

04.72.18

C. N. E. A. Biblioteca	
ARCHIVO PUBLICACIONES	
NO 1	AÑO 1972

✓PMM/A-108

COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA
DEPENDIENTE DE LA PRESIDENCIA DE LA NACION

OCTAVO CURSO PANAMERICANO DE METALURGIA

Dentro del Programa Multinacional de Metalurgia
(Programa Regional de Desarrollo Científico y Tecnológico - OEA)

CORROSION DE METALES

Ataque localizado de metales : Ataque intergranular

Stella M. de De Micheli

Departamento de Metalurgia
Buenos Aires, Argentina

COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA
DEPENDIENTE DE LA PRESIDENCIA DE LA NACION

OCTAVO CURSO PANAMERICANO DE METALURGIA

Dentro del Programa Multinacional de Metalurgia
(Programa Regional de Desarrollo Científico y Tecnológico - OEA)

CORROSION DE METALES

Ataque localizado de metales : Ataque intergranular

Stella M. de De Micheli

Departamento de Metalurgia
Buenos Aires, Argentina

INTRODUCCION

El ataque intergranular es una forma de corrosión localizada que ocurre por disolución preferencial de las zonas de los límites de grano. Se trata de un fenómeno de mucha importancia por el efecto que tiene sobre las propiedades mecánicas de un sistema ya que con una cantidad relativamente pequeña de material atacado se puede desintegrar totalmente una pieza metálica.

La Fig 1 muestra dos casos de corrosión intergranular de una aleación Al 4% Cu en solución de ClNa. En la Fig. 1 a) se observa en corte transversal la propagación del ataque a lo largo de los límites de grano y en la Fig. 1 b) se muestran los granos del mismo material.

El ataque intergranular se presenta en numerosos sistemas entre los cuales los más importantes son: aleaciones de Aluminio, aceros inoxidable, aleaciones en base a Níquel tales como el Incoloy, Inconel, Hastelloy, etc. También se ha encontrado este tipo de ataque en metales puros tales como el Al, el Fe, etc. Algunos de estos sistemas, como por ejemplo los aceros inoxidable sensitizados presentan ataque intergranular en diversos medios corrosivos en rangos amplios de potencial de electrodo, en tanto que otros, tales como algunas aleaciones de Aluminio sólo sufren ataque en presencia de ciertos iones agresivos y en rangos relativamente estrechos de potencial.

Existen diversas teorías formuladas para explicar los diferentes casos de corrosión intergranular. Todas ellas vinculan la aparición del fenómeno con cambios estructurales que ocurren en los límites de grano y en las zonas próximas a los mismos. Estos cambios de estructura están fuertemente influenciados por las características particulares de los límites de grano los cuales ejercen una acción pronunciada en las propiedades de los cuerpos cristalinos y en la cinética de la mayoría de los procesos en el estado sólido que ocurren en los mismos.

Los límites de grano pueden describirse como regiones de unos pocos espaciados atómicos, constituidas por un ordenamiento defectuoso de átomos que se encuentran desplazados de sus posiciones de equilibrio en la red metálica y a través de las cuales se realiza una transición entre dos orientaciones cristalinas diferentes. Un modelo simplificado de límites de grano con diferentes desorientaciones se ve en la Fig. 2

Una propiedad importante de los límites de grano es que en ellos puede producirse la segregación en equilibrio de átomos de soluto, que se atribuye a la presencia de zonas que se hallan bajo compresión o bajo tensión. Este fenómeno determina propiedades físicas y químicas diferentes entre los límites y el seno de los granos.

La segregación en límites de grano ha sido comprobada experimentalmente en diversos sistemas. (1) Usando trazadores radioactivos en una aleación de Fe se detectó que en una zona de hasta $0,1\mu$ a lo largo de los límites existía una concentración de Fósforo 30 a 40 veces mayor que en el resto del metal. En aceros al Ni-Cr-Mn se encontró segregación de Mn en los límites. La segregación de soluto varía con la desorientación de los granos y con el tratamiento térmico dado al metal. Además la presencia de otros elementos puede aumentar o disminuir la segregación de un soluto dado.

Otro fenómeno que se observa en los límites de grano es que a lo largo de estas zonas la movilidad de los átomos es mayor que a través de los granos. Este hecho determina que las transformaciones en estado sólido que ocurren por mecanismos de difusión, como por ejemplo el proceso de precipitación por envejecimiento, pueden desarrollarse más rápidamente a lo largo de los límites. De este modo, cuando el material de los granos se encuentra aún en las primeras etapas del proceso de precipitación, éste ya se ha completado sobre los límites. La precipitación en límites de grano es un fenómeno influenciado por la desorientación cristalina.

ATAQUE INTERGRANULAR EN ACEROS INOXIDABLES

Los aceros inoxidable austeníticos sufren ataque intergranular en numerosos medios (NO_3H , SO_4H_2 , SO_3H_2 , FH , ácidos acéticos, fosfórico, láctico, etc.)

La corrosión en estos medios es particularmente intensa en aquellos materiales que sufrieron tratamientos térmicos en un rango de temperatura entre 450 y 900°C (sensitización).⁽²⁾ La intensidad del ataque depende del tiempo del tratamiento térmico y de la composición del material. El contenido de C afecta en forma muy significativa el fenómeno, siendo más susceptibles aquellos materiales con mayor porcentaje de este elemento. Cuando estos materiales se tratan durante tiempos suficientemente largos a las temperaturas de sensitización o mayores, la susceptibilidad al ataque puede desaparecer. Esto se muestra en la Fig. 3 que es un diagrama Temperatura-Tiempo-Sensitización (TTS).

