

CNEA-AC 73/85

PMTM/A-74

04.85.24

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

ACEROS

Capítulos del 8 al 13

Buenos Aires

1985

CAPITULO VIII

REVENIDO DE LA MARTENSITA

8.1. Introducción.

8.2. Revenido de aceros al carbono.

8.2.1. Revenido Estadio 1 (Hasta 250°C)

8.2.2. Revenido Estadio 2 (Entre 200 y 300°C).

8.2.3. Revenido Estadio 3 (Entre 200 y 350°C).

8.2.4. Revenido Estadio 4 (Por encima de 350°C).

8.2.5. Importancia del contenido de carbono.

8.3. Revenido de Aceros aleados.

8.3.1. Efecto de los elementos de aleación en la formación de carburos de hierro.

8.3.2. Formación de carburos aleados.

8.3.3. Nucleación y crecimiento de carburos aleados.

8.3.4. Revenido de aceros que contienen vanadio.

8.3.5. Revenido de aceros que contienen Cromo.

8.3.6. Revenido de aceros que contienen Molibdeno y Tungsteno.

8.3.7. Aceros aleados complejos.

8.4. Propiedades mecánicas de los aceros revenidos.

CAPITULO IX

DEFORMACION EN CALIENTE DE ACEROS

9.1. Introducción.

9.2. Resistencia a la deformación en caliente de aceros.

9.2.1. Influencia de la composición química sobre la resistencia a la deformación en caliente.

a) Influencia de los elementos que forman solución sólida intersticial.

b) Influencia de los elementos que forman solución sólida sustitucional.

- c) Influencia de los elementos que forman precipitados.
 - d) Influencia de las estructuras duplex.
- 9.3. Evolución microestructural durante la deformación en caliente.
- 9.3.1. Procesos de restauración dinámica.
- a) Recuperación dinámica.
 - b) Recristalización dinámica.
- 9.3.2. Procesos de restauración estática.
- a) Recristalización estática.
- 9.4. Ductilidad en caliente.
- 9.5. Aplicación industrial de los resultados obtenidos en el estudio de la deformación en caliente de aceros.
- 9.5.1. Aplicación de los datos de resistencia a la deformación.
- 9.5.2. Aplicación de los datos de evolución estructural.
- 9.5.3. Aplicación de los datos de ductilidad en caliente.

CAPITULO X

ESTRUCTURA DE ACEROS ALEADOS

- 10.1. Carburos en aceros.
- a) Carburos binarios
 - b) Carburos ternarios
- 10.2. Sistemas ternarios Fe-M-x
- 10.3. Aceros al níquel
- 10.4. Aceros al Manganeso
- 10.5. Aceros rápidos.

CAPITULO XI

ACEROS INOXIDABLES

- 11.1. Fenómeno de corrosión.
- 11.1.1. Pasivación.

- 11.1.2. Oxidación.
- 11.1.3. Sensitización.
- 11.1.4. Picado.
- 11.1.5. Corrosión bajo tensión.
- 11.2. Influencia de los aleantes.
 - 11.2.1. Cromo.
 - 11.2.2. Níquel.
 - 11.2.3. Solutos intersticiales.
 - 11.2.4. Solutos alifáticos.
 - 11.2.5. Solutos sólidos intermetálicos.
 - 11.2.6. Precipitados.
 - 11.2.7. Otros aleantes.
- 11.3. Tipos de aceros inoxidables.
 - 11.3.1. Aceros inoxidables ferríticos.
 - 11.3.1.1. Propiedades mecánicas.
 - 11.3.1.2. Soldadura.
 - 11.3.1.3. Corrosión.
 - 11.3.2. Aceros inoxidables martensíticos.
 - 11.3.2.1. Propiedades mecánicas.
 - 11.3.2.2. Trabajo mecánico.
 - 11.3.2.3. Corrosión.
- 11.4. Aceros inoxidables de transformación controlada.
- 11.5. Aceros inoxidables austeníticos.
 - 11.5.1. Propiedades mecánicas.
 - 11.5.2. Soldadura.
 - 11.5.3. Corrosión y oxidación.
- 11.6. Procesos de producción y fabricación.

CAPITULO XII

FRAGILIZACION Y FRACTURA DE ACERO

- 12.1. Introducción.
- 12.2. Fractura por clivaje en hierro y acero.
- 12.3. Factores que influyen en el comienzo de la fractura por clivaje.
- 12.4. Criterio para la transición dúctil-frágil.

- 12.5. Aspectos prácticos de la fractura frágil.
- 12.6. Rotura dúctil o fibrosa.
 - 12.6.1. General.
 - 12.6.2. Rol de las inclusiones en la ductilidad.
 - 12.6.3. Rol de los carburos en la ductilidad.
- 12.7. Fragilización intergranular.
 - 12.7.1. Fragilización por revenido.
 - 12.7.2. Sobrecalentamiento y quemado.
- 12.8. Fragilización por condiciones ambientales.
 - 12.8.1. Fragilización por corrosión bajo tensión.
 - 12.8.2. Fragilización por neutrones.
 - 12.8.3. Fragilización por metales líquidos.

CAPITULO XIII

DESGASTE

- 13.1. Introducción.
- 13.2. Elementos básicos del tema de resistencia al desgaste.
- 13.3. Resistencia al desgaste y propiedades mecánicas.
- 13.4. Mecanismos de desgaste en los aceros.
 - 13.4.1. Desgaste abrasivo.
 - 13.4.2. Desgaste por adhesión.
 - 13.4.3. Efectos combinados de adhesión y abrasión.
 - 13.4.4. Fatiga por contacto.
 - 13.4.5. Capas de fricción en superficies de aceros desgastados.

CAPITULO VIII

REVENIDO DE LA MARTENSITA

8.1. INTRODUCCION:

La estructura martensítica obtenida en un acero luego del temple, es normalmente una fase muy frágil y es necesario modificar sus propiedades mecánicas mediante tratamientos térmicos en el rango de 150 a 700°C. Este tratamiento se denomina de revenido y se aplica generalmente el término de aceros bonificados a aquellos aceros templados que recibieron ese tratamiento.

Escencialmente, la martensita es una solución sólida altamente saturada de carbono en hierro, en la cual durante el revenido, se produce la precipitación de carbono en la forma de finas partículas divididas de carburos. Esta dispersión de carburos en la matriz de hierro α , le confiere un aspecto estructural que se distingue notablemente de la martensita original.

8.2. REVENIDO DE ACEROS AL CARBONO:

En función del rango de temperaturas empleadas en el proceso de revenido, este puede ser clasificado en cuatro etapas distintas, que pueden no obstante superponerse:

Estadio 1, hasta 250°C → precipitación de carburo ϵ ; pérdida parcial de la tetragonalidad de la martensita.

Estadio 2, entre 200 y 300°C → descomposición de la austenita retenida.

Estadio 3, entre 200 y 350°C → reemplazo del carburo ϵ por la cementita; la martensita pierde la tetragonalidad.

Estadio 4, por encima de 300°C → granulación y esferoidización de la cementita; recuperación y recristalización de la ferrita.

8.2.1. REVENIDO ESTADIO 1 (Hasta 250°C):

La martensita formada en aceros de medio y alto carbono (0,3 a 1,5% C) no es estable a temperatura ambiente ya que los átomos de carbono pueden difundir. Esta inestabilidad se incrementa con el aumento de la temperatura produciendo la pre cipitación de carburo ϵ (hcp), Figura 8.1.

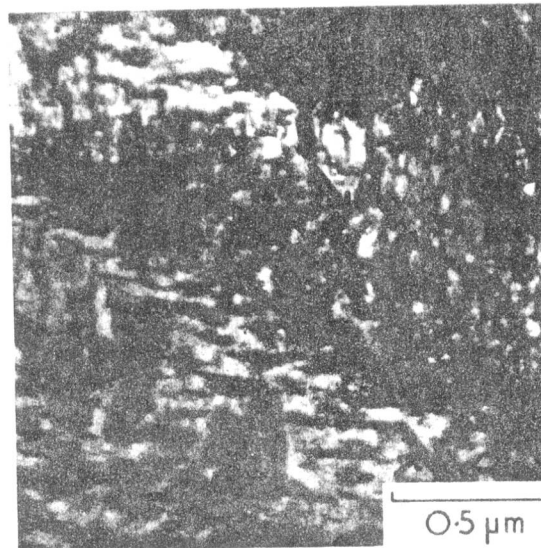


FIG.8.1. Fe-0,8C TEMPLADO Y REVENIDO A 250°C. PRECIPITADOS DE CARBURO ϵ Y CEMENTITA.

Medidas de rayos X indican que el espaciado cristallino de $(101)_\alpha // (1011)_\epsilon$ está dentro de un 0,5% por lo que se da una coherencia cristalina en las primeras etapas de la pre cipitación. En los aceros de alto carbono, se observa un incremento de la dureza por precipitación de carburo ϵ en la martensita, dentro del rango de temperaturas de revenido entre 50 y 100°C.

Al final del estadio 1, la martensita todavía posee tetragonalidad, con un contenido de carbono de alrededor 0,25%.

8.2.2. REVENIDO ESTADIO 2 (entre 200 y 300°C):

Durante el estadio 2, la austenita retenida luego del temple, se descompone posiblemente en bainita ferrítica y cementita, pero no se ha hecho una comparación detallada entre esa fase y la bainita inferior. La observación directa de la austenita retenida en la microestructura es dificultosa, particularmente si se presenta en bajas concentraciones. En aceros al carbono por debajo de 0,5% C, la concentración de austenita retenida está a menudo por debajo del 2% elevándose al 6% para 0,8 % C y llegando a ser superior al 30% para 1,25%C.

8.2.3. REVENIDO ESTADIO 3 (entre 200 y 350°C):

Durante este estadio, la cementita aparece primero en la microestructura como varillas Widmanstatten, con una relación de orientación bien definida con la matriz, la que a su vez pierde la tetragonalidad convirtiéndose en ferrita. Esta reacción comienza a los 100°C y se desarrolla totalmente a los 300°C, con partículas de hasta 200 μm de largo y de un diámetro de 15 μm . Una estructura similar es observada a menudo en aceros de bajo carbono templados, como resultado de la formación de Fe_3C durante el temple. En el caso del revenido en este estadio, los sitios preferidos de nucleación de la cementita son las interfases de los carburos ϵ con la matriz (Figura 8.1.) y, a medida que las partículas de Fe_3C crecen, las de carburos ϵ desaparecen.

También son sitios de nucleación, en aceros de alto carbono, la microestructura de maclas formadas en el temple. La cementita crece en los planos límites de maclas, formando colonias de orientación similar a los planos $\{112\}_\alpha$ de hábito (Figura 8.2.), lo que consituye una marcada distinción con el plano corriente de hábito de la estructura Widmanstatten.

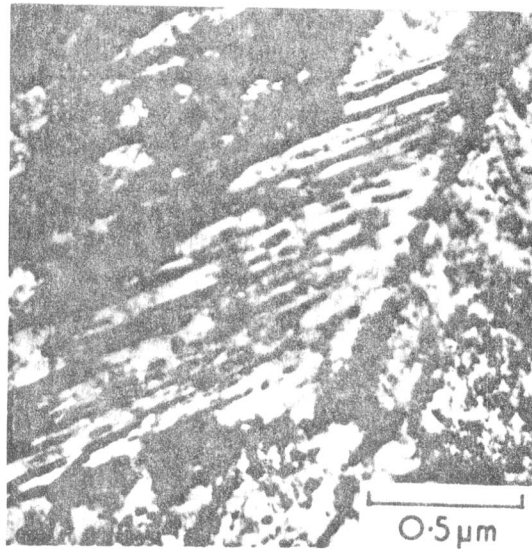


FIG. 8.2. Fe - 0,8C TEMPLADO Y REVENIDO A 450°C: EL Fe₃C CRECIO A LO LARGO DE LOS LIMITES DE MACLAS.

El tercer sitio para nucleación de la cementita son los límites de grano, ya sea de la martensita o de la austenita original (Figura 8.3.).

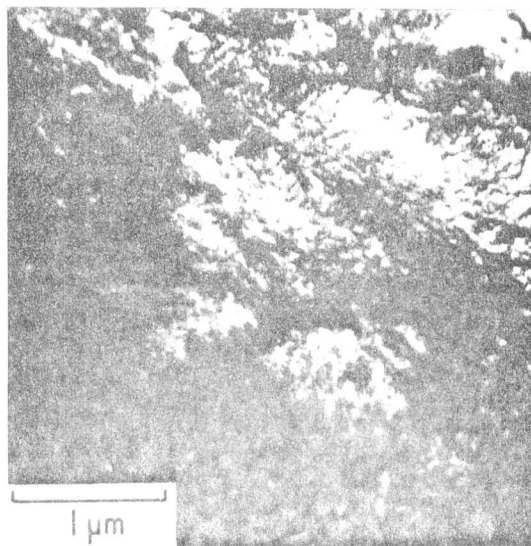


FIG.8.3. Fe - 0,8 C TEMPLADO Y REVENIDO A 250°C. PRECIPITACION DE Fe₃C EN LOS LIMITES DE GRANO.

La cementita se puede formar como filmes muy delgados que son difíciles de detectar, pero se esferoidizan gradualmente hasta quedar como partículas bien definidas de Fe_3C en las regiones de límites de grano. Existen evidencias que estos filmes de cementita en los bordes de grano afectan la ductilidad, por lo que se hace necesario modificar esta estructura mediante el agregado de elementos de aleación.

Durante este tercer estadio de revenido, desaparece la tetragonalidad de la matriz por la precipitación del carbono, evolucionando hacia una matriz ferrítica no sobresaturada en carbono. Cambios subsiguientes en la morfología de las partículas de cementita, ocurren por un proceso clásico de precipitación homogénea, en el cual las partículas más pequeñas (tamaño inferior al crítico), se disuelven en la matriz, proveyendo el carbono necesario a un crecimiento selectivo de las partículas más grandes.

8.2.4. REVENIDO ESTADIO 4 (por encima de 350°C):

Es habitual definir este estadio como aquel en el que la cementita sufre un proceso de engrosamiento, perdiendo su morfología cristalográfica tendiendo hacia la esferoidización. El engrosamiento comienza entre los 300 y 400°C, mientras la esferoidización se incrementa gradualmente a temperaturas más elevadas. A 700°C, los límites de los listones martensíticos son reemplazados por límites de grano ferríticos equiaxiales, mediante un proceso clásico de recristalización. El resultado final es un arreglo equiaxiado de granos ferríticos con partículas bastas esferoidizadas de Fe_3C , parcialmente precipitadas en los bordes de grano, Figura 8.4.

La esferoidización de las varillas de Fe_3C es estimulada por el descenso de la energía superficial. Los límites de grano son preferidos por la facilidad de difusión en esas regiones. Por otro lado, el crecimiento de cementita en la ferrita,

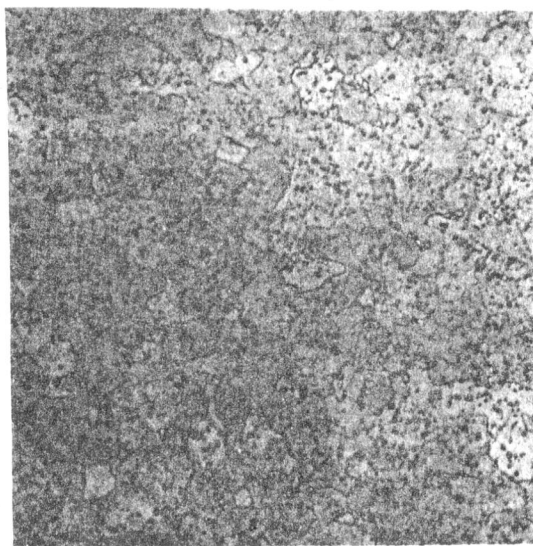


FIG. 8.4. Fe-0.17C, TEMPLADO EN AGUA DESDE 900°C Y REVENIDO 5h A 650°C. CEMENTITA ESFEROIDIZADA EN FERRITA EQUIAXIADA.

está asociado con un descenso de volúmen molar y se hace necesario disponer de la difusión de vacancias para acomodar el crecimiento de la cementita. Así, las vacancias liberadas de las pequeñas partículas de Fe_3C que se redisuelven, necesitan difundir hacia las partículas en crecimiento, siendo entonces la difusión de vacancias el proceso que controla el engrosamiento de las partículas de cementita. De qué que la energía de activación medida para este proceso (210 a 315 k J mol^{-1}), es mucho mayor que aquella necesaria a la difusión de carbono en ferrita ($\sim 84 \text{ k J mol}^{-1}$) y del orden de la energía de activación para la autodifusión de $\text{Fe-}\alpha$ ($\sim 250 \text{ k J mol}^{-1}$).

Los límites originales de la martensita permanecen estables hasta unos 600°C , pero en el rango de 350 a 600°C , existe un considerable arreglo de dislocaciones dentro de los listones martensíticos y en los límites de los mismos, que son esencialmente límites de bajo ángulo. Este proceso, correspondiente a una recuperación, es reemplazado para temperaturas de revenido entre 600 y 700°C , por otro de recristalización que resulta en la

formación de granos de ferrita equiaxiados con partículas esferoidales de Fe_3C . Este proceso es común en aceros de bajo carbono; para mayores contenidos en carbono, los límites de grano son anclados por las partículas de cementita y la recrystalización es más lenta.

8.2.5. IMPORTANCIA DEL CONTENIDO DE CARBONO:

El carbono afecta notablemente el comportamiento de los aceros en el revenido. En principio, la dureza misma de la estructura martensítica se ve influenciada por el carbono, como así también su morfología que, como se ha señalado en el capítulo 6, pasa de un plano de hábito $\{111\}_\gamma$ en aceros de hasta 0,3 % C, al plano $\{225\}_\gamma$ para mayores contenidos de C.

La temperatura M_s disminuye con el aumento del contenido en carbono y por lo tanto disminuye también, la probabilidad de un auto-revenido durante el temple. En cambio, en aceros con contenido en carbono inferior al 0,2%, es difícil observar la tetragonalidad de la martensita, puesto que la mayor parte del carbono segrega en los bordes de los listones martensíticos durante el temple.

La Figura 8.5. representa la dureza Vickers de aceros con concentración en C de hasta un 0,4%, en función de la temperatura de revenido. En general, para cualquier concentración en carbono, la dureza disminuye en función de la temperatura de revenido, aunque en aceros de alto carbono, se observa un incremento transitorio de la dureza a temperaturas entre 50 y 150°C como consecuencia de la precipitación de carburo ϵ .

La Figura 8.5. señala igualmente, los principales procesos físicos que intervienen en los cuatro estadios de revenido estudiados.

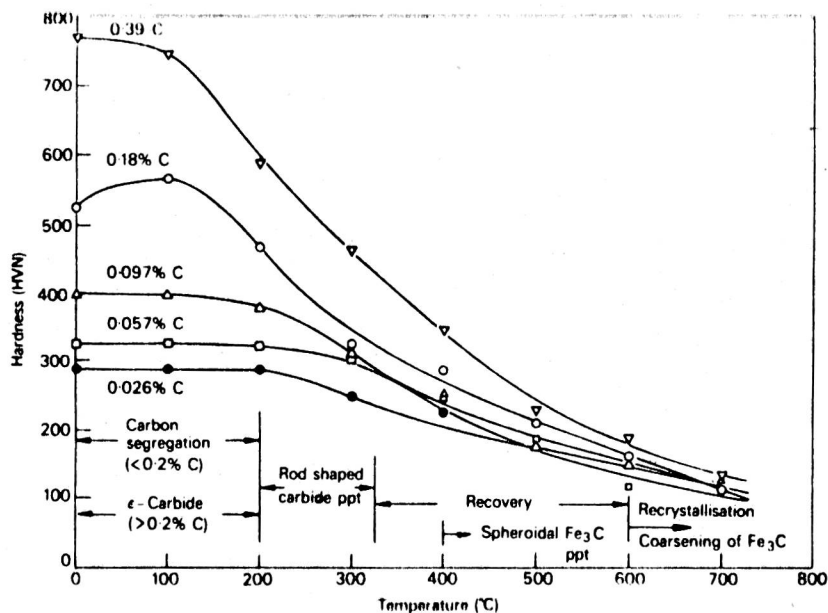


FIG.8.5. DUREZA VICKERS EN ACEROS AL CARBONO TEMPLADOS Y REVENIDOS 1h EN EL RANGO DE 100 a 700°C.

8.3. REVENIDO DE ACEROS ALEADOS:

En esta sección, examinaremos los efectos adicionales de los elementos de aleación en el revenido de los aceros templados. Estos influyen no solo las cinéticas de las reacciones básicas, sino también los productos de esas reacciones.

8.3.1. EFECTO DE LOS ELEMENTOS DE ALEACION EN LA FORMACION DE CARBUROS DE HIERRO.

Los cambios estructurales ocurridos durante el primer estadio de revenido son difíciles de determinar. Sin embargo, está determinado que ciertos elementos, notablemente el silicio, pueden estabilizar el carburo ϵ , de manera tal que en aceros con 1 a 2% Si, esta microestructura se encuentra presente a temperaturas de revenido de 400°C y aún a temperaturas más elevadas con

el incremento del tenor de Si. Esta evidencia sugiere que tanto la nucleación como el crecimiento del Fe_3C , se ven demoradas por el Si y además que este elemento entra en la estructura del carburo ϵ .

Mientras que en los aceros al carbono, la tetragonalidad de la martensita desaparece a los 300°C , en aceros que contienen algunos elementos de aleación, como Cr, Mo, W, V, Ti, Si, la tetragonalidad cristalina se mantiene hasta temperaturas de revenido de 450°C y aún de 500°C . Evidentemente, estos elementos de aleación incrementan la estabilidad de la solución sólida supersaturada de carbono de hierro. En contraste con este comportamiento, otros elementos aleantes, como el Ni y el Cu, decrecen la estabilidad. La Figura 8.6. ilustra, con referencia

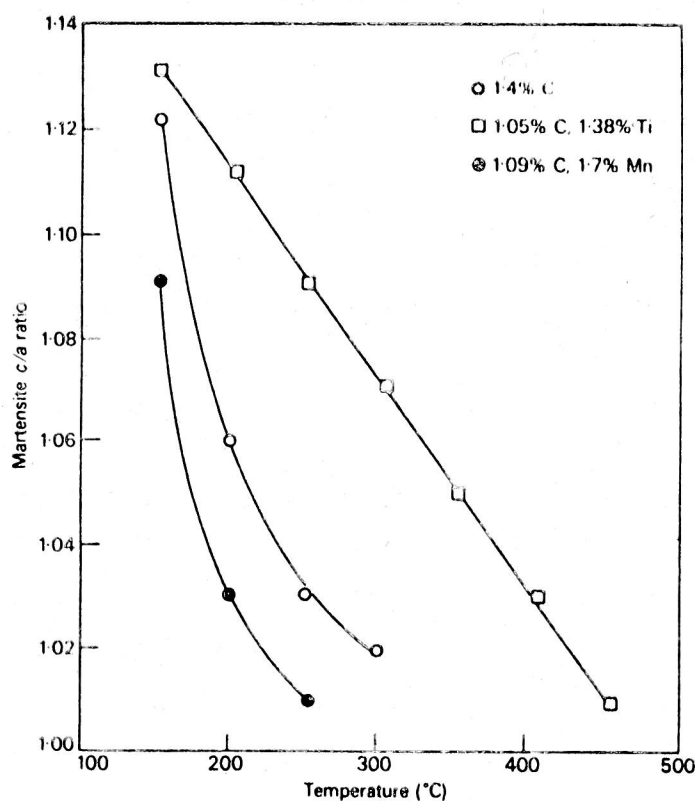


FIG.8.6. EFECTO DEL Ti Y EL Mn EN LA TETRAGONALIDAD DE LA MARTENSITA DURANTE EL REVENIDO.

a un acero al carbono, los efectos opuestos del Ti y el Mn, respecto a la tetragonalidad de la martensita durante el revenido.

La austenita retenida, cuya proporción se incrementa con el agregado de aleantes, se presenta muchas veces como una malla fina en torno a los listones martensíticos. La Figura 8.7. ilustra este comportamiento al manifestarse la austenita como

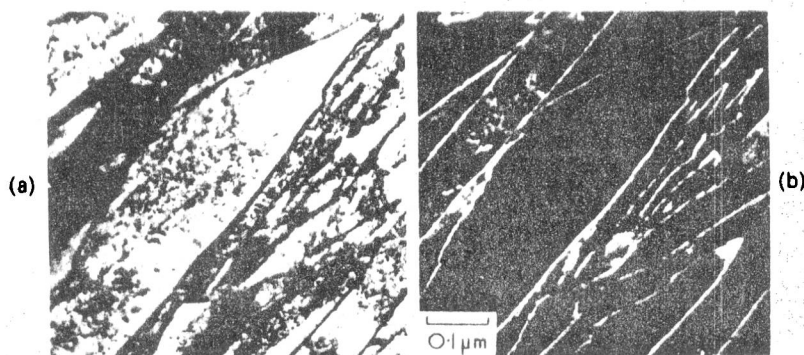


FIG.8.7. Fe - 10 Cr - 0,2 C TEMPLADO EN HIELO Y SALMUERA DESDE 1150°C. MARTENSITA CON AUSTENITA RETENIDA: a) MET-CAMPO CLARO; g) MET-CAMPO OSCURO.

áreas claras en la micrografía tomada en campo oscuro. Al revernirse un acero con esa microestructura a 300°C, la austenita se descompone dando como resultado un film de cementita en los bordes de granos martensíticos, que puede llegar a ser continua cuando la concentración de austenita retenida es alta. Esta estructura es responsable de la fragilización por revenido, que se presenta en el rango de 300 a 350°C.

Los elementos de aleación pueden también limitar el engrosamiento de la cementita en el rango de 400 a 700°C.

Principalmente el Si, Cr, Mo y W, provocan que la cementita retenga su estructura fina Widmanstätten a altas temperaturas, debido a su acción en la estructura de la cementita o por segregación en las interfases carburo-ferrita. El efecto es evidentemente, demorar el proceso de ablandamiento en el revenido.

8.3.2. FORMACION DE CARBUROS ALEADOS:

Algunos elementos de aleación en los aceros forman carburos que son termodinámicamente más estables que la cementita. Los elementos Cr, Mo, V, W y Ti forman todos carburos con más entalpías de formación, mientras que otros como el Ni, Co y Cu no forman fases carburo. El manganeso es un débil formador de carburo y se lo encuentra en solución sólida en la cementita y no como compuesto.

Cuando los elementos formadores de carburo se encuentran presentes en suficiente concentración en los aceros, debe esperarse que sus carburos se formen con preferencia a la cementita. Sin embargo, estos carburos recién se forman en el rango de 500 a 600°C, debido a la lenta difusión de los elementos sustitucionales respecto al carbono y al nitrógeno.

Otro fenómeno con marcada influencia en las propiedades mecánicas de los aceros, es el engrosamiento de los carburos con el aumento de la temperatura de revenido. En carburos míxtos, la cinética de engrosamiento depende del coeficiente de difusión del soluto y, bajo las mismas condiciones, el crecimiento de la cementita es mayor que el de los carburos aleados. En aceros aleados donde coexisten la cementita y el carburo mixto, la dispersión de cementita es siempre más gruesa. La habilidad de ciertos elementos de aleación de formar una dispersión fina de carburos aleados en el rango de 500 a 600°C y de permanecer finas, luego de revenidos prolongados, ha dado origen al desarrollo de aceros de alta resistencia. Así, en algunos aceros aleados, se han alcanzado valores de dureza en revenido, mayores que en la estructura de temple, tal como se muestra en la Figura 8.8. Este fenómeno, es a menudo llamado de endurecimiento secundario y se presenta en aceros que contienen Mo, V, W, Ti y así también en aceros con elevada concentración de Cr.

Este proceso de endurecimiento secundario, es del tipo de una reacción de envejecimiento en el cual, la dispersión de cementita gruesa es reemplazada por una nueva y mucho más fina dispersión de carburos míxtos.

