

97
2 Ecu.



Universidad Nacional Autónoma de México

FACULTAD DE INGENIERIA

**ESTUDIO SOBRE EL BORADO DE ACEROS COMERCIALES
EMPLEANDO SALES FUNDIDAS**

T E S I S

Que para obtener el título de:
INGENIERO MECANICO ELECTRICISTA

P r e s e n t a n :

**OLMOS BRAVO FELIX
INIESTRA RAMIREZ ANTONIO
RIVERA RODRIGUEZ JORGE**

Director de Tesis: M.C. ARTURO BARBA PINGARRON

México, D. F.

1985





Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas Tesis Digitales Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS © PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

BORADO DE ACEROS UTILIZANDO SALES FUNDIDAS.

CAPITULO I

Introducción.

Difusión	1
Análisis Matemático de la Difusión	2
Medición Experimental de la Difusión	7
Tipos de Difusión.	8
Mecanismos Atómicos de Difusión en Volúmen	12
Ejemplos de Saturación por Difusión.	14
Tratamientos Termoquímicos	16

CAPITULO II

Borado	19
Materiales adecuados para el Borado.	20
Agentes Borantes y Diversos procesos para Borar.	25
Sales fundidas sin Electrólisis.	33
Procesos de Borado con Sustancias Sólidas.	34
Ferro-boro	36
Carburo de Boro.	37
Borados Complejos.	37
Microestructura	41
Estructura de los Boruros de Hierro.	41

Propiedades Físicas	45
Esfuerzos Internos.	45
Coeficientes de Expansión	46
Resistencia y Tenacidad	48
Resistencia a la Fatiga	50
Densidad.	53
Propiedades Químicas.	54
Resistencia a la Oxidación.	54
Comportamiento ante el Nitrógeno y Amoniaco	55
Resistencia a los Acidos.	55
Resistencia a la Corrosión.	57
Resistencia a los Acidos de las Capas Boradas	58
Resistencia a la Corrosión de las capas boradas en solu ciones Acuosas en sales y Alcalis	59
Resistencia al Desgaste de las capas Boradas.	60
Tratamiento térmico Posterior	61
Aplicaciones del Borado de Materiales	66
Aspectos Económicos del Borado.	67

CAPITULO III

Experimentación Borado de Aceros por el Método de Inmer sión en Baño de sales fundidas (resumen).	69
Resultados.	72

CAPITULO IV

Conclusión.	80
Bibliografía.	83

CAPITULO I

DIFUSION

Difusión es el mecanismo de transporte de materia a través de ella misma. A causa de que el movimiento de los átomos individuales o partículas se ve obstruido siempre por sus vecinos, resulta una serie sin fin de recorridos y colisiones, pero el resultado de un gran número de - - acontecimientos de esta naturaleza es el desplazamiento de materia, cuyas fuerzas responsables pueden analizarse termodinámicamente. Un aspecto importante del proceso di fusivo es su irreversibilidad y de ahí el incremento entropico. El movimiento molecular libre en los fluidos - origina la desaparición rápida de las diferencias en la concentración. En los sólidos, y en particular los cri talinos, los átomos se hallan ligados más fuertemente en tre sí a sus posiciones de equilibrio. Pero aun en este caso existe un elemento de incertidumbre debido a las vi braciones térmicas que tienen lugar en el sólido y que - permiten desplazar algunos átomos a través de la red. Un número grande de tales movimientos conduce a un transpor te de la materia significativo conocido como difusión en estado sólido, detectable experimentalmente por trazado- res radiactivos. En una mezcla, tal como una aleación bi naria, tiene lugar el proceso de interdifusión, esto es - la difusión de un componente por la red del otro.

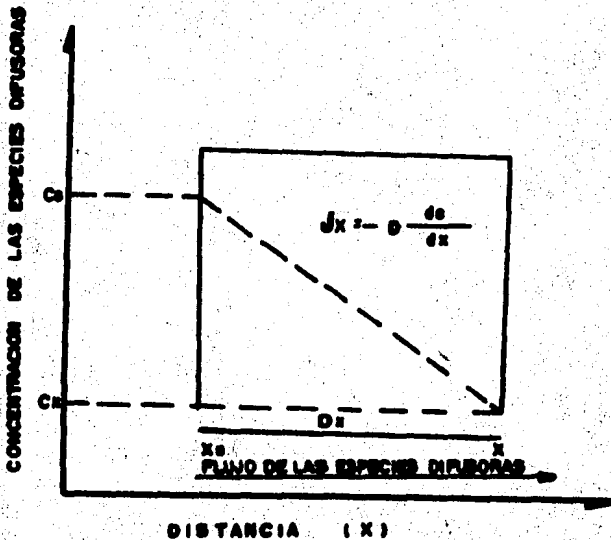
ANALISIS MATEMATICO DE LA DIFUSION

En la figura 1 se ilustra el sistema de difusión más sencillo posible. En esta gráfica el flujo de las especies que difunden J_x se considera positivo de izquierda a derecha por que se desplazan de una concentración elevada C_a a otra menor C_x , en una distancia Ax bajo condiciones de estado estacionario. El flujo está definido como la proporción de material que pasa por un área unidad normal al flujo (éste es un vector) por unidad de tiempo. En este caso las concentraciones C_x y C_a son constantes, -- también lo es dc/dx , y puesto que $C_a > C_x$, el gradiente de concentración es negativo de izquierda a derecha. La cantidad de material que pasa a través de la placa en la figura incrementa con el incremento de área A y con el gradiente dc/dx . El coeficiente de proporcionalidad para este sistema es análogo al de la conductividad eléctrica en el caso de la corriente eléctrica y se conoce como la difusividad o coeficiente de difusión D . La conducta del flujo acabado de describir esta dado por la siguiente ecuación: $J_x = -D \frac{dc}{dx}$ Esta expresión se conoce como la primera ley de Fick.

Con mayor frecuencia que el caso anterior tiene lugar la variación de la concentración de las especies que difunden (es decir, varía C_x en la figura anterior) con -

el tiempo. Esto es, bajo estas condiciones no estacionarias, el gradiente dC/dx y, por lo tanto el flujo J_x -- cambia con el tiempo. Con lo cual, lo anterior se representa así: $dC_x/dt = d/dx \left(D \frac{dC_x}{dx} \right)$

A esta ecuación se le conoce como la segunda Ley de Fick. Ecuaciones como lo anterior se encuentra con frecuencia en problemas prácticos al transporte de calor o de masa. Es de interés particular el caso de la difusión en un sólido semi-infinito como la fig. 2. Aquí la concentración de las especies difusoras C_x varía con la distancia x , tiempo t y la difusividad D .



Si este último no depende de la concentración (supo-
sición que debe comprobarse en cada caso) la ecuación an-
terior se simplifica en la siguiente:

$$\frac{dCx}{dt} = D \frac{d^2Cx}{dx^2} \quad (A)$$

Esta ecuación diferencial se ha resuelto muchas ve-
ces para condiciones como la presentada en la fig. (2) -
Este método general de solución se da en la ecuación - -

$$\frac{Cf - Co}{Cs - Co} = 1 - e \left(\frac{x}{2 \sqrt{Dt}} \right) \quad (B)$$

en la cual la función $e(y)$ es la integral normalizada de
probabilidad o función gaussiana de error. Los valores -
 $e(y)$, lo mismo que otras funciones matemáticas comunes -
se encuentran tabuladas. Haciendo uso de la ecuación an-
terior es posible evaluar cuantitativamente la informa-
ción de la fig (2) o en otra gráfica. Así se ha realiza-
do en la fig (3) que es una gráfica de $1 - e(y)$ frente -
 $e(y)$ convertida a los términos de la ecuación (B). La -
importancia de la curva de la figure reside en la inte-
rrelación demostrada del tiempo, distancia, difusividad-
y concentración durante la difusión. Cuando Co y Cs son
conocidos lo mismo que D , Cx debe ser función de x/\sqrt{Dt} .
Por ejemplo cuando deseamos duplicar la profundidad de-

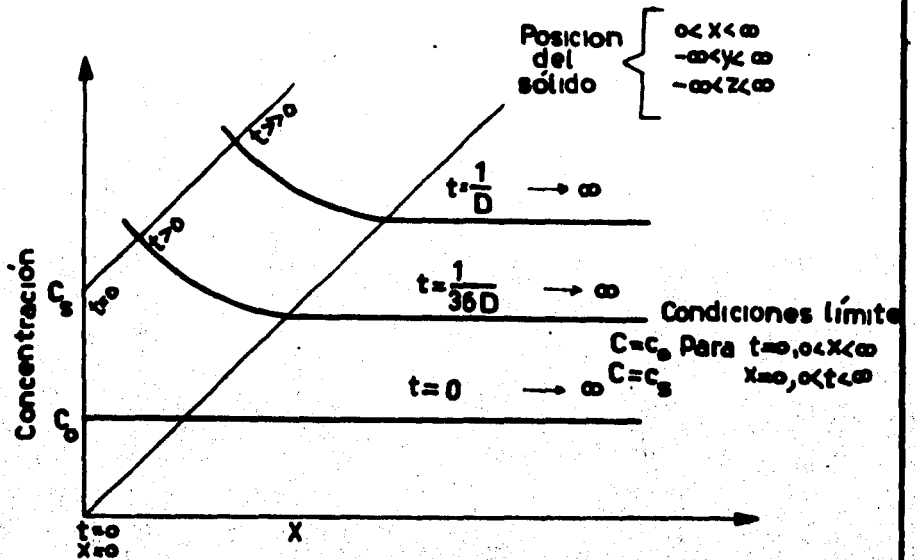


Fig.-2 DIFUSION EN UN SOLIDO SEMI-INFINITO

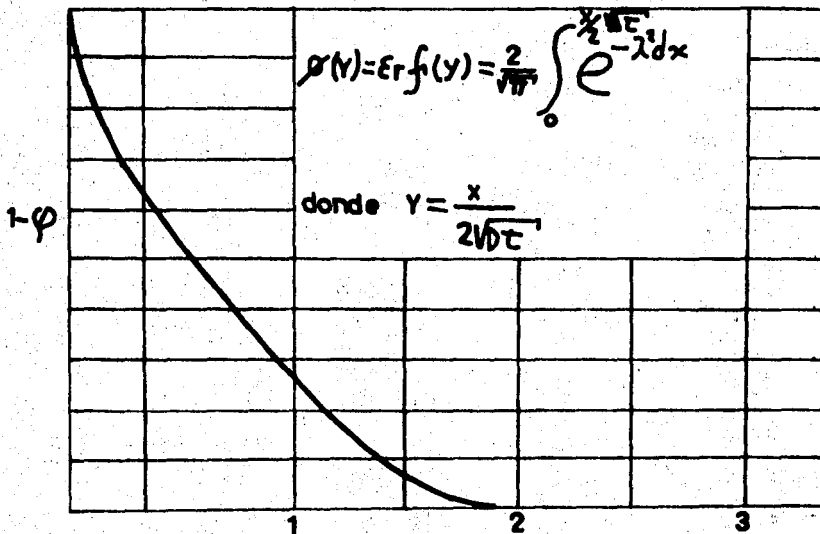


Fig.-3 USO DE LA FUNCION GAUSIANA DE ERROR PARA LA DIFUSION

penetración el tiempo de difusión debe hacerse cuatro veces mayor y cuando se desee una profundidad n veces la original el tiempo debe variar n^2 . También debe observarse que los cambios de difusividad son equivalentes a los cambios en los tiempos de difusión; por ejemplo: si se duplica el valor de D , se necesita la mitad del tiempo para alcanzar la misma profundidad del caso. Por el mismo procedimiento se calcula que se logran iguales grados de saturación con objetos de forma similar. Para que un punto (por ejemplo, el centro) alcance cierta concentración o para difundir en una fracción dada de la cantidad requerida para la saturación total, es preciso únicamente mantener el mismo valor de L/\sqrt{Dt} , donde L es una dimensión que se caracteriza el tamaño del objeto. La aplicación de los principios geométricos de semejanza permite una considerable libertad de elección de L . Por ejemplo si deseamos obtener la misma concentración promedio en una serie de cubos de diferentes tamaños, necesitamos únicamente mantener constante L/\sqrt{Dt} para todos los cubos, donde L es la longitud de la arista del cubo y t el tiempo de difusión para cada cubo, de la misma forma L podría ser el espesor de hojas muy largas o un lado de una serie de paralelepípedos semejantes geométricamente. Es claro, entonces, que L/\sqrt{Dt} es un poderoso medio en la generalización de los principios por los cuales opera la

difusión en muestras de cualquier tamaño y también de cuenta de los cambios en la difusividad de los materiales. Aunque estas soluciones implican la suposición de una difusividad constante, también son factibles soluciones exactas para la ecuación $\frac{dCx}{dt} = D \frac{d^2Cx}{dx^2}$ cuando D varía con la concentración.

