

8 20j



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO

FACULTAD DE QUIMICA

EFEECTO DE LA MICROESTRUCTURA SOBRE LA RESISTENCIA A LA CORROSION DE UN ACERO AL CARBONO



T E S I S

EXAMENES PROFESIONALES
FAC. DE QUIMICA

QUE PARA OBTENER EL TITULO DE:

Ingéniero Químico Metalúrgico

P R E S E N T A

Francisco Javier Durán Maldonado

FALLA DE ORIGEN

MEXICO, D. F.

1990.





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.

INDICE.

<u>CAPITULOS.</u>		<u>PAG.</u>
I	<u>RESUMEN.</u>	1
II	<u>INTRODUCCION</u>	
	- EL TRATAMIENTO TERMICO Y SU EFECTO SOBRE LA CORROSION.	3
III	<u>ANTECEDENTES.</u>	
	III.1 <u>METALURGBIA FISICA.</u>	5
	- FASES PRESENTES EN EL ACERO.	5
	- PAPEL DE LAS INCLUSIONES COMO FASES PRESENTES EN EL ACERO.	8
	III.2 <u>ELECTROQUIMICA.</u>	
	- DEFINICION DE CORROSION.	9
	- CORROSION EN EL ACERO.	10
IV	<u>TRABAJO EXPERIMENTAL.</u>	
	IV.1 <u>METALURGBIA FISICA.</u>	16
	- TRATAMIENTOS TERMICOS.	18

<u>CAPITULOS.</u>	<u>PAG.</u>
- CARACTERIZACION DE MUESTRAS.	21
IV.2 PRUEBAS DE CORROSION.	21
V RESULTADOS Y DISCUSION	25
VI CONCLUSIONES.	37
VII BIBLIOGRAFIA.	39
VII APENDICE.	
A. GRAFICAS.	43
B. FOTOMICROGRAFIAS.	64
C. MATERIAL, EQUIPO Y SUBST. UTILIZADAS.	74
D. EQUILIBRIOS E. VS. pH.	76
E. FUNDAMENTOS CINETICOS.	78
F. TECNICAS USADAS PARA LAS PRUEBAS DE CORR.	85

C A P I T U L O I .

R E S U M E N .

= R E S U M E N . =

Para estudiar el comportamiento de disolución de diferentes microestructuras ante medios agresivos como el HCl y el H_2SO_4 , se partió de una barra de acero SAE 1045 estirada en frío de 1" de diámetro y se cortaron redondos de 1/2" de longitud; se llevaron a cabo los siguientes tratamientos térmicos por triplicado:

- 1.- Recocido.
- 2.- Temple en aceite.
- 3.- Temple en salmuera al 10%.
- 4.- Tratamiento isotérmico a temperatura promedio de 727 °C.
- 5.- Tratamiento isotérmico a temperatura promedio de 446 °C.

Las probetas se caracterizaron en cuanto a distribución de inclusiones, microdureza, dureza brinell y porcentaje de fase clara y oscura para poder determinar las fases presentes y su cantidad.

Las muestras ya caracterizadas, se sometieron a las siguientes pruebas:

- a).- Potencial contra tiempo.
- b).- Polarización potenciodinámica en medio H_2SO_4 , pH= 3.
- c).- Resistencia a la polarización por picaduras en medio HCl, pH= 3.

Para poder discernir acerca de la influencia de la microestructura sobre el potencial de corrosión y sobre la velocidad de corrosión.

Las probetas atacadas, se observaron al microscopio de barrido electrónico para concluir sobre el tipo de ataque presente, morfología del ataque y mecanismo por medio del cual se lleva a cabo la corrosión.

Las probetas al ser sometidas al ácido sulfúrico, observaron un ataque de tipo selectivo donde la selectividad en el ataque y la velocidad de corrosión quedan en función del espacio interlamelar α -Fe₃C y la deformación reticular debida a la formación de una nueva fase.

La martensita contribuye notablemente al aumento en la velocidad de corrosión.

En medio HCl, el ataque es de tipo uniforme y no se observan diferencias claras en las velocidades de corrosión para el juego de microestructuras ensayadas.

En general, el tipo de ataque cambia con solo cambiar el anión presente en la disolución de SO_4^{2-} a Cl^- .

C A P I T U L O I I .

I N T R O D U C C I O N .

EL TRATAMIENTO TERMICO Y SU EFECTO SOBRE LA CORROSION.

La mayoría de las aleaciones de importancia práctica, son heterogéneas; estas heterogeneidades, tales como lioites de grano, fases distintas, impurezas, etc., tienen gran influencia en el comportamiento de disolución de un material⁽¹²⁾.

Z.A. Foroulis⁽¹³⁾ asevera que la presencia de un precipitado en forma de agujas presuntamente una estructura metaestable de carburos mostró un incremento en la rapidez de corrosión de una aleación Fe-Si-C en HCl 0.1 N.

Por su parte, Cleary y Greene⁽¹⁴⁾ encontraron que la rapidez de corrosión de los aceros en 0.1 N de H_2SO_4 depende de la distribución del carburo de hierro en la aleación; en particular, la rapidez de disolución se incrementa conforme disminuye el espacio interlamelar promedio de la perlita.

Estudios realizados^(14,15) se limitan solamente a racionalizar el comportamiento de la ferrita y el Fe_3C ante medios corrosivos tales como el HCl y el H_2SO_4 ; coincidiendo en que las partículas de Fe_3C actúan como cátodos eficientes dispersos en la matriz ferrítica, la cual actúa como ánodo.

El tratamiento térmico, es normalmente usado para producir una microestructura deseada y propiedades mecánicas asociadas tales como tensión y ductilidad, dureza, etc.

H.P. Leckie⁽¹²⁾ señala que en la mayoría de los casos de corrosión, ya sea atmosférica o por inmersión, donde la difusión de oxígeno y la reducción catódica controlan la rapidez de corrosión en el acero, el efecto del tratamiento térmico es mínimo; Sin embargo, bajo condiciones de inmersión en soluciones ácidas, el tratamiento térmico y mecánico pueden reflejar diferencias

significativas en la rapidez de corrosión para un acero de composición dada.

No obstante el trabajo de E. Heyn y O. Bauer⁽⁷⁾, no existen, a la fecha, elementos suficientes que nos aclaren o que al menos nos permitan inferir acerca del comportamiento de las microestructuras del acero tales como bainita, martensita, austenita retenida y perlita en presencia de ácidos agresivos como lo son el H_2SO_4 y el HCl.

Por lo que el presente trabajo está encaminado a aclarar el comportamiento de disolución de algunas microestructuras presentes en un acero de uso común ante un medio oxidante como lo es el H_2SO_4 y el HCl.

C A P I T U L O I I I .

A N T E C E D E N T E S .

III.1 METALURGIA FÍSICA.

FASES PRESENTES EN EL ACERO.

A continuación, se describen las principales características y propiedades de las fases que forman la microestructura de los aceros; señalando como se pueden obtener y los principales reactivos de ataque.

FERRITA:

Es el más blando de todos los microconstituyentes del acero, con una dureza de 90 unidades Brinell.

Los reactivos habituales, nital, ácido picrico y reactivo de Benedicks no la colorean. Un ataque prolongado de nital, sombrea ligeramente a los cristales y pone en evidencia su diferente orientación.

En los aceros proeutectoides puede aparecer bajo formas muy diversas como lo son:

- 1.- En forma de cristales mezclados con los cristales de perlita.
- 2.- En forma de agujas o bandas aciculares comúnmente llamada estructura de **WIDMANSTATTEN**, orientadas en la dirección de los planos cristalográficos de la austenita; es una microestructura típica de colada.

En los aceros hipoeutectoides templados, puede también aparecer mezclada con la martensita o con los demás elementos de transición formando zonas blancas irregulares o agujas finas; cuando las temperaturas de calentamiento son más bajas que la crítica A_c , el tiempo de calentamiento insuficiente o han habido interrupciones en el enfriamiento.

PERLITA:

Es un constituyente eutectoide formado por capas alternadas de

ferrita o fierro alfa y cementita o carburo de fierro, de composición química constante y definida.

La distancia interlamelar de la perlita nos ayuda a clasificarla en:

a) Perlita gruesa; con una separación entre las láminas de unas 400 micras y una dureza de 200 Brinell, que se obtiene por enfriamiento muy lento dentro del horno.

b) Perlita fina; que se obtiene cuando se enfría dentro del horno bastante rápido o cuando se deja enfriar el acero al aire; tiene 250 micras de separación interlamelar y 300 unidades Brinell.

Cosmón sante se encuentran mezclas de perlita con alrededor de 350 micras de separación interlamelar y con una dureza de 220 Brinell.

MARTENSITA:

En los aceros austeníticos de alta aleación, se presenta formando cristales poliédricos parecidos a los cristales de ferrita, pero se diferencia de éstos por tener contornos más rectilíneos y de ángulos vivos.

La austenita es una solución sólida de carbono o carburo de hierro en hierro gamma; puede contener desde 0 a 1.7% de carbono y, es por lo tanto un constituyente de composición variable.

Todos los aceros se encuentran formados por cristales de austenita cuando se calientan a temperatura superior a las críticas A_{c1} o A_{c2} ; aunque generalmente es un constituyente inestable.

Su dureza es de 300 Brinell a la temperatura ordinaria, es muy raro encontrarla en las microestructuras de las piezas fabricadas con aceros de baja aleación, aparece en casbío, más frecuentemente aunque en cantidades muy pequeñas y casi siempre mezclada con la martensita en los aceros aleados y enfriados rápidamente.

MARTENSITA

Es el constituyente típico de los aceros templados. Se admite que está formada por una solución sólida sobresaturada de carbono o carburo de hierro en hierro alfa, y se obtiene por enfriamiento rápido de los aceros desde alta temperatura.

Su contenido de carbono suele variar generalmente desde pequeñas trazas hasta 1% C y algunas veces, en los aceros hipereutectoides suele ser más elevado.

Sus propiedades físicas varían con su composición, aumentando su dureza, resistencia y fragilidad con el contenido de C.

Después de los carburos y de la cementita, es el constituyente más duro de los aceros; su dureza es de 50 a 68 Rockwell C.

Presenta un aspecto marcadamente acicular, formando agujas en zig-zag con ángulos de 60° que resaltan a la vista de coloración oscura y fondo blanco, cuando la transformación ha sido incompleta, al ser atacada con solución de HNO_3 en alcohol.

Al parecer, son los átomos de carbono en la martensita los causantes de la deformación de la red cúbica del hierro alfa, que se transforma en tetragonal; teniendo el paralelepípedo elemental dos lados iguales, y el tercero que es un poco mayor, guarda con los otros dos una relación que varía desde 1.06 a 1.0 cuando el contenido de C disminuye de 1% hasta 0% aproximadamente.

BAINITA

Es el constituyente característico de un tratamiento isotérmico conocido como "austempering"; fue Bain, al estudiar la transformación de la austenita a temperatura constante, quien primero la clasificó con precisión.

Se forma como producto de la transformación isotérmica cuando la

temperatura del baño es de 250 a 600°C. aproximadamente. Se distinguen dos tipos de estructura, la bainita superior de aspecto arborescente formada a 500-550 °C., antiguamente llamada sorbita; que difiere bastante de la bainita inferior antiguamente llamada troostita; la cual se forma a una más baja temperatura que oscila entre 250-400 °C.; con aspecto acicular parecido a la martensita.

La bainita inferior está constituida por agujas alargadas de ferrita que contienen delgadas placas de carburos; éstas placas son paralelas entre si y su dirección forma un ángulo de 60° con el eje de las agujas de ferrita. Por su parte, la bainita superior está formada por una matriz ferrítica conteniendo carburos (en los aceros al carbono, cementita); donde las placas discontinuas de carburos tienden a tener una orientación paralela a la dirección de las agujas de la propia bainita.

La dureza varía de 250 a 400 unidades Brinell. El reactivo de ataque picral I puede mostrar los máximos detalles de la bainita.

PAPEL DE LAS INCLUSIONES COMO FASES PRESENTES EN EL ACERO.

Las inclusiones no metálicas, son compuestos presentes en el acero, de los metales tales como Fe, Si, Mn, Ca, etc. con los no metales como lo son el oxígeno, azufre, fósforo, nitrógeno y carbono principalmente.

La cantidad, composición, dimensiones y carácter de disposición en el artículo acabado, ejercen una influencia esencial y, a veces decisiva sobre las propiedades del acero.

Las inclusiones no metálicas empeoran no solo las propiedades mecánicas, sino también otras propiedades del acero como pueden ser:

Permeabilidad magnética, conductibilidad eléctrica y propiedades

electroquímicas; puesto que alteran la continuidad del metal y forman cavidades o puntos en los cuales son concentradas las tensiones del metal.

III.2 ELECTROQUIMICA.

DEFINICION DE CORROSION.

Una posible definición de corrosión, es la siguiente:

La corrosión metálica es el desgaste superficial que sucede cuando los metales se exponen a ambientes reactivos.

Este, es un proceso espontáneo, cuyas reacciones de corrosión ocasionan que los metales regresen a sus formas originales^(P).

El estudio de la corrosión, a baja temperatura es entonces, un estudio de la electroquímica, la cinética heterogénea del electrodo, y de la influencia de la temperatura, el pH, la concentración y geometría del espécimen sobre la disolución metálica y sobre la formación y propiedades de las capas superficiales.

Para que se de el fenómeno de corrosión, es primordial que se cumplan cuatro requisitos:

- 1).- Que exista un ánodo.
- 2).- Que exista un cátodo.
- 3).- La presencia de un electrolito.
- 4).- Un conductor eléctrico.

Con los cuales, se establece una "pila" de corrosión donde se llevan a cabo reacciones anódicas y catódicas.

