

22
201

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO

FACULTAD DE QUIMICA



INFLUENCIA DE LOS TRATAMIENTOS TERMICOS EN LA DISTRIBUCION DE LOS PRECIPITADOS EN UNA ALEACION 6062-T6 DE ALUMINIO, Y SU COMPORTAMIENTO ANTE LA CORROSION.

T E S I S
QUE PARA OBTENER EL TITULO DE:
INGENIERO QUIMICO METALURGICO
P R E S E N T A
ALEJANDRO MENDEZ ITURBIDE

MEXICO, D. F.

1990

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN



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.

1.-INTRODUCCIÓN.

En el presente estudio se tratará de encontrar la relación que existe entre las etapas de los tratamientos térmicos de solubilizado y envejecimiento de la aleación de aluminio AA 6062-T6, con la velocidad y tipo de corrosión en dos medios diferentes; en medio ácido a una concentración de 10^{-3} M de H_2SO_4 , y en un medio salino a una concentración de 3% NaCl.

Los usos principales de esta aleación son: en la construcción de mobiliario, marcos de puertas y ventanas, armazón de invernaderos, escaleras, durmientes en las subestaciones eléctricas etc. (1) por lo tanto el medio en que se encontrará expuesto será de gran importancia para conocer su comportamiento anticorrosivo. Dos medios pueden ser los más comunes, un medio ácido, a bajas concentraciones como las contenidas en las lluvias ácidas de las zonas industrializadas (para considerarse lluvia ácida deberá tener un pH menor a 4.5) (2), y un medio salino a una concentración de 3 % NaCl.

En base a los estudios de éstos tratamientos se espera un comportamiento diferente en la corrosión. La cantidad de compuestos con diferentes propiedades y diferente composición química en una matriz conductora de electrones, hará que

aumente su susceptibilidad a presentar mayor actividad electroquímica al variar la posible cantidad de pares galvánicos en la superficie de la aleación expuesta al ser atacada por el efecto de la corrosión.

La discusión estará fundamentada en el análisis de los resultados obtenidos a través de la medición del potencial de corrosión de la aleación en los medios ácido y salino a través del tiempo, de curvas de polarización anódicas y catódicas y mediciones de velocidad de corrosión.

Los compuestos esperados al finalizar el tratamiento de envejecimiento, según los diagramas de fases correspondientes a cada uno de ellos serán posiblemente: Mg_5Al_8 , $CuAl_2$, $CrAl_7$, $FeAl_3$, y lógicamente las posibles combinaciones entre ellos (5).

2.- ANTECEDENTES.

a.- Metalurgia Física

El cambio de propiedades que acompaña a un tratamiento térmico de aleaciones de aluminio, es causada por la solución y formación de nuevas fases duras, que serán determinadas por su solución, en sólido, en la matriz.

La solubilidad de los elementos aleantes en el aluminio sólido es muy grande a elevadas temperaturas. La curva AB (fig 1 apéndice III), ilustra esta relación para el cobre en aluminio. Si una aleación de aluminio conteniendo 5.25% de cobre (línea CD) es calentada a 505 °C (punto E), todo el cobre se encontrará en solución. Si ésta es rápidamente templada, quedará sobresaturada, conteniendo alrededor de 5.25% más de cobre en solución de la que ésta pudiera retener bajo condiciones de equilibrio, y se formarán partículas de Al - Cu. Las propiedades finales de la pieza, en función del tamaño y distribución de tales partículas, van a depender generalmente del tratamiento térmico de envejecimiento(4).

En ciertos sistemas el endurecimiento por envejecimiento puede ser mucho más efectivo que por el

de reducción en el tamaño de grano, por medio del trabajado en frío(5). Los sistemas susceptibles en los que podemos poner en práctica esta característica, son aquellos que forman soluciones sólidas sobresaturadas y que segregan un precipitado finamente disperso cuando envejecen a temperaturas bajas o intermedias. Las aleaciones binarias o ternarias en las que la solubilidad en sólido de un metal en otro decrece con la temperatura.

Para tener una muestra solubilizada debemos aumentar la temperatura hasta alcanzar la zona monofásica, dejándola un tiempo suficiente para disolver todas las partículas de precipitado presente que sean solubles y se templó rápidamente hasta temperatura ambiente. La rapidez del temple impide que exista formación de precipitados, produciéndose entonces una solución sobresaturada. En este estado el material puede ser maquinado más fácilmente, ya que presenta un estado más maleable que en condiciones finales del tratamiento.

Manteniendo la pieza a temperatura superior a la ambiente, durante cierto tiempo, se formarán pequeñas estructuras de transición del orden de 100 Å, llamados preprecipitados(6). El aspecto metalográfico de la muestra en este estado, es el mismo exactamente que antes de la precipitación.

Åg = Angstrom = 10^{-10} m

Para controlar esta parte del proceso (ya que no presenta diferencia óptica por medio de un microscopio convencional), hay que valerse de la medición de la dureza, resistencias mecánicas, microscopía electrónica y rayos X (7). El valor de dureza producida de esta manera puede visualizarse en la fig. 2 del apéndice II (7).

En la actualidad se sabe que los cambios en la dureza como los indicados en la fig 2, apéndice II, resultan de la formación de tres fases de transición denominadas θ F1, θ F2 y θ ' , previas a la formación de la fase de equilibrio θ (CuAl₂). La formación de estas fases de equilibrio por medio de su precipitación en la estructura de la matriz del aluminio producen distorsiones localizadas, aumentando por consiguiente el esfuerzo de cedencia y dureza, sin introducir fragilidad alguna, pues al no existir segunda fase, no hay interfase que disminuya los valores de resiliencia(7).

Como se mencionó anteriormente, si se temple a temperaturas considerablemente por debajo de la línea de solvus, no se formará precipitado, de modo que se retiene la fase metaestable a la temperatura del temple. Si a la fase metaestable se le permite envejecer a temperaturas suficientemente altas, se

formará el precipitado de equilibrio. Sin embargo, por lo general se encuentra que se formarán uno o más precipitados metaestables antes de que aparezca el precipitado de equilibrio. La secuencia de precipitación que ocurre en aleaciones Ni-Cu se discutirá con la siguiente figura (fig 1 apéndice II), en donde se muestra una parte del diagrama de fases de la aleación Ni - Cu. Supongase que se solubiliza una aleación de 4.5% de Cu para producir una solución monofásica a 550 °C y que se temple a temperatura ambiente. Ahora si se recoce a temperatura suficientemente por debajo de la temperatura de solvus, se formará el siguiente orden de precipitados:

zonas GP1 --- GP2 --- β' --- β

en donde se forman tres precipitados distintos e identificables y se disuelven antes de la formación del precipitado de equilibrio β .

ZONAS GP1.

Estudios con el microscopio electrónico han demostrado que estas zonas tienen la forma de discos con un diámetro de 80 μA y un espesor de únicamente de 3-5 μA . Su

composición promedio es de alrededor de 40% Cu. Estas zonas parecen formarse uniformemente a través de la matriz de Aluminio (inhomogéneamente) con una densidad de alrededor de 10 E15 zonas por cm³ (6).

Este tipo de muy pequeñas zonas se detectó primero por medio de técnicas de rayos X en estudios independientes de Guinier y Preston en la década de los años 50s. En consecuencia se les conoce ahora como zonas de Guinier -Preston o simplemente como zonas GP.

ZONAS GP2.

Con el enfriamiento se disuelven las zona GP1 y se forma una segunda fase, la cual tiende a ser mas exactamente un precipitado θ'. Esta fase es tetraèonal con un diámetro de alrededor de 300 Å.

PRECIPITADO θ'

Es el primer precipitado que puede verse con un microscopio óptico y por lo consiguiente, deberá tener un tamaño de alrededor de 1000 Å.

PRECIPITADO β .

Este es el que se encuentra cuando se a llegado al equilibrio, ya es una fase estable. ejem. Mg₂Sr₁₇, CuAl₂, CrAl₇, FeAl₃, etc. (9)

La fig 2 apéndice II puede ayudar a explicar el porqué los primeros investigadores no pudieron detectar ningún cambio microestructural con el microscopio óptico previamente al tiempo de reforzamiento óptimo. Se nota que el aumento de resistencia principal que acompaña al envejecimiento de aleaciones de aluminio templadas que contienen Cu (y que presenta un endurecimiento primario que se muestran en la fig 2 apéndice II) debe provenir de la interacción de dislocaciones con las muy pequeñas zonas de GF1 coherentes y el de zona GF2. Nótese que no siempre se presentan las zonas GF en los sistemas endurecibles por precipitación, ni las fases intermedias. Solamente se presentarán cuando la diferencia del tamaño de los átomos es menor o al receptor de 12% y cuando la estructura cristalina del precipitado de equilibrio es relativamente simple (10).

La falla principal del tratamiento de envejecimiento es el sobre-envejecimiento, o sea el calentamiento a una

temperatura alta o a un tiempo excesivo en la última parte del proceso. En este caso aparece una fracción considerable de segunda fase, anulando el objeto del tratamiento. Esta falla no se puede eliminar por medio de un tratamiento posterior, y debe repetirse el ciclo completo (4).

En la práctica se debe cuidar de no exceder la temperatura a la cual llegaríamos a la del punto eutéctico (4).

De la intersección con la línea de la composición (mostrada en la línea AB en el punto E, en la fig 1 apéndice II), indica que un ligero decremento en la temperatura debajo tendrá una gran reducción en la concentración de solución sólida y correspondientemente una influencia muy marcada en las propiedades finales.

El enfriamiento es un proceso de mucha importancia en los tratamientos de solubilización, ya que controlará la cantidad de partículas que se pudieran formar cuando se quisiera retener la fase en solución sólida después de solubilizar.

Para evitar una precipitación apreciable durante el enfriamiento, dos condiciones deben ser satisfechas: primero el tiempo de transferencia del horno al medio templante deberá ser

el más corto posible para evitar un lento entriamiento dentro del rango de temperatura de 399 a 280 °C, que es donde se lleva a cabo con mayor velocidad la precipitación (4). Segundo, que el medio templente tenga la capacidad suficiente para absorber el calor desprendido en el entriamiento de la pieza, y el flujo de éste debe ser tal que no ocurra precipitación alguna durante el entriamiento en el rango de temperatura mencionado.

b.- Antecedentes de corrosión.

El aluminio presenta buena resistencia a la corrosión hasta que su capa protectora de óxido es perforada y no es autoregenerada. Esto es iniciado a una corrosión localizada por picadura. Este tipo de corrosión es idea de la manera en el que el defecto cristalino de varias clases puede afectar a la integridad de la capa y presentar en su superficie corrosión.

En general, a la corrosión por picadura podemos dividirla en dos estados, iniciación del picado y la propagación de él. Durante el inicio la película es rota y no es reformada. Durante la propagación, los pequeños sitios activos dan lugar al inicio muy rápidamente de la propagación. por otro lado el precursor de la propagación no está claramente definido, pero lo más probable es que sea función de la estructura metalográfica (12).

Ya en la práctica, algunos factores metalúrgicos parecen afectar la corrosión por picadura. Por ejem, el trabajado en frío incrementa mucho la susceptibilidad al picado. Esta es muy poco probable que ocurran en superficies lisas, pulidas que en ásperas, diferentes o maquinadas. En general, la superficie metálica más homogénea, será más resistente a presentar picadura después de un tiempo expuesta a un medio corrosivo(12).

3.- PARTE EXPERIMENTAL.

La experimentación de esta tesis se realizó con una aleación de aluminio comercial, clasificada por la Aluminum Association Designation con 6061- T6.

El análisis químico de la muestra (*), reportó los siguientes datos:

Mg	-----	0.5671%
Fe	-----	0.0489%
Cu	-----	0.2056%
Mn	-----	0.0216%
Ti	-----	0.0070%
Al	-----	Resto

La dureza de este material de llegada fue de 59.5 unidades Brinell.

Las probetas se hicieron cilíndricas, con un diámetro de 24.5 mm, y una altura de 10 mm.

Los tratamientos de solubilización se realizaron en una mufla Type 1500 Furnace Sybron / Inermolyne, con control de temperatura. El rango del controlador de temperaturaes de 10 gC.

(*) Este análisis fue realizado por vía húmeda, en la propia facultad.

El medio de enfriamiento utilizado fue de agua a temperatura ambiente con agitación manual.

Las mediciones de dureza fueron realizadas en escala Brinell. El diámetro utilizado fue de 5 mm. la carga aplicada fue de 500 kgs. con un tiempo uniforme de aplicación de 1 min. Se utilizó un durómetro Maroress Testing Machine Type HB 2MHAD2U corporation KIOTO Japan.

Haciendo el análisis en los diagramas de solubilidad de los elementos aleantes de la muestra, se concluyó que a una temperatura de 530 °C. dichos elementos en su totalidad se encontrarían en la zona monofásica, por lo cual se decidió adoptar esa temperatura para dar el tratamiento de solubilidad. Además se puede constatar que nuestra consideración fue acertada, ya que en la bibliografía se recomienda dar este en un rango de 510 a 543 °C (4).

Se dio un tiempo de permanencia considerablemente grande, para asegurar la total solubilización de los elementos aleantes presentes en la muestra de llegada, y este tiempo fue de 20 hrs.

La temperatura de envejecimiento se tomó de la literatura (4) como 225°C.

Los resultados de dureza de las muestras envejecidas son mostrados en la tabla número 1 apéndice I, y representados gráficamente en la fig 3, apéndice II.

Las muestras seleccionadas fueron:

- A0.- Que es la muestra de llegada.
- A2.- Con un tiempo de envejecimiento de 15 min.
- A4.- Con un tiempo de envejecimiento de 45 min.
- A7.- Con un tiempo de envejecimiento de 90 min.
- A8.- Con un tiempo de envejecimiento de 105 min.

Con el fin de proceder a caracterizar electroquímicamente las diferentes muestras se procedió a medir su potencial de corrosión en los diferentes medios propuestos. H₂SO₄ en una concentración de 10 E-3 N. y en medio salino a una concentración de 3% en peso de NaCl. Se empleó para ello un electrodo de referencia de calomel saturado. Los potenciales son mostrados en la tabla I, en el apéndice I, y en la fig 11 del ei apéndice III son visualizados gráficamente.

Se analizó el comportamiento cinético de la oxidación bajo diversos tratamientos térmicos por las curvas de polarización potencioodinámicas, se determina así mismo su velocidad de corrosión, por medio de la técnica de la resistencia a la polarización. Los equipos empleados fueron un Potenciostato - Galvanostato modelo 175 EG & G Princeton Applied Research, con una unidad computarizada Apple II plus integrada al sistema. Dicho equipo se encuentra en el laboratorio de Materiales del INIV Salazar Edo. de México. Los resultados son los mostrados en la tabla I del apéndice I, y visualizados en las gráficas 1 a la 21 en el apéndice IV.

