

REPUBLICA ARGENTINA
COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA
Dependiente de la Presidencia de la Nación
GERENCIA DE DESARROLLO

REIMPRESION DEL APUNTE PMM/R-01

PERTENECIENTE AL:

PROYECTO ESPECIAL DE PROCESOS METALURGICOS OEA-LEMIT
(Programa Regional de Desarrollo Científico y Tecnológico - OEA)

LOS NUEVOS ACEROS INOXIDABLES FERRITICOS DE EXTRA
BAJOS INTERSTICIALES (EBI) Y SU SOLDADURA

Lic. Julio MORGENFELD.

Ing. Teresa PEREZ
Ing. Mario SOLARI

LOS NUEVOS ACEROS INOXIDABLES FERRITICOS DE
EXTRA BAJOS INTERSTICIALES (EBI) Y SU SOLDADURA

- Autores: Lic. JULIO MORGENFELD (Investigador Comisión Inves-
tigaciones Científicas de
la Pcia. de Buenos Aires (CIC)
Argentina)
- Ing. TERESA E. PÉREZ (Investigadora, Dpto. Materia-
les, Gcia. Desarrollo, Comisión
Nacional de Energía Atómica
(CNEA) Argentina)
- Ing. MARIO A. SOLARI (Jefe División Tecnología de
la Soldadura (DTS), Dpto.
INEND, Gcia. Desarrollo, Co-
misión Nacional de Energía
Atómica (CNEA) Argentina)

El presente trabajo ha sido realizado en la Comisión Nacio-
nal de Energía Atómica (CNEA), Argentina, de acuerdo con el cro-
nograma de Actividades 1983 del Proyecto Multinacional en Améri-
ca Latina de Aceros Inoxidables. Dicho Proyecto se desarrolla en
el marco del Programa Regional de la OEA, coordinado por el Ing.
Heraldo Biloni (Director del LEMIT, CIC, Argentina) integrado
por las siguientes instituciones: Argentina: CNEA (Buenos Aires),
LEMIT (La Plata), Universidad Nacional de Mar del Plata (Mar del
Plata), CONARCO Alambres y Soldaduras (Buenos Aires), y ENACE, Em-
presa Nuclear de Centrales Eléctricas (Buenos Aires), Colombia:
Universidad del Valle (Cali) y Chile: Universidad Técnica Fede-
rico Santa María (Valparaíso). El Marco de referencia de este
Proyecto es el Proyecto Especial de Procesos Metalúrgicos cuya
sede en Argentina es el LEMIT-CIC.

RESUMEN

Se presenta una revisión actualizada de la información existente sobre los aceros inoxidable ferríticos de extra bajo tenor de intersticiales (EBI). Estos nuevos aceros inoxidable proveen de una buena resistencia a la corrosión bajo tensiones con una adecuada tenacidad lograda a bajo precio. Esto es posible gracias a los bajos tenores de C+N que las nuevas técnicas de acería permiten alcanzar junto con una corrrecta adición de elementos estabilizantes (Ti, Nb) y ciertos tenores de Mo y en algunos casos de Ni.

Se analizan los efectos del tamaño de grano ferrítico, precipitación de carburos y carbonitruros de Cr, la adición de diferentes estabilizantes, la presencia de las fases σ , χ , α' y martensita, así como de la incorporación de H y O y el rol de las impurezas (S,P) sobre las propiedades mecánicas, en particular tenacidad y ductilidad, resistencia a la corrosión (generalizada, intergranular, bajo tensiones, picado y por rendijas) y soldabilidad (fisuración en caliente, en frío, fragilidad metal de soldadura y zona afectada por el calor).

Finalmente se detallan las principales aplicaciones de estos materiales y las tendencias futuras.

El trabajo, realizado en el marco del Proyecto Latinoamericano de Soldadura, está destinado a informar sobre esta nueva generación de aceros inoxidable tanto a los posibles usuarios como a los fabricantes de componentes de aceros inoxidables y centros de investigación y desarrollo que probablemente estarán involucrados en un futuro cercano en la selección, tecnología de fabricación, inspección y análisis de fallas relativos a estos materiales.

I. INTRODUCCION

Ilace ya más de 70 años que se conoce la buena resistencia a la corrosión de las aleaciones en base hierro con más de 12% de cromo. Desde entonces, los aceros inoxidable se han desarrollado ininterrumpidamente. Los primeros aceros inoxidable fueron los ferríticos que son aleaciones de hierro de estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo con tenores de cromo entre el 11 y el 27% y carbono menor al 0,2% (Tabla I). Una primera generación de este tipo de aceros presenta al cromo en altos tenores (17 al 27%) como único elemento ferritizante (AISI 430, 442, 446) y si bien su resistencia a la corrosión es en general buena, después de soldados sufren una rápida corrosión intergranular, a menos que se los desensitice por medio de un tratamiento térmico posterior realizado a 750°C. Así, por ejemplo, un cordón de soldadura de acero AISI 430 presenta corrosión intergranular aun en agua potable. En una segunda generación (AISI 405, 409) el contenido de C admitido es menor y se introducen potentes ferritizantes como Al y Ti, permitiendo disminuir el contenido de Cr. Si bien son más baratos y tienen buena resistencia a la corrosión presentan también muy baja tenacidad. Por ejemplo, la temperatura de transición dúctil-frágil en un cordón de soldadura de AISI 446 es de 120°C frente a -240°C para un cordón de acero inoxidable austenítico AISI 304.

Debido a su mala soldabilidad, que reduce drásticamente la ductilidad, tenacidad y resistencia a la corrosión intergranular, y a su relativa resistencia a la corrosión generalizada, el uso de los aceros inoxidable ferríticos se limita a medios no muy severos, aplicaciones domésticas, industria alimentaria, etc., aprovechando su bajo precio.

Apenas 10 años después de aparecidos los primeros aceros inoxidables, se producía ya comercialmente la aleación inoxidable austenítica base con 18% de Cr y 8% de Ni (de estructura cristalina cúbica centrada en las caras) que en sus múltiples variantes (AISI 304, 304L, 316, 316L, 321, 347) presenta excelente comportamiento en un amplio espectro de medios corrosivos, junto con buenas propiedades de soldabilidad y conformado, a diferencia de las aleaciones ferríticas. Por ello su uso se ha ido extendiendo hasta ocupar la absoluta mayoría del mercado de aceros inoxidables, permitiendo así por economía de escala reducir sus costos de por sí más altos que los de las aleaciones inoxidables ferríticas. Sin embargo, los aceros inoxidables austeníticos tienen baja resistencia a la corrosión en ácidos reductores y a la corrosión bajo tensiones (CBT) por cloruros. Para mejorarla es necesario llevar el contenido de Ni hasta el 35% y agregar 3,5% de Cu, lo que es muy costoso por el alto precio del Ni, y no mejora significativamente la resistencia al picado por cloruros y a la corrosión por rendijas. Otras alternativas estudiadas fueron los aceros inoxidables duplex (18,5% Cr, 4,7% Ni, 2,7% Mo, C < 0,03), con alrededor del 50% de ferrita delta, que provee cierta mejora en la resistencia a la CBT en medios levemente clorados, y las superaleaciones, como por ejemplo el Inconel 625 con 59% Ni y 22% Cr, que si bien tiene excelente desempeño, es extraordinariamente caro.

En los últimos 15 años se volvió a centrar la atención en los aceros inoxidables ferríticos con el objeto de aprovechar su excelente resistencia a la CBT en estado recocido, tanto en $MgCl_2$ como en diversas soluciones de NaCl, así como su bajo precio relativo. Se necesitó mejorar sus propiedades mecánicas

y soldabilidad por un lado y su resistencia a la corrosión por otro. Las principales conclusiones de los estudios realizados fueron que el deterioro de las propiedades mecánicas de los aceros inoxidables ferríticos al aumentar el Cr se debe a la presencia de intersticiales como el C y N. En ausencia de C y N, el Cr tiene un efecto endurecedor y además disminuye la temperatura de transición dúctil-frágil en 65°C, al incrementar su contenido de 12% a 25% (1).

La aplicación comercial de estos conocimientos pudo lleverse a cabo con la aparición de nuevas técnicas siderúrgicas como la fusión por Inducción Bajo Vacío (VIM), la Decarburización por Ar-O₂(AOD) y la Refinación por Haz de Electrones (EBHR), que permitieron pasar de un contenido de C+N > 600 ppm en horno eléctrico a contenidos de 300 ppm con AOD y 100 ppm combinando las restantes técnicas.

Se desarrolló así la tercera generación de aceros inoxidables ferríticos, llamados de extra bajos intersticiales (EBI), que tuvieron una masiva aceptación para ser usados en agua de mar. Así desde fines de 1980 hasta fin de 1982 en EE.UU. el mercado de recambio de tubos de condensadores de vapor usó 7.315.000 metros de tubos austeníticos de alto Ni (24%) y 3.695.000 metros de ferríticos EBI y el resto aleaciones Cu-Ni y Ti, reemplazando latones, latones al Al y aceros austeníticos comunes. Esta aceptación se debe a que a igualdad de costos, las aleaciones ferríticas son más resistentes a la corrosión que las austeníticas (2). Dicho de otro modo, las aleaciones inoxidables ferríticas proveen de igual resistencia a la corrosión con menor contenido total de aleantes, lo que implica menor precio (Figura 1).

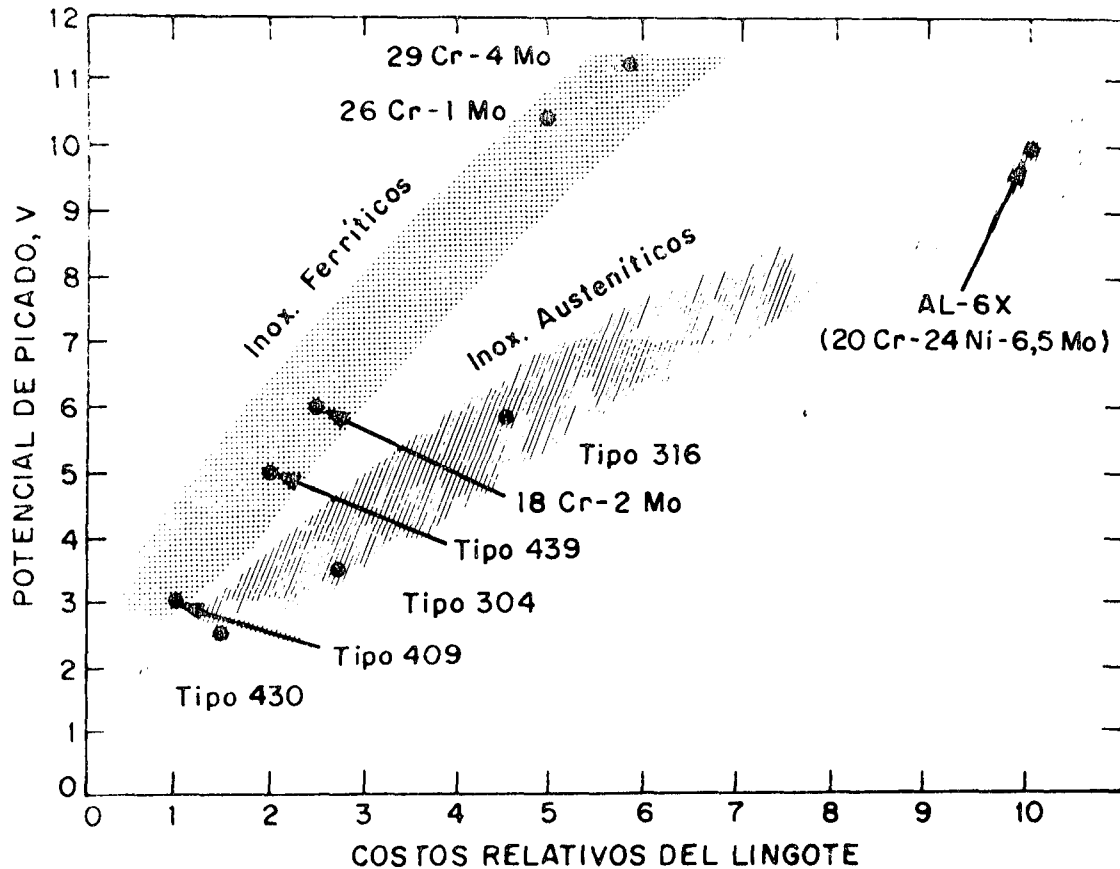


Figura 1. Comparación de costos y resistencia al picado entre aceros inoxidables ferríticos y austeníticos (2).

Los aceros EBI en su actual estado de desarrollo presentan importantes mejoras respecto de las generaciones anteriores de estos materiales. Sin embargo sus limitaciones estriban en que la temperatura máxima en servicio es del orden de 320°C; las precauciones para soldar son aún mayores que en inoxidables austeníticos, y no existe aún suficiente experiencia acumulada en lo concerniente a posibles fallas en servicio.

Este trabajo tiene por objeto presentar a los aceros inoxidables ferríticos EBI, previendo la irrupción masiva de estos materiales en los mercados locales en un futuro muy próximo. Resulta de suma importancia en el Proyecto Latinoamericano

de Soldadura la difusión de las características particulares de esta nueva generación de aleaciones inoxidables así como la implementación de trabajos de desarrollo tendientes a optimizarlas.