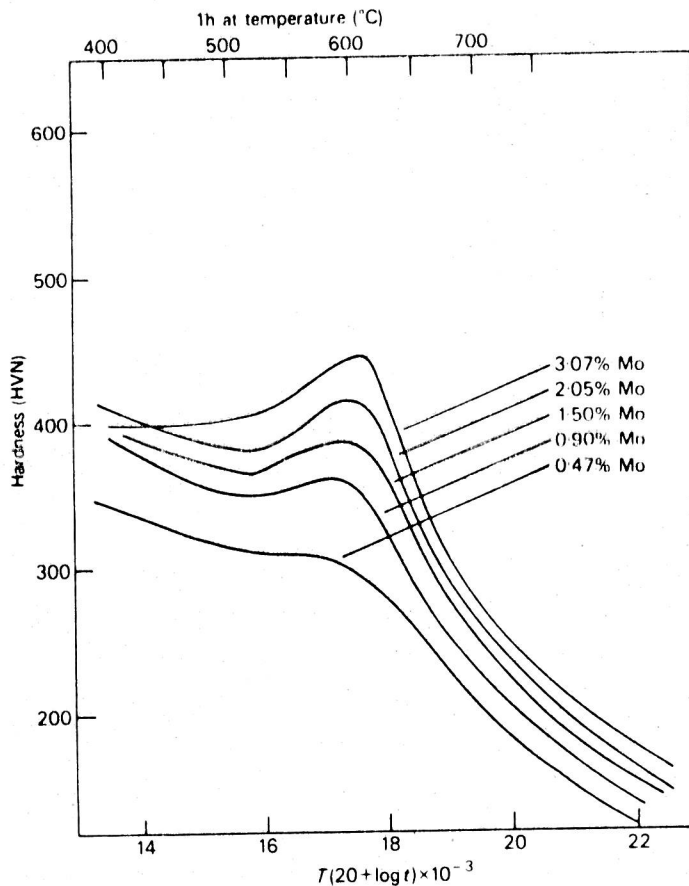


FIG.8.8.EFECTO DEL Mo EN EL REVENIDO DE UN ACERO DE 0,1% C
TEMPLADO.

8.3.3. NUCLEACION Y CRECIMIENTO DE CARBUROS ALEADOS:

Los carburos aleados o míxtos se pueden formar al menos de tres maneras:

1) Nucleación in-situ en las partículas pre-existentes de cementita. A medida que crece, el carbono es provisto por la cementita que desaparece gradualmente.

2) Nucleación dentro de la matriz ferrítica a partir de la estructura de dislocaciones de la martensita.

3) En los límites de granos y de sub-granos, que comprenden los de la austenita original, los de la martensita primitiva (ahora ferrita) y los nuevos límites de grano ferríticos, formados por coalescencia de sub-granos o por recrystalización.

En las microfotografías de la Figura 8.9., obtenidas en el

MET a partir de láminas delgadas del acero Fe-4 Mo- 0,2C, se presentan las evidencias experimentales de los tres procesos de nucleación y crecimiento señalados.

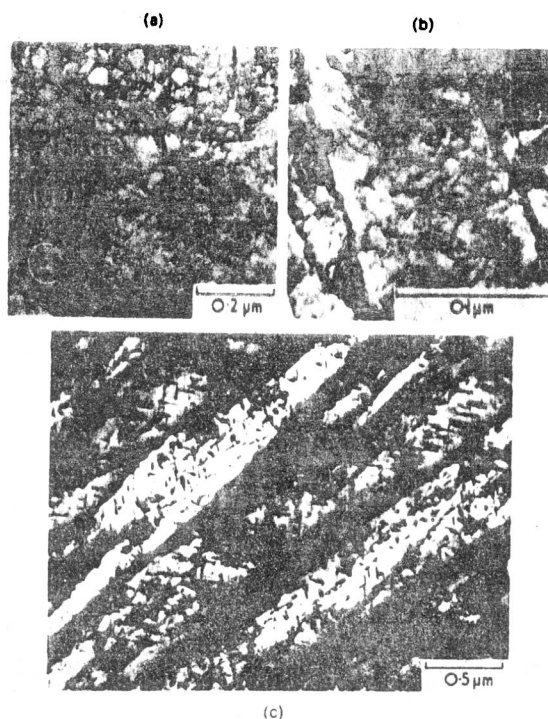


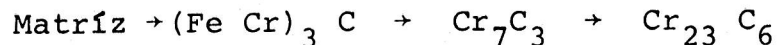
FIG. 8.9. REVENIDO DEL ACERO Fe-4 Mo-0,2C. MET: a) 4¹/₂ h A 550°C Fe_3D (WIDMANSTATTEN) TRANSFERENCIA IN-SITU A Mo_2C Y COMIENZA LA NUCLEACION EN DISLOCACIONES. b) 5 h A 600°C. PRECIPITACION DE Mo_2C EN DISLOCACIONES DENTRO DE LOS PRIMITIVOS LISTONES MARTENSITICOS. c) 30 MIN. A 700°C. PRECIPITACION DE Mo_2C EN EL SENO DE LOS LISTONES FERRITICOS FORMADOS DE LA MARTENSITA Y PRECIPITACION DE M_6C EN SUS BORDES.

8.3.4. REVENIDO A ACEROS QUE CONTIENEN VANADIO:

El vanadio es un enérgico formador de carburo VC. Muchos de los aceros que contienen vanadio. por ejemplo 1/2 Cr 1/2 Mo 1/4 V, 1 Cr 1/4 V, 3 Cr 1 Mo 1/4 V, 1 Cr 1 Mo 3/4 V, muestran una extensiva precipitación de carburo de vanadio durante el revenido, como consecuencia no sólo de la estabilidad de ese carburo frente a la cementita, sino también respecto a los carburos de Cr y Mo. A causa de esta habilidad, de mantener una fina dispersión de carburos aún a temperaturas próximas a los 700°C, el vanadio es un constituyente importante de los aceros afectados a altas temperaturas de servicio.

8.3.5. REVENIDOS DE ACEROS QUE CONTIENEN CROMO:

El Cr es un formador de carburos más débil que el V. La secuencia normal de los carburos formados en aceros al cromo durante el revenido es la siguiente:



Mientras esta secuencia ocurre en aceros de alto cromo, por debajo al de 7% Cr el $\text{Cr}_{23} \text{C}_6$ no se forma, a no ser que otro metal tal como el Mo, se encuentra presente.

El efecto del Cr en el revenido de un acero que contiene 0,36% C, se muestra en la Figura 8.10. Hasta 4% Cr, la transformación Fe_3C a Cr_7C_3 , ocurre principalmente por nucleación en las interfases cementita-ferrita. Aceros hasta un 9% Cr no muestran pico de endurecimiento secundario mientras que este se presenta para un contenido de 12% Cr, debido a la precipitación de Cr_7C_3 .

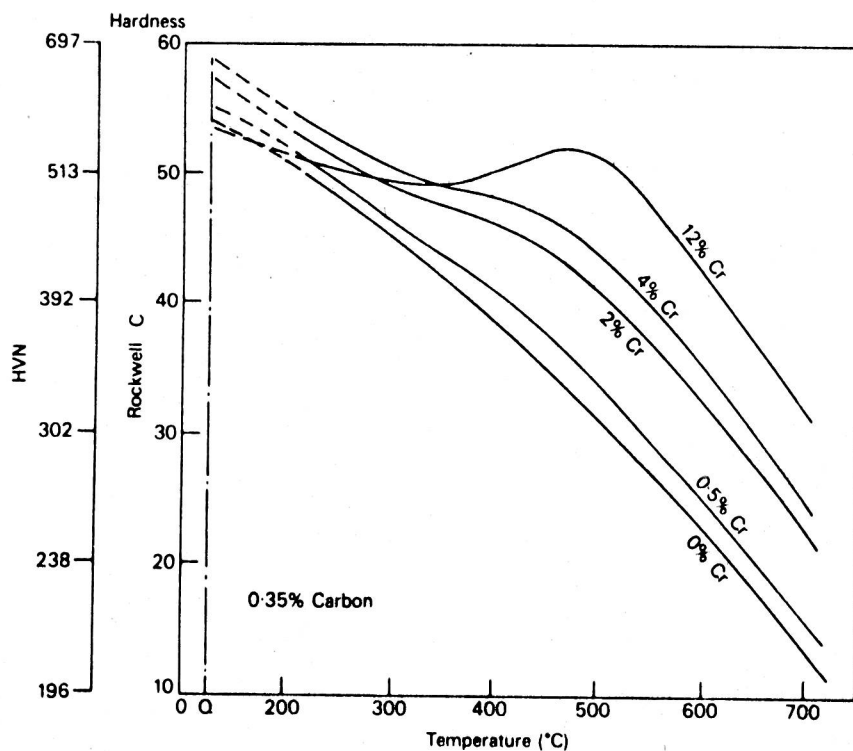


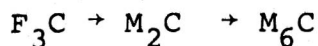
FIG.8.10. EFECTO DEL Cr EN EL REVENIDO DE UN ACERO 0,35%.

El Cr difunde más rápidamente en la ferrita que otros elementos de aleación, por lo que el Cr_7C_3 es detectado durante el revenido a temperaturas tan bajas como 500°C y, en comparación con el carburo de vanadio, el carburo de Cr engrosa rápidamente si no se agregan otros elementos de adición como el Mo.

La transición de Cr_7C_3 a Cr_{23}C_6 en los aceros de alto cromo, se efectúa mediante redisolución del primero y nucleación y crecimiento separado del segundo. El agregado de elementos de adición puede promover la formación de uno u otro compuesto, por ejemplo el W, promueve la formación de Cr_{23}C_6 al permitir su nucleación más rápida, mientras que el V tiende a estabilizar el Cr_7C_3 porque disminuye su velocidad de redisolución. Por ser de una dispersión más fina el Cr_7C_3 respecto al Cr_{23}C_6 es preferido el vanadio como aleante en los aceros al Cr.

8.3.6. REVENIDO DE ACEROS QUE CONTIENEN MOLIBDENO Y TUNGSTENO:

Cuando el Mo o el W es el elemento predominante de aleación en un acero, un número diferente de fases carburo son posibles pero, para composiciones entre 4 y 6% del elemento aleante, la secuencia de carburos es:



Los carburos responsables del endurecimiento secundario son los carburos hexagonales Mo_2C y W_2C . La morfología de estos carburos es de varillas (Figura 8.11. a) que adoptan una

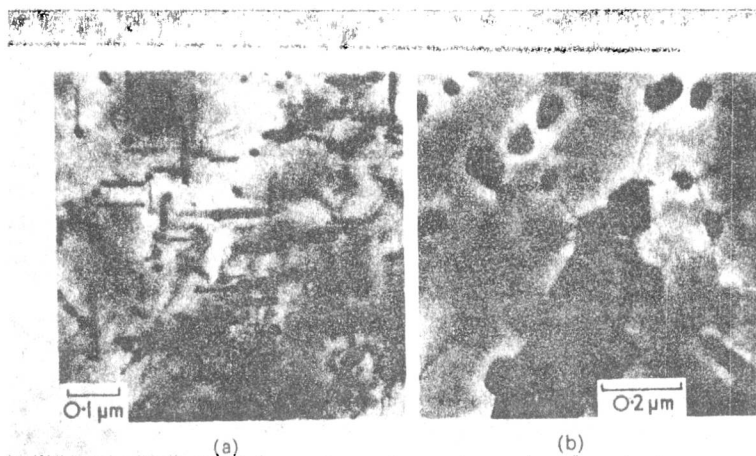


FIG. 8.11. Fe-6 W - 0,23 C TEMPLADO Y REVENIDO. MET: a) 100h a 600°C. AGUJAS DE W_2C A LO LARGO DE $\langle 001 \rangle_\alpha$. ALGUNAS PARTICULAS IRREGULARES DE M_6C . b) 26h A 700°C. M_6C MASIVO.

distribución Widmanstatten a lo largo de la dirección $\langle 100 \rangle_\alpha$. En aceros al Mo, el pico de endurecimiento secundario ocurre alrededor de 25h a 550°C, cuando las varillas tienen un largo de 10 a 20mm y 1 a 2 mm de diámetro. M_2C también se nuclea en los antiguos granos austeníticos y en los bordes de grano de la ferrita. Como en el caso de los aceros al V, el precipitado M_2C , se nuclea ya sea en las dislocaciones de la ferrita, como en las interfases Fe_3C - Ferrita, pero el endurecimiento secundario proviene de la nucleación dispersa en dislocaciones de M_2C .

Prolongando el revenido a 700°C, el complejo cúbico M_6C se forma predominante en los bordes de grano como partículas masivas que crecen rápidamente mientras la fase M_2C se reduelve (Figura 8.11.b.).

A bajas concentraciones de W o Mo (de 1/2 a 2%), otros dos carburos aleados son interpuestos en la secuencia de precipitación.

Son ellos el complejo cúbico $M_{23}C_6$ y el ortorómbico M_aC_b , probablemente Fe_2MoC . Estos carburos se encuentran como precipitados intermedios entre el M_2C y el M_6C .

8.3.7. ACEROS ALEADOS COMPLEJOS:

La presencia de más de un elemento formador de carburo, puede complicar el proceso de precipitación durante el revenido. En términos generales, la fase carburo más estable será la predominante, aunque esto supone que se alcance el equilibrio durante el revenido, lo que no ocurre a temperaturas por debajo de 500 o 600°C. El uso de sendos diagramas binarios para grupos de aceros, puede ser una guía útil en la predicción de las fases carburo o formarse durante el revenido. La secuencia de precipitación para una composición particular, puede ser aproximada dibujando una línea del origen del diagrama a la composición de interés. Por ejemplo, en el diagrama de la Figura 8.12, que da la consitución de carburos para aceros 0,2% C en función del contenido de vanadio y cromo, es posible examinar en un amplio rango de composiciones, las fases carburo en equilibrio a 700°C con la ferrita.

En este diagrama se observa que la fase cementita solo es estable para tenores de Cr hasta 1,5% o tenores de V hasta 0,6%.

Ciertos elementos que son fuertes formadores de carburo, como Nb, Ti y V, tienen efectos en el revenido, mas allá de la proporción de sus concentraciones.

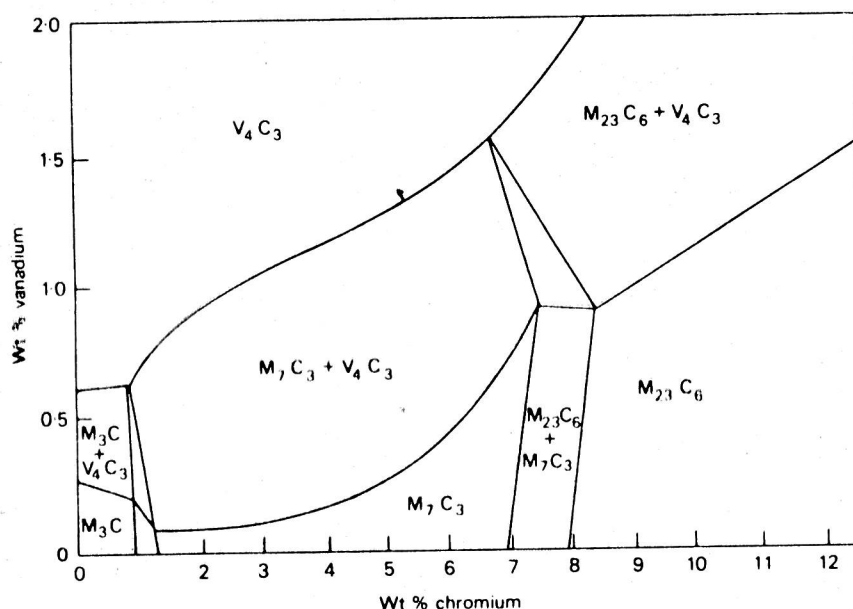


FIG.8.12. CONSTITUCION DE CARBUROS EN UN ACERO 0,2% C A 700°C, EN FUNCION DEL CONTENIDO EN CROMO Y VANADIO.

En concentraciones de 0.1% o menores, si la temperatura de revenido es suficientemente alta (550 a 650°C), ellas se combinan preferencialmente con parte del carbono y, además de la fase carburo mas estable (por ejemplo: Cr_7C_3 , Mo_2C), forman por separado una mucho mas fina dispersión, mas resistente al sobre-envejecimiento (Figura 8.13). Esta dispersión puede aumentar notablemente la reacción de endurecimiento secundario, poniendo en evidencia la importancia de estos elementos, enérgicos formadores de carburo, para lograr aceros de alta resistencia, no sólo en servicio a temperatura ambiente, sino también a temperaturas elevadas donde la resistencia al creep es a menudo un requisito esencial.

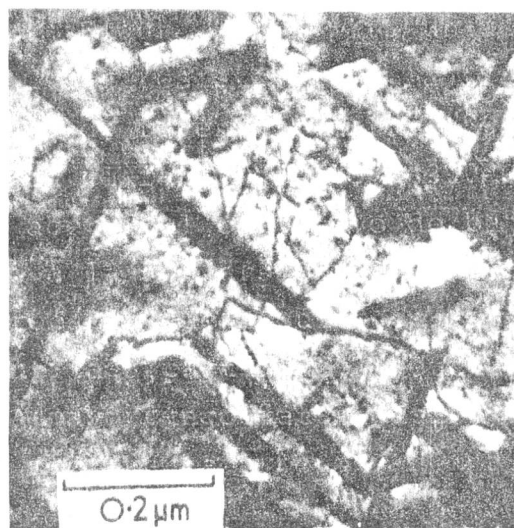


FIG. 8.13. Fe-4 Mo - 0,1 Nb-0,2 C REVENIDO 6h A 700°C. AGUJAS ENGROSADAS DE Mo_2C EN FERRITA Y PARTICULAS FINAS DE NbC EN DISLOCACIONES.

8.4. PROPIEDADES MECANICAS DE LOS ACEROS REVENIDOS:

Un amplio rango de propiedades mecánicas se obtienen de los aceros revenidos entre 200 y 700°C. Un ejemplo típico se muestra en la Figura 8.14. para un acero $1^{1/2}$ Ni- 1 Cr - 0,25 Mo - 0,4 C. La resistencia a la tracción varía, de acuerdo a la temperatura de revenido, entre 1800 a 900 M Pa. La ductilidad es mínima en el rango de 275 a 300°C, hecho que se observa igualmente en aceros al carbono o de baja aleación. Esto ha sido atribuido a la conversión de austenita retenida en bainita, pero es mas probable que resulte de la formación de filmes delgados de cementita a partir de la austenita en los límites interfaciales. A mayor temperatura estos filmes esferoidizan y la ductilidad se incrementa.

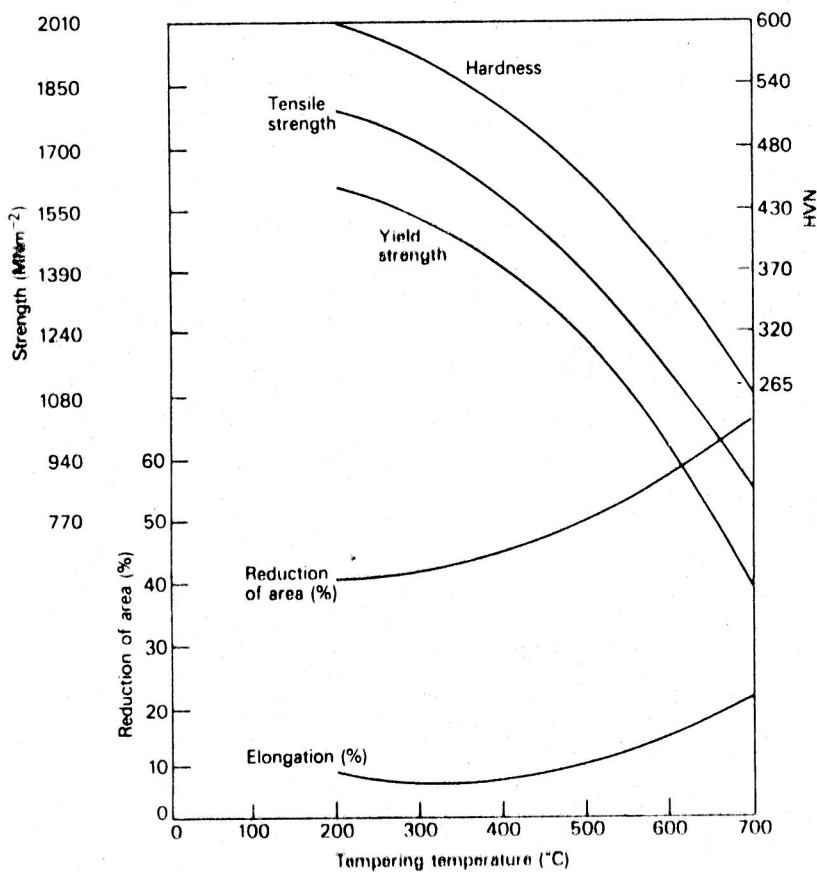


FIG. 8.14. ACERO 1,5Ni - L Cr - 0,25 Mo - 0,4 C. PROPIEDADES MECANICAS EN FUNCION DEL REVENIDO DURANTE 1h.

Para obtener aceros de alta resistencia ($\sim 1500 \text{ MPa}$), se emplean revenidos a bajas temperaturas (entre 200 y 300°C), donde la martensita permanece todavía altamente dislocada y la dispersión endurecedora es la cementita o el carburo ϵ . Aceros aleados revenidos en ese rango, no sólo provéen altos niveles de resistencia con alguna ductilidad, sino que son superiores a los aceros al C, como se muestra en la Figura 8.15

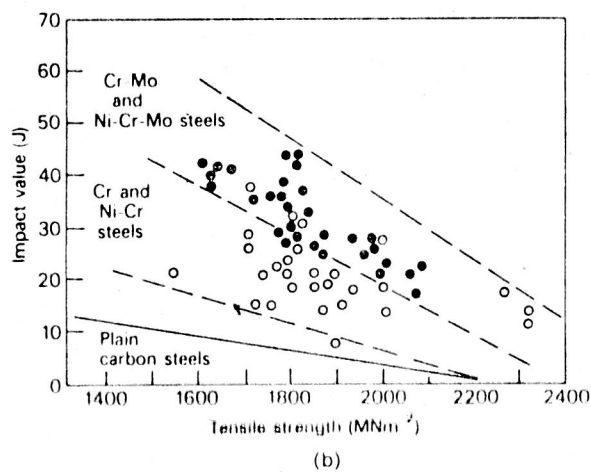
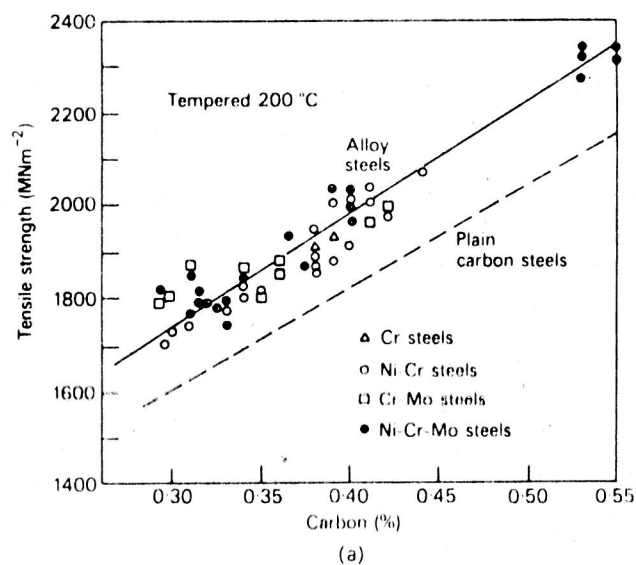


FIG. 8.15. COMPARACION DE PROPIEDADES MECANICAS ENTRE ACEROS AL C Y ACEROS ALEADOS REVENIDOS A 200°C: a) EFECTO DEL C EN LA RESISTENCIA - b) RELACION ENTRE RESISTENCIA Y VALORES DE IMPACTO. NOTESE EL EFECTO BENEFICO DEL Mo.

En la Figura 8.15. a) se muestra que el contenido en carbono influye de manera preponderante en la resistencia obtenida. Los elementos de aleación refinan la dispersión de carburo

y, a medida que el tenor en carbono es aumentado, la dispersión es mas densa y por lo tanto, mas efectiva.

Por otro lado (Figura 8.15.b), la resistencia al impacto disminuye con el incremento de la resistencia a la tracción pero, los elementos aleantes, mejoran igualmente esta propiedad respecto a los aceros al carbono. El efecto de los elementos de aleación es nuevamente atribuida, a la destrucción de los filmes de carburo en los bordes de grano y bordes martensíticos.

Aquellos aceros aleados que presentan endurecimiento secundario, pueden alcanzar altos niveles de resistencia mecánica revenidos entre 500 y 700°C, con una ductilidad mas favorable que otros revenidos a mas bajas temperaturas. Aunque su mayor ventaja reside en el hecho de que, una vez alcanzado los altos niveles de resistencia por dispersión de carburos en el revenido, los aceros con endurecimiento secundario entre 550 y 650°C, son estables a temperaturas de servicio de hasta 500°C. Un ejemplo típico se da en la Figura 8.16. para un acero inoxidable de 12% Cr-1% Ni - 0,2% C, templado y revenido una hora, obteniéndose una fina dispersión de carburos de cromo en una matriz ferrítica. La dureza y la resistencia de temple es bastante bien conservada hasta el pico de endurecimiento secundario a 500°C, combinado con un nivel razonable de ductilidad. Incrementos aún mayores en las propiedades mecánicas, a temperaturas elevadas, puede ser obtenido con la adición de fuertes formadores de carburo en baja concentración, como 2% Mo y 0,25 V.

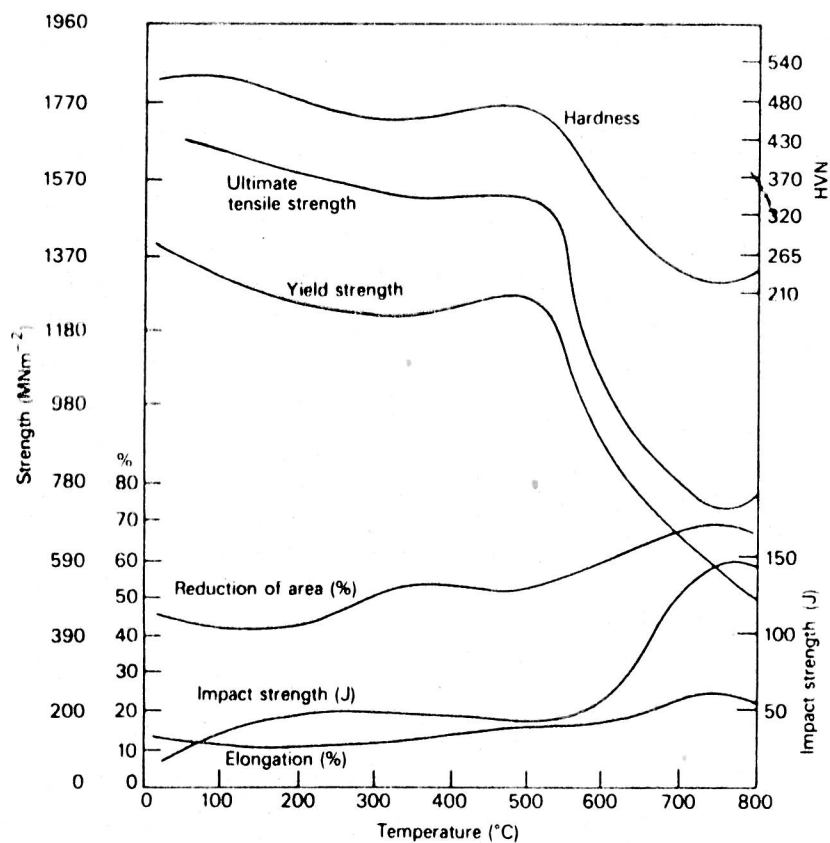


FIG. 8.16. EFECTO DEL REVENIDO 1 h EN LAS PROPIEDADES MECANICAS DE UN ACERO INOXIDABLE 12 Cr - 1 Ni - 0,2 C.

CAPITULO IX

DEFORMACION EN CALIENTE DE ACEROS

9.1. INTRODUCCION:

Muchos de los avances obtenidos en el desarrollo de aceros en épocas recientes, se han basado en una mejor comprensión y adecuada utilización de las variables metalúrgicas presentes en las distintas etapas del proceso productivo. En particular, los procesos de deformación en caliente de aceros han dejado de ser concebidos como nuevas etapas de transformación de forma y dimensiones del producto elaborado, para pasar a ser vistos como importantes herramientas metalúrgicas que adecuadamente conducidas determinan en gran medida las propiedades finales del producto.

En este sentido las operaciones de deformación en caliente de aceros se hallan regidas esencialmente por tres propiedades básicas del material, como son:

- a) Resistencia a la deformación.
- b) Evolución de la microestructura durante la deformación .
- c) Ductilidad.