La aparición de ataque intergranular en aceros austeníticos sensitizados se asocia a la formación de carburos metálicos que son del tipo M_{23}C_6 con altos contenidos en Cr. Estos carburos precipitan preferencialmente en los límites de grano austeníticos durante los procesos de revenido a temperaturas superiores a 450°C , a partir de las soluciones sólidas austeníticas sobresaturadas en C (el límite de solubilidad del C a temperatura ambiente es de $0,007\%$). El carburo comienza precipitando en forma de dendritas (Fig. 4) las cuales con el tiempo coalescen en partículas de forma geométrica definida. (3) La formación de una película continua de carburos conduce a la intensificación del ataque.

Las pruebas de evaluación de la susceptibilidad al ataque intergranular de estos sistemas de determina corrientemente mediante dos ensayos estandar: el ensayo de Huey y el de Strauss. Las investigaciones más recientes sobre el comportamiento de estos aceros en diferentes medios se han realizado utilizando medidas potencioestáticas. El ensayo de Huey consiste en exponer la muestra en NO_3H al 65% en ebullición y medir el grado de corrosión por pérdida de peso. Se ha comprobado que en estas condiciones se disuelven los carburos precipitados en los límites. Se han formulado varias críticas a este ensayo. En primer lugar se encontró que la contaminación de la solución con Cr^{6+} acelera el ataque para un mismo grado de sensitización. Además se demostró que durante el ensayo se ataca la fase sigma por lo cual un material susceptible en NO_3H puede ser resistente en otros medios. El ensayo de Strauss consiste en someter la muestra a una mezcla de $\text{SO}_4\text{Cu} + \text{SO}_4\text{H}_2$ a ebullición después de lo cual se la flexiona y se observan las fisuras producidas en la superficie externa. En este ensayo los carburos prácticamente no se atacan y la disolución ocurre únicamente a lo largo de las regiones vecinas a las partículas.

Se ha comprobado que en este ensayo el potencial que alcanza el sistema se encuentra entre 0,200 y 0,400 VH, en tanto que en el ensayo de Huey, que utiliza un medio fuertemente oxidante, el potencial de electrodo es de alrededor de 1,100 VH. Por todas estas razones ambos ensayos no son comparables entre si por lo cual no se puede formular un mecanismo único del ataque intergranular en base a los mismos.

El estudio mediante técnicas potencioestáticas permite una evaluación más correcta del comportamiento de estos materiales para un rango amplio de valores bien determinados del potencial.

Osozawa y colaboradores(4) estudiaron el ataque en SO_4H_2 2N a 90°C mediante el trazado de curvas anódicas potencial-corriente combinado con la observación metalográfica de la muestra. La Fig.5 indica la forma de las curvas para un material solubilizado y otros sensitizados durante diferentes tiempos. Los autores encuentran ataque intergranular entre 0,150 y 1,100 VH, especialmente pronunciado en el rango de 0,150 a 0,400 VH. Por encima de 1,200 VH se observa ataque aún en materiales no sensitizados.

France y Greene (5) estudiaron el ataque en SO_4H_2 a diversas concentraciones y temperaturas en un rango comprendido entre -0,400 y +1,600 VH. Los resultados muestran (Fig.6) que el ataque intergranular ocurre en rangos de potencial que varían con el medio y la temperatura del ensayo.

No existe aún una teoría enteramente satisfactoria para el mecanismo del ataque intergranular en aceros austeníticos, si bien se han enunciado varias explicaciones de este fenómeno. Una teoría bastante difundida supone que en el proceso de precipitación de los carburos en los límites, se produce un empobrecimiento en Cr, localizado en una zona estrecha alrededor del precipitado

La desaparición de la susceptibilidad por tratamientos a temperaturas altas estaría vinculada a la difusión del Cr de la matriz hacia la zona empobrecida. Gellings y de Jongh (6) comprobaron por microscopía que la oxidación en caliente de estos aceros sensitizados produce una oxidación más rápida a lo largo de los límites que en el resto, lo que indica un contenido inferior de Cr en esta zona. Otra evidencia de regiones empobrecidas proviene de las curvas de polarización, que muestran que una disminución en el contenido de Cr corresponde a un aumento en la densidad de la corriente. Osozawa considera que la curva anódica para un material sensitizado es la suma de las curvas correspondientes al material del grano y de la zona empobrecida. Suponiendo que la primera es la misma que se tiene en un material solubilizado, estimó la curva de polarización de la zona empobrecida. Esta última es comparable con las curvas para aleaciones de Fe-Cr-Ni con bajo contenido en Cr.

La teoría antes discutida no explica el hecho que en ciertos casos se observa ataque sobre un solo lado de la interfase austenita /carburo. Este fenómeno se considera un resultado de tensiones mecánicas en cierto tipo de interfases, que deben ser tomadas en cuenta para explicar el ataque.

ESTABILIZACION DE LOS ACEROS INOXIDABLES

La susceptibilidad al ataque intergranular puede reducirse notablemente mediante tratamientos térmicos o mecánicos especiales o bien modificando la composición del material.