MEDICION EXPERIMENTAL DE LA DIFUSION

Los conceptos desarrollados en la sección anterior sirven como un bosquejo general para el manejo total de los datos experimentales de difusión. La mayoría de las mediciones se han realizado colocando dos bloques de material en contacto íntimo (haciendo así un par de difusión) y midiendo la composición, distancia, tiempo y temperatura. La dificultad de esta técnica está en la preparación adecuada de la muestra y en la medición segura de la composición en una escala muy fina y precisa.

Un par puede hacerse colocando dos bloques diferentes en contacto, o en el caso de dos metales, por electrodeposición de uno sobre el otro. La muestra se corta en un plano igual al presentado en la fig. (2).

La composición se determina por medio de un análisis de rayos X, pruebas de dureza, o en las especies radiactivas mediante una de las diversas técnicas de conteo de la radiación. En el caso de la difusión del carbono en hierro, por ejemplo: es posible utilizar el exámente mi-

microestructural, como una indicación del contenido de carbono.

Otra alternativa es seccionar el par paralelamente a la superficie mostrada en la fig. (2) y analizarla mediante rayos X, espectrometría de masas o por análisis químicos de vía húmeda con virutas removidas de la muestra.

El resultado de la medición de una composición tal se muestra en la fig. (2). Cuando este tipo de medición se repite a diferentes temperaturas es posible hallar la difusividad D , a estas temperaturas, desde la relación mostrada en la fig. (3). Se ha encontrado que la difusividad de muchos materiales obedece a la ecuación de Arrhenius $D = D_0 \text{ Exp}(-Q/RT)$ (5)

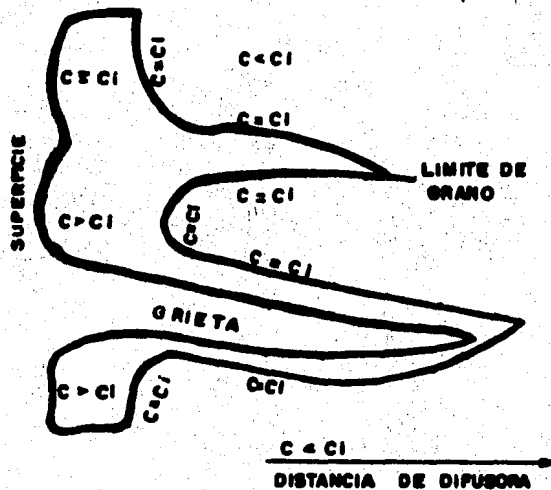
Las ecuaciones 4 y 5 juntas, especifican de una manera total el proceso de difusión. Los aspectos del tiempo, distancia, y temperatura, se evalúan en la práctica por los procedimientos anteriormente descritos.

TIPOS DE DIFUSION

En general, la barrera cinética al movimiento de un átomo a través de una red cristalina es mayor que la del movimiento por un líquido o gas, lo cual se refleja en una entalpia Q , que es necesaria para la difusión en volumen a través de un sólido que la correspondiente a un líquido o gas.

La difusión en volúmen es importante para un caso como el mostrado en la fig. (4). Si un límite de grano estuviera presente en la dirección X, en la figura anterior podría esperarse que un átomo que se difunde se moviera más fácilmente en el que por la red, porque el límite de grano es una región de mayor energía, su presencia, por lo tanto, reduce la cantidad de energía de activación que debe llegar de otros conductos antes de que el átomo difunda.

FIG. 4 Perfil de concentraciones iguales de superficie límite de grano y difusión de masa en el mismo sólido.



Esta energía de activación para la difusión del límite de grano es menor que la de volúmen, si existe una grieta en la dirección X en nuestra mencionada figura, - los átomos podrían ser transportados hacia el interior - por difusión superficial. La fig. (4), ilustra esquemáticamente estos tres tipos de difusión. En ella se ha dibujado un perfil de igual concentración para el mate---

rial que difunde hacia la derecha por un mecanismo de volumen, límite de grano y superficie. La cantidad de energía necesaria para cada uno de estos tipos expresada relativamente de uno a otro nos da $Q_{vol} > Q_{lg} > Q_{sup}$

En muy pocos sistemas en los cuales las tres entalpias de activación se han determinado, se ha encontrado los siguientes valores relativos $Q_{vol} : Q_{lg} : Q_{sup}$: 4:3:2 ó 4:2:1. Simultáneamente los valores típicos de D_0 son $D_{vol} > D_{log} > D_{sup}$ y oscilan entre 0.1 y 1.0 cm^2/seg .

Los tres coeficientes de difusión pueden disponerse así $D_{vol} > D_{log} > D_{sup}$, para las temperaturas de interés en las reacciones de estado sólido. La fig. (5) resume los datos típicos para la difusión de la plata como una función de la temperatura. La desigualdad anteriormente expresada de los coeficientes de difusión puede invertirse; por ello no tiene importancia práctica en casos como la plata, por ejemplo donde la temperatura está muy encima del punto de fusión. La importancia de los tres tipos de difusión en el proceso actual no depende únicamente de coeficiente de difusión. La cantidad de material transportado por uno de los tres tipos aludidos está dado por la 1era. Ley de Fick. Para el mismo gradiente de composición, la cantidad de material transportado depende también del área efectiva a través de la cual difunden los átomos. Si el "espesor" efectivo de un límite de grano o de una superficie difusora se supone que tiene un camino de varios espacios atómicos ($\sim 10^{-7}$ cm), -

las áreas son muy pequeñas en comparación a las de difusión en volúmen. Los datos mostrados en la fig. (5) sugieren que únicamente a temperaturas muy bajas, cuando el valor de D_{vol} ha descendido mucho más que los restantes, los límites de grano y la superficie se hacen importantes realmente como caminos de transporte de masa. También es posible demostrar que la difusión del límite de grano compite con el de volúmen únicamente en material de grano muy fino, dependiendo de la relación D_{ig} y D_{vol} . En procesos tales como sinterización y oxidación, la difusión de límite de grano y de superficie son de gran importancia.

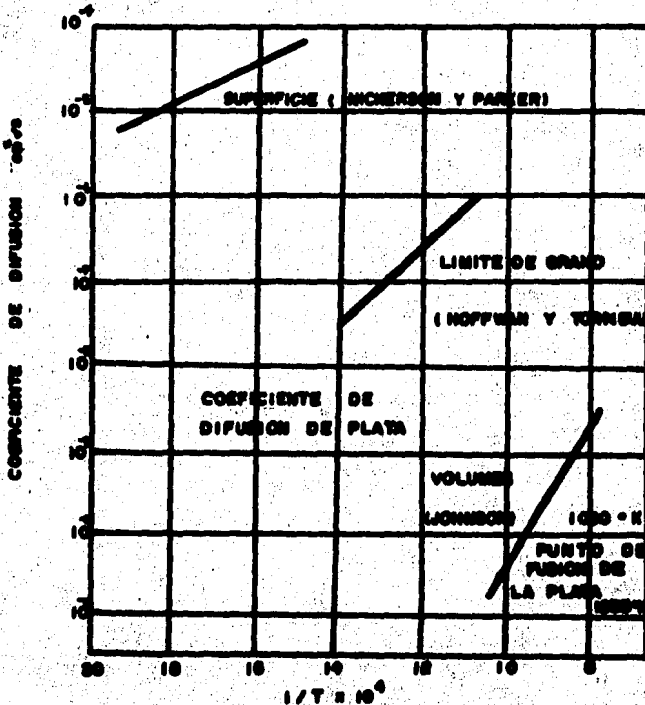


Fig. 5 Coeficiente de difusión en la Plata.

MECANISMOS ATÓMICOS DE DIFUSIÓN EN VOLUMEN

Se conocen razonablemente bien los mecanismos de movimiento de los átomos o moléculas en los fluidos. En la mayoría de los gases, las moléculas se desplazan en una línea recta hasta que chocan. El cambio de trayectoria como resultado de estas colisiones se puede deducir.

El movimiento acumulativo o resultante de estas moléculas queda predeterminado por los parámetros de colisión, y por este procedimiento obtendremos las propiedades difusivas del gas en cuestión. De los sólidos sin embargo, el mecanismo es menos claro. De una manera u otra, un átomo en cierta posición de la red es transferido a un lugar adyacente. Este es la etapa básica en el proceso de difusión, pero el método actual por el cual ésta transferencia tiene lugar no ha sido demostrado sin ambigüedad. La fig (6) muestra algunas posibilidades. En 6a, un átomo se mueve a la siguiente posición de la red ocupando un lugar vacante o vacancia, en la 6b ocupa una posición fuera de la red y tenemos así un átomo intersticial que está libre para moverse. En la fig (6c) los átomos de un anillo se desplazan a sus posiciones adyacentes. En la fig (6d) dos átomos intercambian de posición. El mecanismo más probable en la difusión propia y la sustitucional de elementos sólidos - iones metálicos o cerámicos, parece ser la de vacantes. Si estos se hallan presentes, la energía de activación para la difusión es únicamente la requerida para que un átomo salga de un conjunto de vecinos y se mueva

a un lugar vacante de otro conjunto. Se ha encontrado un acuerdo razonable entre las difusividades observadas y - las calculadas en base a este modelo. El mecanismo intersticial es importante en dos casos. Un átomo de soluto, cuando es lo suficientemente pequeño como para disolverse en forma intersticial, se mueve más fácilmente por este mecanismo. Así sucede con el carbono, nitrógeno, -- oxígeno e hidrógeno disueltos en los silicatos de los vidrios y otros materiales vítreos. En estos casos las difusividades son muy elevadas a temperaturas sorprendentemente bajas. La difusión de los átomos suficientemente pequeños para estar presentes en posiciones intersticiales en la red afecta enormemente la conducta mecánica de los metales. La difusión intersticial también tiene lugar en materiales sujetos a la irradiación neutrónica. - Los neutrones de energía elevada proporcionan la necesaria para "arrancar" un átomo de un lugar de la red a una posición intersticial desde la cual puede moverse libremente. En todas las restantes soluciones sólidas sustitucionales sin embargo, la cantidad de energía requerida para colocar un átomo en su posición intersticial, por - excitación térmica es demasiado grande para que este tipo de difusión tenga lugar en escala significativa. El - mecanismo de intercambio directo mostrado en la fig (6) - es poco probable porque requiere una energía de activación muy elevada. En cambio, el del anillo exige una - suficientemente pequeña que permite que se opere - -

en algunas ocasiones y explica algunas observaciones experimentales.