Así, de un modo general:

En el ánodo:

a).- En medio ácido.

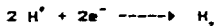


b).- En medio alcalino.



En el cátodo:

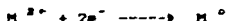
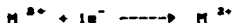
a).-En medio ácido



b).-En medio neutro
o alcalino.



c).-Reducción parcial
y total.



CORROSION EN EL ACERO.

Como se sabe, la corrosión u oxidación de un acero es debida fundamentalmente a las heterogeneidades que en el se encuentran; tales como bordes de grano, fases distintas p.ej α , β , γ ó Perlita, impurezas tales como inclusiones o debido a la segregación⁽¹⁶⁾.

En base a investigaciones^(12,13,14,15,16) se há encontrado que la corrosión siempre comienza en algún tipo de inclusión no metálica; donde los pequeños precipitados de MnS y FeS juegan un papel importante provocando que la matriz cercana a los sulfuros particularmente activos reaccione.

Wranglen⁽¹⁷⁾ sugiere que las inclusiones del tipo sulfuro, pueden actuar como cátodos locales y que los sulfuros de manganeso con sulfuro de hierro en solución sólida, pueden ser perjudiciales dado su alta conductividad eléctrica.

Eklund y Josefson⁽¹⁸⁾ aseveran que el tratamiento térmico hace que disminuya el número total de inclusiones por coalescencia y las inclusiones activas se tornen inactivas debido a cambios en composición; por lo tanto, disminuye el número de centros de ataque de corrosión.

Otros estudios realizados^(2,4,6) sobre la influencia de un medio agresivo como el HCl y el H_2SO_4 sobre las fases perlítica y ferrítica, convergen en que el mecanismo que opera es el siguiente:

Al sumergir un acero en un electrolito; la perlita dispersa en la matriz ferrítica, actúa como un microcátodo eficiente estableciendo un par galvánico con la ferrita, siendo la pieza misma el conductor eléctrico figura (1).

Los estudios anteriores^(2,4,6) sólo se limitan a la presencia de perlita y ferrita sin embargo, dan la pauta para discernir acerca de la disolución del Fe_3C y de la α en un medio corrosivo ácido.

ESTABILIDAD DEL Fe ALFA EN PRESENCIA DE Fe_3C .

Las figuras (2) Y (3) muestran los diagramas termodinámicos de predominancia de especies^(2,4,6) para los sistemas $Fe-H_2O$ (simplificado) y $Fe-Fe_3C$ a $25^\circ C.$; en donde se aprecian las siguientes zonas:

Para el Hierro:

- 1.- La zona de inactividad delimitada por las líneas 7 y 6.
- 2.- La zona de reactividad, delimitada por las líneas 2, 4 y 5.
- 3.- La zona de pasividad, la cual queda delimitada por las líneas 7, 5 y 6 respectivamente.

Para el Fe_3C :

Las zonas quedan delimitadas por las líneas 8 y 9 de inactividad, 8 y 10 de reactividad y las líneas 9 y 10 la zona de pasividad.

De los dos diagramas, al ser superpuestos, se deduce:

a).- El Fe es termodinámicamente estable en medio ácido para potenciales menores a -650 mV. y por el contrario, a potenciales mayores, se disolverá obteniendo como producto Fe^{+2} .

b).- El Fe_3C no se disuelve en medio ácido para potenciales menores a -400 mV. ya que es termodinámicamente estable en esta región.

c).- Sin embargo, se aprecia que, para las condiciones de estabilidad del Fe_3C que son de $pH < 7$ para potenciales de -650 mV. a -400 mV., el Fe se disuelve irremediamente.

De lo anterior, se puede afirmar que el Fe_3C se comporta catódicamente con respecto a la matriz de hierro alfa en soluciones ácidas.

No obstante lo anterior, C.J.Cron⁽³⁾ asevera que la fase de carburo de hierro, es atacada más rápidamente que la ferrita, bajo ciertas condiciones de potencial en medio oxidante.

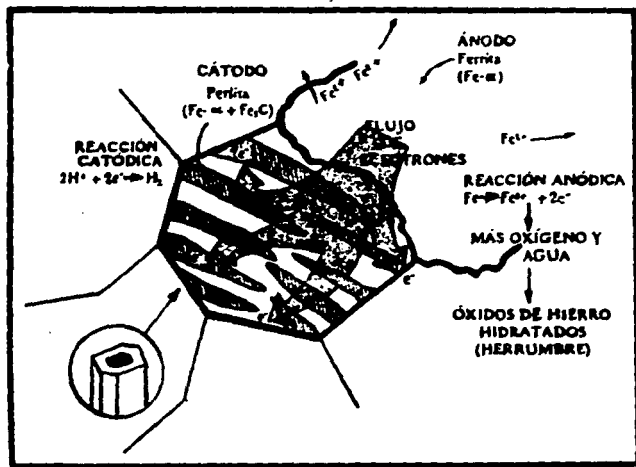


FIG. (1).- MECANISMO DE DISOLUCIÓN DEL ACERO AL CARBONO.

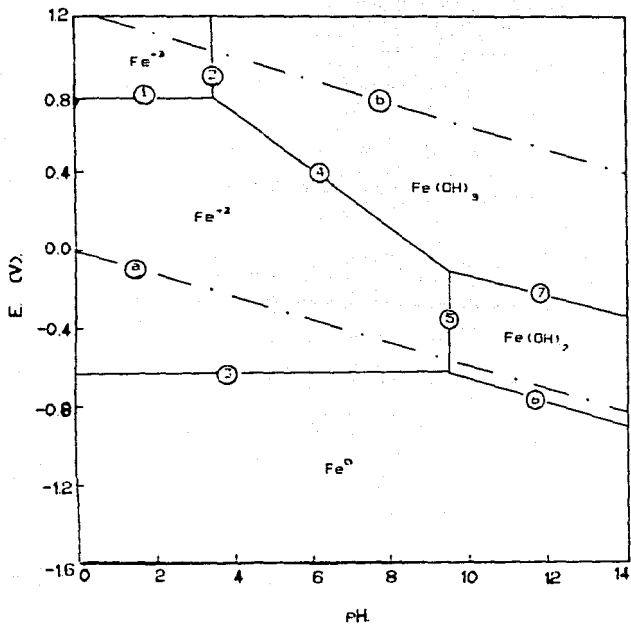


FIG. (2). - DIAGRAMA E. vs. pH SIMPLIFICADO PARA EL SISTEMA $Fe-H_2O$ A $25^{\circ}C$.

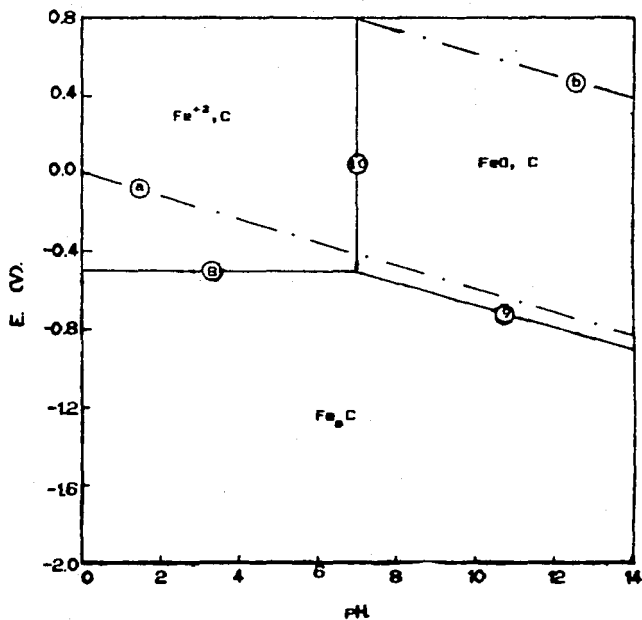


FIG. (3).- DIAGRAMA E. vs. pH PARA EL SISTEMA Fe-Fe₂O₃. A 25°C.

C A P I T U L O I V .

T R A B A J O
E X P E R I M E N T A L .

El desarrollo experimental se dividió en dos secciones; la primera sección, se refiere a la parte de metalurgia física en la cual, se explican los tratamientos térmicos empleados y la forma en que se caracterizó cada probeta; en la segunda sección, se explica el desarrollo de las pruebas de corrosión a las que fueron sometidas las probetas tipo; producto de cada tratamiento térmico.

El procedimiento experimental queda descrito esquemáticamente en la figura (4).

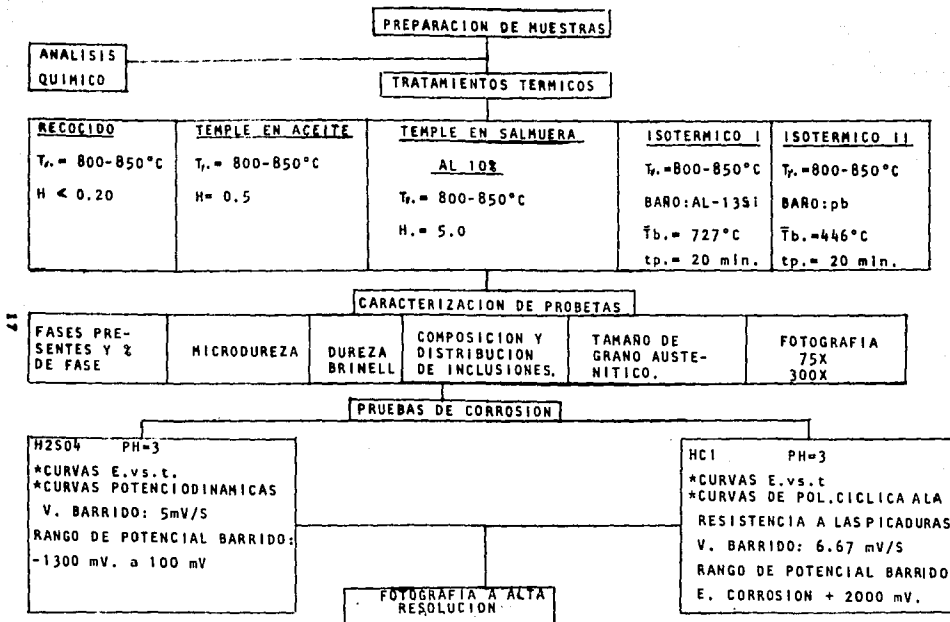


FIGURA 4. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

TRATAMIENTOS TERMICOS.

Se partió de una barra estirada en frío de 1" de diámetro de acero SAE. 1045 cuyo análisis químico es:

C :0.52% , Mn :0.61% , S :0.002% , P :0.005%

Se cortaron redondos de 1/2" de ancho, los cuales se perforaron en un extremo y fueron recubiertos de cobre por inmersión en la solución de $CuSO_4$ para evitar descarbonización durante el tratamiento térmico.

Se efectuaron los siguientes tratamientos térmicos por triplicado (Figura 5).

RECOCIDO.-Las piezas se llevaron a temperatura de austenización de 800 - 850 °C y se dejaron enfriar en la mufla.

TEMPLE EN SALMUERA AL 10%.-Las piezas se llevaron a temperatura de austenización de 800 - 850 °C. y se sumergieron una a una con un intervalo de 2 a 3 min. en salmuera con agitación.

TEMPLE EN ACEITE.-Las probetas se llevaron a temperatura de austenización de 800 - 850°C. y se sumergieron una a una en aceite con agitación con un intervalo de 3 a 5 min.

TRATAMIENTO ISOTERMICO I.-Las piezas se llevaron a temperatura de austenización de 800 - 850 °C y una a una se sumergieron en un baño de aleación Al-13%Si durante 20 min. para que la temperatura se estabilizara, a temperatura promedio de 727 °C.; las piezas fueron retiradas del baño una a una con intervalos de 5 min. y enfriadas al aire.

TRATAMIENTO ISOTERMICO II.-Las piezas se llevaron a temperatura de austenización de 800 - 850 °C. y se sumergieron una a una en un baño de plomo durante 20 min. para que la temperatura se estabilizara, a temperatura promedio de 446 °C.; las piezas fueron retiradas del baño una a una con intervalos de 5 min. y enfriadas al aire.

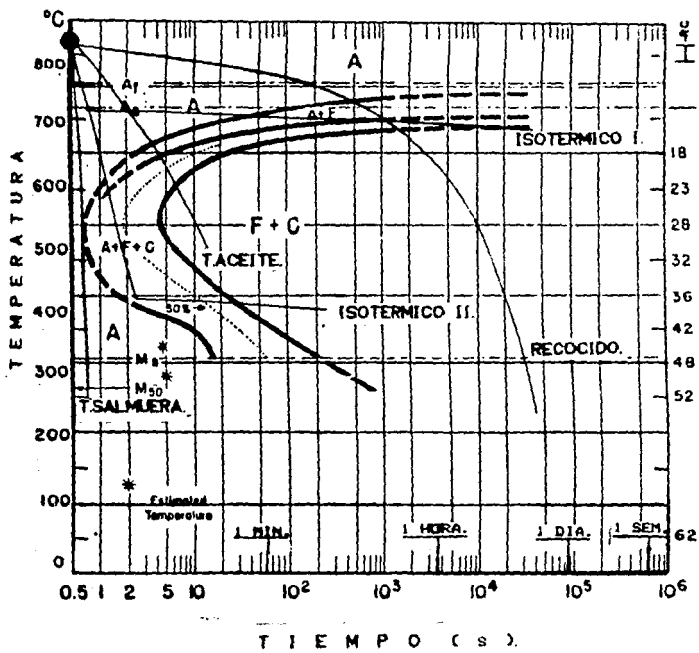


FIG. (5).- DIAGRAMA T.T.T. PARA UN ACERO 1050, Y RUTAS EMPLEADAS EN LOS TRATAMIENTOS TERMICOS.

CARACTERIZACION DE LAS MUESTRAS.

