentraciones medias de elementos aleantes, principalmente el aluminio, tienen la mejor resistencia al desgaste.

Secciones con concentraciones de elementos aleantes relativamente altas o bajas se desgastan más rápidamente. Esta conclusión se basa en la pendiente de las curvas de desgaste de aquellas capas que fueron producidas en polvos con aleaciones de ferroboro bajas o aditivos de ferrosilicio, por ejem: aquellas que tienen un bajo contenido de elementos aleantes, y las curvas de desgaste de las capas que son ricas en elementos aleantes, como las que se formaron en mezclas de polvos con aditivos de aluminio o con ferroboro de alta aleación. La mediciones de desgaste en capas boradas que consisten de boruro de hierro o de una estructura cristalina compleja mezclada de aluminio, silicio y boro en hierro, muestra que su resistencia al desgaste depende de la forma en que las capas se formaron. Las diferencias en resistencia al desgaste, que dependen de la forma en que esas capas se formaron, son más obvias en el caso de capas consistentes de boruros de hierro que con aquellas del tipo de cristales mezclados.

La más alta y relativamente uniforme resistencia al desgaste se observa en las capas que no contienen  $FeB$ , sino más bien están completamente compuestas de  $Fe_2B$ . El factor decisivo para reducir la resistencia al desgaste es la presencia del  $FeB$ . [1].

Medio Polvo No.:	Composición	No. del especimen en la representación de la cur- va (carga y desgaste).
1	Ferroboro Ferrosilicio Aluminio $NH_4Cl$	2
2	Ferroboro $NH_4Cl$	3
3	$B_4C$ $NH_4Cl$ $Na_2B_4O_7$ $NaCl$	4
4	Ferroboro Ferrosilicio $NH_4Cl$	5
5	$B_4C$ $NH_4Cl$	6
Baño de sal	$Na_2B_4O_7$ Ferroboro	7

Tabla 12.

Composición de las pastas	Clase de Calentamiento	Composición de la fase	Dureza de la superficie $H_{30}$ $Kg/mm^2$	Perdida de peso (mg)
Pasta No. 1	Eléctrico	FeB	2820	2.3-2.6
	Horno	$Fe_2B$	2200	5.3
Pasta No. 2	Eléctrico	$Fe_2B$	1780	2.6
	Horno	$Fe_2B$	1560	5.7
Acero U8 después de templado, con calentamiento eléctrico por contacto y después de un recocido bajo.				6.7

Tabla 13. Resistencia al desgaste por hidroabrasión del acero U8 borizado.

Pruebas de desgaste abrasivo fueron realizadas por Kotlyarenko y Epik en especímenes borizados de aceros 30KhGSA, 9KhS y KhVG templados para dureza máxima. Los resultados de estas pruebas (Fig. 49) muestra que la resistencia al desgaste abrasivo de los aceros borizados es cinco veces mayor que la de los mismos tipos de aceros después de templados. En orden del incremento de la resistencia al desgaste los aceros borizados investigados forman la siguiente serie: 30KhGSA, 9KhS y KhVG, lo cual corresponde al orden de incremento de microdureza de las capas borizadas de estos aceros (4).

### Resistencia al Desgaste por Hidroabrasión

Aliiev y Volkov realizaron el estudio de la resistencia al desgaste hidroabrasivo del recubrimiento de borado obtenido por saturación en medio de pastas básicamente de carburo de boro bajo condiciones de calentamiento eléctrico acelerado. Las investigaciones fueron hechas en especímenes de hierro armco y aceros 20, 45, y U8, recocidos al vacío. El calentamiento rápido (50 °C/seg) fue llevado a cabo en una unidad de calor por contacto y por el paso directo de corriente a través del espécimen. La capa de boruros fue lograda a una temperatura de 1000°C en el curso de 10 min.

Dependiendo de la composición de la pasta y las condiciones de saturación es posible obtener capas de una o dos fases. Por propósitos de comparación, la saturación fue además llevada a cabo con calentamiento en un horno.

Para la prueba de hidroabrasión y para medir los esfuerzos residuales, fueron usadas muestras del correspondiente tipo de acero, en idéntica forma y tamaño.

De los datos dados en la tabla 13 el recubrimiento del boro da a la superficie una mayor resistencia al desgaste que el tratamiento térmico. Bajo estas condiciones la resistencia al desgaste por hidroabrasión del recubrimiento por borado obtenido con calentamiento eléctrico, independientemente de la composición de la pasta, es dos veces mayor que la resistencia al desgaste del recubrimiento formado bajo las condiciones de calentamiento por horno.

Una razón del incremento de la resistencia al desgaste de los recubrimientos obtenidos con calentamiento eléctrico acelerado puede ser su gran dureza (ver tabla 13) debido a las características especiales de la formación de la

capa difundida en austenita con una alta densidad de defectos. Sin embargo, con una evaluación de los efectos de la composición de las pastas en la pérdida de peso de los especímenes los pone fuera de este índice para los recubrimientos formados en el acero U8 con calentamiento eléctrico, después de la saturación con las pastas no. 1 y 2, y es aproximadamente idéntico a pesar de la considerable diferencia en sus durezas, ver tabla 13.

Consecuentemente, la resistencia al desgaste del recubrimiento por borado en el proceso del desgaste hidroabrasivo no depende solamente de su dureza. Los resultados de muchas de las piezas de trabajo muestran que la resistencia al desgaste de las superficies de trabajo es favorablemente afectada por la presencia de esfuerzos a compresión en ellas. En vista de ello, es interesante estudiar los efectos de los medios del calentamiento en la gráfica de los esfuerzos residuales de las capas boradas (sencilla y compuesta).

De los datos expuestos en la Fig. 50 se puede observar que el calentamiento eléctrico hace posible obtener valores mayores de los esfuerzos a compresión en las capas boradas en el acero U8 de los que se observan con el calentamiento en horno. Es obvio que las características especiales de la estructura de los recubrimientos formados con la difusión del boro dentro de la austenita, formado bajo las condiciones del calentamiento eléctrico acelerado y caracterizado por una alta densidad de defectos, asegura no solo un incremento en la dureza, sino también valores mayores de los esfuerzos a compresión en comparación con los índices correspondientes en el caso del calentamiento en el horno.

Un diagrama de esfuerzos más favorable es la segunda razón más importante por la cual aumenta la resistencia hidroabrasiva del recubrimiento de la capa borada depositada usando calentamiento eléctrico.