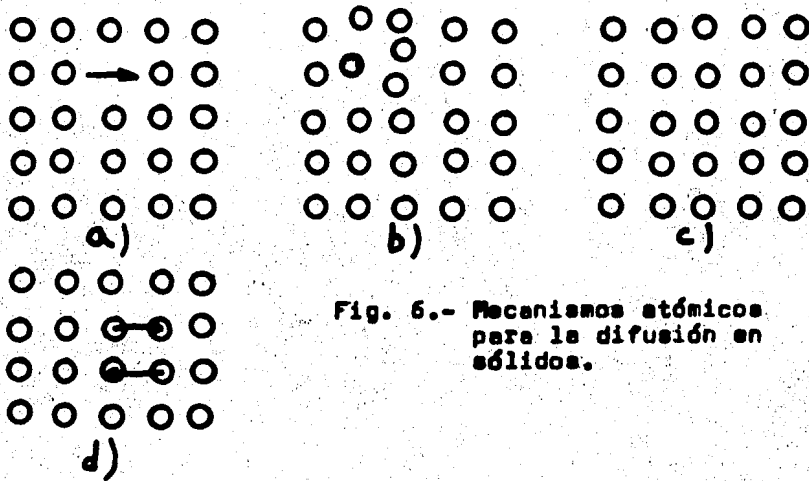


Fig. 6.- Mecanismos atómicos para la difusión en sólidos.

EJEMPLO DE SATURACION POR DIFUSION

Supongamos que tiene lugar la saturación del metal A con metal B, que forman el diagrama de estado dado en la figura (6). En el momento inicial de la difusión a la temperatura T_d los átomos del metal B penetran en la red cristalina del metal A, como resultado de lo cual se forma solución sólida. A medida que llegan los átomos del metal B del medio ambiente, el espesor de la capa de solución 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 del metal B en la capa superficial alcanza su máxima saturación a la temperatura dada (punto a).

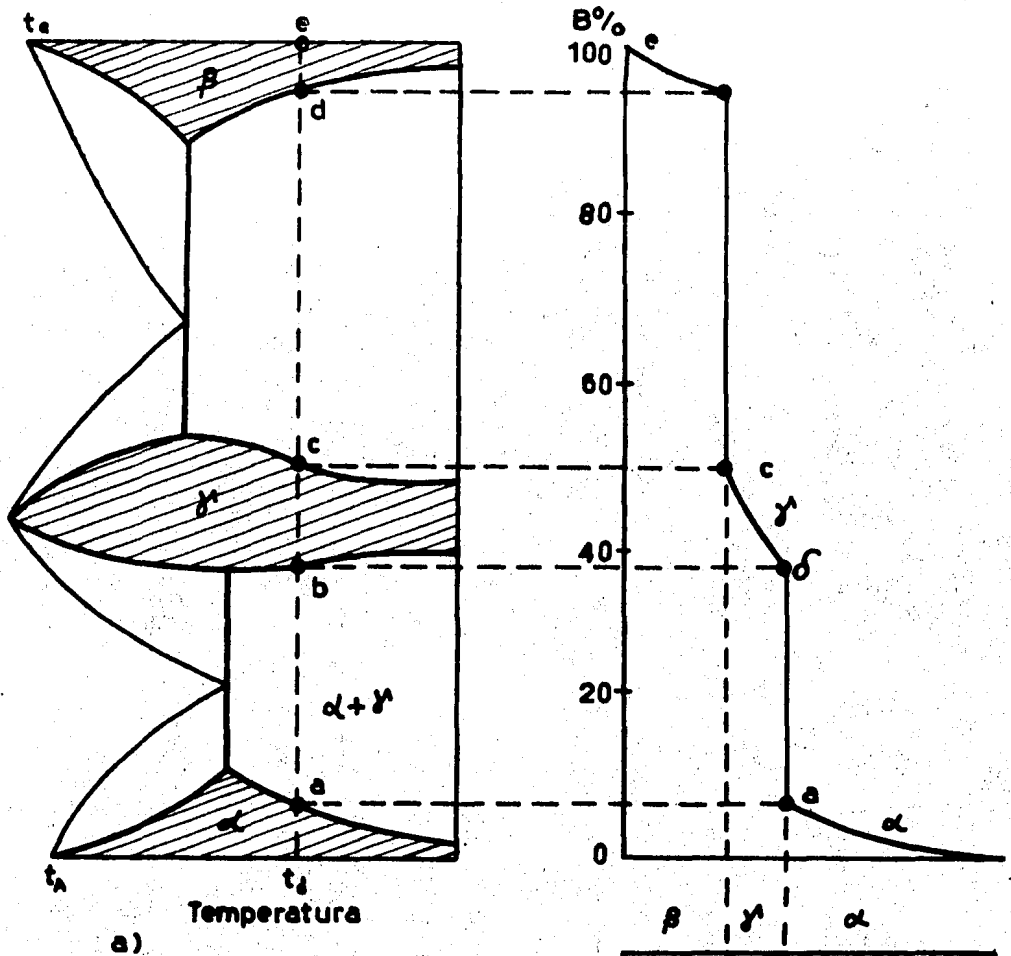
Al alcanzar la saturación límite en la capa surgen centros de nucleación de fase γ ; después de un tiempo de terminado la fase γ forma una capa continua.

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

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

Puede observarse que, en los límites de interfase de β y γ , así como de γ y α se establece un salto brusco de concentraciones.

Las capas bifásicas ($\alpha+\gamma, \gamma+\beta$) se forman en la capa difundida solamente como resultado de la descomposición de las soluciones sólidas α , γ y β durante el enfriamiento desde la temperatura de saturación.



a) 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 la fase vienen dadas para la temperatura a la cual tiene lugar la saturación por difusión

b) Distancia desde la superficie

TRATAMIENTOS TERMOQUIMICOS

Se llama tratamiento termo-químico a la saturación superficial de un material (ferroso o no ferroso) con un elemento (por ejemplo con carbono, nitrógeno, aluminio - cromo y otros) por difusión desde el medio ambiente efectuado a alta temperatura.

El tratamiento termo-químico 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, por ejemplo, la disociación del amoníaco con la separación del nitrógeno elemental por la reacción $2\text{NH}_3 \rightarrow 2\text{N} + 3\text{H}_2$ y del monóxido de carbono con la separación de carbono elemental por la reacción $2\text{CO} \rightarrow \text{C}_2 + \text{C}$.

2) Contacto de los átomos del elemento difundidor con la superficie de la pieza a difundir y la formación de enlaces químicos con los átomos del material básico.

3) Difusión, es decir, penetración del elemento saturador en las profundidades del material.

CEMENTACION. La cementación consiste en carburar una capa superficial del acero, rodeándolo de un producto carburante y calentándolo a temperatura adecuada. Una vez terminada la operación, se temple y revisa la pieza quedando con gran dureza superficial y buena tenacidad en el núcleo. Se distinguen varios tipos fundamentales entre ellos:

1) Cementación Sólida. En este proceso el medio se-

turante es el carbón vegetal activado, como también el semicoque de hulla y el coque de turba, es decir carburantes sólidos.

2) Cementación gaseosa. Esta se realiza mediante el calentamiento de la pieza en un medio de gases que contiene carbono.

Los aceros empleados son de bajo contenido de carbono, no superiores a 0.30%, utilizándose también aceros aleados con níquel, cromo y molibdeno, especialmente adecuado para la cementación.

NITRURACION. La nitruración es un tratamiento que tiene por objeto aportar nitrógeno en forma de nitruros de hierro a la capa superficial de los aceros, con lo que se consigue endurecerla extraordinariamente. Esto se realiza calentando el acero a una cierta temperatura (480-700°C) en una corriente de amoníaco, durante 1 ó 4 días. El amoníaco se disocia con la temperatura.

CIANURACION. La cianuración es un tratamiento que tiene por objeto endurecer una capa superficial del acero por la acción combinada del carbono y el nitrógeno. Puede considerarse, por tanto, la cianuración como un procedimiento mixto de cementación y nitruración. El tratamiento se realiza calentando las piezas a (750-950°C) en un baño de cianuro sódico (30-40%), carbonato sódico (30-40%) y cloruro sódico (20-30%). La temperatura de fusión del baño es de unos 600°C.

CARBONITRURACION. La carbonitruración es un tratamiento con el que se consigue endurecer una capa superficial de los aceros para la absorción simultánea de carbono y nitrógeno. Se ha llamado a la carbonitruración, -- cianuración gaseosa, pues el fin de tratamiento es el mismo aunque varía el medio empleado, ya que la cianuración se realiza por medio de cianuros en estado líquido a la temperatura de la operación y la carbonitruración -- por medio de gases. La operación se desarrolla de una manera muy parecida a la cementación gaseosa.

Se utiliza un gas portador formado generalmente por 21% de CO, 40% de H₂, 35% de N₂, 1% de CH₄ y pequeñas -- cantidades de CO₂, O₂, vapor de agua y un gas activo, -- que en este caso es el amoníaco. También se añade una -- pequeña proporción de metano, dependiendo de ella la -- -- -- aportación de carbono a la capa superficial del acero.

BORADO

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

Mediante el proceso termoquímico de borado se difunde boro sobre toda la superficie de los aceros y una larga 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 o gaseosa. Inclusive el boro también se puede difundir simultáneamente o consecutivamente con otros elementos (como serían 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°C-1000°C aunque en la mayoría de los casos éste se efectúa a -- 900°C. La gama de temperaturas de utilización es función de la aleación de base a borurar. En general se podría indicar que el intervalo 900°C - 1000°C permite el borado de la mayor parte de las aleaciones.

La duración del tratamiento depende del espesor de la capa de boruro deseado 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 ejemplo aceros refractarios, se recomiendan espesores entre 15 y 30 μ 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 estructura de las capas boradas está formada por una sola fase de FeB ó por dos fases FeB y Fe₂B o bien (Fe, AE)₂B y una solución sólida donde AE es un elemento aleante.

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 adecuados para someterlos a borado. La siguiente clasificación muestra los aceros más comunmente seleccionados.

nados para realizar el borado en ellos (tabla-1)

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

Puesto que la capa borada está sujeta al desgaste y no el sustrato de una pieza de trabajo borada, éste 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 borado 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% 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 material.

TABLA - 1

Kh17N2	0.01% C, 17%Cr, 2%Ni
Kh18NIOT	0.01% C, 18%Cr, 10%Ni, 1%Ti
Kh17	0.01% C, 17%Cr,
KhVG	0.01% C, 1%Cr, 1%W, 1%Mo
3Kh2V8	0.03% C, 2%Cr, 8%W
9KhZ05	0.04% C, 1%Cr, 1%Si
4Kh13	0.04% C, 13%Cr,
Kh18N9T	0.01% C, 18%Cr, 9%Ni, 1%Ti
3Kh2V8	0.03% C, 2%Cr, 8%W
40Kh	0.04% C, 1%Cr,
30KhN2	0.30% C, 1%Cr, 2%Ni
30KhN1	0.30% C, 1%Cr, 1%Ni, 9%Mo
30Kh2N1	0.30% C, 2%Cr, 1%Ni, 9%Mo
30Kh2N2M	0.30% C, 2%Cr, 2%Ni, 1%Mo
40Kh3	0.40% C, 3%Cr
30KhGSNA	0.30%Cr, 1%Cr, 1%Mn, 1%Si, 1%Ni
30KhGSA	0.30% C, 1%Cr, 1%Mn, 1%Si
Kh12F1	0.01% C, 12%Cr, 1%
40Kh5	0.40% C, 5%Cr,
Kh15N15	0.01% C, 15%Cr, 15%Ni
40G	0.40% C, 1%Mn
40G2	0.40% C, 2%Mn
40N	0.40% C, 1%Ni
40N2	0.40% C, 2%Ni
40M	0.40% C, 1%Mo
40M(0.3)	0.40% C, 0.3%Mo
40M(1.1)	0.40% C, 1.1%Mo
40M2	0.40% C, 2%Mo

TABLA - 1

(continúa)

40T	0.40% C, 1%Ti
40V	0.40% C, 1%W
40VZ	0.40% C, 2%W
Armco Iron	Hierro de Alta Pureza
St 45	Acero estructural al 0.45% C
St 20	Acero estructural al 0.20% C
St 40	Acero estructural al 0.40% C
U8	Acero al 0.8% C
U10	Acero al 1% C
St 3	Acero estructural al 0.03% C
ShKh15	

Experimentos realizados acerca de la influencia de elementos aleantes en el borado, obtuvieron resultados que demostraron, que las capas boradas de aceros al carbono, aceros aleados y de hierro armco consistieron de solo 3 fases, llamados FeB, Fe₂B y una solución sólida. Esto demuestra que, durante el borado de acero aleado -- con cualquier elemento investigado, no se forman boruros especiales en las capas por difusión, ésto es boruros de los elementos aleantes.