Las piezas se cortaron transversalmente, se montaron en bakelita y se les dió el tratamiento convencional para conferirle a la superficie un acabado "espejo" y libre de rayas.

Ya pulidas, se atacaron con nital 3 para su observación al microscopio óptico .

Se tomó microdureza y en forma paralela, se midió dureza Brinell para ayudar a identificar las fases presentes.

Cabe mencionar, que las probetas se atacaron con picral; en un intento por diferenciar las fases susceptibles a éste ácido de las que no lo són como método alternativo al ataque con nital; pero no se apreciaron detalles importantes.

Posteriormente, se cuantificó el porcentaje de fase oscura y de fase clara con el analizador de imágenes omniest; con lo cual se discernió sobre la cantidad de cada fase presente.

Se tomó fotografía de las probetas a bajos aumentos 75 x y a altos aumentos 300 x.

Por último, en esta etapa de la experimentación, se midieron tamaños de alrededor de 130 inclusiones ,se consultó en la bibliografía su composición típica y se tomó la medida del tamaño de grano austenítico A.S.T.M.

IV.2 PRUEBAS DE CORROSION.

Para el desarrollo de esta parte experimental, se pulio la superficie de cada probeta con la finalidad de renovar la superficie, dejandola libre de óxidos producto tanto del ataque con nital, como de la influencia de la humedad.

Las probetas fueron perforadas de tal manera que fué posible introducir una varilla para que exista contacto con el metal y, así, sirva como electrodo de trabajo Figura (6).

Cabe mencionar, que las probetas o electrodos de trabajo, cuentan con una superficie conocida de alrededor de 1 cm^2 .

En la figura (7), se muestra la forma en que se montó el equipo para ésta parte, así como la forma como se conectaron los electrodos tanto de trabajo, de grafito como el E.C.S.

Las pruebas realizadas, consistieron en medir la resistencia a la polarización en medio ácido; específicamente a $\text{pH}=3$, y a 25°C . tanto en presencia de cloruros, como en presencia de SO_4^{2-} .

Para preparar las disoluciones ácidas, se partió de HCl al 37.8% P.A. y de H_2SO_4 al 96% P.A. y se ajustó al pH deseado.

1).- Presencia de cloruros.

Como trabajo previo, se midió la variación del potencial de corrosión con el tiempo al cabo de 300 seg. o hasta que permanezca "constante"; para partir de ese valor de potencial y barrer en la dirección anódica las curvas de polarización cíclica a la resistencia a las picaduras.

2).- Presencia de SO_4^{2-} .

En este medio, las curvas de potencial vs. tiempo, fueron llevadas a cabo durante 300 seg. o hasta que el potencial no cambiara apreciablemente con respecto al tiempo. Las curvas

potenciodinámicas fueron corridas dentro de un rango de potencial de -1300 a 100 mV.

Como trabajo final, las probetas se atacaron con nital 3 y, se observaron al microscopio de barrido electrónico, para discernir acerca de la respuesta de las fases ante el medio corrosivo.

Se tomó fotografía a alta resolución de las probetas atacadas.

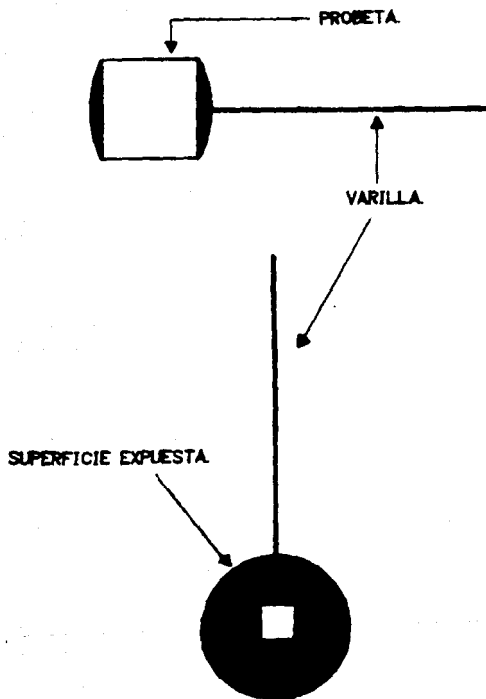
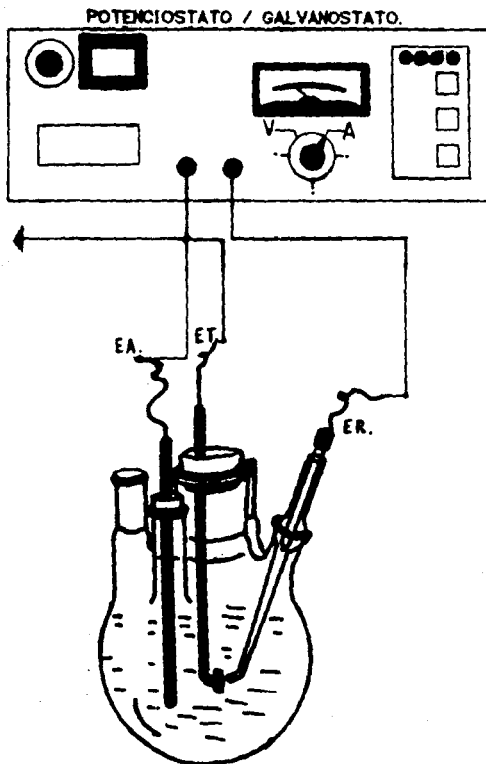


FIG. (6).- ESQUEMA DEL ELECTRODO DE TRABAJO.



CELDA DE CORROSION DE 5 VOCAS.

FIG. (7).- MONTAJE DEL EQUIPO.

C A P I T U L O V .

R E S U L T A D O S

Y

D I S C U S I O N .

- RESULTADOS -

Los resultados, se resumen en la fig.(8); donde se dan, las condiciones de cada tratamiento térmico y los resultados de los ensayos de dureza así como la evaluación del % de fase clara y oscura para cada probeta; con lo cual, fué posible determinar con precisión las fases presentes y su cantidad.

Se dan, además, las velocidades de corrosión así como los potenciales de corrosión para cada conjunto de microestructuras en medio ácido tanto en presencia de cloruros como en presencia de SO_4^{2-} .

En la figura (9), apéndice A, se aprecia la distribución de inclusiones típicas es decir: MnS , FeS y $(Mn,Fe)S$ encontradas en el acero utilizado para este estudio.

TRATAMIENTO	RECOCIDO		T. ACEITE		T. SALMUERA	ISOTERMICO I		ISOTERMICO II	
Condiciones:									
T (°)	800-850°C		800-850°C		800-850°C	800-850°C		800-850°C	
tp. HORNO	1/2 hr.		1/2 hr.		1/2 hr.	1/2 hr.		1/2 hr.	
V. ENF. *	4.4°C/hr.		1148.9°C/hr.		2982.2°C/hr.	-----		-----	
BARO	-----		-----		-----	A1-13%Si		Pb	
T. BARO	-----		-----		-----	727°C		446°C	
tp. BARO	-----		-----		-----	20 min.		20 min.	
TAM. GRANO.	8		8		8	8		6-7	
Dureza.	Fase clara	Fase obsc.	Fase clara	Fase obsc.		Fase clara	Fase obsc.	Fase clara	Fase obsc.
HV	245.9	378.2	255	353	552	264.5	275	192.4	283
Rc.	21	38	23	36	54	25	26.6	9	28.8
HB	175.8		269.5		582	23.2		245.5	
% FASE CLARA	35%		11.6%		FASE OSCURA 78.9%	41.6%		13.3%	
FASES PRESENTES	65 % P. GRUESA 35 % X		11.6% X 88.4% P. fina Empieza B..		80%M. 20% Y ret.	41.6% X 58.4% P. presencia de Y ret		13.3% X 86.7% P. fina posible B.	
H2504 ATAQUE SELECTIVO.	Ec. = -598mV. Vc. = 5.46 mm/año		Ec. = -620mV. Vc. = 3.20 mm/año		Ec. = -597mV. Vc. = 4.56 mm/año	Ec. = -575mV. Vc. = 250 mm/año		Ec. = 610mV. Vc. = 1.88 mm/año	
HCl ATAQUE UNIFORME	Ec. = -643mV Vc. = 2.98 mm/año		Ec. = -650mV Vc. = 1.98 mm/año		Ec. = -657mV Vc. = 3.36 mm/año	Ec. = -700mV Vc. = 3.07 mm/año		Ec. = -580mV Vc. = 1.98 mm/año	

OBSERVACIONES:

* TOMADO DE LA REFERENCIA (8)

- TODAS LAS PROBETAS FUERON ATACADAS CON NITAL#3.

- EL POTENCIAL DE CORROSION SE MIDIO CON RESPECTO AL E.C.S

FIGURA 8. RESULTADOS.

MEDIO H₂SO₄

Los resultados de variación del potencial con respecto al tiempo, quedan descritos por las figuras 10, 12, 14, 16 y 18, del apéndice A.

Las figuras 11, 13, 15, 17 y 19, del apéndice A, se refieren a las pruebas potenciodinámicas; apartir de las cuales, se obtubieron datos tanto de potenciales de corrosión como de velocidades de corrosión.

MEDIO HCl.

Las curvas obtenidas apartir de los datos de la variación del potencial con respecto al tiempo, se dan en las figuras 20, 22, 24, 26 y 28, del apéndice A.

Las curvas de polarización ciclica a la resistencia a picaduras, se muestran en las figuras 21, 23, 25, 27 y 29, del apéndice A; de ellas, se pueden calcular tanto los potenciales de corrosión, como las velocidades de corrosión..

• Velocidad de corrosión:

La corriente de corrosión, se obtuvo por medio de la extrapolación de la pendiente de Tafel catódica, para las curvas potenciodinámicas, y para las curvas de polarización ciclica a la resistencia a picaduras, se extrapoló la pendiente de Tafel anódica. Ambaspendientes, se extrapolaron hasta la intersección con el potencial de corrosión y, en ese punto se obtuvo la corriente

de corrosión; con esta corriente, y con datos de densidad del acero, área expuesta, peso molecular del Fe y cta. de Faraday, se calculó la velocidad de corrosión siguiendo la técnica descrita en el apéndice F.1:

$$I(A) \left| \frac{1C/s}{A} \right| \left| \frac{1 \text{ eq.}}{96500 C.} \right| \left| \frac{1 \text{ mol.}}{2 \text{ eq.}} \right| \left| \frac{55.847g.}{1 \text{ mol.}} \right| \left| \frac{1 \text{ cm}^3}{7.844g. \text{ area}(\text{cm}^2)} \right| \left| \frac{1}{1 \text{ cm.}} \right| \left| \frac{10 \text{ mm.}}{1 \text{ cm.}} \right| \left| \frac{3600s.}{1 \text{ h.}} \right|$$

$$\left| \frac{24 \text{ h.}}{1 \text{ día.}} \right| \left| \frac{365 \text{ días}}{1 \text{ año.}} \right| = v_{\text{corr.}} \text{ (mm/año).}$$

En base a la tabla I y con ayuda de las observaciones hechas en el microscopio óptico y en el microscopio de barrido electrónico, es posible discernir acerca de la morfología del ataque sobre la serie de muestras en los ambientes ácidos.

T A B L A 1

RELACION MICROESTRUCTURA-CORROSION.

% DE FASES.	E.corr. (mV).	V.corr. (mm/año)	TRATAMIENTO TERMICO.
= H ₂ SO ₄ =			
35% α + 65% p _g .	-598	5.35	RECOCIDO
80% M. + 20% γ _{REV.}	-597	4.56	T. SALMUERA
11.6% α, 88.4% P _f + B.	-620	3.20	T. ACEITE
41.6% α, 58.4% P + γ.	-575	2.50	ISOTERMICO A 727°C.
13.3% α, 86.7% P _f + B.	-610	1.88	ISOTERMICO A 446°C.
= HCl =			
80% M. + 20% γ _{rel.}	-657	3.36	T. SALMUERA
41.6% α-58.4% P. + γ.	-700	3.07	ISOTERMICO A 727°C.
65% P _g + 35% α.	-643	2.98	RECOCIDO
13.3% α, 86.7% P _f + B.	-580	2.92	ISOTERMICO A 446°C.
11.6% α, 88.4% P _f + B.	-650	1.98	T. ACEITE

MEDIO H₂SO₄.

1.-Recocido.-

Morfología del ataque:

- Ferrita totalmente atacada; la perlita se encuentra parcialmente atacada.
- Persisten las laminillas de cementita-ferrita, y el límite de grano perlita-ferrita, se encuentra totalmente atacado, fig.(30.c), apéndice B.

2.-Temple en salmuera.-

Morfología del ataque:

- El ataque es uniforme en toda la superficie de la pieza.
- Dada la severidad del ataque, no es posible diferenciar las fases, fig.(31.c), apéndice B.

3.-Temple en aceite.-

Morfología del ataque:

- El límite de grano α - α desaparece.
- Los cristales de ferrita, son atacados débilmente, fig(32.c), apéndice B.
- El ataque de la fase "obscura" constituida por perlita y cristales de bainita, se ataca considerablemente.

4.-Isotermico a 272°C.-

Morfología del ataque:

- En la figura (33.c), del apéndice B, se observa ataque parcial de la perlita, (zonas oscuras).
- La austenita se corroe en mayor grado que la ferrita (zonas claras).
- El límite de grano, persiste (se ataca sólo parcialmente).

5.-Isotermico a 446°C.-

Morfología del ataque:

- Existe ataque intergranular α - α .

- La ferrita y la perlita son atacadas parcialmente, fig.(34.c), apéndice B.

8 MEDIO HCl.

1.-TEMPLE EN SALMUERA.-

Morfología del ataque:

- El ataque es muy severo y de tipo uniforme.
- Se observan poros producidos por el ataque, fig.(31.d), apéndice B.