Un adecuado conocimiento de estas propiedades, íntimamente relacionadas entre sí, tal como se verá más adelante, posibilita diseñar los procesos de deformación en caliente no sólo en función de los aspectos geométricos de la pieza a elaborar, sino también en función de las propiedades finales requeridas en el producto terminado.

9.2. RESISTENCIA A LA DEFORMACION EN CALIENTE DE ACEROS:

La resistencia a la deformación en caliente de aceros depende básicamente de un número limitado de variables tales como:

- Composición Química ($[C]$).
- Velocidad de deformación ($\dot{\epsilon}$)
- Cantidad de deformación (ϵ)
- Temperatura (T).

Así, una completa descripción del comportamiento del material bajo condiciones de deformación en caliente requiere de una ecuación del tipo:

$$\sigma_x = f ([C], \dot{\epsilon}, \epsilon, T) \quad (9.1.), \text{ donde}$$

σ_x resulta una medida general de la resistencia (σ_0, σ_{max} , etc.)

Varias expresiones analíticas han sido propuestas para describir la función (9.1.) partiendo de modelos más o menos empíricos. En todos los casos, la construcción de estas expresiones se ha llevado a cabo estudiando por separado el efecto de cada una de las variables señaladas, por lo que resulta más interesante discutir en este capítulo el rol que cada una de esas variables tiene sobre la resistencia a la deformación en caliente de aceros, antes que la forma misma de las expresiones propuestas.

9.2.1. INFLUENCIA DE LA COMPOSICION QUIMICA SOBRE LA RESISTENCIA A LA DEFORMACION EN CALIENTE:

La adición de elementos de aleación a los aceros modifica la resistencia a la deformación en caliente de los mismos a partir de tres mecanismos diferentes.

a) El elemento puede disolverse intersticialmente o sustitucionalmente en la austenita, formando una solución sólida con la misma, endureciendo de esta manera la matriz por efecto del soluto.

b) El elemento puede combinarse con el C o el N para formar precipitados, endureciendo la austenita por precipitación.

c) El elemento puede tener limitada solubilidad en la austenita y dar lugar a la extensión y/o modificación del campo γ , como en el caso del Cr, haciendo posible que a las temperaturas comúnmente utilizadas durante la deformación en caliente de estos materiales, puedan presentarse estructuras duplex ($\gamma + \alpha$), cuya proporción, que dependerá de la composición química de la matriz y de la temperatura, definirá la resistencia a la deformación del material considerado.

La Figura 9.1., ejemplifica las diferentes posibilidades descriptas mostrando curvas tensión-deformación de diferentes aceros cuya composición química se resume en la Tabla 9.I.

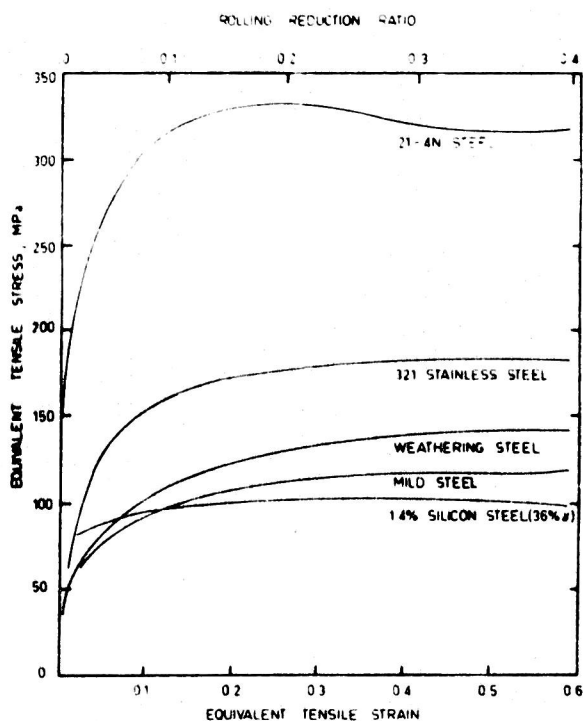


FIG. 9.1. CURVAS σ - ϵ A 1000°C, VELOCIDAD DE DEFORMACION EQUIVALENTE $2S^{-1}$.

Tanto el acero patinable al Cu como el inoxidable austenítico (AISI 321) son endurecidos por solución sólida, en tanto el acero para válvulas es endurecido por solución sólida + precipitación, debido en este último caso a una fuerte precipitación de carburo del tipo $M_{23}C_6$.

Grade	C	Mn	Si	Ni	Cr	Al	Cu	Mo	Ti	N
1.4% Silicon	.03	.21	1.40	.01	.01	.34	.01	.005		
Mild	.28	1.00	.07	.03	.03	.003	-	-		.005
Weathering	.14	1.02	.38	.43	.56	-	.27	-		-
321 Stainless	.04	1.00	.52	10.6	18.0	-	-	.13	.49	-
21-4N Valve	.52	9.34	.13	3.9	20.9	.008	.10	.37	.012	.42

TABLA 9.I. COMPOSICION QUIMICA DE LOS ACEROS DE LA FIGURA 9.1

El acero al Si presenta una estructura duplex a esa temperatura ($\gamma + \alpha$), con una proporción de 36% γ y 64% α . Como puede verse, este material es más blando que el acero dulce, como consecuencia de la menor resistencia a la deformación que presenta la fase α con respecto a la γ .

Veamos a continuación con mayor detalle los mecanismos de endurecimiento hasta aquí presentados:

a) INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS QUE FORMAN SOLUCION SOLIDA INTERSTICIAL:

En ausencia de elementos con fuerte tendencia a la formación de carburos, el carbono se disuelve intersticialmente en la austenita y debería esperarse un muy pequeño efecto de éste sobre la resistencia a la deformación en caliente de aceros, debido a su alta velocidad de difusión, tal como efectivamente lo muestra la Figura 9.2.

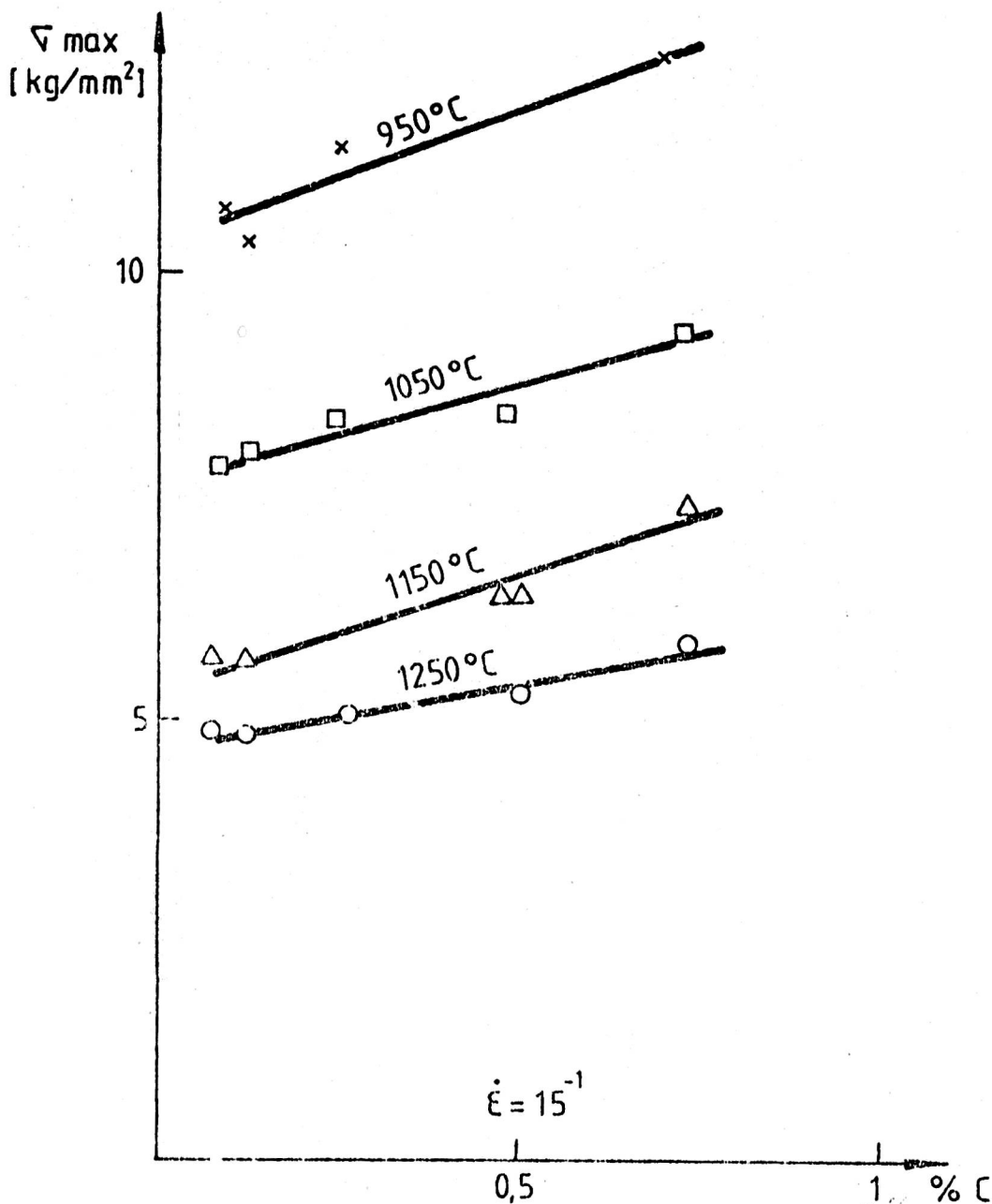


FIG.9.2. RESISTENCIA MAXIMA EN FUNCION DEL CONTENIDO DE CARBONO ($\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$)

En aceros donde el porcentaje de elementos aleantes se vuelve importante, el carbono tiende a disminuir la resistencia a la deformación en caliente, mientras el N tiende a incrementarla.

Estas diferencias en los efectos tanto del C como del N, han sido relacionadas con la influencia que estos elementos tienen sobre la energía de falla de apilamiento de estas aleaciones, la que como veremos más adelante, modifica sustancialmente los procesos de ablandamiento dinámico, es decir de aquellos que operan durante la deformación.

Es importante señalar al respecto que mientras el C tiende a incrementar la energía de falla de apilamiento, el N tiende a disminuirla.

b) INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS QUE FORMAN SOLUCION SOLIDA SUSTITUCIONAL:

En general la resistencia a la deformación en caliente de la austenita tiende a incrementarse con el agregado de elementos aleantes, tal como lo resume la Figura 9.3. donde la línea punteada separa el mecanismo de disolución sólido del de precipitación.

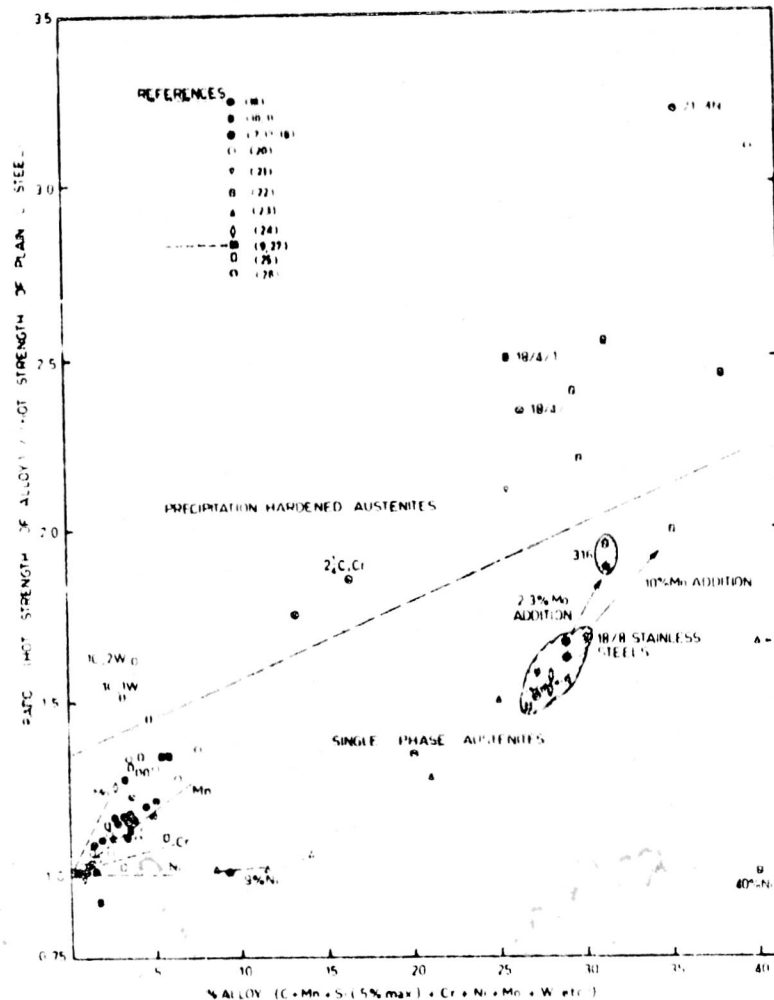


FIG. 9.3. RESISTENCIA A LA DEFORMACION DE LA AUSTENITA A 1000°C EN RELACION A UN ACERO BAJO CARBONO.

Es fácil ver que elementos tales como Mo y Mn que ejercen el mayor efecto endurecedor en aceros poco aleados, también influyen considerablemente sobre la resistencia a la deformación en caliente de austenitas fuertemente aleadas como en el caso de los aceros tipo 18-8 (18 Cr - 8 Ni), lo cual indica que los elementos aleantes que endurecen la austenita por solución sólida, actúan independientemente uno del otro, es decir de manera aditiva.

Al igual que en otros metales y aleaciones, la resistencia a la deformación en caliente de la austenita es controlada por diferentes mecanismos, dependiendo éstos de las condiciones de temperatura y velocidad de deformación utilizadas. Así, a bajas velocidades ($\dot{\epsilon} < 10^{-1} \text{ s}^{-1}$), donde la deformación es controlada por el trepado de dislocaciones los elementos aleantes en solución sólida pueden influenciar la resistencia a la deformación a través de su efecto sobre la energía de falta de apilamiento y la autodifusión.

Por otra parte, a altas velocidades de deformación ($\dot{\epsilon} > 1 \text{ s}^{-1}$), típicas del trabajado en caliente, son los procesos de deslizamiento de dislocaciones los que controlan el proceso de deformación y los elementos aleantes pueden influenciar la resistencia a la deformación en caliente a través de la interacción soluto-dislocaciones.

En este sentido la Tabla 9.II muestra una correlación simple entre resistencia a la deformación de austenita y diámetro atómico relativo de diferentes elementos aleantes.

Element	Atomic Diam. at 1000°C Å	% Diff. in Size Relative to Fe	% Change in Hot Strength for 1% Element		
			1000°C	1100°C	1200°C
Si	2.36	- 8.5	+ 8.3	+ 2.4	-3.6
Ni	2.48	- 3.9	- 0.1	- 0.2	-0.3
Cr	2.51	- 2.7	+ 2.1	+ 1.6	+1.1
Fe	2.58	-	-	-	-
Mn	2.70	+ 4.7	+ 5.3	+ 4.0	+2.8
Mo	2.74	+ 6.2	+13.0	+10.5	+7.9
Al	2.95	+15.9	+16.3	+13.6	+9.5

TABLA 9.II. INFLUENCIA DEL FACTOR TAMAÑO SOBRE LA RESISTENCIA EN CALIENTE DE LA AUSTENITA.

En general los elementos con mayor diferencia de tamaño atómico, originan incrementos de resistencia mayores, como el caso del Mo y del Al respectivamente, tendencia que se mantiene aún a altas temperaturas.

Por otra parte, los datos de la Tabla 9.II muestran que a bajas temperaturas los incrementos de resistencia a la deformación por efecto del soluto pueden ser significativos, lo que podría en algunos casos limitar las deformaciones máximas por pasada, de un dado esquema de deformación (Ej. laminación, forja, etc.).

c) INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS QUE FORMAN PRECIPITADOS:

Incrementos significativos en la resistencia a la deformación en caliente de aceros pueden ser obtenidos por la presencia de una segunda fase finamente dispersa, tal como lo señala la Figura 9.3.

En aceros comerciales, estas segundas fases se presentan frecuentemente bajo la forma de carburos, nitruros y/o carbonitruros, asociados normalmente a matrices fuertemente endurecidas por solución sólida.

Así en el caso del acero 21-4N, a 1000°C, los datos de la Figura 9.3., indican que la presencia de 21% Cr y 10% de Mn

podría originar un incremento de resistencia del orden del 60% con lo cual el 160% restante (siempre en referencia a la Figura citada) debería ser atribuido al endurecimiento por precipitación, en este caso de los carbonitruros presentes.

Ya que la cinética de solubilización y precipitación de segundas fases, es fuertemente influenciada por la temperatura, tiempo y cantidad de deformación, una gama de resultados pueden ser obtenidos en un dado acero dependiendo de su historia termomecánica.

En este sentido, el caso de los aceros microaleados conteniendo Nb, es un buen ejemplo. Distintos autores han reportado diferentes incrementos de resistencia a la deformación en caliente para aceros conteniendo iguales porcentajes de Nb, pero con historias térmicas y aún termomecánicas diferentes.

Estas discrepancias pueden entenderse si se piensa que los elementos de aleación presentes en los aceros, modifican sustancialmente los procesos de restauración dinámica, ya sea que los mismos se hallen en solución sólida o precipitados, lo que origina diferentes respuestas del material, frente al mismo proceso de deformación, tal como lo discutiremos más adelante.

d) INFLUENCIA DE LAS ESTRUCTURAS DUPLEX:

Si bien la fase α en aleaciones duplex a alta temperatura contiene una fuerte concentración de elementos aleantes, su resistencia es invariablemente menor que la de la fase γ , de manera tal que la resistencia a la deformación de estas aleaciones dependerá de la relación $\alpha:\gamma$ presente en la estructura.

No obstante, la resistencia no variará linealmente con dicha proporción, sino que estará determinada por otra parte, por la distribución de las fases presentes tal como lo muestra la Figura 9.4.

Mas si para una dada distribución, la cantidad de fase α se incrementa con la temperatura, tal como el caso de un acero conteniendo 19% Cr, 5% Ni y 3% Mo, la resistencia a la deformación será fuertemente dependiente de la temperatura tal como lo muestra la Figura 9.5., en la cual la resistencia del acero duplex citado es comparada con un acero dulce y con un acero inoxidable austenítico respectivamente.

Así, a 1200°C cuando el acero contiene solo un 10% de γ su resistencia es inferior a la del acero dulce, en tanto que a 900°C con un 40% de γ en la estructura, su resistencia es mayor que la de un acero inoxidable 18-8.

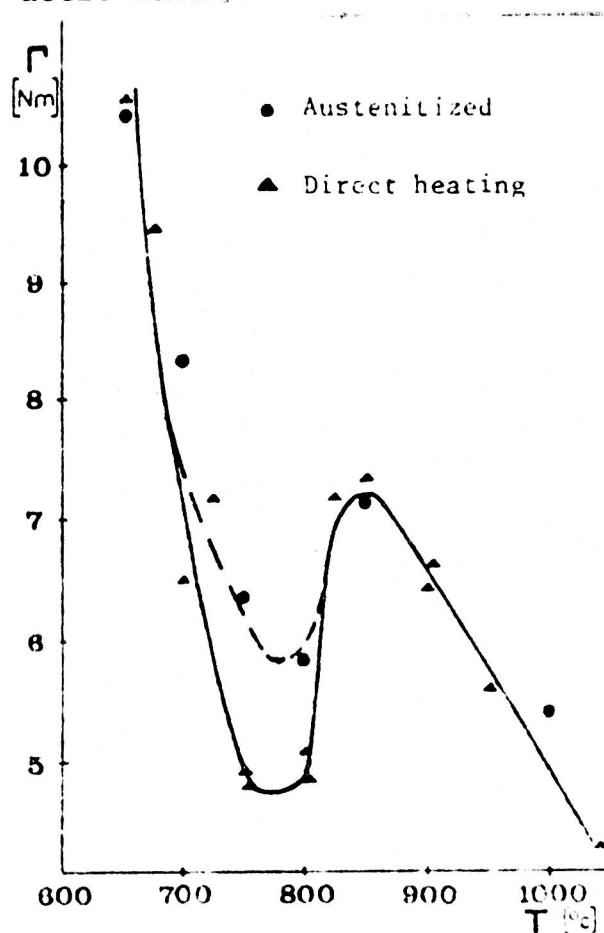


FIG. 9.4. TORQUE DE PICO VS. TEMPERATURA, AUSTENITIZADO Y SIN AUSTENITIZAR.

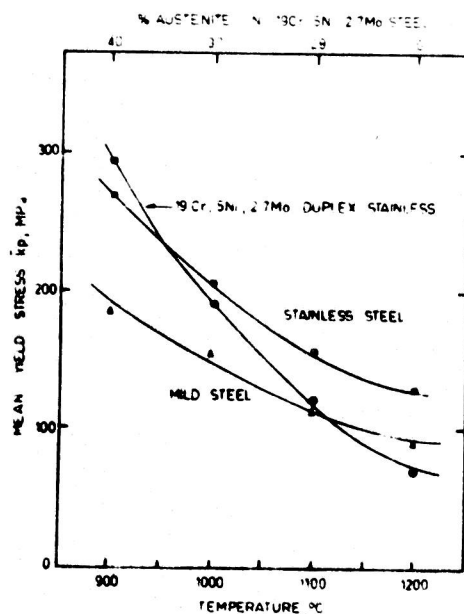


FIG. 9.5. RESISTENCIA DE UN ACERO INOXIDABLE DUPLEX EN RELACION A UN ACERO DULCE Y UN INOXIDABLE.

9.2.2. INFLUENCIA DE LA VELOCIDAD DE DEFORMACION, TEMPERATURA Y CANTIDAD DE DEFORMACION, SOBRE LA RESISTENCIA EN CALIENTE:

Sumado a los efectos de la composición química la resistencia de la austenita depende de la cantidad de deformación (ϵ) de la velocidad de deformación ($\dot{\epsilon}$) y de la temperatura (T).

En aceros cargados en elementos aleantes, tales como los inoxidables donde la fase γ es estable a bajas temperaturas, la resistencia a la deformación resulta independiente de $\dot{\epsilon}$ a temperaturas inferiores a $0,5 T_f$, donde T_f es la temperatura de fusión de la aleación expresada en grados Kelvin ($^{\circ}\text{K}$).

Por otra parte en el rango de deformación en caliente, $T > 0,6T_f$, la resistencia a deformación de los aceros (bajo carbono y alta aleación) se incrementa con el incremento de $\dot{\epsilon}$ y disminuye a medida que T aumenta, tal como lo muestran claramente las Figuras 9.6. y 9.7, para un acero conteniendo 0,68% de C.

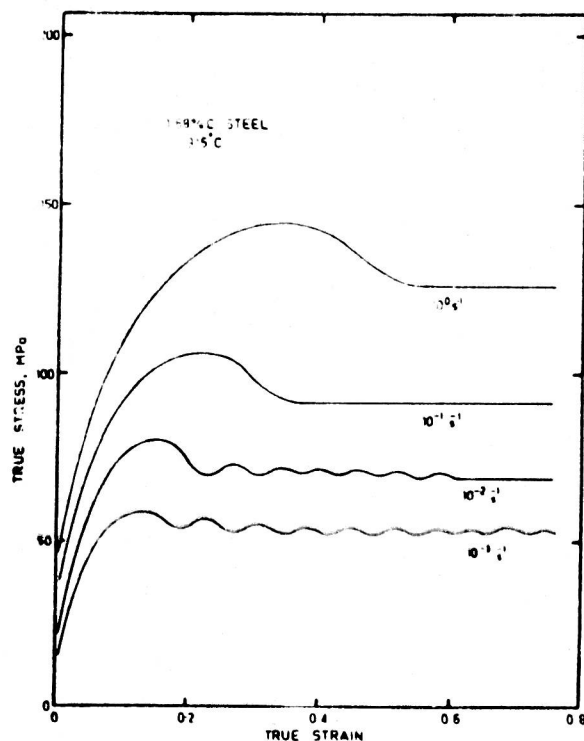


FIG. 9.6. EFECTO DE LA VELOCIDAD DE DEFORMACION SOBRE LA RESISTENCIA A LA DEFORMACION DE UN ACERO 0,68% C a 915°C.

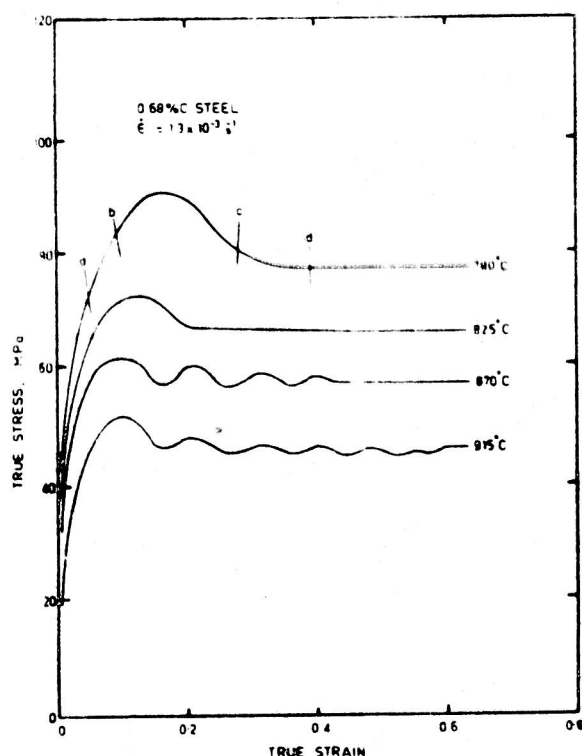


FIG. 9.7. EFECTO DE LA TEMPERATURA SOBRE LA RESISTENCIA A LA DEFORMACION DE UN ACERO 0,68% C A UNA VELOCIDAD DE DEFORMACION DE $1,3 \times 10^{-2} \text{ S}^{-1}$.

El pico alcanzado por la tensión de altas $\dot{\epsilon}$ o bajas T , junto a las oscilaciones regulares presentes a bajas $\dot{\epsilon}$ o altas T , indican que la recristalización dinámica está ocurriendo durante la deformación, tal como lo discutiremos posteriormente.

Como dijéramos previamente, varias fórmulas han sido propuestas para relacionar resistencia, velocidad de deformación y temperatura. Entre ellas una relación general de la forma:

$$\dot{\epsilon} = A (\sinh \alpha \sigma)^N \exp - (Q/RT) \quad (9.2.)$$

ha demostrado describir satisfactoriamente tanto datos de fluencia

lenta ($\dot{\epsilon} = \text{cte}$), como de deformación en caliente ($\dot{\epsilon} = \text{cte}$).

En la expresión 9.2., A , α y N son constantes independientes de la temperatura y Q es una energía de activación aparente asociada con el proceso de ablandamiento que controla la deformación.

A bajas tensiones ($\alpha \sigma < 0,8$) la ecuación 9.2. se reduce a una relación potencial, similar a la utilizada para fluencia lenta:

$$\dot{\epsilon} = A' \sigma^N \exp - (Q/RT) \quad 9.3.$$

En tanto, a altas tensiones ($\alpha \sigma > 1.2$), la expresión 9.2. se reduce a una expresión del tipo exponencial, de la forma:

$$\dot{\epsilon} = A'' \exp \beta \sigma \exp - (Q/RT) \quad 9.4.$$

Las constantes β y N están relacionadas a partir de una expresión del tipo:

$$\alpha = \beta/N \quad 9.5.$$

con lo cual tanto α , como N pueden ser fácilmente calculadas a partir de datos obtenidos a bajas y altas tensiones, respectivamente.

Finalmente las expresiones 9.2., 9.3. y 9.4. pueden ser rearmadas con una nueva expresión de manera de definir un parámetro capaz de describir los roles inversos de la velocidad de deformación y de la temperatura sobre la resistencia a la deformación denominado parámetro de Zener-Hollomon (Z) de la forma:

$$Z = f(\sigma) = \dot{\epsilon} \exp Q/RT \quad 9.6.$$

cuya validez para un acero 0,25%C en un rango de velocidades de deformación comprendido entre 10^{-3} y $2,5 \text{ s}^{-1}$ y temperaturas de 900°C a 1200°C es mostrada en la Figura 9.8.