El primer conjunto de métodos comprende tratamientos térmicos que permiten la solubilización de los carburos de Cr o bien la formación de precipitados muy espaciados entre sí. La reducción del tamaño de granos conduce también a una densidad menor de precipitados por unidad de área del límite. Por último el trabajado en frío del metal, al introducir dislocaciones, favorece la precipitación de los carburos en sitios distintos de los límites de grano.

La estabilización de estos aceros se logra también reduciendo el contenido en C o bien adicionando otros elementos que precipiten en forma de carburos. Uno de los estabilizantes más usado es el Ti en una concentración 7,5:1 con respecto al C. El carburo de Ti es más insoluble en la austenita que el de Cr y la temperatura óptima para su precipitación es de 900 a 950°C. El proceso de estabilización consiste en tratar el material solubilizado a unos 900°C comprobándose que calentamientos subsiguientes a 600°C no inducen la susceptibilidad.

Los aceros austeníticos solubilizados aún cuando no hayan sufrido un proceso de sensitización, presentan también ataque intergranular en presencia de medios fuertemente oxidantes. Armijo (7) estudió el comportamiento de aleaciones de acero de alta pureza con adiciones de C, Mn, S, N, O, P y Si, en mezclas de $\text{NO}_3\text{H}-\text{Cr}_2\text{O}_7$ en ebullición. Se comprobó que de todas las impurezas agregadas el P en concentraciones mayores a 0,01 % y el Si en concen-

traciones entre 0,1 y 2 % inducen el ataque. El autor explica el comportamiento de estos materiales suponiendo que ocurre un proceso de segregación en los límites del P y del Si que producirían una localización del ataque por disolución electroquímica.

ATAQUE INTERGRANULAR EN ALEACIONES EN BASE A NIQUEL

Estos materiales se utilizan frecuentemente en medios altamente corrosivos para los cuales la resistencia al ataque de los aceros inoxidable es inadecuada.

Las aleaciones Incoloy (8) tienen una composición del tipo: Ni 43%, Fe 29%, Cr 21% y contenidos menores de C, Mn, Si, Ti, Al. Estos materiales presentan un rango de sensitización entre 430 y 820 °C que se evalúa corrientemente con el ensayo de Huey. Estos tratamientos térmicos conducen a la precipitación de carburos ricos en Cr en los límites de grano y la susceptibilidad al ataque se vincula a la existencia de zonas pobres en Cr, cercanas a los carburos. La estabilización puede obtenerse disminuyendo el contenido de C o aumentando el tenor de Ti. Otra forma es producir la precipitación de carburos de Cr en un rango de temperatura entre 930 y 980 °C para el cual la difusión del Cr en la matriz es alta dificultándose así la formación de la zona empobrecida.

Otras aleaciones de Ni que presentan gran interés en la industria química por su alta resistencia a la corrosión son las de Ni-Mo y Ni-Cr-Mo (Hastelloy, Remanite, Corronel, etc.) Las aleaciones del tipo Ni 65-Mo 27 presentan alta resistencia en medios reductores en tanto que las del tipo Ni 55-Mo 16-Cr 15 muestran buen servicio en medios oxidantes. Sin embargo la experiencia muestra que estas aleaciones son susceptibles al ataque intergranular en las regiones próximas a las soldaduras. Se ha comprobado que la resistencia de la aleación binaria puede aumentarse manteniendo bajos los contenidos de C y de Fe. Para la aleación Ni-Cr-Mo es efectivo reducir al mínimo el C, Si y Fe.

ATAQUE INTERGRANULAR EN ALEACIONES DE ALUMINIO

Existe un numeroso grupo de aleaciones de aluminio de gran interés tecnológico por su propiedad de adquirir una elevada resistencia mecánica cuando se las somete a ciertos tratamientos térmicos. Si el material solubilizado y templado se calienta a temperaturas intermedias ocurren procesos de precipitación a partir de la solución sobresaturada retenida por templado. El proceso de precipitación de estas aleaciones está controlado por difusión por lo cual ocurre más rápidamente en los límites que en el seno de los granos. Por esta razón, cuando en el material de los granos el proceso de envejecimiento se encuentra en sus primeras etapas con formación de precipitado metaestables, en el límite de grano la aleación ya se encuentra sobre-envejecida apareciendo

los precipitados de equilibrio. El tamaño y la densidad de estos precipitados varía con la desorientación de los granos. En estas condiciones se alcanza el máximo de dureza del material y correspondientemente la máxima susceptibilidad a la corrosión intergranular.

Aleaciones de Al-Cu.

El proceso de envejecimiento de estas aleaciones determina la formación de precipitados de equilibrio Al_2Cu en los límites. Además, a lo largo de los mismos, aparecen zonas sin precipitados que pueden formarse por un proceso de empobrecimiento de soluto o de vacancias. Si bien no se conoce la concentración de Cu en las zonas próximas a los límites, se sabe que para Al 4% Cu sobreenvejecido existe un empobrecimiento en soluto en la matriz que rodea los precipitados, donde se alcanza una concentración de un 0,5% de Cu.

En base a estos hechos puede considerarse que una aleación envejecida de Al4% Cu está formada por tres fases: el seno de los granos constituido por una solución sólida, una aleación empobrecida en Cu a lo largo de los límites y Al_2Cu en forma de precipitados sobre los mismos.