La cantidad del boruro FeB en las capas 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 éste boruro en la capa. Así en el caso particular de los aceros 30 KNMH, 30Kh2NM, 30Kh2N2M, el contenido de boruro FeB de estos aceros alcanza 70-75%.

Para decir si las fases en consideración son boruros de hierro puro o de substancias de composición -- compleja, los autores determinaron los parámetros de red de estos boruros, obteniendo los valores a continuación espuestos:

Fe ₂ B - a=5.100 Å	C=4.241 Å	c/a = 0.831
FeB - a=4.059 Å	b=5.495 Å	c = 2.952 Å

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

Fe ₂ B - a=5.099 Å	C=4.240 Å	c/a = 0.832
FeB - a=4.053 Å	b=5.495 Å	c = 2,946 Å

De acuerdo a Mirkin:

$$\begin{array}{lll} \text{Fe}_2\text{B} - a=5.109 \text{ \AA} & c=4.240 \text{ \AA} & c/a = 0.8317 \\ \text{FeB} - a=4.061 \text{ \AA} & b=5.506 \text{ \AA} & c = 2.952 \text{ \AA} \end{array}$$

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.

Se puede llegar a la conclusión de que, en el boro de aceros aleados, los boruros FeB y Fe_2B contienen, además del hierro y boro, cierta cantidad de elementos aleantes disueltos en ellos; sería más apropiado designar a estos boruros como $(\text{Fe}\Delta\text{E})\text{B}$ y $\text{Fe}\Delta\text{E})_2\text{B}$, donde ΔE es un elemento aleante. 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 níquel producen efectos mucho menores. La menor influencia inhibidora 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 es-

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 el Mo y Cr, 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 producido por el titanio, el cual suprime completamente el crecimiento de los granos austeníticos en dicha zona.

De los principales componentes del acero, el Cr forma los boruros más estables, y el Ni los 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 (rica en níquel) se forma.

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 de hierro, si está presente FeB ó Fe_2B . Además es posible evaluar la porosidad, la profundidad de-

la estructura acicular y de esa forma conocer la calidad de capa alcanzada.

Las características de cada capa son como sigue:

- CAPA**
- A: Capa de una sola fase, exclusivamente FeB.
 - B: Capa de dos fases, FeB y Fe₂B, capa completa.
 - C: Capa de dos fases, la capa de FeB más delgada que en B.
 - D: Capa de dos fases, pero solo agujas aisladas de FeB.
 - E: Capa de una sola fase, exclusivamente Fe₂B maxcadamente acicular.
 - F: Capa de una sola fase, exclusivamente Fe₂B, menos acicular.
 - G: Capa de agujas individuales de Fe₂B.
 - H: Capa de agujas muy aisladas de Fe₂B.
 - I: Zona de difusión.
 - K: Capa degenerada.
 - L: Capa de dos fases de FeB y Fe₂B uniformes, no aciculares.
 - M: Capa de una sola fase, de FeB ó de Fe₂B no acicular.

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

En la industria se espera 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 ejemplo, bajo grado de fragilidad y es posible el tratamiento térmico subsecuente del material base sin dañar la adherencia y las propiedades de la capa boreada.

Observaciones Generales de los agentes borantes y del proceso de Borado.

En la siguiente tabla se presentan los componentes utilizados como sustancias borantes de los agentes borantes concocidad y sus procesos, así como su composición.

TABLA - 2

ESTADO DEL AGENTE BORANTE	COMPOSICION	PROCESO
GASEOSO	BF ₃ , BCl ₃ , BBr ₃	A la temperatura de tratamiento.
	puro o con hidrógeno B ₂ H ₆ + Hidrógeno (CH ₃) ₃ B / (C ₂ H ₅) ₃ B	El agente gaseoso se extiende sobre la pieza, la cual ha sido previamente calentada en un horno de inducción.
	Na ₂ B ₄ O ₇ (NaCl/B ₂ O ₃) HBO ₂ + NaF	Electrólisis, - cátodo: la pieza. Anodo: grafito o platino

CONTINUA. - TABLA - 2

<p>LIQUIDO</p>	<p>Boro o compuestos de en fluoruro-fundido:</p> <p>B_4C ($NaCl/BaCl_2/NaBF_4$)</p> <p>$Na_2B_4O_7 + B_4C$</p> <p>Solución acuosa de $Na_2B_4O_7$</p>	<p>electrólisis, cátodo: la pieza. Anodo; agente borante en fluoruros disueltos.</p> <p>Inmersión en las sales disueltas.</p> <p>Inmersión en las sales disueltas.</p> <p>Calentamiento inductivo continuo en la solución acuosa.</p>
<p>SOLIDO</p>	<p>B_4C Na_3AlF_6 silicato.</p> <p>Ferroboro Na_3AlF_6 silicato de sodio.</p>	<p>calentando a través de inducción después de la aplicación de la pasta.</p>
	<p>Boro amorfo (activador.) Ferroboro (activador) B_4C activador.</p>	<p>Calentando en un horno de cámara, empaquetado en polvo o (parcialmente) pasta.</p>

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 dicloruro de boro y los componentes químicos de boro son los componentes que con mayor frecuencia se --

utilizan como agentes borantes gaseosos. Las propiedades más importantes de estos gases están enlistados en la tabla - 3.

TABLA - 3

NOMBRE	FORMULA	PESO MOLECULAR	CONTE-NIDO-TEORICO(B)%	M.P. (°C)	B.P. (°C)	OBSERVACIONES
Trifloruro de sodio.	BF_3	67.82	15.92	-128.8	-101	Muy sensitivo.
Tricloruro de boro.	BCL_3	117.19	9.23	-107.3	- 13	Aun con trazas muy ligeras de humedad.
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	
Trietil de boro.	$(C_2H_5)_3B$	98.01	11.04	- 95	95	
Tribromuro de boro.	BBr_3	250.57	4.32	- 46	90.01	Muy sensitivo aun a trazas muy ligeras de humedad.

Las características favorables de los agentes borantes gaseosos son: más uniforme la distribución del boro como resultado de la circulación del gas, mejora--

miento en la estabilidad de la temperatura dentro de la carga comparada con el proceso con el tipo de agentes - en polvos. y más fácil manipulación de las piezas, ya que no necesitan subsiguiente limpieza. Por estas razones, ha habido considerable esfuerzo 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 además también con otros elementos (Si, Cr, etc) en la práctica, el hidruro (B_2H_6) está descartado como agente borante ya que es altamente tóxico.

Proceso de Borado con sustancias líquidas. El borado puede llevar a cabo con sustancias líquidas en sales fundidas, con o sin electrólisis, y en soluciones acuosas con calentamiento de alta frecuencia. La siguiente tabla - 4, muestra los componentes disponibles y sus más importantes propiedades:

TABLA - 4

NOMBRE	FORMULA	PESO MOLECULAR	CONTENIDO TEORICO DE BORO(%)	M.P. (°C)	OBSERVACIONES.
Borax	$Na_2B_4O_7 + 10H_2O$	381.42	11.35	Se descompone a 60	No es conveniente fundirlo debido a su alto contenido H_2O .
Borax Anhidro	$Na_2B_4O_7$	201.26	21.50	741	Se disuelve a 200°C

TABLA - 4

(continúa)

Acido - Metabo- rico	HBO_2	43.83	24.69	Se des- compo- ne.	
Boro -- Fluoru- ro de - Sodio.	$NaBF_4$	109.81	9.81	"	
Acido - Borico	B_2O_3	69.64	31.07	450	Se di- suelve- a 200C.
Carburo de Boro	B_4C	55.29	78.28	2450.	

SALES FUNDIDAS CON ELECTROLISIS

Este proceso fue el único que se utilizó en la industria hasta hace poco y aun entonces fue utilizado -- con limitaciones. Orning y Schaeber describen el equipo de prueba en el cual la muestra o espécimen está conectada catódicamente en el borax fundido y una barra de grafito sirve como anodo.

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 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 anodo -- solo es recubierto por una capa delgadísima de boro.

SALES FUNDIDAS SIN ELECTROLISIS

Morosova y Florensova (27) produjeron, en una mezcla de 45% NaCl, 45% BaCl₂ y 10% B₄C, una capa borada de 300 μ m de espesor en acero con 0.1% C tratándolo durante 3 hrs. a una temperatura de 950°C, el tipo y la apariencia de esta capa no se conoce. Orning y Schamber (25) 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% NaBF₄ y 5% B₄C y 80% NaCl. El borofluoruro de sodio (Na BF₄) se descompone dando fluoruro de sodio y fluoruro de boro, el BF₃ gaseoso provoca una mezcla intensa de lo fundido, lo cual provoca una mezcla intensa de lo fundido, lo cual provoca que el carburo de boro, el cual tiende normalmente a estar en el fondo se eleve con los gases liberado.

Se encontró también que ni NaBF₄ ni BF₃ funcionan solo como agentes borantes; ya que el carburo de boro es indispensable.

Soluciones acuosas con calentamiento HF (de alta frecuencia o por inducción).

Experimentos con borax y ácido anhídrico bórico en soluciones con proporciones variables fallaron en producir capas boradas completas. Esto se debió a que los haluros de boro reaccionan fuertemente con el agua formando su ácido correspondiente. Por lo que la boruración con una solución acuosa de un calentamiento por inducción no fue exitosa.

Nuevas mezclas para borado líquido han sido desarrolladas para reemplazar la relativamente costosa mezcla de borax carburo de boro (30-40% B_4C + 60-70% borax). Las nuevas mezclas (30% SiC + 70% borax, 10% Cu_9O + 90% borax y 20% Mn_5 + 80% borax, etc.) son menos costosas pero producen capas a velocidades menores.

Las capas producidas por la mezcla 1) 30% B_4C + 70% borax, tiene una estructura de dos fases consistente de boruros FeB_yFe_2B . La cantidad de boruro FeB en la capa producida por la mezcla 2) 30% SiC + 70% borax, es escasa, y no forma una red continua. Las capas boradas producidas por las mezclas No. 3) 10% Cu_9O + 90% borax, y 4) 20% Mn_5 + 80% borax, consisten en una fase simple de boruro Fe_2B .

PROCESO DE BORURACION CON SUBSTANCIAS SOLIDAS

Algunas de las más importante 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 Schaeber 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 Minkevich había llegado a la conclusión de que sólo se lograba obtener una capa delgada y porosa.

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

TABLA - 7

NOMBRE	FORMULA	PESO MOLECULAR	CONTENIDO TEORICO DE B (%)	M.P. (°C)
BORO AMORFO	B	10.82	95-97	2050
FERROBORO	-	-	17-19	-
CARBURO DE BORO	B ₄ C	55.29	77.28	2450

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, borizar 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 obtendría una capa de espesor delgada y porosa. Kunst y Schaaber confirmaron los resultados de Newkirk, encontrando también que el boro amorfo reacciona más que el la forma de boro cristalino. 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 algunos valores son:

Boro cristalino (99%) : 1 m²/g.
 Boro amorfo (95-97%) : 12-15 m²/g.
 Boro amorfo (99.9%) : 24 m²/g.

Experimentos realizados usando aditivos al boro -- amorfo no produjeron ningún resultado satisfactorio. -- Otros experimentos con haluro de alcalinos y "haluros de alcalino-terreos" probaron que el fluoruro de bario -

es el componente más adecuado como activador.

En resumen se puede decir que el boro amorfo no solo resulta en una capa más gruesa sino en un incremento en la borizabilidad. No obstante, se forman 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.

FERROBORO

Las capas obtenidas con ferroboro no son técnicamente adecuadas ya que la mayoría son del tipo K.