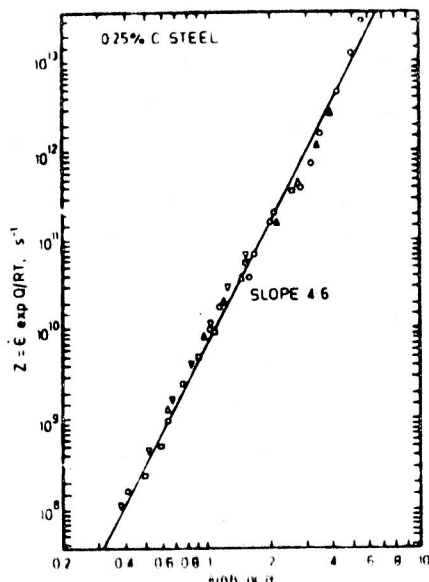


FIGURA. 9.8. CORRELACION DE DATOS DE RESISTENCIA DE UN ACERO 0,25% C USANDO EL PARAMETRO DE ZENER-HOLLOMON.

Anteriormente se ha definido a σ_x como una medida general de la resistencia a la deformación en caliente. No obstante ello, varios criterios han sido usados para definir σ_x dependiendo de la técnica de ensayo utilizado. Las curvas $\sigma - \epsilon$ de las figuras 9.1. y 9.6. muestran que hay un gradual aumento en la tensión requerida para deformar plásticamente el material, hasta la aparición de un máximo, momento a partir del cual la tensión evoluciona hacia un estado estacionario, controlado por algún proceso de restauración dinámica, hacia grandes deformaciones.

En ese sentido, σ_x puede ser definida como el valor de la tensión para una dada deformación; para el máximo de la curva $\sigma - \epsilon$, o para el estado estacionario, es decir, en estos dos últimos casos, para grandes deformaciones.

Generalmente en los procesos de deformación industriales tales como laminación o forja interesa conocer el valor de la tensión para bajos valores de deformaciones, es decir en el período de endurecimiento por deformación. En estos casos, es necesario introducir en la expresión 9.6. un término que tenga en cuenta este hecho, es decir la influencia de la cantidad de deformación sobre la resistencia.

Así, varias expresiones han sido propuestas para describir la evolución de σ con ϵ , para un dado par de valores de T y $\dot{\epsilon}$. Entre ellos resulta de interés práctico, por su simplicidad, la expresión potencial del tipo:

$$\sigma = \sigma_0 \epsilon^n \quad 9.7.$$

donde σ_0 es un coeficiente de resistencia que depende de T y $\dot{\epsilon}$, y n es el coeficiente de endurecimiento por deformación, que normalmente forma valores próximos a 0,2 para los aceros más comunes siempre en el rango de temperaturas y velocidades de deformación del procesado en caliente de aceros.

En el caso particular de la laminación caliente, σ puede ser expresada en términos de resistencia media a la deformación plana K_f ; en tanto ϵ puede ser expresada como reducción de espesor, γ , lo que permite escribir:

$$K_f = K_{f0} \gamma^n \quad 9.8.$$

Por último, sustituyendo esta ecuación en la forma exponencial de la expresión 9.6., se puede escribir:

$$K_f = A_0 + \gamma^n \left(A_1 + A_2 \ln \dot{\epsilon} + \frac{A_3}{T} \right) \quad 9.9.$$

expresión que permite conocer la resistencia media a la deformación plana de un material laminado en una extensa zona de condiciones de deformación en caliente. Esta expresión hace posible calcular los esfuerzos de laminación, previos al pasaje del ma-

terial por el tren permitiendo de esta manera conocer si un tal esquema de deformación puede ser factible de llevarse a cabo sin arriesgar más allá de sus posibilidades el equipo disponible.

Por otra parte, estas expresiones permiten deformali-
zar el posicionado de los cilindros del tren de laminación,
tendientes a obtener un dado espesor final en el material que
se procesa.

En la Tabla 9.III se presentan algunos valores de las
constantes de la expresión 9.9. para diferentes aceros.

Mas adelante se comentarán en detalle algunas aplica-
ciones industriales de los datos de resistencia a la deforma-
ción.

$$\kappa_p = A_0 + r^{0.2} [A_1 + A_2 \ln \epsilon + A_3 / (T/1000)]$$

Grade	A ₀	A ₁	A ₂	A ₃
Mild	0.49	516.6	21.3	-357.2
Weathering	-1.78	564.5	19.9	-368.5
321 Stainless	1.40	745.3	22.2	-485.5
21-4N Valve	2.05	1744.1	30.0	-1256.6

TABLA 9.III. COEFICIENTES DE LA RESISTENCIA MEDIA A LA DEFOR-
MACION.

9.3.EVOLUCION MICROESTRUCTURAL DURANTE LA DEFORMACION EN CA- LIENTE:

La importancia de entender los procesos de restaura-
ción estática y dinámica que ocurren durante la deformación
en caliente de aceros, ya ha sido puesta de manifiesto duran-
te la discusión sobre resistencia a la deformación.

No obstante ello, un nuevo enfoque debe ser dado a este
tema, por cuanto la interacción de dichos procesos determinará
en definitiva la estructura final, y por ende las propiedades
finales del material que se procesa.

En este sentido, expondremos aquí los principales procesos de restauración que tienen lugar en los aceros deformados en caliente, separándolos para su estudio en dinámicos o durante la deformación, y estáticos o durante dos deformaciones sucesivas.

La Tabla 9.IV., reseña los principales mecanismos de los cuales nos ocuparemos, como así también los ámbitos en que cada uno de ellos aparece.

Group		Dynamic	Static
A	Al, α -Fe, ferritic alloys	Recovery (all strains)	Recovery followed by recrystallization
	18/8 stainless at temps <1000°C		
B	Cu, Ni, γ -Fe, austenitic alloys	Recovery (small strains)	Very limited recovery followed by recrystallization
		Recrystallization (large strains)	

TABLA 9.IV. PROCESOS DE RESTAURACION ASOCIADOS CON LA DEFORMACION EN CALIENTE:

9.3.1. PROCESOS DE RESTAURACION DINAMICA:

Durante la deformación plástica en caliente se produce la competencia de dos mecanismos de efectos opuestos tal como lo son el endurecimiento por deformación y la restauración dinámica; cuyo balance determina en definitiva la resistencia a la deformación del material en cuestión.

En el caso de los aceros deformados a altas temperaturas, es decir en la fase γ , la Tabla 9.IV. muestra que los procesos de restauración que operan dependen fundamentalmente de la cantidad de deformación. En la zona de interés práctico, la que ha sido definida anteriormente, puede desarrollarse una situación mixta de importantes consecuencias para los subsiguientes procesos de restauración estática, tal como lo veremos más adelante.

a) RECUPERACION DINAMICA:

Este proceso opera para todas las deformaciones en materiales del grupo A, pero sólo opera para pequeñas deformaciones en materiales del Grupo B

Así, en los materiales del grupo A, durante los primeros estadios de la deformación, la tensión se incrementa a medida que aquella avanza; la densidad de dislocaciones aumenta, dando lugar a la aparición de subgranos.

En aceros inoxidables ferríticos deformados en el rango de velocidades de $0,05S^{-1}$ a $1,5S^{-1}$, los subgranos adoptan su forma final para deformaciones del orden del 20% al 30%. A estos niveles de deformación la tasa de endurecimiento ha disminuido fuertemente, estableciéndose un régimen estacionario donde la tensión de fluencia permanece constante y los subgranos mantienen también constante su forma y tamaño.

Este estado estacionario así establecido, representa un balance entre endurecimiento por deformación y recuperación dinámica, donde los subgranos dependerán en tamaño y forma de las condiciones de deformación (es decir de Z).

Las austenitas aleadas, como el caso de los aceros inoxidables 18-8, que por debajo de los $1000^{\circ}C$ caen en el grupo A de la Tabla 9.IV., normalmente fracturan antes que el estado estacionario pueda alcanzarse, si bien existen evidencias de que el proceso de restauración es similar al descrito anteriormente.

Para los materiales del grupo B que incluyen las austenitas poco aleadas, como así también los inoxidables tipo 18-8 por sobre los $1000^{\circ}C$, la tensión se incrementa con la deformación hasta alcanzar un máximo a partir del cual la tensión cae como consecuencia de la aparición de la recristalización dinámica.

Es interesante notar aquí que durante las primeras etapas de la deformación plástica de estos materiales, las dislocaciones presentan dificultades para organizarse fácilmente y dar lugar a la aparición de subgranos, lo que de alguna manera dificulta la operación del mecanismo de recuperación dinámica.

b) RECRISTALIZACION DINAMICA:

Tal como lo describiéramos anteriormente, el primer estadio de la deformación de los metales del grupo B (Tabla 9.IV) se caracteriza por un aumento de la tensión de fluencia hasta un máximo, una vez superado el cual la tensión cae hasta un valor estacionario que permanece constante con la deformación (altas $\dot{\epsilon}$ y/o bajas T , es decir altos valores de Z), o que oscila alrededor de un valor medio (bajas $\dot{\epsilon}$ y/o altas T , es decir bajas Z), tal como lo muestran respectivamente las Figuras 9.6 y 9.7. Esta disminución brusca de la tensión es debida a la aparición de la recrystalización dinámica.

Observaciones metalográficas indican que la recrystalización dinámica se inicia cerca del pico de tensión ($\sim 0,8 \epsilon_p$), aunque por motivos prácticos la deformación del pico (ϵ_p) puede ser asimilada a la deformación crítica para el inicio de la recrystalización dinámica.

Los valores críticos de deformación (ϵ_p) se ubican en la zona de 0,30 a 1,20, para valores crecientes de Z en aceros comunes y de baja aleación, mientras que en aceros más aleados puede ser considerablemente mayor.

Si comparamos como ejemplo valores de deformación usualmente utilizados en laminación, con aquellos típicos de comienzo de recrystalización dinámica, es posible ver que este mecanismo podría presentarse durante los primeros pasos de deformación (desbaste), donde las temperaturas son altas ($\sim 1200^\circ\text{C}$) y las velocidades bajas ($\sim 2\text{S}^{-1}$), es decir donde Z es bajo.

Por otro lado es necesario recordar que bajo tales circunstancias, la recrystalización estática, es decir aquélla que

opera durante dos pasos de deformación, también es muy rápida, apareciendo en este sentido como el mecanismo de restauración más importante en lo que a evolución de la microestructura se refiere.

A medida que el proceso de laminación progresa, tanto la temperatura como la deformación por paso disminuyen, por lo que se vuelve cada vez más difícil alcanzar la deformación crítica para el inicio de recristalización dinámica. No obstante ello, si por alguna razón que discutiremos más adelante, la recristalización estática se ve impedida de operar entre pasos, la acumulación de deformación que esto origina posibilitaría la aparición del mecanismo dinámico, con la correspondiente disminución de tamaño de grano y que la recristalización trae aparejada.

En este sentido es importante señalar que el tamaño de grano recristalizado dinámicamente, depende fundamentalmente de los valores de Z utilizados, disminuyendo a medida que Z crece, debido probablemente a un incremento en la densidad de subbor-des, y por ende de núcleos para que tal mecanismo opere.

Como lo remarcáramos anteriormente, el refinamiento de grano producido por la recristalización dinámica tiene importancia práctica considerable, no solo en los procesos de deformación como el caso de la extrusión y/o del laminado en trenes planetarios, sino también durante las primeras etapas de la deformación, ya que normalmente la ductilidad en caliente de los aceros mejora a medida que se afina el tamaño de grano.

9.3.2. PROCESOS DE RESTAURACION ESTATICA:

Las estructuras desarrolladas por restauración dinámica son termodinámicamente inestables debido a que durante la deformación el material también está siendo endurecido, por lo que al detenerse la deformación manteniendo la temperatura constante tendrá lugar algún proceso de ablandamiento estático, el que dependerá fundamentalmente de las condiciones de deformación previa, pudiéndose presentar en consecuencia tres situaciones dife-

rentes:

- a) recuperación estática.
- b) recristalización estática, o
- c) recristalización metadinámica o postdinámica.

Las características de cada uno de estos procesos son ilustradas en la Figura 9.9., que muestra las curvas de ablandamiento estático de un acero 0,68% C, deformado a baja velocidad, en diferentes estadios de la curva $\sigma - \epsilon$ y posterior mantenimiento a temperatura tal como lo esquematiza la Figura 9.6.

Para pequeñas deformaciones (a), menores que las necesarias para producir recristalización estática, solamente un estado de ablandamiento es observado, debido a recuperación estática, el cual se completa en aproximadamente 100 S, tiempo para el cual solo un 30% del endurecimiento es removido, no existiendo ablandamientos mayores para tiempos crecientes.

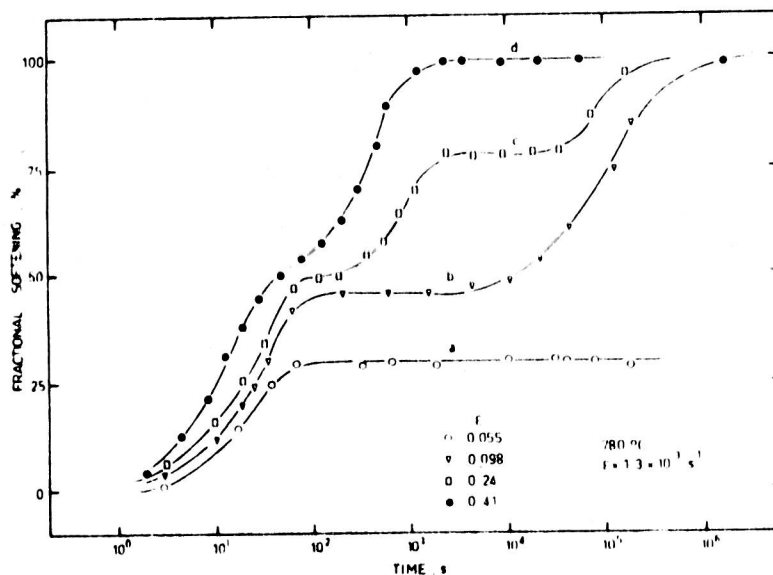


FIG. 9.9. EFECTO DE LA DEFORMACION SOBRE EL ABLANDAMIENTO DE UN ACERO 0,68% C. LA DEFORMACION SE REFIERE A LA POSICION SOBRE LA CURVA EN LA FIGURA 9.7.

Para mayores deformaciones (b), cercanas a la tensión de pico, el primer ciclo de ablandamiento se completa nuevamente en 100S pero el grado de ablandamiento se ha incrementado esta vez hasta un 45%, incrementando de esta manera la tasa de recuperación, debido probablemente a una mayor densidad de dislocaciones iniciales. A tiempos de mantenimiento crecientes el material comienza a ablandar estaticamente por recristalización y la característica evolución sigmoïdal de este mecanismo es fácilmente reconocible.

Cabe destacar que en los dos casos descriptos, el proceso de ablandamiento se inicia a partir de una estructura dinámicamente recuperada, con una densidad de dislocaciones homogénea y una subestructura de sub-granos bien desarrollada.

Si continuamos aumentando la deformación, ingresando ya en la zona del estado estacionario ($\dot{\epsilon} \neq f(\epsilon)$), el ablandamiento se inicia en una estructura dinámicamente recristalizada, donde la densidad de dislocaciones ya no es tan homogénea, en referencia al caso anterior y donde existe además un espectro de estructuras que van desde las casi no deformadas en la región que viene de recristalizar, hasta las próximas a la deformación crítica y a punto de recristalizar. Este hecho, origina un marcado cambio en la cinética de ablandamiento como lo pone de manifiesto la curva (d) de la Figura 9.9.

Al respecto se observa poca recuperación estática, una alta tasa de ablandamiento y un tiempo para el 50% de recristalización que decrece en aproximadamente dos órdenes de magnitud en referencia a los casos antes mencionados.

En este sentido, el hecho que caracteriza la recristalización metadinámica es que el período de incubación no existe, debido presumiblemente a que el ablandamiento ocurre por continua migración de regiones cuyos bordes de grano ya se encontraban en movimiento cuando la deformación fue interrumpida.

Para deformaciones ubicadas justo por sobre el pico, la

curva de ablandamiento adopta una forma mucho más compleja, fruto de la interacción entre los tres mecanismos descriptos, tal como lo muestra la curva (c) de la Figura 9.9.

Por otra parte es importante recalcar la influencia que sobre la cinética de recrystalización tienen los elementos aleantes (Figura 9.10), en particular los denominados microaleantes, por lo que volveremos sobre este tema más adelante.

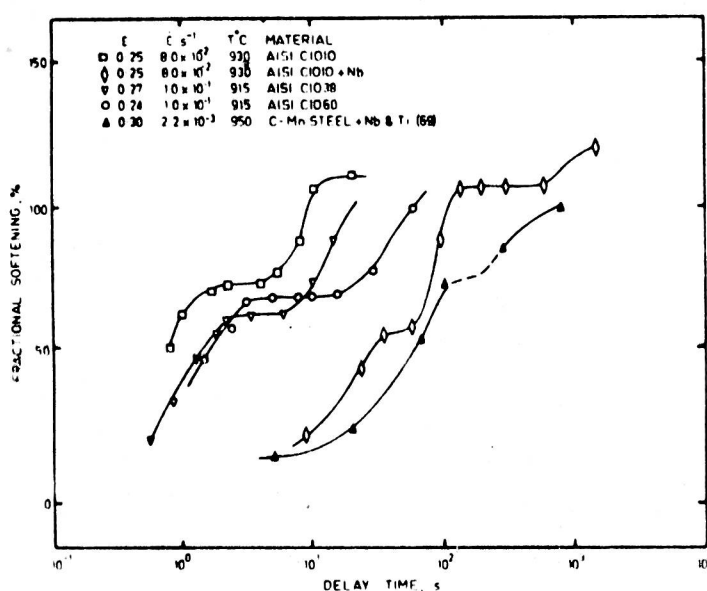


FIG. 9.10. EFECTO DE LOS ELEMENTOS ALEANTES SOBRE LA RECRISTALIZACIÓN DE ACEROS AL CARBONO.

Debido a que las deformaciones para las cuales sólo opera la recuperación estática son mucho menores a los utilizados en la práctica nos ocuparemos de describir solamente el mecanismo de recrystalización estática.

a) RECRISTALIZACIÓN ESTÁTICA:

El proceso de recrystalización estática de aceros es el mecanismo de ablandamiento más importante en relación a los tres presentados hasta aquí y tal como lo muestra esquemáticamente la Figura 9.11. , el tamaño de grano obtenido al finalizar la misma es fuertemente dependiente de las condiciones de deformación aplicada (ϵ , $\dot{\epsilon}$ y T), como así también el tiempo.

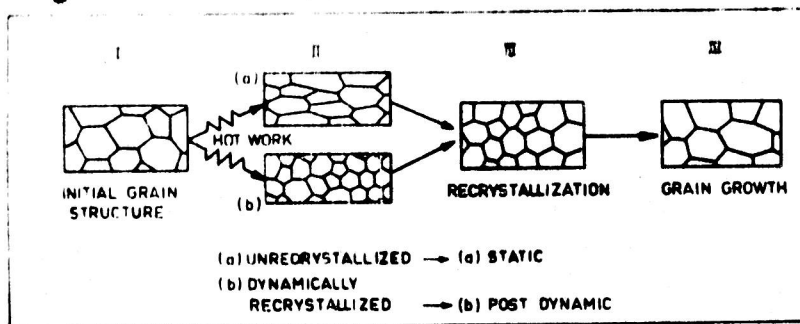


FIG. 9.11. CAMBIOS EN LA ESTRUCTURA DE GRANOS POR RESTAURACION DINAMICA Y ESTATICA DURANTE LA DEFORMACION EN CALIENTE DE ACEROS.

Es fácil ver que una vez finalizado un tratamiento termomecánico dado, el material puede presentar desde una estructura totalmente deformada a una estructura recrystalizada dinámicamente, a pesar de lo cual una vez finalizada la deformación, el material recrystallizará pudiendo eventualmente engrosar su microestructura por un probable crecimiento de grano.

En este sentido y siempre en referencia a la Figura 9.11., en un esquema de multifases un acero puede ser deformado una cierta cantidad de veces antes que el estado III o el estado IV se hallan completado y así, distintos pasos de deformación pueden tener un efecto acumulativo sobre la evolución de la microestructura y por ende sobre el tamaño de grano ferrítico, tal como lo discutiremos al ver las aplicaciones industriales de este tipo de información.

Para obtener en el estado III (Figura 9.11.) un tamaño de grano austenítico tan fino como sea posible, es necesario afinar el mismo ya sea en el estadio I, o en el II. En este sentido en el estadio I, el grano puede ser afinado utilizando bajas temperaturas de precalentamiento o bien, introduciendo finas partículas precipitadas que prevengan el crecimiento de grano.

Por otra parte, en el estadio II, el tamaño de grano ferrítico puede ser afinado disminuyendo las temperaturas a las cuales se termina de deformar en el campo gama, (es decir disminuyendo Z), y/o aplicando fuertes reducciones en estas últimas etapas de la deformación, afinando así el tamaño de grano austenítico a partir del cual se producirá la transformación.

Al respecto, la cinética de recrystalización estática puede ser descripta en términos del tiempo requerido para alcanzar algún porcentaje dado de ablandamiento. Así la Figura 9.12. muestra la dependencia con la deformación del tiempo para un 50% de recrystalización. En esta Figura, es fácil ver la fuerte aceleración de la cinética de recrystalización con la deformación, en austenitas recuperadas dinamicamente ($\epsilon < \epsilon_p$), mientras que en la misma Figura se muestra claramente la independencia, del proceso de ablandamiento con la deformación, toda vez que el material de partida ha sido recrystalizado dinamicamente ($\epsilon > \epsilon_p$).

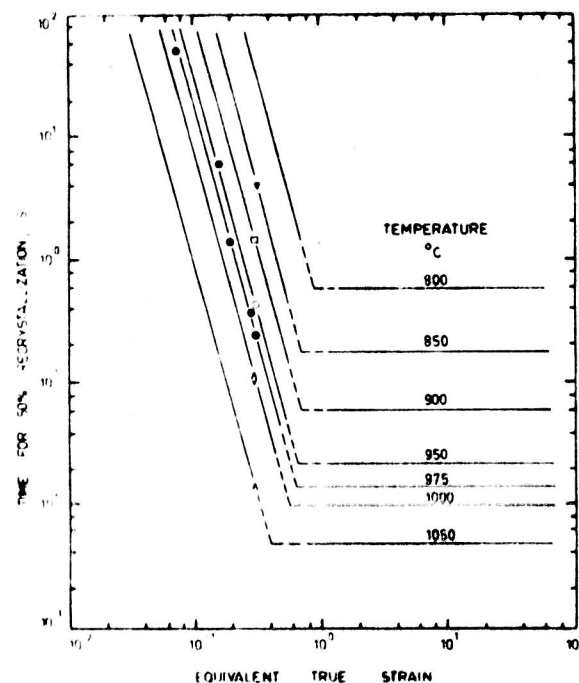


FIG. 9.12. TIEMPO AL 50% DE RECRISTALIZADO EN FUNCION DE LA DEFORMACION PARA UN ACERO 0,23% C DEFORMADO A $8S^{-1}$.

Como comentáramos previamente los elementos aleantes disueltos en la austenita pueden interferir en la cinética de recristalización ya sea por efecto del soluto o bien a partir del efecto de estos elementos en estado de precipitados siendo probablemente este último mecanismo, el más importante desde el punto de vista tecnológico.

En este caso en particular, el retraso en la cinética de recristalización, estará relacionado con la presencia de una dispersión extremadamente fina de carburos, (Ej. CNb, en el caso de aceros microaleados con Nb), los cuales bloquearon los bordes de grano austenítico.

Esta fina dispersión de precipitados solo puede ser lograda previa puesta en solución de los elementos formadores de carburos.

En el caso de aceros al Nb, las relaciones temperatura-solubilidad dependen fuertemente de los porcentajes de C y Nb, tal como lo muestra la Tabla 9.V.

(Nb) %	0.01	0.02	0.03	0.04	0.05	0.06
(C) %						
0.05	971	1021	1050	1074	1092	1107
0.10	1012	1066	1097	1122	1142	1157
0.15	1034	1092	1126	1152	1172	1189
0.18	1049	1105	1141	1166	1187	1205
0.25	1069	1127	1165	1190	1212	1230

TABLA 9.V. TEMPERATURA DE SOLUBILIZACION DE (CN)Nb EN AUSTENITA.

Durante el enfriamiento, la precipitación del CNb se producirá toda vez que la temperatura sea inferior a la de solubilización, si bien esta situación puede alterarse cuando la precipitación se hace concurrentemente con la deformación originando una precipitación asistida por la deformación. Este hecho introduce importantes modificaciones en la cinética de recristalización tal como lo muestra la Figura 9.13, donde se observa un claro ejemplo de interacción recristalización-precipitación.

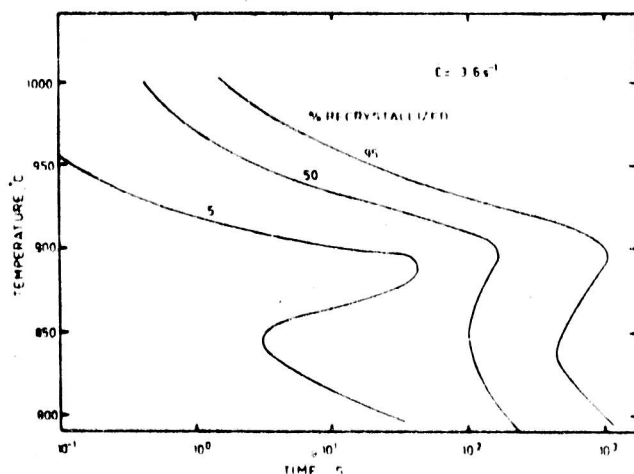


FIG. 9.13. RECRISTALIZACION ESTATICA DE UN ACERO C-Mn-0,04% Nb
DESPUES DE LA DEFORMACION HASTA EL PICO DE LA CURVA - ϵ .

9.4. DUCTILIDAD EN CALIENTE:

La ductilidad en caliente de aceros, es una medida de la cantidad de deformación que el material puede soportar sin agrietarse. Distintos criterios pueden utilizarse para definir esta propiedad, dependiendo alguno de ellos del tipo de ensayo utilizado para su determinación.

En este sentido dos han sido los ensayos que se han generalizado para caracterizar los aceros desde el punto de vista de su ductilidad en caliente: el ensayo de tracción y el ensayo de torsión.

En el primero de ellos la reducción en área ha sido adoptada como un criterio de ductilidad, en tanto en el ensayo de torsión, se utiliza el número de vueltas a la fractura.

La Figura 9.14. muestra algunos de los resultados obtenidos por torsión al ensayar distintos aceros, donde es fácil observar la existencia de dos parámetros característicos de las curvas de ductilidad en caliente como son, la temperatura de ductilidad

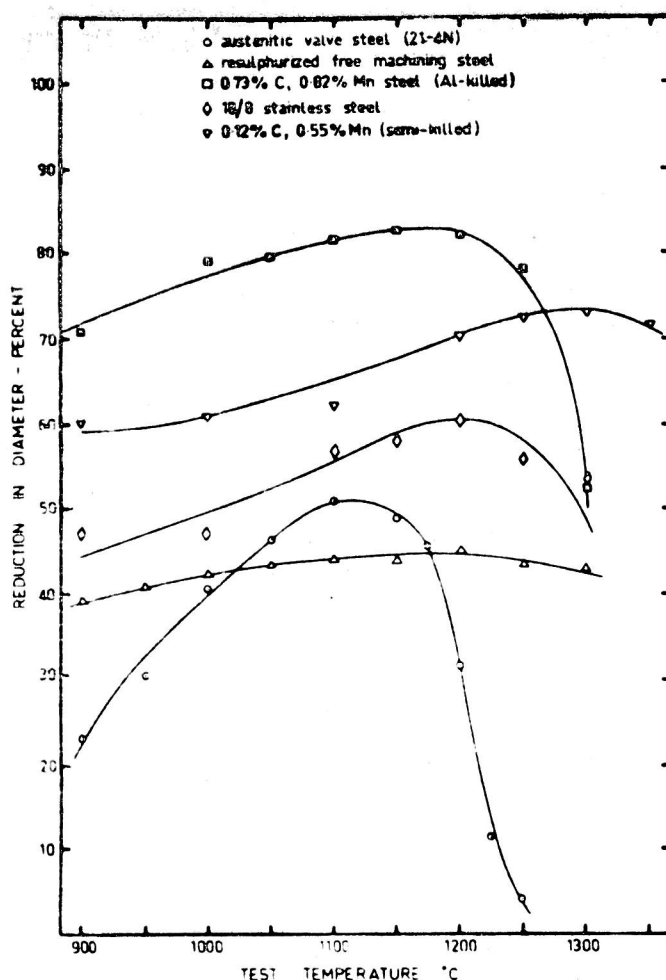


FIG. 9.14. DUCTILIDAD DE DISTINTOS ACEROS COMERCIALES EN FUNCION DE LA TEMPERATURA.

máxima, o más propiamente, el entorno de temperaturas donde la ductilidad es máxima, y el nivel máximo de ductilidad, que diferencian básicamente a los aceros ensayados.