2. CONSIDERACIONES METALURGICAS. EFECTO SOBRE LAS PROPIEDADES MECANICAS

Durante mucho tiempo se atribuyeron las malas propiedades mecánicas de los aceros inoxidables ferríticos al excesivo crecimiento de grano. En efecto, la característica de ser un acero que no presenta transformaciones de fase en estado sólido hace que no exista la posibilidad de refinamiento de grano producto de la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ como ocurre, en cambio, en los aceros al carbono. Además, debido a la mayor movilidad de los átomos en una estructura ferrítica respecto de una austenítica, el crecimiento es más rápido y comienza a temperaturas del orden de 600°C, mientras que en los aceros austeníticos recién crece significativamente a partir de los 900°C (3). En consecuencia, la soldadura de los aceros inoxidables ferríticos presenta tanto en la zona afectada por el calor (ZAC) como en el metal depositado, una estructura de grano grueso. Sin embargo, se ha demostrado que otros factores metalúrgicos, tales como: precipitación de carburos y/o carbonitruros de cromo, formación de fases σ , χ , α' o martensita, tienen mucha mayor influencia en el deterioro de las propiedades mecánicas.

2.1. Precipitación de carburos y carbonitruros

2.1.1 Carburos y carbonitruros de cromo

Si bien tanto el carbono como el nitrógeno en solución

sólida aumentan la resistencia y la temperatura de transición de un acero inoxidable ferrítico, el mayor efecto se produce a causa de la precipitación de carburos y nitruros de cromo. En estos aceros la pérdida de ductilidad y tenacidad debe asociarse fundamentalmente con altos contenidos de intersticiales y elevadas velocidades de enfriamiento desde temperaturas altas. (4,5,6). Lo anterior es coincidente con el deterioro de propiedades mecánicas que presentan las uniones soldadas efectuadas en aceros inoxidables ferríticos comunes.

Ya en 1950, Binder (1) señaló la influencia del contenido de intersticiales sobre las propiedades de impacto. En la Figura 2 se muestra la relación entre tenacidad a temperatura am-

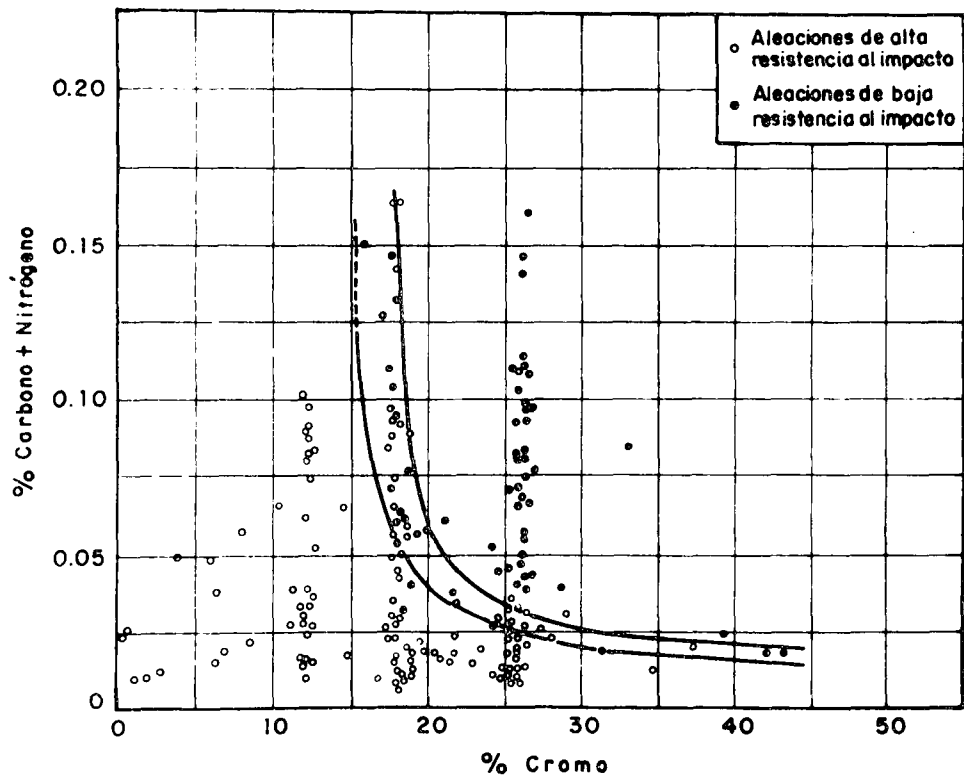
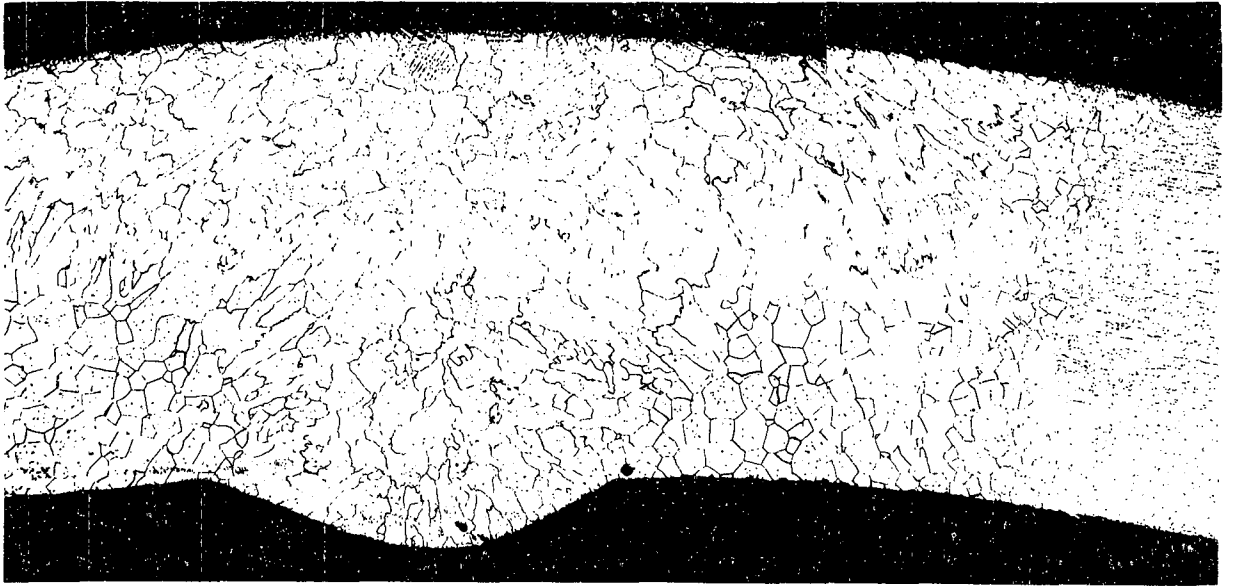


Figura 2. Influencia del C y N sobre la tenacidad a temperatura ambiente para aleaciones Fe-Cr (1).

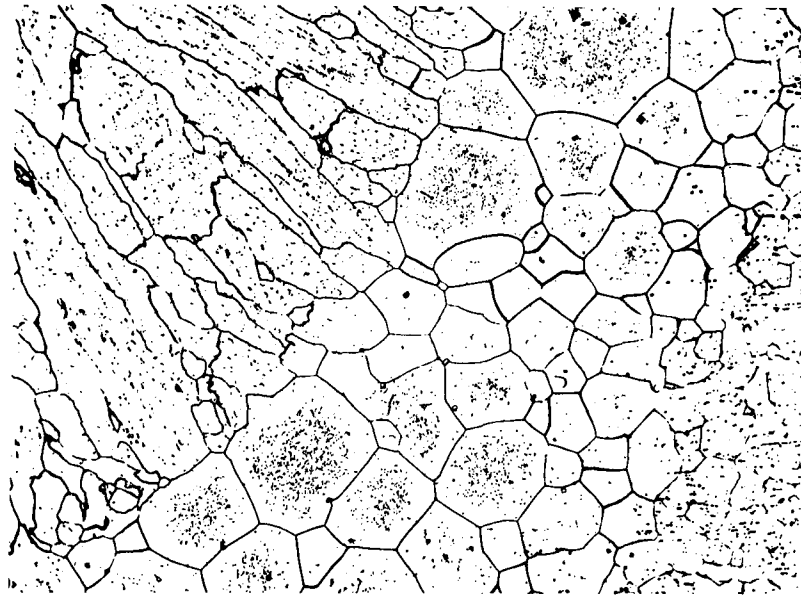
biente y los contenidos de Cr y C+N en aleaciones Fe-Cr. Las aleaciones a la izquierda de la banda de dispersión tienen temperaturas de transición menores que la ambiente, siendo mayores a la derecha.

Cuando un acero inoxidable ferrítico con alto contenido de intersticiales (C ~ 0,1%-N ~ 0,07%) es calentado por encima de los 950°C y luego templado en agua, se produce una marcada pérdida de ductilidad y tenacidad; en cambio si se lo enfría lentamente o al aire, o se lo recoce a 800°C luego del templado, no se produce deterioro significativo en las propiedades. Tampoco se presenta este efecto templando un acero con muy bajo contenido de intersticiales (C ~ 0,01%-N ~ 0,004%).

Durante el calentamiento por encima de los 950°C el C y N entran en solución; la velocidad crítica de enfriamiento para evitar precipitación de carburos y nitruros de cromo es función del contenido de C+N. Dada la mayor difusión de estos intersticiales en la ferrita respecto de la austenita, esos valores críticos son mucho más altos que en los aceros austeníticos. Así, en un acero tipo 446 no se puede evitar la precipitación ni aun templando en agua. El rango de temperaturas en que se produce precipitación está entre 500 y 950°C con máxima velocidad de precipitación entre 540 y 600°C (7). Los precipitados han sido identificados como una mezcla de $M_{23}C_6$ y NCr_2 (4). En el enfriamiento rápido se produce precipitación en el borde de grano así como formación de precipitados finos en el interior del mismo (Figura 3: soldadura de un acero tipo 446); si el enfriamiento es lento, también aparece precipitación en el borde de grano, pero los precipitados en el interior son menos y mucho más gruesos. Aún se discute la causa de la diferencia en las propiedades de impacto al variar la velocidad de en



a



b

Figura 3. Cordón de una soldadura autógena en acero tipo AISI 446. a. Vista general (25X) metal fundido, ZAC, metal base. b. Detalle ZAC (200X). Ataque ácido oxálico 10%, 6v.

friamiento en aceros tipo 446, aunque parece estar relacionada con el anclaje de dislocaciones por la precipitación fina y dispersa formada durante el enfriamiento rápido (4).

En la Figura 4 se esquematiza cualitativamente la posición relativa de las curvas de comienzo de precipitación durante un enfriamiento continuo, para aceros inoxidable ferríticos y austeníticos con diferentes contenidos de intersticiales. En el rango de velocidades de enfriamiento típicas en soldadura, el problema de precipitación de carburos de cromo se presenta con máxima probabilidad en los aceros inoxidables ferríticos comunes y con probabilidades decrecientes en los aceros EBI con $C+N \sim 100$ ppm, en los austeníticos de $\sim 0,08\%$ C, en los inoxidables austeníticos de bajo carbono ($< 0,03\%$) y en los ferríticos EBI con $C+N < 80$ ppm.

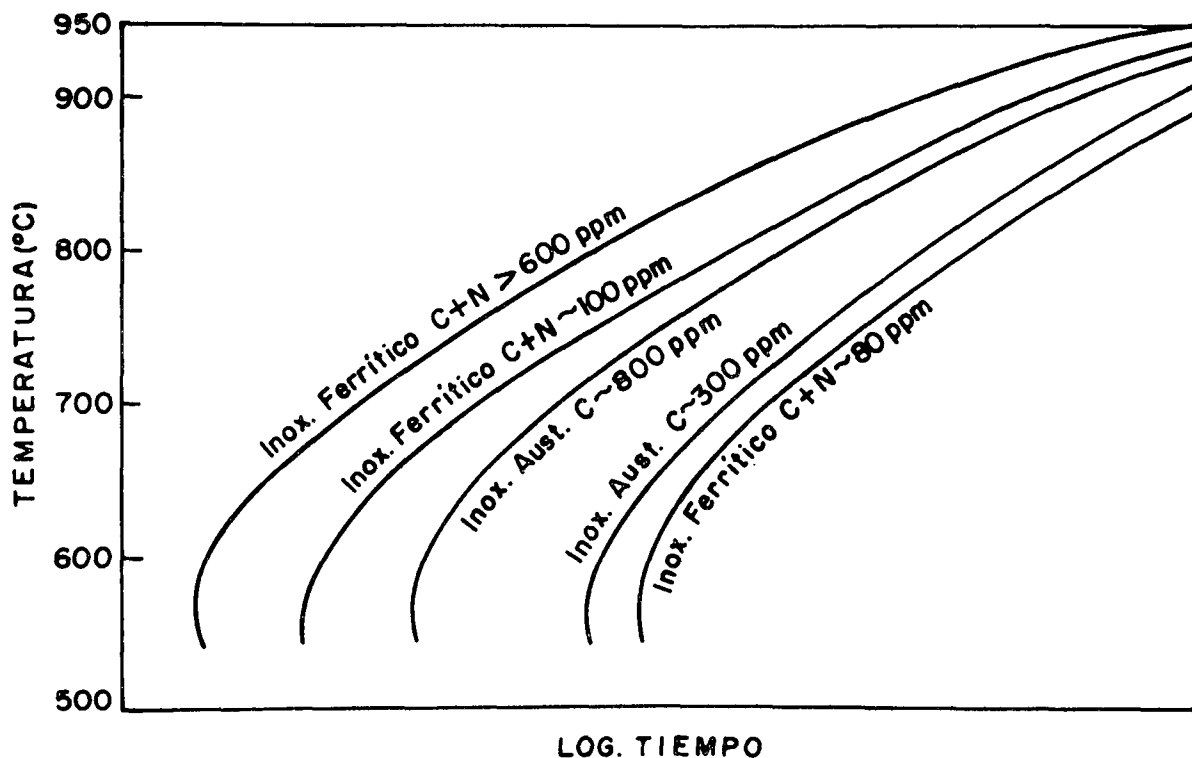


Figura 4. Esquema comparativo de la cinética de precipitación de carburos para diferentes tipos de aceros inoxidables.