Se encontró que la mezcla de ferroboro, óxido de aluminio y un activador producen capas considerablemente más gruesas, y el fluoruro de bario, probó ser un buen activador. Varios experimentos mostraron que es mejor no usar óxido de aluminio, y fluoruro de bario ya que, antes de la difusión del boro o simultáneamente con este, ocurre una difusión del silicio, el cual se presenta como una impureza en el ferroboro. El aluminio mostró los mismos efectos que el silicio cuando fue usado el ferroboro en el proceso de boruración.

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

Trabajos realizados con carburo de boro, han reportado resultado poco exitosos. Además se hicieron investigaciones con activadores tales como: cloruros de potasio, sodio, amoníaco y calcio, e incluso ácido bórico y borax, obteniéndose buenos resultados con los cloruros de sodio, potasio y amoníaco; sin embargo, los mejores efectos se lograron con borax.

Recientes experimentos, realizados con mezclas de carburo de boro con un tamaño de grano de 10 μ , sobre acero de alta pureza 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°C para tratamientos con duración de 2, 4 y 6 hrs. En aceros al carbono, el espesor de la capa no deberá exceder las 150 μ , ya que puede surgir el descascarillamiento de la capa debido a la formación de la capa de doble fase.

BORADOS COMPLEJOS

En los logros obtenidos en el proceso de borado 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 tal razón actualmente se hacen esfuerzos para llevar a cabo, simultáneamente o en sucesión, la impregnación de la superficie de los metales y aleacio-

nes con Si, Al, Cr, Ti, etc. Esto de hecho, ha sido -- muy reciente, por lo que datos experimentales no están disponibles todavía en la literatura.

Estudios realizados por Bezruchko y Protsik sobre los efectos del borado en las propiedades mecánicas y físicas de aceros estructurales mostraron que la fragilidad de la capa superficial se incrementa a la vez que aumenta sustancialmente la dureza superficial. Por lo tanto es importante encontrar métodos que mejoren la -- plasticidad de las capas boradas a la vez que simultáneamente retienen sus altos niveles de dureza y resistencia al desgaste. Pruebas realizadas con revestimientos de borados complejos bajo condiciones de extrema -- fricción mostraron que la adición de Cu y Al reduce la resistencia del acero mucho más que cuando este es saturado solamente con boro. Esta reducción en la resistencia al desgaste en el acero es insignificante cuando la mezcla reactiva contiene menos de 4% de Cu y Al.

Recubrimientos de borado complejo con adiciones de 4% Cu y 4% Al, 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. Sin embargo, fueron encontradas grietas en las superficies de algunas piezas boradas simples después de las pruebas a altas presiones específicas, no siendo -- así en los aceros recubiertos con borados complejos ba-

jo 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 recubrimiento complejo a los que han seguido tratamientos térmicos han demostrado que su resistencia a altas presiones es superior en un 15-20% mayor que la de los aceros que no han sido templados. Esto se debe al efecto benéfico del tratamiento térmico al incrementar la dureza del metal base, lo cual prevee alguna deformación sobre la capa del borado complejo, evitando el desmoronamiento de la capa, y reduciendo su desgaste. El T. 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/cm²) -- con estas capas.

Prosuirin y Grasinov determinaron, que, en el borado con pastas conteniendo aluminio, (en aceros Kh18 N9T y St3), cambia cuantitativa y cualitativamente la capacidad difundida, teniendo sustanciales efectos en la profundidad de penetración del recubrimiento en los aceros inoxidables, no siendo así en el caso del acero St3. Asimismo los altos valores promedio de la microdureza en el recubrimiento por difusión se extiende de la superficie de la capa hasta su interior. Aumentando la concentración de Al en la pasta de 2 a 10% se reduce el valor

promedio de la microdureza superficial de 1810 a 1600 -
kg/mm² para el acero kh 18 N9T (1150°C, 1h) y de 1750 a
1620 kg/mm² para el acero St.3 (1000°C, 3h).

Los resultado de las pruebas de resistencia al des-
gaste, realizadas con especímenes borados y boralumini-
zados indican que son tres o cinco veces mayor que la -
de especímenes sin recubrimiento.

MICROESTRUCTURA

ESTRUCTURA DE LOS BORUROS DE FIERRO

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

De acuerdo a ellos, FeB tiene una red rúbica con $a=0.4053$ nm; $b=0.5495$ nm y $c=0.2946$ nm.

La celda elemental está compuesta de 4 átomos de hierro y 4 átomos de boro.

El boruro Fe_2B puede interpretarse como una red trigonal con un par de sustitución.

La celda tiene las siguientes dimensiones:

$a=0.5078$ nm $c=0.4249$ nm y está compuesta de 12 átomos.

Puchko, Lyaknovich y Voroshnin realizaron un estudio sobre la estructura y características de la formación de la zona de transición en el borado de los aceros aleados.

La zona de transición es una zona diferente de la capa borada y el núcleo de la pieza ésta se encuentra entre la capa y el núcleo, del material, la zona de transición tiene una estructura perlítica o semejante a la perlítica, la cual no presenta grandes variaciones en la profundidad total de la zona de transición.

En los aceros al carbono borados, en la zona de transición abajo de la zona borada se encuentran inclusiones de carburos precipitado, el número de las cuales decrece con el incremento de la distancia desde la capa borada. En la zona de transición de los aceros al car-

bono el grano austenítico es mucho mayor que el del metal base.

Se ha establecido que los cambios estructurales en la zona de transición se deben a la acción simultánea -- del carbono y el boro, y además que el boro penetra en toda la profundidad de la zona de transición. La presencia del boro en el acero inhibe frecuentemente la -- formación de ferrita durante el tratamiento de normalizado. La cantidad de ferrita en un acero borado es menor que la de un acero análogo sin borar. Esto explica porque la estructura perlítica se forma en la zona de transición en concentraciones de acero 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 ésta acción del boro, disminuye con la elevación del contenido de carbono.

Así que, la reducción en el contenido de carbono a distancia mayor de la capa borada es compensada por la acción intensificadora del boro la cual cuenta con 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 los elementos aleantes en la capa saturada (capa boreada más zona de transición), han sido establecidas como a continuación se describe.

El titanio, el molibdeno, cromo y silicio reducen la penetración del boro, mientras que el Ni no tiene -- prácticamente efecto en ello. 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 boreada. El titanio, silicio y níquel aumentan la solubilidad del boro en la austenita.

Estudios efectuados sobre la distribución del carbono han demostrado que todos estos elementos 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 inhibitor 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.

Mo y Cr reducen generalmente la zona de transición y neutralizan en gran medida los efectos negativos del boro y el carbono en el crecimiento del grano austenítico. Ni y Si también disminuyen el espesor de la zona de transición, si bien en menor grado del que lo hace el Mo y Cr pero no teniendo efecto en la propensión del grano austenítico a crecer. El cambio más radical en la estructura de la zona de transición es producido por el titanio, el cual suprime por completo el crecimiento del grano austenítico en dicha zona.

PROPIEDADES FISICAS

Pruebas de dureza Vickers y Knoop.

En las pruebas de dureza en las capas boradas, debido a la fragilidad de las mismas por su extrema dureza, pueden fácilmente formarse grietas, por lo tanto, -- las grandes cargas deberán evitarse. Por esta razón, -- deberán usarse cargas de prueba de un máximo de 100 gr. (HV ó HK0.1) las cuales se usan generalmente en materias los duros.

Para las mediciones, deberán prepararse secciones pulidas del espécimen perpendiculares a la superficie -- en cuestión.

Los siguientes valores de dureza ~~se~~ han obtenido -- en literatura relevante al tema: FeB - 1900 - 2100 Hk
Fe₂B - 1800 - 2000 Hk

ESFUERZOS-INTERNOS

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 Fe₂B, ocurriendo esto entre los límites de FeB/Fe₂B, y sólo en raras casos esto se extiende al sustrato.

Otra causa de la aparición de grietas en capas bo-

radas, es por la formación de fases simples en delgadas capas de aceros de alta aleación, si estos están sujetos a esfuerzos de impacto.

COEFICIENTES DE EXPANSION.

Los coeficientes de expansión de FeB, Fe₂B y del sustrato frecuentemente son considerados como los posibles causantes de esfuerzos en las capas boradas.

Algunos experimentos para la obtención de los coeficientes de expansión fueron hechos en un horno de cubilote. Los cambios en la longitud de los especímenes fueron transmitidos con una verilla 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, debido a los cambios de temperatura fueron restados 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, hechos por el procedimiento anterior con la utilización de láminas de metal de 15 y 30 mm. de longitud como especímenes fueron:

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

El rango de 200 a 600°C se escogió debido a que los valores obtenidos bajo 200°C estuvieron un poco dis

persos, y sobre 600°C los especímenes desarrollaron frecuentemente, grietas.

Kunst da un coeficiente de expansión lineal de $9.2 \times 10^{-6} \text{K}^{-1}$ para una capa borada de fase simple (100- a 800°C) y de $5.2 \times 10^{-8} \text{K}^{-1}$ para una capa borada de dos fases.

Deger, Riehle y Schtt 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 Fe₂B, debido a los diferentes coeficientes de expansión.

En 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 muy alto, ocurre la alteración de la fase Fe₂B o la formación de grietas en la interfase de FeB/Fe₂B.

Las grietas que aparecen verticalmente a la superficie atravesando el sustrato ocurren principalmente cuando la conversión de $\gamma \rightarrow \alpha$ del sustrato está relacionada con el gran incremento de volúmen que los esfuerzos a compresión presentan en la fase Fe₂B hasta convertirse en esfuerzos a tensión. En capas boradas de fase simple, difícilmente ocurre la formación de grietas.

Pruebas de doblado efectuadas en láminas de metalborasa 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.

RESISTENCIA Y TENACIDAD

Se sabe que los esfuerzos de compresión residuales en las capas de la superficie de un metal deben aumentar la resistencia de las partes, ya que 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. Esto es cierto solo cuando la fuerza de 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 el esfuerzo de fatiga. 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 ancho sea la capa más grande será la reducción. La evaluación de las características mecánicas de los aceros borados durante su deformación elastoplástica en medios agresivos y en el aire, indican que el borado por difusión no tiene grandes efectos sobre el esfuerzo máximo de tensión y punto de cedencia del ace-

ro al carbono, pero sí una gran disminución en el porcentaje de reducción del área y el esfuerzo de impacto. Esto es debido a que la fina y frágil capa no puede alterar 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 porqué el borado tiene poco efecto sobre la elongación del espécimen.

Estudios de borado por difusión han mostrado que después de que este es realizado, la superficie de la capa está sujeta a esfuerzos residuales axiales y radiales de compresión generados como resultado de un incremento en el volúmen específico de la capa superficial durante la saturación por difusión del material.

En general, el borado reduce ligeramente los valores de tenacidad y resistencia en las pruebas de tensión e impacto. 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, ya que se pueden mejorar las propiedades del espécimen.

Estudios realizados con aceros ck45 reportaron que las propiedades de resistencia y tenacidad en especímenes borados y templados (a 550°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°C) los valores de resistencia su-

fren una ligera caída. 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 ejemplo: de 185 a 245 N/mm². - Con una capa de espesor de 40-50 μ m. se logró un incremento del 33% en la resistencia a la fatiga, con capas menores a 40 μ m se mostraron influencias de la estructura de la capa. Los esfuerzos a compresión causan un incremento en la resistencia a la fatiga.

El espesor de la capa mínima requerida depende de la altura entre la cresta y el valle de la aspereza de la superficie. La capa 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.

Las investigaciones hechas demuestran que el borado de contacto (con polvos) sin un T. 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%. Variando el espesor de la capa borada en un --

rancho de 0.07-0.21 mm se ha encontrado que no tiene virtualmente efecto sobre el límite de fatiga en aceros al medio carbono. El borado por electrólisis y contacto - de fase gaseosa, de profundidad 0.10 - 0.15 mm, amba - sin un T. 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 $2 - 5 \times 10^7$ ciclos de carga. Desde - el punto de vista del comportamiento de corrosión - fa - tiga el templado directo de partes boradas es indesea - ble debido a la diferencia en los coeficientes de expan - sión lineal del metal base y de la capa borada.