El uso de técnicas potencioestáticas (10) ha permitido estudiar el mecanismo del ataque intergranular de estos sistemas. Se ha comprobado que las tres fases antes mencionadas presentan potenciales de picado bien definidos en soluciones de $ClNa$ (Fig.7). Además, la fase pobre en Cu, tal como la que existiría a lo largo de los límites, tiene potenciales de picado de unos 100 mv menores que el resto de las aleaciones (Tabla 1). Esto indica que para una aleación envejecida existe una zona de potenciales donde la única fase que se ataca es la empobrecida en Cu. En este rango es precisamente donde ocurre el ataque intergranular, por encima del mismo toda la aleación sufre ataque y por debajo el sistema permanece en un estado de pasividad (Fig.8 y 9).

El efecto del tratamiento térmico sobre la susceptibilidad al ataque intergranular está vinculado con la aparición, en distintas partes de la aleación, de la fase cuyo E_p es más bajo (11). En la Fig.11 se muestra que tan pronto aparecen en la aleación fases pobres en Cu, el potencial de picado comienza a descender. Puesto que este proceso ocurre más rápidamente en los límites de granos, estos tienen durante un apreciable lapso del tiempo de envejecimiento un potencial de picado mucho menor que el del resto de la aleación. Finalmente la precipitación en los granos adquiere importancia y tan pronto como la misma avanza lo suficiente, la diferenciación entre los potenciales de picado de granos y de límites de grano desaparece. En estas condiciones la corrosión pasa de ser intergranular a un picado generalizado.

Aleaciones Al-Mg.

La fase de equilibrio Al_3Mg_2 se nuclea en los límites, luego crece hasta

alcanzar un recubrimiento máximo y finalmente se dispersa. Este proceso es lento a temperatura ambiente pero se acelera por trabajado en frío de estas aleaciones. Se ha comprobado también que el proceso de envejecimiento determina la aparición de zonas empobrecidas en Mg de un ancho de cerca de 500 Å a cada lado de los límites de grano (12,13).

Las aleaciones Al-Mg sufren ataque intergranular en cloruros presentando una alta susceptibilidad aquellos tratamientos térmicos para los cuales el recubrimiento de Al_3Mg_2 en los límites es máximo.

El estudio potencioestático de este sistema fué realizado por Batrakov (14) quien determinó los potenciales de picado de las fases presentes en una aleación envejecida. Se encontró que el Al_3Mg_2 presenta el E_p más bajo (Tabla 1), por lo cual debe ser ésta la fase que se ataca en forma preferencial. La corrosión intergranular ocurrirá por disolución del Al_3Mg_2 , en aquellos materiales en que el proceso de envejecimiento origina la formación de una película continua del precipitado en los límites de grano.

Otras aleaciones de Aluminio

El Al-Zn-Mg ha despertado gran interés recientemente en cuanto a su uso industrial por las propiedades mecánicas que posee esta aleación.

Estos sistemas presentan susceptibilidad al ataque intergranular en cloruros cuando se las somete a tratamientos térmicos que aumentan su resistencia mecánica. Hasta el momento no ha podido establecerse claramente cuál de las fases presentes sufriría ataque preferencial si bien se ha determinado que éste aparece sólo por encima de un cierto potencial de electrodo (15).

Otra aleación ternaria del Aluminio de interés práctico es el sistema Al-Mg-Si. Se ha encontrado que una aleación pura Al-0,7Mg-1,0 Si no es susceptible a la corrosión intergranular en cloruros. Sin embargo su resistencia es notablemente menor cuando se agregan aleantes tales como el Fe y el Cu. Para aleaciones no balanceadas se comprobó (17) que el ataque aparece sólo por encima de un cierto potencial de electrodo relacionándose este hecho con la existencia de un potencial de picado del material que existe en el límite de grano.

Se sabe que el envejecimiento de estas aleaciones determina la formación de Mg_2Si en los límites de grano (18). Además estudios realizados por Batrakov (14) muestran que en este caso el intermetálico es la fase que sufre ataque preferencial (Tabla I). Este autor señala que para evitar la corrosión intergranular en estas aleaciones son necesarios tratamientos térmicos que eviten la formación de una película continua de Mg_2Si a lo largo de los límites de grano.

BIBLIOGRAFIA

- 1) WESTBKOOK, J.H. , Metallurgical Reviews 9, 415, 1964 .
- 2) WILSON F.G. , British Corrosion Journal 6, 100, 1971 .
- 3) LINDH G. , Corrosion et Anticorrosion 12 ,128, 1964.
- 4) OSOZAWA K. , Bohnenkamp K. y ENGELL H.J. Corrosion Science 6 , 421, 1966 .
- 5) FRANCE W.D. y GREENE N.D. , Corrosion Science 8 , 9, 1968 .
- 6) GELLINGS P.J. y DE JONGH M.A. , Corrosion Science 7, 413, 1967 .
- 7) ARMIJO J.S. , Corrosion 24 , 24, 1968 .
- 8) RAYMOND E.L. , Corrosion 24 , 180, 1968 .
- 9) BABAKOV A.A. , Svistunova T.V. y CHERMENSKAYA N.F. , 3rd International Congress on Metallic Corrosion Vol 2, p.393, Moscú, 1969 .
- 10) GALVELE J.R. y DE MICHELI S.M. , Corrosion Science 10 , 795, 1970 .
- 11) GALVELE J.R. , DE MICHELI S.M. , MÜLLER I.L. , WEXLER S.B. y ALANIS I. , Evans International Conference on Localized Corrosion, Virginia, 1971 .
- 12) UNWIN P.N.T. y NICHOLSON R.B. Acta Metallurgica, 17, 1379, 1969 .
- 13) CUNDY S.L. , METHERELL A.J. , WHELAN M.J. , UNWIN P.N.T. y NICHOLSON R.B. , Proc. Roy. Soc. 307 A , 267, 1968 .
- 14) BATRAKOV V.P. , 3rd International Congress on Metallic Corrosion Vol 1, p. 313, 1969 .
- 15) DAVIES D.E. , DENNISON J.P. y MEHTA M.L. , Evans International Conference on Localized Corrosion, Virginia, 1971 .
- 16) SINJAVSKY V.S. y IVANOVA I.G. , 3rd International Congress on Metallic Corrosion Vol 2, p. 406, Moscú, 1969 .
- 17) VITORIA NETO P. y CECCHINI M.A. , II Simposio Sul-Americano de Corrosao Metalica . Rfo de Janeiro, 1971 .
- 18) PASHLEY D.W. , JACOBS S.M.H. y VIETZ J.T. , Phil. Mag. 16, 51, 1967 .
- 19) AUST K.T. , Transactions of the Metallurgical Soc. of AIME, 245, 2133, 1969 .