2.1.2 Adición de estabilizantes

Con las nuevas técnicas empleadas en la fabricación de aceros inoxidable ferríticos, tales como AOD, VIM, VOD y EBHR se logra reducir el contenido de C+N a valores de 300 ppm o menores (100 ppm con EBHR), obteniéndose en estos casos notables mejoras en las propiedades de impacto y en la ductilidad. Sin embargo, aún con los menores contenidos de intersticiales que de por sí implican un marcado incremento en los costos de fabricación, puede subsistir el problema de corrosión intergranular. Es por ello que como alternativa se recurre al agregado de estabilizantes tales como Ti y Nb. La presencia de estos aleantes implica la aparición de nuevos precipitados, con su consiguiente influencia sobre las propiedades mecánicas. En aleaciones del tipo 26%Cr-1%Mo y 18%Cr-2%Mo, para asegurar la formación de carburos y nitruros de Ti a velocidades rápidas de enfriamiento, del orden de las producidas en soldadura, se debe adicionar más del doble de la cantidad teórica requerida para reaccionar con todo el C y N (7). La temperatura de transición disminuye por adición de Nb, mientras que asciende si se agrega Ti. Esto se atribuye a la diferente morfología y distribución de las fases precipitadas entre ambos casos; los carbonitruros de Ti son gruesos y angulosos, pudiendo actuar como concentradores de tensiones (8). La ductilidad del metal de soldadura es mayor en el caso de aceros estabilizados al Ti, si bien el metal base no resulta afectado en este aspecto por la adición de Nb o Ti. La diferencia observada en el metal de soldadura se atribuye a la tendencia del Nb a producir microfisuras en caliente y/o una estructura marcadamente columnar durante la solidificación;

en cambio el Ti favorece la formación de granos equiaxiales. Esa tendencia a la direccionalidad de la estructura reduce la ductilidad en el sentido del espesor en uniones soldadas en aceros con adiciones de Nb. Las microfisuras sólo afectan la temperatura de transición si son paralelas al plano de la chapa y, por ende, normales a la dirección de impacto (8).

El agregado de exceso de estabilizantes conduce a fragilización por formación de fases ricas en dichos aleantes del tipo M_2X (p. ej. $(FeCr)_2 Nb$). El rango de adiciones en el cual no se producen problemas de fragilización es más estrecho para el Nb.

Los efectos contrapuestos de ambos estabilizantes sobre la ductilidad y la resistencia al impacto, además de su efecto sobre la resistencia a la corrosión intergranular, han llevado a adoptar una estabilización combinada de Ti y Nb, a fin de opotimizar las propiedades mecánicas. En chapas, donde es más imoportante la resistencia al impacto, se prefiere la estabilizaación con Nb, mientras que en el caso de tubos donde ambas proopiedades son necesarias, se recurre a una combinación de ambos estabilizantes (9).

Se han probado otros elementos como estabilizantes, por ejemplo V, Al, Ta y Zr. El V no es tan efectivo para reducir la corrosión intergranular, si bien baja la temperatura de tranusición, mientras que el Zr y Al tienen poco efecto (8,10). El Ta, si bien exhibe un comportamiento análogo al del Nb en relaación con las propiedades mecánicas, debe agregarse en mayor proporción para asegurar buena resistencia a la corrosión inutergranular (11).

2.2 Transformaciones de fase

Los solutos sustitucionales afectan las propiedades mecánicas de los aceros ferríticos no sólo por efecto de endurecimiento sino por influir en la formación de otras fases, tales como σ , χ , α' y martensita.

2.2.1 Fases σ y χ

La fase σ es un compuesto intermetálico, fragilizante, de composición nominal Fe-Cr, pero que puede disolver aproximadamente 5% más de cada uno de estos elementos. La transformación $\alpha \rightarrow \sigma$ presenta un punto congruente a 815°C, pero resulta difícil determinar el límite inferior del campo σ , si bien se lo estima en torno a los 480°C. En aceros inoxidable ferríticos puede aparecer fase σ en borde de grano durante exposiciones a 700°C. Su efecto sobre las propiedades mecánicas depende de la cantidad y distribución de la misma; pudiendo llegar a producirse una marcada fragilidad si se forma una red continua. La adición de 2% de Ni a aleaciones Fe-Cr acelera la formación de fase σ , pero agregados mayores la disminuyen (6). La fase χ es de composición nominal Fe_2CrMo , pero presenta desviaciones de esa estequiometría. Aparece estrechamente vinculada a σ en aceros ferríticos que contienen Mo; se produce en el rango 550-590°C y afecta la tenacidad en función de la cantidad de fase presente. El Mo es el aleante con mayor influencia en la formación de esta fase, en cambio las aleaciones conteniendo Ti son mucho más proclives a la aparición de σ . La adición de Ni, Ti o Nb a aleaciones Fe-Cr-Mo acelera la formación de fases σ y χ . Sin embargo, la presencia de Ni aumenta la ductilidad y tenacidad de la

fase χ (7).

2.2.2 Fase α'

Los aceros con contenidos de Cr entre 17 y 25% presentan la denominada "fragilización de los 475°C" al ser calentados en el rango de 400-550°C. El fenómeno se considera causado por la precipitación de partículas de una fase coherente rica en Cr. Esta fase, denominada α' , tiene estructura cúbica centrada en el cuerpo, con parámetro de red levemente mayor que la matriz, con un tenor de 60 a 90% de Cr. Si el contenido de Cr es bajo se forma por nucleación y crecimiento; si es alto por descomposición spinodal. En ambos casos, el mayor cambio en las propiedades mecánicas se produce cuando las partículas son aún muy pequeñas. En el caso de formación por descomposición spinodal se considera que el efecto fragilizante es debido a la presencia de maclas de deformación que producen la formación de microfisuras; otros autores lo atribuyen a la deformación por deslizamiento plano. Cuando se forman por nucleación la fragilización se supone causada por el anclaje de dislocaciones por precipitados (12).

Con largos tiempos de exposición llegan a formarse pequeños discos o esferas observables ópticamente, pero en esa etapa ya no se producen efectos deletéreos sobre las propiedades mecánicas. La intensidad de la fragilización se incrementa con el contenido de Cr, C, N, Ti, Nb y Mo. Su efecto se reduce al afinar el grano (13,14).

2.2.3 Martensita

La presencia de elementos austenitizantes puede producir

durante el calentamiento, transformación parcial de la estructura en austenita, la que al enfriarse origina martensita con el consiguiente deterioro de las propiedades de impacto (3). Al bajar el contenido de intersticiales, que son poderosos austenizantes, se reduce la posibilidad de formación de martensita. (Fig. 5) (15).

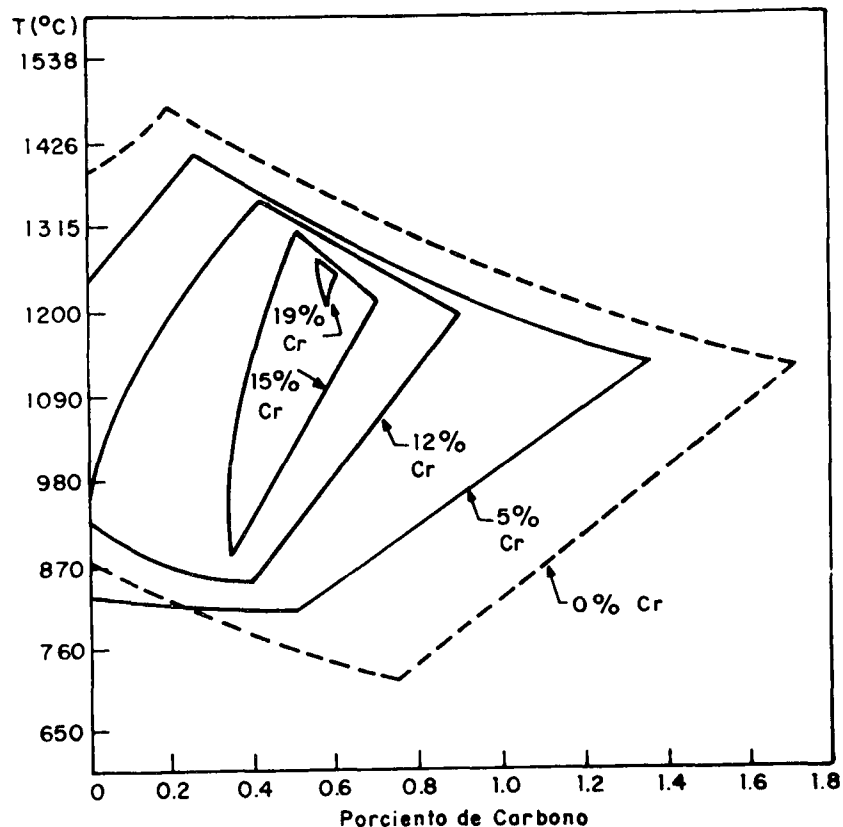


Fig. 5: Efecto del contenido de Cr y C en el rango de estabilidad de la austenita a elevada temperatura (15).

2.3 Propiedades mecánicas de los aceros inoxidables ferríticos EBI

Las aleaciones con 18% Cr - 2% Mo presentan buena ductilidad, sin fisuras en un ensayo de plegado a 180° sobre un cordón

de soldadura. La temperatura de transición depende del espesor del material, aumentando en 20°C en el material base y en 10°C en la ZAC al pasar de 2 a 3 mm de espesor (Tabla 11) (10).

Estudios efectuados en aleaciones 29%Cr - 4%Mo - 2%Ni, 26%Cr y 26%Cr - 1%Mo con bajo contenido de carbono y nitrógeno ($C \leq 100$ ppm, $N \leq 200$ ppm y $C+N \leq 250$ ppm) demuestran que las mismas poseen buena ductilidad y tenacidad, lo cual representa una notable mejora respecto a los ferríticos convencionales (17,18). Las propiedades mecánicas de estas aleaciones dependen del tratamiento termomecánico a que son sometidas, así como del tratamiento térmico final empleado. Las aleaciones 29%Cr - 4%Mo - 2%Ni presentan dos formas principales de fragilización: la formación de fases intermetálicas σ y χ en el rango de 700 a 950°C y la denominada "fragilización de los 475°C". La fragilización ocurre mucho más rápidamente al recocer a 760°C que a 482°C (Figura 6). Debido a la necesidad de evitar el rango de temperaturas en que se forma fase σ y χ , los tratamientos de recocido de estas aleaciones no permiten conservar un tamaño de grano suficientemente fino.

Para chapas de 1,65 mm de espesor (de uso habitual en intercambiadores de calor), un templado en agua permite alcanzar temperaturas de transición de -90°C. Al aumentar el espesor, dicha temperatura se incrementa, al igual que con una disminución de la velocidad de enfriamiento (Figura 7). En efecto, al pasar del templado en agua a un enfriamiento en vermiculita, la temperatura de transición aumenta 170°C (Figura 8).

La fragilización a mayor temperatura produce menor resistencia a la tracción y favorece la deformación por deslizamiento y la fractura intergranular. La fragilización a 475°C, en cambio, incrementa la resistencia a la tracción, favorece la

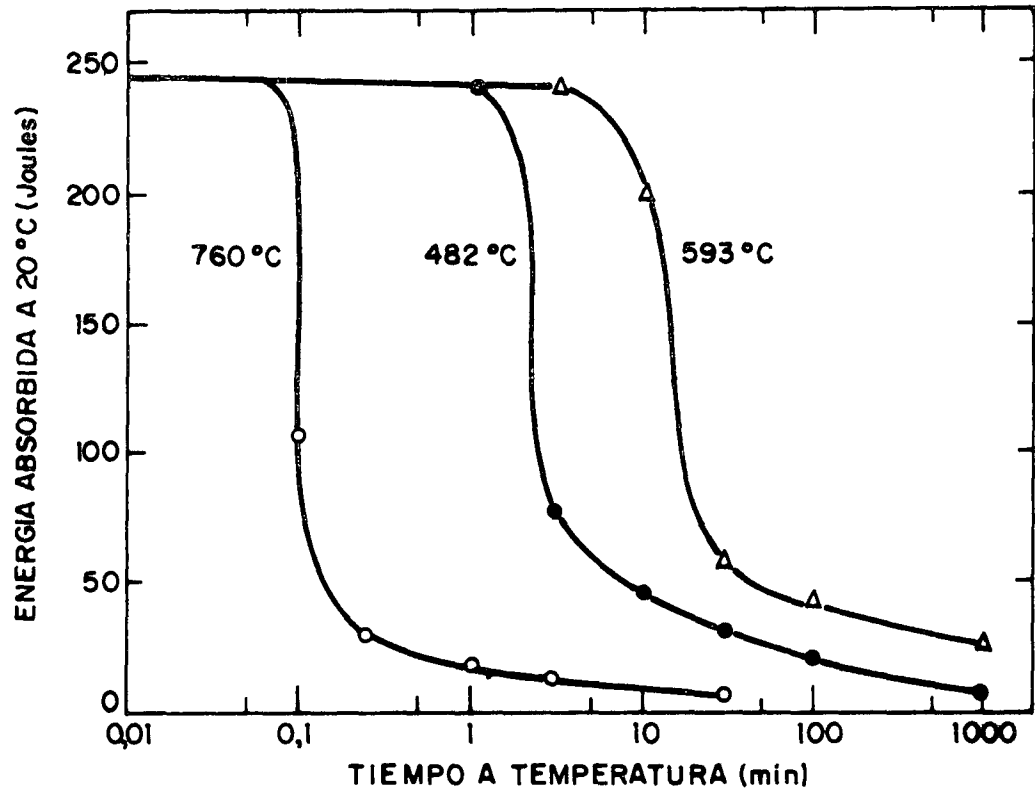


Figura 6: Efecto de la temperatura de recocido y del tiempo a temperatura sobre la energía absorbida a 20°C en una aleación 29%Cr-4%Mo-2%Ni (17).