Pokhmurskii demostró que el borado eleva los es - fuerzos internos de compresión ($50 - 100 \text{ kg/mm}^2$) en la - capa superficial de las piezas. La magnitud de estos - esfuerzos dependen de una gran parte del espesor de la - capa superficial y del subsecuente T. térmico.

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

Algunas investigaciones realizadas acerca de los - efectos del tiempo de impregnación sobre la fatiga y fa - tiga-corrosión en los aceros demostró que, para cada ti - po de acero existe un proceso óptimo de saturación, lo - cual resulta en un límite de fatiga o en un límite de - fatiga por corrosión arbitrario mayor. Ejem: para el - acero tipo 45, el límite de fatiga es un máximo para - una capa de espesor de alrededor de 0.15 mm. En una ca

pa borada de espesor aproximadamente 0.12 - 0.13 mm, el límite de fatiga es aproximadamente igual al arbitrario límite 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.

La mejoría en el límite de fatiga del acero al carbono se puede atribuir a la presencia de esfuerzos de - compresión residuales altos (arriba de 80 kg/mm²), el - cual sin ser un factor determinante, tiene un efecto benéfico en el comportamiento de la fatiga del acero. En el incremento del esfuerzo de fatiga, la zona enriquecida por el carbono que sale de la superficie de la capa, también juega un papel importante. El tamaño de esta - zona así como el efecto reforzador inducido por el borado, se incrementa, con un aumento en 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 -- uniformes.

La reducción en el límite de fatiga del acero - - kh17N2 después del borado puede ser asociado con la --- presencia en el acero de níquel, el cual afecta el pro-

ceso de difusión y altera el carácter de la estructura de la capa por difusión.

Pruebas de resistencia a la fatiga, corrosión-fatiga en especímenes pulidos provistos con capas boradas, demostraron que: el borado con un normalizado subsecuente aumenta ligeramente la resistencia a la fatiga del acero y duplica su límite de fatiga-corrosión arbitrario (5×10^{-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.

DENSIDAD

La densidad puede ser calculada por la siguiente fórmula (según Glocker).

$$\rho = \frac{NAM_H}{V}$$

ρ = Densidad (gr/cm³)

N = No. de átomos en una celda elemental

A = Peso atómico promedio

M_H = Unidad de masa absoluta del peso atómico = 1.66×10^{-24} gr.

V = Volúmen de la celda elemental.

Boro amorfo fue utilizado como agente borante, con objeto de excluir la influencia de átomos extraños. -- Les capas aisladas, pulverizadas, lavadas para liberarlas del hierro y examinadas usando "el método del picnó

metro" (Medio líquido: petróleo).

La densidad teórica de FeB (6.75 gr/cm^3) y Fe_2B (7.43 gr/cm^3) pueden ser calculadas usando la fórmula anteriormente mencionada.

PROPIEDADES QUIMICAS

RESISTENCIA A LA OXIDACION

Para determinar la resistencia a la oxidación de especímenes borados, es necesario escoger estos de tal forma que: estén libres de defectos visibles en la superficie de la capa, que estén limpias y desengrasadas y antes de la prueba deben de ser medidas y pesadas.

La resistencia a la oxidación es evaluada mediante la ganancia de peso de los especímenes después de mantenerlos el tiempo requerido en el horno (con un medio oxidante).

Según datos reportados se observa que la profundidad de la capa borada no afecta en forma significativa la ganancia de peso de los especímenes, así también, cuando se excede de cierto límite la temperatura, las escamas oxidadas son mucho más porosas en los especímenes.

Esto puede ser debido a una disociación del boruro FeB en la atmósfera del aire.

En aquellos casos donde las partes boradas estén sujetas a cargas substanciales en operación, el metal base deberá ser lo suficientemente rígido para proteger la capa borada contra perforaciones. Tales partes deberán ser templadas y revenidas después del borado (los

experimentos han demostrado que el calentamiento y enfriamiento conducen a una profunda oxidación de las capas boradas, y un desmoronamiento de estas con operaciones subsiguientes). El enfriamiento en aceite frío produce grietas y deslizamiento de las capas boradas. Durante el enfriamiento isotérmico en sales (270-300°C) - este fenómeno no se observa. Evidentemente, el agrietamiento y deslizamiento de las capas boradas durante el enfriamiento con aceite frío es debido a la transformación martensítica, la cual es acompañada de un incremento de volumen, lo cual genera esfuerzos elevados de tracción en la capa, conduciéndola a una ruptura.

COMPORTAMIENTO ANTE EL NITROGENO Y EL AMONIACO

El nitrógeno puro no tiene efectos negativos sobre el borado, sin embargo no ocurre lo mismo con el nitrógeno impuro si este contiene oxígeno, puesto que las capas boradas se empiezan a oxidar a temperaturas tan bajas como 700°C. Debido a esto el T. técnico deberá llevarse a cabo, cuando sea posible, con la exclusión de O₂, por ejemplo 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 a Kiessling y Liu, bajo estas condiciones el FeB debería ser estable hasta los 400°C y Fe₂B - solo hasta los 352°C.

RESISTENCIA A LOS ACIDOS

Kunet y Schaeber lograron conocer el mejoramiento-

de la resistencia a los ácidos de aleaciones y base hierro, de baja aleación, logrando disolver la matriz (hierro) usando ácido clorhídrico caliente al 18% y exponiendo así los dientes de boruro de hierro.

Hicieron también pruebas en aceros borados y no borados usando diferentes ácidos a una temperatura de - - 57°C.

Los efectos de corrosión en un acero CK45 expuesto a ácidos como: 20% HCl, 30% H₃PO₄; 10% H₂SO₄, son reducidos considerablemente por el borado.

En la práctica se ha encontrado que el acero X10Cr Ni 188 borado, no pierde completamente su resistencia - frente a los ácidos o a la corrosión, por ejemplo: frente al ácido sulfúrico diluido.

RESISTENCIA A LA CORROSION

El borado con fases FeB y Fe_2B , como regla, aumenta de 20 a 50% la resistencia a la corrosión de acero de medio carbono y acero de baja aleación en agua de mar. También estos aceros, resisten un gran número de soluciones de ácidos orgánicos aumentando en magnitud de 1 a 2 su resistencia después del borado.

Para aceros tales como Kh17N2, Kh18Ni0t, Kh17 y otros aceros inoxidable se reduce la resistencia a la corrosión bajo las mismas condiciones que los de medio y bajo carbono.

RESISTENCIA A LOS ACIDOS DE LAS CAPAS BORADAS

Voroshnin y Lyakhovich realizaron un estudio comparativo de la resistencia a la corrosión y al desgaste de las capas boradas, producidas por cuatro diferentes mezclas para borar, del cual se obtuvieron los siguientes resultados.

La resistencia al ácido de las capas boradas se determinó en una solución acuosa al 10% ácido clorhídrico sulfúrico y nítrico por medio de un método gravimétrico. El tiempo de duración de la prueba fue de 96 horas, y el peso de la muestra fue medido a intervalos de 24 horas bajo óptimas condiciones a una temperatura de 100°C -- (durante 6 horas) en medios fundidos de diversas composiciones:

- 1.- B₄C + borax
- 2.- SiC + borax
- 3.- Cu₉₀ + borax
- 4.- Mn + borax

Los datos que aparecen en la siguiente tabla son comparativos con el acero St45 y U10 sin borar.

ACERO	MEZ. USADA	PROF. DE CAPA μm	FASES PRESENTES	HCl	H ₂ SO ₄	HNO ₃
St.45	1	300	FeB y Fe ₂ B	13 a 50	8 a 10	4 a 5
"	2	190	FeB	13 a 50	5 a 6	"
"	3	165	Fe ₂ B	13 a 50		"
"	4	230	Fe ₂ B	6.5	8 a 10	"
U10	1	290	FeB	6		"
"	2	180	FeB	23		"
"	3	155	FeB	13		"
"	4	210	Fe ₂ B	2.5		"

**RESISTENCIA A LA CORROSION DE CAPAS BORADAS EN SOLUCIONES
ACUOSAS DE SALES Y ALCALIS**

Estas características fueron determinadas en una -
solución acuosa de 3% NaCl y 10% NaOH. La máxima resis-
tencia a la corrosión en la solución al 3% NaCl fue re-
gistrada en las muestras boradas con mezclas de borax y
carburo de silicio.

MEZCLA	CON St45				CON U10			
	1	2	3	4	1	2	3	4
3% NaCl	11	10	30	5	3	12	11	3.5
10% NaOH	35	9		3	20-60	20-60	20-60	20-60

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.

Para incrementar la resistencia a la corrosión de los aceros al carbono en mezclas de borax con ferrosilicio o carburo de silicio pueden ser recomendadas como las menos costosas y más efectivas.

RESISTENCIA AL DESGASTE DE LAS CAPAS BORADAS

Los datos que se mostrarán son comparados con acero St 45 y U10 templado y revenido respectivamente durante 7 hr y 170°C y muestra las veces que aumenta la resistencia con respecto a la no borada.

MEZCLAS CON LAS QUE SE FORMA LA CAPA

	Carburo de Boro	Ferrosilicio	Ferromanganeso
St 45	2 a 3 veces mayor	2 a 3 veces	2 a 3
U10	2 a 3	2 a 3	2 a 3

TRATAMIENTO TERMICO POSTERIOR

Las piezas boradas pueden ser sujetas a un tratamiento térmico posterior sin dañar la calidad de la capa, su sujeción al metal base y su resistencia al desgaste. El endurecimiento es necesario cuando las superficies estarán sujetas a altas presiones superficiales. El tratamiento térmico asegura que la dureza de la capa borada no se destruya debido a la deformación que se produce en el sustrato.

Para que lo descrito anteriormente suceda se necesita que el acero a borar sea templeable y que la temperatura de temple esté por abajo de la temperatura eutectica de 1149°C para evitar la licuación de la capa.

Pasos recomendables antes de efectuar el tratamiento térmico en las piezas boradas:

- Las piezas deben ser austenizadas en una atmósfera inerte, preferiblemente en una sal neutra o en un gas inerte (temperatura máxima $1050-1080^{\circ}\text{C}$) y revenida.
- Templarlo en aceite tibio es recomendable, sin embargo, esto depende de la templeabilidad del material. El templado al aire o el templado en sales fundidas pueden minimizar los esfuerzos superficiales.

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

so 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 martensítica en esta región cuando se lleva a cabo un revenido.

A cause del temple suave que es posible como resultado de esto, no se tienen cambios en la capa y 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 puro. Para un tratamiento térmico largo se debe eliminar al máximo el oxígeno por medio de un desoxigenador, bajo la capa borada ocurre una zona de difusión como resultado del enriquecimiento del carbono. Este aumento en el contenido de carbono así como en el de boro origina una transición más homogénea de la dureza del material borado al sustrato.

En la zona de difusión que se da abajo de la capa borada se puede obtener una dureza mayor de la obtenida en la capa borada.

Las fracturas que se pudieran encontrar en las piezas boradas después del tratamiento térmico generalmente se deben a un inadecuado procedimiento en el proceso del borado o un tratamiento térmico impropio del material usado.

En el proceso de borado y el tratamiento térmico -

subsecuente se tienen problemas con respecto a las dimensiones originales de la pieza.

El cambio dimensional es un proceso inevitable el cual es causado por esfuerzos resultantes de transformaciones estructurales y diferencia de temperaturas. Los cambios dimensionales pueden mantenerse a un nivel mínimo a través de medidas apropiadas durante el tratamiento térmico. La distorsión posible debida a errores en la producción, como un mal recocido para aliviar esfuerzos, se pueden evitar cuidando que los parámetros de producción sean los adecuados.

El experimento que se llevó a cabo en un acero KhVG de boreado y después un templado, dió como resultado que; durante el borado, las muestras aumentaban en altura y diámetro por ejemplo las muestras de $\beta = 30$ mm y 40 mm de altura aumentaron en 0.02-0.03 mm en diámetro y altura, luego de templarlo después, las dimensiones ya adquiridas permanecieron inalterables.