2.-Isotérmico a 727°C.-

Morfología del ataque:

- El ataque es relativamente severo.
- Se observa un ataque uniforme; con oxidación entre la inclusión y la matriz, fig.(33.d), apéndice B.
- Existe un ataque claro a la perlita, fig.(33.e), apéndice B.

3.-Recocido.-

Morfología del ataque:

- Presenta ataque uniforme; no se distingue una diferencia de ataque entre las fases, fig.(30.d), apéndice B.

4.-Isotérmico a 446°C.-

Morfología del ataque: - Se observa un ataque de tipo "uniforme" con manchas de óxido distribuidas un tanto al azar y no muy severas, fig.(34.d), apéndice B.

5.-Temple en aceite.-

Morfología del ataque:

- En la fig.(32.d), apéndice B, se observan zonas alternadas: Zonas atacadas en las cuales no se ve una diferencia de ataque entre martensita y austenita y otras zonas poco atacadas.

= DISCUSION MEDIO H_2SO_4 . =

1.-Recocido.- El comportamiento de disolución, de la microestructura (65% P_1 , 35% α) se racionaliza de la manera siguiente:

De acuerdo con el texto (J.D.verhoeven⁽³⁰⁾) y con C.J.CRON⁽²⁾, el límite de grano se ataca preferencialmente por ser un sitio de alta energía y debido a la segregación de elementos menores como lo son el P y el S; los cuales aceleran la reacción de disolución de la interfase ferrita-perlita.

La completa disolución de la ferrita, se debe a que según AVILA MENDOZA J. Y BENESCA LLONGUERAS J.⁽²⁸⁾, el Fe_3C disperso en la perlita, la hace actuar como cátodo con respecto a la matriz. Por lo cual deducimos que como la diferencia de potencial $u-P$, es suficientemente grande, la velocidad de disolución de la ferrita es también grande (5.46 mm/año, ver figura 8).

2.-Temple en salmuera.- Esta microestructura (80% M, 20% γ_{rel}), presenta una velocidad de corrosión también elevada (4.56 mm/año), lo que nos lleva a pensar que, como al texto (Reed-Hill⁽³⁰⁾) dice, existen deformaciones microscópicas asociadas con la formación de las placas de martensita; por lo que, se piensa que esas pequeñas deformaciones contribuyen a que se tengan velocidades de corrosión bastante altas en comparación con cualquier otro tipo de microestructura.

3.-Temple en aceite.- Dado que los cristales de ferrita provenientes de la probeta templada en aceite (11.6% α , 88.4% P_1 , pieza B.) se atacan menos que la ferrita proveniente de la probeta recocida y la velocidad de corrosión de la probeta recocida es mayor que la de la probeta templada en aceite (5.46 mm/año y 3.20 mm/año respectivamente), el comportamiento de disolución y la disminución en la velocidad de corrosión, se explican en base a:

a).- Disolución de las fases.- La disolución de la ferrita y

de la Fe_3C , en la perlita, son dominadas por la predicción de las relaciones pH-E., fig. (2,3), apéndice D, donde se aprecia que a potenciales cercanos a -620 eV. vs. E.C.S. ya existe disolución del carburo de hierro y una inminente oxidación del hierro alto.

b).-La disminución relativa en la velocidad de corrosión, queda explicada de la siguiente manera:

En base a COTRELL^(2P), quien propone que, al igual que la cementita, la formación de las placas bainíticas son acompañadas también por distorsiones de la superficie, por lo que es bastante probable que en la formación de estas placas se encuentre un cizallamiento reticular y como asevera el texto (R.E. REED-HILL^(2P)), cada placa de bainita se compone de un volumen de ferrita en el cual se encuentran finamente incrustadas las partículas de carburo^(2D); es por ésto, que se piensa que la disolución de ésta microestructura está de acuerdo con el mecanismo de disolución propuesto por J.H. PAYER⁽⁸⁾, quien afirma que la matriz ferrítica y el Fe-alfa en el Fe_3C pueden ser preferentemente disueltos dejando carbón en la superficie retardando la disolución de la misma; por tanto, el mecanismo de disolución queda en función de:

- i).-El espacio interlamelar α - Fe_3C .
- ii).-La deformación reticular debida a la formación de una nueva fase.
- iii).-La acumulación superficial de carbono sobre la superficie activa.

4.-Isotermico a 727°C.- La austenita (41.6% α , 58.4% β , presencia de γ) juega un papel muy importante en el mecanismo de ataque, ya que se corroe en mayor grado que la ferita (zonas claras).

El límite de grano persiste atacado sólo parcialmente) y la velocidad de corrosión para la presente microestructura es de 2.50 mm/año.

5.-Isotermico a 446°C.- Aunque este juego de microestructuras

(13.3% α , 86.7% P_1 , posible B), presenta la menor velocidad de corrosión, el mecanismo de ataque es similar al de la probeta templada en aceite debido a la presencia de la bainita (ver explicación del mecanismo de disolución de una microestructura templada en aceite).

= DISCUSIÓN MEDIO HCl. =

De acuerdo a los diagramas de polarización cíclica efectuados para cada juego de microestructuras, se observa que no se desarrolla un potencial de picadura y que la disolución de cada sistema es monótona y similar entre ellas. Esto es debido a que a pesar de que existen diferentes fases presentes en cada microestructura, el potencial aplicado sobre la superficie conductora del metal, se distribuye uniformemente dando como resultado un comportamiento de polarización global similar para cualquier microestructura.

1.-TEMPLE EN SALINERA.- Microestructura : 80% M , 20% γ .

Bajo este medio no se encontró corrosión por picaduras como se esperaba ya que la concentración de iones cloruro probó no ser suficientemente alta para provocar el ataque localizado.

La alta velocidad de corrosión (3.36 mm/año), se explica en base a que: dado el arreglo cristalográfico existente en la microestructura martensítica existe una fase dura de carburo de fierro en forma acicular, distribuida en una fase más suave llamada austenita retenida; por lo que los sitios deformados ó intercaras matriz-martensita son lugares sumamente activos y consecuentemente, favorables para que se de la corrosión.

2.-Isotérmico a 727°C.- El ataque uniforme sobre la probeta con 41.6% α , 58.4% P , presencia de B, es debido al cambio del anión en la solución: de SO_4^{2-} a Cl^- ; la ausencia de picaduras queda explicada por la baja concentración de cloruros ($10^{-8}N$).

En cuanto al ataque a la matriz cercana a las inclusiones, se puede explicar en base al mecanismo descrito por Wranglen⁽⁴⁾, quien sugiere que las inclusiones tipo sulfuro que, propician el inicio de la corrosión, pueden estar circundadas por un precipitado microscópico de MnS; éste puede hacer que reaccione la matriz cercana a los sulfuros particularmente activos.

3.-Recocido.- La velocidad de corrosión es prácticamente la misma que la presentada por la probeta con tratamiento isotérmico a 727°C. La microestructura producida por medio del recocido (63% α , 33% δ), se comporta en forma catódica con respecto a la microestructura producida por medio del tratamiento isotérmico a 727°C.; lo que resalta la influencia de la fase austenítica sobre el comportamiento de disolución.

4.-Isotérmico a 446°C.- La bainita contenida en esta microestructura (13.3% α , 86.7% P_f , posible B.), influye para que la probeta observe un comportamiento catódico con respecto a la microestructura producida por recocido y por el t. isotérmico a 727°C.; sin embargo, la velocidad de corrosión es para efectos prácticos, la misma. La magnitud y la igualdad en la velocidad de corrosión, presentada por éste juego de microestructuras y por las microestructuras producidas por medio del recocido y el isotérmico a 727°C., se atribuye al cambio de aniones de SO_4^{2-} a Cl^- .

La morfología del ataque es consecuencia de la baja concentración del anión cloruro la cual fué de 10^{-3} N.

5.-Temple en aceite.- No obstante el potencial de corrosión obtenido por ésta microestructura (11.6% α , 88.4% P_f , espiezo de B.), el cual es intermedio al del conjunto de experimentos en medio Cl^- , la velocidad de corrosión es la menor, comparable con la serie de microestructuras anteriores; esto posiblemente nos indica que tanto las reacciones catódicas como anódicas, presentes en el sistema, han sido fuertemente polarizadas. En este caso la cinética del proceso queda gobernada por un control mixto.

C A P I T U L O V I .

C O N C L U S I O N E S .

Por medio del estudio del comportamiento de disolución en un electrolito ácido presentado por juegos de microestructuras obtenidas de un acero al carbono (0.82% C), se concluye:

1.-MEDIO H_2SO_4 .

En este medio y con una concentración de H^+ de 10^{-2} , el ataque es de tipo "selectivo".

a).- Para una microestructura compuesta por perlita y ferrita, el comportamiento de disolución del Fe-alfa y del Fe_3C es el ya explicado (ver pag.33), y está de acuerdo con el predicho por M.D.TOMASHOV⁽⁶⁾ y por M.J.CLEAN y N.D.BREENE⁽⁶⁾.

b).- Para una microestructura más compleja constituida por ferrita, perlita y bainita, el mecanismo de disolución es el ya explicado (ver pag.34).

c).- En general, si el espacio interlamilar α - Fe_3C disminuye, la velocidad de corrosión tiende a disminuir.

d).- Las probetas que contienen bainita en su microestructura, siguen un comportamiento anódico con respecto al resto de la serie.

e).- La cementita contribuye al aumento en la velocidad de corrosión; y cuyo mecanismo es el ya descrito.

2.-MEDIO HCl.

En este medio, a la concentración de trabajo de 10^{-2} N, no se revela la existencia de picaduras.

a).- El ataque es de tipo "uniforme"; donde su comienzo tiene lugar alrededor de la interfase inclusión-matriz; y cuyo mecanismo de disolución es el propuesto por BRANGLÉN¹⁴⁾ (ver pag. 35).

b).- Solo se observa una diferencia clara en la velocidad de corrosión de la martensita con respecto al resto de las probetas. Donde el mecanismo que opera es el descrito.

d).- El comportamiento de disolución de cada juego de microestructuras, cambia con solo cambiar el anión presente en la disolución, de SO_4^{2-} a Cl^- .

CAPITULO VII.

BIBLIOGRAFIA.

- 1.- APRAIZ BARREIRO, J.
TRATAMIENTOS TERMICOS DE LOS ACEROS.
ED. DOBAT, OCTAVA EDICION MADRID (1974), pp. 69-101, 105-132.
- 2.- H.P. LECKIE.
IRON, CARBON STEEL AND LOW-ALLOY STEELS IN THE PROCESS
INDUSTRIES.
CORROSION-NACE, USA. (1975), PP. 90-101.
- 3.- C.J. CRON, J.H. PAYER, AND R.W. STAEBLE.
DISSOLUTION BEHAVIOR OF Fe-Fe₃C STRUCTURES AS A FUNCTION OF
PH, POTENTIAL AND ANION, AN ELECTRON MICROSCOPIC STUDY.
CORROSION-NACE, VOL. 27, NO. 1 JANUARY (1987), PP. 1-24.
- 4.- N.D. TOMASHOV.
THEORY OF CORROSION AND PROTECTION OF METALS.
MC. MILLAN CO. N.Y. (1966).
- 5.- Z.D. FOROULIS.
CORROSION, SEP. 5, (1965), PP. 89.
- 6.- H.J. CLEARY AND N.D. BREENE.
CORROSION SCI. 7 (1967), PP. 821.
- 7.- E. HEYN AND O. BAUER.
J. IRON AND STEEL INST., VOL. 79 (1909).
- 8.- HERMAN W. POLLACK.
MATERIALS SCIENCE AND METALLURGY.
ED. PRENTICE-HALL CO. 3ED. N.Y. (1981), PP. 96-106, 191-208.
- 9.- JOHN M. MEST.
CORROSION Y OXIDACION FUNDAMENTOS.
ED. LIMUSA, MEX. (1986), PP. 19-25.

- 10.- GONZALEZ, F., JOSE, A.
 TEORIA Y PRACTICA DE LA LUCHA CONTRA LA CORROSION.
 CONSEJO SUP. DE INVESTIGACIONES CIENTIFICAS, CENIM. MADRID,
 ESPANA (1964), PP. 18-21.
- 11.- LOPEZ MIJARES FELIX.
 ESTUDIOS SOBRE LA RESISTENCIA A LA CORROSION DE
 ELECTRODEPOSITOS DE Bi.
 TESIS, UNAM., MEX. (1968).
- 12.- HOMER, C. E.
 THE INFLUENCE OF NON-METALLIC INCLUSIONS ON THE
 CORROSION OF STEELS.
 CARNEGIE SCHOLARSHIPS., NEM. (1932), PP. 35-37.
- 13.- WHITELEY, J. H.
 INCLUSIONS IN A SERIES OF BATH SAMPLES FROM AN ELECTRIC
 FURNACE AN A NOTE ON SULPHIDES.
 IN 7TH. REPOR ON THE HETEROGENEITY OF STEEL INBO'S. SPEC. REP.,
 NO. 16. IRON AND STEEL INST., LONDON (1937), PP. 23-55.
- 14.- WRANGLER, G.
 ACTIVE SULPHIDES ON THE PITTING CORROSION OF CARBON STEELS.
 INT., CONF. ON LOCALIZED CORROSION, WILLIAMSBURGH., DEC. (1981).
- 15.- WAGNER, G. H., DESETRET, A., CORTOU, H., GRALL, L.
 INITIATION DES PIQUES SUR LES ARIERS INOXIDABLES
 AUSTENITIQUES AU CHROME ET AU NICKEL DU TYPE 18/10, EN
 SOLUTION DE CHLORURE DE SODIUM.
 COM. REND. ACAD. SC. PARIS, 279, (1970), PP. 1093-1096.
- 16.- SZKLARSKA-SMIALOWSKA, Z.
 INFLUENCE OF SULFIDE INCLUSIONS ON THE PITTING CORROSION OF
 STEELS.
 CORROSION, 28 (1972), PP. 38-396.