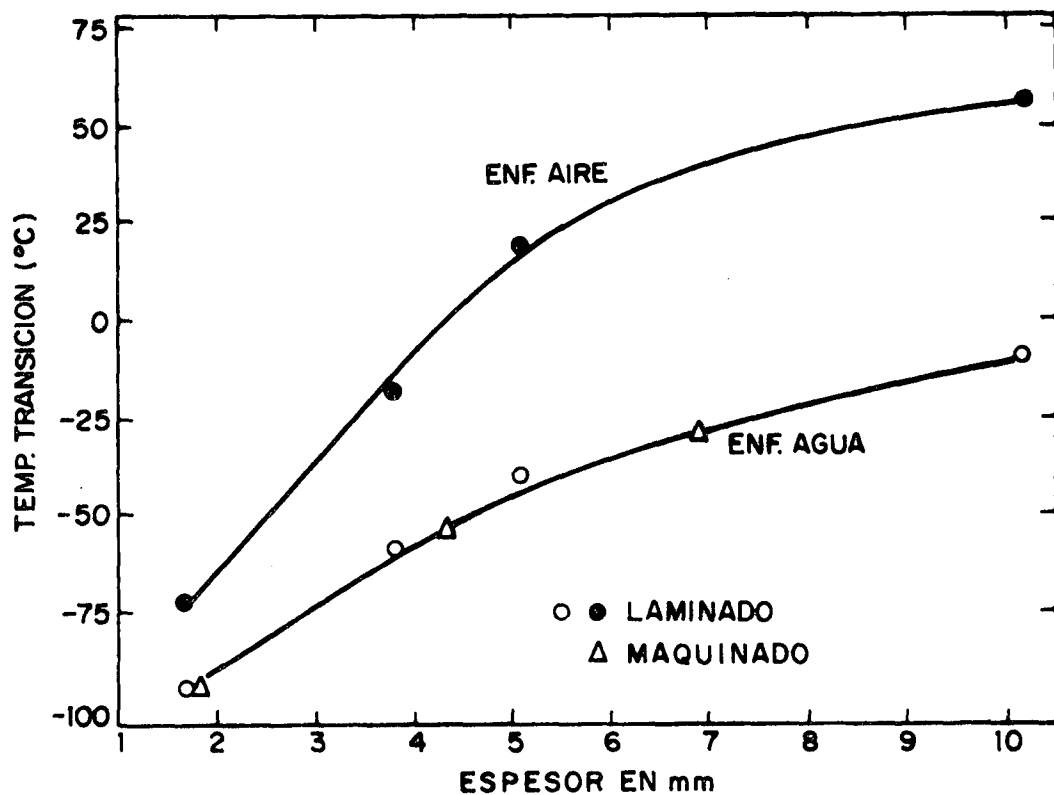


Figura 7: Influencia del espesor y la velocidad de enfriamiento sobre la temperatura de transición dúctil-frágil en una aleación 29%Cr-4%Mo-2%Ni (17).

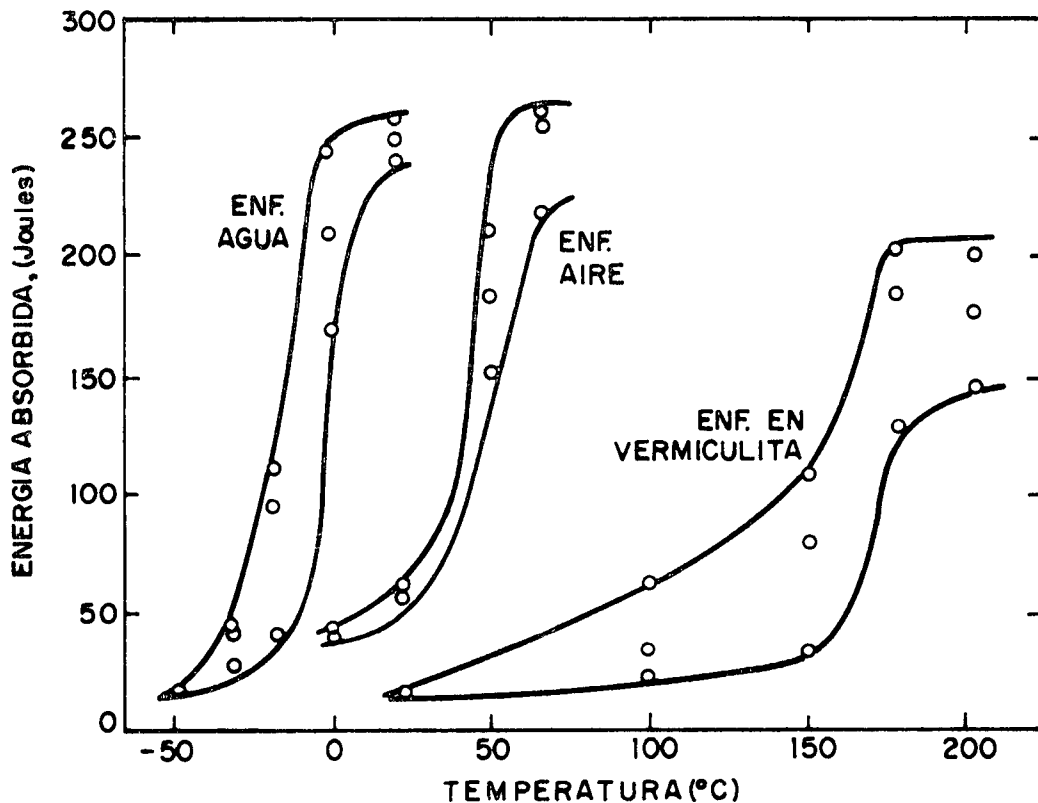


Figura 8. Efecto de la velocidad de enfriamiento luego de un recocido de 30 minutos a 1100°C sobre la resistencia al impacto en una aleación 29%Cr - 4%Mo - 2%Ni (17).

deformación por maclado y conduce a rotura transgranular por clivaje (17).

Las aleaciones del tipo 26%Cr - 1%Mo sufren la denominada fragilización a 475°C durante su permanencia en el rango $390 - 538^{\circ}\text{C}$, así como problemas de crecimiento de grano (Figura 9) (18).

En la tabla III se presentan las propiedades mecánicas de algunos aceros EBI, comparadas con las de un inoxidable austenítico (tipo 316) y un inoxidable ferrítico común (tipo AISI 446).

La disparidad de valores que se presentan en la literatura para las propiedades mecánicas se debe al gran número de

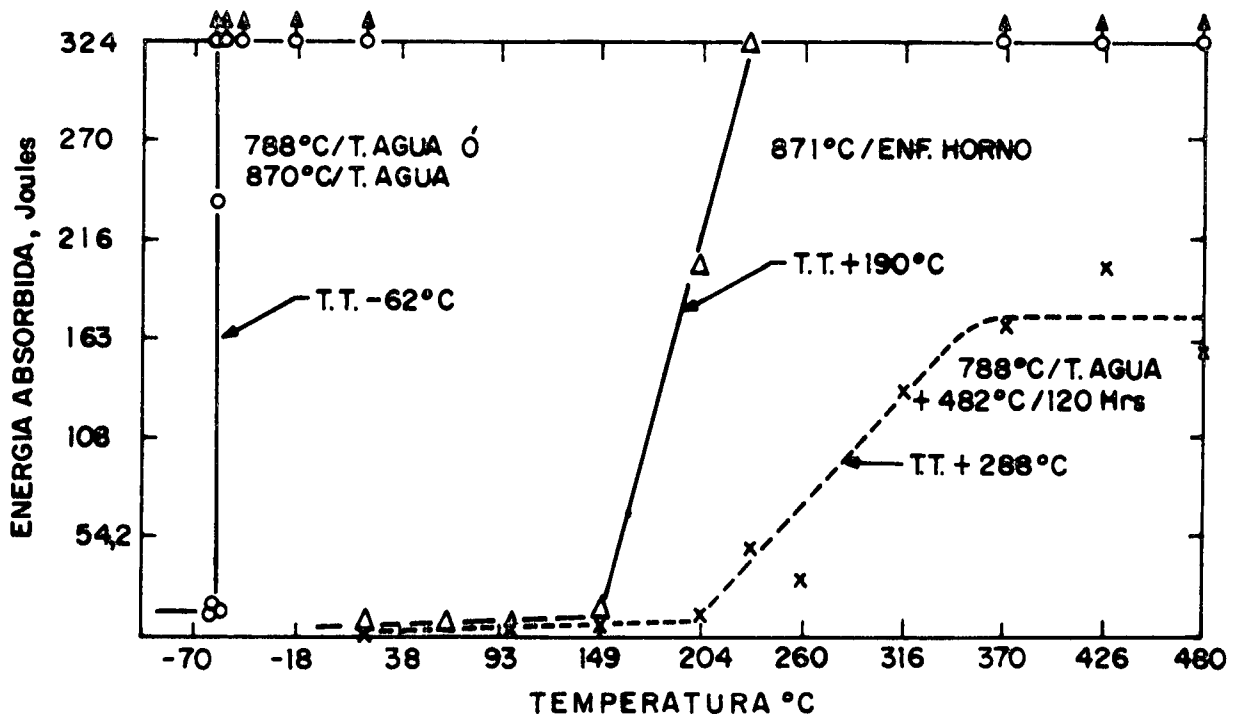


Figura 9: Efecto de la velocidad de enfriamiento y de la permanencia a 480°C sobre la temperatura de transición dúctil-frágil en una aleación 26%Cr-1%Mo con bajo tenor de intersticiales (18).

variables que las condicionan: contenido de C+N, tipo de contenido de estabilizantes, trabajado mecánico, temperatura y tiempo de recocido, velocidad de enfriamiento, etc.

2.4 Fragilización por hidrógeno y oxígeno

2.4.1 Efecto del hidrógeno

Los aceros Fe-Cr son susceptibles a fragilización por H. Varios autores encuentran fragilización en muestras sometidas a carga catódica. El nivel de la misma es función de la historia termomecánica del material. Por ejemplo, probetas de aceros EBI del tipo 28%Cr - 4%Nb y 28%Cr - 4%Mo - 2%Ni así como de AISI 446 deformadas en frío y luego cargadas catódicamente

durante 60 seg, fisuran en forma transgranular por clivaje (22). Como la fragilidad sólo se presenta durante cargamientos catódicos en presencia de As_2O_3 como catalizador, se concluye que los aceros ferríticos no son marcadamente susceptibles al hidrógeno en condiciones normales de servicio (6). No obstante ello, debe evitarse el riesgo de incorporación del hidrógeno al metal durante su manufactura, así como en posteriores etapas de fabricación, tales como tratamientos de decapado o procesos de soldadura. Por ejemplo, si bien es habitual el empleo de mezclas Ar/H₂ en la soldadura de aceros inoxidable austeníticos, debe tratarse de evitarse su uso para aceros inoxidable ferríticos, ya que puede producirse pérdida de ductilidad y cambio del modo de fractura de dúctil a frágil. En soldaduras autógenas efectuadas en aceros del tipo 18%Cr - 2%Mo - 0,25%Ti con 0,014% de C y 0,011% N, la presencia de hidrógeno reduce marcadamente la ductilidad causando además un cambio en el modo de fractura. El envejecimiento de las probetas a temperatura ambiente durante 20 ms restituye la ductilidad y un tratamiento de postsoldadura a 135°C tiene efecto equivalente, demostrando que la fragilización es un fenómeno reversible. Por lo anterior, se recomienda este tratamiento inmediatamente después de soldar si se ha empleado un gas protector con adición de hidrógeno (6).

2.4.2 Efecto del oxígeno

Concentraciones de oxígeno superiores al 0,025% causan la formación de inclusiones no metálicas y pérdida de resistencia al picado en el ensayo con FeCl₃; también pueden producirse fisuras durante el templado en agua desde temperaturas de recocido (1038 a 1149°C). Debe controlarse la incorporación

de oxígeno durante procesos tales como fusión o soldadura del material (22).

3. RESISTENCIA A LA CORROSION

3.1 Generalidades

En el desarrollo de los aceros inoxidable ferríticos EBI el centro de gravedad ha sido ubicado en las propiedades mecánicas por ser ésta la mayor dificultad a superar con respecto a los inoxidable ferríticos comunes. Sin embargo, no debe dejar de tenerse en cuenta que la propiedad de interés que se desea aprovechar en estos últimos es su buena resistencia a la corrosión bajo tensiones y a la corrosión por rendijas, junto con su bajo precio.