La ductilidad en caliente de un acero depende en gran medida de la composición química del mismo, en particular de ciertos elementos llamados residuales (Pb, Sb, Sn, As), como así también del tratamiento de precalentamiento previo.

En el primer caso, la Figura 9.15 muestra como porcentajes crecientes de elementos residuales afectan la ductilidad en calentamiento de distintos aceros, mostrando por otra parte un efecto mucho más perjudicial sobre austenita que sobre ferrita.

En lo que hace al tratamiento de precalentamiento, la Figura 9.16. muestra como incrementos en la temperatura de precalenta-

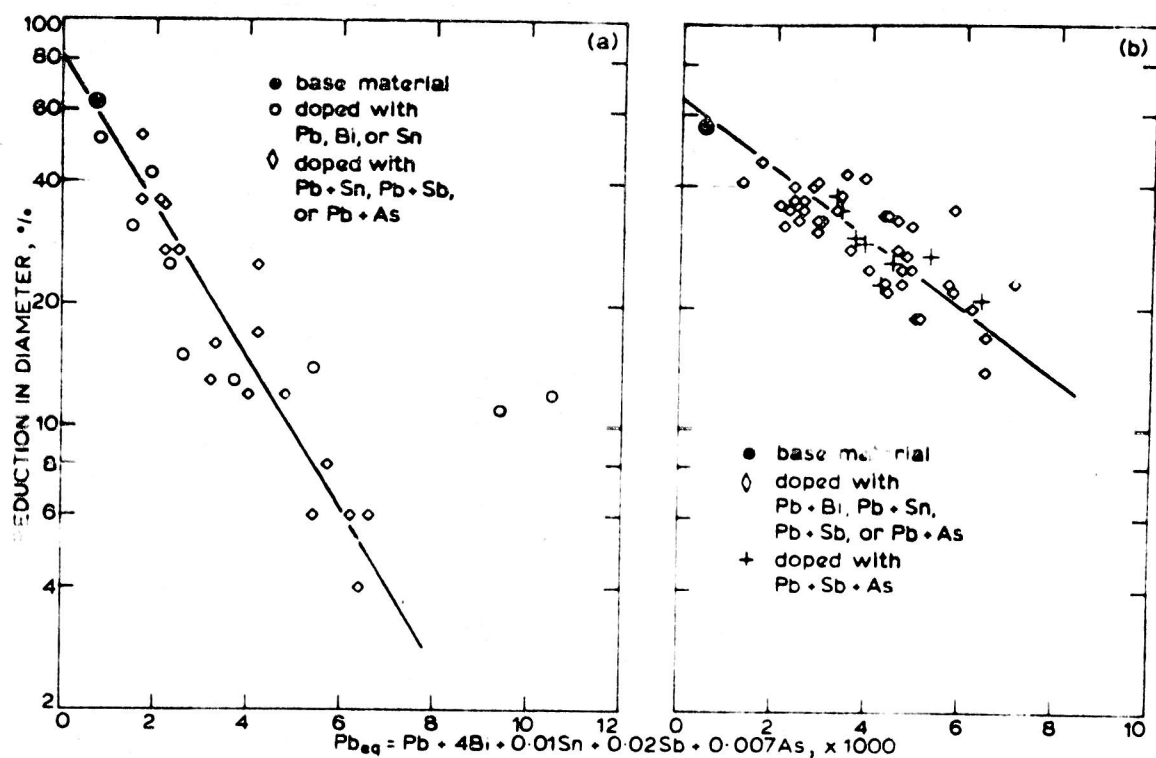


FIG. 9.15. EFECTO DE ELEMENTOS TRAZADOS SOBRE LA DUCTILIDAD EN CALIENTE DE ACEROS INOXIDABLES AUSTENITICOS A 1150°C (a: SOLIDIFICADOS AUSTENITICOS, b: SOLIDIFICADOS FERRITICOS).

miento modifican sustancialmente la forma de la curva de ductilidad.

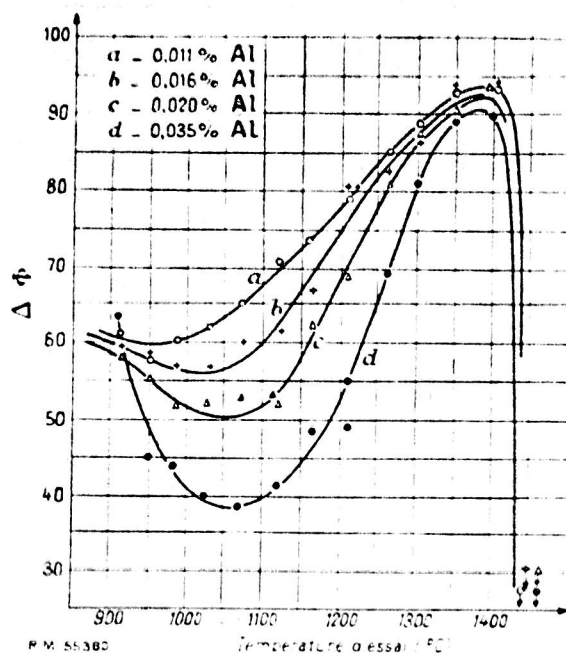


FIG.9.16. INFLUENCIA DEL Al SOBRE LA DUCTILIDAD EN CALIENTE DE UN ACERO DULCE, CONTENIENDO 5% Cr, 0,5% Mo.

El grado de limpieza de un acero (nivel inclusionario) afecta también en gran medida la ductilidad en caliente del mismo.

Frecuentemente el tenor de oxígeno total ha sido relacionado con el nivel inclusionario del acero tal como lo muestra la Figura 9.17, con lo cual el efecto perjudicial que el oxígeno tiene sobre la ductilidad en caliente de aceros ha sido asociada a presencia de éstas, tal como lo pone de manifiesto la Figura 9.18.

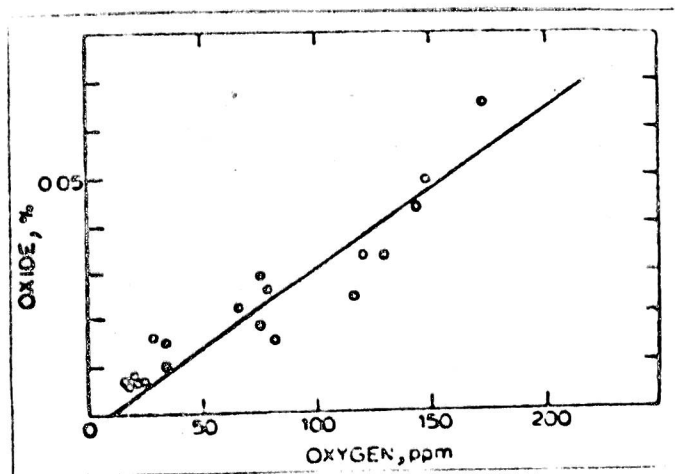


FIG. 9.17. RELACION ENTRE EL CONTENIDO DE O_2 EN EL ACERO Y NIVEL INCLUSIONARIO DEL MISMO (AISI 304).

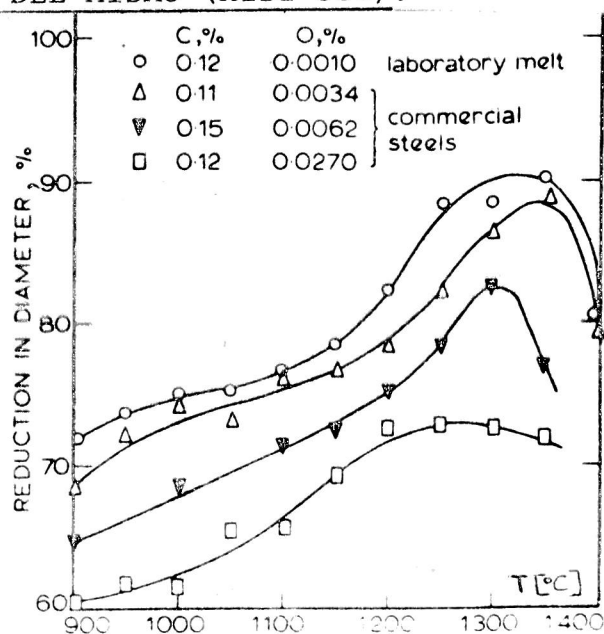


FIG. 9.18. EFECTO DEL O_2 Y POR ENDE DEL NIVEL INCLUSIONARIO, SOBRE LA DUCTILIDAD EN CALIENTE DE UN ACERO 0,12%C.

9.5. APLICACION INDUSTRIAL DE LOS RESULTADOS OBTENIDOS EN EL ESTUDIO DE LA DEFORMACION EN CALIENTE DE ACEROS.

Nos proponemos aquí presentar a modo de resumen algunos ejemplos de aplicación industrial de los conceptos vertidos hasta aquí de manera tal de darle a este capítulo un contenido tecnológico que no es fácil mantener vivo durante el desarrollo de los temas.

9.5.1. APLICACION DE LOS DATOS DE RESISTENCIA A LA DEFORMACION:

Los datos de resistencia a la deformación pueden ser obtenidos de una extensa gama de ensayos, tales como torsión, compresión y aún laminación a escala laboratorio.

En especial el ensayo de torsión permite simular con buena aproximación esquemas de deformaciones tales como los utilizados en procesos de laminación.

En ese sentido la Figura 9.19. muestra valores de resistencia a la deformación plana obtenidos de laminación en planta, comparados con aquellos derivados de ensayos de laboratorio luego de efectuadas las correcciones de temperatura por enfriamiento con los rodillos.

De manera similar la concordancia obtenida entre datos de resistencia obtenidos por ensayos de torsión y aquéllos medidos sobre un laminador industrial es buena, tal como lo pone de manifiesto la Figura 9.20. para una extensa gama de aceros.

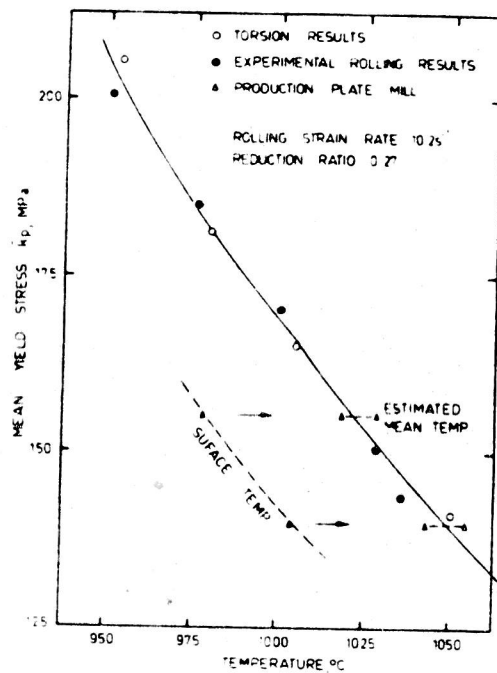


FIG. 9.19. COMPARACION DE RESULTADOS TORSION-LAMINACION EXPERIMENTAL CON DATOS OBTENIDOS DE LAMINACION EN PLANTA.

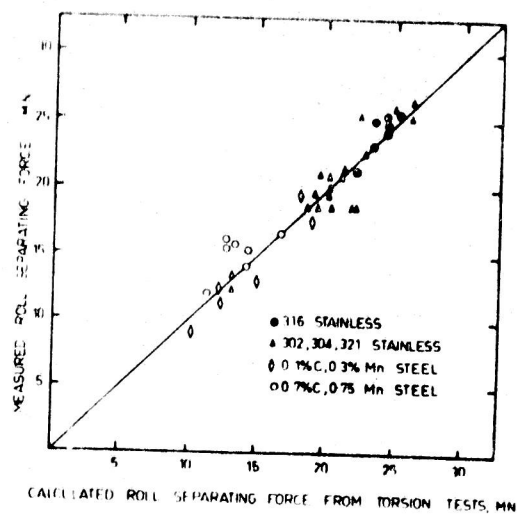


FIG. 9.20. FUERZA SEPARATRIZ EN LAMINADOR DE CHAPAS. COMPARACION ENTRE RESULTADOS CALCULADOS Y MEDIDOS.

Asimismo la corriente tomada por los motores del tren de laminación también puede ser fácilmente calculada a priori tal como lo muestra la Figura 9.21

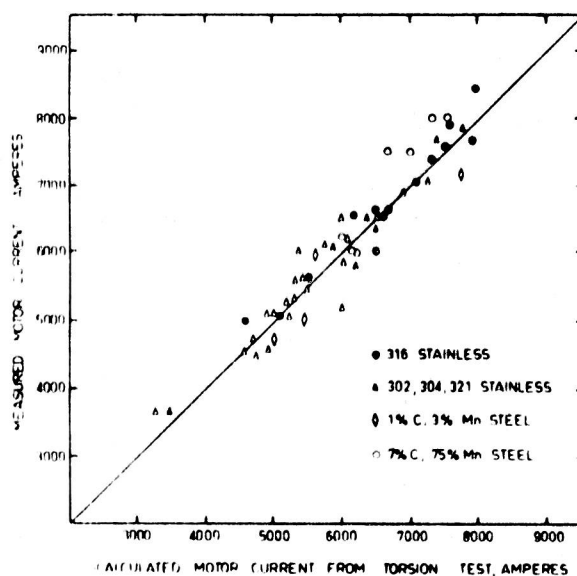


FIG. 9.21. CORRIENTE DE LOS MOTORES DEL TREN DE LAMINACION.
COMPARACION ENTRE VALORES CALCULADOS Y MEDIDOS.

No obstante los buenos resultados mostrados precedentemente, es habitual la existencia de dificultades de orden práctico al requerirse iguales microestructuras para efectuar comparaciones. En particular los aceros microaleados pueden no recrystalizar totalmente entre pasadas, originando de esta manera un incremento de fuerza separatriz en el laminador, sobre todo en situaciones tales como las etapas finales de laminación de un tren de chapas, donde las temperaturas descienden de aproximadamente 1050°C a 900-800°C.

En este sentido las Figuras 9.22 a y b muestran como varía la fuerza separatriz en un esquema de laminación simulada por torsión. Así, cuando la austenita recrystaliza totalmente entre pasadas, K_f se mantiene aproximadamente constante tal como lo indican las curvas a 1050°C para el acero C-Mn y aún para acero

un microaleado al Nb, (aunque a 950°C sólo lo muestra el acero C-Mn).

A temperaturas por debajo de los 1000°C, Kf se incrementa rápidamente luego de la deformación inicial, debido a ausencia de recrystalización entre pasadas sobre todo en el acero que contiene Nb.

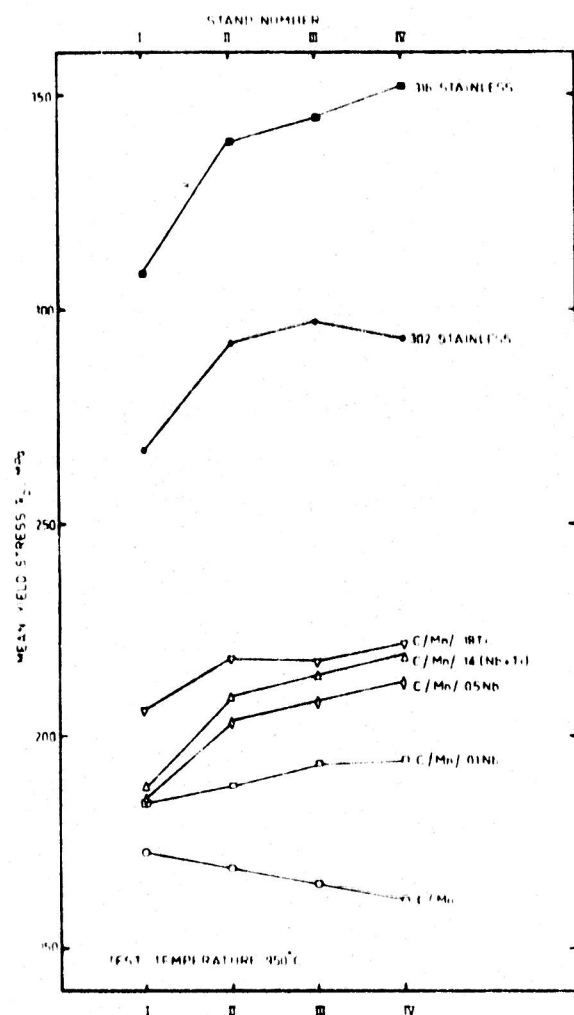


FIG. 9.22.a: SIMULACION POR TORSION DE UN ESQUEMA DE LAMINACION MOSTRANDO LA RESISTENCIA EN CADA STAND PARA UNA TEMPERATURA CTE. E IGUAL A 950°C.

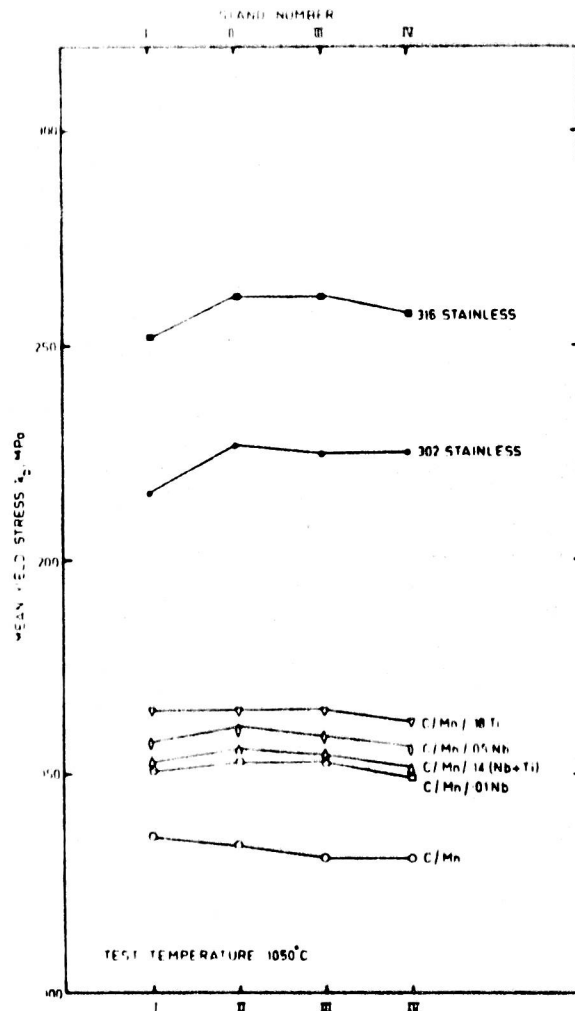


FIG. 9.22 b: SIMULACION POR TORSION DE UN ESQUEMA DE LAMINACION MOSTRANDO LA RESISTENCIA EN CADA STAND PARA UNA TEMPERATURA DE 1050°C.

Finalmente la Figura 9.23. muestra los resultados obtenidos al simular por torsión las primeras cuatro pasadas de un esquema de laminación industrial de chapa, y donde puede verse que un acero microaleado al Nb, puede resultar hasta 25% más resistente que un acero C-Mn, laminado en similares condiciones.

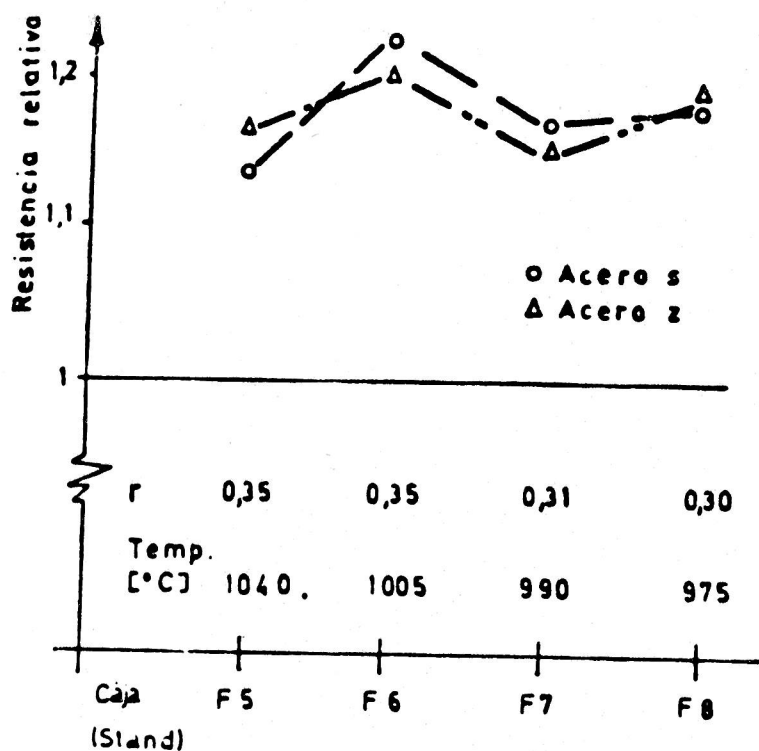


FIG.9.23:RESISTENCIAS RELATIVAS ENTRE UN ACERO AL C Y DOS ACEROS MICROALEADOS (S $\equiv$ Nb; Z $\equiv$ Ti), LAMINADOS EN SIMILARES CONDICIONES EN LAS PRIMERAS CUATRO CAJAS DE UN TREN TERMINADOR DE CHAPAS EN CALIENTES.

9.5.2. APLICACION DE LOS DATOS DE EVOLUCION ESTRUCTURAL:

De todas las variables metalurgicas con que cuenta el metalurgista para mejorar las propiedades de un acero la disminución del tamaño de grano ferrítico es la única que produce un mejoramiento generalizado de los mismos.

Una disminución en el tamaño de grano ferrítico mejora la resistencia a la fluencia, la ductilidad y disminuye la temperatura de transición.

En ese sentido es fácil comprender la necesidad de conocer las leyes que rigen la evolución del tamaño de grano austenítico durante la deformación y por ende del tamaño de grano ferrítico en el producto final.

Así, cuando por ejemplo la recrystalización estática se completa entre pasadas de un dado esquema de laminación, cada una de esas pasadas puede ser considerada como independiente de la otra en la medida que la deformación previa es totalmente removida. Por otro lado, el tamaño de grano austenítico luego de esta situación, decrecerá progresivamente a medida que la temperatura decae durante el esquema de deformación, si bien es posible que algún crecimiento de grano tenga lugar una vez que la recrystalización estática se complete. En particular, esto suele ocurrir durante las primeras pasadas del esquema de deformación, donde la temperatura resulta todavía relativamente alta.

A temperaturas por sobre los 1050°C cuando la recrystalización estática se completa tanto en aceros C-Mn, como en aceros microaleados (Figura 9.22.) un mayor refinamiento de grano es logrado en el acero conteniendo Nb, debido probablemente a que los finos precipitados inhiben el crecimiento secundario a que hace referencia el párrafo anterior.

Un ejemplo sencillo del refinamiento de grano que puede lograrse durante un dado esquema de deformación es mostrado en la Figura 9.24. donde dos aceros de composición química : C= 0,17 % - Mn = 1,09% y C= 0,08% - Mn = 1,48% - Nb= 0,028% respectivamente son deformado 20% por vez con un tiempo de espera entre pasadas de 15 s.

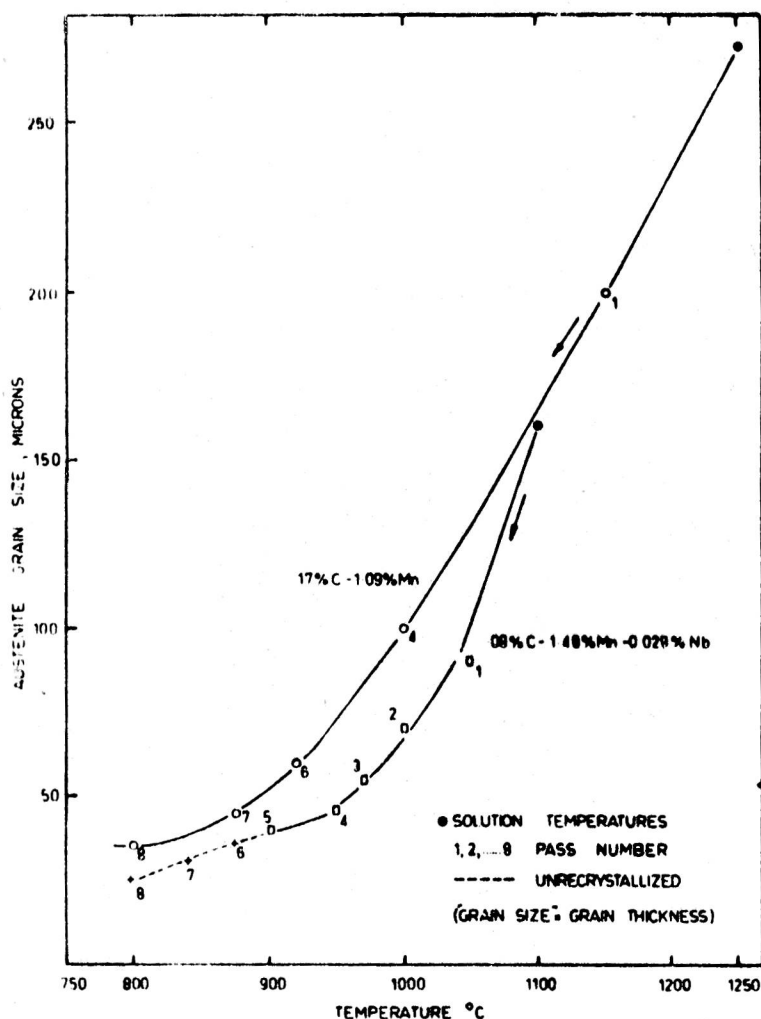


FIG.9.24. RELACION TEMPERATURA DE LAMINACION-TAMAÑO DE GRANO AUSTENITICO, DURANTE LA LAMINACION.

Así el acero C-Mn muestra un progresivo refinamiento de grano, con un límite inferior de aproximadamente $30\mu\text{m}$.

Un comportamiento similar es observado en el acero microaleado, precalentado a 1100°C para garantizar la solución completa de carburos antes del inicio de la deformación (ver tabla 9.V) con un marcado refinamiento de grano debido probablemente a inhibición de crecimiento de grano secundario, por presencia de precipitados a temperaturas por sobre los 1050°C , mientras a temperaturas inferiores el mecanismo podría ser inhibición de recristalización y aparición de una estructura "panqueque" de granos de austenita deformados cuya mayor relación superficie-volumen origina una fuerte disminución del tamaño de grano ferrítico una vez

que la transformación se completa.

Como hemos visto hasta aquí, la adecuada elección de las condiciones de deformación, permite obtener materiales con determinadas características y/o propiedades de uso. Este criterio de diseño de la operación de deformación: calentamiento-esquema de deformación-enfriamiento es la base sobre la que se asientan los tratamientos termomecánicos uno de cuyos exponentes más conocidos es la laminación controlada, es decir un proceso de laminación concebida no ya solamente desde los aspectos geométricos del producto final, sino además desde el punto de vista de sus propiedades de uso.

Así, según se elijan las condiciones de diseño de un dado proceso de laminación controlada, la austenita que resulte al final del mismo tendrá las siguientes características:

a) Estructura equiaxiada totalmente recrystalizada: en este caso y tal como lo hemos expresado el tamaño de la austenita dependerá de la temperatura a la cual se termine de laminar. A altas temperaturas y bajas velocidades de enfriamiento previa transformación, el tamaño de grano γ puede crecer, lo que dará como consecuencia un aumento del tamaño de grano ferrítico.

En este caso la transformación se llevará a cabo a partir de una austenita con una baja densidad de dislocaciones, por lo que el tamaño de grano ferrítico dependerá fundamentalmente de la superficie de borde de grano de la misma como así también de la velocidad de enfriamiento durante la transformación.

b) Estructura alargada en el sentido de la deformación y no recrystalizada: esta situación puede producirse como consecuencia de fuertes reducciones aplicadas durante las últimas etapas de la deformación, es decir a bajas temperaturas fundamentalmente en aceros microaleados al Nb.