Los datos dados en la Fig. 50 muestran que con un aumento en el contenido de carbono en el acero, los esfuerzos a compresión aumentan tanto en las capas de una fase como en las de dos fases.

Se puede observar de los datos de la Fig. 51, que la resistencia al desgaste de las capas boradas obtenidas por impregnación de la pasta no. 1 en el acero U8 es mayor que la de los aceros 45 y 20 por 1.7 y 2.4 veces, respectivamente. Usando la pasta no. 2, el efecto del contenido de carbono en el acero en

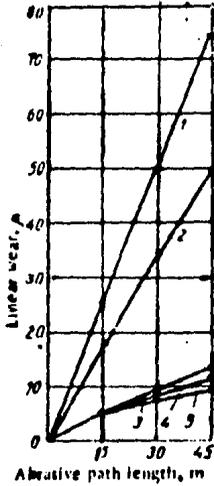


Fig. 49. Efecto de la longitud de la trayectoria en el desgaste abrasivo de aceros templados y borados: 1) 30KhGSA templado; 2) KhVG y 9KhS templados; 3) 30KhGSA borado; 4) 9KhS borado; 5) KhVG borado.

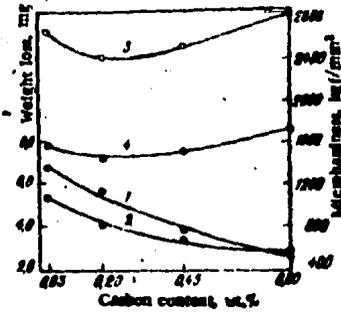


Fig. 50. Distribución de esfuerzos residuales en la profundidad de las capas boradas: 1-4) calentamiento eléctrico (1,2) acero U8, pastas Nos. 1 y 2, respectivamente; 3,4) hierro armco, pastas Nos. 1 y 2; 5,6) calentamiento en horno (acero U8, pastas Nos. 1 y 2).

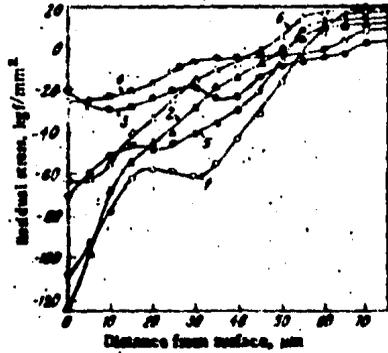


Fig. 51. Efectos del carbono en la microdureza (3,4) y la resistencia al desgaste hidroabrasivo (1,2) de capas boradas: 1,3) pasta No. 1; 2, 4) pasta No. 2.

la resistencia al desgaste de los revestimientos de borado aparece en un grado menor que con la impregnación de la pasta no. 1. En este caso, la resistencia al desgaste de las capas boradas en los aceros 45 y 20 por solo 1.3 y 1.5 veces, respectivamente.

El grado de diferencia del efecto del contenido de carbono en el acero en la resistencia al desgaste por hidroabrasión de las capas boradas obtenidas por impregnación de las pastas no. 1 y 2 puede ser explicado por sus diferentes composiciones de fase.

Los valores más altos de los esfuerzos a compresión, formados en capas de una sola fase, probablemente explique también su gran resistencia al desgaste en comparación con las capas de dos fases (Fig. 51), a pesar de la dureza superficial más pequeña de la primera.

Así, en comparación con el calentamiento por horno, el calentamiento eléctrico no solo permite una aceleración considerable del proceso de obtener revestimientos de una o dos fases sino también asegura su mayor resistencia al desgaste hidroabrasivo [23].

Pasta	Clase de Calentamiento	Composición de la fase	Dureza de la su-perf. $H_{50}$ , $Kg_f/mm^2$	Perdida de peso (mg)
No. 1	Eléctrico	FeB	2820	2.3-2.6
	Horno	$Fe_2B$	2200	5.3
No.2	Eléctrico	$Fe_2B$	1780	2.6
	Horno		1560	5.7
Acero U8 después de templado, con calentamiento eléctrico por contacto y después de un recocido bajo.				6.7

Tabla 13.- Resistencia al desgaste por hidroabrasión del acero U8 borizado.

### III.2 MICROESTRUCTURA METALOGRAFICA

#### Estructura de los Boruros de Hierro

La estructura de los boruros de hierro fue estudiada profusamente por Bjurstrom y Arnfelt, así como también por Kiessling.

De acuerdo a ellos,  $Fe_2B$  tiene una red rómbica con

$a = 0.4053 \text{ nm}$ ;  $b = 0.5495 \text{ nm}$ ;  $c = 0.2946 \text{ nm}$ .

La celda elemental está compuesta de 4 átomos de hierro y 4 átomos de boro de la cual se muestra su arreglo en la Fig. 52. La forma del arreglo de los átomos en zig-zag cambia en la dirección del eje  $c$ , donde la distancia interatómica es solo de  $0.177 \text{ nm}$ .

El boruro  $Fe_2B$  puede interpretarse como una red de forma tetragonal con un par de sustitución. La celda tetragonal tiene las siguientes dimensiones:

$a = 0.5078 \text{ nm}$ ;  $c = 0.4249 \text{ nm}$ , está compuesta de 12 átomos cuyo arreglo se muestra en la Fig. 53 [1].

Puchkov, Lyakhovich y Voroshnin [8] realizaron un estudio sobre la estructura y características de la formación de la zona de transición en el borado de aceros aleados medio carbono.

Durante el borado de aceros al carbono, una zona de transición diferente de la estructura del corazón de la pieza se forma inmediatamente bajo la capa borada. Con aceros de bajo y medio contenido de carbono y enfriados por aire después del borado, la zona de transición tiene una estructura perlítica o semejante a la perlítica (Fig. 54), la cual no presenta grandes variaciones en la profundidad total de la zona de transición inmediata bajo la zona borada se encuentran inclusiones de carburos precipitados, el número de las cuales decrece con el incremento en la distancia desde la capa borada. En la zona de transición de los aceros al carbono, el verdadero tamaño del grano austenítico es mucho más grande que el del metal base.

La formación de la zona de transición frecuentemente se atribuye al desplazamiento del carbono fuera de la zona borada, resultando en un incremento en la concentración de carbono bajo la capa borada. Sin embargo, se ha de-

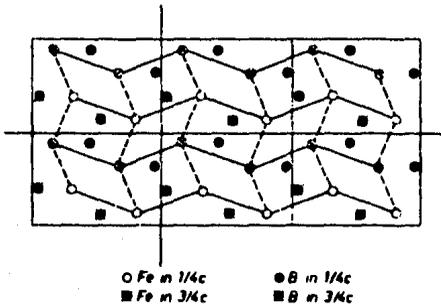


Fig. 52. Estructura de FeB, proyección de las capas atómicas en el plano (001).