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

El agrietamiento puede ser atribuido a cambios de volumen ocurridos al momento de la transformación martensítica, la cual provoca grandes tensiones en la capa borada. Si la atmósfera del horno es oxidante se obser

va una oxidación intergranular de las piezas boradas. - Esto se puede evitar usando baños de sal para el enfriamiento, mientras que la ruptura de la capa borada se puede evitar mediante un enfriamiento isotérmico de la superficie después de un calentamiento por inducción de alta frecuencia.

Según estudios realizados por Epik y Shevloskii sobre componentes que reciben altas cargas como los aceros de alta resistencia ejemplo 30KhGSNA y 30KhGSA, se encontró que para mantener una capa por difusión sobre componentes operando bajo grandes cargas, deberá realizarse un endurecimiento isotérmico después de la saturación.

Los estudios realizados sobre los aceros 30KhGSA y 30KhGSNA mostraron 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 evidentes. Esto se puede explicar por el considerable crecimiento de los granos del metal base durante el período 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 estas deficiencias el tratamiento que se lleva a cabo es hacer el tratamiento en un baño de sal desoxidante a 900°C durante 20 min.

Con enfriamiento de aire y nuevamente repetir el calentamiento a 880°C por espacio de 10 min., y enfriado en aceite para luego revenirlo a 250°C, lo que hace posible obtener una estructura fina en la base y a la -

vez mantener una capa por difusión de calidad.

Concluyendo, para incrementar la resistencia al -- desgaste 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 antes expuestas) con su respectivo tratamiento térmico.

Las pruebas de fatiga y corrosión-fatiga realizada por Zarpenko, Zamikhovskii y Pochmurskii en muestra de acero 45 pulidos demostraron que el borado con un -- normalizado subsecuente aumenta ligeramente la resistencia a la fatiga del acero y duplica su límite de corrosión-fatiga arbitrario (5×10^7 ciclos base).

Bajo estas condiciones, en la región de grandes esfuerzos se amplió el tiempo de ruptura de las muestras en 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.

APLICACIONES DEL BORADO DE MATERIALES.

De acuerdo a Kunet y Schaeber, partes de acero borado fueron utilizados primero en Rusia, en barrenas para pozos.

También en anillos de rodamientos, y partes de las bombas de petróleo, estos elementos han durado más que las partes cromadas cementadas y nitruradas, elevando su factor de servicio a cuatro. Otra aplicación que se ha visualizado para el borado es en las máquinas para la producción de plásticos por ejemplo moldes de inyección, y extrusión ya que aquí se da un gran desgaste. También donde los materiales de llenado de varias clases son utilizados, como fibra de asbesto, vidrio, aserrín, 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., requerirán de una gran resistencia al desgaste.

Por ejemplo un ariete de extrusión se necesita una resistencia a presiones variables, temperaturas relativamente altas, resistencia a la abrasión y al desgaste.

Por lo tanto se ve que esta pieza es susceptible de ser borada eligiendo un núcleo fuerte o resistente del material base así como ciertas propiedades las cuales son necesarias en caso de desgaste de la capa borada.

ASPECTOS ECONOMICOS DEL BORADO

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 el costo de borado aquí. 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 pueden ser muy importantes.

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 aún ser adecuado para 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.

ción y de precio razonable; 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 de un más fácil manejo de un material de baja aleación lo cual hace más fácil producir las piezas de trabajo.

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 si al incrementar se 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 esto en una mayor productividad.

Podrá hacer 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 reducidas por el uso de materiales más económicos y, el tratamiento de manufactura más bajo relacionado con este. Concluyendo, se puede decir que el borado es en general más económico que 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.

BORADO DE ACEROS POR EL METODO DE INMERSION EN BAÑO DE SALES FUNDIDAS

RESUMEN:

Los experimentos de borado por inmersión de sales fundidas fueron realizados en aceros comerciales SAE -- 9840, 4140 y 1040 a temperaturas que oscilan entre 850° y 950°C.

La capa fue evaluada mediante observación metalográfica, así como también se hicieron mediciones de microdureza Vickers con una carga de 100 gr.

METODO EXPERIMENTAL

Se utilizaron 5 mezclas de sales en las siguientes proporciones (% en peso):

	M-I	M-II	M-III	M-IV	M-V
Borax	70%	50%	85%	90%	90%
Carburo de Silicio	30%	-	10%	5%	-
Alúmina	-	5%	5%	5%	5%
Cloruro de Sodio	-	20%	-	-	-
Cloruro de Amonio	-	25%	-	-	-
Cobre	-	-	-	-	5%

Los aceros comerciales SAE 9840, 4140 y 1040 que se utilizaron fueron en forma de barra redonda de 19 mm de diámetro y 40 mm de longitud. Estas muestras de acero fueron pulidas y desengrasadas con alcohol industrial antes de introducirse en las mezclas de sales.

Las muestras se introdujeron en el seno de la mezcla de sales contenidas en el recipiente que fue sella-

do posteriormente con cemento refractario, todo esto se llevó a un horno de resistencia sin atmósfera controlada en un rango de temperaturas que iba desde los 850° a 950°C, los tiempos de permanencia varían entre 2 y 6 horas.

Los recipientes utilizados fueron de lámina de acero de bajo carbono y uno de acero inoxidable. El horno fue precalentado a 800°C antes de introducir el recipiente. Después de introducir el recipiente conteniendo las muestras se esperó el tiempo suficiente para que toda la caja y su contenido alcanzaran los 800°C. En seguida se procedió a incrementar la temperatura lentamente hasta las temperaturas de borado ya mencionadas.

Las muestras se retiraron, después del tiempo de permanencia del horno y se dejaron enfriar dentro del recipiente. Posteriormente se procedió a su limpieza y a cortarlas en dos partes iguales. Una de esas secciones (cada una de las tres diferentes muestras) se montó en baquelita, preparándose metalográficamente, para poder observar la capa difundida de boro en el microscopio.

La preparación metalográfica se llevó a cabo como sigue: se desbastó la cara con lija de esmeril delgada, después se procedió a desbastar la superficie con lijas de carburo de No. 180, 220, 360, 400, 500 y 600 respectivamente. Cambiando de dirección en forma perpendicular del desbastado conforme se cambia de una lija gruesa

se a una más fina. Al terminar de desbastar con la lija más delgada se pulieron las muestras con alúmina y luego se atacaron con nital al 3%. Las muestras se observaron con un microscopio metalográfico Metalopen marca Leitz-Wetzlar con 160, 320 y 800 aumentos para apreciar la capa de boro difundida y poder fotografíarla, también se utilizó un microdurómetro Vickers marca - - Leitz-Wetzlar para medir espesor y microdureza de la capa difundida utilizando en esta última medición una carga de 100 gr.

El análisis cualitativo y cuantitativo de las fases presentes de la capa de boro por difusión no se pudo realizar ya que primeramente era obtener una capa de boro uniforme.

RESULTADOS:

Observando en el microscopio se encontró que en un primer ensayo con las mezclas I, II, III y IV, se formó una capa superficial excesivamente delgada y discontinua en cada una de las tres diferentes muestras, con lo que respecta a las microdurezas estas fueron bastante bajas en comparación con las muestras originales de los aceros.

Se hizo un segundo ensayo con otras muestras utilizando las mezclas II, III y IV, se observa nuevamente en las muestras una capa por difusión muy pequeña, aunque un poco mayor en comparación con el primer ensayo, las microdurezas tomadas en esta segunda etapa revelaron una disminución del orden de 4% aproximadamente comparadas con las microdurezas originales. Cabe hacer notar que la morfología de la capa, aunque discontinua, se notó que es marcadamente acicular o semejante, que es una característica típica del borado por difusión. Se realizó un tercer ensayo con las mezclas IV y V en el nuevo recipiente (ver observaciones), donde se lograron observar resultados muy alentadores en comparación con los dos anteriores, aunque todavía deficientes, ya que las capas logradas siguieron siendo muy discontinuas y de poco espesor. Se observa sin embargo, que para la mezcla V se obtuvo una estructura acicular o semejante más remarcada que en los anteriores experimentos (como se puede observar en las fotografías 1, 2, 3 y 4).

De las pruebas tomadas de las probetas con las mezclas IV, V y III a diferentes temperaturas y tiempos de permanencia se obtuvo que, para la mezcla IV a 950°C y 4 hrs. de permanencia el acero SAE 4140, se logró medir un espesor de $9\mu\text{m}$ (de un promedio aritmético de 6 lecturas), en cuanto a la microdureza se notó que aumentó ligeramente de 373 a 421 HVM (ver Tabla - 8).

Para la mezcla V a 900°C y 6 hrs. de permanencia - el acero SAE 1040 se obtuvo un espesor de $33\mu\text{m}$ y la microdureza se incrementó muy poco de 291 a 389 HVM, para el acero SAE 4140 el espesor medido fue aproximadamente $29\mu\text{m}$ y la microdureza aumentó de 373 a 612 HVM.

Para la mezcla III a 950°C y 3 hrs. de permanencia se logró un espesor de aproximadamente $42\mu\text{m}$, en el acero SAE 4140, su microdureza subió muy ligeramente de -- 373 a 403 HVM.

Para el SAE 9840 se obtuvo un espesor de aproximadamente $41\mu\text{m}$, con un incremento de dureza de 396 a -- 436 HVM.

Como puede verse la capa de mayor dureza que se pudo obtener fue para el acero SAE 4140, mezcla V, con un espesor de capa de $29\mu\text{m}$ a 900°C durante 6 hrs. de permanencia, lo cual quiere decir que la mezcla V es mayor promotora de la formación de boruros (FeB y Fe_2B), no pudiendo especificarse en que proporción ya que desafortunadamente no se contó con un análisis cuantitativo y cualitativo de las fases presentes, sólo pudiendo afirmar que la fase FeB es más dura que la Fe_2B . También puede verse que en este ensayo el tiempo de permanencia en el horno fue mayor que en los otros dos, por lo que-

puede intuirse que esto ocasionó la formación de una ma yor cantidad de boruros en comparación con los otros -- dos experimentos dando como resultado un incremento de dureza.

Otras características que se pueden observar en -- las fotografías 1, 2, 3 y 4 es la tendencia a la formación de una estructura acicular.

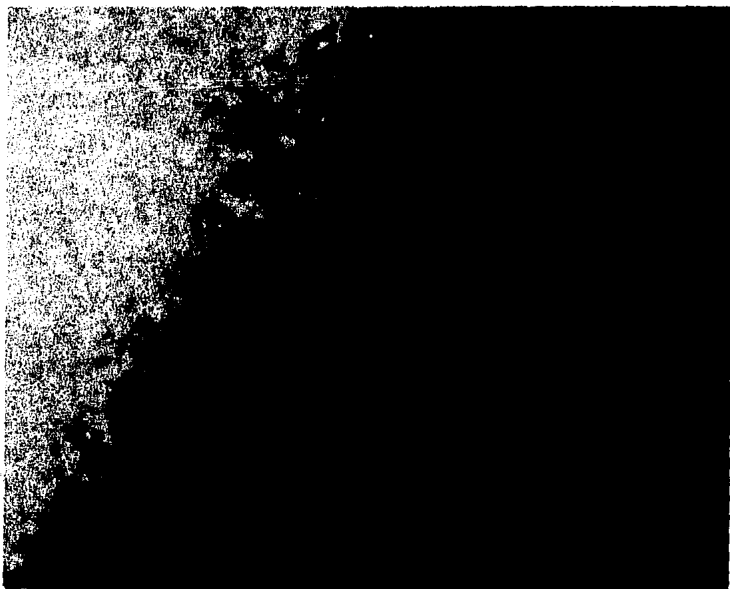
TABLA - 8. MICRODUREZAS VICKERS (HVM), se utilizó una carga de 100 gr.