Una vez entendido el rol de los elementos intersticiales en las propiedades mecánicas, la atención se volvió a centrar en la resistencia a la corrosión de los nuevos aceros. Se trataba de mejorar la resistencia a la corrosión generalizada de los aceros inoxidable ferríticos, sin comprometer demasiado su buena resistencia a la corrosión bajo tensiones y manteniendo las mejoras logradas en sus propiedades mecánicas. Como veremos en lo que sigue, el compromiso que existe entre los distintos factores mencionados llevó en ciertos casos muy comprometidos a sacrificar parte de sus buenas propiedades originales para mejorar otras, manteniendo así las ventajas relativas a los aceros inoxidable austeníticos de alta aleación.

Dado que todavía no se conocen los mecanismos de algunos procesos de corrosión, así como la decisiva influencia que tiene el medio corrosivo en que se desempeña el material, existen numerosos ensayos de laboratorio que no siempre pueden correla-

cionarse.

3.2 Corrosión generalizada

Una forma de evaluar la resistencia a la corrosión generalizada es comparar la velocidad de corrosión en diferentes ácidos en ebullición con la de otras aleaciones. En la tabla IV se consignan los resultados de algunas de las nuevas aleaciones así como los de aceros inoxidable austeníticos, ferríticos, superaleaciones y de un acero al carbono. Se distinguen cuatro tipos de respuestas, a saber:

- a) Estado pasivo no activable por contacto con una barra de hierro durante el ensayo. Este tipo de comportamiento lo presentan todas las aleaciones inoxidables en solución de ácido nítrico al 65% (con excepción del 18%Cr - 2%Mo-Ti) y en ácido acético al 20% (con excepción del inoxidable ferrítico AISI 430).
- b) Estado pasivo activable, pero espontáneamente repasivado al eliminar el contacto con la barra de hierro. Ejemplo de este tipo de comportamiento son los nuevos aceros EBI con níquel (29%Cr - 4%Mo - 2%Ni y Superferrit) y las superaleaciones Hastelloy C y Carpenter 20Cb-3, en ácido clorhídrico al 1%.
- c) Estado pasivo activable pero no repasivable, a menos que se retire la probeta del medio ácido dejándola al aire o enjuagándola en agua. Ejemplo de este comportamiento son los aceros EBI 26%Cr - 1%Mo de alta pureza o con Ti, en ácido oxálico al 10%, en ácido clorhídrico al 1% o en bisulfato de sodio al 10%.

d) Estado activo desde el momento de sumergir la probeta en el ácido en ebullición. Presentan este comportamiento los inoxidables ferríticos AISI 430 y 446 en ácidos fórmico, oxálico, sulfúrico, clorhídrico y en bisulfato de sodio al 10%, y el AISI 430 también en ácido acético al 20%. Los nuevos aceros EBI sólo presentan este estado en ácido sulfúrico al 10%, salvo el Superferrit y el 29%Cr - 4%Mo - 2%Ni. El acero EBI 18%Cr - 2%Mo-Ti también lo tiene en otros medios como ácido oxálico y bisulfato de sodio al 10% y en ácido clorhídrico al 1%.

Debe tenerse en cuenta que las temperaturas y concentraciones de los ácidos considerados corresponden a situaciones relativamente severas y que en ciertos casos, aleaciones con altas velocidades de corrosión se convierten en pasivas o autorepasivantes al disminuir la temperatura o la concentración del medio.

3.3 Corrosión intergranular

Se conocen dos mecanismos de corrosión intergranular en estos aceros: la sensitización por precipitación de carburos o carbonitruros de cromo y la disolución de precipitados.

3.3.1 Precipitación de carburos o nitruros de cromo

La menor solubilidad del C y del N en ferrita respecto de austenita es responsable de la mayor sensitización de los aceros inoxidables ferríticos. Al precipitar carburos o nitruros de cromo queda a su alrededor una zona empobrecida en romo susceptible a la corrosión.

La sensibilidad a la corrosión intergranular depende no sólo del contenido de nitrógeno y carbono sino también de su solubilidad y coeficiente de difusión, los cuales a su vez son función de los demás elementos presentes en la aleación. Dado que es difícil disminuir el contenido de Nitrógeno a menos de 100 ppm y que se ha demostrado que en las soldaduras de 26%Cr-1%Mo concentraciones por encima de 80 ppm de N permiten corrosión intergranular, se recurre a la estabilización con Ti y Nb. Estos elementos precipitan como Nitruros o Carbonitruros dificultando la formación de Nitruros de Cromo. La aleación 29%Cr-4%Mo es mucho más resistente a la corrosión intergranular. En las micrografías de la Figura 10 se puede apreciar la diferente sensibilidad a la corrosión intergranular entre un acero inoxidable ferrítico común y un EBI, ambos soldados por GTAW y sometidos al mismo ataque.

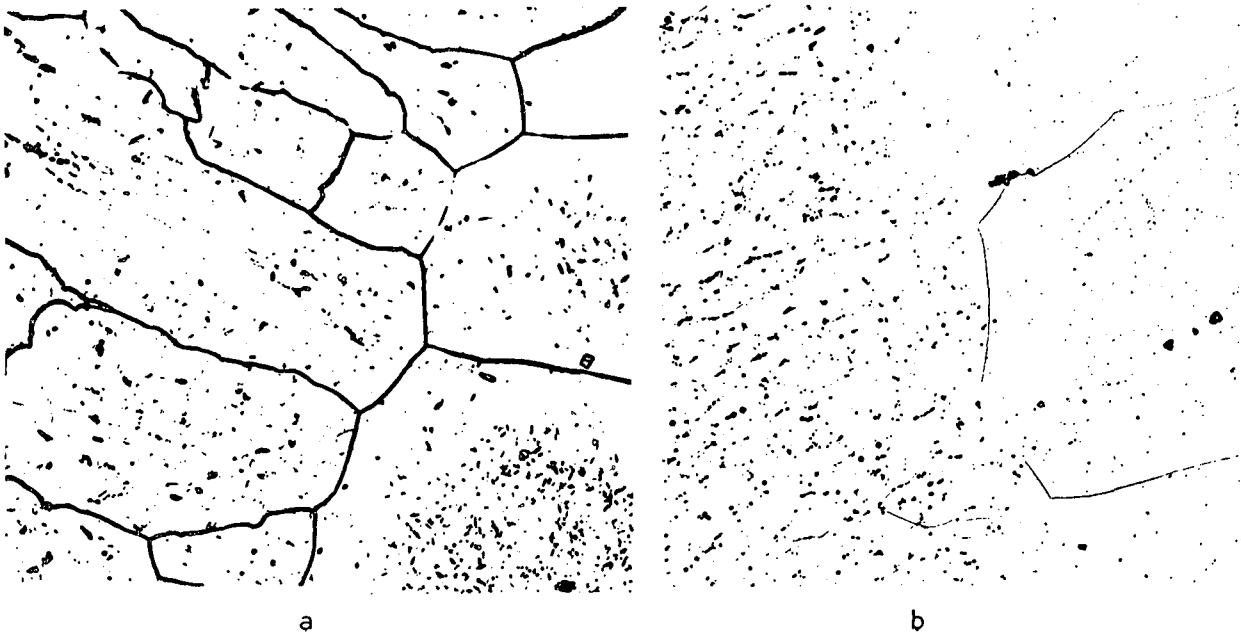


Figura 10. Zona fundida (izq.) y ZAC (der.) de soldaduras autógenas GTAW. Ataque ácido oxálico 10%, 6v (500X). a. Acero AISI 446; b. Acero EBI Monit.

La resistencia a la corrosión intergranular se evalúa ensayando un cordón GTAW autógeno en diversos medios en ebullición y midiendo su pérdida de peso. La norma ASTM A262 establece que para aleaciones con Cr entre 17 y 20% el ensayo se efectúe en sulfato férrico en 50% de ácido sulfúrico o en sulfato de cobre en 15% de ácido sulfúrico y para aleaciones con Cr entre 25 y 30% en sulfato de cobre con 50% de sulfúrico.

El bajo tenor de carbono de las aleaciones EBI debe ser mantenido mediante una buena limpieza previa a cualquier proceso térmico o de forjado. El nitrógeno también debe evitarse por medio de una adecuada protección en toda operación que lleve a fusión, ya que no existe problema de absorción durante tratamientos térmicos en estado sólido. Durante la soldadura deben protegerse ambos lados del cordón.

3.3.2. Disolución de precipitados

Las aleaciones comerciales de aceros EBI con contenidos no muy bajos de intersticiales, como por ejemplo 18Cr-2Mo y 26Cr-1Mo (400 ppm), que contienen por ello estabilizantes son sensibles a la corrosión intergranular por la disolución preferencial de los carburos de Nb y Ti. Esto ocurre sólo en algunos medios como por ejemplo en ácido nítrico y en sulfato férrico con 50% de ácido clorhídrico. Los carburos y nitruros de Cr no sufren este tipo de ataque.

3.4 Picado y corrosión por rendijas

Tradicionalmente se evaluaba la resistencia al picado sometiendo a una probeta con rendijas artificiales a un medio con

10% $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ con $\text{pH}=1,6$. Sin embargo en intercambiadores de calor refrigeradas por agua de río conteniendo Mn aparece un rápido picado tanto en aceros inoxidable austeníticos y ferríticos como en superaleaciones tipo Carpenter 20Cb-3. Esto llevó a introducir un nuevo ensayo de resistencia al picado, en solución de 2% $\text{KMnO}_4/2\%$ NaCl con $\text{pH}=7,5$.

Los resultados obtenidos con ambos ensayos se consignan en la Tabla V. Si bien el Cr mejora la resistencia a la corrosión por rendijas y al picado, los contenidos necesarios para lograr una buena resistencia son demasiado elevados originando problemas de soldabilidad. Se recurre entonces al agregado de Mo, que también mejora la resistencia al picado aunque con la limitación que origina la aparición de fase δ . En la Figura 11 se ve el efecto del Cr y Mo sobre la resistencia al picado, corrosión por rendijas y corrosión bajo tensiones. Recientemente se demostró que para asegurar una buena resistencia a la corrosión

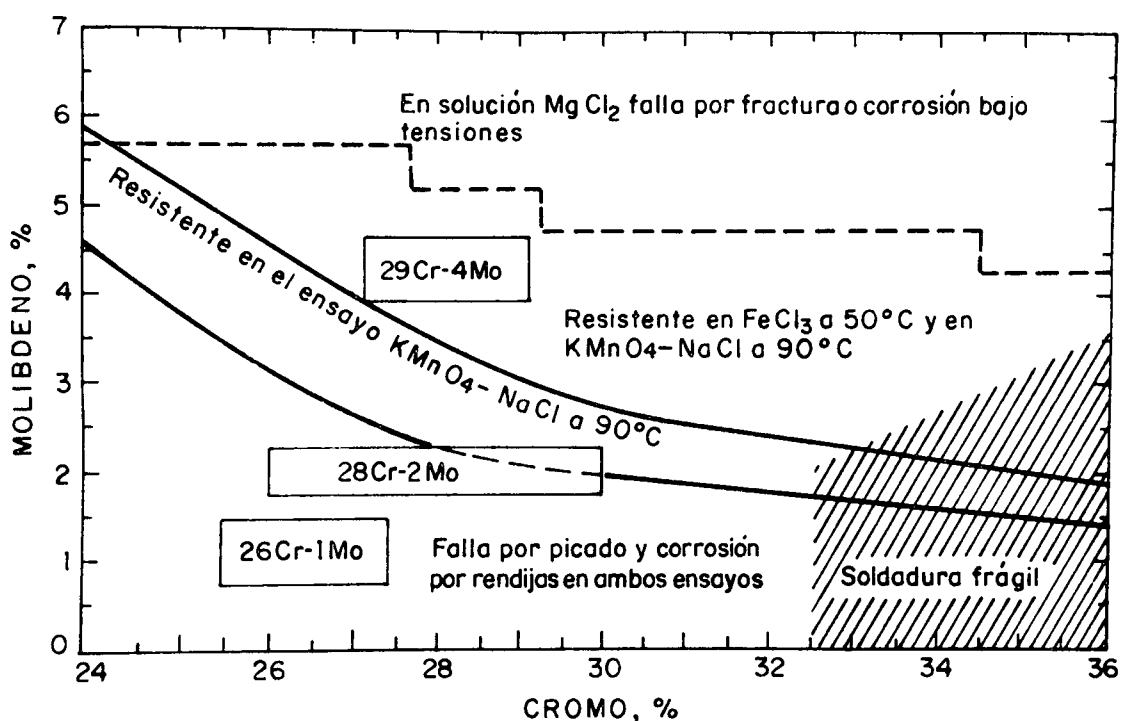


Figura 11. Efecto del Cr y Mo sobre la resistencia al picado, corrosión por rendijas y corrosión bajo tensiones (7).

sión por rendijas (23) se requiere al menos 3% Mo en aceros EBI mientras que en inoxidables austeníticos el mínimo es el doble, en agua de mar. La aleación óptima es 29Cr-4Mo que además de resistir todos los ensayos está suficientemente alejada de la zona menos dúctil (Cr 32%, Mo 4,5%).

3.5 Corrosión bajo tensiones

La susceptibilidad a la corrosión bajo tensiones se mide plegando el cordón en U y sometiéndolo a diferentes medios corrosivos. Se distinguen dos tipos de ataque: intergranular y transgranular.

Si bien los inoxidables ferríticos son inmunes a este problema, la sensitización puede hacerlos susceptibles en el ensayo en $MgCl_2$ a 155°C y en NaCl a temperaturas menores. Ello sucede no sólo en el acero AISI 446 sino también en las aleaciones EBI 18Cr-2Mo y 26Cr-1Mo sensitizadas, en agua de mar.