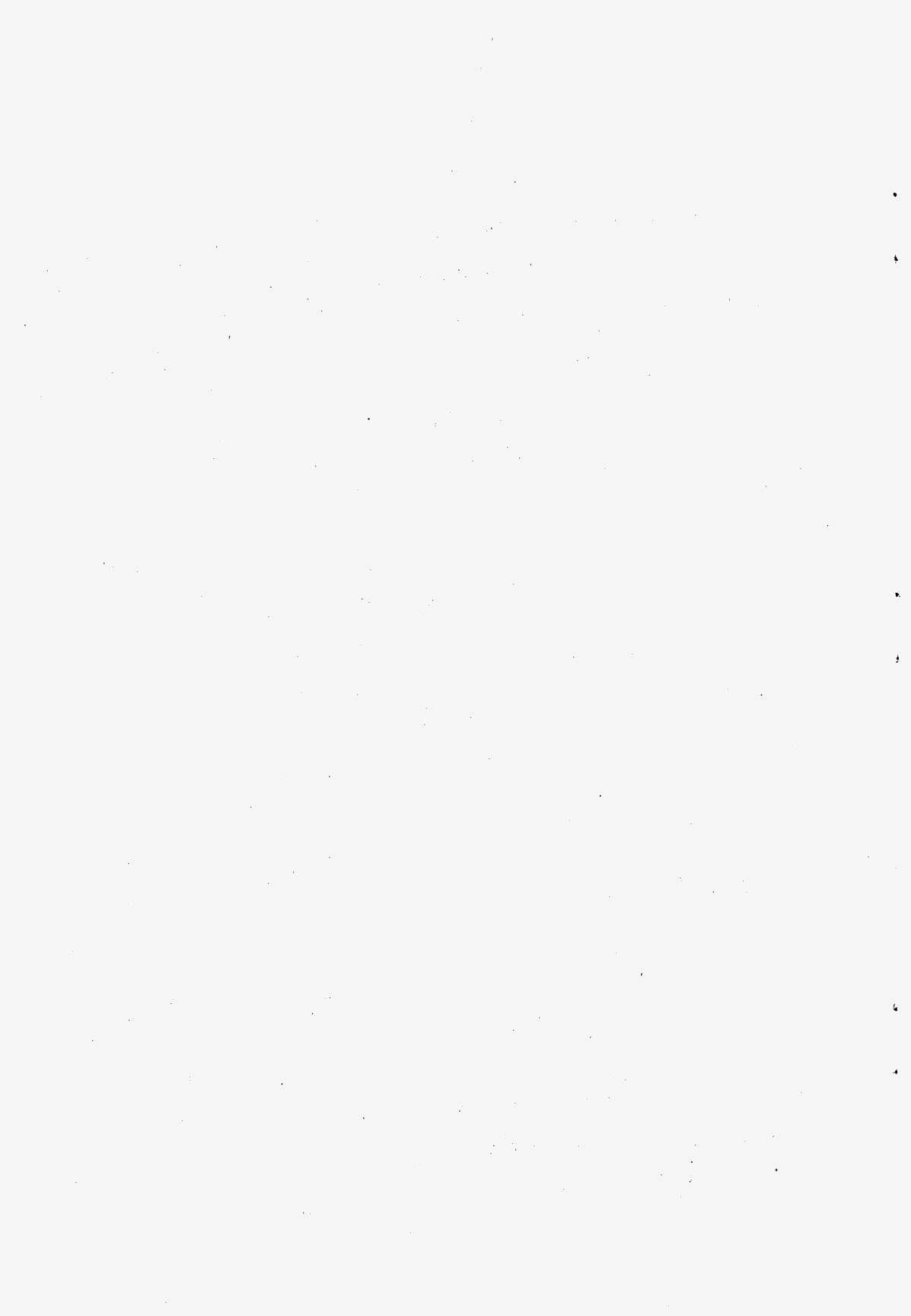


TABLA I

Potenciales de picado de las fases presentes en aleaciones de aluminio envejecidas.