Su análisis en el comportamiento anódico y catódico en los diferentes medios corrosivos en que fue expuesto el material, son mostrados en las curvas 1, 2, 3 y 4 del apéndice V.

4.- RESULTADOS Y DISCUSION

4.1 ANÁLISIS METALOGRAFICO

La fotomicrografía 1 del apéndice VI, muestra la microestructura de la muestra de llegada a 1500 Å, en donde se visualizan los precipitados presentes después de dar un envejecido a 175 °C durante un tiempo de 16 hrs. La fotomicrografía 2 del apéndice VI muestra a una ampliación de 1500 Å la microestructura de la muestra H4, donde se visualizan unos precipitados mucho más pequeños que la mencionada anteriormente, esto se debe principalmente a que el tiempo es menor en éste experimento que en la de llegada, ya que se precipitó sin dar tiempo a que creciera. Es aquí que se presenta una velocidad de corrosión mayor en algunas de las muestras con las diferentes fases del tratamiento de envejecimiento, al presentar mayor cantidad de precipitados y de menor tamaño. Al verter la relación Área - Volumen, se presenta con ello una interfase mayor total del precipitado con la matriz, que podría ocasionar un aumento en la velocidad de corrosión localizada ya que es en la interfase mencionada donde se lleva a cabo el inicio de la corrosión, así como es en dicha interfase donde se acentuaría la corrosión. Podemos valerlos de las fotomicrografías 3 y 4 del apéndice VI, que muestran una ampliación de la imagen de una zona atacada a

1.500 A, donde se puede establecer que el ataque es en la vecindad de la interfase matriz/precipitados, localizándose del lado de la matriz y preservando la integridad del precipitado en el interior de la zona atacada. Esto reafirma el carácter catódico de ellos y anódico el de la matriz.

4.2 VARIACIÓN DEL POTENCIAL DE CORROSIÓN CONTRA EL TIEMPO

La fig. 3 del apéndice III, muestra la relación que existe entre el potencial de corrosión y el tiempo en un medio ácido con una concentración de 10^{-2} N. de H_2SO_4 de la muestra de llegada, se puede apreciar una pasivación que va de -825 mV hasta -575 mV, donde se estabiliza aproximadamente 250 seg., después del inicio de la prueba. En esta muestra probablemente la superficie se encontraba muy activada debido al pulido efectuado anteriormente, es un potencial relativamente alto al esperado, que debería de ser aproximadamente alrededor de -700 mV. (1)

La estructura que presenta esta muestra es posible visualizarla en la microfotografía 1 del apéndice IV. Que presenta precipitados, no en una gran cantidad, pero si en un tamaño

considerable, ya que son perfectamente visibles con la ayuda de un microscopio óptico.

Las fig 2 del apéndice III, muestran la variación del potencial de corrosión para la muestra H2 (tiempo de envejecido de 15 min) durante un periodo de 1000 seg, en un medio ácido, en una concentración de 10^{-3} M de H2SO4 sin lograr estabilizarse, en los primeros 100 seg, aumenta en mv, presentando posteriormente un descenso de 120 mv, al llegar al tiempo de 2000 seg, sin llegar a estabilizarse, logrando una estabilización del potencial de corrosión cuando llega a - 710 mv, cuando transcurren 500 seg. más.

El aumento del potencial presentado al inicio de la prueba es causado por la reactivación de la capa protectora del aluminio, que es formada casi instantaneamente despues que es expuesta a un medio oxidante, que en este caso el simple hecho de presentar su superficie a la atmósfera del medio ambiente hará posible la formación de un óxido en la superficie.

El hecho de que no presente una estabilidad en un tiempo menor, se debe a que el medio ácido no presenta gran actividad para romper dicha capa, ya que el catión H^+ que se encuentra en la solución no es un gran activador de la capa protectora.

Un punto a considerar en esta muestra, es que no se presentan zonas catódicas, como pudieran ser las partículas que aparecen durante el tratamiento de envejecimiento, esto hará que no se encuentren zonas donde pueda realizarse la reacción de liberación de hidrógeno, según la reacción catódica en medio ácido (13):



naciendo por lo tanto más difícil de que esta reacción se realice.

La microestructura esperada para esta pieza es que deberá de contar con los elementos totalmente solubilizados en la matriz de aluminio. (6)

En la fig 3 del apéndice III la muestra 44 en un medio ácido, (tiempo de envejecido de 45 min) con la concentración de 10^{-3} M de H_2SO_4 , se muestra su comportamiento del potencial de corrosión contra tiempo, se ve que encuentra su estabilización al rededor de los -750 mV a los 1000 seg, de permanencia en el medio corrosivo. En esta muestra ya presenta su pasivación en este tiempo, debido a que antes de su inmersión en la solución, la mantuvimos en la solución de ácido durante 500 seg, para poder visualizar su pasivación.

Como puede verse, la pendiente de la curva en descenso es menor que la gráfica anterior, ya que conforme transcurre el tiempo va tendiendo a su potencial de corrosión estable. En ésta muestra ya se puede ver un potencial de corrosión más negativo, esperando una mayor facilidad de corrosión que la muestra anterior, debido a que en ésta muestra ya se cuentan con zonas con cátodos catódicos aunque pequeñas, en cantidad no muy grande, dando como resultado mayor posibilidad de que la reacción catódica se lleve a cabo, y así dar paso a la corrosión.

Las posibles partículas formadas en esta muestra, estarán posiblemente las zonas GP2 y las δ' . (6)

En la fig. 4 del apéndice III tiempo de envejecimiento de 90 min, la muestra A7, se puede visualizar una pendiente menor que la muestra anterior, debido posiblemente a que ésta muestra ya presenta precipitados en mayor cantidad, y la facilidad de que la reacción catódica se lleve a cabo. El potencial se estabilizó alrededor de -765 mv, es un poco más negativo que el anterior, aunque no en una forma muy significativa como podríamos esperar. (11)

La microestructura posible de esta muestra ya es de precipitados estables δ . (6)

La fig. 5 del apéndice III de la muestra A8 (tiempo de envejecimiento de 105 min), nos muestra una curva ya bastante aceptable en cuanto a su estabilización en el potencial de corrosión, ésta muestra también fue colocada dentro un recipiente de ácido durante 500 min, para poder ver mejor su estabilización. Muestra ya claramente su potencial de corrosión que es al rededor de -800 mV. En esta figura se puede inferir que la corrosión es mayor que en las muestras anteriores al existir ya mayor cantidad de precipitados, aunque pequeños en gran cantidad, desde luego en relación con la composición original.

Pasaremos al análisis del comportamiento de las muestras de la aleación de aluminio AA 6062-T6, en medio salino a la concentración de 3% de NaCl, del potencial de corrosión contra el tiempo.

En la fig 6 del apéndice III, muestra la relación que tiene el potencial de corrosión contra el tiempo de la muestra de llegada, en un medio salino, con una concentración de 3% NaCl, vemos que aquí el potencial de corrosión no presenta grandes variantes en cuanto a su valor, conforme transcurre el

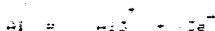
tiempo, desde el inicio presenta una muy buena estabilidad, aunque presenta pequeñas perturbaciones en la grafica debido a la posible pasivación y despasivación de la muestra por el ataque de los iones cloruros a ella, haciendo aparentemente inestable el proceso, pero con una muy clara tendencia a ser estable, en éste caso el potencial de corrosión considerado es de +655 mV.

La estructura de esta muestra se visualiza en la microfotografía 1 en el apéndice VI.

En la fig 7 del apéndice III, se muestra el comportamiento del potencial de corrosión contra el tiempo de la muestra M2 a tiempo de 15 min de envejecimiento, el potencial de corrosión muestra una tendencia inmediata a estabilizarse, que para ésta muestra en éste medio fue de - 710 mV. Donde la presencia de cloruros impide la pasivación del sistema, y en donde la reacción catódica en presencia de oxígeno no parece influenciarse por la presencia o ausencia de partículas formadas durante el tratamiento de envejecimiento, la reacción catódica en medios neutros es :



La disolución anódica del aluminio será:



En el área catódica, los electrones que fluyen por el aluminio, desde la sección anódica a la catódica, son interceptados por el oxígeno según la siguiente reacción: (13)



Aunque presenta una pequeña pendiente a estabilizarse no es comparable su comportamiento en este medio salino, con el medio ácido.

En la fig. 5 del apéndice III, se ilustra el comportamiento de la muestra M4 (tiempo de envejecimiento de 45 min), del potencial de corrosión contra el tiempo, se presentan pequeñas inestabilidades en su comportamiento, como si quisiera estabilizarse y de pronto es alterada dicha tendencia, se puede decir que la presencia de cloruros impide una estabilización, aunque es bastante clara su tendencia de estabilización del potencial de corrosión. En esta muestra ya no presenta pendiente antes de estabilizarse, ya es bastante clara desde el principio del experimento.

La microestructura de esta muestra es posiblemente una precipitación de fase β' .

La fig 9 del apéndice III muestra el comportamiento de la muestra A7 (tiempo de envejecimiento de 30 min en medio salino 3% de NaCl, del potencial de corrosión contra el tiempo. Su comportamiento es muy parecido al de la muestra anterior en cuanto a la estabilización del potencial de corrosión, que es inmediatamente al contacto con la solución, y la presencia de pequeñas partes en forma de "picos", que son el producto de la ruptura de la capa protectora que tiende a formarse y el ión cloruro que la ataca. El potencial al cual se estabilizó fue de aproximadamente de -300 mv.

La posible estructura esperada es que en esta muestra ya se encuentren precipitados como intermetálicos los elementos aleantes.

La fig 10 del apéndice III, muestra el comportamiento del potencial de corrosión contra el tiempo de la muestra H3 (tiempo de envejecimiento de 105 min.), no encontrando mucha diferencia

al comportamiento anterior, la formación de pequeños picos y la actividad del ión cloruro dando origen a ellos. La estabilidad del potencial de corrosión fue también inmediata al contacto con la solución salina. El potencial aproximado encontrado fue de -724mV.

La posible microestructura esperada, es que en esta muestra ya se encuentren todos los precipitados formados en su fase estable.

La fig. 11 del apéndice III, muestra gráficamente las variaciones del potencial de corrosión de la aleación sometida a los diversos tiempos del tratamiento térmico de envejecimiento en los dos medios de ensayo.

En resumen: (medio salino 3% NaCl).

El comportamiento del potencial de corrosión de la aleación de llegada H0 toma un valor que tiende a estabilizarse al rededor de los -650 mV. Este valor es más noble al compararse con los obtenidos bajo otros tratamientos térmicos. De aquí se puede desprender que el potencial de corrosión alcanzado es consecuencia de las reacciones simultáneas catódicas y anódicas sobre una superficie homogénea.

En embargo, al comparar esta conducta con las obtenidas para cuando los precipitados aparecen en la matriz (H₂O) se puede decir que la reacción anódica se ve despolarizada en la matriz en la presencia de cloruros y que por lo tanto el potencial de corrosión tiende a ser menor y a estabilizarse para todas las diversas fases presentes durante el tratamiento de envejecimiento entre -700 y -750 mv. Aparentemente la magnitud de la precipitación de intermetálicos no afecta este intervalo de potenciales.

(Medio ácido 10 E-C M. H2SO4)

A través de los tratamientos térmicos y tiempo de residencia, las partículas generadas son más evidentes, haciendo más intensos los pares galvánicos entre estas y la matriz. Así se tiene que para que la aleación pudiere tener valores de E_{corr} más nobles (pasivos) debería de incrementarse el ataque en la matriz. Para las condiciones presentes no se da este caso. El ataque provocado por los precipitados, aunque leve, no es suficiente para levantar el potencial de corrosión. Como conclusión se puede decir que esta aleación bajo los tratamientos térmicos a los que se somete, no presentan un estado de pasividad total en medio ácido.

4.2 PRUEBAS DE VELOCIDAD DE CORROSIÓN.

La conducta electroquímica de estos sistemas en estos medios de ensayo, puede analizarse también por medio de la velocidad de corrosión uniforme, obtenidos por la técnica de resistencia a la polarización, y cuyos resultados se presentan en la tabla 3 apéndice I, y que también se representan gráficamente en la figura 11 del apéndice IV.

Para evaluar la velocidad de corrosión de una muestra se puede hacer conociendo tanto su conducta cerca del potencial de corrosión, para no efectuar cambios importantes en la estabilidad del electrodo, resistencia a la polarización, como conociendo también su conducta para potenciales alejados de el potencial de corrosión, usando para este fin el análisis de las curvas de Tafel, ensayada catódica y anódicamente, a una velocidad de barrido de 1.00 mV/seg.

Para el análisis de Tafel, primeramente se busca la zona lineal de la curva, o a la que más se aproxime a tender una linealidad, de por lo menos en una década en el eje de las abscisas, y medimos su pendiente, ya que es de gran importancia el conocimiento de ella, tanto de la zona anódica como de la catódica, ya que por el conocimiento de dichas pendientes conoceremos la velocidad de corrosión al emplear el método de resistencia a la polarización.

Extrapolando las regiones lineales al potencial de corrosión del sistema se leerá la velocidad de corrosión de la aleación en ese medio.

El comportamiento de la curva de Tafel de la muestra A0 (muestra de llegada en medio ácido para una concentración de 10^{-3} M de H_2SO_4) se muestra en la figura 1 del apéndice IV. Damos como resultados de su pendiente anódica de 0.131 Volt / Década (V/DEC), y la catódica de 0.002 V/DEC y una velocidad de corrosión de 14×10^{-3} Milipulgadas por año (MPY) en la gráfica de la fig 2 del apéndice IV, después de haber realizado la prueba de la resistencia a la polarización. Los potenciales son: $E_{corr} = -533$ mV, $E (I=0) = -502$ mV.

En la fig. 7 del apéndice IV, muestra el comportamiento de la muestra H1 (tiempo de envejecimiento 15 min) en medio ácido a una concentración de 10^{-3} M de H_2SO_4 en su respectiva gráfica de Tafel, en esta muestra nos es más difícil encontrar una zona lineal en la curva, por lo tanto nos acercamos en la zona del potencial de corrosión obteniendo pendientes muy pequeñas, cuyos valores de la pendiente anódica fue 0.001 V/DEC. y la pendiente catódica fue de 0.001 V/DEC. y sus potenciales de corrosión del experimento y el real fueron $E_{corr} = -506$ mV, $E_{(I=0)} = -501$ mV.