La presencia de pequeñas cantidades de Ni y Cu (0,2 a 1%) ocasiona fisuras transgranulares en el ensayo en $MgCl_2$, especialmente en soldaduras. La adición de Ni como aleante acelera rápidamente la fisuración en ese medio. No ocurre lo mismo en NaCl.

En la tabla VI se sintetizan las propiedades de los aceros EBI considerados.

4. SOLDABILIDAD DE ACEROS EBI

4.1 Procesos de soldadura aplicables

El proceso de gas inerte con electrodo no consumible (GTAW) es el más utilizado por la calidad de las soldaduras obtenidas y por ser los espesores menores de 3 mm los más corrientes en estos materiales. Para espesores mayores se utilizan los procesos bajo protección gaseosa con electrodo consumible (GMAW) y soldadura con electrodo revestido (SMAW).

Se han presentado aplicaciones del proceso de soldadura por resistencia, en el cual se requieren corrientes bastante mayores que al soldar inoxidables austeníticos.

4.1.1 Proceso con gas inerte y electrodo no consumible (GTAW)

a. Consumibles

Gases: se emplea Argón (Ar), Helio (He), así como mezclas de Ar/He; en todos los casos debe controlarse el contenido de humedad para evitar la incorporación de hidrógeno. Para procesos continuos como la fabricación de tubos se recomienda He, pues posibilita la utilización de mayores velocidades de soldadura (600-800 mm/min). No se emplea CO_2 ni mezclas con H_2 ya que se contaminaría el depósito con carbono y oxígeno o hidrógeno respectivamente.

Generalmente se emplean boquillas de 19 mm de diámetro para obtener un flujo de gas suave, así como dispositivos para estabilizarlo (24,25).

Electrodos: es habitual el empleo de electrodos de tungsteno -2% torio, con polaridad directa (electro

do negativo).

Aportes: La alternativa más utilizada es el proceso GTAW sin aporte, pues se obtienen buenos resultados en el rango de espesores de 0,5 a 2 mm. Este es el rango empleado en la actualidad para estos materiales, ya que con espesores mayores pueden producirse pérdidas de ductilidad y tenacidad.

No hay disponibles muchos alambres de composición similar a la de los metales base. Cuando se los emplea, se obtiene un metal de soldadura de granos columnares gruesos con baja ductilidad y tenacidad, aunque se conserva una buena resistencia a la corrosión. Los aportes más utilizados son: 19Cr-12Ni-3Mo de bajo carbono (tipo AISI 316 L) y 23Cr-13Ni-2Mo de bajo carbono (tipo AISI 309 MoL).

Para soldar por proceso GTAW o SMAW, la aleación E-Brite 26-1, así como para uniones disímiles de dicho material con aceros al carbono, inoxidable de la serie 300 y aleaciones base níquel, se han empleado aportes del tipo 310, 312, Inconel 82, Inco-weld A, Incoloy 135 y Hastelloy G. Estos dos últimos son los más recomendables por poseer un coeficiente de dilatación similar al de los aceros inoxidables ferríticos (24).

Cuando la unión se utilizará en un medio en el que puede producirse CBT, se recomienda tratar de utilizar un aporte de composición similar al metal base, aun con el riesgo de deteriorar las propiedades mecánicas. Si la tenacidad y ductilidad son los requerimientos prioritarios es conveniente la utilización de aportes

austeníticos de bajo carbono. Afortunadamente, una acción electroquímica parece proteger, en alguna medida, al metal de soldadura austenítico cuando se sueldan inoxidable ferríticos con bajo tenor de intersticiales. En todos los casos es imprescindible mantener adecuadas condiciones de limpieza. Se recomienda utilizar etil-cetona u otro potente desengrasante, evitándose aquéllos que puedan contaminar la junta a soldar.

b. Equipos

Se emplean fuentes de corriente continua, con alta frecuencia para evitar contaminación del metal base con el electrodo durante el arranque. Debe poder controlarse el flujo de gas y agua, así como el encendido y apagado gradual del arco.

4.1.2 Proceso con gas inerte y electrodo consumible (GMAW)

a. Consumibles:

Gases: pueden hacerse las mismas consideraciones mencionadas en el caso del proceso GTAW. En general se emplea Ar puro; también es posible utilizar mezclas de Ar-2% O₂, mejorando las condiciones de soldadura y la apariencia del cordón. Un criterio general es que la mejor forma de evitar contaminación es utilizar gases puros, pues las ventajas operativas que brindan algunas mezclas pueden verse anuladas por el problema de contaminación (25).

Alambres de aporte: también son válidas las consideraciones hechas al analizar las varillas empleadas en GTAW. Los alambres más utilizados son aceros austeníticos del tipo 316 L y 309 MoL.

4.1.3. Electrodo revestido

Este proceso no es muy utilizado ya que el espesor de chapa más habitual es menor de 3 mm. Se han hecho intentos para fabricar electrodos revestidos que aporten un metal de soldadura similar al metal base, sin mucho éxito hasta la fecha. Los depósitos efectuados con electrodos revestidos presentan contaminación con C proveniente del CO₂ de la atmósfera protectora; adicionalmente puede introducirse N aportado por la atmósfera o el revestimiento. El incremento en el contenido de intersticiales causa fragilización en el metal de soldadura, pudiendo llegar a formarse martensita si la incorporación de C+N causa una parcial transformación austenítica durante el calentamiento (25).

Por lo general se emplean electrodos del tipo E 316 L y E 309 MoL. No se recomiendan electrodos austeníticos con contenidos de carbono del orden de 0,08% o mayores, tal como el E 312 (29%Cu-9%Ni).

El secado del electrodo debe ser cuidadoso, aplicándose los requerimientos especificados para electrodos de bajo hidrógeno. Se han comprobado problemas de fragilización por hidrógeno, empleando este proceso.

4.2 Diseños de junta

Los diseños de junta para soldadura GTAW son similares a los usados en aceros inoxidable austeníticos. Se emplea soldadura a tope para chapas de hasta 2,3 mm de espesor; en doble V para espesores mayores de 6 mm y en V para espesores intermedios, como se esquematiza en la Figura 12.

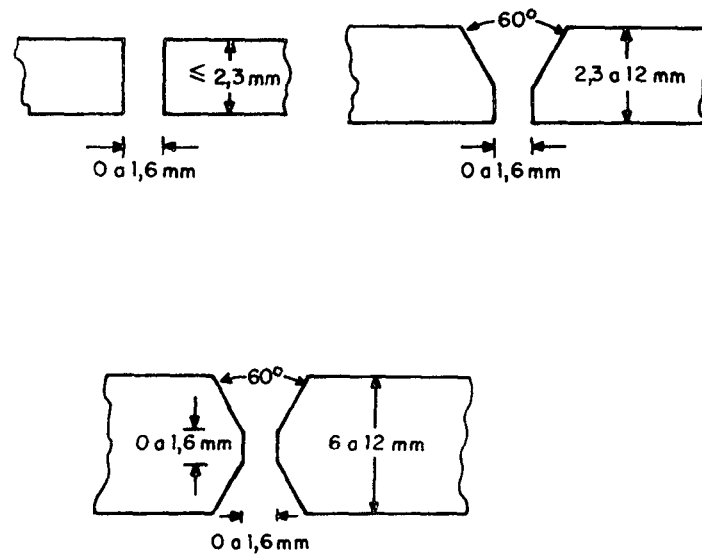


Figura 12. Diseños de junta para distintos espesores de chapa.

4.3 Preparación de las juntas y limpieza

Al preparar los biselados debe eliminarse al menos 1,5 mm del borde correspondiente al corte térmico. Esta operación puede realizarse por amolado o maquinado.

Debe limpiarse la superficie de la junta por lo menos hasta 50 mm de distancia del bisel eliminando grasa, suciedad u otros contaminantes. Se recomienda un arenado o amolado ligero en toda la zona para eliminar óxidos que también contienen N.

En caso de ser necesario deben usarse solventes que no dejen residuos de C.

Debe evitarse que queden partículas metálicas en la junta, ya que éstas podrían provocar falta de penetración.

Se recomienda cubrir las superficies limpias hasta la ejecución de la soldadura, empleando, por ejemplo, una película de aluminio adherida con cinta engomada (debe cubrirse hasta por lo menos 50 mm de la junta).

4.4 Respaldo

Se requiere usar un gas de respaldo, preferentemente Ar aun cuando el gas de soldadura fuera otro. El flujo de gas debe ser suave, no turbulento. Lo que se logra usando un tapón poroso u otro dispositivo equivalente. Cuando el tamaño o forma del recipiente a soldar sea inadecuado, se puede reducir el volumen de gas de respaldo limitando la zona protegida por medio de una hoja de aluminio convenientemente adherida.

4.5 Punteado

Las soldaduras efectuadas en la raíz para posicionar convenientemente los elementos que serán soldados son particularmente críticas ya que una fisura no reparada podrá propagarse al metal de soldadura por las tensiones que la propia soldadura aplica sobre ella.

Para evitar fisuras, se recomienda efectuar cordones de 50 mm de longitud separados 150 mm, efectuados del mismo lado donde se hará la pasada de raíz de modo que ésta los vuelva a

fundir. Como el inicio y final de estos cordones de posicionado son particularmente susceptibles de fisurar, se inicia el arco en el borde del bisel con baja corriente, incrementándose ésta gradualmente hasta alcanzar el valor de trabajo cuando la torcha llega a la raíz. El apagado se efectúa haciendo el proceso inverso, también sobre el borde del bisel, y manteniendo la protección gaseosa sobre el cráter final hasta que éste se enfríe, amolándose ambos extremos del cordón (Figura 13).

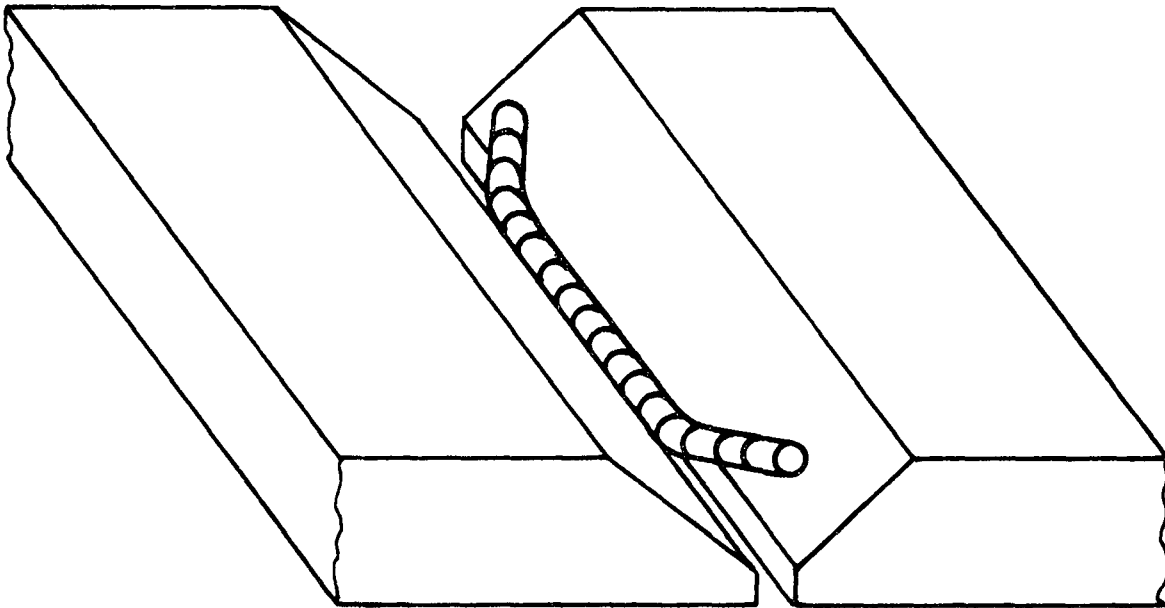


Figura 13. Esquema del cordón de posicionado

4.6 Pre calentamiento y temperatura entre pasadas

No se recomienda pre calentamiento a menos que la temperatura ambiente sea extremadamente baja, en cuyo caso se puede pre calentarse entre 10 y 80°C.

Se desconocen datos sobre temperatura entre pasadas, aunque por las mismas razones que limitan el calor aportado y el precalentamiento se puede suponer que no es conveniente una temperatura excesiva entre pasadas.

4.7 Calor aportado

Debe mantenerse baja la dilución y prevenirse un excesivo crecimiento de grano tanto en la ZAC como en el metal fundido, por lo que se debe trabajar con aportes calóricos bajos. Son valores típicos para cordones GTAW 0,6 a 0,9 kJ/mm.

Cuando se usen electrodos revestidos, deberán ser de reducido diámetro. Para soldar la aleación 18%Cr-2%Mo con aporte E 316 L, los calores aportados típicos son:

0,73-0,96 kJ/mm	Soldadura a tope	$\emptyset_{\text{electrodo}} = 2,5 \text{ mm}$
0,93 kJ/mm	Filete	$\emptyset_{\text{electrodo}} = 2,5 \text{ mm}$
1,6 kJ/mm	Filete	$\emptyset_{\text{electrodo}} = 4 \text{ mm}$

4.8 Procedimiento de soldadura

La verificación de la efectiva protección gaseosa al soldar por GTAW o GMAW se hace observando el aspecto de un punto efectuado sobre el metal que se deja enfriar manteniendo la protección gaseosa; debe ser metálico y brillante.