<u>Aleación</u>	<u>Fase</u>	<u>E_p(VH)</u>	<u>Referencia</u>
Al-4% Cu	Al-Cu	- 0,39	(11)
	Al ₂ Cu	- 0,40	
	Al	- 0,52	
Al - Mg	Al	- 0,52	(14)
	Al-Mg	- 0,60	
	Al ₃ Mg ₂	- 0,75	
Al-Mg-Si	Al-Mg-Si	- 0,50	(14)
	Al	- 0,52	
	Mg ₂ Si	- 1,35	



Fig.1

- a) Corrosión intergranular en Cl Na de Al 4% Cu envejecido (X 250)
b) Granos de Al 4% Cu envejecido después de una prolongada polarización anódica en ClNa.

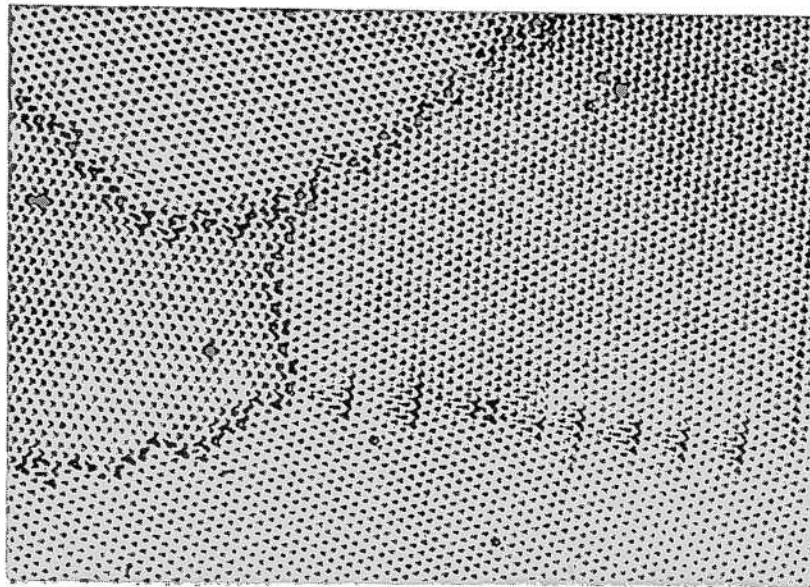


Fig.2

Modelo de burbujas que muestra límites de alto ángulo y un arreglo de dislocaciones conformando un límite de bajo ángulo (1).

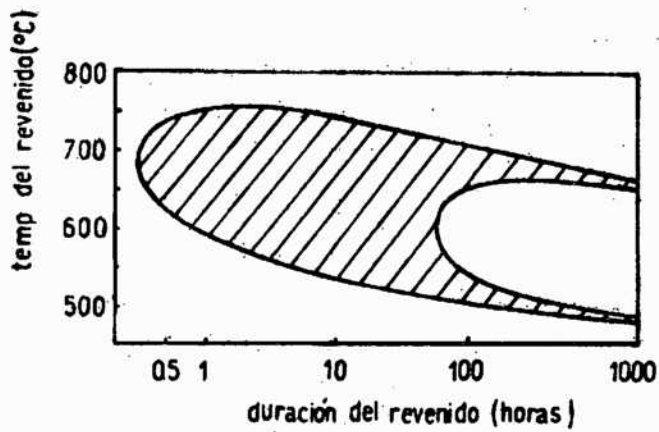


Fig. 3

Diagrama Temperatura-Tiempo-Sensitización donde se indican las condiciones del tratamiento térmico que origina sensitización del material.

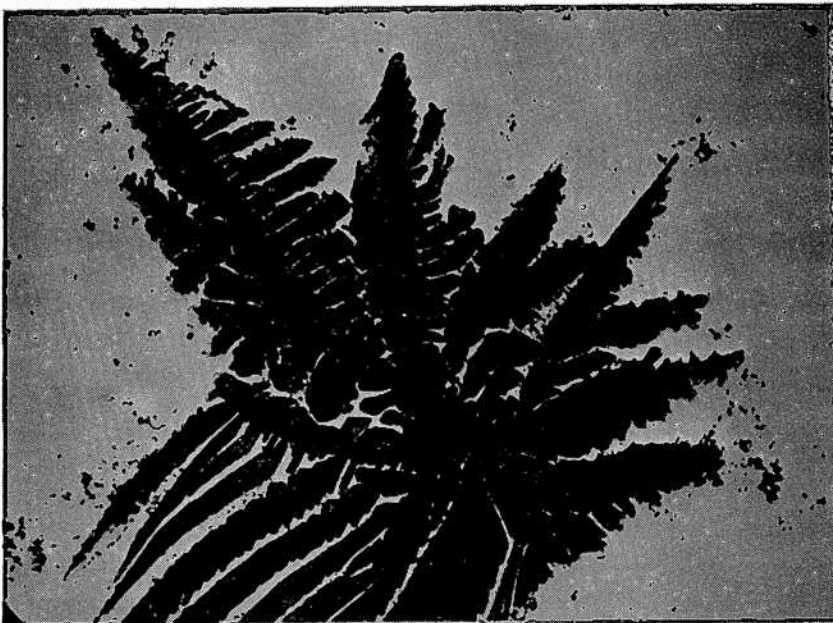


Fig. 4

Forma dendrítica de un carburo en un límite de grano de un acero austenítico en las primeras etapas del revenido (19).