- 17.- MRANLEN, G.
 INVERKAN AV INNESLUTHINGAR AV MANGAN- OCH JARNSULFID PA
 KORROSION SEGENSKAPERNAHOS JARN OCH STAL.
 KORR. O. YTSKYDD. 3-4 (1968), PP. 35-37.
- 18.- NORIEGA GUSHAN JOSE G.
 INFLUENCIA DE LAS INCLUBIONES NO-METALICAS DEL TIPO
 $MnS, CaS, (Mn, Ca)S$ EN LA CINETICA DE CORROSION DE ACEROS.
 TESIS UNAM., MEX. (1985).
- 19.- MARCEL FOURBAIX.
 ATLAS OF ELECTROCHEMICAL EQUILIBRA.
 ED. PERGAMON PRESS, N.Y. (1966), PP. 308-314.
- 20.- BASICS OF CORROSION MEASUREMENTS.
 EB. AND PRINCENTON APPLIED RESEARCH., USA. (1982), PP. 1-12.
- 21.- CORDERO ZARCO GLADIS.
 EVALUACION DE UN METODO GRAFICO PARA LA MEDICION DE
 VELOCIDADES DE CORROSION.
 TESIS, UNAM., MEX. (1985).
- 22.- DR. T. SHEENAN.
 CORROSION TESTING TECHNIQUES USING POTENTIOSTATS AND
 GALVANOSTATS.
 CORROSION PREVENTION AND CONTROL. VOL. 27, OCT. (1980), PP. 18-20.
- 23.- PREPARING, CLEANING AND EVALUATING CORROSION TEST SPECIMENTS.
 ANNUAL ASTM STANDARS PART 10, USA. (1980), PP. 781-786, 869-877.
- 24.- METALS HANDBOOK.
 PROPERTIES AND SELECTION OF METALS., VOL. I, 8TH. EDITION.
 AMERICAN SOCIETY FOR METALS, USA. (1961), PP. 62-78, 87-107.

25.- B.EDFREY PARRISH.

THE INFLUENCE OF MICROSTRUCTURE ON THE PROPERTIES OF
CASE-CARBURIZED COMPONENTS.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS., USA. (1980), PP.91-99.

26.- L.VANVLAK.

ELEMENTS OF MATERIALS SCIENCE.

ADDISON WESLEY PUBL.CO., 2ND. EDITION USA. (1964), PP.344.

27.- ATLAS OF ISOTHERMAL TRANSFORMATION AND COOLING
TRANSFORMATION DIAGRAMS.

ED. AMERICAN SOCIETY FOR METALS. USA. (1977), PP.14-19.

28.- MAG ALLA DE LA HERRUMBRE.

AVILA MENDOZA, JAVIER., GENESCA LLONGERAS, JOAN.

LA CIENCIA DESDE MEX., NUM.9, FCE. SEP. CONACYT., MEX. D.F. (1986).

29.- ROBERT E. REED-HILL.

PRINCIPIOS DE METALURGBIA FISICA.

ED. C.E.C.S.A. 2DA. EDICION., MEX. (1982), PP.585, 602-607.

30.- JOHN D. VERHOEVEN.

FUNDAMENTOS DE METALURGBIA FISICA.

ED. LIMUSA, MEX. (1987), PP.526-534.

C A P I T U L O V I I I .

A P E N D I C E .

GRÁFICAS.

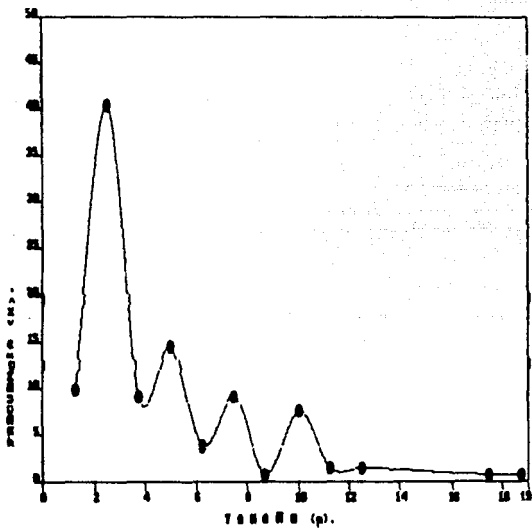


FIG. (9).- DISTRIBUCION DE INCLUSIONES TÍPICAS.

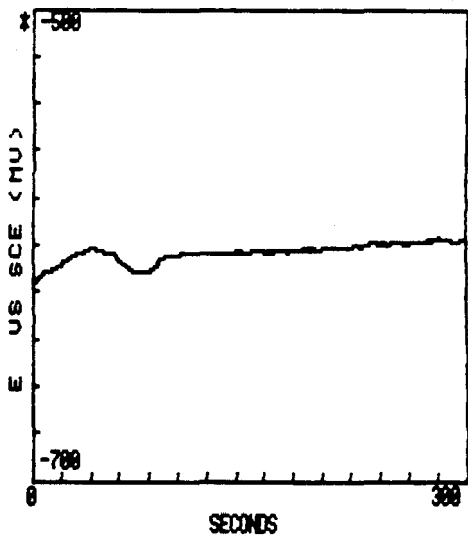


FIG. (10).— Ec.VS.t. RECOCIDO (65% p_o, 35% a),
SOMETIDO A H₂SO₄, pH= 3.

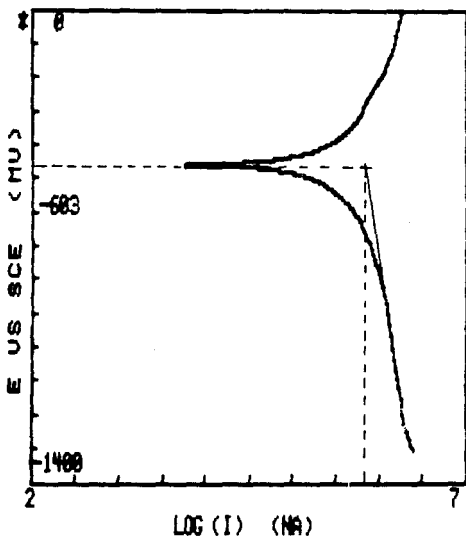


FIG. (11).- POL.POTENCIODINAMICA. RECOCIDO (65%
 P_0 , 35% m), SOMETIDO A H_2SO_4 , pH= 3.

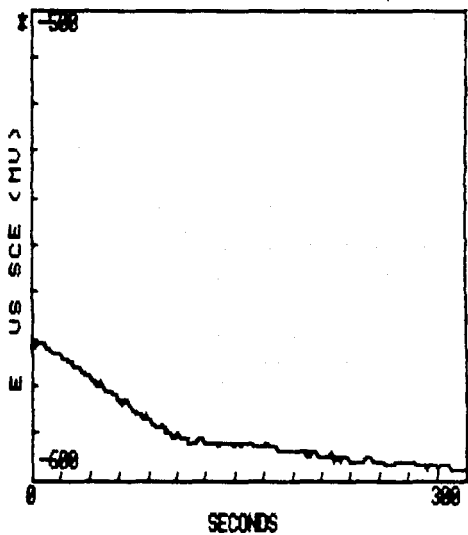
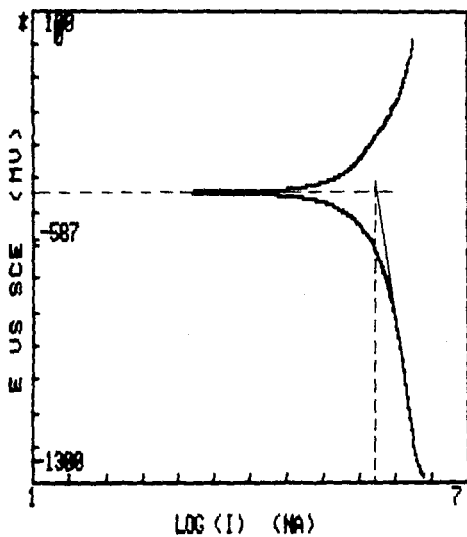


FIG. (14).- Ec. vs. t. TEMPLE EN SALMUERA AL 10%
(80% M, 20% γ_{rel}), BOMETIDO A H_2SO_4 , pH= 3.



6. (15).- POL. POTENCIODINAMICA. TEMPLE EN SAL-
 ERA AL 10% (80% H, 20% γ_{rel}), SOMETIDO A H_2SO_4 ,
 = 3.

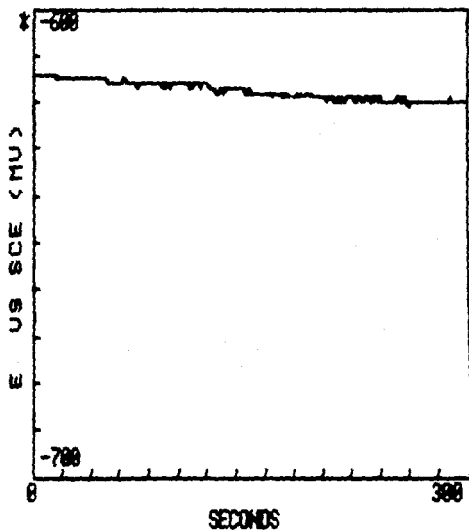


FIG. (12).- EC.VS.t. TEMPLE EN ACEITE (11.6% m, 88.4% P₁ + INICIO DE B), SOMETIDO A H₂BO₃, pH= 3.

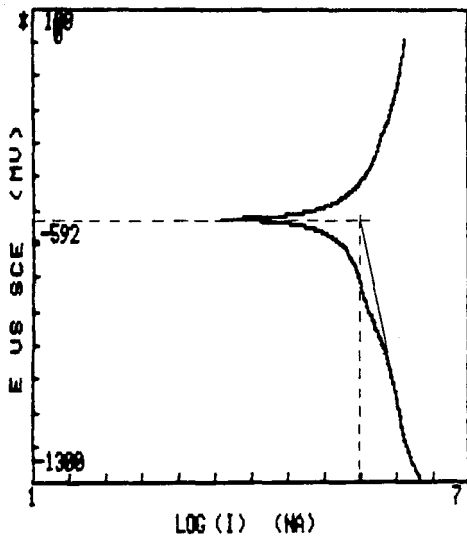


FIG. (13).- POL.POTENCIODINAMICA. TEMPLE EN ACEITE (11.6% α , 88.4% P_1 + INICIO DE B), SOMETIDO A H_2SO_4 , pH= 3.

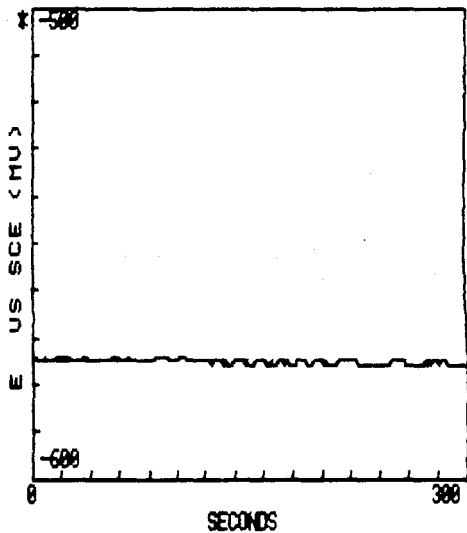


FIG. (16).- Ec. vs. t. ISOTERMICO A 727°C. (41.6% α , 58.4% β , PRESENCIA DE γ), SOMETIDO A H_2SO_4 , pH = 3.

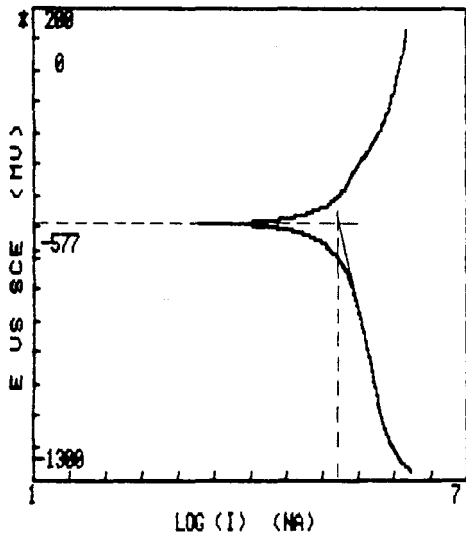


FIG. (17).- POL.POTENCIODINAMICA. ISOTERMICO A 727°C. (41.6% a, 58.4% P, PRESENCIA DE γ), SOMETIDO A H_2SO_4 , pH= 3.

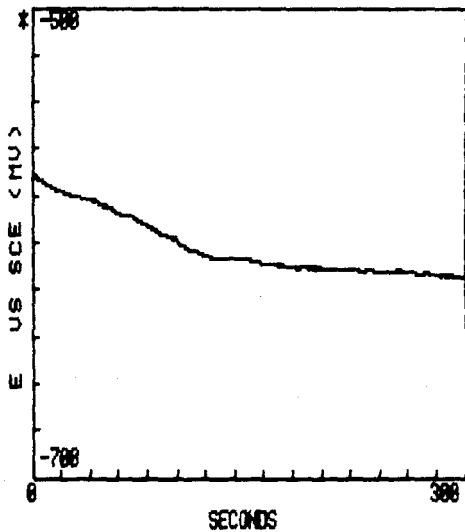


FIG. (18). - Ec. V.S. t. ISOTERMICO A $44\text{A}^{\circ}\text{C}$. (13.3% m.,
86.7% P, POSSIBLE B), SOMETIDO A H_2SO_4 , pH= 3.