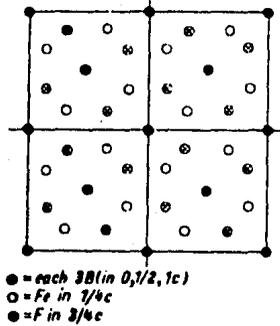


Fig. 53. Estructura de Fe<sub>2</sub>B, proyección de las capas atómicas en el plano (001).

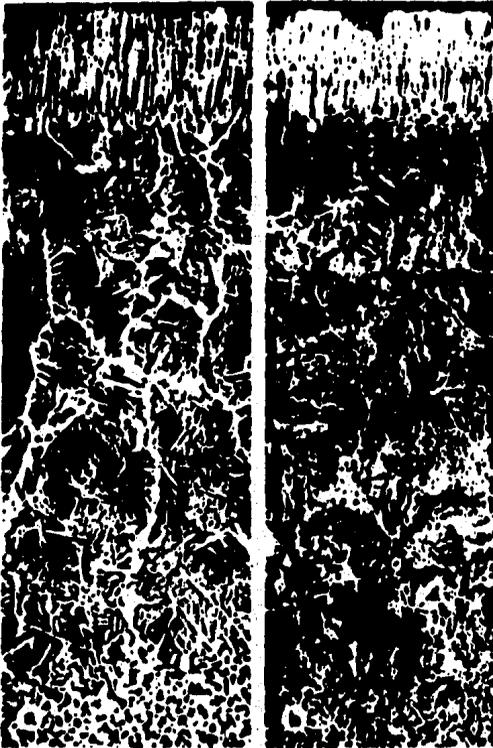


Fig. 54. Estructura de la zona de transición en aceros Tipo 20 (a) y Tipo 45 (b) después de borados y enfriados al aire, X115. Condiciones de borado: 1-950°C, t-4 hrs., j-0.2 A/cm<sup>2</sup>.

mostrado, que tal redistribución por sí misma no puede colaborar para los cambios estructurales observados en ésta zona. Así, en un acero del tipo 20, (Fig. 54a) la concentración máxima de carbono no excede el 0.4% en la zona de transición y a una distancia de 0.3 mm cae al nivel original, puesto que el espesor de la zona de transición bajo las condiciones de saturación investigadas es de 1.0-1.1 mm.

Además de acuerdo a las curvas de distribución del carbono, de la estructura de la zona de transición se podría esperar un cambio uniforme y que llegara a transformarse gradualmente en la estructura del metal base. Sin embargo, de hecho, la zona de transición en los aceros al bajo y medio carbono tienen límites diferentes (Fig. 54).

Se ha establecido que los cambios estructurales en la zona de transición se deben a la acción simultánea del carbono y boro, y además que el boro penetra en toda la profundidad de la zona de transición. La presencia del boro en el acero frecuentemente inhibe la formación de ferrita durante el tratamiento de normalizado, así que, la cantidad de ferrita en un acero borado es mucho menor que en un acero al carbono análogo. Esto explica porque la estructura perlítica se forma en la zona de transición en las concentraciones de carbono hipoeutectoide. La constancia de la estructura a lo largo de la zona de transición se liga con el hecho de que la efectividad de la acción del boro varía con la distancia de la capa borada.

Durante la transformación isotérmica en aceros de bajo y medio carbono, el boro aumenta el tiempo para el comienzo de la precipitación de la ferrita y la formación de la perlita, la efectividad de esta acción del boro, disminuye con la elevación del contenido de carbono. Así que, la reducción en el contenido de carbono a distancias mayores de la capa borada es compensado por la acción intensificadora del boro, la cual cuenta para la uniformidad de la estructura sobre la profundidad de la zona de transición. La presencia del boro explica además el gran crecimiento del grano austenítico en la zona de transición.

La formación de la zona de transición es afectada fuertemente por los elementos aleantes. Así, las cantidades de elementos aleantes en la capa saturada (capa borada más zona de transición) han sido establecidas como a conti-

nuación se detallan: en aceros al cromo, la cantidad de cromo en la superficie de la capa borada (boruro FeB) es aproximadamente un medio del contenido original de Cr en el acero. En el boruro  $Fe_2B$ , la concentración de Cr es un máximo (0.1-0.5% de Cr mayor que la concentración inicial). Y que en una zona de 0.1-0.2 mm de espesor en la vecindad de la capa borurada existe una ligera ausencia de cromo. La concentración de Cr en esta zona es de 0.1-0.5% de cromo menor que su contenido inicial en el acero (al elevarse la concentración de Cr en el acero, estas magnitudes se incrementan).

La distribución del níquel en aceros al níquel tiene un caracter similar.

La cantidad de Ni en el FeB es de 0.1-0.5% Ni menor, y el  $Fe_2B$  de 0.3-0.7% Ni mayor que en el acero inicial. El empobrecimiento de la zona de transición, con una profundidad de 0.1-0.3 mm es ligera, no excediéndose de 0.3% Ni.

El titanio se concentra principalmente en el boruro FeB. El contenido de Ti en esta fase es de 0.02-0.09% de Ti mayor que el contenido original de Ti en el acero. En una zona de 0.1 mm de espesor adyacente a la zona borada la cantidad de Ti es de 0.02-0.08% Ti menor que el contenido original.

El molibdeno es sacado fuera de la superficie en el curso de la formación de la capa borada. Su concentración aumenta gradualmente entre la superficie y el límite de la capa borada obteniendo su concentración inicial a una distancia de 0.1 mm de la capa. La sobresaturación de la zona de transición (0.1 mm de espesor) es ligera, no excediéndose de 0.05-0.07% de molibdeno.

El silicio es fuertemente desplazado de la superficie durante la formación de la capa borada y concentrado directamente bajo esta capa. Su cantidad en la zona adjunta a la capa borada alcanza tal grado y extensión que resulta en una transformación  $\delta \rightarrow \epsilon$ .

Una capa de boro conteniendo ferrita-silicio (fase  $\epsilon$ ) se forma bajo la capa borada. Su contenido de silicio es aproximadamente dos veces la concentración inicial en el acero. El espesor de la zona fase  $\epsilon$  es gobernado por el contenido inicial del acero y de las condiciones de borado.