El comportamiento Tafeliano de la muestra H4 (tiempo de envejecimiento de 45 min) en medio ácido a una concentración de 10^{-3} M de H_2SO_4 , es representada en la fig. 8 del apéndice IV, nuevamente nos encontramos con una pendiente no muy definida en la zona esperada, sin embargo consideramos la más cercana a el potencial de corrosión, ya que es la zona que podemos considerar lineal, dando las pendientes siguientes, para la zona anódica es de 0.007 V/DEC. y para la zona catódica es de 0.01 V/DEC. Al ser utilizados en la gráfica de líneas de resistencia a la polarización, encontramos que la velocidad de corrosión de ésta muestra en éste medio es de 24×10^{-3} MPa. Los valores del potencial del experimento y cuando $I=0$ son los siguientes; $E_{corr} = -486$ mV, $E_{(I=0)} = -475$ mV.

En la fig 7 del apèndice IV es posible visualizar la gràfica de Tafel de la muestra A7 (tiempo de envejecimiento 90 min) es: como por medio de èsta gràfica podemos darnos cuenta que la pendiente de ambas zonas es muy pequeña, siendo los valores de èsta en la zona catòdica de 0.006 V/DEC, y en la zona anòdica de 0.005 V/DEC. Al sustituir para la fig 6 del apèndice IV para encontrar la velocidad de corrosiòn, dà un resultado de 57 E-3 MPi , verificando el $E_{\text{corr}} = -530 \text{ mV}$, $E_{(I=0)} = 543 \text{ mV}$.

La fig 9 del apèndice IV, muestra el comportamiento Tafeliano de la muestra A8 (tiempo de envejecimiento de 105 min) en un medio àcido, a una concentraciòn de 10E-3 M de H_2SO_4 . Nuevamente nos encontramos con curvas bien definidas y no encontramos regiones rectas para la mediciòn de la pendiente, por lo tanto haciendo la consideraciòn cerca del potencial de corrosiòn, dà un resultado de la pendiente anòdica de 0.005 V/DEC, en la region catòdica de 0.005 V/DEC. Tomando estos valores para el càlculo de la fig 10, se llega al resultado de la velocidad de corrosiòn de 61 E-3 MPi . Analizando los potenciales de corrosiòn, se tiene: $E_{\text{corr}} = -516 \text{ mV}$, y $E_{(I=0)} = -531 \text{ mV}$.

Se ha visto un comportamiento Tafeliano muy simètrico en sus zonas, la anòdica como la catòdica en todos los experimentos realizados en el medio àcido, a una concentraciòn de H_2SO_4 de 10 E-3 M .

El comportamiento en medio salino, a una concentración de 3% NaCl en peso, será visualizado en las figuras del apéndice IV. Los resultados esperados deberán ser diferentes a los obtenidos en el medio ácido, ya que al presentar un potencial de corrosión diferente en los medios corrosivos, éstos están reportados en la tabla I apéndice I.

La gráfica de Tafel de la muestra de llegada NÚ, se muestra en la fig. 11 del apéndice IV, se puede notar que la zona catódica es más corta que la anódica, dando como inconveniente la imposibilidad de poder medir la pendiente en la zona catódica, en comparación con la anódica, que sí se puede realizar la medición en una forma más lejana del potencial de corrosión. Al realizar dichas mediciones encontramos los valores de éstas que son: para la zona anódica el valor es 0.005 V/DEC, y para la zona catódica que la medición se realizó cerca del potencial de corrosión, fue de 0.003 V/DEC. Haciendo la sustitución para el cálculo de la fig. 12 del apéndice IV, y apartir de ella calcular la velocidad de corrosión, da un resultado de 19E-3 MPY. Realizando el análisis del potencial al cual la corriente es igual a cero, y al experimental, tenemos:
 $E_{corr} = -0.240 \text{ mv}$, y $E(i=0) = -240 \text{ mv}$.

El comportamiento Tafeliano de la muestra A2 (tiempo de envejecimiento de 15 min) en medio salino, a una concentración de 0% de NaCl , se puede visualizar en la fig. 13 del apéndice IV. Este comportamiento es muy semejante que la gráfica anterior (fig 11), en su forma asimétrica de la zona catódica respecto a la anódica, ya que ésta es más corta que la anódica. Sin embargo se obtuvieron pendientes diferentes, para la pendiente anódica es de 0.019 V/DEC , y para la zona catódica es de 0.004 V/DEC . Haciendo las respectivas utilidades de dichas pendientes en el cálculo de la fig 14 del apéndice IV, para el cálculo de la velocidad de corrosión, da por resultado $17E-3\text{MP}$. Haciendo el análisis para los potenciales de corrosión involucrados es el experimento encontrando que son: $E_{\text{corr}} = -514 \text{ mV}$, y cuando $i = 0$, $E (i=0) = -511 \text{ mV}$.

La gráfica de Tafel de la muestra A4 (tiempo de envejecimiento) es visualizado en la fig. 15 del apéndice IV. Donde nuevamente encontramos que su forma, es muy parecida a la fig 11, encontrando los valores de las pendientes de las zonas anódica y catódica, con los siguientes valores; para la anódica 0.006 V/DEC , y para la zona catódica un valor de 0.0095 V/DEC . Al aplicar estos valores en el cálculo de la fig 16 del apéndice IV, encontramos un valor de la velocidad de corrosión de

30 $E=3$ MPa, encontrando muy poca discrepancia en los potenciales de corrosión involucrados en el experimento, siendo éstos: $E_{\text{corr}} = -773$ mV, y $E(i=0) = 780$ mV.

La figura 17 del apéndice IV, muestra el comportamiento Tafeliano de la muestra A7, en un medio salino a una concentración de 3% de NaCl. Nuevamente se encuentra un comportamiento muy similar a la fig 11, los valores de las pendientes son las siguientes: para la anódica es de 0,006 V/DEC, y para la zona catódica es de 0,006 V/DEC. Realizando la aplicación de éstos valores en la elaboración de la fig 18 del apéndice IV para el cálculo de la velocidad de corrosión, se reporta un valor de 31 $E=3$ MPa. Realizando una comparación entre los potenciales de corrosión involucrados en el experimento se logra deducir los valores que son: $E_{\text{corr}} = -761$ mV, y $E(i=0) = -768$ mV.

La fig 19 del apéndice IV, muestra la gráfica de Tafel de la muestra A8 (tiempo de envejecimiento de 105 min) en un medio salino a una concentración de 3% NaCl, donde en su zona anódica presenta cambios en su pendiente debido probablemente a la reacción de rompimiento de la capa pasiva en la aleación. Las pendientes de las zonas anódica y catódica son

dificiles de evaluar bajo estas condiciones, pero se estimaron los valores de 0.005 V/DEC para la zona anódica y 0.005 V/DEC para la zona catódica, utilizando estos valores para la elaboración de la fig 20 del apéndice IV. se llega al cálculo de la velocidad de corrosión, que su valor para este caso es de 42 E-3 MPy .

Los valores de los potenciales son: $E_{\text{corr}} = -779 \text{ mV}$ y $E (I=0) = -791 \text{ mV}$.

En resumen:

Estos resultados de la velocidad de la corrosión en las muestras con diferente cantidad y tipos de partículas que aparecen en un tratamiento de envejecimiento, se pueden relacionar con la cinética de la aparición de dichas partículas en la aleación, cuya conducta electroquímica se muestra más noble que la matriz metálica, en el mismo medio. Esto presupone que el mecanismo cinético de corrosión, sea probablemente controlado por las reacciones de disolución selectiva en la matriz inmediata a las regiones que son ó serán un intermetálico, dando como resultado posibles ataques intensos confinados en la interfaz intermetálico / matriz, con la disolución selectiva de ésta última.

Con respecto a la velocidad de corrosión para las muestras ensayadas en los dos medios diferentes propuestos, se puede resumir a través de la fig II del apéndice IV, que como se ha mencionado anteriormente, se presupone un mecanismo de corrosión controlado por la reacción de disolución selectiva de la matriz adyacente a las fases presentes durante el proceso de envejecimiento.

En el medio ácido la reacción de disolución está acoplada a la reacción catódica de desprendimiento de hidrógeno, que ocurre en los intermetálicos.

De la fig 21 del apéndice IV, se observa que entre mayor sea la cantidad de intermetálicos precipitados a través del tratamiento térmico ensayado, mayor será la velocidad de corrosión en la aleación. Esto supone una reacción catódica más intensa sobre los mismos que acompaña necesariamente a una reacción de disolución en la matriz igualmente vigorosa.

Para el caso del medio salino, la reacción correspondiente catódica es principalmente la reducción de O_2 , que no parece influenciarse por la presencia de las diferentes fases que ocurren durante el tratamiento térmico de envejecimiento. Esto es, la velocidad de corrosión obtenida para las diferentes muestras permanece casi constante.

La reacción controlante del proceso es la reducción del O_2 , la reacción que se limita inmediatamente controlando por lo tanto la reacción de disolución. Es de explicarse entonces porque las velocidades en el medio salino son menores en el medio salino que en el ácido, tal como lo explica la fig 21 del apéndice IV.

La diferencia en ambos medios, es debido a la intensidad de la disolución de la matriz bajo la presencia de intermetálicos - masivos, llevando en el medio ácido a un

desprendimiento mayor de hidrógeno, en tanto mayor sea la cantidad de intermetálico presente. Aquí el desprendimiento de hidrógeno asume una enorme importancia con el efecto del tratamiento térmico en esta aleación, mas no así en el medio salino, en donde la presencia de cloruros impide la pasivación del sistema y en donde la reacción catódica de reducción de oxígeno, no parece influenciarse por la presencia del intermetálico.

4.3 .- FUERAS DE CONDUCTA CATÓDICA Y ANÓDICA

La conducta catódica de la aleación bajo los diferentes tratamientos térmicos en la presencia de los dos medios, es presentada en las curvas 1 y 2 del apéndice V. De aquí se observa que existe una marcada diferencia para ambos medios, ya que las reacciones catódicas son distintas, pero sin embargo, su conducta relacionada con el tratamiento de

envejecimiento en sus diferentes etapas es mucho más pronunciada para la muestra A4 en ambos medios.

El objetivo de analizar estos resultados a partir de las curvas 1 y 2 del apéndice V, es el de comprobar que efectivamente son las reacciones de reducción de H^+ y O_2 para los diferentes medios, salino y ácido respectivamente. Así mismo se aprecia los efectos que tiene la microestructura presente en dichos mecanismos.

La conducta electroquímica anódica de la eleación mostrando las diferentes etapas de envejecimiento, y realizada en los medios ácidos y salino, es presentada en las curvas 3 y 4 del apéndice V. De aquí se evidencia que la conducta en medios ácidos presenta cambios en la pendiente de la línea, conforme varía el potencial aplicado, mientras que en el medio salino su comportamiento no presenta cambio alguno en la pendiente de las curvas, resultando un comportamiento monótono y similar para todas las muestras, incrementándose los valores de corriente con el potencial aplicado. En el medio ácido presentan un comportamiento semejante las muestras A7 y A8, y mostrando también un comportamiento semejante las muestras A0 y A4. La muestra A2, presenta un comportamiento marcadamente diferente al resto de las muestras, debido principalmente a su

microestructura con carácter de precipitados finamente dispersos, que presentaría ser el más noble al atacar en medio ácido, debido a la ausencia de zonas catódicas masivas. Sin embargo las magnitudes alcanzadas en la corriente en el medio salino son muy grandes en comparación con las alcanzadas en el medio ácido.

En resumen:

De las figuras 1 y 2 del apéndice V, se observan diferencias significativas en la conducta electroquímica catódica para la aleación sometida a los tratamientos térmicos ensayados en los diferentes medios corrosivos.

En la fig. 1, las conductas catódicas de las microestructuras resultantes de los tratamientos térmicos de envejecimiento, muestra claramente que bajo las condiciones de ensayo aerreadas, existen dos reacciones catódicas consecutivas. La primera de ellas es la reducción de O_2 , la cual es virtualmente similar para todos los tratamientos térmicos ensayados, lo cual se caracteriza por un pico de corriente en el intervalo de 0,01 a 0,05 mV/cm². A potenciales más negativos la reacción de desprendimiento de H_2 es la que prevalece, y se observa que para tratamientos térmicos de envejecimiento más

prolongados, es decir en la presencia de precipitados más numerosos (A5) la reacción de desprendimiento de H_2 es facilitada.

En cambio para el medio salino (curva 2 apéndice V) la conducta catódica inicial es la reducción de O_2 , la cual es controlada rápidamente por problemas de difusión, limitando la corriente catódica hasta valores de E de 1.000 mV, en donde aparentemente la descomposición de H_2O toma lugar observándose un incremento en la corriente similar para todas las muestras con diferentes fases resultantes del tratamiento térmico de envejecimiento.

De las conductas anódicas mostradas por las diferentes microestructuras de la aleación en los medios salino y ácido, se puede explicar de las curvas 3 y 4 apéndice V que también la conducta de disolución de la matriz está fuertemente influenciada por la presencia de las diferentes fases del tratamiento térmico de envejecimiento. Así tenemos que en medio salino la conducta de disolución de las muestras ensayadas, alcanzan magnitudes grandes, aproximadamente 50 mV/cm² para desplazamientos de potencial de aproximadamente de 1 volt. Sin embargo la conducta anódica en este medio para las diversas fases presentes durante tratamiento térmico de

envejecimiento, es marcadamente similar y monótona. No se aprecia que existe un colapso en el potencial que da origen a picaduras.

Para el caso de las mismas probetas envejecidas en medio ácido, se puede suponer de curva I aparece V, que efectivamente la presencia de diferentes fases en la matriz (M2) influye en el comportamiento de disolución de una manera más notable. Para las otras fases presentes en las diferentes muestras la conducta catódica de disolución es similar, aunque irregular en presencia de precipitados intermetálicos más numerosos.

De toda la información cinética obtenida hasta aquí, se puede predecir la naturaleza catódica de las partículas que se forman durante el tratamiento de envejecimiento en sus diferentes fases, el cual a su vez es función de la cantidad formada durante el tratamiento. Es aceptable entonces pensar que la matriz en ésta aleación sufrirá un ataque preferencial y localizado en la vecindad de éstas fases.