MUESTRAS ORIGINALES

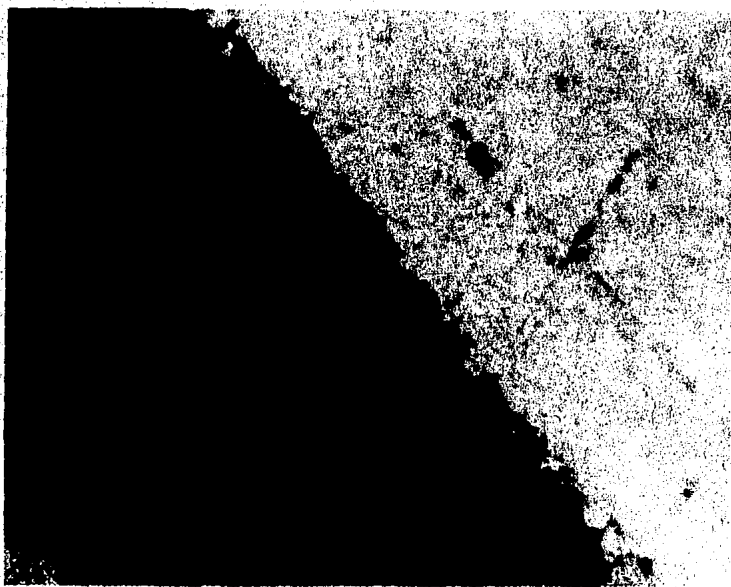
Lect. acero	1	2	3	4	5	6	Media Aritmética.
1040	299	299	309	297	264	279	291
4140	383	383	357	383	351	383	373
9840	420	390	417	380	390	380	396
MEZCLA - III							
4140	464	322	383	464	464	324	403
9840	464	464	464	386	420	420	436
MEZCLA - IV							
4140	420	420	383	420	464	420	421
MEZCLA - V							
1040	351	351	464	324	420	420	388
4140	572	824	824	464	420	572	612

TABLA - 9 ESPESOR DE CAPA

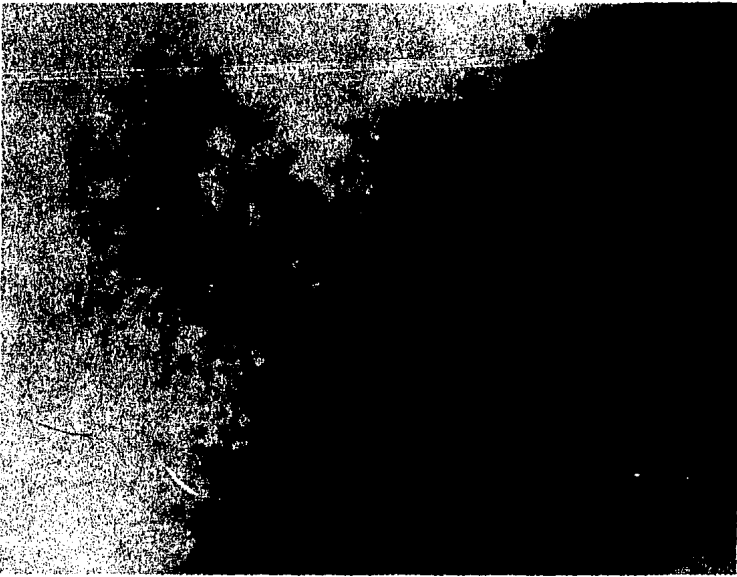
MEZCLA - III							
Lect. acero	1	2	3	4	5	6	Media Aritmética.
4140	45	51	48	35	32	40	42
9840	45	40	38	42	43	40	41
MEZCLA - IV							
4140	11	7	10	8	7	9	9
MEZCLA - V							
1040	40	20	38	38	34	28	33
4140	29	29	34	25	27	30	29



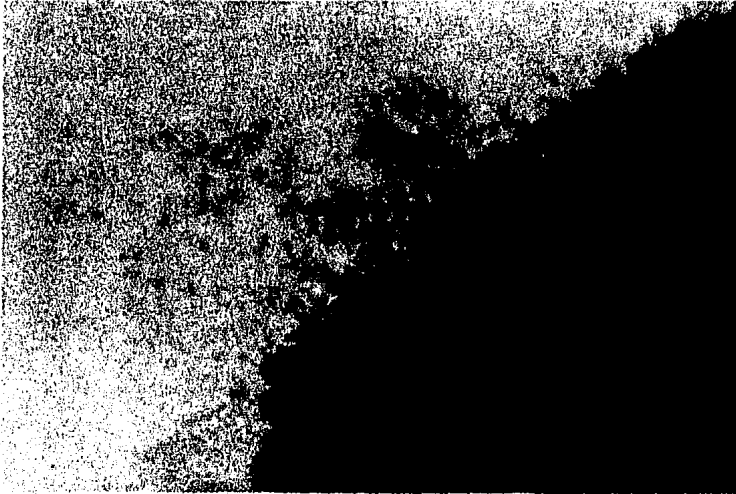
FOT.- 1 AMPLIFICACION X160, ACERO SAE 4140, MEZCLA-IV
4 hrs. 950°C, ESPESOR OBTENIDO 9 μ m.



FOT.- 2 AMPLIFICACION X160, ACERO SAE 1040, MEZCLA-V
6 HRS. 900°C, ESPESOR OBTENIDO 33 μ m.



FOT.- 3 AMPLIFICACION X160, ACERO SAE 4140, MEZCLA-V,
6 HRS. 900°C, ESPESOR OBTENIDO - CAPA 29 μ m.



FOT.- 4 AMPLIFICACION X160, ACERO SAE 4140, MEZCLA-III
3 HRS. 950°C, ESPESOR OBTENIDO - CAPA 42 μ m.

OBSERVACIONES:

A) En el primer ensayo se notó la pérdida de gases por lo que se procedió a tomar mayores precauciones en lo que se refiere al sellado del recipiente antes de hacer un segundo intento.

En el segundo ensayo se observó otra vez una gran pérdida de gases debido a las reacciones químicas que se generaban, trayendo esto como consecuencia la pérdida de gases de un 30% de la mezcla aproximadamente. El escape de gases que generalmente comenzaban a los 800°C, se trató de disminuir con un nuevo diseño de recipiente. Con el nuevo recipiente (recipiente cilíndrico) no se logró un sello hermético como se hubiera deseado, pero sí una gran disminución en la pérdida de gases (dando como resultado un mejoramiento en la formación de la capa borada.)

Con lo que respecta al tercer ensayo, se hizo lo posible por dar un sellado adecuado para evitar contacto con la atmósfera y evitar al máximo la fuga de gases ya que fue imposible la realización de los experimentos en un horno de atmósfera controlada.

B) En cuanto a la preparación de la mezcla, se puede decir que es muy fácil de preparar ya que todos los elementos utilizados son en forma de polvos y por lo tanto fácilmente manejables. El tamaño de grano de los elementos utilizados fue fino y pulverulento, como puede verse en el cuadro siguiente:

Carburo de Silicio ----- Malla No. 100 (fino)

Cobre ----- ~ " " 100 "

Cloruro de Sodio ----- ~ " " 100 "

Borax ----- Pulverulento

Alúmina ----- "

Cloruro de Amonio ----- "

CONCLUSION:

Según lo resumido anteriormente se piensa que el poco éxito que se obtuvo en la formación de la capa de boro por difusión es debido principalmente:

1. A que no se contó en la realización de los ensayos con una atmósfera protectora y un horno de dimensiones mayores al utilizado.
2. La incertidumbre de la capacidad borante del borax usado, ya que solo se pudo conseguir en establecimientos farmacéuticos con el nombre común de borax, y no trayendo el grado de pureza o identificación.
3. Un recipiente con sello hermético óptimo.
4. La utilización de la atmósfera protectora se pudo haber solucionado con el uso de un recipiente sellado herméticamente para evitar contacto con el aire circundante y los gases de reacción de la mezcla. Como se trató de hacer que el proceso fuera económico la inclusión de un recipiente hermético incrementaría el costo del proceso, por lo que se tuvo que pensar en otra solución.
5. Del problema surgido anteriormente se concluyó que se podía sustituir la hermetización del recipiente por un aumento en la cantidad de mezcla a utilizar, y también así se compensaría la pérdida de gases de reacción de la mezcla; poniéndose un recipiente de construcción sencilla y un sello adecuado del mismo, lo cual no se pudo realizar, por las restricciones dimensionales del horno.

6. De las experiencias obtenidas en las investigaciones se puede decir que las mezclas Borax-Alúmina-Cobre,- Borax-Carburo de Silicio-Alúmina, son las más idóneas para futuras investigaciones, ya que estas mostraron la aparición de una estructura acicular y un aumento de espesor-capa en los ensayos realizados, aunado a esto el bajo costo de adquisición de los elementos.
7. Por lo que se refiera al tamaño de polvo de los elementos utilizados, se piensa que entre más pequeño sea este, el proceso de difusión se llevará a cabo más rápidamente. Así mismo se debe cuidar el grado de pureza de los mismos sobre todo la del borax, ya que este solo se pudo obtener en establecimientos farmacéuticos con el nombre común de "borax", hay que considerar que este elemento es el que proporciona la capacidad borante, por lo tanto es prioritario que para investigaciones futuras se investigue su pureza.
8. En este estudio se realizaron pruebas con tres aceros diferentes, pero como no se obtuvo una capa continua en ninguno por razones ya expuestas, se sugiere que se sigan utilizando los tres aceros para investigaciones futuras, pues presentan características mecánicas diferentes.
9. En suma el borado por difusión de aceros es un tratamiento termo-químico de endurecimiento superficial de aceros debido a la formación de boruros que deben difundirse a nivel investigación para posteriormente poder aprovecharse a nivel industrial ya que estudios realizados en el extranjero, demuestran que en-

aceros hasta un cierto límite de aleación se puede sustituir por aceros de bajo carbono borados, obteniéndose las características deseadas con un tratamiento de boro adecuado y un gran incremento de la dureza superficial pudiéndose incrementar en gran medida la vida útil de una gran cantidad de piezas mecánicas sometidas e intensas condiciones de desgaste y corrosión.

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

A. FLINN, Richard, Paul K. Trojan

-Materiales de Ingeniería y sus Aplicaciones. Editorial McGraw-Hill, -- México 1975.

A. HIGGINS, Raymond

-Ingeniería Metalúrgica Tomo I
Editorial CECSA, México 1973.

APRAIZ BARREIRO, José

-Tratamientos Térmicos de los Aceros-
Editorial Oeset, México 1983.

GARRERAS, L.

-Aspectos de la Boruración y su Aplicación Industrial. Revista: Técnica-Metalúrgica C.D.U 621.785: 546.27.002

C. FIELDER, Howard y Richard J. Sietaaki

-Borinding Steels for wear Resistance
Revista: Source Metal Progress, Feb. 1971.

G. GUY, Albert

-Metalurgia Física para Ingenieros
Editorial Addison-Wesley, Madrid 1964

GALIBOIS, A., O. Boutenko et Bucyzelle

-Mechanism de formation des couches -
borures sur les aciers haut carbone-I
Technique des pates

GOEURIOT P., F. Thenvenot y J. H. Drives

-Metalurgia y Capas Protectoras
Noviembre 26, 1980.

H. AVNER, Sydney

- Introducción a la Metalurgia Física
Editorial McGraw-Hill, México 1980.

H. BIDDULPH, R.

-Boronising. Revista: Heat Treatment
of Metals. 1974.3 p95-97.

H. BROPHY Jere, Robert M. Rose, John Wulff

-Ciencia de los Materiales Tomo II -
Editorial Limusa, México 1978.

HANG, Z-S, L-X Zhang, L-G, LLX-R Pei y T-Eli

-Structure of Boride Layers and The -
Transition zone Producen by Boroniza
tion. Revista Vol. 2 No. 4 Diciembre
1982.

M. LAJTIN, YU

-Metalografía y Tratamiento Térmico -
de los Metales. Editorial Mir