Resumiendo, el titanio, molibdeno, cromo y silicio reducen la penetración del boro, mientras que el níquel no tiene practicamente efecto en ella. La intensidad del efecto inhibitor, ejercido en la velocidad de difusión del boro en austenita (con 0.4% C) disminuye del Ti al Si. Todos los elementos aleantes investigados alcanzan la máxima concentración de boro en la vecindad inmediata de la capa borada (Fig. 55). El titanio, silicio y níquel aumentan la solubilidad

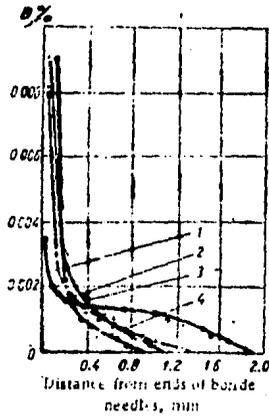


Fig. 55. Distribución de boro sobre la profundidad de la zona de transición en aceros al molibdeno (ver fig. 8).

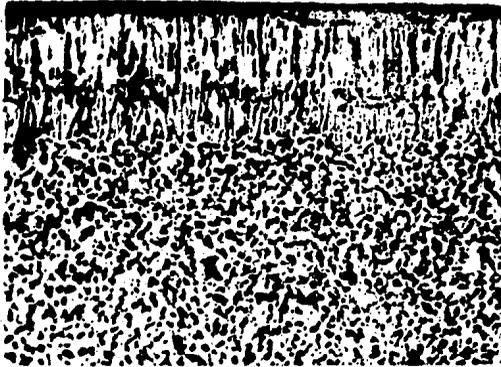


Fig. 56. Estructura de la zona de transición del acero 40T(0.6) después de borado y enfriado al aire,  $\times 115$ . Condiciones del borado:  $T=950^{\circ}\text{C}$ ,  $t=4$  hrs.,  $j=0.2$  A/cm $^2$ .

del boro en la austenita (0.4%).

Estudios efectuados sobre la distribución del carbono han demostrado que todos estos elementos investigados reducen el espesor de la zona enriquecida con carbono. Los más efectivos a este respecto son el titanio y el molibdeno, mientras que el cromo y el níquel producen menores efectos. El silicio es el que menos influencia inhibitoria tiene en la proporción de difusión del carbono. Cambiando la profundidad de penetración del boro y redistribución del carbono, y alterando la concentración de estos elementos en la zona de transición, los elementos aleantes afectan fuertemente la estructura de esta zona. Molibdeno y cromo reducen grandemente el espesor de la zona de transición y neutralizan en gran medida los efectos negativos del boro y carbono en el crecimiento del grano austenítico. Níquel y silicio disminuyen el espesor de la zona de transición, si bien en menor grado del que lo hace el molibdeno y cromo, pero no teniendo prácticamente efecto en la propensión del grano austenítico al crecer. El cambio más radical es la estructura de la zona de transición es producido por el titanio (Fig. 56), el cual suprime por completo el crecimiento del grano austenítico en dicha zona (8).

### III.3 TRATAMIENTO TERMICO POSTERIOR

La piezas boradas pueden ser sujetas a ulterior tratamiento térmico sin dañar la calidad de la capa, su sujeción al metal base y su resistencia al desgaste. El endurecimiento es necesario cuando las superficies boradas estarán sujetas a altas presiones superficiales, el tratamiento térmico asegura que la superficie extremadamente dura de la capa borada no se destruya como un resultado de la deformación del sustrato. Sin embargo la precondición para esto es que el sustrato sea un acero templable y que la temperatura de temple esté por abajo de la temperatura eutéctica de 1140°C, para evitar la licuación de la capa.

Existen algunos pasos recomendables antes de efectuar el tratamiento térmico de las piezas boradas.

- La pieza debe ser austenizada en una atmósfera inerte, preferiblemente en una sal neutra o en un gas inerte (temperatura máxima 1050°C) y revenida.

- Templarlo en aceite tibio es recomendable, sin embargo, esto depende de la templabilidad del material. El templado al aire o el templado en sales fundidas puede minimizar los esfuerzos superficiales.

Las temperaturas para el tratamiento térmico deberán seleccionarse de acuerdo con el tipo de material utilizado, como en el caso de partes no boradas.

En el caso de aceros de baja aleación con bajo contenido de carbono, ocurre un enriquecimiento de carbono en la zona de difusión del boro bajo la capa borada. Esto resulta en una estructura ~~totalmente~~ martensítica en esta región cuando se lleva a cabo un revenido. A causa del temple suave (o moderado) que es posible como un resultado de esto, no se tienen más cambios en la capa y generalmente no se generan grietas. Si se usa nitrógeno como un gas inerte se deberá considerar con cuidado el tratamiento de las capas boradas sobre 700°C en una atmósfera de nitrógeno no puro. Para aplicar tratamiento térmicos largos de deberán llevar a cabo eliminando si es posible el oxígeno, por ejem: por medio de la inclusión de un desoxigenador.

Bajo la capa borada se dá una zona de difusión como resultado del enriquecimiento de carbono. Este aumento en el contenido de carbono así como en el del boro origina una transición más homogénea de la dureza del material borado al sustrato. La Fig. 32 muestra como la transición del extremadamente alto grado de dureza de la capa borada a la dureza del sustrato es suavizado por el subsecuente tratamiento térmico.

Este aumento de la dureza a través de la zona de difusión puede ser de varias veces a lo largo del espesor de la capa borada. Esto se puede ver claramente en la Fig. 12, la cual muestra el comportamiento de acero 15CrNi6 después del borado en EKabor 2 (a 850°C durante 2 hrs) directamente templado en un baño de aceite y subsecuentemente revenido a 200°C. El acero de alta aleación y alta calidad X40CrMoV51, también borado en EKabor 2 (1000°C durante 1 hr) fue sujeto a tratamiento térmico, templado directamente en aceite y revenido después a 600°C, no generó grietas (ver Fig. 57).

Estos son dos ejemplos del revenido subsecuente, directamente después del borado sin permitir que las piezas se enfrien y calentarlas nuevamente en un baño neutro de sales.

En la Fig. 58 se comparan dos diferentes tratamientos térmicos del acero

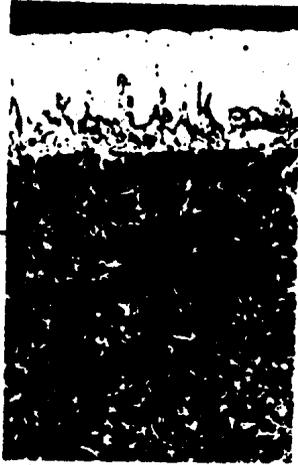


Fig. 57. Acero de alta calidad X40CrMoV15 borado en EKabor 2 (1000°C, 1 hr) enfriado en aceite y templado a 600°C (amplificación x500).