Fig. 5
Curvas potencial-densidad de corriente en $\text{SO}_4 \text{H}_2$ 2 N a 90°C para un acero 18:9 Cr-Ni después de ser sensitizado durante diferentes tiempos en horas a 750°C (4)

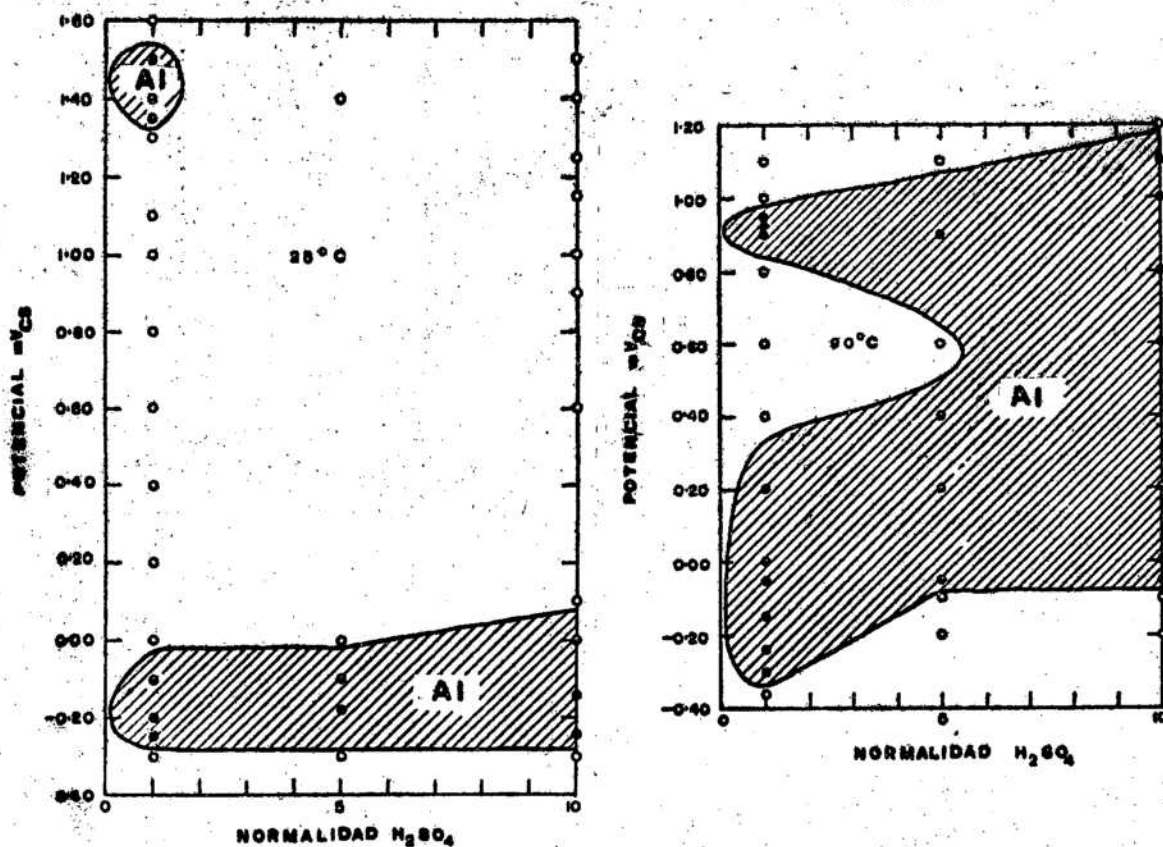


Fig. 6
Corrosión intergranular en $\text{SO}_4 \text{H}_2$ de un acero 18:12 Cr-Ni sensitizado a 675°C durante 25 horas, en función del potencial de electrodo, de la concentración del ácido y de la temperatura del ensayo (5)

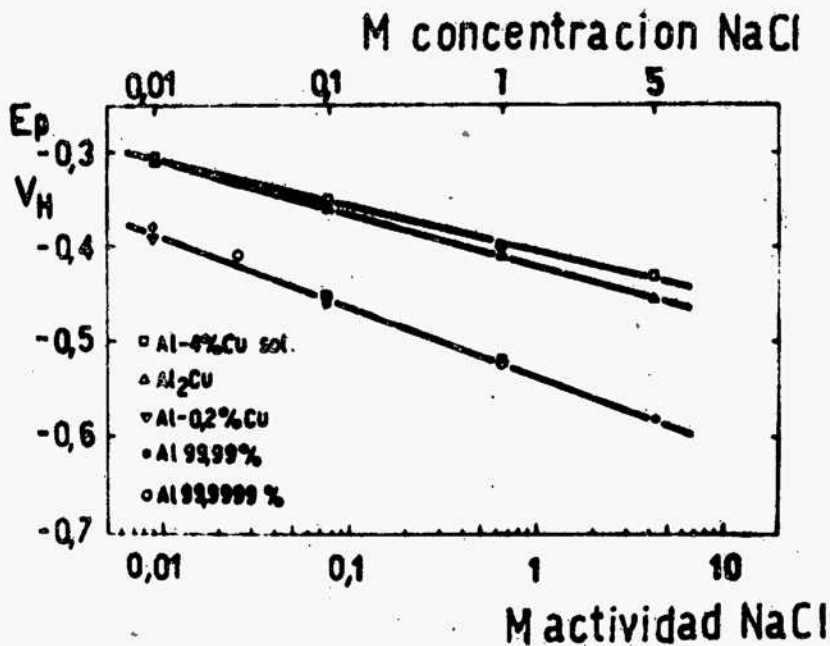


Fig. 7

Potenciales de picado del Al puro y de diversas aleaciones de Al-Cu en función de la concentración de Cl^- en soluciones deareadas de ClNa (10)