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

- A.- El tiempo óptimo para alcanzar la máxima dureza en esta aleación a una temperatura de 225 °C es de 45 min. y ésta es de 71 unidades de dureza Brinell ó NDB.
- B.- Si existe un efecto marcado de los tratamientos térmicos de envejecimiento sobre los procesos de corrosión, tanto en medio salino neutro como en medio ácido, aunque el efecto es más marcado en el medio ácido.
- C.- En el medio salino neutro, se observa que los valores del potencial de corrosión son bajos y las velocidades de corrosión uniformes y son independientes de los tratamientos térmicos; la disolución de la matriz es evidentemente potenciada por la presencia de cloruros.
- D.- En medio ácido, la presencia de las fases que presenta el tratamiento térmico de envejecimiento (y mayor conforme se aumenta el tiempo de permanencia), hace que las probetas con tiempos mayores de residencia, posean valores de potencial de corrosión más activos. Esto implica que no alcancen un estado crítico para desarrollar pasividad.

E.- El efecto que presenta la reacción de la reducción del hidrógeno sobre la aleación bajo estudio es mucho más significativa que la que presenta la reducción del oxígeno en relación a su velocidad de corrosión en presencia de las diferentes fases obtenidas durante el tratamiento térmico de envejecimiento. De la diversa información cinética obtenida se predice un carácter más noble de los precipitados y por lo tanto, el establecimiento de un par galvánico en la aleación, el cual puede intensificarse, sobre todo en medios ácidos, con tratamientos térmicos de envejecimiento prolongado.

F.- Para la aleación estudiada, se encontró que para ningún tiempo del tratamiento térmico de envejecimiento y aún en la presencia de cloruros, se observará una susceptibilidad marcada de ataque por picadura, aunque sí un ataque localizado intensificándose éste al aumentar el tiempo de envejecimiento.

CONCLUSIÓN GENERAL FINAL

Se comprobó que en medio salino neutro, es decir en presencia de cloruros, la velocidad de corrosión para este material es independiente del tratamiento térmico de envejecimiento, es decir la velocidad de ésta se mantiene aunque alta no presenta gran variación para los diferentes tiempos del tratamiento térmico de envejecimiento, por lo que pudiera ser no muy necesario controlarlo cuando se va usar en un medio salino neutro; el material de todas formas se corroerá por ser poco resistente. En medio ácido si resulta importante controlar el tratamiento térmico de envejecimiento del material y se debe de estabilizar en sus etapas iniciales, no presencia de precipitados, ya que esto es determinante en disminuir su velocidad de corrosión del material en este medio.

6.- B I B L I O G R A F I A.

- 1.- Metals Handbook Vol .I
"Properties and selection of metals"
" propiedades of aluminum and aluminum alloys"
6^a Edition 1975.

- 2.- ASTM ,Manual de aguas para usos industriales.
3^a Edición LIMUSA.
1962.

- 3.- L.F. Mondolfo
"Aluminum Alloys , structure & properties"
Reimpresión 1979 Butterworth & Co.

- 4.- Metals Handbook Vol II
"Heat treating , cleaning and finishing"
"Heat treating of nonferrous metals"
8^a edition 1978.

- 5.- Alfred Wilm
"Metallurgie ,Zeitschrift für die gesamte Hüttenkunde:
Aufteilung - Eisen - und Metallhüttenkunde - Metallografie.
Vol .8 (22 apr. 1911) , edited by Dr. W .Borchers and Dr F.
Wust)

- 6.- G.D Freston.
"The diffraction of X-Rays by age-hardening
aluminium copper alloys".
(Proc. Roy . Soc. A 167 (1938), 515).

- 7.- J.M. Silcock ,T.J.heal and n.K. Hardy.
"Structural ageing characteristics of binary,
aluminium - copper alloys.
(J. Inst.Metals 52 (1953 -54) ,236).
- 8.- V.A. Phillips.
Acta Met. 21 ,219 (1973)
- 9.- J.W. Christian , "The theory of transformation in Metals"
Fergamon , Nueva york , 1965.
- 10.- A.Kelly y R.B. Nicholson, Prog. Mat .Sci. 10, No 3, 1963
pag. 151.
- 11.- Metals Handbook Vol I "Properties and selection of metals"
"The resistance of aluminum alloys to corrosion"
6a edition. 1975.
- 12 .-" Proc.V.R. Evans .Internat.conf. on localised corrosion,
published by N.A.C.E. (Houston)
- 13 .- "Naturaleza y propiedades de los materiales para Ingenieria
Igniew D. Jastrzebski.
2a Edicion 1979.Nueva Editorial Interamericana. Mexico.

APPENDICE I

(TABLES)

TABLA 1

PROBETA	TIEMPO DE PERMANENCIA (min)	NDB
1	0	61
2	15	60
3	30	69
4	45	71
5	60	60
6	75	67
7	90	52
8	105	52

Tabla 1 .- muestra el tiempo de permanencia y la dureza obtenida de cada muestra (brinell) de un tratamiento térmico de envejecimiento a 225°C.

TABLA 2

MUESTRA	MEDIO SALINO (mV) (millivolts)	MEDIO ACIDO (mV) (millivolts)
A0	-575	-655
A2	-713	-710
A4	-725	-760
A7	-730	-765
A8	-724	-800

Tabla 2.- muestra los resultados del potencial de corrosión de las muestras en los dos medios corrosivos (3% NaCl y H2SO4 10E-3M.) en mV. con diferentes tiempos de permanencia.

TAELA 3

PROBETA	MEDIO SALINO	MEDIO ACIDO
	MPY (mil pulgades por ano)	MPY (mil pulgades por ano)
A0	19 E-3	14 E-3
A2	27 E-3	6 E-3
A4	30 E-3	24 E-3
A7	31 E-3	57 E-3
A8	42 E-3	81 E-3

Tabla 3.- Que muestra las velocidades de corrosión (MPY) de las diferentes muestras sometidas a un tratamiento térmico de envejecimiento a 225°C, a diferentes tiempos de permanencia.

APÊNDICE II

Figuras

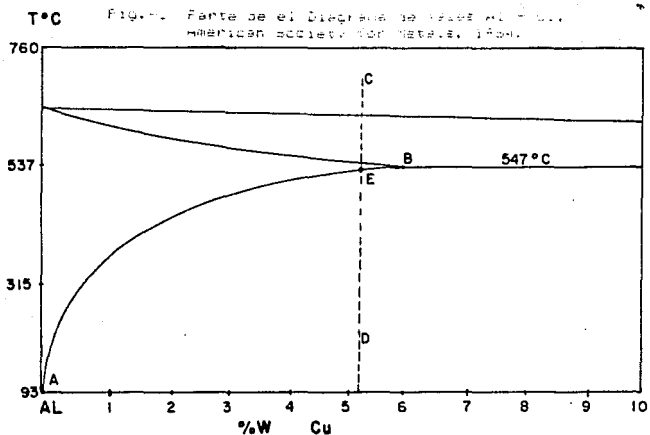
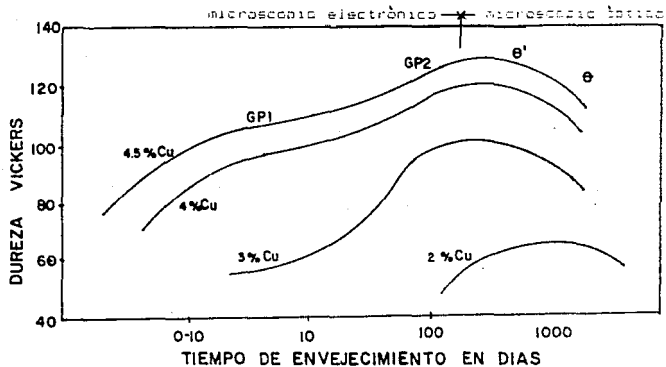


Fig. 2.- Curvas de endurecimiento por envejecimiento para aleaciones Al - Cu. (De Billock y colaboradores, J. Inst. Metals, 52, 14, 1953 - 1954).



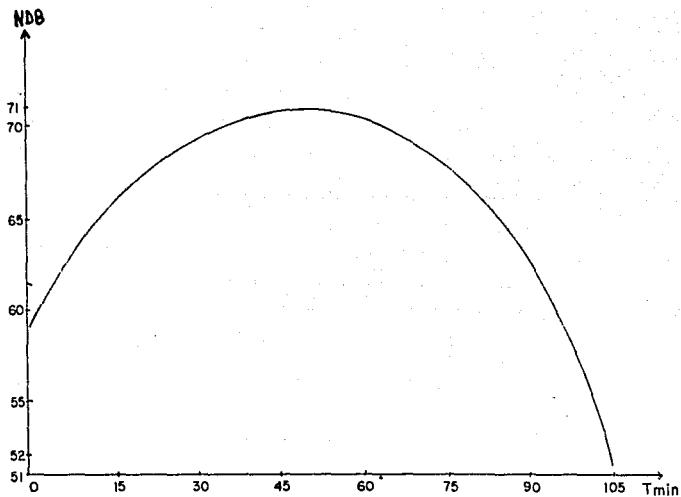
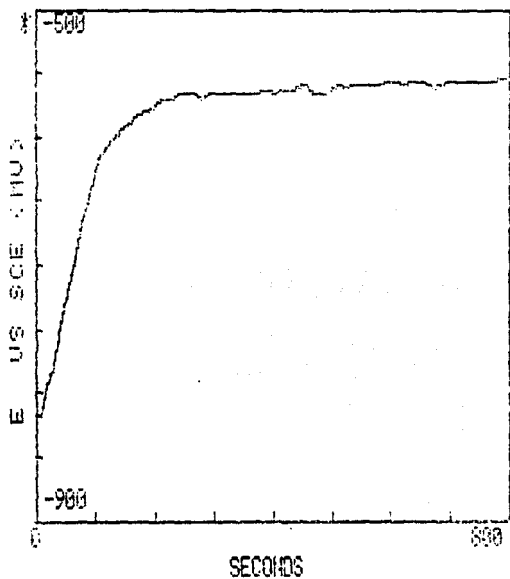


FIG. 3
CURVA DE ENVEJECIMIENTO
DE LA ALEACIÓN 6062-T6, A UNA
TEMPERATURA DE 225 °C

APÉNDICE 111

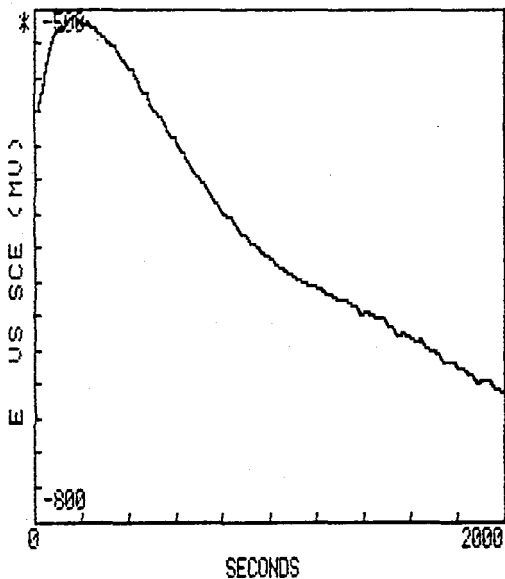
Figuras del comportamiento del potencial de corrosión vs tiempo.



EXPERIMENT TYPE: ECOMP VS TIME
 SECONDS/POINT 10
 TOTAL TIME (SEC) 800

FIGURA, 1

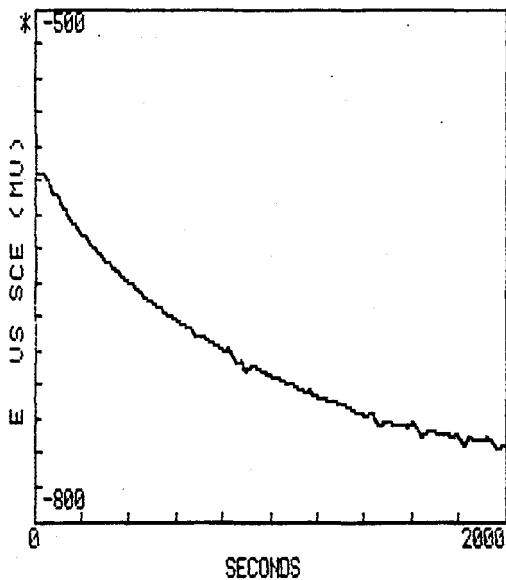
MUESTRA DE LLEGADA MEDIO ACIDO
 10-EI M(H2SO4)



EXPERIMENT TYPE: E CORR VS TIME
 SECONDS/POINT 20
 TOTAL TIME (SEC) 2000

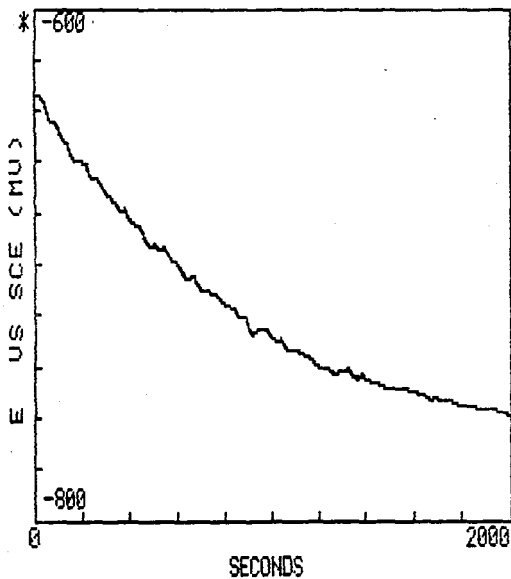
FIGURA, 2

MUESTRA A2 MEDIO ÀCIDO 10E-3M.H2SO4.



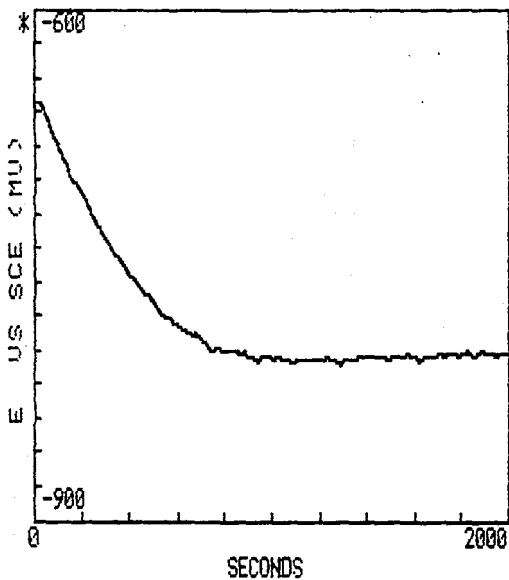
EXPERIMENT TYPE: ECORR VS TIME
 SECONDS/POINT 20
 TOTAL TIME (SEC) 2000

FIGURA 3.
 MUESTRA A4 MEDIO ÁCIDO $10E-3M. H_2SO_4$.