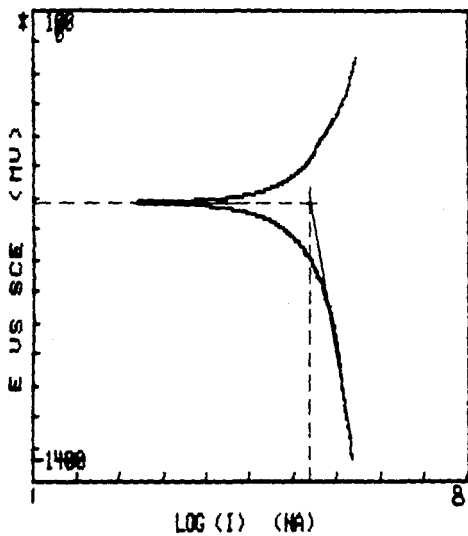


FIG. (19).- POL.POTENCIODINAMICA. ISOTERMICO A 446°C. (13.3% α , 86.7% β , POSIBLE B), SOMETIDO A H_2SO_4 , pH= 3.

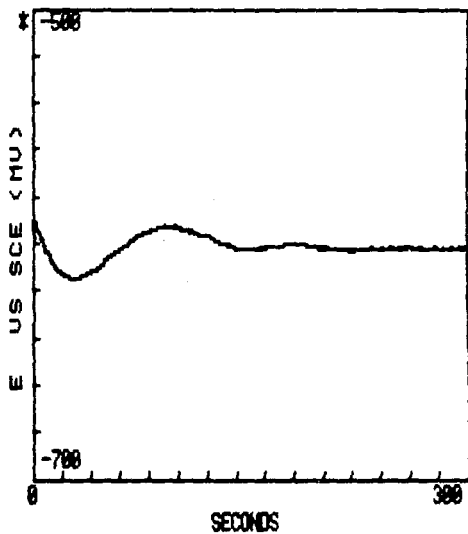


FIG. (20).- Ec.VS.t. RECOCIDO (65% P, 35% m)
SOMETIDO A HCl, pH= 3.

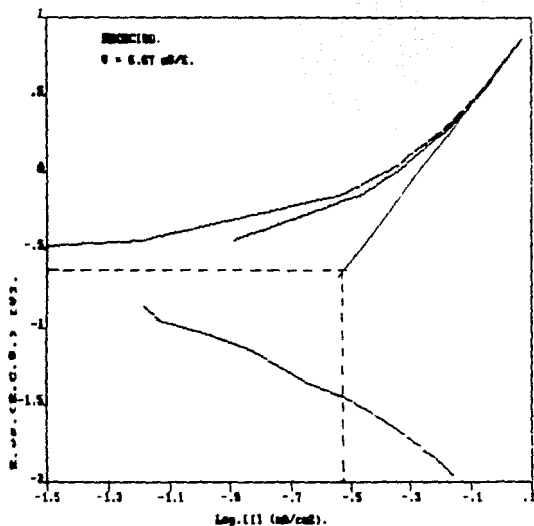


FIG. (21).- RESISTENCIA A LA PQL.POR PICADURAS.
 RECOCIDO (65% P₀, 35% a), SOMETIDO A HCl, pH= 3.

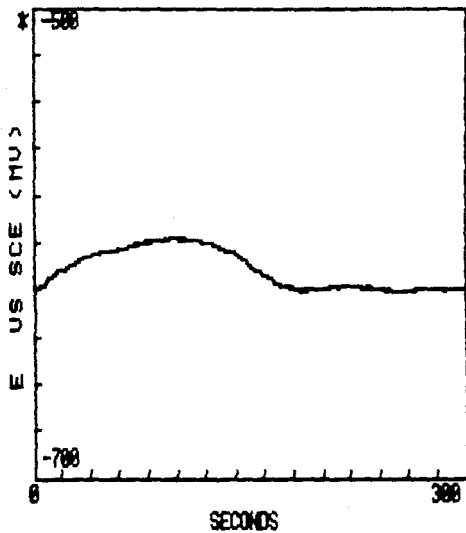


FIG. (22).- Ec.VS.t. TEMPLE EN ACEITE (11.6% m,
88.4% P₁ + INICIO DE B), BOMETIDO A HCl, pH= 3.

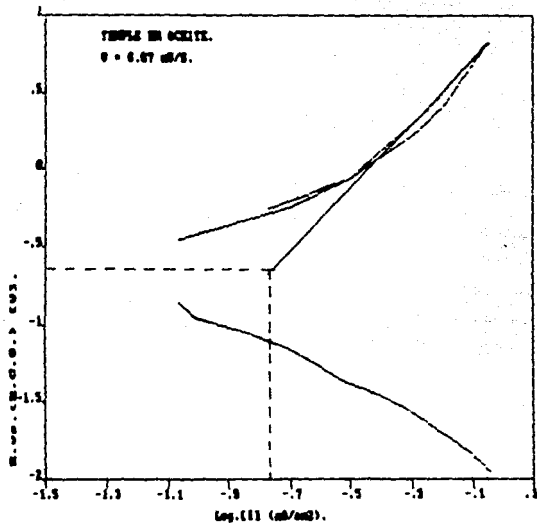


FIG. (23).-- RESISTENCIA A LA POL. POR PICADURAS.
 TEMPLE EN ACEITE (11.6% a, 88.4% P, + INICIO DE
 B), SOMETIDO A HCl, pH= 3.

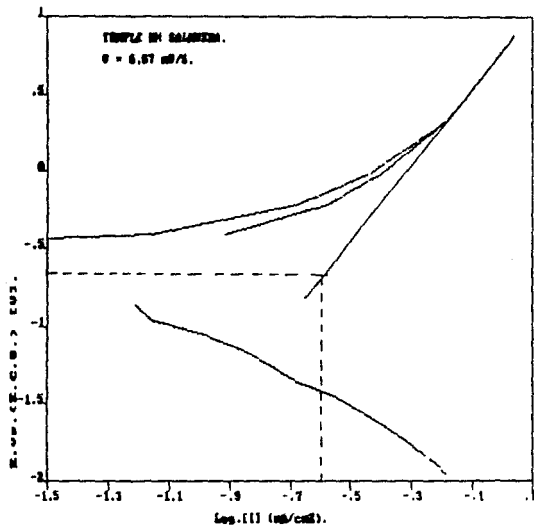


FIG. (25).- RESISTENCIA A LA POL. POR PICADURAS.
 TEMPLE EN SALMUERA AL 10% (80% M, 20% γ_{rel}),
 SONETIDO A HCl, pH= 3.

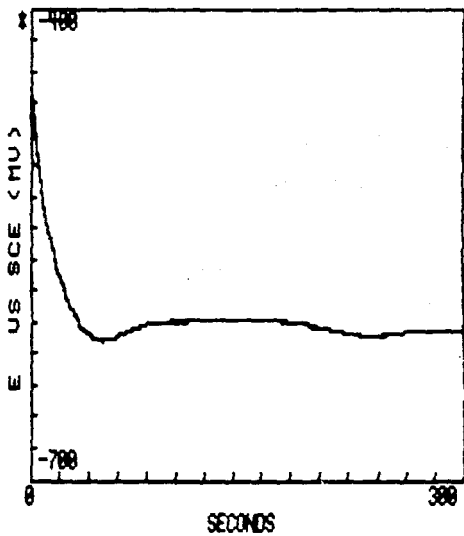


FIG. (26).- Ec.VS.t. ISOTERMICO A 727°C . (41.6% a, 58.4% P, PRESENCIA DE γ), SOMETIDO A HCl, pH= 3.

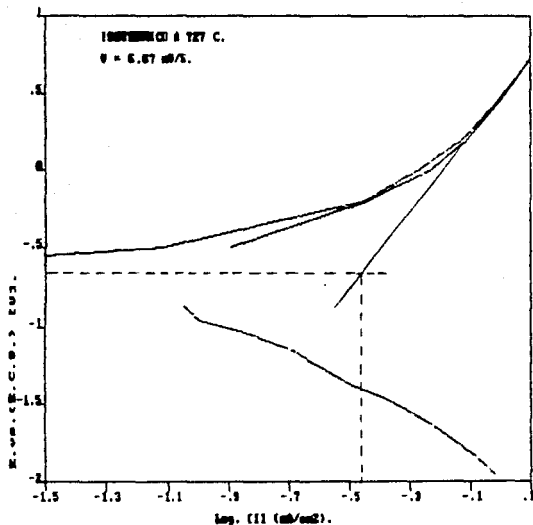


FIG. (27).- RESISTENCIA A LA POL. POR PICADURAS.
 ISOTERMICO A 727°C. (41.6% a, 58.4% P, PRESENCIA
 DE γ), SOMETIDO A HCl, pH= 3.

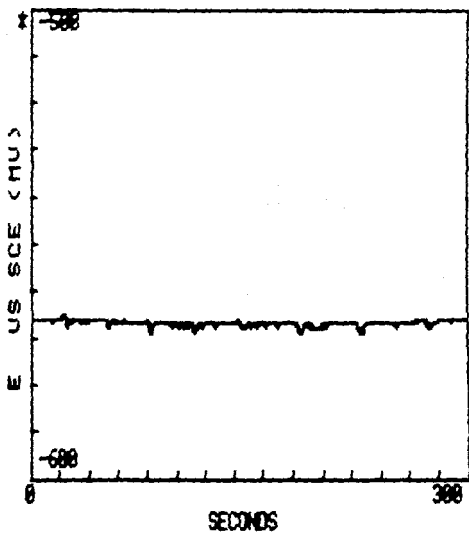


FIG. (2B). - Ec. VS. t. ISOTERMICO A 446°C. (13.3% α , 86.7% P_1 , POSIBLE B), SOMETIDO A HCl, pH= 3.

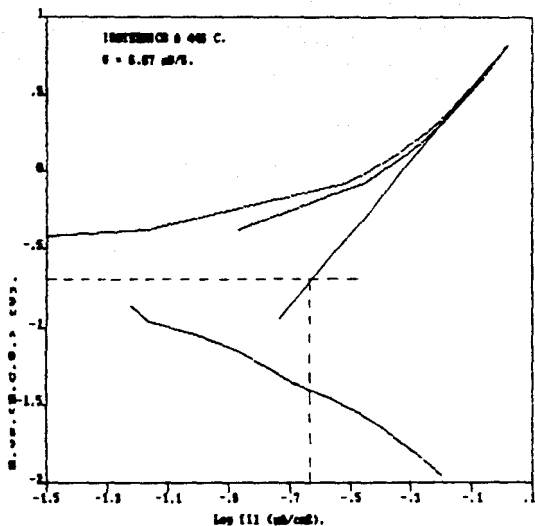
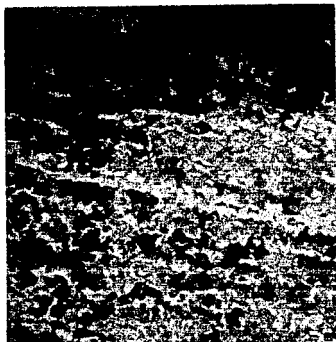
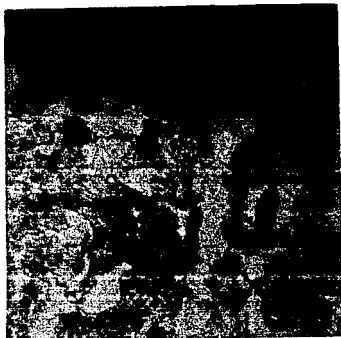


FIG. (29).- RESISTENCIA A LA POL. POR PICADURAS.
 ISOTERMICO A 446°C. (13.3% a, 86.7% P, POSIBLE B),
 SONETIDO A HCl, pH= 3.

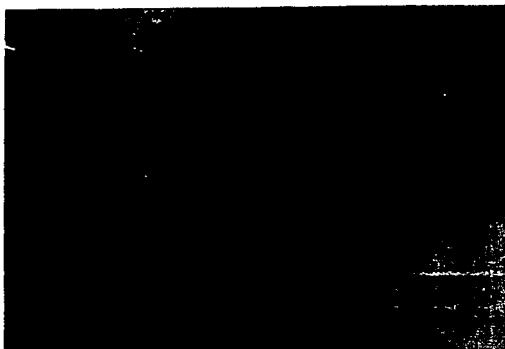
FOTOMICROGRAFIAS.



a).- SIN ATAQUE, 75x.



b).- SIN ATAQUE, 300x.



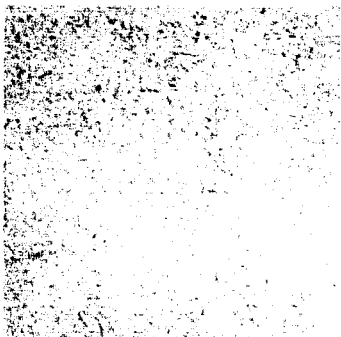
c).- H_2SO_4 , pH= 3. ATAQUE PREFERENCIAL A LA α ,
P. PARCIALMENTE ATACADA, 1000x.

FIG. (30a-d).- MICROESTRUCTURA DEL ACERO 1045 RECOCIDO.
(65% P_g, 35% α).



d).- HCl, pH= 3. ATAQUE UNIFORME, 2200x.

FIG. (30a-d).- MICROESTRUCTURA DEL ACERO 1045 RECOCIDO
(65% P₉, 65% a).



a).- SIN ATAQUE, 100x.