Esta estructura resultará más fina en comparación a la obtenida en el caso a) ya que la superficie de borde de grano γ para que nucleee la ferrita es mucho mayor. Este efecto, combinado con la alta densidad de dislocaciones presente en la estructura originará una alta velocidad de nucleación de ferrita en la aus-

tenita deformada, con el consiguiente afinamiento de grano que esta situación trae aparejada.

Por lo tanto, el tamaño de grano final de ferrita será función de la cantidad de deformación introducida en la austenita sin que la misma recrystalice y de la velocidad de enfriamiento antes y durante la transformación.

c) Estructura parcialmente recrystalizada: estas estructuras pueden producirse como consecuencia de una baja temperatura de acabado y una asimismo baja tasa de deformación durante las pasadas finales.

Esta estructura mixta, con granos de austenita recrystalizados diferentes en tamaño de aquéllos deformados y aún sin recrystalizar que puede producirse con mayor facilidad en aceros microaleados que en aceros C-Mn, origina una estructura ferrítica de granos mixtos de muy malas propiedades mecánicas, sobre todo en lo referido a la tenacidad.

En la práctica los esquemas de la laminación controlada para la producción de aceros de altas exigencias como por ejemplo los grados API X 65 y X 70 ($\sigma_f \approx 45 \text{ Kg/mm}^2$ y 49 Kg/mm^2 , respectivamente) para la construcción de tubos de conducción de petróleo, son diseñados especificando severos controles de reducciones y temperaturas a través de todo el esquema de deformación, con especial atención en la parte final del mismo.

Así, por ejemplo utilizando bajas temperaturas de recalentamiento se logra en una primera etapa refinar el tamaño de grano austenítico por sucesivas recrystalizaciones, para ir confiriendo a la estructura la característica forma alargada del tipo "panqueque" hacia las etapas finales del procesamiento con el consiguiente afinamiento de grano ferrítico luego de la transformación tal como se comentara anteriormente (punto b).

Por otra parte, es interesante remarcar que la adición de elementos microaleados que retardan la recrystalización tienen un significativo efecto sobre las cargas de laminación. Tal como lo señalamos precedentemente, la resistencia a la deformación de los aceros microaleados al Nb y aún al Ti no se ve afectada a

temperaturas superiores a los 1050°C debido a falta de recristalización entre cajas. Pero, a medida que la temperatura des-ciende y los tiempos entre pasadas se reducen la recristalización comienza a tornarse más lenta, incrementando de esta manera las cargas de laminación.

Por último es interesante considerar los posibles cambios estructurales que pueden producirse después que el material ha dejado la última caja de laminados.

Normalmente después de la última pasada, el material es enfriado utilizando algún sistema de circulación forzada de agua.

En el caso particular de la laminación de chapa, un sistema de sprays de agua suele ser utilizado, disminuyendo la tem-peratura de salida del material, hasta la temperatura de bobinado ($\sim 650^{\circ}\text{C}$) en un tiempo que dependerá del espesor de material laminado, pero que podríamos ubicar en aproximadamente 6S.

Durante el procesamiento de aceros microaleados se bus-ca que durante la etapa de enfriamiento acelerado, la disminu-ción de temperatura sea tal que no permita al material recris-talizar de manera que la transformación a ferrita, se produzca a partir de una estructura "panqueque" de austenita que afine el tamaño de grano ferrítico.

Por otra parte el enfriamiento puede ser utilizado para manejar la cinética de precipitación, de manera tal de hacer que la misma se produzca o no en la ferrita, como en el caso del N Al en aceros de bajo C para relaminación en frío, o del CNb en aceros de alta resistencia para ser utilizados en su condición de laminados en caliente.

9.5.3. APLICACION DE LOS DATOS DE DUCTILIDAD EN CALIENTE:

Dependiendo de su composición química, los aceros pueden diferenciarse frente al ensayo de ductilidad por:

a) El número de vueltas a la rotura a una dada temperatura (n_T).

b) La "velocidad" con que el número de vueltas a la rotura se incrementa con la temperatura ($\partial n_{v_r} / \partial T \big|_{\frac{\cdot}{\epsilon}}$, para $T < T_{d_{máx}}$).

c) La temperatura para la cual el número de vueltas a la rotura es máximo, o temperaturas de ductilidad máxima ($T_{d_{máx}}$), y

d) La "velocidad" a la cual, una vez excedido al máximo, el número de vueltas a la rotura disminuye con la temperatura ($\partial n_{v_r} / \partial T \big|_{\frac{\cdot}{\epsilon}}$, para $T > T_{d_{máx}}$).

En este contexto las diferentes curvas que pueden ser obtenidas se esquematizan en la Figura 9.25. Los aceros representados por la curva A (ej. aceros de bajo C) son los más fáciles de trabajar en caliente debido a su alta tasa de deformación previa rotura y a la suave disminución de ductilidad una vez superada la temperatura máxima.

Por otro lado los materiales representados por la curva E (ej. aceros resulfurados), son los más difíciles de trabajar en caliente, en tanto que aquellos representados por la curva C, presentan tendencia al quemado.

La temperatura de ductilidad máxima, en la curva $n_{v_r} - T$, ha sido frecuentemente definida como la máxima temperatura, para lo cual, la fractura intergranular no tendrá lugar. Una vez producido este tipo de defecto, el procesamiento del material se verá afectado por lo cual es de esperar que esta temperatura no sea excedida.

Frecuentemente y con el objeto de introducir un factor de seguridad, la máxima temperatura de trabajo es definida unos 25°C por debajo de la temperatura de ductilidad máxima.

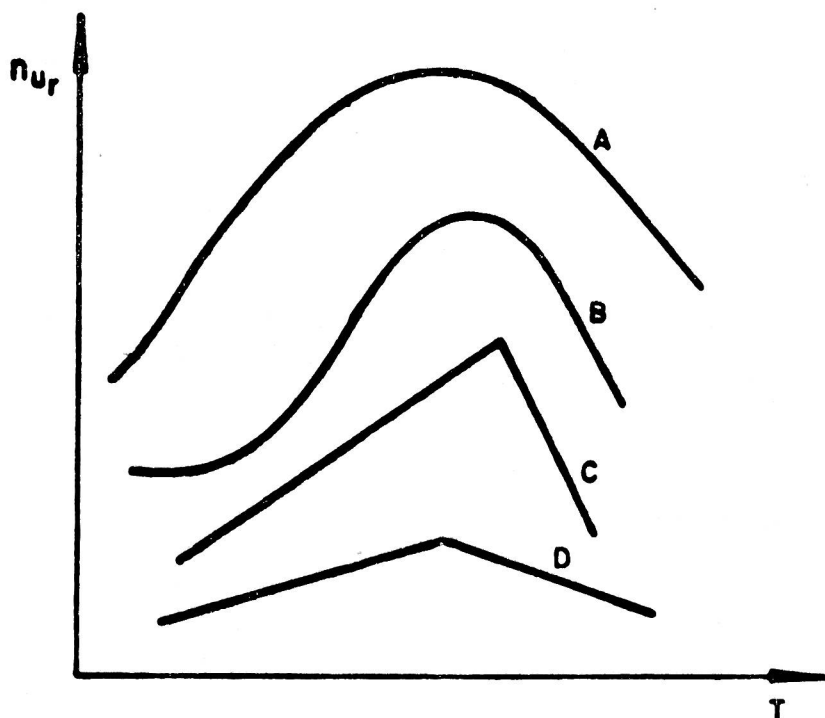


FIG. 9.25. CURVAS TÍPICAS DE DUCTILIDAD EN CALIENTE OBTENIDOS POR ENSAYOS DE TRACCION.

No obstante ello, la utilización de los datos extraídos de las curvas de ductilidad deberá evaluarse convenientemente antes de ser trasladados a la práctica, en función de las características del proceso a utilizar.

Así por ejemplo, si el material ha de ser forjado y sus dimensiones originales son tales que las pérdidas de calor son pequeñas, una temperatura de trabajado de hasta 25°C inferior a la $T_{d_{\text{máx}}}$ puede ser utilizado.

Si por el contrario, la cantidad de deformación involucrada es pequeña y el material a procesar no presenta curvas de ductilidad como la A o aún superior a la $T_{d_{\text{máx}}}$ podrá ser utilizada sin riesgos mayores.

Por otro lado, si las pérdidas de calor producidas por el traslado del material precalentado son importantes, el acero

puede ser calentado en exceso de manera tal que la deformación comience aproximadamente a la temperatura recomendada. No obstante ello, la extensión de ese calentamiento extra será también una función de la forma de la curva de ductilidad tal como se expresara anteriormente (curva C), especialmente de $\partial n_{vr} / \partial T$ $\frac{1}{\epsilon d o}$, para $T > T_{d\text{máx}}$.

CAPITULO X

ESTRUCTURAS DE ACEROS ALEADOS

10.1. CARBUROS EN ACEROS:

a) Carburos Binarios:

Salvo en el caso de los aceros puramente austeníticos, todos los demás aceros contienen diferentes tipos de carburos, conocer estos tipos de carburos es de gran importancia. Una posible clasificación de estos carburos es la que se observa en la Figura 10.1., en la cual se encuentran algunos carburos formados por los metales de transición.

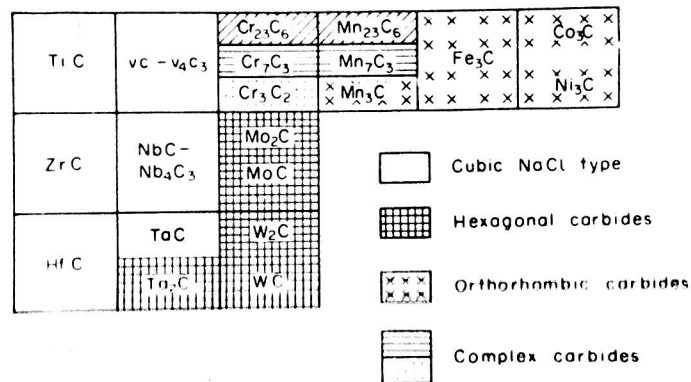


FIG. 10.1. CLASIFICACION DE CARBUROS METALICOS.

En el lado izquierdo de este diagrama los metales del grupo IVA y VA forman carburos estequiométricos muy estables TiC, ZrC, HfC, VC, NbC y TaC con una estructura cristalina del tipo NaCl y generalmente muestran una variación de composición por la pérdida de átomos intersticiales de carbono (Por ejemplo VC - V₄C₃).

Estos carburos son muy estables, no disuelven hierro, pero pueden formar soluciones sólidas en un amplio rango de solubilidad cuando los factores de tamaño son los convenientes

(Por ejemplo TiC - TaC) si el factor de tamaño es favorable es posible disolver también algo de tungsteno.

Los carburos se corresponden con una serie de compuestos intersticiales formados por los nitruros. En general un dado metal puede formar solución sólida con ambos (TiC y TiN) y en algunos casos los llamados carbonitruros.

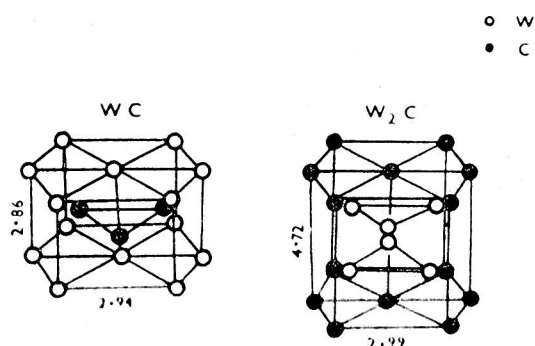
Los elementos como el (Fe , Co , Ni) forman aleaciones con carburos para los cuales el compuesto estable es siempre el grafito (M -Grafito), pero también se pueden formar compuestos metaestables de estructura ortorrómbica que son isomorfos con la cementita.

La estabilidad de estos carburos decrece según el orden, los dos últimos son muy difíciles de obtener en estado puro pero pueden ser estabilizados por la presencia de impurezas.

Los dos grupos anteriores representan los tipos más y menos estables de carburos y entre esos extremos se encuentran los elementos del grupo VIA en el primer y segundo período de transición, formadores de carburos de gran importancia.

Los carburos del tipo Mo_2C y W_2C son isomorfos y tienen estructura hexagonal compacta, con los átomos de carbono en los intersticios octaédricos y ubicados en capas alternadas. Esta estructura la tiene también el carburo Ta_2C .

Los carburos MoC y WC son isomorfos pero forman una estructura hexagonal simple con capas alternadas de átomos de metal y carbono (Figura 10.2.).



Estos compuestos son muy estables y no disuelven cantidades apreciables de hierro.

En el primer período de transición, el cromo no forma carburos hexagonales, forma un carburo característico el Cr_{23}C_6

FIG.10.2. ESTRUCTURAS DE CARBUROS WC y W_2C

con una complicada estructura cúbica cuya celda contiene 92 átomos metálicos.

Esta celda puede estar dividida en 8 pequeñas celdas cuyo arreglo atómico se observa en la Figura 10.3.

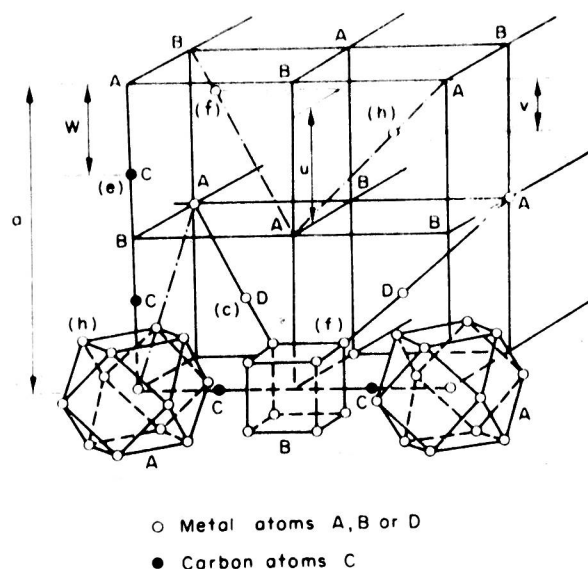


FIG. 10.3. ESTRUCTURA DEL CARBURO $M_{23}C_6$.

Los vértices de estas celdas están rodeados por grupos de átomos de cromo formando alternativamente cubos-octaedros-cubos, esto es una descripción geométrica y no implica la existencia de agrupamientos moleculares. Hay también átomos adicionales de cromo en el centro de cada una de las pequeñas celdas cúbicas (posición D en la Figura 10.3.), este átomo de cromo es el que puede ser reemplazado por tungsteno, cuando el cromo es el que puede ser reemplazado por tungsteno, cuando el número de átomos de tungsteno excede los ocho sobre los noventa de cromo hay un cambio de fase y el carburo $Cr_{23}C_6$ se convierte en uno del tipo M_6C .

En el $Cr_{23}C_6$ el carbono ocupa las posiciones en la mitad de camino entre los cubos y los octaedros, en esta posición cada átomo de carbono tiene ocho vecinos metálicos. En el $Cr_{23}C_6$ aproximadamente el 30% de el cromo puede ser reemplazado por

hierro, estos átomos de hierro ocupan las posiciones (f) de los cubos. Pero si las posiciones D son ocupadas por una importante cantidad de átomos de tungsteno, todos los átomos de cromo pueden ser reemplazados por hierro dando lugar a la formación del carburo ternario $(FeW)_{23}C_6$. Se ha sugerido que esto se debe a la diferencia de tamaño entre el cromo y el hierro, pero dado que esta diferencia es muy pequeña esta explicación es dudosa.

El cromo forma también el carburo Cr_7C_3 con una estructura hexagonal complicada y el carburo Cr_3C_2 con una estructura cúbica complicada. El carburo Cr_7C_3 la mitad del cromo puede ser reemplazado por hierro, pero en el Cr_3C_2 la solubilidad del hierro es muy limitada.

En lo que a la formación de carburos se refiere el manganeso tiende a ser similar al cromo, pero también es muy similar al hierro, por lo tanto el sistema manganeso-carbono contiene carburos y no grafitos. El carburo de estructura ortorrómbica Mn_3C es estable por debajo de los $950^{\circ}C$ y alta temperatura hay una serie de soluciones sólidas entre Fe_3C y Mn_3C .

A bajas temperaturas, Mn_3C se descompone en una mezcla de Mn_7C_3 y Mn_5C_2 , pero el manganeso continúa siendo muy soluble en cementita. Hay también carburos $Mn_{23}C_6$ y Mn_5C_2 , pero no han sido hallados en aceros con manganeso. Se supone que si el acero contiene carburos del tipo $Cr_{23}C_6$ o Cr_7C_3 es probable que estos carburos contengan algo de manganeso.

b) Carburos Ternarios:

En aleaciones de hierro se pueden encontrar carburos ternarios en los sistemas Fe-Mo-C y Fe-W-C, los cuales tienen gran importancia en conexión con la estructura de algunos aceros rápidos.

Estos carburos tienen un rango de composición que se extiende desde $Fe_3 (MoW)_3C$ a $Fe_4 (MoW)_2C$ y son llamados a menudo M_6C .

Tienen una estructura cúbica complicada con una cel-

da que contiene 95 átomos metálicos, esta puede ser dividida en 8 cubos más pequeños (Figura 10.4). Los átomos metálicos se pueden considerar formando alternativamente grupos octaedrales y tetraedrales en los vértices y los centros de los cubos pequeños y cada átomo de carbono tiene 6 vecinos metálicos.

En algunos sistemas ternarios o más complejos hay también carburos ternarios $(\text{FeMo})_{23}\text{C}_6$ o $(\text{FeW})_{23}\text{C}_6$ los cuales parecen derivar del carburo Cr_{23}C_6 y en un acero complejo puede ser de la forma $(\text{FeWCrMn})_{23}\text{C}_6$.

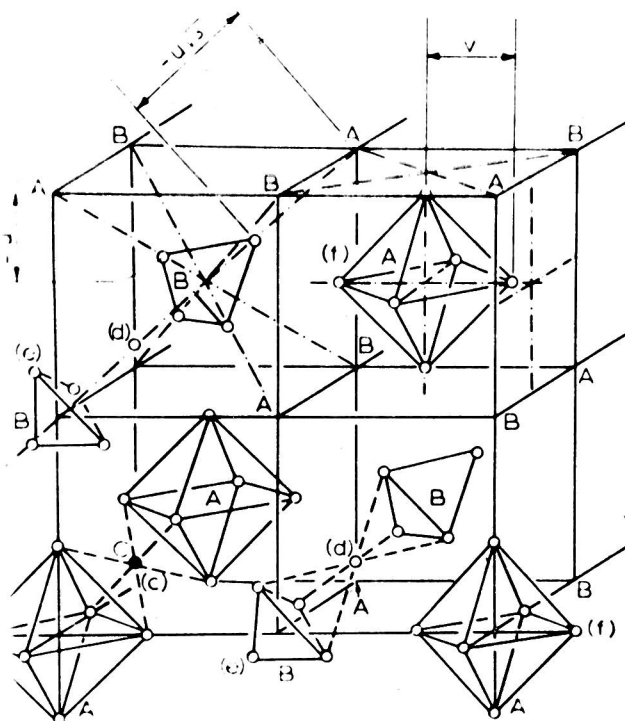


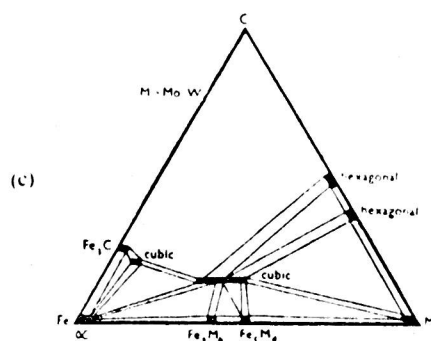
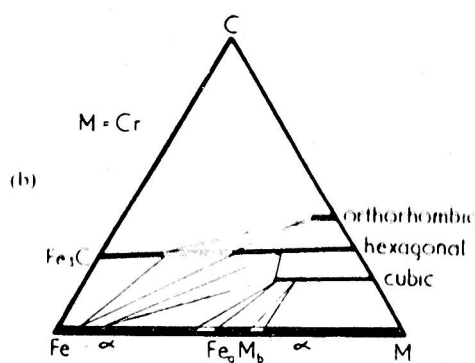
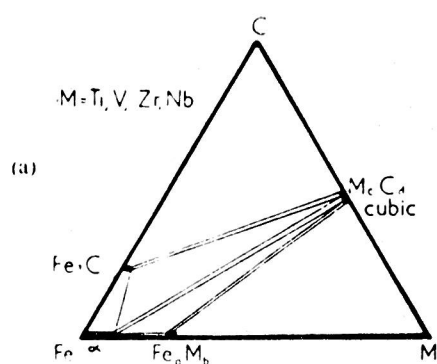
FIG. 10.4. ESTRUCTURA DEL CARBURO M_6C .

En el sistema Fe-C-B hay una fase ternaria con esta estructura, contiene aproximadamente 1% atómico más de hierro que la correspondiente a la fórmula $\text{Fe}_{23}\text{B}_3\text{C}_3$, se han encontrado considerables variaciones en las proporciones de Boro y Carbono hallados, pero el reemplazo se realiza átomo por átomo entre el carbono y el boro cuando el hierro se mantiene constante.

10.2. SISTEMAS TERNARIOS Fe-M-X:

Los detalles de estos sistemas varían de uno a otro pero se puede obtener una información general sobre los mismos considerando los diagramas que son esperados a bajas temperaturas donde las fases son carburos y ferrita. En base a la clasificación de carburos se pueden separar en:

a) $M = \text{Ti, Zr, V, Nb}$ y posiblemente Ta.



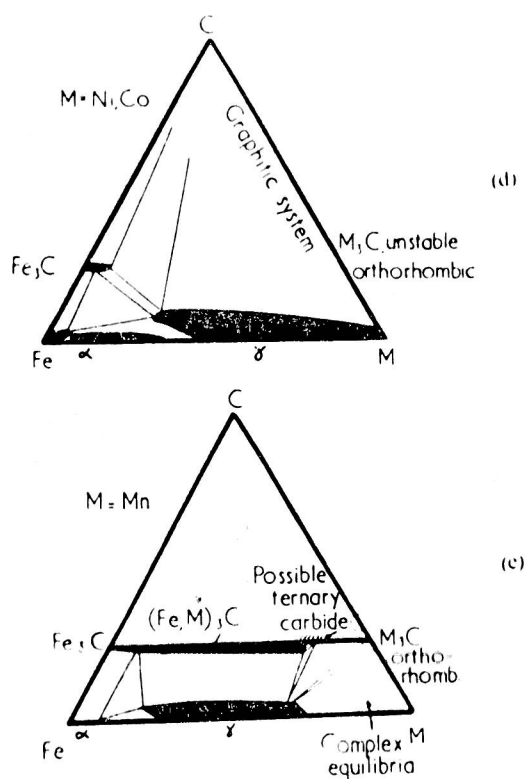


FIG. 10.5. ALGUNAS RELACIONES DE FASE DE SISTEMAS TERNARIOS Fe-M-C A BAJAS TEMPERATURAS.

Estos sistemas ternarios comprenden carburos muy estables con estructura del tipo NaCl y la forma general del equilibrio a baja temperatura se observa en la Fig. 10.5. (a). La fase intermedia rica en hierro en el sistema binario Fe-M es notada como Fe_aM_b y varia de un sistema a otro. El carburo equiatómico M_c es poco variable en composición y se puede llamar M_cC_d , estos carburos pueden estar en equilibrio con la ferrita y el diagrama de fases muestra campos de dos fases ($\alpha + Cm$), ($Cm + M_cC_d$), ($\alpha + M_cC_d$) y ($Fe_aM_b + M_cC_d$) separados por extensos campos de tres fases ($\alpha + Cm + MC$) y ($\alpha + MC + Fe_aM_b$). A menos que la proporción de M y C sea muy baja, el carburo M_cC_d está presente en aleaciones ricas en hierro.

Muchos aceros contienen Titanio en bajas proporciones y siendo la estabilidad del carburo TiC muy importante, el Titanio puede remover el suficiente carbono para formar el carburo estequiométrico TiC el cual en presencia de nitrógeno puede dar lugar al carbonitruro Ti(C+N) .

b) $M = \text{Cr}$.

El equilibrio a baja temperatura se observa en la figura 10.5. (b). Con el aumento de los porcentajes de cromo el carburo M_7C_3 es el primero de los carburos de cromo en ser observado cuando el campo $(\alpha + \text{Cm})$ es atravesado, el carburo M_{23}C_6 es observado para mayores contenidos de cromo.

La composición de todas las fases observadas en la aleación rica en hierro (Fe-Cr-C) es variable y la partición de cromo entre la ferrita, cementita y carburos de base cromo es delicada y es afectada por el tratamiento térmico.

c) $M = \text{Mo}, \text{W}$.

El equilibrio a baja temperatura se observa en la Figura 10.5. (c) siendo los carburos hexagonales de molibdeno y tungsteno muy estables.

d) $M = \text{Co}, \text{Ni}$.

En los sistemas Fe-Co-C y Fe-Ni-C el equilibrio estable envuelve grafito, pero también está presente cementita metaestable que puede disolver pequeñas cantidades de cobalto o níquel. Las condiciones de equilibrio se observan en la Figura 10.5. (d).

e) $M = \text{Mn}$.

Las condiciones de equilibrio se observan en la Figura 10.5. (e) y es de remarcar el amplio rango de solubilidad del manganeso en cementita. Para aleaciones ricas en hierro es necesario solo considerar las relaciones entre α, γ y $(\text{FeMn})\text{C}_3$.

10.3. ACEROS AL NIQUEL:

Muchos de los aceros al níquel son aleaciones complejas en las cuales la estructura y las propiedades están fuertemente influenciados por la presencia de otros aleantes, como por ejemplo el cromo.

El níquel es un fuerte estabilizador de la austenita, con más del 40% de níquel la austenita es termodinámicamente estable a 400°C.

Si se agrega carbono estas características pueden ser modificadas, en la Figura 10.6. se observan las estructuras presentes en la aleación Fe-Ni-C cuando es enfriada lentamente.

FIG.10.6. ESTRUCTURAS PRESENTES EN ALEACIONES Fe-Ni-C CON ENFRIAMIENTO LENTO.

La temperatura M_s baja del orden de 18°C por cada 1% de níquel. El efecto del níquel sobre las curvas TTT para aceros al níquel de bajo contenido se observa en la Figura 10.7.

FIGURA 10.7.

En los casos donde la perlita se puede obtener por enfriamiento el níquel produce una disminución de la temperatura de formación, con respecto a los aceros al carbono, razón por la cual el níquel produce perlita con un espaciado interlaminar menor.

10.4.ACEROS AL MANGANESO:

Dado que todos los aceros contienen manganeso no es posible trazar una línea entre los aceros al carbono y los aceros al manganeso.

En los aceros al carbono el manganeso se agrega para neutralizar los efectos del azufre. En ausencia del manganeso existe un sulfuro de hierro FeS , que forma un eutectico de bajo punto de fusión dando lugar a una delgada capa alrededor de los cristales primarios formados durante la solidificación, creando inconvenientes durante la laminación del material.

El agregado de manganeso produce la formación de un sulfuro de manganeso muy estable, el que tiene un punto de fusión mucho más alto estando en forma sólida a la temperatura de laminación.

En general el límite superior del contenido de manganeso es de alrededor del 0,8% , mayores adiciones se pueden realizar en los aceros perlíticos donde el manganeso produce el endurecimiento por solución sólida de la matriz ferrítica y además refina la estructura perlítica.

El manganeso, como el níquel, es un fuerte estabilizador gama, con el aumento del contenido de manganeso es posible producir aceros endurecibles al aire, con contenidos de manganeso aún mayores es posible obtener aceros austeníticos, de los cuales los más conocidos son los HADFIELD que fueron desarrollados en 1890 y contienen 13% de Mn y 1,2 de C en peso.

Estos aceros deben ser austenitizados a 1000°C o más y luego templados, la estructura austenítica resultante es estable a bajas temperaturas y muestra un importante endurecimiento por trabajado. Pero a alta temperatura de austenitización produce una decarburación superficial dando lugar a la formación de una capa de martensita.

Este efecto se reduce en algunas aleaciones con el agregado de níquel el cual estabiliza la aleación con bajo contenido de carbono y por lo tanto neutraliza la tendencia a la formación de martensita.

WHITE y HONEYCOMBE observaron que aleaciones puras de Fe-Mn-C con composiciones similares a las de los aceros HADFIELD la fase austenita es estable después de severas deformaciones a + 196°C.

Según estos autores el característico endurecimiento por trabajado de estos aceros se debe a la formación de fallas de apilamiento las cuales son máximas para la composición del acero HADFIELD.