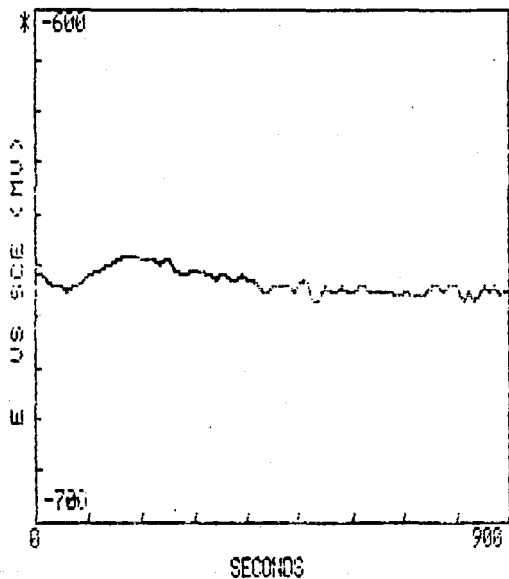
EXPERIMENT TYPE: ECORR VS TIME
 SECONDS/POINT 20
 TOTAL TIME (SEC) 2000

FIGURA, 4
 MUESTRA A7 MEDIO ÁCIDO 10E-3M. H2SO4.



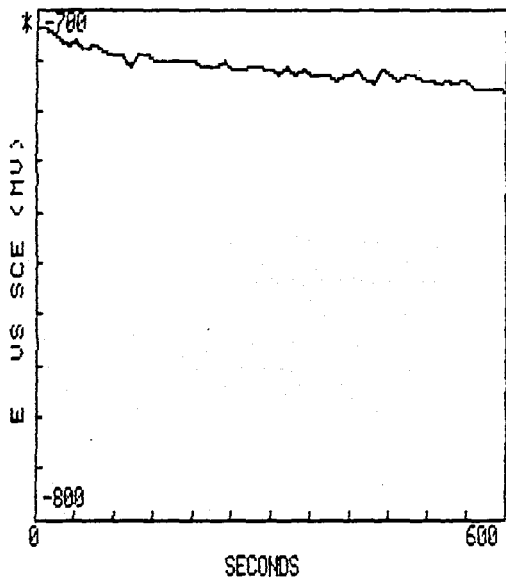
EXPERIMENT TYPE: E CORR VS TIME
 SECONDS/POINT 20
 TOTAL TIME (SEC) 2000

FIGURA, 5.
 MUESTRA AB MEDIO ÁCIDO $10E-3M. H_2SO_4$.



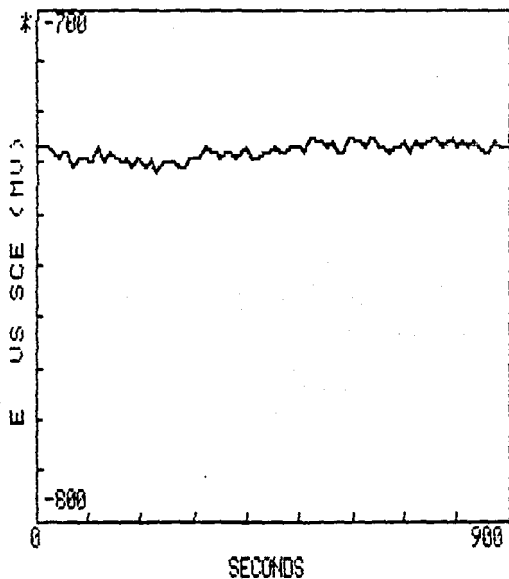
EXPERIMENT TYPE: E CORR VS TIME
 SECONDS/POINT: 10
 TOTAL TIME (SEC): 900

FIGURA, 6.
 MUESTRA DE LLEGADA MEDIO SALINO 3% NaCl.



EXPERIMENT TYPE: ECORR VS TIME
 SECONDS/POINT 10
 TOTAL TIME (SEC) 600

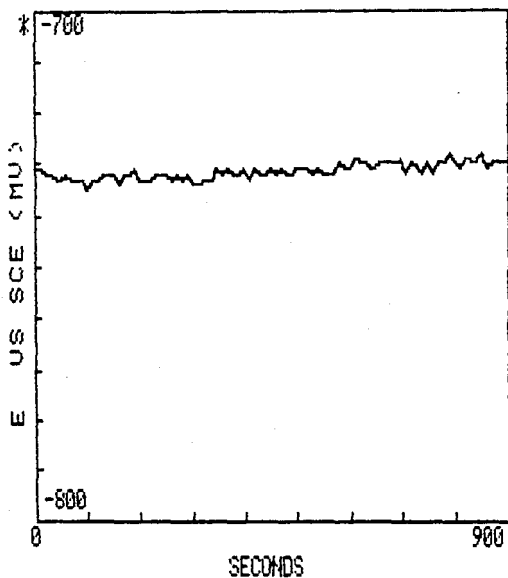
FIGURA, 7.
 MUESTRA A2 MEDIO SALINO 3% NaCl.



EXPERIMENT TYPE: ECORR VS TIME
 SECONDS/POINT 10
 TOTAL TIME (SEC) 900

FIGURA, 8.

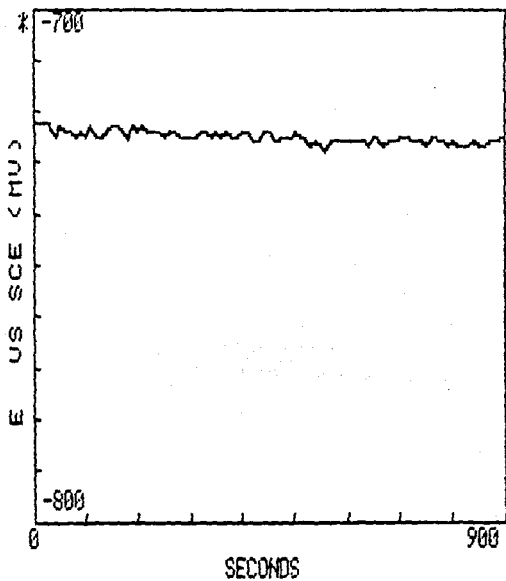
MUESTRA A4 MEDIO SALINO 3% NaCl.



EXPERIMENT TYPE: E CORR VS TIME
 SECONDS/POINT 10
 TOTAL TIME (SEC) 900

FIGURA, 9.

MUESTRA A7 MEDIO SALINO 3% NaCl.



EXPERIMENT TYPE: E CORR VS TIME
 SECONDS/POINT 10
 TOTAL TIME (SEC) 900

FIGURA, 20
 MUESTRA AB MEDIO SALINO 3% NaCl.

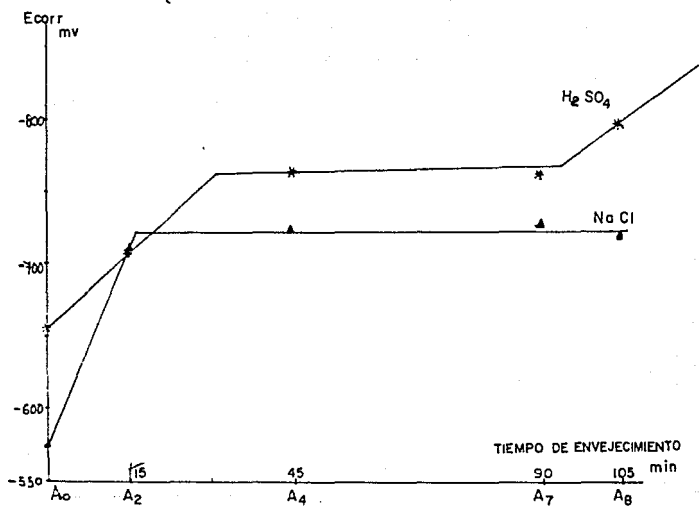


FIG. 11

MUESTRA

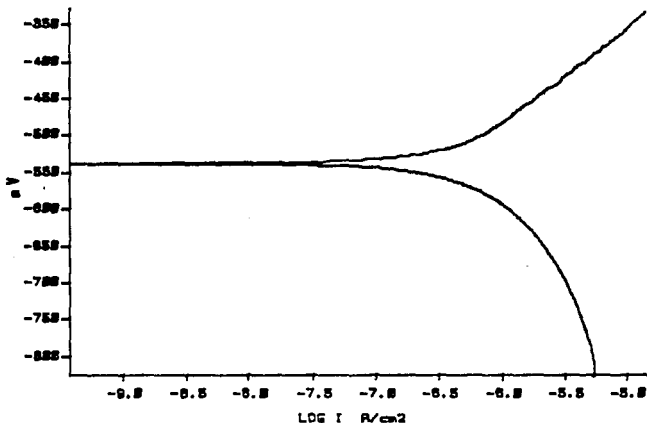
RELACION ENTRE EL TIEMPO DE ENVEJECIMIENTO Y SU
POTENCIAL DE CORROSION, EN LOS DIFERENTES MEDIOS

APÉNDICE IV

Figs . Curvas de Tafel y líneas de resistencia a la polarización.

FIG 1

MODEL 351 CORROSION MEASUREMENT SYSTEM	A0TP 15 AUG 1990
COMMENT: MEDIO ACIDO. 10E-3 M H2SO4.	



TAFEL PLOT			
DATE CREATED	15	AUG 1990	RUN DATE 15 AUG 1990
IR COMP	=	DISABLED	
FINAL E	=	250 mV ~ E _c	
INITIAL E	=	-250 mV ~ E _c	E _{corr} = -0.575 V
INITIAL DELAY	=	30 SEC	E(I=0) = 0 V
SCAN RATE	=	1.667 mV/SEC	CORR RATE = 0 MPY
EQUIV WEIGHT	=	8.98 g/EQUIV	
DENSITY	=	2.7 g/cm ³	
AREA	=	5.067 cm ²	

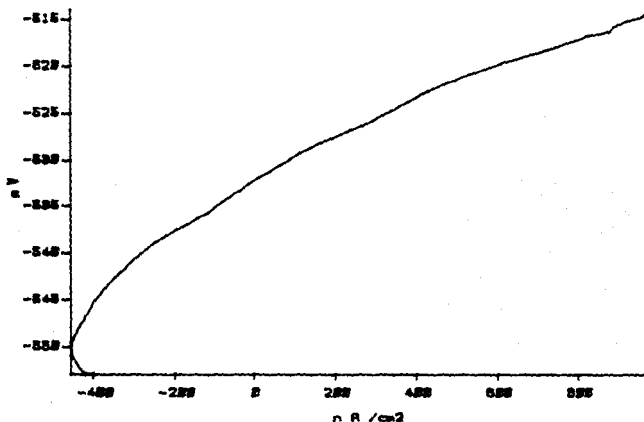
CURVA DE TAFEL, MUESTRA DE LLEGADA, MEDIO ACIDO H₂SO₄ 10⁻³ M

FIG 2

MODEL 351
CORROSION MEASUREMENT SYSTEM

AORP
15 AUG 1990

COMMENT:
MEDIO ACIDO. 10E-3 M H2SO4.



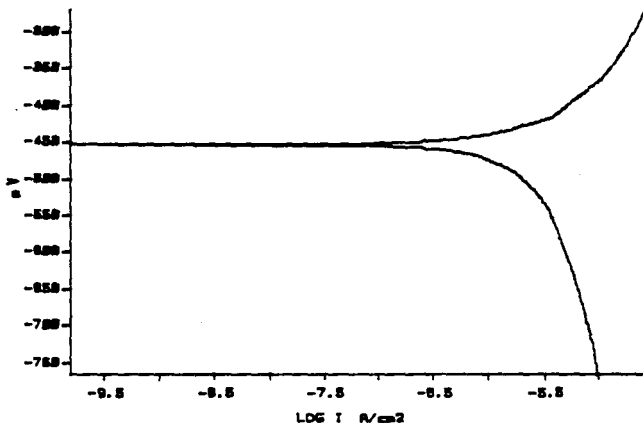
POLARIZATION RESISTANCE

DATE CREATED 13 AUG 1990			RUN DATE 13 AUG 1990		
IR COMP	= DISABLED		Ecorr	= -0.533 V	
FINAL E	= 20 mV ~ Ec		E(I=0)	= -0.532 V	
INITIAL E	= -20 mV ~ Ec		CORR RATE	= 0 MPY	
INITIAL DELAY	= 30 SEC		RP calc.	= 25 E3 Ohms	
SCAN RATE	= 0.1 mV/SEC		ANODIC-BETA	= 0.131 V/DEC	
EQUIV WEIGHT	= 8.98 g/EQUIV		CATHODIC-BETA	= 0.002 V/DEC	
DENSITY	= 2.7 g/cm3		Icorr calc.	= 41 E-9 A/cm2	
AREA	= 5.067 cm2		CORR RATE calc.	= 14 E-3 MPY	
RPPT#	AMPS	VOLTS			
0	-403 E-9	-553 E-3			
77	957 E-9	-515 E-3			

LINEA DE RESISTENCIA A LA POLARIZACIÓN, MUESTRA DE LLEGADA
MEDIO ÁCIDO H₂SO₄ 10³M

FIG 3

MODEL 351 CORROSION MEASUREMENT SYSTEM	A2TP 15 AUG 1990
COMMENT: MEDIO ACIDO. 10E-3 M H2SO4.	

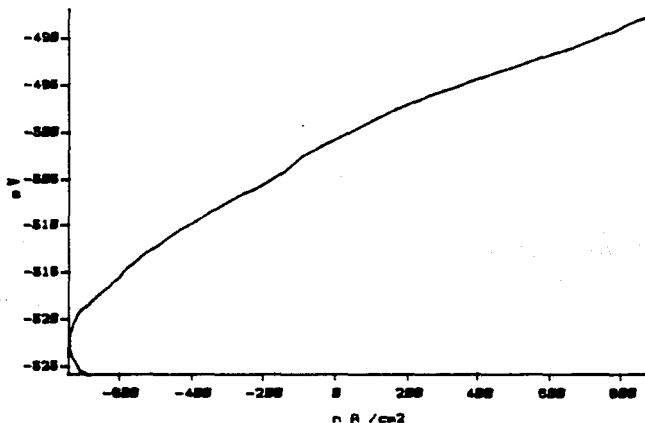


TAFEL PLOT	
DATE CREATED 13 AUG 1990	RUN DATE 13 AUG 1990
IR COMP = DISABLED	
FINAL E = 250 mV - E _c	
INITIAL E = -250 mV - E _c	E _{corr} = -0.517 V
INITIAL DELAY = 30 SEC	E(I=0) = 0 V
SCAN RATE = 1.667 mV/SEC	CORR RATE = 0 MPY
EQUIV WEIGHT = 0.98 g/EQUIV	
DENSITY = 2.7 g/cm ³	
AREA = 5.067 cm ²	

CURVAS DE TAFEL, MUESTRA A₂ CON 15min A LA TEMPERATURA DE ENVEJECIMIENTO, 225°C MEDIO ACIDO H₂SO₄ 10⁻³M

FIG. 4

MODEL 351 CORROSION MEASUREMENT SYSTEM	A2RP 15 AUG 1990
COMMENT: MEDIO ACIDO. 10E-3 M H2SO4.	