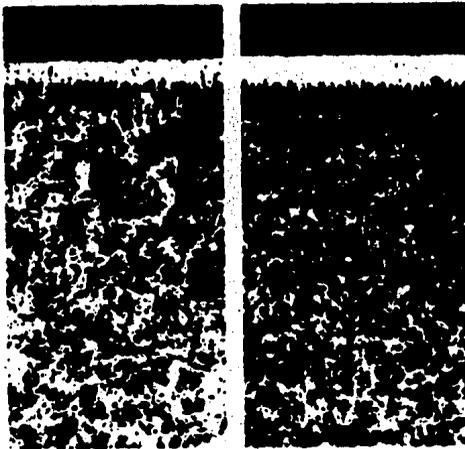


Fig. 58. Acero 24 CrMo 4 borado en EKabor 2 (850°C, 4hrs).  
A: enfriado directamente en aceite y templado a 600°C  
B: espécimen enfriado primero en aire, y calentado hasta 850°C, enfriado nuevamente en aceite y templado a 600°C. (amplificación x100).



Fig. 59. Fractura en la superficie de una pieza de trabajo, de acero 60WCrV7 borada y subsecuentemente templeada (amplificación x200).



Fig. 60. Fractura en un acero 60WCrV7 borado, posteriormente con un temple incorrecto. Ver Fig. 59. (amplificación x200).

24CrMo4. En el caso A el temple se llevó a cabo directamente en aceite y posteriormente fue revenido a 600°C. En el caso B primero el espécimen se enfrió al aire y posteriormente se calentó a 850°C para templarlo en aceite y re-venirlo a 600°C, como en el caso anterior. En ambos casos el borado se llevó a cabo en EKahor 2 a 850°C durante 4 hrs. Con excepción de una ligera diferencia de fineza de la estructura en el caso B no hubo diferencia considerable.

Si se detectan fracturas en la superficie, normalmente estas se deben a un inapropiado procedimiento ó en el proceso del borado ó en el subsecuente tratamiento térmico no adecuado para el material empleado. Las Figs. 59 y 60 muestran un claro ejemplo de esto. La formación de grietas se debe claramente al tipo de sustrato.

La Fig. 61 demuestra la importancia del subsecuente revenido (cuando altas presiones superficiales se encuentran presentes). Los dientes de un disco de engranes de acero C 85 WS se desgastó en las puntas.

Pueden ocurrir cambios en el tamaño y forma de las piezas como resultado de los esfuerzos térmicos.

La influencia de la decreciente dureza sobre la clase de cambios dimensionales puede verse en el ejemplo de los especímenes de 14 NiCr 14, Fig. 62. Los especímenes tienden a alargarse y disminuir su espesor a medida que la dureza disminuye. En el caso de piezas de trabajo en las que la proporción de la capa borada en relación al total de la sección transversal no es de decisiva importancia, el comportamiento de los cambios dimensionales del sustrato si lo es. Aun en el caso de procesos de endurecimiento, llevados a cabo bajo los 600°C, se pueden observar considerables cambios dimensionales. Ellos son causados por incremento en el volumen específico como resultado del proceso de descomposición en la capa nitrurada. Los cambios dimensionales también llegan a ser más grandes a medida que la relación de la capa nitrurada al total del área transversal es más grande. Se puede decir que además de la correcta selección de material y la manufactura adecuada, al tratamiento térmico más conveniente para el material y las piezas de trabajo son de decisiva importancia para la calidad de una herramienta o componente. Inclusive el cambio dimensional es un proceso inevitable el cual es causado por esfuerzos resultados de transformaciones estructurales y diferencia de temperaturas. Los cambios dimensionales



Fig. 61. Disco de engranes, de acero C 85 W5, borado más sin subsecuente templado; borado en EKabor 1 a 900°C (3 horas). (amplificación x50).

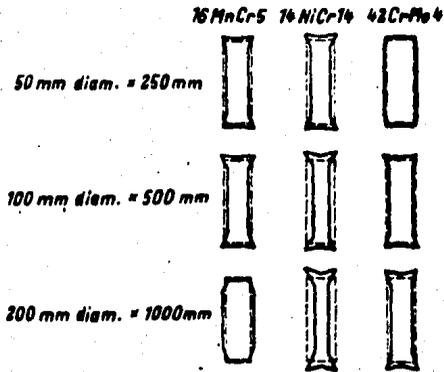


Fig. 62. Influencia de la composición del acero (templabilidad) y dimensiones de los especímenes cilíndricos, sus cambios en dimensiones y formas después de su enfriamiento en aceite.

pueden mantenerse en un mínimo por medio de medidas apropiadas durante el tratamiento térmico. La distorsión, por otro lado, es un proceso evitable el cual resulta de errores durante la producción (formación estructural, recocido insuficiente para la liberación de esfuerzos, etc.) y del tratamiento térmico de la pieza [1].

En vista de que el pulido de partes boradas no es conveniente, (debido a los altos esfuerzos generados en la capa borada pueden causar ruptura) y solamente es permitido un acabado muy ligero se realizó un estudio [6] sobre un acero KhVG, de los cambios dimensionales que tienen lugar durante el borado y subsecuente tratamiento térmico. Se encontró que durante el borado, los especímenes aumentan en ambas dimensiones, de 30 mm de diámetro y 40mm de altura aumentan en 0.02-0.03 mm en ambas dimensiones.

Después del subsecuente templado las dimensiones del espécimen permanecen inalterables por ejem: las dimensiones finales fueron 0.02-0.03 mm más grandes que las dimensiones iniciales antes del borado y del tratamiento térmico.

Durante el enfriamiento en aceite de los especímenes borados de acero KhVG y calentados para templearlos, en un horno sin atmósfera controlada, se encontró que la capa borada es propicia al agrietamiento a temperaturas por arriba de la temperatura inicial de transformación martensítica.

El agrietamiento puede ser atribuido a cambios de volumen ocurridos al momento de la transformación martensítica, la cual provoca la generación de grandes tensiones en la capa borada. Además, durante el calentamiento de los especímenes borados en una atmósfera oxidante se observó una profunda oxidación intergranular de la capa borada. Sin embargo usando baños de sal, para el enfriamiento de las piezas boradas, es posible proteger las capas contra oxidación, mientras que la ruptura de las capas boradas puede ser prevenida por un enfriamiento isotérmico de la superficie después de un calentamiento por inducción de alta frecuencia [6].