10.5. ACEROS RAPIDOS:

Los aceros rápidos son generalmente aleaciones con alto contenido de Fe, W, Mo y Cr y pequeñas adiciones de V.

Por ejemplo el acero T1 contiene 18% W, 4% Cr y 1% V y el acero M2 6% W, 5% Mo, 4% Cr y 2% V.

Estos aceros tienen una alta temperatura de austenitización con la finalidad de obtener esta fase y carburos. Luego de templados la estructura es martensítica con carburos y algo de austenita retenida.

Los tratamientos térmicos utilizados en estos aceros son:

- a) Precalentamiento a 950°C.
- b) Calentamiento a 1200 - 1300°C.
- c) Templado en aire.
- d) Tratamiento térmico a 500-550°C.
- e) Tratamiento térmico adicional o bien repetición del d).

Cuando el material se quiere maquinar a forjar se lo lleva al estado blando con un tratamiento térmico a 700-800°C.

Los carburos presentes en estos aceros son fundamentalmente el M_6C y el MC.

El M_6C tiene alto contenido de hierro y tungsteno, en cambio el MC tiene alto contenido de vanadio. En menor proporción se puede hallar el carburo $M_{23}C_6$ el cual se forma por descomposición de la austenita retenida.

CAPITULO XI

ACEROS INOXIDABLES

La estabilidad superficial de los aceros comunes, es baja y de la simple exposición de la superficie desnuda a la atmósfera resulta una acentuada oxidación. De igual manera es baja la resistencia al ataque de otros medios.

Los aceros inoxidables constituyen una familia de aleaciones donde el cromo es el elemento crítico. La característica más notable de los mismos es su resistencia a la corrosión. La estabilidad superficial de estas aleaciones les permite resistir medios líquidos o gaseosos, agresivos.

La resistencia a la oxidación de los aceros inoxidables se extiende también a altas temperaturas. Mediante adiciones y tratamientos apropiados es posible otorgarles una apreciable resistencia a deformación a alta temperatura como así mismo alta resistencia a la termofluencia (creep).

La característica a tener en cuenta en el diseño y selección de aceros inoxidables son:

a) Resistencia a la oxidación y a la corrosión en el medio en el que han de operar.

b) Propiedades mecánicas y físicas.

c) Características de trabajado tanto en frío como en caliente.

d) Soldabilidad y especialmente influencia de los procesos de soldadura sobre la resistencia a la corrosión, oxidación y creep.

e) Costos. Tanto en lo referente a la producción y fabricación como al funcionamiento y mantenimiento.

11.1. FENOMENOS DE CORROSION:

11.1.1. PASIVACION:

La resistencia a la corrosión de los aceros con alto contenido de Cr se asocia generalmente a la formación de una película delgada adherente de óxido de cromo sobre la superficie del acero. Esta película impermeable inhibe las posibles reacciones químicas impidiendo la difusión de los átomos reactivos a través de la barrera de pasivación. La estabilidad de esta barrera puede ser afectada por medios físicos o químicos. Dicha estabilidad aumenta con el contenido de cromo y con el de otros elementos y comienza a ser efectiva a partir de contenidos de cromo alrededor del 12%.

11.1.2. OXIDACION:

De manera similar a lo anterior, la formación de una capa de óxido estable adherente y poco permeable proporciona resistencia a la oxidación a altas temperaturas.

La estabilidad depende de la densidad del óxido con respecto a la del metal base, de sus características mecánicas y de la expansión térmica respecto al metal.

A partir de un contenido mínimo de 5% el aumento del contenido de Cr proporciona al acero resistencia a la corrosión a temperaturas crecientes. Esta resistencia se incrementa con adiciones de Si, Al y, en particular Ni.

11.1.3. SENSITIZACION:

Una disminución del contenido de Cr en una zona determinada disminuirá la resistencia a la corrosión en esa zona y dará lugar a fenómenos de corrosión localizada.

En estructuras austeníticas, en presencia de carbono, a temperaturas de alrededor de 600°C, puede tener lugar la precipitación de carburos de cromo en los límites de grano austenítico. Ello ocasionará un empobrecimiento en Cr en las zonas adyacentes al límite de grano disminuyendo su pasividad.

Este hecho asociado a un posible efecto galvánico entre la matriz y el carburo da lugar a una corrosión localizada en los límites de grano. Este fenómeno puede revertirse redisolviendo los carburos a temperaturas mayores y enfriando rápidamente. Esta sensitización, que se observa particularmente en zonas adyacentes a soldaduras puede evitarse bajando el contenido de C o estabilizándolo a través de adiciones de elementos formadores de carburos estables como titanio y niobio.

En estructuras ferríticas a temperaturas superiores a 900°C puede formarse en los límites de grano austenita enriquecida en carbono y pobre en cromo. Esta composición existe luego de un enfriamiento rápido y da lugar a ataque localizado en los límites de grano.

Este efecto se elimina mediante enfriamientos lentos o revenidos posteriores.

11.1.4. PICADO:

La destrucción de la película protectora de óxido en zonas pequeñas da lugar a un ataque denominado picado. En aceros inoxidable este tipo de ataque aparece en presencia de halógenos en especial cloruros.

La sensibilidad al mismo disminuye para altos contenidos de Cr y con el agregado de molibdeno.

11.1.5. CORROSION BAJO TENSION:

En presencia de cloruros y bajo el efecto de una cierta tensión aplicada los aceros inoxidable austeníticos son propensos a sufrir corrosión a través de los granos austeníticos. Las causas del mismo están asociadas al estado de tensiones, destrucción de la capa protectora, reacción galvánica entre zonas con distinto estado de deformación, etc.

Los aceros ferríticos no son, en general, propensos a este tipo de ataque.

11.2. INFLUENCIA DE LOS ALEANTES:

Una vez obtenida la adecuada resistencia a la corrosión y oxidación a través del agregado de Cr, las adecuadas propiedades mecánicas de soldabilidad, formabilidad etc., se obtienen por el agregado de aleantes.

Además del Cr otro elemento importante es el Ni. En menos proporción se puede encontrar Mo, Mn, Ti, Nb, Si, Al, N, C, etc.

11.2.1. CROMO:

Es un elemento alfégeno, es decir promotor de ferrita, y agregados crecientes del mismo disminuyen el campo de existencia de austenita o sea cierra el lazo gamma.

El límite de existencia de austenita ocurre alrededor del 12% Cr y contenidos mayores dan lugar a estructuras ferríticas estables desde temperatura ambiente hasta el punto de difusión.

El agregado de carbono extiende el lazo austenítico para contenidos de cromo mayores del 12%. Alrededor de estas composiciones 12-13% Cr, existirá un campo de estructura mixta ferrita-austenita.

Alrededor de 45% de Cr se encuentra el campo de existencia de la fase sigma que se caracteriza por su elevada dureza y fragilidad. La aparición de esta fase comienza alrededor del 20% Cr pero fluctuaciones localizadas de composición dan lugar a la formación de la misma en aleaciones con contenidos nominales menores de Cr.

11.2.2. NIQUEL:

El níquel estabiliza la austenita, es gammageno y permite obtener composiciones de austenita estable a todas temperaturas. Mediante el agregado de otros gammagenos como el C y

aprovechando la lentitud de la transformación a bajas temperaturas se pueden obtener austenitas estables con contenidos de Ni de alrededor del 7-8-%.

Con respecto a la fase γ el Ni promueve su existencia hacia temperaturas mayores y hacia contenidos menores de Cr.

A altas temperaturas se estabiliza la fase ferrítica delta cúbica centrada en el cuerpo, Figura 11.1.

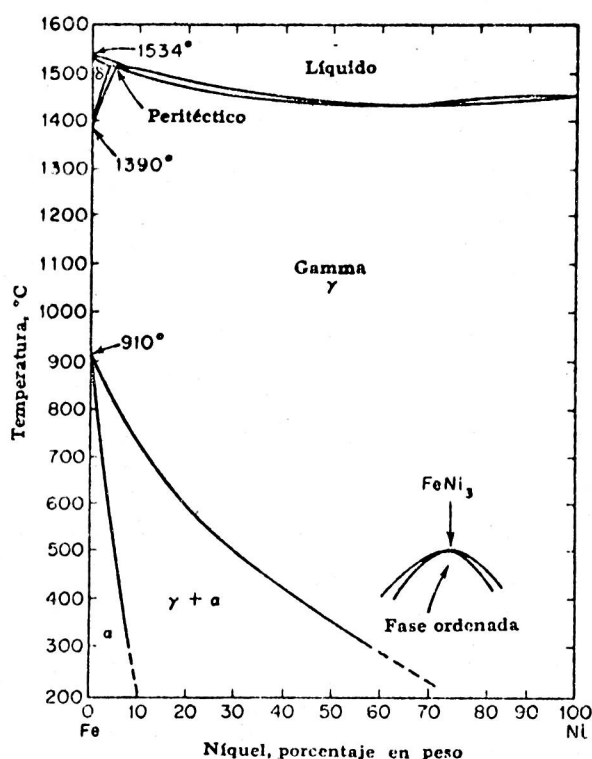


FIG. 11.1. DIAGRAMA DE EQUILIBRIO HIERRO - NIQUEL.

11.2.3. SOLUTOS INTERSTICIALES:

A igual que el carbono, el nitrógeno es un elemento gammageno. A través de precipitados puede contribuir a refinar el tamaño de grano ferrítico.

11.2.4. SOLUTOS ALFAGENOS:

Elementos tales como Mo; Si, Al, Nb, Ti tienen un

comportamiento similar al Cr.

El Mo en particular mejora la resistencia a la corrosión en medio ácido, la resistencia a la oxidación y la resistencia mecánica a altas temperaturas. El Al y el Si aumentan la resistencia a la oxidación a altas temperaturas.

11.2.5. SOLUTOS SOLIDOS GAMMAGENOS:

Al igual que el Ni el Mn y el Cu son gammágenos. En particular el Mn se utiliza como alternativa, de menor precio que el níquel, cuando se requieren estructuras austeníticas estables a temperatura ambiente.

11.2.6. PRECIPITADOS:

La precipitación de diversos compuestos da lugar a ciertos fenómenos que influyen en el comportamiento de los aceros inoxidables. Ejmplos de los mismos son: Carburos - su génesis e influencia se explica anteriormente.

Los mismos compuestos precipitados son utilizados para aumentar la resistencia a la deformación a altas temperaturas. Idénticos efectos pueden obtenerse utilizando nitruros, compuestos de carbono y fósforo y especialmente compuestos de Ni, Al, Ti.

11.2.7. OTROS ALEANTES:

Con el fin de reducir contenido de azufre o de alterar el comportamiento mecánico de los sulfuros, se emplean elementos con gran afinidad con el azufre como ser Zr-Ca y tierras raras.

Para mejorar las propiedades de maquinado de aceros se suele agregar Pb, S, Se, P, etc.

11.3. TIPOS DE ACEROS INOXIDABLES:

La Tabla 11.I. muestra composición de acuerdo a una de

las normas de uso generalizado. De acuerdo a las estructuras existentes en los diferentes rangos de composición los aceros inoxidables se pueden clasificar en:

- a) Ferríticos.
- b) Martensíticos.
- c) De transformación controlada.
- d) Austeníticos.

TABLA 11. I

Compositions of Wrought Stainless Steels for Which Micrographs Are Presented in This Section

Steel	C	Cr	Ni	Mn	Si, max	P, max	S, max	Others
Austenitic Steels								
201	0.15 max	16.00-18.00	3.50-5.50	5.5-7.5	1.00	0.060	0.030	0.25 max N
301	0.15 max	16.00-18.00	6.00-8.00	2.00 max	1.00	0.045	0.030	...
302	0.15 max	17.00-19.00	8.00-10.00	2.00 max	1.00	0.045	0.030	...
303	0.15 max	17.00-19.00	8.00-10.00	2.00 max	1.00	0.20	0.15 min	0.60 max Mo(a)
303 (Se)	0.15 max	17.00-19.00	8.00-10.00	2.00 max	1.00	0.20	0.06	0.15 min Se
304	0.08 max	18.00-20.00	8.00-12.00	2.00 max	1.00	0.045	0.030	...
304L	0.03 max	18.00-20.00	8.00-12.00	2.00 max	1.00	0.045	0.030	...
305	0.12 max	17.00-19.00	10.50-13.00	2.00 max	1.00	0.045	0.030	...
310	0.25 max	24.00-26.00	19.00-22.00	2.00 max	1.50	0.045	0.030	...
316	0.08 max	16.00-18.00	10.00-14.00	2.00 max	1.00	0.045	0.030	2.00-3.00 Mo
316L	0.03 max	16.00-18.00	10.00-14.00	2.00 max	1.00	0.045	0.030	2.00-3.00 Mo
321	0.08 max	17.00-19.00	9.00-12.00 (b)	2.00 max	1.00	0.045	0.030	5×C min Ti
347	0.08 max	17.00-19.00	9.00-13.00	2.00 max	1.00	0.045	0.030	10×C min Cb+Ta
Martensitic Steels								
410	0.15 max	11.50-13.50	...	1.00 max	1.00	0.040	0.030	...
416	0.15 max	12.00-14.00	...	1.25 max	1.00	0.06	0.15 min	0.60 max Mo(a)
440A	0.60-0.75	16.00-18.00	...	1.00 max	1.00	0.040	0.030	0.75 max Mo
440C	0.85-1.20	16.00-18.00	...	1.00 max	1.00	0.040	0.030	0.75 max Mo
615 (Greek Ascology)	0.15-0.20	12.00-14.00	1.80-2.20	0.50 max	0.50	0.040	0.030	2.50-3.50 W
Ferritic Steels								
326(c)	0.04-0.10	25.00-27.00	6.00-7.00	1.00 max	1.00	...	...	0.05 max N; Ti(d)
409(e)	0.08 max	10.50-11.75	0.50 max	1.00 max	1.00	0.045	0.045	Ti, 6×C or 0.75 max
430	0.12 max	14.00-18.00	...	1.00 max	1.00	0.040	0.030	...
446	0.20 max	23.00-27.00	...	1.50 max	1.00	0.04	0.030	0.25 max N
Precipitation-Hardening Steels								
630 (17-4 PH)	0.04	16.00	4.25	0.28	0.60	...	...	3.30 Cu, 0.27 Cb + Ta
631 (17-7 PH)	0.07	17.00	7.10	0.50	0.30	...	...	1.17 Al
633 (AM-350)	0.10	16.50	4.25	0.75	0.30	...	...	2.75 Mo, 0.09 N
634 (AM-355)	0.13	15.50	4.25	0.75	0.30	...	...	2.75 Mo, 0.10 N
635 (Stainless W)	0.06	17.00	7.00	0.55	0.60	...	...	0.80 Ti, 0.20 Al
AM-363	0.04	11.50	4.00	0.50	0.30	0.04	0.03	0.30 Ti, 0.10 Al
HNM	0.30	18.00	9.00	4.00	0.50	0.3	...	...

(a) Optional. (b) A nickel content of 9 to 13% is permitted for tubular products. (c) Type 326 is a ferritic-austenitic duplex steel. (d) Minimum titanium content is $4 \times \%N$; maximum is $4 \times (\%N + \%C - 0.03)$. (e) SAE 51409.

11.3.1. ACEROS INOXIDABLES FERRITICOS:

Debido a su bajo costo y a pesar de algunas limitaciones en resistencia a la corrosión, propiedades mecánicas, formabilidad, etc., este tipo de aceros están compitiendo cada día más en el mercado.

La ausencia de elementos gammágenos como el Ni hace que estos aceros sean generalmente ferríticos excepto cuando adiciones de C y N puede dar lugar a la aparición de austenita a temperaturas del orden de 1000°C.

Las composiciones oscilan entre 17-25% Cr. con agregados de alfégenos como Mo, Al, Si. El contenido de C y N se mantiene bajo y eventualmente se estabilizan mediante Ti y Nb.

11.3.1.1. PROPIEDADES MECANICAS:

El tamaño de grano que es un factor determinante de la resistencia a la deformación tiene un comportamiento particular en aceros inoxidables ferríticos. Debido a la falta de una transformación intermedia, el refinamiento de grano es solamente practicable mediante procesos de deformación - recristalización, lo que restringe bastante su utilización.

Durante la deformación las ferritas de alto Cr son propensas a la formación de estructuras de subgrano. Estas incrementan la resistencia a la deformación, pero su contribución es menor con respecto a la resistencia al impacto.

La temperatura de la transición dúctil-frágil, dependerá del tamaño de grano y es más alta que para otras estructuras.

El agregado de aleantes, además de algún posible efecto de endurecimiento por solución sólida, puede dar lugar a la aparición de austenita y eventualmente martensita, con las variaciones predecibles en las propiedades mecánicas. En particular, si bien la resistencia a la fluencia puede ser alta la velocidad de endurecimiento es baja y esta disminuirá la resistencia a altas deformaciones.

Debido a precipitación de compuestos ricos en Cr estos aceros son propensos a fragilidad luego de calentamientos a 475°C.

También, la presencia de fase sigma es causa de fragilidad especialmente en presencia de Mo y Ti.

Si bien su bajo endurecimiento por trabajado lo hace útil en operaciones de acuñado, forjado en frío, repujado etc. en cambio dificulta las operaciones de estampado profundo.

Asimismo presenta bandas de Luders características de las ferritas.

11.3.1.2. SOLDADURA:

La soldadura de estos aceros se ve dificultada dado que la ausencia de transformación permite el crecimiento irrestricto del tamaño de grano en la zona afectada por el calor. La presencia de precipitados (Nb o Ti) puede restringir el crecimiento pero en este caso se corre el riesgo de una reprecipitación con la consiguiente fragilización durante tratamientos posteriores.

En las composiciones donde existe la posibilidad de formación de austenita a temperaturas intermedias, esta aparecerá durante el enfriamiento, luego de la soldadura, según una estructura Widmanstätten que originará martensita con la consiguiente fragilización.

11.3.1.3. CORROSION:

En términos generales son menos resistentes a la corrosión y a la oxidación que los austeníticos. Su menor precio, los hace aptos para ser utilizados en medios menos agresivos, como los atmosféricos y de productos alimenticios.

Son susceptibles a sensitización a alta temperatura por empobrecimiento localizado de Cr en los límites de grano por precipitación de carburos. Este efecto se puede minimizar mediante revenidos o estabilizando el C por agregado de Nb o Ti. Una de sus principales ventajas es la resistencia a la corrosión bajo tensión en medios conteniendo cloruros. La utilización de esta característica se ve limitada por la baja tenacidad y baja soldabilidad. Ello restringe su utilización como recipientes para la industria química.

Una restricción en el desarrollo de composiciones adecuadas reside en el hecho que beneficios obtenidos con un cambio de composición pueden resultar desventajosos en otro aspecto.

Así, por ejemplo, con una reducción en el contenido de intersticiales (CTN) se puede mejorar la tenacidad y la resistencia a la sensitización y fragilización. Ello sin embargo reduce considerablemente la resistencia mecánica por ausencia de endurecimiento por solución sólida y limita la posibilidad de usar carburos y nitruros como refinadores de grano.

Posibles mejoras se podrían obtener refinando el grano mediante laminado controlado, incrementando la resistencia mediante una estructura de sub-grano o mediante la utilización de precipitados que no contengan C y N, como por ejemplo los basados en Ni Al y Ti.

11.3.2. ACEROS INOXIDABLES MARTENSITICOS:

En aceros totalmente ferríticos con un contenido de carbono por debajo de 0,1% un aumento en el contenido de Cr entre 12 y 17% produce un ensanchamiento del lazo austenítico y permite la formación de austenita a temperaturas del orden de 1000°C.

Un adecuado tratamiento de temple la convierte en martensita, que puede incrementar su ductilidad por medio de un revenido.

Esto permite la obtención de materiales con resistencias mecánicas similares a la de los aceros de construcción y con una apreciable resistencia a la corrosión y oxidación.

Las composiciones oscilan entre 12 y 17% de Cr y 0,1-1% C correspondiendo a los mayores contenidos de Cr mayores de C, con diversos agregados según sean las propiedades requeridas.

11.3.2.1. PROPIEDADES MECANICAS:

Como es normal en estructuras martensíticas la dureza de temple está regida por el contenido de carbono. Esto puede no ser rigurosamente cierto debido a lo complejo de las transformaciones y a reacciones de precipitación, pero igualmente se admite en general la existencia de aceros martensíticos inoxidables de bajo medio y alto carbono.

Manteniendo el contenido de carbono suficientemente bajo es posible obtener estructuras martensíticas suficientemente formables, tenaces y soldables para permitir usos estructurales. A fin de mantener altos niveles de resistencia mecánica será menester partir de 100% de martensita (lo que a su vez requiere transformación total en austenita durante el calentamiento y ausencia de austenita retenida durante el temple) y disminuir el revenido. Para obtenerlo se requerirá:

- Una máxima resistencia al revenido que limite la caída de dureza.
- Ausencia de ferrita delta durante el calentamiento de austenitizado.
- Temperatura M_f de final de la transformación martensítica por encima de temperatura ambiente para minimizar la cantidad de austenita retenida.
- Temperatura AC_1 de formación de austenita suficientemente alta para permitir revenidos a alta temperatura sin reautenización.

Elementos tales como Mo y V aumentan la resistencia a la tracción por el revenido, al promover la formación de carburos más estables que los carburos de Cr. Estos elementos sin embargo son alfégenos y dan lugar a la formación de ferrita delta. Deben por lo tanto agregarse elementos gammágenos para balancear tales como Ni, Co, Mn, Cu, etc.

El descenso de M_f que produce el agregado deberá ser lo menor posible a fin de evitar la formación de austenita retenida, que puede traer consecuencias tales como distorsión luego del templado y descenso de la dureza esperada.

Otro efecto de los gammágenos es el descenso de la temperatura AC_1 lo que traerá como consecuencia la reformación de austenita durante el revenido. Agregados de Mo para incrementar la resistencia al revenido y de Ni para controlar la aparición de ferrita delta son considerados los más convenientes.

Alternativamente puede hacerse un mayor uso del endurecimiento secundario por precipitación mediante agregados de Mo, V, Nb, etc., asociados a C y N o, si se desea evitar la inclusión

de estos intersticiales podría recurrirse a precipitados del tipo NiTi, NiAl o también Cu.

Para mayor dureza se puede recurrir a mayores contenidos de carbono, aumentando también el contenido de cromo.

Algunos de estos aceros con contenidos de 0,3% de C y 12% de Cr constituyen los usados clasicamente de cuchillería.

Contenidos aún mayores de carbono, hasta 1% acompañados de hasta 17% Cr. se pueden requerir para usos tales como cojinetes a bolillas para altas temperaturas, instrumental quirúrgico etc.

Al igual que otras estructuras martensíticas, los inoxidables son susceptibles de fragilizar por revenido, y por hidrógeno. Asimismo pueden sufrir sensitizado.

11.3.2.2. TRABAJO MECANICO:

La deformabilidad de las estructuras martensíticas es reducida y por lo tanto estos materiales son poco aptos para trabajos de estampado. No obstante cualquier operación de este tipo puede llevarse a cabo con razonable facilidad en materiales en estado recocido y proceder al tratamiento térmico una vez conformada la pieza.

Por el tipo de componentes que se construyen con estos materiales, son más comunes las operaciones de maquinado. La maquinabilidad de estos aceros es mejor que la de los austeníticos y, para operaciones en máquinas herramientas puede mejorarse mediante el agregado de azufre, telurio, plomo, etc., con una cierta disminución de la resistencia a la corrosión.

11.3.2.3. CORROSION:

El uso particular que da a estos aceros hace que sus propiedades mecánicas sean tanto o más importantes que su resistencia a la corrosión. Esta puede presentar gran variación para

una misma composición según hayan sido las condiciones de tratamiento térmico en especial las de revenido, por el efecto que los carburos de cromo tienen sobre la disponibilidad de cromo en solución apta para la pasivación.

11.4. ACEROS INOXIDABLES DE TRANSFORMACION CONTROLADA:

Al discutir los aceros martensíticos se ha visto como, a través del agregado de aleantes es posible variar la temperatura de formación de las distintas fases, ferrita delta, austenita, comienzo y final de transformación martensítica y también la naturaleza y estabilidad de las distintas fases metálicas etc. controlando así la resistencia adquirida en el revenido.

Mediante un adecuado manejo de estos principios es posible producir aceros con las siguientes características:

- a) Suficiente cromo para proporcionar adecuada resistencia a la corrosión y a la corrosión bajo tensión.
- b) Contenido de carbono suficientemente bajo para producir material de fácil formabilidad y para minimizar la tendencia de sensitizado.
- c) Posibilidad de obtener estructura austenita por enfriamiento al aire luego de solubilización a 1050°C.
- d) Temperatura M_s por debajo de la temperatura ambiente, que permita el trabajado mecánico sin transformación.
- e) Posibilidad de obtener endurecimiento por precipitación a temperaturas relativamente bajas (del orden de 500°C).
- f) Suficiente resistencia al revenido que permita operación a temperaturas de hasta 400°C.

Ello se consigue con contenidos de Cr de 17% y carbono menores de 0,1% e incorporando elementos que formen endurecedores por precipitación como por ejemplo: Cu, Co + Mo; Al + Ti; Ti+Ni, además de los carburos de cromo.

Con el fin de limitar la formación de ferrita delta y ajustar el nivel de las temperaturas M_s y M_f , se agregan gammáenos como Cu, Co y en especial Ni y Mn.

Luego de solubilizado a temperaturas del orden de 1050°C y enfriado en aire el material retiene la estructura austenítica en la que puede ser trabajado. Posteriormente la transformación a martensita puede obtenerse por dos medios:

-Enfriamiento sub-cero en mezcla criogénica o mediante un revenido a 700°C . Esto produce una substancial precipitación de carburo de cromo que reduce el contenido de Cr y C en la matriz austenítica elevando considerablemente la temperatura M_s .

La martensita se formará por enfriamiento en aire hasta temperatura ambiente.

Esta martensita podrá ser revenida luego induciendo las reacciones de endurecimiento por precipitación.

Al retener todo el carbono en solución el procedimiento de refrigeración permite obtener valores más altos de resistencia que el de revenido primario.

Debido al alto costo y complejidad del procesamiento estos aceros tienen una difusión restringida a usos especiales.

11.5. ACEROS INOXIDABLES AUSTENITICOS:

El agregado de Ni a aceros con alto contenido de Cr tiene el efecto de estabilizar la austenita, tanto a baja como a alta temperatura, esto es suprimir las ferritas alfa y delta

También lleva la transformación martensítica a temperaturas M_s por debajo de temperatura ambiente permitiendo la presencia de austenita aún después de enfriamientos rápidos.

Una composición de 18% Cr-8% Ni está en el límite inferior y según sea el contenido de carbono tendrá una temperatura M_s apenas por debajo de la ambiente.

Una estabilización prácticamente total se obtiene con contenidos de 12% de Ni o más y estas proporciones deberán aumentarse cuando se incrementa el contenido de Cr para mejorar la resistencia a la corrosión o a la oxidación. En algunos casos parte del contenido de Ni es reemplazado por el Mn como estabilizadores de austenita.

11.5.1. PROPIEDADES MECANICAS:

La resistencia a la deformación de los aceros austeníticos está regida por una variedad de factores estructurales tales como solutos, tamaño de grano, presencia de martensita y ferrita delta, etc.

El tamaño de grano influye como es habitual sobre la resistencia a la deformación, a menor tamaño de grano mayor resistencia a la deformación.

Los solutos intersticiales (C y N) son los endurecedores más potentes por solución sólida seguidos por los solutos alfégenos. Los gammágenos tienen un efecto menor.

La presencia de martensita, tanto la preexistente como la inducida por deformación, tiene un efecto importante sobre la resistencia y la ductilidad. Además de aumentar la tensión de fluencia, influye sobre la resistencia a la deformación, a través de un sensible aumento en el coeficiente de endurecimiento por deformación, a este aumento se suma al de por sí alto endurecimiento por deformación que caracteriza a estas aleaciones.

Un alto coeficiente de endurecimiento, unido a bajas tensiones de fluencia, favorecen las operaciones de estirado y hace que los aceros austeníticos tengan una muy buena formabilidad comparadas con otras calidades. El alto endurecimiento por trabajo se ve especialmente acentuado cuando se induce la formación de martensita durante la deformación.

Un tamaño de grano grande mejora la formabilidad.

En mantenimientos prolongados a temperaturas alrededor de 800°C puede ocurrir fragilización por formación de fase sigma, especialmente si existe ferrita delta más rica en Cr que la austenita.