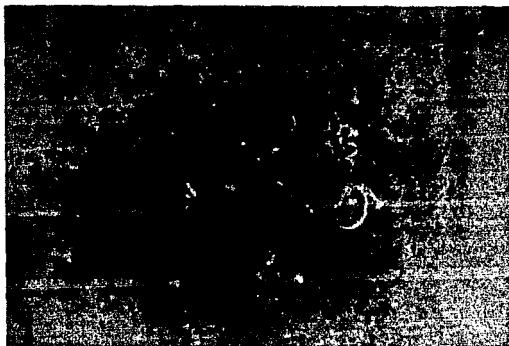


b).- SIN ATAQUE, 400x.



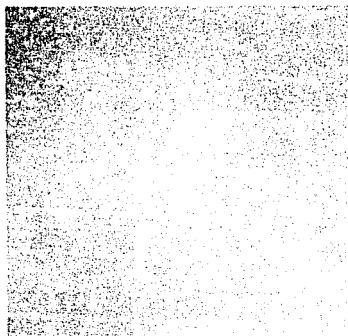
c).- H_2SO_4 , pH= 3. ATAQUE UNIFORME, 1000x.

FIG. (31a-c).- MICROESTRUCTURA DEL ACERO 1045 TEMPLADO EN SALMUERA AL 10% (80% α , 20% γ_{rel}).

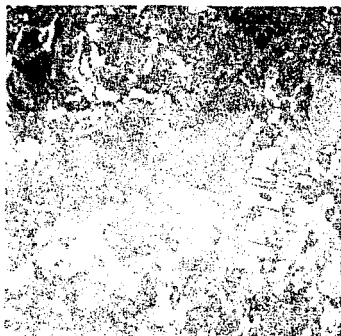


d). - HCl, pH= 3. ATAQUE UNIFORME, 1000x.

FIG. (31a-d). - MICROSTRUCTURA DEL ACERO 1045 TEMPLADO EN
SALMUERA AL 10% (80% M, 20% γ_{rel}).



a).- SIN ATAQUE, 100x.

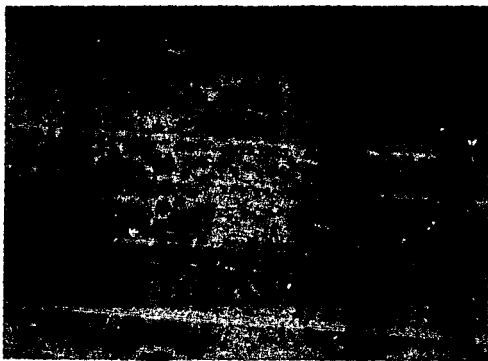


b).- SIN ATAQUE, 400x.



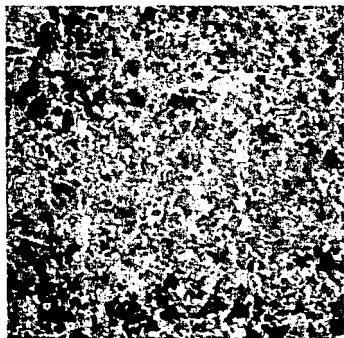
c).- H_2SO_4 , pH= 3. ATAQUE CONSIDERABLE DE P.Y B.; ATAQUE PARCIAL A LA α , 1000x.

FIG. (32a-d).- MICROESTRUCTURA DEL ACERO 1045 TEMPLADO EN ACEITE (11.6% α , 88.4% P_f + INICIO DE B).

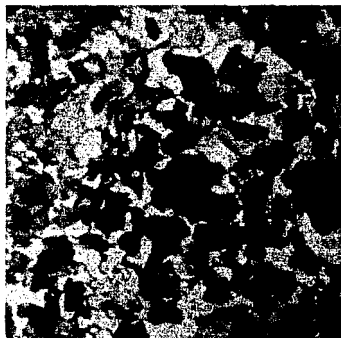


d).- HCl, pH= 3. ATAQUE PARCIAL DE TIPO UNIFORME, 2000x.

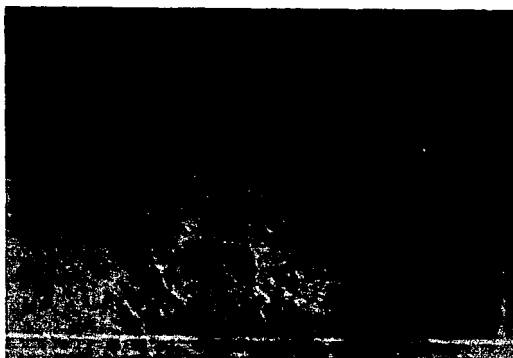
FIG. (32a-d).- MICROESTRUCTURA DEL ACERO 1045 TEMPLADO EN ACEITE. (11.6% α , 88.4% P_1 + INICIO DE B).



a).- SIN ATAQUE, 75x.

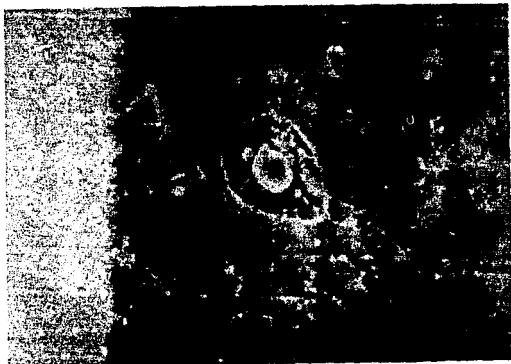


b).- SIN ATAQUE, 300x.



c).- H_2SO_4 , pH= 3. ATAQUE PREFERENCIAL A LA γ , 1000x.

FIG. (33a-e).- MICROESTRUCTURA DEL ACERO 1045 CON T. ISOTERMICO A $727^{\circ}C$. (58.4% P, 41.6% α , PRESENCIA DE γ).

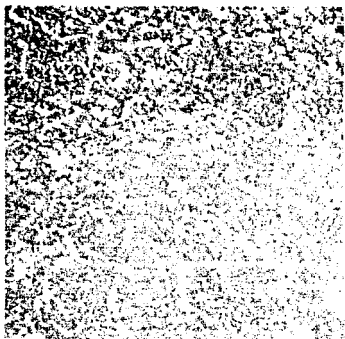


d). - HCl, pH= 3. ATAQUE ENTRE
INCLUSION Y MATRIZ, 2000x.

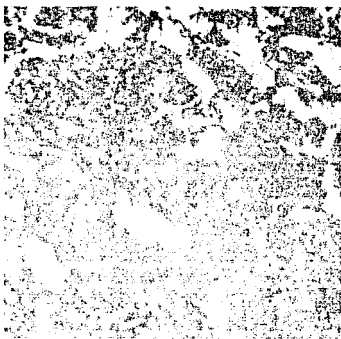


e). - HCl, pH= 3. ATAQUE A LA
PERLITA, 2000x.

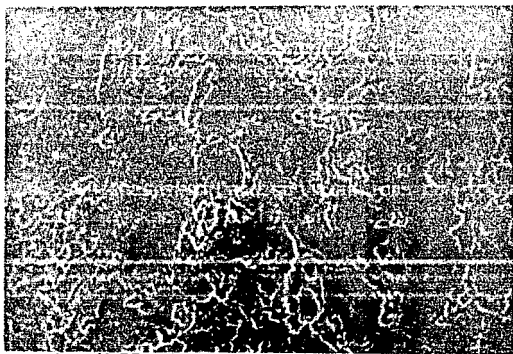
FIG. (33a-e). - MICROESTRUCTURA DEL ACERO 1045 CON T. ISOTERMICO
A 727°C. (41.6% α , 58.4% P, PRESENCIA DE γ).



a).- SIN ATAQUE, 75x.

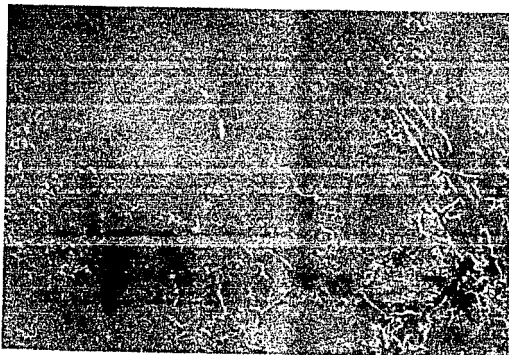


b).- SIN ATAQUE, 300x.



c).- H_2SO_4 , pH=3. ATAQUE PARCIAL A LA P.,
DISOLUCION DE LA α , 1000x.

FIG. (34a-d).- MICROESTRUCTURA DEL ACERO 1045 CON T. ISOTERMICO A $446^{\circ}C$. (13.3% α , 86.7% P_1 , POSIBLE B).



d).- HCl, pH= 3. ATAQUE UNIFORME, 1000x.

FIG. (34a-d).- MICROESTRUCTURA DEL ACERO 1045 CON T. ISOTERMICO A 446°C. (13.3% α , 86.7% P₁, POSIBLE B).

APENDICE

C.

MATERIAL, EQUIPO Y SUSTANCIAS UTILIZADAS.

MATERIAL Y EQUIPO.

- TERMOPAR CROMEL-ALUMEL.
- HORNO DE FUSION VERTICAL.
- CRISOL DE SIC.
- MUFLA THERMOLYNE 1500.
- MICROSCOPIO OPTICO OLYMPUS.
- MICROSCOPIO ESTEREOGRAFICO A.D.
- ANALIZADOR DE IMAGENES OMNIMET.
- MICROSCOPIO DE BARRIDO ELECTRONICO JEOL JSM-35CF.
- POTENCIOSTATO/ GALVANOSTATO E.B. & B. PARK CON INTERFASE A COMPUTADORA APPLE IIc.
- GRAFICADOR E.B. & B. PARK MODELO RE0074.
- COMPUTADORA PRINTAFORM CON IMPRESORA Z-1000.
- DISCOS FLOPPY.
- DUROMETRO SHIMADZU.
- MICRODUROMETRO LEITZ WELTZLAR.
- OCULAR PATRON DE TAMAÑO DE GRANO ASTM.
- BROCA 3/32".
- MACHUELO 3/32".
- TARRAJA 3/32".
- 5 VARILLAS 3/32" x 7".
- CELDA DE CORROSION DE 5 BOCAS.
- MULTIMETRO.
- ELECTRODO DE CALOMEL (E.C.S.) COMO REFERENCIA.
- ELECTRODO AUXILIAR DE GRAFITO.
- 2 FRASCOS DE VIDRIO AMBAR DE 1L.
- TAPONES DE HULE.
- PAPEL pH.
- PIPETA 1.0/100 ML.

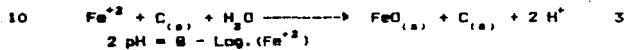
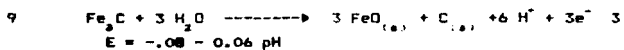
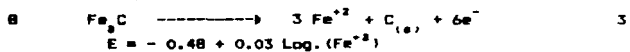
- PROBETA 1000 ML.
- PAPEL FOTOGRAFICO KODABROMIDE.
- PLACAS FOTOGRAFICAS B.Y N.
- AMPLIADORA BEBELER 23CII.

SUSTANCIAS UTILIZADAS.

- ALEACION AI-13ZSI.
- PLOMO.
- ACEITE PARA TEMPLE.
- BALMUERA AL 10%.
- NITAL 3.
- ALCOHOL ETILICO.
- ACETONA.
- SOLUCION DE CuSO_4 SAT.
- SOLUCION DE HCl 10^{-8} N.
- SOLUCION DE H_2SO_4 10^{-8} N.
- AGUA DESTILADA.
- PESAMENTO.
- SILICON.
- REVELADOR PARA PELICULA D-76.
- REVELADOR PARA PAPEL HC-110.
- FIJADOR RAPIDO KODAK.

LINEA.

REF.



Transferencia de carga en la interfase.

La transferencia de carga en la interfase, consiste en el intercambio de electrones entre el electrodo y la solución por medio de iones simples, complejos o moléculas neutras.

Esta transferencia de carga, implica transformaciones químicas, las cuales pueden llegar a ser controladas modificando la dirección, el grado y la velocidad de transferencia de electrones.

Velocidad de las reacciones en la interfase.

Para el estudio de la cinética electroquímica, se parte del equilibrio termodinámico tal que, cuando se sumerge un electrodo en la solución electrolítica a un tiempo ($t = 0$) se tiene:

$$(\mu_{M^+})_{sol.} = (\mu_{M^+})_{elec.} \dots\dots\dots(1)$$

$$y \quad (q_M) = (q_s) = 0 \dots\dots\dots(2)$$

$$\delta \quad \Delta E = 0 \dots\dots\dots(3)$$

Donde : $(\mu_{M^+})_{sol.}$ = Potencial químico de la solución.
 $(\mu_{M^+})_{elec.}$ = Potencial químico del electrodo.

- M^+ = Aceptor de electrones.
- q_M = Carga del metal o electrodo.
- q_s = Carga de la solución en la interfase.
- ΔE = Diferencia de potencial.

Cuando existe una diferencia en los potenciales químicos, el gradiente de potencial actúa como la fuerza motriz en el proceso de difusión; llevándose a cabo la reacción de transferencia de carga bajo un campo cero, cuya velocidad está dada por consideraciones cinético-químicas.

Esta velocidad, depende de la frecuencia con la cual un ión, en el proceso de difusión vence la barrera de energía potencial, hasta alcanzar la energía de activación. Ecuación 4.

$$\vec{v}_q = (kT/h) C_M^* \exp. (-\overset{\rightarrow}{\Delta G^0}/RT) \dots \dots \dots (4)$$

- DONDE :
- ΔG^0 = Energía libre estandar de activación cuando existe un campo eléctrico cero.
 - C_M^* = Concentración del aceptor de electrones.
 - \vec{v}_q = Velocidad de reducción, bajo un campo eléctrico cero. La flecha indica que es una reacción de reducción y el subíndice q, indica que la reacción es química.

Una vez que la reacción de transferencia ocurre, el metal y la solución se cargan; produciéndose una diferencia de potencial debido a la separación de carga y por consiguiente, crea un campo eléctrico.