Epik y Shavlovskii [22] reportaron trabajos en componentes que reciben altas cargas de servicio y que usualmente son fabricados con aceros de alta resistencia, como por ejem: 30KhGSNA y 30 KhGSA. Por lo tanto, después de la saturación deberán retener sus buenas o altas características mecánicas.

Es sabido que para mantener una capa por difusión sobre componentes operan-

do bajo grandes cargas, deberán ser sujetos a un endurecimiento isotérmico después de la saturación. Los estudios efectuados con este tipo de tratamientos mostraron la ausencia de fracturas en la capa, sin embargo las propiedades mecánicas de los aceros 30KhGSA y 30KhGSNA experimentaron una significativa degradación, ya que la resistencia se redujo en un 30-40% después del endurecimiento, mientras que los indicadores de las propiedades plásticas fueron aun más evidentes. Esto puede explicarse por el considerable crecimiento de los granos del metal base durante el periodo de saturación por difusión, sin embargo el subsecuente endurecimiento isotérmico no hace posible el producir una estructura de grano fino en este tipo de acero.

Para eliminar deficiencias similares, el tratamiento se llevó a cabo en un baño de sal desoxidante a 900°C durante 20 min. con enfriamiento de aire y nuevamente fue repetido el calentamiento a 880°C por espacio de 10 min. y enfriado en aceite con un adicional revenido a 250°C; lo que hace obtener una estructura fina en la base y a la vez mantener una capa por difusión de alta calidad. Los datos relativos al efecto de la temperatura de temple en las propiedades del acero 30KhGSNA se muestran en la Fig. 63. En el diagrama se puede observar que con el regimen de tratamiento térmico el esfuerzo último  $\sigma_1$  del acero 30KhGSNA disminuye de 3 a 4% después del borado de fase simple. De acuerdo al regimen anteriormente descrito se puede concluir que para incrementar la resistencia al desgaste de acoplamientos de fricción y que a la vez se mantengan las altas características mecánicas del metal base deberá usarse el borado por difusión de fase simple para componentes del tipo de características anteriormente expuestas, con subsecuente tratamiento térmico [22].

Las pruebas de fatiga y corrosión-fatiga realizadas por Karpenko, Zamikhovskii y Pokhmurskii [19] en especímenes de acero 45 borados y pulidos demostró (Fig. 36) que el borado con un normalizado subsecuente aumenta ligeramente la resistencia a la fatiga del acero, y duplica su límite de fatiga-corrosión arbitrario ( $5 \cdot 10^7$  ciclos base). Bajo estas condiciones, en la región de grandes esfuerzos amplía el tiempo de ruptura de los especímenes con una razón de 3-5 veces como resultado del borado. La resistencia a la corrosión de las capas boradas es relativamente alta y esto es una de las causas por las que aumenta su esfuerzo de corrosión-fatiga.

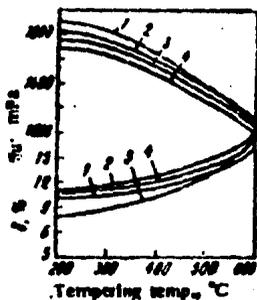


Fig. 63. Dependencia de las propiedades mecánicas del acero 30KhGSNA, sujeto a varios tipos de saturación por difusión, sobre la temperatura de temple: 1) saturado con vanadio; 2) saturado con cromo-vanadio; 3) cromado; 4) borado.

## CAPITULO IV

### APLICACIONES

El borado se puede considerar en la práctica, como un tratamiento convencional termoquímico. Los ejemplos de aplicación aparecen dentro de los sectores más diversos de la industria, siendo uno de los más destacados según información recibida de otros países, el tratamiento de toda clase de troqueles. Comprende entre otros, estampas de forja, matrices de prensado en frío y en caliente, moldes para materiales sintéticos, troqueles, punzones, etc.

Mediante el proceso de borado, no sólo se multiplica en algunos casos la duración de las herramientas tratadas, sino que además de emplear aceros de baja aleación que son más baratos, también mejoran sus condiciones de mecanizado.

Resulta interesante la aplicación del borado para mordazas de algunas máquinas herramientas, que partiendo del acero 42CrMo4 una vez mecanizadas y boradas, presentaron una mayor duración en servicio que idénticas mordazas fabricadas en acero X210Cr12 templado. Numerosísimas son las piezas a las que se les aplica este tratamiento dentro de la industria de los materiales sintéticos, por ejem: hélices de extrusión, codos de tuberías, retenes de retroceso (en estado borado poseen una duración de ocho veces mayor que las tratadas por nitruración), en lugar de las piezas fabricadas de aceros austeníticos en los molinos de mazos, etc. Las piezas boradas, también encuentran su aplicación en las fundiciones de materiales no férricos, como suelen ser las coquillas de fundir aluminio a presión, etc. Resultados muy positivos se han obtenido con mandriles de estirado tratados por este procedimiento, así como en guideras de cables de acero, hileras de trefilado y mandrinos para el bobinado de bandas metálicas.

De la Rep. Democrática de Alemania se tiene información sobre la eficaz aplicación que se viene realizando del borado para piezas de pequeña maquinaria,

tales como las empleadas en las máquinas de oficina. También en la industria textil el borado ha tenido exitosas aplicaciones, como lo son: guía hilos, placas conductoras, poleas guías y demás piezas similares, se boran en serie. Sin embargo, su aplicación no se ha difundido así en equipo como: las válvulas de agua de alimentación, inyectoros de mechero y demás accesorios relacionados con la combustión del aceite. La buena resistencia a la corrosión que ofrece la capa de boruro, hace que los ganchos de suspensión en las instalaciones de galvanizado sean tratados por este procedimiento. El borado se emplea también con mucha eficacia, para la solución de los problemas de desgaste en una serie de herramientas no magnetizables. Aquellas piezas que se hallan sometidas a fuertes desgastes por rozamiento, como pueden ser los moldes para la fabricación de ladrillos, ruedas de paletas para el transporte de mezcla de arena-agua etc., ha contribuido el borado a elevarles su tiempo de servicio.