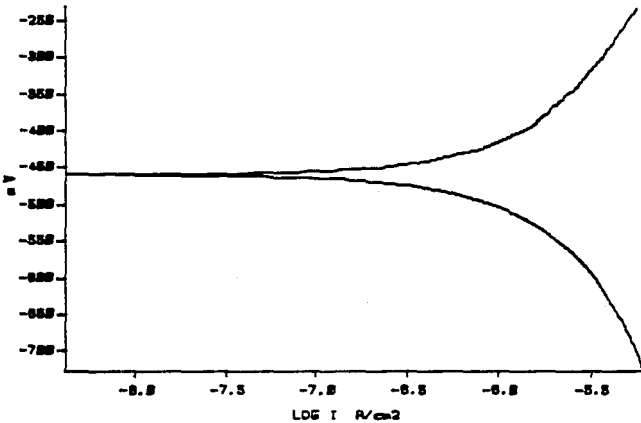


POLARIZATION RESISTANCE			
DATE CREATED	13 AUG 1990	RUN DATE 13 AUG 1990	
IR COMP	= DISABLED	E _{corr}	= -0.506 V
FINAL E	= 20 mV ~ E _c	E(I=0)	= -0.501 V
INITIAL E	= -20 mV ~ E _c	CORR RATE	= 0 MPY
INITIAL DELAY	= 30 SEC	RP calc.	= 18 E3 Ohm _s
SCAN RATE	= 0.1 mV/SEC	ANODIC-BETA	= 0.001 V/DEC
EQUIV WEIGHT	= 8.98 g/EQUIV	CATHODIC-BETA	= 0.002 V/DEC
DENSITY	= 2.7 g/cm ³	I _{corr} calc.	= 18 E-9 A/cm ²
AREA	= 5.067 cm ²	CORR RATE calc.	= 6 E-3 MPY
RPPT#	AMPS	VOLTS	
0	-685 E-9	-526 E-3	
76	843 E-9	-488 E-3	

LINEA DE RESISTENCIA A LA POLARIZACIÓN, MUESTRA A₂ CON 15min DE ENVEJECIMIENTO A 225°C, MEDIO ACIDO H₂SO₄ 10⁻³M

FIG. 5

MODEL 351 CORROSION MEASUREMENT SYSTEM	A4TP 15 AUG 1990
COMMENT: MEDIO ACIDO. 10E-3 M H2SO4.	

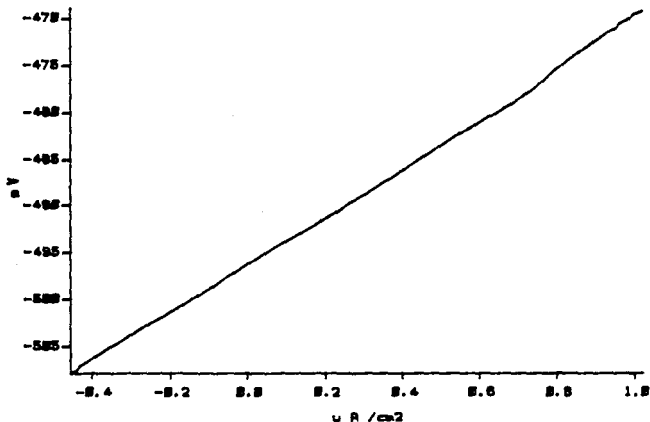


TAFEL PLOT	
DATE CREATED 13 AUG 1990	RUN DATE 13 AUG 1990
IR COMP = DISABLED	
FINAL E = 250 mV - Ec	Ecorr = -8.478 V
INITIAL E = -250 mV - Ec	E(I=0) = 0 V
INITIAL DELAY = 30 SEC	
SCAN RATE = 1.667 mV/SEC	CORR RATE = 0 MPY
EQUIV WEIGHT = 8.98 g/EQUIV	
DENSITY = 2.7 g/cm³	
AREA = 5.067 cm²	

CURVAS DE TAFEL, MUESTRA A CON 45min DE ENVEJECIMIENTO A 225°C, MEDIO ÁCIDO H₂SO₄ 10⁻³M

FIG 6

MODEL 351 CORROSION MEASUREMENT SYSTEM	A4RP 15 AUG 1990
COMMENT: MEDIO ACIDO. 18E-3 M H2SO4.	

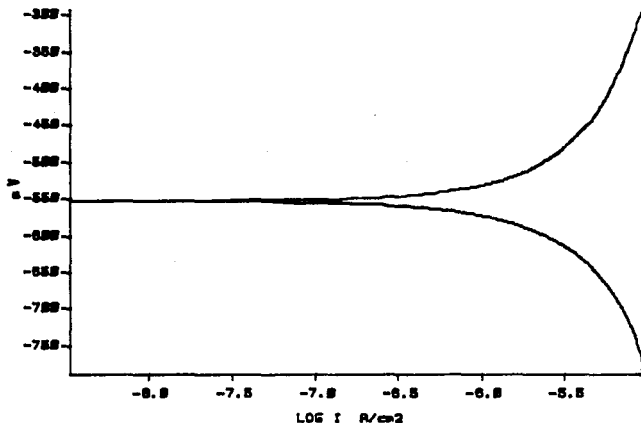


POLARIZATION RESISTANCE		
DATE CREATED	13 AUG 1990	RUN DATE 13 AUG 1990
IR COMP	= DISABLED	
FINAL E	= 20 mV ~ Ec	Ecorr = -0.488 V
INITIAL E	= -20 mV ~ Ec	EII=01 = -0.496 V
INITIAL DELAY	= 30 SEC	
SCAN RATE	= 0.1 mV/SEC	
EQUIV WEIGHT	= 0.98 g/EQUIV	CORR RATE = 0 MPY
DENSITY	= 2.7 g/cm3	RP calc. = 26 E3 Q/m²
AREA	= 5.067 cm2	ANODIC-BETA = 0.007 V/DEC
		CATHODIC-BETA = 0.01 V/DEC
		Icorr calc. = 71 E-9 A/cm2
		CORR RATE calc. = 24 E-3 MPY
RPPT#	AMPS	VOLTS
0	-456 E-9	-508 E-3
78	1 E-6	-469 E-3

LINEA DE RESISTENCIA A LA POLARIZACIÓN, MUESTRA A4, CON 45min DE ENVEJECIMIENTO A 225°C, MEDIO ÁCIDO H₂SO₄

FIG 3

MODEL 351 CORROSION MEASUREMENT SYSTEM	A7TP 15 AUG 1990
COMMENT: MEDIO ACIDO. 10E-3 M H2SO4.	

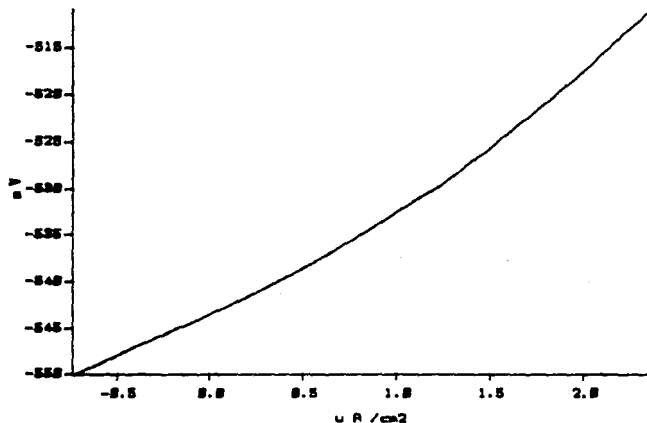


TAFEL PLOT			
DATE CREATED	13 AUG 1990	RUN DATE	13 AUG 1990
IR COMP	▣ DISABLED	Ecorr	= -0.54 V
FINAL E	▣ 250 mV ~ Ec	E(I=0)	= 0 V
INITIAL E	▣ -250 mV ~ Ec	CORR RATE	= 0 MPY
INITIAL DELAY	▣ 30 SEC		
SCAN RATE	▣ 1.667 mV/SEC		
EQUIV WEIGHT	▣ 8.98 g/EQUIV		
DENSITY	▣ 2.7 g/cm ³		
AREA	▣ 5.067 cm ²		

CURVA DE TAFEL, MUESTRA A7, CON 90min DE ENVEJECIMIENTO A 225°C, MEDIO ACIDO H₂SO₄ 10⁻³M

FIG 8

MODEL 351 CORROSION MEASUREMENT SYSTEM	A7RP 15 AUG 1990
COMMENT: MEDIO ACIDO. 10E-3 M H2SO4.	



POLARIZATION RESISTANCE			
DATE CREATED	13	AUG	1990
RUN DATE	13	AUG	1990
IR COMP	=	DISABLED	
FINAL E	=	20 mV - Ec	
INITIAL E	=	-20 mV - Ec	
INITIAL DELAY	=	30 SEC	
SCAN RATE	=	0.1 mV/SEC	
EQUIV WEIGHT	=	0.98 g/EQUIV	
DENSITY	=	2.7 g/cm3	
AREA	=	5.067 cm2	
Ecorr	=	-0.53 V	
EIT=01	=	-0.543 V	
CORR RATE	=	0 MPY	
RP calc.	=	9 E3 Dhas	
ANODIC-BETA	=	0.005 V/DEC	
CATHODIC-BETA	=	0.005 V/DEC	
Icorr calc.	=	131 E-9 A/cm2	
CORR RATE calc.	=	.57 E-3 MPY	
RPPT#	AMPS	VOLTS	
8	-736 E-9	-550 E-3	
77	2 E-6	-512 E-3	

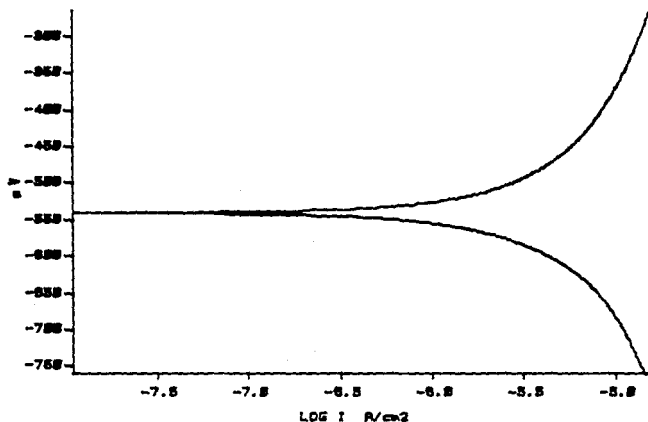
LINEA DE RESISTENCIA A LA POLARIZACION MUESTRA A7, CON 90min DE ENVEJECIMIENTO A 225°C, MEDIO ACIDO H₂SO₄ 10⁻³M

FIG 9-

MODEL 351
CORROSION MEASUREMENT SYSTEM

A8TP
15 AUG 1990

COMMENT:
MEDIO ACIDO. $10E-3$ M H2SO4.

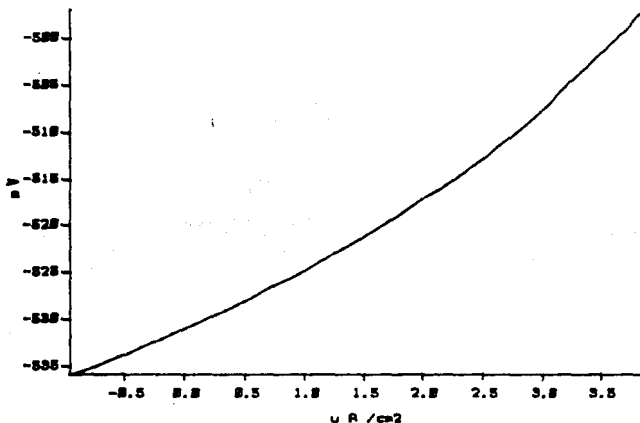


TAFEL PLOT	
DATE CREATED	13 AUG 1990
IR COMP	= DISABLED
FINAL E	= 250 mV ~ Ec
INITIAL E	= -250 mV ~ Ec
INITIAL DELAY	= 30 SEC
SCAN RATE	= 1.667 mV/SEC
EQUIV WEIGHT	= 8.98 g/EQUIV
DENSITY	= 2.7 g/cm³
AREA	= 5.067 cm²
RUN DATE	13 AUG 1990
Ecorr	= -0.511 V
E[I=0]	= 0 V
CORR RATE	= 0 MPY

CURVAS DE TAFEL, MUESTRA A8, CON 105min DE ENVEJECIMIENTO
A 225°C, MEDIO ACIDO H₂SO₄ 10⁻³M

FIG 10

MODEL 351 CORROSION MEASUREMENT SYSTEM	A8RP 15 AUG 1990
COMMENT: MEDIO ACIDO. 10E-3 M H2SO4.	

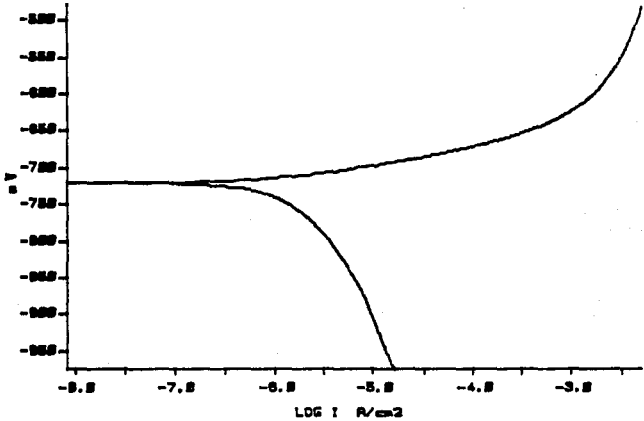


POLARIZATION RESISTANCE		
DATE CREATED	13 AUG 1990	RUN DATE 13 AUG 1990
IR COMP	= DISABLED	
FINAL E	= 20 mV ~ Ec	Ecorr = -0.516 V
INITIAL E	= -20 mV ~ Ec	E(I=0) = -0.531 V
INITIAL DELAY	= 30 SEC	
SCAN RATE	= 0.1 mV/SEC	CORR RATE = 0 MPY
EQUIV WEIGHT	= 8.98 g/EQUIV	RP calc. = 6 E3 Ohms
DENSITY	= 2.7 g/cm3	ANODIC-BETA = 0.005 V/DEC
AREA	= 5.067 cm2	CATHODIC-BETA = 0.005 V/DEC
		Icorr calc. = 100 E-9 A/cm2
		CORR RATE calc. = 81 E-3 MPY
RPPT#	AMPS	VOLTS
0	-969 E-9	-536 E-3
77	4 E-6	-498 E-3

LINEA DE RESISTENCIA A LA POLARIZACION MUESTRA A8, CON 105min DE ENVEJECIMIENTO A 225°C, MEDIO ACIDO H2SO4 10⁻³M

FIG 11

MODEL 351 CORROSION MEASUREMENT SYSTEM	A0TP1 15 AUG 1990
COMMENT: MEDIO SALINO. CLNA 3 X100.	