Dicho campo, afecta la velocidad de movimiento de las cargas; así, el trabajo realizado por el catión para vencer la barrera de energía potencial, tiene que incluir el trabajo eléctrico.

Siendo la energía libre de activación total en presencia de un campo descrita por la ecuación 5 :

ESTA TESIS NO DEBE
SALIR DE LA BIBLIOTECA

$$\overrightarrow{\Delta G}_q^{\circ} = \overrightarrow{\Delta G}_q^{\circ} + \beta F \Delta \phi \dots \dots \dots (5)$$

- Donde :
- $\overrightarrow{\Delta G}_q^{\circ}$ = Energía libre estandar de activación cuando existe campo eléctrico cero.
 - $\beta \Delta \phi F$ = Contribución eléctrica para la energía libre de activación.
 - $\overrightarrow{\Delta G}^{\circ}$ = Energía libre estandar total de activación - en presencia de un campo eléctrico.

Y la velocidad de reducción bajo un campo eléctrico esta dada por la ecuación 6.

$$\overrightarrow{v}_o = (kT/n) C_M^+ \exp. (\overrightarrow{\Delta G}_q^{\circ} / RT) \exp. (-\beta F \Delta \phi / RT) \dots \dots \dots (6)$$

Al multiplicar la velocidad de reducción por la carga por mol de cargas positivas, se obtiene la densidad de corriente de reducción, ecuación 7.

$$\overrightarrow{i} = F \overrightarrow{v}_o = F k_q C_M^+ \exp. (-\beta F \Delta \phi / RT) \dots \dots \dots (7)$$

La ecuación no. 7, fué establecida por Butler-Volmer y simboliza la unión entre el campo eléctrico y la velocidad de la transferencia electrónica através de la interfase.

Si éste campo dirigido, estorba a la transferencia de carga de la solución al electrodo, se lleva a cabo la reacción en sentido opuesto, siendo la velocidad de reacción de oxidación descrita por la ecuación 8.

$$\overleftarrow{v}_o = \overleftarrow{k}_q C_A \exp. [(1-\beta) F \Delta \phi / RT] \dots \dots \dots (8)$$

Donde A es un donador de electrones.

La interfase al equilibrio, La densidad de corriente de intercambio al equilibrio.

Si, en la reacción descrita por la ec.8, existe una reversibilidad, debe de existir un punto tal que la velocidad de reducción sea igual a la velocidad de oxidación; y este punto, corresponde al potencial de equilibrio $\Delta\phi_0$, que es propio de cada interfase.

Cuando la interfase metal-solución se encuentra en equilibrio, no existe corriente neta; sin embargo, las reacciones de reducción y oxidación ocurren a la misma velocidad y, las corrientes son designadas por un mismo término denominado densidad de corriente de intercambio al equilibrio i_0 , ecuación 9.

$$i_0 = i = Fk_1 C_M^+ \exp.(-\beta F \Delta\phi_0 / RT) = i Fk_2 C_M^+ \exp.[(1-\beta)F \Delta\phi_0 / RT] \dots (9)$$

La interfase se desvía del equilibrio; la densidad de corriente al no equilibrio, el sobrepotencial η .

En cada electrodo de la celda electrolítica, se establecen equilibrios dinámicos que representan a las reacciones que ahí se efectúan, cuyas velocidades parciales de corriente; una anódica ($i < 0$) y otra catódica ($i > 0$), cuya velocidad de reacción neta es la suma algebraica de éstas.

Este equilibrio, puede ser perturbado al conectar un generador de voltaje externo y hacer pasar corriente eléctrica por el electrodo; y, solo así, es posible calcular la corriente eléctrica neta a través de cada interfase, así :

Para el ánodo: $I = |I_a| - |I_c| > 0$(10)

Para el cátodo: $I = |I_a| - |I_c| < 0$(11)

El resultado, es la polarización del electrodo; es decir, el desplazamiento del potencial de equilibrio del electrodo.

A la diferencia entre el potencial del electrodo cuando circula corriente y el potencial de equilibrio, se denomina sobrepotencial y esta dada por las siguientes ecuaciones:

Para el ánodo: $\eta_a = \Delta\phi_a - \Delta\phi_{e,a}$ (12)

Para el cátodo: $\eta_c = \Delta\phi_c - \Delta\phi_{e,c}$ (13)

en general: $\Delta\phi = \Delta\phi_e + \eta$ (14)

De lo anterior, y de la ec.9, se deduce la expresión para el flujo de corriente al no equilibrio :

$$i = i_0 \left[\exp.\left[\frac{(1-\beta)\eta F}{RT}\right] - \exp.\left[-\frac{\beta\eta F}{RT}\right] \right] \dots\dots\dots (15)$$

La ecuación no.15, es llamada ecuación de Butler-Volmer y es la ecuación fundamental de transferencia de carga. Muestra que la densidad de corriente a través de la interfase metal-solución depende de la diferencia de sobrepotencial " η ".

Aproximaciones de la ecuación de Butler-Volmer.

Las consideraciones tomadas en cuenta hasta aquí, cubren solamente el caso en que la reacción de transferencia es de un solo electrón en una sola etapa; sin embargo, para nuestro propósito, no es suficiente.

La curva i vs. η resultante al graficar la ec.15, se asemeja al gráfico de una función de seno hiperbólico; que, suponiendo como 0.5 el factor de simetría y tomando en cuenta los casos límites de la función seno hiperbólico:

- a).-Cuando el valor de sobrepotencial η es pequeño, se llama aproximación de bajo campo; se establece bajo las siguientes condiciones:

Tomando en cuenta que: $(F\eta/2RT) \ll 1$

Se tiene que: $\text{Senh}(F\eta/2RT) \approx (F\eta/2RT)$

Y, reduciendo la ec.15 a la siguiente expresión:

$$i = i_0 \frac{F\eta}{RT} \dots\dots\dots (16)$$

- b).-La segunda, es llamada aproximación de alto campo; esto es cuando el valor de η es grande, bajo las siguientes condiciones:

como $\exp.(F\eta/2RT) \gg \exp.(-F\eta/2RT)$

por tanto $2 \text{ Senh}(F\eta/2RT) \approx \exp.(F\eta/2RT)$

por lo que $i = i_0 \exp.(F\eta/2RT)$

Por medio de ésta aproximación, se puede deducir la relación de Tafel:

$$i = i_0 \exp.[(1-\beta)F\eta/RT] \dots\dots\dots (17)$$

Secando logaritmos y reorganizando:

$$\eta = [-2.303RT/(1-\beta)F] \text{Log}i_0 + [2.303RT/(1-\beta)F] \text{Log}i \dots (18)$$

llegando a la ecuación de Tafel:

$$\eta = a + b \text{Log}i \dots (19)$$

Donde $a = [-2.303RT/(1-\beta)F] \text{Log}i_0$

$$b = 2.303RT/(1-\beta)F$$

APENDICE E.

TECNICAS USADAS PARA LAS PRUEBAS DE CORROSION.

1).- Técnica de la extrapolación de Tafel.

Esta técnica, es especialmente utilizada para determinar la velocidad de corrosión dada su sencillez y rapidez. Se describe en términos de la teoría cinética de corrosión, descrita en el apéndice E.

Para construir la curva, la superficie metálica se polariza alrededor de 300 mV. en la dirección anódica y 300 mV. en la dirección catódica, con respecto al potencial de corrosión; la corriente resultante, se grafica en escala logarítmica contra el potencial aplicado.

La pendiente de la región lineal aproximadamente cuando $\eta > 120$ mV. alrededor del $E_{corr.}$, se conoce como la constante de Tafel dada en mV/decada; y, una proyección de la región lineal de las pendientes anódica y catódica, definen la corriente de corrosión en la intersección con el potencial de corrosión.

Las curvas anódica y catódica quedan descritas por la ec. de Tafel:

$$\eta = \beta \text{ Log. } (i/i_c) \dots \dots \dots (20)$$

- Donde:
- η = Sobrepotencial. Diferencia entre el potencial del espécimen y el potencial de corr.
 - β = Constante de Tafel (mV./decada).
 - i = Corriente a sobrepotencial η (μ A).
 - i_c = Corriente de corrosión.

En base a la densidad de corriente de corrosión, la densidad del

acero y de acuerdo con la ley de Faraday:

$$Q = (nFM)/M.....(21)$$

Donde:

Q = Coulombs (C).

n = Número de electrones involucrados en la reacción electroquímica.

F = Constante de Faraday (96487 C/eq.).

M = Peso de la especie electroactiva.

M = Peso molecular de la especie electroactiva.

Es posible calcular la velocidad de corrosión en las unidades comunes de mm/año).

ii).- Técnica de resistencia a la polarización RP.

La gráfica de resistencia a la polarización, es usada para determinar la rapidez de corrosión y se realiza mediante la aplicación de un barrido de potencial controlado en un pequeño rango; típicamente + 25 mV. con respecto al E_c .

La pendiente de la función corriente-potencial, es llamada resistencia a la polarización y queda descrita por la ecuación 22.

$$\Delta E/\Delta I = (\beta_a \beta_c) / [2.3 I_c RT (\beta_a + \beta_c)].....(22)$$

Donde:

$\Delta E/\Delta I$ = Variación del potencial con respecto a la corriente (mV./ μ A).

β_a, β_c = Constantes de Tafel anódica y catódica.

I_c = Corriente de corrosión.

La ventaja de esta técnica, es que la superficie del material no se considera afectada ya que el rango de potencial barrido, no se aleja mucho del E_{corr} ; además de ser una estimación rápida de la

velocidad de corrosión.

iii).- Curvas potenciodinámicas de polarización.

La polarización potenciodinámica, es la caracterización de un espécimen metálico por medio de su relación E vs. I.

Cuando un metal se somete a un medio corrosivo, ocurren procesos de reducción y oxidación sobre su superficie; típicamente, el espécimen se oxida y el medio o solvente es reducido.

En un medio ácido, los iones H^+ son reducidos, el espécimen debe actuar como cátodo y ánodo y ambas corrientes anódicas y catódicas ocurren sobre la superficie del metal.

Esta técnica consiste en que el potencial del espécimen es ligeramente barrido en la dirección anódica; es decir, el espécimen es polarizado ligeramente en la dirección positiva al potencial de corrosión y, consecuentemente la corriente anódica predomina a expensas de la corriente catódica.

Experimentalmente, uno mide las características de polarización graficando la respuesta de corriente como función del potencial aplicado; usualmente graficadas como $\log I$ vs. E., donde una gráfica de este tipo, da información acerca de:

- a).- Facilidad del material a una pasivación espontánea en un medio en particular.
- b).- El intervalo de potencial en el cual el espécimen permanece pasivo.
- c).- La rapidez de corrosión en la región pasiva.

iv).- Curvas de resistencia a la polarización por picaduras.

Una medida de la resistencia a las picaduras es la determinación de los potenciales críticos E_{np} y E_{pt} o potencial de nucleación de picaduras y potencial de protección respectivamente.

La forma usual de obtener tales potenciales es por medio de la curva potenciocinética.

En la técnica usada, se efectúa un barrido controlado de potencial alrededor del potencial de corrosión y extendiéndolo a algún punto más allá de la vecindad de la corriente anódica.

En la gráfica de E vs. $\log |i|$ se observa una "rodilla" o punto en el cual la corriente empieza a incrementarse muy rápidamente con el potencial aplicado.

Este barrido es seguido por un potencial aplicado en forma reversible hasta el potencial final; generalmente intermedio entre el vértice y el potencial de corrosión. El potencial en el cual el barrido catódico intersecta al barrido anódico es llamado potencial de protección.

En esta gráfica, se aprecia que el campo de variabilidad de los potenciales se divide en zonas bien definidas (figura F.1); de donde se obtienen datos de la probabilidad de la aparición de picaduras.

• Cuanto mayor sea la diferencia $E_{pr} - E_{corr}$, mayor es la resistencia al picado y menos probabilidades de su aparición.

• Si $E_{pr} > E_{corr}$, el material tendrá capacidad de regenerar la capa de pasivación ante una ruptura eventual de la misma y la repasivación será tanto más fácil cuanto mayor sea la diferencia.

• Si $E_{pr} < E_{corr}$, una vez destruida la pasivación, el metal o aleación permanecerá en estado activo y las picaduras crecerán sin interrupción.

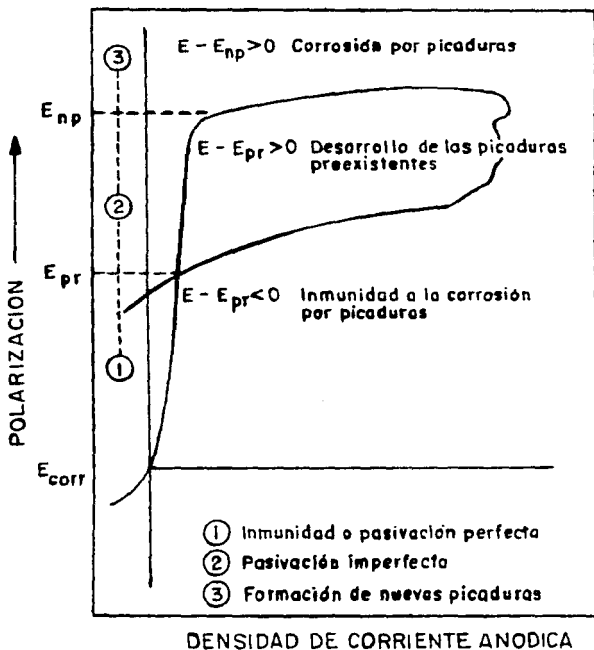


FIG. (F.1).- CURVA CICLICA DE RESISTENCIA A LA POLARIZACION POR PICADURAS.