El campo de las aplicaciones como se contempla en lo expuesto brevemente aquí, es un campo en pleno desarrollo y aun con grandes logros por alcanzar. De acuerdo a Kunst y Schaaber, las primeras piezas de acero borado fueron utilizadas en Rusia en barrenas para pozos. Así mismo, los anillos de rodamiento y otras partes de las bombas de petróleo crudo han incrementado su vida de servicio al ser boradas por un factor de cuatro, en comparación con partes cromadas, nitruradas o cementadas.

Elementos de maquinaria borados son particularmente ventajosos en situaciones en las cuales los esfuerzos de desgaste aumentan por la presencia de materiales con una acción abrasiva. Por ejem: en el caso de maquinaria para la producción de plásticos (moldes de inyección y extrusión) ocurre un desgaste muy grande. Cada vez más altos porcentajes de materiales de llenado de variadas clases son utilizados, como fibra de asbesto, vidrio, yeso,  $TiO_2$  y otros minerales de gran dureza. Estos aditivos proveen la forma de la pieza, con mayor resistencia y retención de forma.

El uso de estos materiales, en parte extremadamente abrasivos, significa que su uso sobre los materiales de los tornillos de extrusión, cilindros, boquillas, etc. requerirá de una gran resistencia al desgaste.

La vida de servicio de un ariete de extrusión depende, entre otras cosas,

de la construcción de la maquinaria y del material utilizado así como del tratamiento térmico que se le haya dado, de las condiciones de operación, del tipo de plásticos a ser tratados y de la presión y la temperatura de operación, y en general de la forma de operación.

Como resultado del amplio panorama ya mencionado, el tiempo de vida de servicio cuando ocurren daños a éste es variable. Normalmente las fallas se deben a daños en su superficie (fracturas, grietas, etc.). Rara vez ocurren fracturas por torsión. El desgaste sobre los arietes de extrusión en la mayoría de los casos es la falla principal. Una forma de mejorar su vida de servicio es utilizar un acero que posea una adecuada base de tenacidad, debida a su composición y tratamiento térmico y una resistencia al desgaste superficial similar a la del recubrimiento borado. CrMo4 borado en EKabor2 a 900°C durante 6 horas ha probado ser un acero adecuado en muchos casos de aplicación. El espesor de la capa óptima es de 120  $\mu$ m. Y se encontró que era ventajoso un subsecuente templado del ariete de extrusión borado. Así, no solo es deseable un corazón o núcleo fuerte ó resistente del material base sino también ciertas propiedades las cuales son necesarias en caso de desgaste de la capa borada.[1].

Los ejemplos de aplicación que se han expuesto representan solo parte de los casos positivos en el que el borado ha sido utilizado exitosamente. Ello debe ser un estímulo para llevar a cabo más experimentos, ya que es la única forma en que se puede determinar si el borado es o no el proceso correcto para aplicar a las piezas de trabajo.

## CAPITULO V

### ASPECTOS ECONOMICOS DEL BORADO Y CONCLUSIONES

Para una exitosa y amplia introducción del borado como método prometedor para incrementar la resistencia al desgaste de las piezas es necesario seleccionar correctamente el acero a borrar, incrementar la ductilidad de la capa borada y la aplicación de un tratamiento térmico subsecuente.

Además, debido a su dependencia sobre muchos factores que no pueden ser generalizados no es posible establecer en este trabajo el costo del borado. Factores decisivos son: el peso de la pieza, el área de la superficie y el número de piezas a ser tratadas. El tipo de horno y las dimensiones del área de utilización de este, además el costo de la energía puede ser un factor muy importante en este.

Una de las consideraciones más importantes es el hecho de que una capa borada delgada y bien sujeta o anclada puede ser aplicada mejor a materiales de baja aleación que a materiales de alta aleación. Así, también la superficie expuesta al desgaste no es el sustrato sino la capa borada. La función del sustrato es proveer los elementos con las propiedades necesarias, las cuales están determinadas por el tipo de desgaste involucrado.

Es conveniente confirmar si el material ha sido previamente utilizado y entonces si podría aun ser adecuado par ser borado. En muchos casos, un cambio por un material de más baja aleación se podría hacer.

Con la aplicación del borado, a los materiales de baja aleación y a los materiales de precios razonables los resultados en muchos casos serán el incremento en la vida de servicio de las piezas.

Además de esto, existe un ahorro en el costo, resultado del fácil manejo de un material de baja aleación que de uno de alta aleación, lo cual hace más fácil producir las piezas de trabajo. Agregando a todo esto lo económico de los materiales de baja aleación.

En el estudio de costos, estos factores deben ser tomados en cuenta, así como la extensión de la vida de servicio. Esto significa por ejemplo, que al incrementarse la vida de servicio de las piezas existe la ventaja de reducir el tiempo de paros por servicio en las máquinas y en el personal, resultando en mayor productividad.

Podrá haber casos en que el borado no incremente la vida de servicio de las piezas. Sin embargo, en ocasiones es conveniente usar el proceso de borado, ya que los costos de producción de las herramientas pueden ser reducidos por el uso de materiales más económicos y, el tratamiento de manufactura más bajo relacionado con este.

#### Gastos de Instalación

El borado es un tratamiento relativamente costoso, que exige además consumo de trabajo bastante considerable, así y todo se le puede considerar rentable para muchas piezas y herramientas, siempre y cuando que no se le considere a éste, como un simple tratamiento térmico a secas, sin tener en cuenta el ahorro que representan las piezas tratadas, como ya se expuso, al aumentarles su tiempo en servicio, así como el que se desprende al no tener que desmontar y montar con tanta frecuencia las piezas de recambio, ya que éstas tienen una mayor duración. En muchos elementos de máquinas, el reponer una pieza estropeada supone vencer no pocas dificultades, como es el caso del cambio de cojinetes de suspensión en los vagones de ferro-carril, donde el precio de la pieza de recambio apenas tiene importancia, siempre y cuando que ésta fuese de gran duración. Por otro lado existen los problemas de desgaste, que también se pueden resolver mediante otros procedimientos similares al borado, pero que generalmente no resultan tan racionales como este último.

Concluyendo se puede decir que el borado es en general más económico que la nitruración gaseosa, procesos de atomizado y el uso de bronceado o adhesión de metales duros. Cuando se compara con baños en sales nitruradas o procesos de cementación, el borado puede costar más. Sin embargo la selección del proceso final deberá decidirse por el cálculo total del costo.