TAFEL PLOT		TAFEL PLOT	
DATE CREATED	13 AUG 1990	RUN DATE	13 AUG 1990
IR COMP	= DISABLED		
FINAL E	= 250 mV - E _c	E _{corr}	= -0.725 V
INITIAL E	= -250 mV - E _c	E(I=0)	= 0 V
INITIAL DELAY	= 30 SEC		
SCAN RATE	= 1.667 mV/SEC	CORR RATE	= 0 MPY
EQUIV WEIGHT	= 8.90 g/EQUIV		
DENSITY	= 2.7 g/cm ³		
AREA	= 5.067 cm ²		

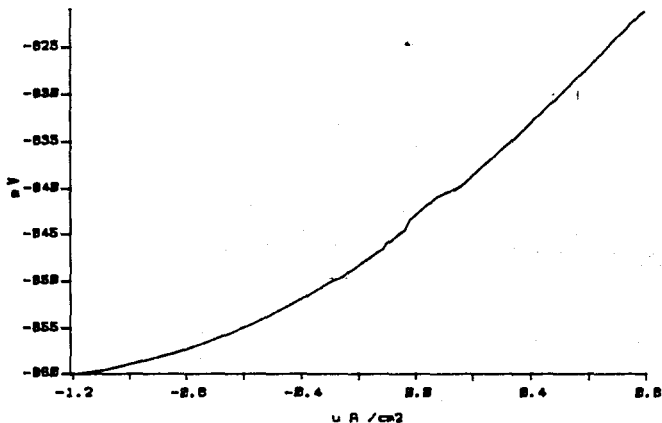
CURVAS DE TAFEL, MUESTRA DE LLEGADA, MEDIO SALINO 3% Na Cl

FIG 12

MODEL 351
CORROSION MEASUREMENT SYSTEM

AØRP1
15 AUG 199Ø

COMMENT:
MEDIO SALINO. NACL 3 X1ØØ.



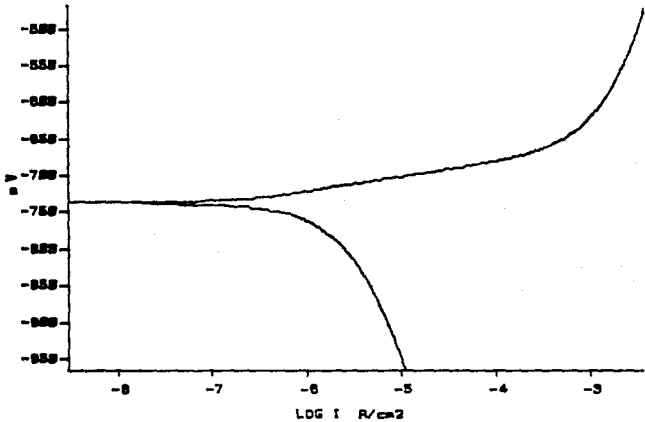
POLARIZATION RESISTANCE

DATE CREATED 13 AUG 199Ø		RUN DATE 13 AUG 199Ø	
IR COMP	= DISABLED	Ecorr	= -Ø.84 V
FINAL E	= 2Ø mV ~ Ec	E(I=Ø)	= -Ø.843 V
INITIAL E	= -2Ø mV ~ Ec		
INITIAL DELAY	= 3Ø SEC		
SCAN RATE	= Ø.1 mV/SEC		
		CORR RATE	= Ø MPY
EQUIV WEIGHT	= 8.98 g/EQUIV	RP calc.	= 24 E3 Ohms
DENSITY	= 2.7 g/cm3	ANODIC-BETA	= Ø.ØØØ V/DEC
AREA	= 5.Ø67 cm2	CATHODIC-BETA	= Ø.ØØ3 V/DEC
		Icorr calc.	= 39 E-9 A/cm2
		CORR RATE calc.	= 19 E-3 MPY
RPPT#	AMPS	VOLTS	
Ø	-1 E-6	-86Ø E-3	
77	78Ø E-9	-822 E-3	

LINIA DE RESISTENCIA A LA POLARIZACIÓN, MUESTRA DE LLEGADA,
MEDIO SALINO 3% NaCl

FIG 13

MODEL 351 CORROSION MEASUREMENT SYSTEM	A2TP1 15 AUG 1990
COMMENT: MEDIO SALINO. CLNR 3 X100.	

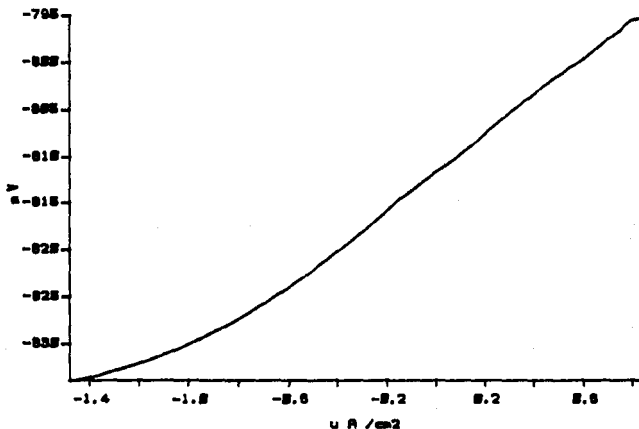


TAFEL PLOT			
DATE CREATED	13 AUG 1990	RUN DATE	13 AUG 1990
IR COMP	= DISABLED	E _{corr}	= -0.716 V
FINAL E	= 250 mV ~ E _c	EII=01	= 0 V
INITIAL E	= -250 mV ~ E _c	CORR RATE	= 0 MPY
INITIAL DELAY	= 30 SEC		
SCAN RATE	= 1.667 mV/SEC		
EQUIV WEIGHT	= 8.98 g/EQUIV		
DENSITY	= 2.7 g/cm ³		
AREA	= 5.067 cm ²		

CURVAS DE TAFEL, MUESTRA A₂, CON 15min DE ENVEJECIMIENTO A 225°C, MEDIO SALINO 3% NaCl

FIG 14

MODEL 351 CORROSION MEASUREMENT SYSTEM	A2RP1 15 AUG 1990
COMMENT: MEDIO SALINO. NACL 3 X100.	

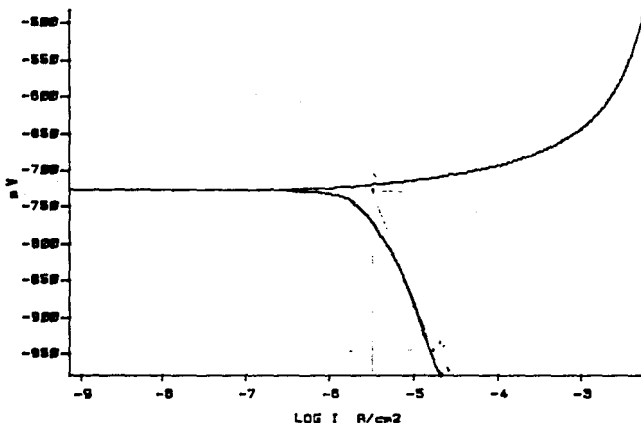


POLARIZATION RESISTANCE		
DATE CREATED	13 AUG 1990	RUN DATE 13 AUG 1990
IR COMP	= DISABLED	
FINAL E	= 20 mV ~ Ec	Ecorr = -0.814 V
INITIAL E	= -20 mV ~ Ec	E(I=0) = -0.811 V
INITIAL DELAY	= 30 SEC	
SCAN RATE	= 0.1 mV/SEC	
EQUIV WEIGHT	= 0.98 g/EQUIV	CORR RATE = 0 MPY
DENSITY	= 2.7 g/cm3	RP calc. = 18 E3 Ohms
AREA	= 5.067 cm2	ANODIC-BETA = 0.019 V/DEC
		CATHODIC-BETA = 0.004 V/DEC
		Icorr calc. = 71 E-9 A/cm2
		CORR RATE calc. = 27 E-3 MPY
RPPT#	AMPS	VOLTS
0	-1 E-6	-834 E-3
77	793 E-9	-796 E-3

LINEA DE RESISTENCIA A LA POLARIZACIÓN, MUESTRA A₂, CON 15min DE ENVEJECIMIENTO A 225°C MEDIO SALINO 3%NaCl

FIG 15

MODEL 351 CORROSION MEASUREMENT SYSTEM	A4TP1 13 AUG 1990
COMMENT: MEDIO SALINO. CLNA 3 X100.	

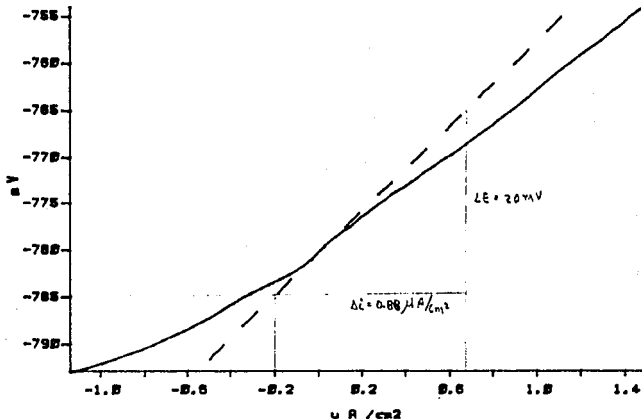


TAFEL PLOT			
DATE CREATED	13 AUG 1990	RUN DATE	13 AUG 1990
IR COMP	= DISABLED	Ecorr	= -0.729 V
FINAL E	= 250 mV ~ Ec	E(I=0)	= 0 V
INITIAL E	= -250 mV ~ Ec	CORR RATE	= 0 MPY
INITIAL DELAY	= 30 SEC		
SCAN RATE	= 1.667 mV/SEC		
EQUIV WEIGHT	= 0.98 g/EQUIV		
DENSITY	= 2.7 g/cm3		
AREA	= 5.067 cm2		

CURVAS DE TAFEL, MUESTRA A4, CON 45min DE ENVEJECIMIENTO A 225°C, MEDIO SALINO 3%NaCl

FIG 16

MODEL 351 CORROSION MEASUREMENT SYSTEM	A4RP1 13 AUG 1990
COMMENT: MEDIO SALINO. NACL 3 X100.	



POLARIZATION RESISTANCE			
DATE CREATED	13 AUG 1990	RUN DATE 13 AUG 1990	
IR COMP	= DISABLED	E_{corr}	= -0.773 V
FINAL E	= 20 mV ~ E_c	$E(I=0)$	= -0.78 V
INITIAL E	= -20 mV ~ E_c	CORR RATE	= 0 MPY
INITIAL DELAY	= 30 SEC	RP calc.	= 23 E3 Ohms
SCAN RATE	= 0.1 mV/SEC	ANODIC-BETA	= 0.005 V/DEC
EQUIV WEIGHT	= 8.98 g/EQUIV	CATHODIC-BETA	= 0.0095V/DEC
DENSITY	= 2.7 g/cm3	i_{corr} calc.	= 69E-9A/cm2
AREA	= 5.067 cm2	CORR RATE calc.	= 30E-6MPY
RPPT#	AMPS	VOLTS	
0	-1 E-6	-793 E-3	
77	1 E-6	-755 E-3	

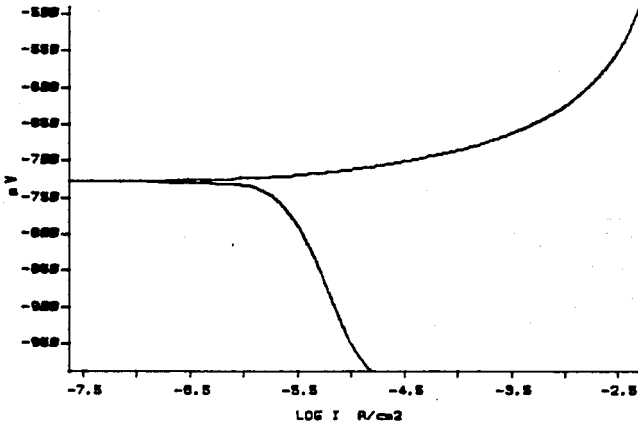
LINEA DE RESISTENCIA A LA POLARIZACION, MUESTRA A4, CON 45min DE ENVEJECIMIENTO A 225°C, MEDIO SALINO 3% NaCl

FIG 17

MODEL 351
CORROSION MEASUREMENT SYSTEM

A7TP1
13 AUG 1990

COMMENT:
MEDIO SALINO. CLNA 3 X100.



TAFEL PLOT

DATE CREATED	13 AUG 1990	RUN DATE	13 AUG 1990
IR COMP	= DISABLED	Ecorr	= -0.739 V
FINAL E	= 250 mV ~ Ec	E(I=0)	= 0 V
INITIAL E	= -250 mV ~ Ec		
INITIAL DELAY	= 30 SEC	CORR RATE	= 0 MPY
SCAN RATE	= 1.667 mV/SEC		
EQUIV WEIGHT	= 0.98 g/EQUIV		
DENSITY	= 2.7 g/cm ³		
AREA	= 5.067 cm ²		

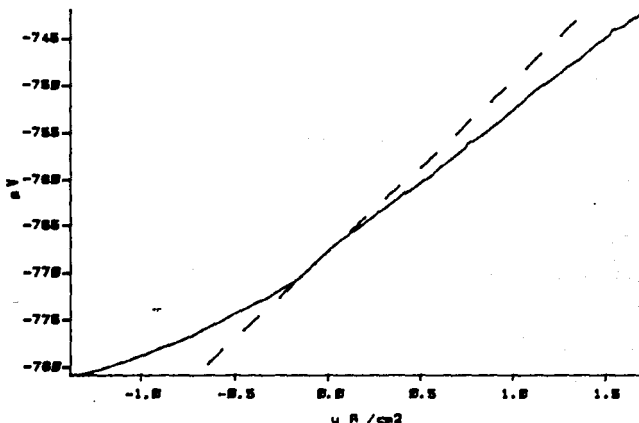
CURVA DE TAFEL, MUESTRA A7, CON 90min DE ENVEJECIMIENTO A 225°C, MEDIO SALINO 3%NaCl

FIG 18

MODEL 351
CORROSION MEASUREMENT SYSTEM

A7RP1
13 AUG 1990

COMMENT:
MEDIO SALINO. NACL 3 X100.