Los cordones deben ser preferentemente rectos, sin oscilación o con ligera oscilación (3,2 mm). La velocidad de soldadura debe ser compatible con una adecuada protección gaseosa.

La alta fluidez de estas aleaciones exige un mayor número de pasadas que cuando se usa aporte inoxidable austenítico, para rellenar una misma junta.

A modo de ejemplo, en la Figura 14 se muestran dos procedimientos de soldadura GTAW en espesores de 6,3 mm y 12,5 mm.

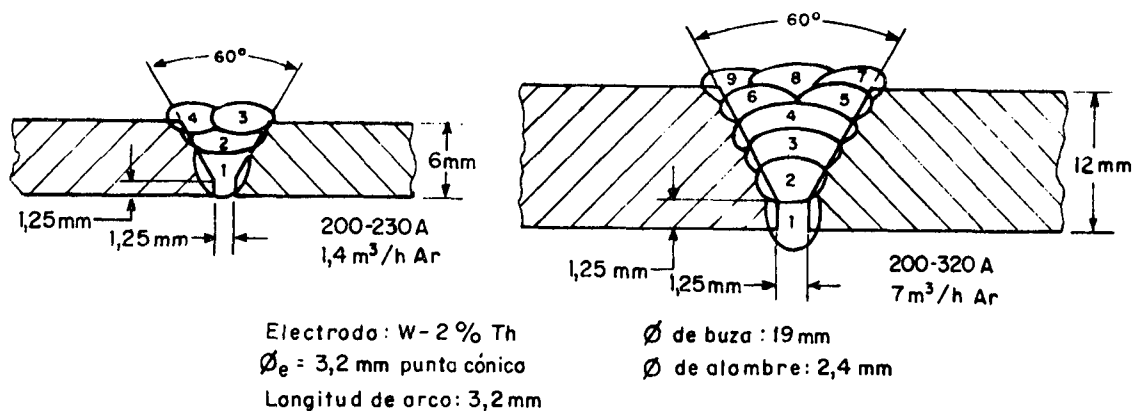


Figura 14. Procedimientos de soldadura GTAW en espesores de 6,3 y 12,5 mm.

Cuando el material de aporte tiene composición distinta a la del material base, es muy importante el control de la dilución. Para estimarla puede usarse el diagrama de Schaeffer-Delong. Cuando el aporte es austenítico puede recurrirse a la medición del contenido de ferrita delta.

La longitud de arco debe ser corta para evitar la contaminación con O y N de la atmósfera.

Debe efectuarse una cuidadosa limpieza entre pasadas con cepillo de acero inoxidable.

Ejecución de la raíz

Habitualmente se utiliza el proceso GTAW para la pasada de raíz, aun cuando se use el proceso GMAW para el resto de la soldadura. Resulta una operación crítica debido a la tendencia a fisurar; por ello debe inspeccionarse cuidadosamente luego de una adecuada limpieza con cepillo de acero inoxidable. Se recomienda la inspección ocular y partículas magnéticas.

4.9 Tratamiento postsoldadura

Cuando el medio en que se utilizará el material soldado sea muy agresivo, se deben remover óxidos e irregularidades por medio de un decapado o granallado con municiones libres de hierro.

Por ser estos materiales soldados muy sensibles a la presencia de entallas, debe eliminarse cualquier sobremonta, socavadura o penetración incompleta.

4.10 Inspección

Como se mencionó en los puntos anteriores, durante el proceso se requieren cuidadosas inspecciones entre pasadas. La inspección final se efectúa después del amolado, por medio de partículas magnéticas, tintas penetrantes y rayos X. No se utiliza ultrasonido por la dificultad de interpretación a raíz de las reflexiones causadas por los granos grandes.

4.11 Fisuración en caliente

La fisuración en caliente en soldaduras de aceros inoxidables

dables austeníticos ha sido estudiada durante muchos años. En cambio, en el caso de aceros ferríticos, debido a su mala solubilidad, el problema no se ha considerado en detalle. En la Figura 15 se compara la susceptibilidad a la fisuración en caliente de un acero ferrítico de bajo carbono (E-Brite) con la correspondiente a aceros tipo AISI 304 y 430. La evaluación

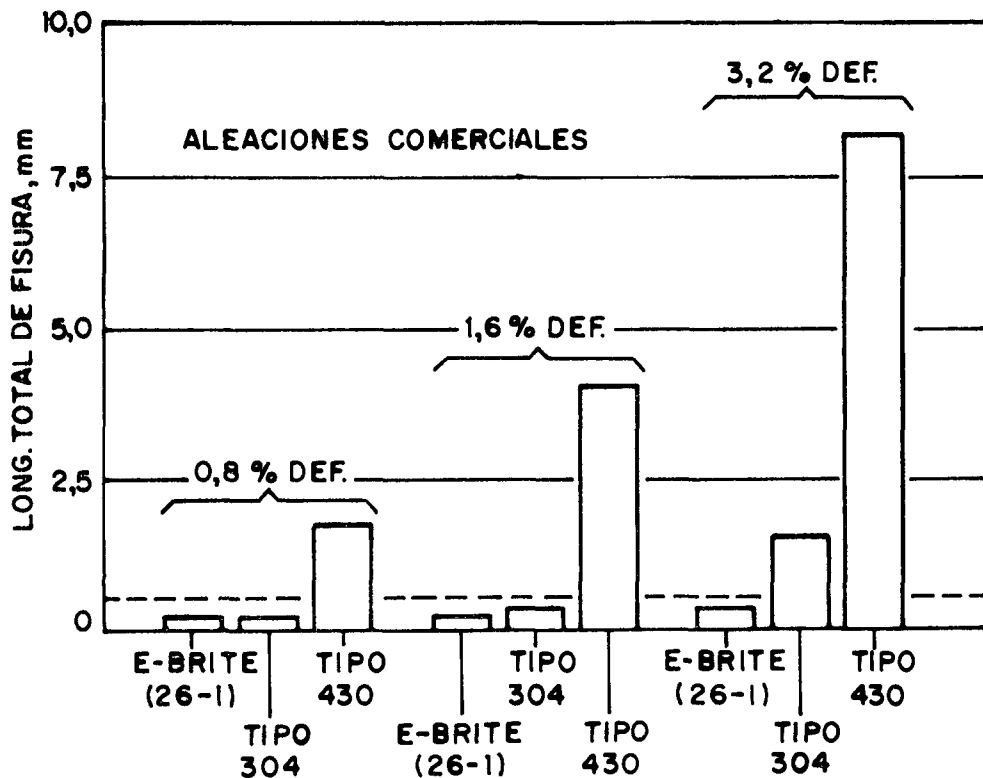


Figura 15. Comparación de la susceptibilidad a la fisuración en caliente entre aceros inoxidables ferríticos, austeníticos y EBI, por medio del ensayo Varestraint.

se efectuó empleando un ensayo de Varestraint modificado y distintos niveles de deformación, resultando en todos los casos menor el largo total de fisuras correspondientes al acero E-Brite. Respecto al efecto de distintos aleantes sobre

la susceptibilidad a la fisuración en caliente, estudios efectuados en aceros tipos AISI 430 y 444 L, permiten concluir que el azufre es el elemento más deletéreo; en orden decreciente de influencia pueden mencionarse los siguientes aleantes: C, Nb, Ti, P y Mn. En lo referente a la acción del N si bien no se ha estudiado directamente, un análisis de regresión múltiple de los datos obtenidos permite inferir que su efecto es equivalente al del C. Se logra buena resistencia a la fisuración usando contenidos de $C+N < 0,04\%$, y Ti, Ta o una combinación de ambos como estabilizante; no ocurriendo lo mismo en el caso de emplear exclusivamente Nb (11).

5. APLICACIONES

La aleación 18Cr-2Mo fue la primera desarrollada limitando notablemente el contenido de intersticiales y es la única normalizada como AISI 444. Aunque la norma es poco exigente ya que acepta $C+N$ hasta $0,06\%$, actualmente se producen comercialmente tres aleaciones por el método AOD o VOD estabilizadas, con contenidos de intersticiales menores a 500 ppm. Se buscó un inoxidable de bajo precio para usar en agua caliente, que no tuviera problemas de CBT como ocurre con los aceros austeníticos. Su uso se extendió desde Europa a EE.UU., Australia y Japón, y presenta muy buena resistencia al picado, comparable con la de un AISI 316, aunque su precio es menor. Su resistencia a la corrosión por rendijas y CBT en medios clorados es excelente; y su resistencia a la corrosión generalizada es comparable a la de un AISI 304. Presenta mejor trabajabilidad que un AISI 430, tiene buena soldabilidad y buena resistencia a la corrosión intergranular en estado soldado. Su uso está limitado

por el rápido ataque en ácidos oxidantes de las fases intermetálicas y los carburos de Ti. Se han fabricado con este acero más de 100.000 tanques para agua caliente, que trabajan con y sin presión, reemplazando con todo éxito los de AISI 304 que sufrían CBT, por rendijas y picado por cloruros.

Sólo en 1977 en Japón se fabricaron más de 20.000 colectores solares en reemplazo de los de AISI 304 que se corroían en la soldadura. Estos paneles se sueldan por resistencia requiriendo corrientes mayores y fuerzas de estampado más grandes.

También se usó en bandejas de 3 mm de espesor instaladas en destiladores de éster de ácido acrílico para reemplazar las originales de AISI 316 que sufrían rápida CBT. Se usaron soldadas con AISI 316 L con todo éxito luego de 6 meses de uso.

Grandes tanques de agua ubicados encima de edificios en torre, hechos de AISI 304 y que presentaban marcas de herrumbre en las paredes sobre el nivel del agua y corrosión por rendijas, fueron sustituidos por otros de 18Cr-2Mo sin problemas luego de un año de uso. También se fabricaron tanques para almacenar vino y "sake".

Se utiliza en intercambiadores de calor para producción de azúcar y en otros para calentar licor negro con un contenido de cloruros de 500 a 1000 ppm y vapor a 170°C. En esas condiciones no se presentaron problemas al cabo de 3 años; en cambio un acero AISI 316 sufría CBT al cabo de 6 meses y un acero duplex con 17%Cr falló por picado. Una parte de un calefactor de auto que se extrudaba en 304 en tres etapas con un recocido intermedio, pudo hacerse en 18Cr-2Mo sin ese recocido. En máquinas para fabricar hielo y en heladeras, reemplazó al 304 desapareciendo las marcas de herrumbre.

Otras aleaciones ferríticas EBI se han ido desarrollando posteriormente, por lo que su uso no está tan extendido.

El MONIT (25Cr-4Mo-4Ni-Ti) se usa desde 1978 en separadores para descarga de aguas contaminadas con aceite, en agua de mar a 40°C con un contenido de 50 ppm de H₂S (tubos de 1,65 mm de espesor y Ø 76). La misma aleación se emplea en intercambiadores de calor en agua salada, con aceite a 350°C, en reemplazo del 316; y desde 1979 en condensadores de centrales de potencia nucleares y térmicas, así como en intercambiadores de calor.

Desde 1980 los aceros EBI AL 29-4C (29Cr-4Mo) y SEA-CURE (26Cr-3Mo-2Ni-Ti) absorben junto al inoxidable austenítico de alta aleación AL-6X la casi totalidad del mercado norteamericano de recambio de tubos para condensadores de vapor enfriados por agua de mar (dos docenas de centrales frente a apenas media docena retubada con Ti y Cu-Ni).

El Superferrit es otra aleación usada en agua de mar. Se empleó en plantas de desalinización, en intercambiadores de calor y en la industria química (producción de ácido fosfórico, uso con urea, etc.). En fundición se usa, por ejemplo, en rotores de bombas centrífugas de Ø 150 mm.

6. CONSIDERACIONES FINALES

En la tabla VII se comparan las principales características de los aceros inoxidables ferríticos EBI comerciales con las de los aceros inoxidables austeníticos, ferríticos, dúplex y superaleaciones. La aleación ideal debería ser aquella que satisfaga simultáneamente todas las características requeridas con valores óptimos. Se observa en la tabla que ninguna de

las aleaciones mencionadas satisface totalmente estos objetivos. Sin embargo, los aceros inoxidable ferríticos EBI presentan ventajas comparativas en relación con su precio y comportamiento en servicio.

Cabe agregar además la ventaja que representa el menor coeficiente de dilatación de los nuevos aceros respecto del de los aceros inoxidable austeníticos. El coeficiente de dilatación de los aceros austeníticos es un 50% mayor que el de los demás aceros inoxidable y aceros estructurales al C, lo cual puede ser causa de problemas durante las operaciones de soldadura o tratamientos térmicos. La conductividad térmica de los aceros EBI es análoga a la de los aceros estructurales comunes, mientras que la de los austeníticos es bastante menor, siendo la resistividad eléctrica más baja.