Se podría concluir que del estudio monográfico realizado, el Proceso Termo-químico de Borado presenta las siguientes características:

- Difusión de boro sobre la superficie de aceros y materiales no ferricos, metales duros, silicatos, etc..
- Formación de una capa superficial de gran dureza que presenta un buen comportamiento a la abrasión (bajo esfuerzos de desgaste abrasivo ó adhesivo). Además de resistencia a la corrosión (particularmente en medios ácidos).
- La realización del borado se lleva a cabo por medio de forma sólida, líquida o gaseosa.
- El boro se puede difundir simultáneamente o consecutivamente con otros elementos (Al, Cr, etc.), con lo cual se mejoran aun más sus propiedades.
- En aleaciones ferrosas el proceso de boración se realiza a temperaturas entre 850 y 1000 °C, aunque generalmente se lleva a cabo a 900°C.
- La duración del tratamiento depende del espesor de la capa de boruro deseada y del tipo de acero.
- El espesor de la capa debe adaptarse de acuerdo a las necesidades de empleo de las piezas a borar.
- Adherencia.- Para ello se forma una capa monofásica de  $Fe_2B$  o bien de  $(Fe M)_2B$  con dureza entre 1600....1900 HV 0.2.
- En aceros de bajo contenido de carbono y baja aleación la capa presenta una especie de dentado sobre el material base, garantizando así su buena adherencia.
- En aceros de alta aleación la capa es prácticamente lisa, sobre el material base, siendo considerablemente buena su adherencia.
- En los aceros de más alta aleación, solamente es posible obtener una capa monofásica, realizando un importante consumo de trabajo.
- Las características mecánicas de las piezas tratadas, no se ven afectadas prácticamente por estas capas superficiales de dureza. Su resistencia a la flexión estática, así como a la tracción, se hallan mediante probetas de ensayo, cuyos resultados obtenidos tanto de las tratadas como de las que no lo están, no presentan ningún cambio característico importante.

- En general se puede considerar que el proceso de boración es más económico que otros tipos de procesos termoquímicos, teniendo en cuenta que mediante el proceso de borado, no sólo se multiplica en algunos casos la duración de las herramientas tratadas, sino que además de emplear aceros de baja aleación que son más baratos, también mejoran sus condiciones de mecanizado, lo cual influye en el costo total de producción.

## BIBLIOGRAFIA

1. Matushka A. Gf. v: *Boronizing*; Edit. Hanser. München, 1980.
2. Lajtin V. M.: *Metalografía y Tratamientos Térmicos de los Aceros*; Edit. Mir, 2ª edición; Moscú, 1977.
3. Apraiz J. B.: *Tratamientos Térmicos de los Aceros*; Edit. Dossat, S.A., 8ª edición; Madrid, 1981.
4. Kotlyarenko L.A. y Épik A.P.: *The Boriding of Some Grades of Tool and Constructional Alloy Steels*; Instituto de Ciencia de Materiales, Academia de Ciencias de Ucrania; Kiev, 1975.
5. Pokhmurskii V.I.: *Effect of Diffusion Coatings on the Service Properties of Metals and Alloys*; Instituto de Física-mecánica, Academia de Ciencias de Ucrania; Kiev, 1975.
6. Épik A.P., Kotlyarenko L.A., y Derkach V.D.: *Boriding - an effective means of increasing the surface wear resistance of steel*; Instituto de Ciencia de Materiales de la Academia de Ciencias de Ucrania; Kiev, 1968.
7. Lyakhovich L.S. y Voroshnin L.G.: *Phase Composition of Boride Layers on Alloy Constructional Steels*; Belorussian Engineering Institute, 1965
8. Puchkov E.P., Lyakhovich L.S. y Voroshnin L.G.: *Structure and Characteristics of Formation of the Transition Zone in the Boriding of Medium-Carbon Alloy Steels*; Belorussian Engineering Institute.
9. Smirnov V.P., Bepalov A.G., Zolotukhin B.N. y Pavlinov J. V.: *Redistribution of Component in Kh15N15 Steel During Boron Impregnation*; Moscú, 1969.
10. Blok N.I. y Kozlova M.N.: *Phase Analysis, Structure, and Properties of Heat-Resisting Steel and Alloys*, Oborongiz, 1960.
11. Pasechnik S. V. y Korotkov V.D.: *Electrolytic Boriding of Cast Irons*; Metallurgizdat, Moscú, 1961.
12. Kunst H., Schaeber O.: *HTM 22 (1967) 4, 275-292.*
13. Protsik V.G., Kozub V.V.: *Effect of Complex Boride Coatings on Wear Resistance of Steel*; Instituto de Físico-Mecánica, Academia de Ciencias de Ucrania, Kiev, 1973.

14. Pasechnik, Korotkov, Lokatosh, Afanas'ev, Obednin, Ryazhskikh, Khabarov, y Venevtsev: Electrolytic Boriding and Boroaluminizing of Carbon Steels; Voronezh Technological Institute, 1970.
15. Prosvirin V. I. y Gerasimov L.V.: Boroaluminizing with Pastes Containing a Small amount of Aluminum; Riga Institute of Civil Aviation Engineers.
16. Deger M., Riehle M., Schatt W.: Neue Hütte 17 (1972).
17. Pokhmurskii V.I.: Influence of Diffusion Coatings on the Strength Properties of Steels; Instituto de Física-Mecánica, Academia de Ciencias de Ucrania
18. Karpenko G.V., Pokhmurskii V.I., Protsik V.G. y Zamikhovskii V.S.: Effect of the Chemical Composition of Steels on the Structure of Diffusion Layers and Fatigue Strength after Diffusion Boriding; Instituto de Física-Mecánica, Academia de Ciencias de Ucrania, 1970.
19. Zamikhovskii, Pokhmurskii y Karpenko: Influence of Some Forms of Chemico-thermal Treatment on the Fatigue and Corrosion-Fatigue Strengths of Steel 45; Instituto de Física-Mecánica, Academia de Ciencias de Ucrania,
20. Lyakhovich L.S. y Bragilevskaya S.S.: Effects of Boriding on the Oxidation Resistance of Steel 45; Belorussian Engineering Institute.
21. Voroshnin L.G., Lyakhovich L.S. y Shinkevich A.N.: Corrosion and Wear Resistance of Borided Layers; Belorussian Polytechnic Institute, 1969.
22. Épik A.P., Shavlovskii E. N., Mironov E. A., Kotlyarenko L. A.: Properties of Diffusion Carbide and Boride Coatings on Structural Steels; Academia de Ciencias de Ucrania; 1978.
23. Aliev A.A. y Volkov V. A.: Hydroabrasion Wear Resistance of Boride Coatings Obtained Under Electrical Heating Conditions; Astrakhan Technical Institute of the Fishing Industry and Economics., 1976.