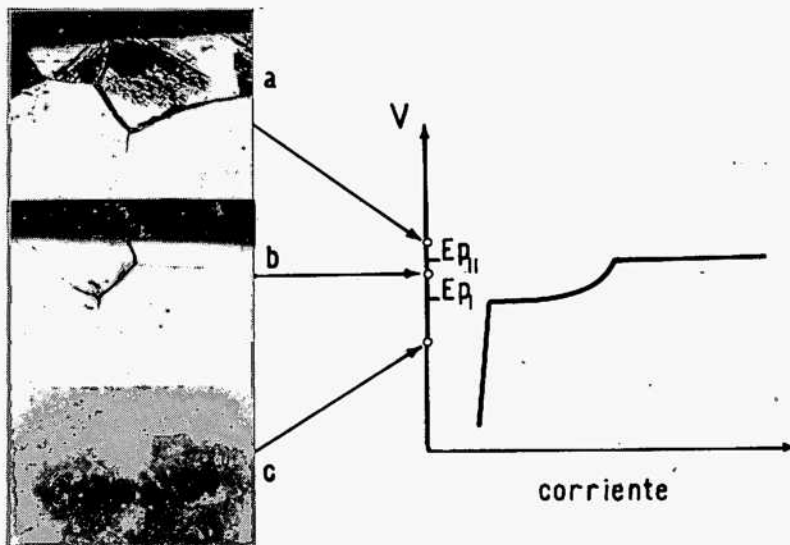


Fig. 8

Curva de polarización anódica y características del ataque en aleaciones envejecidas de Al 4% Cu en ClNa deareado.

E_{pI} potencial de picado del Al.

E_{pII} potencial de picado del Al-Cu solubilizado.

a: en el corte transversal se observa ataque intergranular y picado en forma de túneles.

b: en la sección transversal se encuentra sólo ataque intergranular.

c: en la superficie de la muestra no se observa ataque (10)

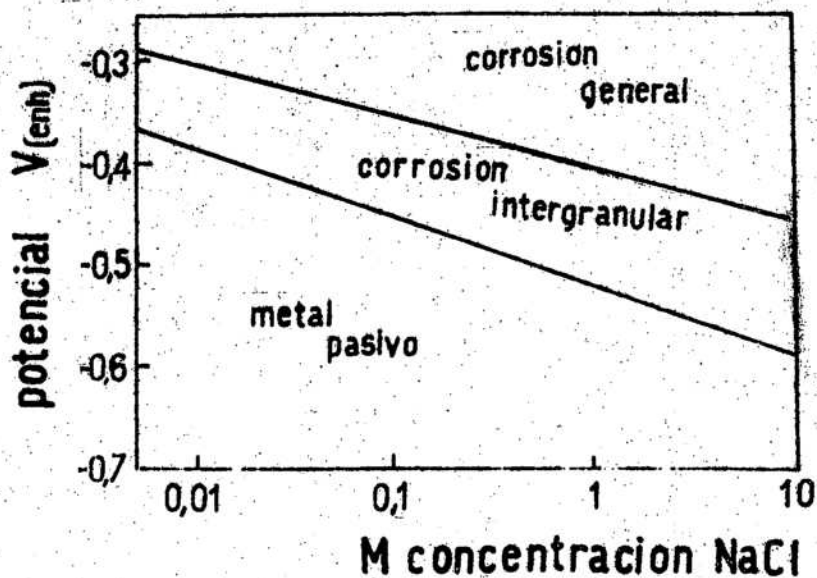


Fig. 9
Diagrama esquemático del potencial en función de la concentración que muestra el tipo de ataque en Al 4% Cu envejecido (10)

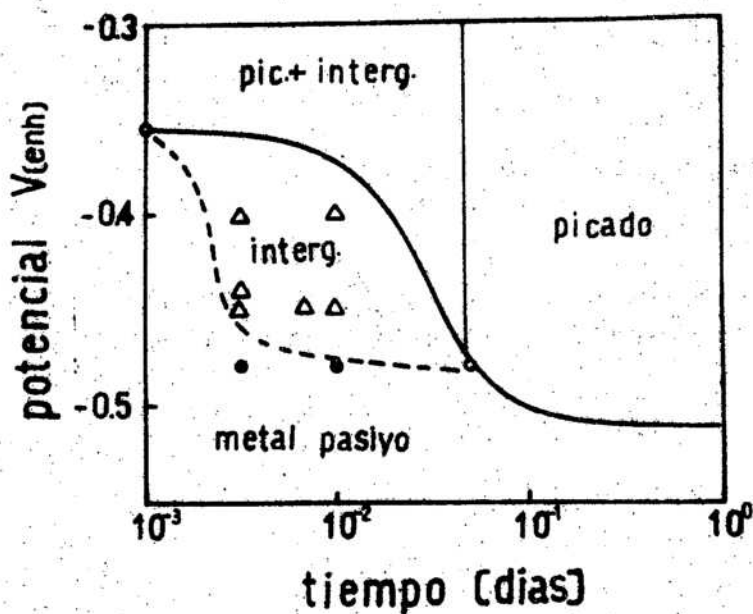


Fig. 10
Efecto del tiempo de envejecimiento en la forma de ataque (corrosión intergranular y picado) en Al 4% Cu envejecido a 240°C , en presencia de ClNa (11)