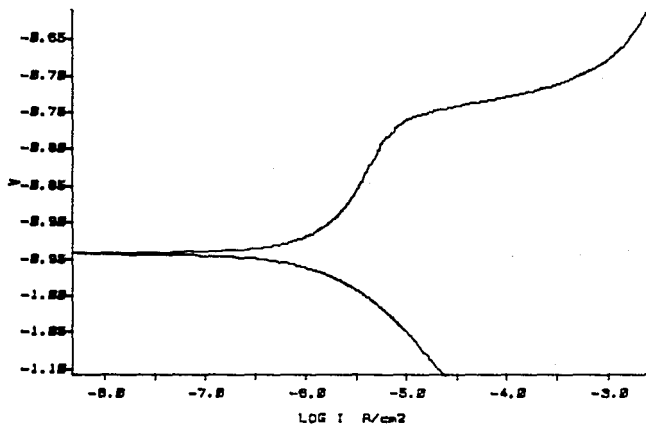
POLARIZATION RESISTANCE

DATE CREATED 13 AUG 1990		RUN DATE 13 AUG 1990	
IR COMP	= DISABLED	E _{corr}	= -0.781 V
FINAL E	= 20 mV - E _c	E(I=0)	= -0.768 V
INITIAL E	= -20 mV - E _c	CORR RATE	= 0 MPY
INITIAL DELAY	= 30 SEC	RP calc.	= 18 E3 Ohms
SCAN RATE	= 0.1 mV/SEC	ANODIC-BETA	= 0.008 V/DEC
EQUIV WEIGHT	= 8.98 g/EQUIV	CATHODIC-BETA	= 0.008 V/DEC
DENSITY	= 2.7 g/cm ³	I _{corr} calc.	= 71 E-9 A/cm ²
AREA	= 5.067 cm ²	CORR RATE calc.	= 31 E-3 MPY
RPPT#	AMPS	VOLTS	
0	-1 E-6	-781 E-3	
77	2 E-6	-743 E-3	

LINEA DE RESISTENCIA A LA POLARIZACIÓN MUESTRA A₇, CON 90min DE ENVEJECIMIENTO A 225°C, MEDIO SALINO 3%NaCl

FIG 19:

MODEL 351 CORROSION MEASUREMENT SYSTEM	A8TP1 15 AUG 1990
COMMENT: MEDIO SALINO. NACL 3 X100.	

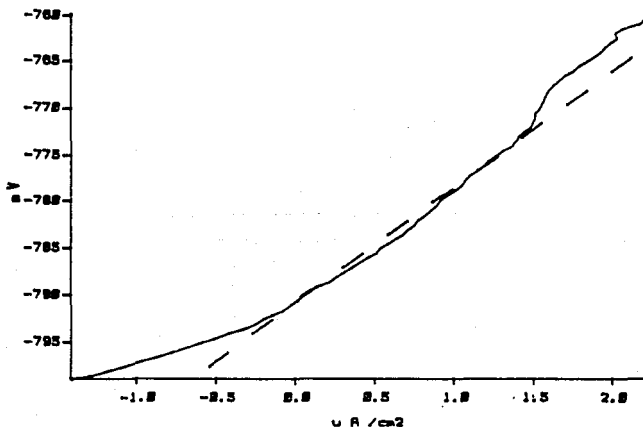


TAFEL PLOT			
DATE CREATED	15 AUG 1990	RUN DATE	13 AUG 1990
IR COMP	= DISABLED	E _{corr}	= -0.858 V
FINAL E	= 250 mV ~ E _c	E(I=0)	= 0 V
INITIAL E	= -250 mV ~ E _c	CORR RATE	= 0 MPY
INITIAL DELAY	= 30 SEC		
SCAN RATE	= 1.667 mV/SEC		
EQUIV WEIGHT	= 8.98 g/EQUIV		
DENSITY	= 2.7 g/cm ³		
AREA	= 5.067 cm ²		

CURVA DE TAFEL, MUESTRA A₈ CON 105min DE ENVEJECIMIENTO A 225°C, MEDIO SALINO 3% NaCl

FIG 20

MODEL 351 CORROSION MEASUREMENT SYSTEM	A8RP1 15 AUG 1990
COMMENT: MEDIO SALINO. NACL 3 X100.	



POLARIZATION RESISTANCE		
DATE CREATED	15 AUG 1990	RUN DATE 13 AUG 1990
IR COMP	= DISABLED	
FINAL E	= 20 mV ~ Ec	Ecorr = -0.779 V
INITIAL E	= -20 mV ~ Ec	E(I=0) = -0.791 V
INITIAL DELAY	= 30 SEC	
SCAN RATE	= 0.1 mV/SEC	
		CORR RATE = 0 MPY
EQUIV WEIGHT	= 0.98 g/EQUIV	RP calc. = 12 E3 Ohms
DENSITY	= 2.7 g/cm3	ANODIC-BETA = 0.006 V/DEC
AREA	= 5.067 cm2	CATHODIC-BETA = 0.005 V/DEC
		Icorr calc. = 96 E-9 A/cm2
		CORR RATE calc. = 42 E-3 MPY
RPPT#	AMPS	VOLTS
0	-1 E-6	-799 E-3
77	2 E-6	-761 E-3

LINEA DE RESISTENCIA A LA POLARIZACION MUESTRA Ag, CON 105min DE ENVEJECIMIENTO A 225°C, MEDIO SALINO 3% NaCl

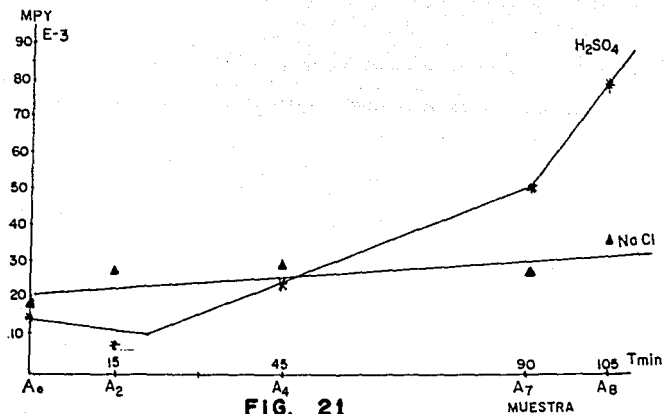


FIG. 21

RELACION ENTRE EL TIEMPO DE ENVEJECIMIENTO Y LA VELOCIDAD DE CORROSION, EN LOS DIFERENTES MEDIOS

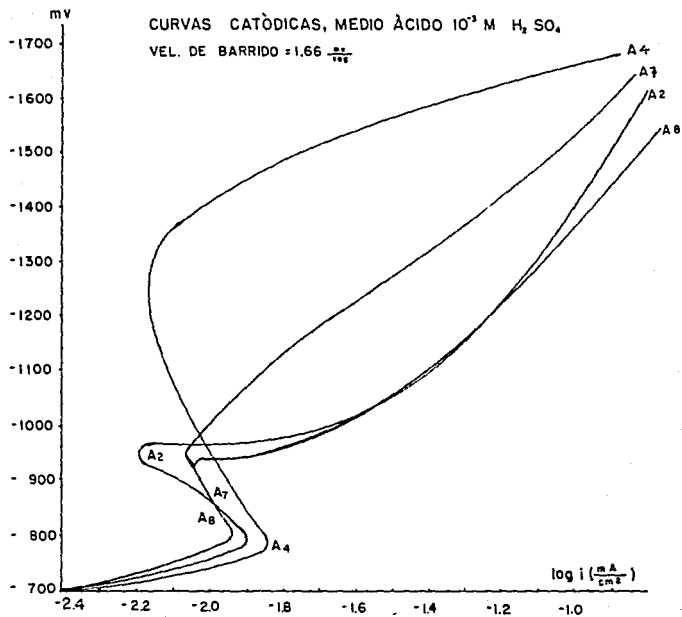
APÉNDICE V

Curvas de comportamiento catódico y anódico

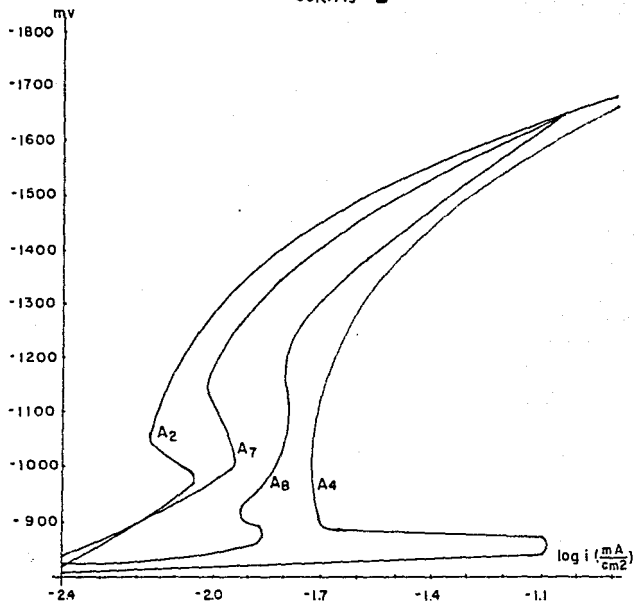
CURVAS 1

CURVAS CATÓDICAS, MEDIO ÁCIDO 10^{-3} M H_2SO_4

VEL. DE BARRIDO = $1.66 \frac{mV}{100s}$



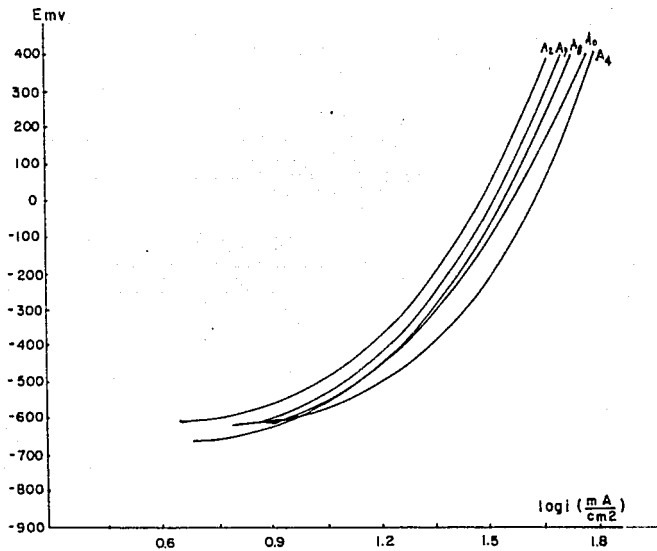
CURVAS 2



CURVAS CATÓDICAS, MEDIO SALINO 3% NaCl

VEL. DE BARRIDO = 1.66 $\frac{mV}{seg}$

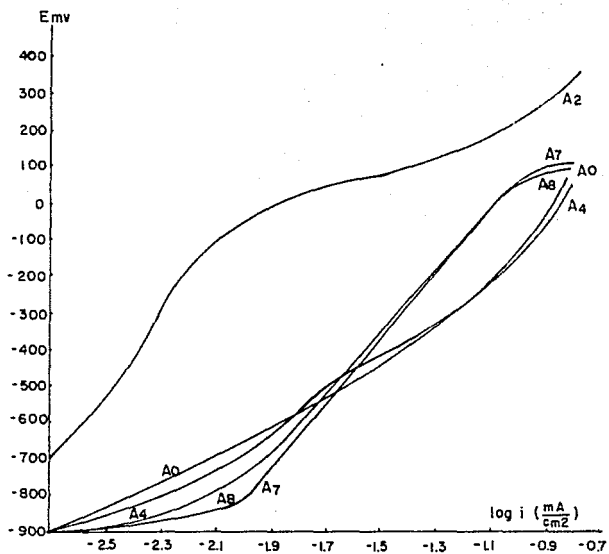
CURVAS 3



CURVAS ANÓDICAS, MEDIO SALINO 3% NaCl

VEL. DE BARRIDO $1.66 \frac{mv}{seg}$

CURVAS 4



CURVAS ANÓDICAS, MEDIO ÁCIDO 10^3 M H_2SO_4

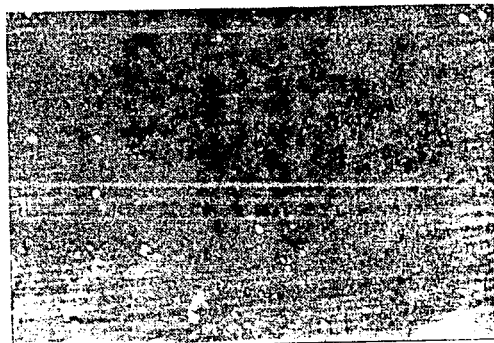
VEL. DE BARRIDO $1.66 \frac{mv}{seg}$

APÉNDICE VI

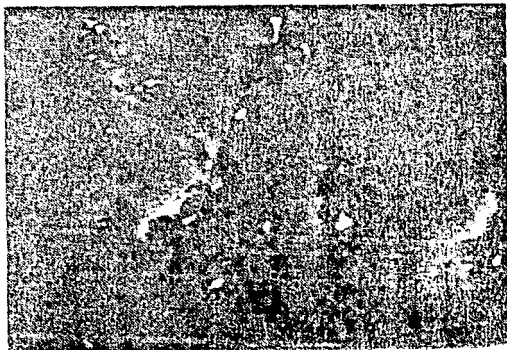
Fotomicrografías



Fotomicrografía 1.- que muestra la microestructura del material de llegada (1000 h). Como se puede apreciar la precipitación de los elementos aleantes, aunque también presenta defectos de la superficie.



Fotomicrografía 2.- que muestra la microestructura de una muestra envejecida a 1150 h durante 115 minutos (1500 h). Aquí podemos apreciar las precipitaciones más pequeñas que en la muestra anterior debido principalmente al tiempo menor de permanencia de la muestra en el tratamiento térmico.



Fotomicrografia 3.-Due muestra con una muestra de composición
revelada. Se puede distinguir las
partículas con un mayor tamaño y una
de menor tamaño con un mayor número de
presencia de ellas. La muestra se encuentra en
presencia de un agente oxidante que está sin salir.



Fotomicrografia 4.-Due muestra la otra muestra que la anterior
pero en una muestra de muestra, donde aún se
distinguen las partículas con un mayor
tamaño y una de menor tamaño.