En lo referente a las perspectivas de desarrollo y aplicaciones caben las siguientes consideraciones:

1. En la Figura 1 se señalan las ventajas económicas actuales de los nuevos aceros inoxidable ferríticos respecto de otras aleaciones. Es de esperar que ellas se amplíen con la producción masiva de estos aceros y con la optimización de las técnicas siderúrgicas.
2. Experiencias efectuadas con contenidos de intersticiales de hasta 20 ppm mostraron apreciables mejoras en la tenacidad y temperatura de transición. De ello puede inferirse que el desarrollo futuro en este sentido dependerá de la aparición de nuevas técnicas siderúrgicas que permitan disminuir aun más el contenido de intersticiales.
3. El conocimiento más detallado de la metalurgia de estos

- aceros permitirá optimizar el diseño de los mismos por medio de una adecuada comprensión del rol de los aleantes.
4. Si bien la adición de Ni mejora significativamente la tenacidad y temperatura de transición, se necesita concentrar esfuerzos de investigación para dilucidar su rol respecto de la cinética de formación de fases intermetálicas.
 5. La temperatura máxima de servicio de estos aceros está limitada por la formación de fase α' durante la permanencia prolongada a temperaturas próximas a 475°C. El estudio de la cinética de precipitación de α' y su control mediante el agregado de aleantes permitirá elevar la temperatura de servicio sin detrimento de las propiedades mecánicas. En este sentido se han efectuado algunos trabajos sobre Co, Al y Ni, que retardan la formación de α' y sobre el Mo, que aumenta la velocidad de fragilización.
 6. No existe en la actualidad un modelo aceptado del mecanismo de CBT por lo cual no se explica el rol de los aleantes aun cuando empíricamente se conoce el efecto deletéreo del Ni. Es de esperar que un mejor conocimiento sobre el tema abra nuevas perspectivas en el diseño de aleaciones.
 7. Por tratarse de aceros relativamente nuevos, su aplicación en elementos comprometidos se va expandiendo gradualmente a medida en que la experiencia acumulada permita asegurar su comportamiento en servicio exento de fallas sorpresivas.
 8. Las experiencias en desarrollo de estos aceros en diferentes condiciones de servicio en medios corrosivos permite

prever una rápida expansión del campo de sus aplicaciones.

AGRADECIMIENTOS

Al Proyecto Multinacional en América Latina sobre Soldada dura de Aceros Inoxidables (Programa Regional de la OEA) y al Proyecto de Tecnología de la Soldadura SUBCYT-CNEA, por el apoyo económico brindado. Al LEMIT y a la firma CONARCO Alambres y Soldadura por la búsqueda bibliogrfica y la información suministrada. A ENACE y a FITZNER Hnos. por la provisión del material analizado metalogrficamente. Al Sr. Peralta (Departamento Materiales, CNEA) por su colaboración en los aspectos metalográficos.

REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS

1. W.O. Binder y H.R. Spindelow: Trans. ASM, 1951, vol. 43, p. 759-777.
2. R.A. Lula: Metal Progress, 1979, vol. 116(6), p. 60.
3. F.B. Pickering: Int. Met. Rev., 1976, vol. 21, p. 227-268.
4. J.J. Demo: Corrosion NACE, 1971, vol. 27, Nº 12, p. 531-544.
5. M. Semchysen, A.P. Bond y H.J. Dundas: Toward Improved Ductility and Toughness (Proc. Conf.) Kyoto, Japón, 1971, p. 239-253.
6. R.F. Steignwald, H.J. Dundas, J.D. Redmond y R.M. Davison: Stainless Steel '77 (Proc. Conf.) London, England, Sept. 1977, p. 57-77.
7. M.A. Streicher: Stainless Steel '77 (Proc. Conf.), London, England, Sept. 1977, p. 1-34.
8. J.M. Sawhill y A.P. Bond: Weld J., 1976, 55, p. 33 -41 s.
9. H. Abbo, T. Nakazawa, S. Takemura, M. Onoyama, H. Ogawa and H. Okada: Stainless Steel '77 (Proc. Conf.) London, England, Sept. 1977, p. 35-47.
10. C. Aslund: Stainless Steel '77 (Proc. Conf.) London, England, Sept. 1977, p. 173-176.
11. D.H. Kah y D.W. Dickinson: Weld J., 1981, 60, p. 1355-142 s.
12. P.J. Grobner: Met. Trans., 1973, vol. 4, p. 251-260.
13. T. Yasunaka y M. Kanao: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 1979, 19, p. 69.
14. M. Courtnall y F.B. Pickering: Met. Sci., 1976, 10, p.273.
15. A.W.S.: Welding Handbook, 7 ed., vol. 4, p. 90, A.W.S. Miami, 1982.

16. A. Tamba, S. Fortunati, M. Sarracino y G. Bombara: Stainless Steel '77 (Proc. Conf.) London, England, Sept. 1977, p. 97.
17. T.J. Nichol: Met. Trans., 1977, vol. 8A, p. 229-237.
18. I.A. Franson: Met. Trans, 1974, vol. 5, p. 2257-2264.
19. G. Gemmel y S. Nordin: Advanced stainless steels for seawater applications (Proc. Dymp.), Piacenza, Italia, feb. 1980, p. 71-80.
20. C.W. Kovach y J.C. Thackray: Ibidem p. 81-92.
21. H. Brandis y H. Kiesheyer: Ibidem p. 93-102.
22. M.A. Streicher: Corrosion-NACE, 1974, vol. 30, p. 115-124.
23. A.P. Bond, C. Bertoli y H.J. Dundas: Ibidem 21, p. 1-10.
24. J.M. Beigay, H.E. Deverell y T.A. Siewert: Welding Design and Fabrication, 1979, p. 101-106.
25. J. Hammond y R.A.E. Hooper: Welding in the World, 1981, vol. 19, p. 172-187.

Tabla 1: COMPOSICION QUIMICA DE ALEACIONES INOXIDABLES FERRITICAS.

Tipo	UNS	Nombre Comercial	Cr	Mo	C	N	Ni	Ti	Nb	Mn	Si	P	S	Otros
AISI 405	S40500		11,5-14,5	-	0,08	-	-			1,0	1	0,04	0,03	0,1-0,3Al
AISI 409	S40900		10,5-11,7	-	0,08	-	>6xC			1,0	1	0,045	0,045	
AISI 429	S42900		14 -16	-	0,12	-				1,0	1	0,04	0,03	
AISI 430	S43000		16 -18	-	0,12	-				1,0	1	0,04	0,03	
AISI 434	S43400		16 -18	0,75-1,25	0,12	-				1,0	1	0,04	0,03	
AISI 436	S43600		16 -18	0,75-1,25	0,12	-	>5XC			1,0	1	0,04	0,03	
AISI 442	S44200		18 -23	-	0,20	-				1,0	1	0,04	0,03	
AISI 446	S44600		23 -27	-	0,20	0,25	-			1,5	1	0,04	0,03	
AISI 444	S44400		17,5-19,5	1,75-2,5	0,025	0,035	1	>0,2+4(C+N)		1,0	1	0,04	0,03	
26-1	S44626	E-Brite	25 -27	0,75-1,5	0,002	0,01	0,5	0,2-1	0,1	0,75	0,75	0,04	0,02	Cu<0,2
26-15			25 -27	0,75-1,5	0,020	0,020	~0,1	~0,5		~0,30	~0,3	~0,015	0,02	
29-4	S44700	AL 29-4	28 -30	3,5 -4,2	0,010	0,015	~0,15	-		0,30	0,2	0,025	0,02	Cu<0,15
29-4C			28 -30	3,5 -4,2	0,010	0,015	~0,15	0,4		0,30	0,2	0,025	0,02	Cu<0,15
29-4-2	S44800		28 -30	3,5 -4,2	0,010	0,015	2-2,5	0,4		0,30	0,2	0,025	0,02	Cu<0,15
25-4-4-Ti		Monit	~25	~4	0,025	0,025	~4	0,4				0,03	0,02	
26-3-2-Ti		Sea Cure	~26	~3	0,025	0,035	~2,5	~0,4	-					
28-2-4-Nb		Superferrit	27 -29	1,8 -2,5	0,020	0,030	3-3,5	-	>12(C+N)					

Los valores únicos indican máximos, salvo cuando se indique lo contrario.

TABLA II - TEMPERATURAS DE TRANSICION DE UN ACERO 28Cr-2Mo-0,4Ti (10)

Composición	C	Cr	Mo	S(max)	P(max)	Ti	N
	0,015	18	2,4	0,020	0,030	0,4	0,010
Espeor mm	Temperatura de transición (°C)						
	Metal base						
	ZAC						
2	-40						
3	-20						
	-10						
	0						

TABLA III - PROPIEDADES MECANICAS DE ACEROS EBI

Aleación	Tensión de Fluencia (MPa)	Tensión de Rotura (MPa)	Elongación %	Temp. de Transición (°C)	Dureza RB
Tipo 316 (7)	206	517	40	-240	95 max
Tipo 446 (7)	310	517	20	122	95 max
18Cr-2Mo-Ti (16)	357	546	27,9	-70	
25Cr-4Ni-4Mo-Ti (19) Monit	640	720	29		250
26Cr-1Mo (18) E.Brite 26-1	345	485	35	-62	83
26Cr-3Mo-2Ni-Ti SEA CURE (20)	517	621	32		95
28Cr-2Mo-4Ni-Nb Superferrit (21)	450	550 a 700	15 a 20	-5	83 a 98
29Cr-4Mo (7)	545	614	27	+16	94
29Cr-4Mo-2Ni (17)	614	682	24	-7*	95

* Para chapa de 1,65 mm temp.transición: -90°C.

TABLA IV - CORROSION GENERALIZADA EN ACIDOS EN EBULLICION

Aleación	Velocidad de corrosión (mm/año) ¹							
	Nítrico (65%)	Sulfúrico con sulfato férrico	Fórmico (45%)	Oxálico (10%)	Acético (20%)	Bisulfato de sodio (10%)	Sulfúrico (10%)	Clorhídrico (1%)
Acero al C (AISI 1020)	4500	--	630	62	170	1000	1300	430
Tipo 430 (16%Cr)	0.5+	7.9*	2200	160	80	2300	6400	1500
Tipo 446 (25%Cr)	0.2+	0.9*	250	180	0.0+	1600	6900	1900
Fe-35%Cr (alta pureza)	0.2+	0.2*	0.2*	0.0*	0.0+	0.2*	0.4*	1500
			(1100)	(800)		(2700)	(5000)	
Tipo 304 (18Cr-8Ni)	0.2+	0.6*	44	15	0.1+	70	400	81
Tipo 316 (18Cr-10Ni-2,5Mo)	0.3+	0.6*	13	2.4	0.1+	4.3	22	71
Carpenter 20Cb-3 (20Cr-34Ni-2,5Mo-3,5Cu)	0.2+	0.2*	0.2+	0.2	0.1+	0.3	1.1	0.0
Hastelloy C (16Cr-54Ni-16Mo-4W)	11.4+	6.1*	0.1+	0.2	0.0+	0.2	0.4	0.3
Titanio	0.3+	5.9*	22	24	0.0+	6.4	160	5.6
Fe-18Cr-2Mo-Ti	/5.8/*	/4.1/*	10	250	0.0+	930	2400	850
Fe-26Cr-1Mo (alta pureza)	0.1+	0.4*	0.1	0.2*	0.0+	0.0*	3400	0.7*
				(550)		(1800)		(2000)
Fe-26Cr-1Mo-Ti	0.1+	0.3*	0.1	0.1*	0.0+	0.0*	3200	0.1*
				(350)		(1500)		(1600)
Fe-28Cr-2Mo-4Ni-Nb	0.2+	0.3*	0.1	0.1	0.0+	0.0	0.2	0.0
Fe-29Cr-4Mo	0.1+	0.2*	0.1	0.3	0.0+	0.2*	1300	0.2*
						(500)		(550)
Fe-29Cr-4Mo-2Ni	0.1+	0.2*	0.1	0.1	0.0+	0.0	0.2	0.2

¹ Ensayos sobre probetas de 25x25 mm en 600 ml de solución de ácidos cuya concentración se da en peso, durante tiempos entre 5 min y 10 días según la velocidad.

* Probeta pasiva no autorrepasivante al ser activada por contacto con una barra de hierro. El número entre paréntesis es la velocidad en estado activo y el número subrayado es la velocidad de autorrepasivación.

+ No puede ser activado por contacto con una barra de hierro.

// Corrosión intergranular muy severa.

TABLA VI - RESUMEN DE PROPIEDADES DE LOS NUEVOS ACEROS EBI (7)

Propiedades	Aleación					
	18Cr-2Mo-Ti	26Cr-1Mo (alta pureza)	26Cr-1Mo-Ti	28Cr-2Mo-4Ni-Nb	29Cr-4Mo	29Cr-4Mo-2Ni
CBT	R*	R*	R*	F	R*	F
MgCl ₂ (155°C)	R	R	R	R	R	R
NaCl ² (103°C)						
Picado y corrosión por rendijas						
KMnO ₄ -NaCl	F	R	R	R	R	R
Temperatura ambiente	-	R	R	R	R	R
50°C	-	F	F	F	R	R
90°C						
Cloruro Férrico						
Temperatura ambiente	F	F	F	R	R	R
50°C	-	-	-	F	R	R
Acidos en ebullición						
Nítrico-65%	F+	R	F+	R	R	R
Fórmico-45%	F	R	R	R	R	R
Oxálico-10%	F	F	F	R	R	R
Sulfúrico-10%	F	F	F	R	F	R
Clorhídrico-1%	F	F	F	R	F	R
Temperatura de transición ²	+25 a +75°C	-62°C	+40°C	-5°C	+16°C	-7°C
Proceso de refinación	AOD o VOD	EB o VIM	AOD	VOD o AOD	VIM o EB	VIM

¹ R indica estado pasivo o autorepasivante con velocidades 0,2 mm/año

² Probetas normales de Charpy

* Las trazas de Cu y Ni deben mantenerse bajas para resistir fisuras en esta solución

+ No recomendado en soluciones oxidantes

R = Resistente

F = Falla

AOD = Decarburización por Ar-O₂

VOD = Decarburización por O₂ en vacío

VIM = Fusión por inducción bajo vacío

EB = Haz de electrones