11.5.2. SOLDADURA:

Los aceros inoxidables austeníticos son soldables pero son propensos a la sensitización de la zona afectada por el calor.

Esto puede remediarse por un tratamiento de redisolución total a alta temperatura o de homogeneización a temperaturas intermedias.

Estos tratamientos no siempre son realizables en piezas grandes.

Alternativamente deberán utilizarse aceros con carburos estabilizados mediante el agregado de elementos como Ti y Nb o mejor aún aceros con contenidos de carbono extra bajos que evitan la posibilidad de reprecipitación de carburos de Ti y Nb en la zona afectada por el calor.

La sensitización es menor cuando se utiliza métodos de soldadura de baja densidad térmica.

La presencia de ferrita delta es ventajosa en el metal de soldadura contribuyendo a evitar fisuras en caliente al disminuir las tensiones de contracción.

11.5.3. CORROSION Y OXIDACION:

Los aceros austeníticos son los más resistentes a la corrosión y en especial a la oxidación por cuanto pueden alcanzar niveles apreciables en el tenor de cromo.

Las tensiones en medios conteniendo cloruros puede causar corrosión transgranular.

La resistencia puede mejorarse en algo incrementando los porcentajes de Ni y Si y promoviendo la presencia de ferrita delta.

11.6. PROCESOS DE PRODUCCION Y FABRICACION:

Debido a la complejidad de su composición los aceros inoxidables imponen variantes especiales en los procesos de producción en especial debido al alto costo del material y la criticidad de muchas de sus aplicaciones.

La generalidad de los aceros inoxidables se produce en hornos eléctricos de arco, aún cuando se utilizan hornos de inducción de refusión, con vertidores especiales etc.

En particular resulta compleja la producción de los aceros con carbono extra bajo.

Los procesos de solidificación requieren cuidados especiales en particular durante el enfriamiento, por ejemplo de los aceros martensíticos ante la posible aparición de fisuras por transformación.

La baja conductividad térmica característica de los aceros inoxidables hace que el calentamiento deba realizarse a velocidades menores que para otros aceros.

La calidad superficial requerida del producto final es casi siempre muy alta y ello obliga a la eliminación de defectos entre las diferentes etapas de trabajado.

Los aceros inoxidables en particular los austeníticos son difíciles de maquinar debido a su elevado endurecimiento por trabajado con formación de martensita. Ello debe evitarse con una adecuada lubricación de la herramienta y la utilización de las condiciones de corte apropiadas.

En mantenimientos prolongados a temperaturas alrededor de 800°C puede ocurrir fragilización por formación de fase sigma, especialmente si existe ferrita delta más rica en Cr que la austenita.

11.5.2. SOLDADURA:

Los aceros inoxidables austeníticos son soldables pero la mayoría de las aleaciones pueden presentar roturas propensas a la sensitización de la zona afectada por el calor. Esto puede remediarse por un tratamiento de redisolución total a alta temperatura o de homogeneización a temperaturas intermedias debida a tensiones excesivas puede ocurrir y puede ser predicha por ensayos mecánicos apropiados.

Estos tratamientos no siempre son realizables en piezas grandes. La soldadura es siempre peligrosa y bastante impredecible. Un control detallado de la estructura y de la distribución de impurezas en el acero lleva a un mejor entendimiento de los orígenes de los mecanismos de los distintos tipos de fisuras que se encuentran en la práctica. También, la ahora bien establecida ciencia de la fractomecánica, nos permite el análisis cuantitativo del crecimiento de fisuras en varias condiciones de tensiones, a la sensitización es menor cuando se utiliza métodos de soldadura de bajadensidad térmica.

Alternativamente deberán utilizarse aceros con carburos estabilizados mediante el agregado de elementos como Ti y Nb o mejor aún aceros con contenidos de carbono extra bajos que evitan la posibilidad de reprecipitación de carburos de Ti y Nb en la zona afectada por el calor.

La sensitización es menor cuando se utiliza métodos de soldadura de bajadensidad térmica.

La presencia de ferrita delta es ventajosa en el metal de soldadura contribuyendo a evitar fisuras en caliente al disminuir las tensiones de contracción.

11.5.3. CORROSION Y OXIDACION:

La rotura por clivaje es familiar en muchos minerales cristalinos. Los aceros austeníticos son los más resistentes a la corrosión y en especial a la oxidación por cuanto pueden alcanzar niveles apreciables en el tenor de cromo.

Las tensiones en medios conteniendo cloruros puede causar corrosión transgranular.

La resistencia puede mejorarse en algo incrementando los porcentajes de Ni y Si y promoviendo la presencia de ferrita delta.

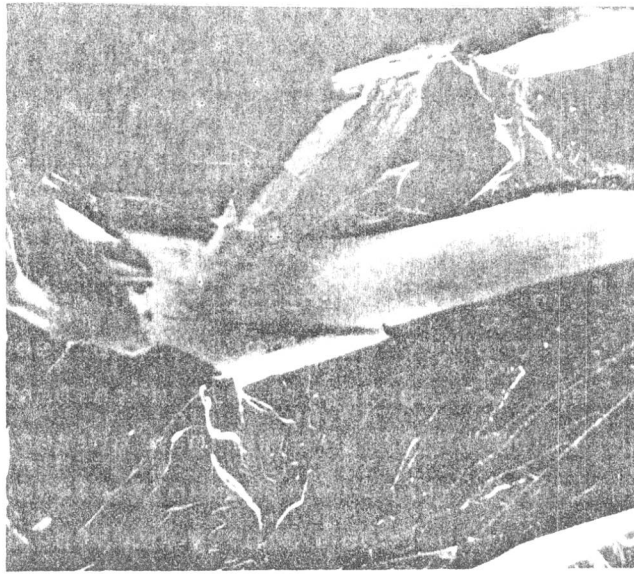


FIG.12.1. FRACTURA POR CLIVAJE EN Fe-0,04%P a 55°C. 60 X

A bajas temperaturas, el zinc rompe por el plano basal, mientras que el hierro (bcc) lo hace en los planos 100. (Fig. 12.1.) como lo hacen todos los metales con estructura cristalina cúbica de cuerpo centrado. Este comportamiento podría parecer ser intrínseco del hierro, pero se ha demostrado que éste, altamente purificado por refinamiento zonal y con contenidos bajos de carbono, oxígeno y nitrógeno, es sumamente dúctil incluso a bajas temperaturas. Por ejemplo, a 4,2°K reducciones en área de probetas de tracción de hasta un 90% han sido observadas con hierro de la más alta pureza. A medida que el contenido de carbón y nitrógeno en el hierro se incrementa la transición de rotura dúctil a rotura por clivaje tiene lugar a mayor temperatura, hasta llegar en algunos aceros a ocurrir a temperatura ambiente o mayores. Obviamente, las variables significativas en esta transición son de suma importancia desde el punto de vista práctico, como de interpretación de mecanismos.

La propagación de una rotura por clivaje en hierro o acero, necesita mucha menos energía asociada que la de una dúctil. Esto es fácilmente demostrable realizando ensayos de impacto a distintas temperaturas (Charpy, Izod u otros). Si graficamos la energía absorbida por la probeta en función de la temperatura de ensayo, observamos un cambio pronunciado en la pendiente de la curva a medida que la fractura cambia de frágil a dúctil. Estas curvas de transición dúctil-frágil a través de un ensayo de impacto son una forma sencilla de definir los efectos de variables metalúrgicas como por ejemplo tratamientos térmicos (Fig. 12.2.) realizados para disminuir la temperatura de transición T_c no es un valor absoluto y cambia apreciablemente con el tipo de ensayo mecánico que se utilice.

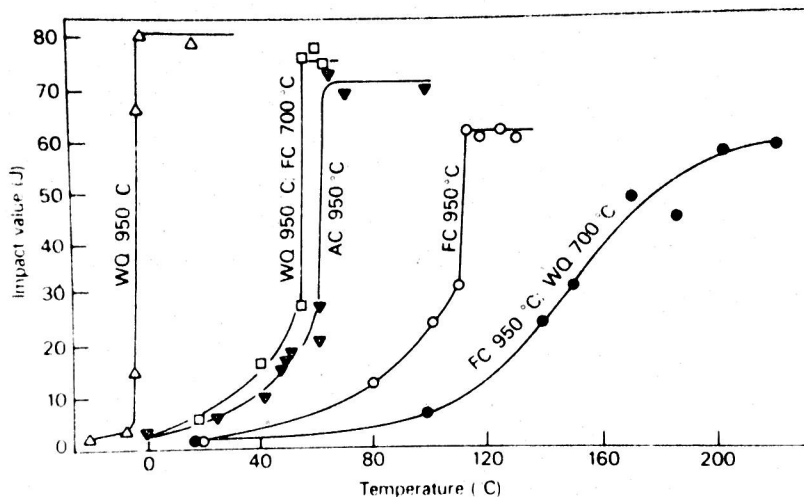


FIG.12.2. EFECTOS DE LOS TRATAMIENTOS TERMICOS EN LA TEMPERATURA DE TRANSICION DUCTIL-FRAGIL EN UNA ALEACION Fe-0,12%C. (Allen y colaboradores, JISI, 1953, 174 , 108).

Sin embargo nos provee de una manera sencilla de comparar los efectos de las variables metalúrgicas en el comportamiento a la fractura.

En años recientes, ensayos más sofisticados han demostrado que la propagación de la fractura es la etapa más importan

te. Estos ensayos de tenacidad a la fractura utilizan probetas entalladas y prefisuradas por fatiga. El factor de intensidad de tensiones, K , en la raíz de la fisura se lo define en función de la tensión aplicada, σ y el tamaño de la fisura, a

$$K = \sigma \sqrt{\pi a}$$

La rotura rápida se produce cuando se alcanza un valor crítico del factor de intensidad de tensiones, K_c .

12.3. FACTORES QUE INFLUENCIAN EL COMIENZO DE LA FRACTURA POR CLIVAJE.

Existen varios factores, algunos interrelacionados, que juegan un papel muy importante en el comienzo de la fractura por clivaje:

- 1) La dependencia con la temperatura de la tensión por fluencia.
- 2) La existencia de un pronunciado punto de fluencia.
- 3) Nucleación de fisuras en maclas.
- 4) Nucleación de fisuras en carburos.
- 5) Tamaño de grano.

Todos los metales de estructura cristalina cúbica de cuerpo centrado, incluyendo el hierro, tienen una marcada dependencia de la tensión de fluencia con la temperatura, incluso con contenidos de impurezas intersticiales muy bajos, ya que la tensión necesaria para mover dislocaciones (tensión de PEIERLS-NABARRO), depende fuertemente de la temperatura. Esto quiere decir que a medida que disminuye la temperatura, las primeras dislocaciones en moverse lo harán más rápidamente en la medida que la velocidad es proporcional a la tensión, y por lo tanto la probabilidad de formar el núcleo de una fisura será más grande; por ejemplo, por coalescencia de dislocaciones (Fig. 12.3.). Esta figura muestra esquemáticamente dos formas posibles en las que el apilamiento de dislocaciones pueden nuclear fisuras.

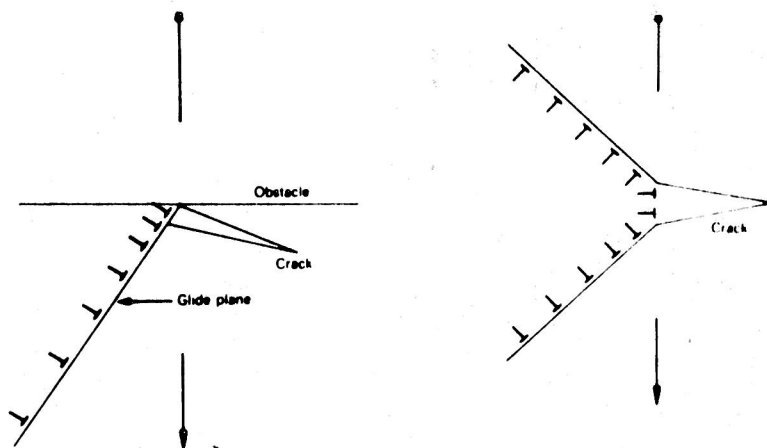


FIG. 12.3. DIAGRAMAS ESQUEMATICOS DE LOS MECANISMOS DE CONCENTRACION DE DISLOCACIONES PARA LA NUCLEACION DE UNA FISURA.

Los átomos intersticiales, carbono y nitrógeno, provocan un acentuado punto de fluencia, ya sea por una liberación súbita de dislocaciones de atmosfera intersticial de los átomos (teoría de COTTRELL-BILBY), o por el movimiento rápido de dislocaciones recientemente generadas (teoría de GILMAN-JOHNSON).

En cualquiera de los dos casos, las condiciones son favorables para el movimiento rápido localizado de dislocaciones como resultado de grandes tensiones que proveen una situación favorable para la nucleación de fisuras por coalescencia de dislocaciones.

FIG. 12.4. DEPENDENCIA DE LA TENSION DE FLUENCIA CON LA TEMPERATURA EN HIERRO MONOCRISTALINO (x) Y POLICRISTALINO (o).

(Christian, Phil.Trans.Roy. Soc., 1967, 261, 253).

La tensión de fluencia del hierro se incrementa rápidamente a medida que disminuye la temperatura (Fig. 12.4.) a un punto en que se llega a la tensión crítica de deformación por maclado, convirtiéndose este en un mecanismo importante de deformación. Se ha demostrado que las fisuras se nuclean preferentemente en varias configuraciones de maclas, por ejemplo en intersecciones de ellas y en puntos donde están en contacto con el borde de grano, de tal forma que bajo las mismas condiciones, la propagación de fisuras es más probable en el hierro maclado. También debemos notar que la dependencia con la temperatura de la tensión de fluencia hace que la deformación plástica sea más difícil en la punta de una fisura en movimiento, de tal forma que al haber menor redondeo plástico en ese extremo a bajas temperaturas, ayudará a la propagación.

Hasta ahora hemos analizado la nucleación de fisuras en materiales de una sola fase, como por ejemplo hierro puro. En presencia de una segunda fase, como por ejemplo cementita, es aún más fácil que se nuclee una fisura. La deformación plástica

rompe partículas de carburos o láminas de cementita en la perlita cercanas a los bordes de grano y produce microfisuras (Fig. 12.5.) que en ciertas condiciones se propaga hasta causar una rotura catastrófica por clivaje (Fig. 12.6.). Trabajos recientes han demostrado que este parámetro microestructural es sumamente importante para determinar las características fractomecánicas de un acero. Inclusiones frágiles como las partículas de alúmina o distintos silicatos que se encuentran en los aceros son también fuentes de nucleación de fisuras.

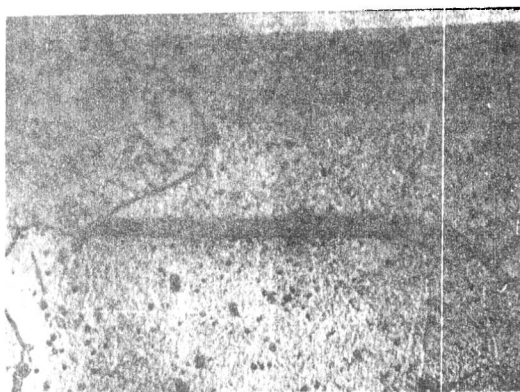


FIG.12.5. NUCLEACION DE UNA FISURA DE CLIVAJE EN UNA PARTICULA DE CARBURO EN UN ACERO DE BAJO CARBONO. (Knott). MICROGRAFIA 400 x.

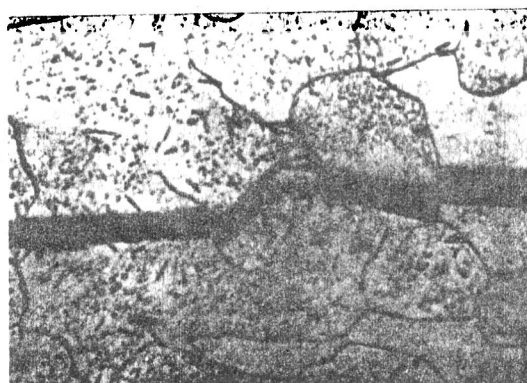


FIG.12.6. PROPAGACION TRANSGRANULAR DE UNA FISURA EN UN ACERO DE BAJO CARBONO. (Knott). MICROGRAFIA 275 x.

El tamaño de grano de la ferrita es particularmente una variable importante, ya que en la medida que este es más pequeño, la temperatura de transición dúctil-frágil, T_C es menor, a pesar de que aumenta la tensión de fluencia. Por la tanto este es un mecanismo que no solamente mejora la resistencia del material sino que a su vez aumenta su ductilidad. Ha sido demostrado por Petch que la T_C está relacionada linealmente con el $\ln(d)^{-\frac{1}{2}}$ y una relación apropiada de este tipo puede ser derivada de un modelo que tenga en cuenta la formación de fisuras nucleadas en apilamientos de dislocaciones en borde de grano. Cuanto más pequeño

sea el tamaño de grano, menor será el número de dislocaciones a pilándose mientras una banda de deslizamiento llega al borde. Teniendo en cuenta que la tensión de corte en el extremo de dicho apilamiento es $n\tau$ donde n es el número de dislocaciones y τ es la tensión de corte en la dirección de deslizamiento, podemos decir que a medida que el tamaño de grano es menor, n será menor y las concentraciones locales de tensiones de corte en los bordes de granos serán proporcionalmente menores. Esta situación llevará a que existan menor cantidad de núcleos de fisuras, independientemente de donde se hallan generado, ya sea por coalescencia de dislocaciones o por apilamientos que provocan la rotura de carburos o por interacciones de maclado.

12.4. CRITERIO PARA LA TRANSICION DUCTIL-FRAGIL:

El punto inicial de todas las teorías sobre fractura frágil es el trabajo de GRIFITH sobre la condición necesaria para la propagación de una fisura preexistente, de longitud $2a$, en un sólido frágil. Cuando la tensión aplicada σ es suficientemente grande, la fisura se propagará liberando energía elástica. Esta energía V_e , en el caso de placas delgadas (tensión plana) es: (por unidad de espesor de placa):

$$V_e = - \frac{\pi a^2 \sigma^2}{E}$$

donde E es el módulo de YOUNG. El término es negativo porque la energía es liberada. A medida que la fisura va generando dos nuevas superficies, ambas con energía superficial $= 2a\gamma$, existe un término $U_s = 4a\gamma$, donde γ es la energía superficial por unidad de área.

GRIFITH mostró que la fisura se propagará si el aumento en energía superficial, U_s , es menor que la disminución en energía elástica, U_e . La posición de equilibrio esta definida como aquella en que el cambio de energía con la longitud de la fisura es cero, o lo que es lo mismo, cuando el cambio de energía superficial y energía elástica se igualan.

$$\frac{dU}{da} = \frac{d(U_e + U_s)}{da} = 0$$

Esta es la que usualmente se denomina velocidad de liberación de energía elástica = G.

$$\left(\frac{-2 \pi a G^2}{E} + 4\gamma \right) = 0$$

$$\text{y, } G_f = \sqrt{\frac{2 \gamma E}{\pi a}}$$

donde G_f es la tensión de rotura. Queda definida como la tensión justo por encima de aquella necesaria correspondiente a la energía liberada para que la fisura se propague. Esta ecuación muestra que la tensión es inversamente proporcional a la longitud de fisura. A medida que esta progresa la tensión necesaria es cada vez menor y por lo tanto la fisura se acelera en su propagación.

OROWAN señaló que en los sólidos cristalinos, durante la nucleación y propagación de la fisura, existe deformación plástica en el vértice de la fisura. Esta deformación redondea dicho vértice y en la práctica significa que será necesaria mayor energía para que la propagación progrese. Por lo tanto en la ecuación de GRIFFITH se introduce un término que contempla el trabajo plástico γ_p :

$$G_f = \frac{\sqrt{E (2 \gamma + \gamma_p)}}{\pi a}$$

Se ha encontrado que $\gamma_p \gg \gamma$, y por lo tanto la condición para que una fisura progrese en un sólido cristalino como el hierro es:

$$G_f = \frac{\sqrt{E \gamma_p}}{\pi a}$$

El campo de tensiones localizado en el vértice de la fisura está caracterizado por un parámetro K, el factor de intensidad de tensiones, que llega a un valor crítico cuando la propagación comienza, K_c . El factor de intensidad de tensiones se expresa en tensión plana como:

$$K_c = G_f \sqrt{\pi a}$$

y la fisura progresará cuando $K = K_C$, o sea cuando corresponda a un valor crítico.

En condiciones de tensión plana $K_C = \sqrt{E G_C}$

donde G_C = es el valor crítico de liberación de energía.

En condiciones de deformación plana, el valor crítico de liberación de energía de deformación es:

$$G_{IC} = \gamma_p \text{ donde}$$

$$\sigma_f = \frac{\sqrt{E G_{IC}}}{\pi (1-\nu^2) a}$$

donde ν = módulo de Poisson.

El valor crítico del factor de intensidad de tensiones, K_{IC} , está relacionado con G_{IC} :

$$K_{IC} = \frac{\sqrt{E G_{IC}}}{(1-\nu^2)}$$

La tenacidad a la fractura de un acero está expresada como un valor K_{IC} que se obtiene de probetas entalladas y prefisuradas por fatiga y que son ensayadas por tracción o flexión hasta rotura.

La nucleación y propagación de una fisura por clivaje debe ser claramente distinguida. La nucleación ocurre cuando se alcanza un valor crítico de la tensión efectiva de corte, correspondiendo a un agrupamiento determinado, idealmente un apilamiento, de dislocaciones que puede crear un núcleo de fisura, como por ejemplo al fracturar un carburo. En contraste, la propagación de una fisura depende de la magnitud de la tensión de tracción localizada que debe llegar a un determinado valor σ_f . Modelos simples de fractura nucleadas por deslizamiento tienen en cuenta interacción de dislocaciones o bien fisuras formadas en carburos cercanos al borde de grano. Recientemente se ha constatado que estos dos mecanismos estructurales deben ser tenidos en cuenta para obtener una expresión de la tensión crítica de fractura.

Este valor crítico de la tensión no parece depender de la temperatura. A bajas temperaturas la tensión de fluencia es mayor y la fisura se propaga con deformaciones plásticas menores. A temperatura mayores, siendo la tensión de fluencia menor, una deformación plástica mayor es necesaria para que se llegue a la tensión crítica localizada σ_f .

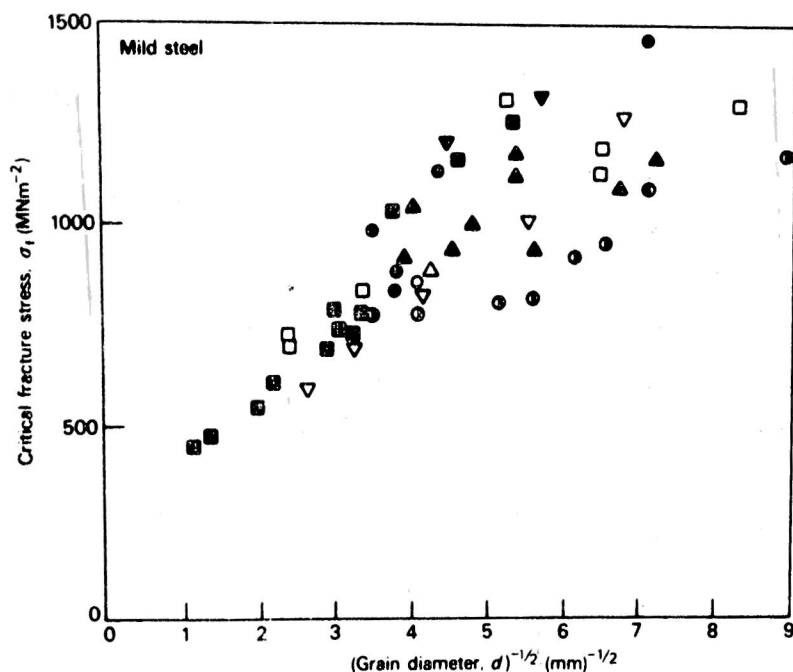


FIG. 12.7. DEPENDENCIA DE LA TENSION LOCALIZADA DE FRACTURA (σ_f) CON EL TAMAÑO DE GRANO DE UN ACERO DULCE. DATOS DE DIVERSAS FUENTES (Knott).

Esta tensión de tracción σ_f ha sido determinada para una gran variedad de aceros debajo carbono, y ha sido demostrado que aproximadamente varía con $d^{-1/2}$ (Fig. 12.7.). La dispersión, probablemente se debe a diferencias en la temperatura de ensayo y en las dimensiones de los carburos. Esta es una evidencia contundente para el rol del tamaño de grano pequeño en incrementar la resistencia a la propagación de las fisuras. Observando el tamaño de los carburos cercanos al borde de grano, aparecerán núcleos de fisuras en particulas por encima de cierto tamaño, de tal forma que si la distribución de tamaños de carbu

ros es conocida en un acero particular, tiene que ser posible predecir la tensión crítica de fractura. En aceros de bajo carbono, en los cuales esencialmente la estructura consiste en granos de ferrita con partículas de carburos, la distribución de estos es el factor más importante. En contraste, en aceros martensíticos o bainíticos, los granos austeníticos se transforman en estructuras aciculares donde el ancho de ellas varía entre 0,2 y 2 μm . Las agujas se presentan en paquetes formando pequeño ángulo entre ellas mientras que los paquetes no guardan orientación entre ellos. En estas estructuras, el ancho del paquete es la variable más importante que controla la propagación de las fisuras por clivaje.

La tensión localizada crítica a la rotura σ_f ha sido relacionada con los dos tipos de estructura, de la siguiente forma:

Para aceros ferríticos con partículas de carburos esféricas o globulizadas.

$$\sigma_f = \frac{\sqrt{\pi E \gamma_p}}{2C_0}$$

donde: C_0 = diámetro de los carburos.

Para aceros martensíticos o bainíticos con paquetes aciculares:

$$\sigma_f = \frac{\sqrt{4 E \gamma_p}}{(1-\nu^2) d_p}$$

donde d_p = ancho del paquete y ν = módulo de Poisson.

12.5. ASPECTOS PRACTICOS DE LA FRACTURA FRAGIL:

Al comienzo de una fractura, la energía elástica almacenada en un acero tensionado es parcialmente utilizada para la creación de las nuevas superficies y la asociada con la deformación plástica. El resto provee la energía cinética para la propagación de la fisura. Utilizando un modelo del tipo GRIFFITH, se puede demostrar que la velocidad de propagación de la fisura es:

$$v = \sqrt{\frac{2 \pi E}{k \rho} \left(1 - \frac{a_0}{a}\right)}$$

donde a_0 = tamaño crítico, a = mitad del tamaño de la fisura en cada instante, ρ = densidad y k = constante. Esta relación muestra que la velocidad aumenta a medida que aumenta el tamaño de la fisura y que llega a un valor límite v_{lim} para grandes valores de a . En la práctica v_{lim} toma valores entre 0,4 y 0,5 de la velocidad del sonido en el material, de manera tal que la rotura frágil ocurre en forma catastrófica, como lo atestiguan varios desastres.

El fenómeno de fractura frágil se ha hecho particularmente predominante con la introducción de la técnica de la soldadura para la fabricación de estructuras. Anteriormente, las fracturas dejaban de propagarse al terminar las placas en estructuras remachadas. La soldadura introduce caminos continuos de propagación de fisuras. Sumado a esto, procedimientos incorrectos de soldadura pueden llevar a concentraciones de tensiones elevadas y también a la formación de fisuras en la zona de soldadura que inician fracturas frágiles.

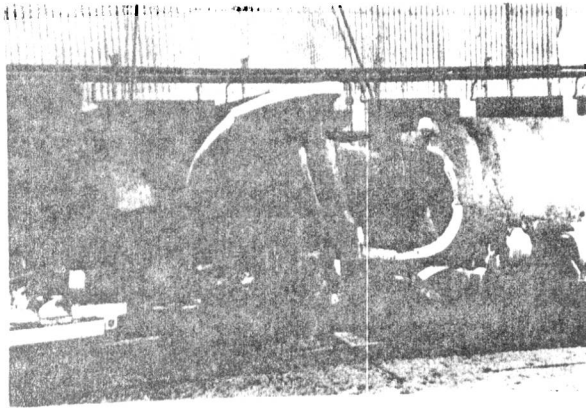


FIG. 12.18 FRACTURA FRAGIL DE UN RECIPIENTE DE PRESION (The Welding Institute).

barcos Liberty, totalmente soldados, fabricados durante la segunda guerra mundial. Alrededor de 1500 incidentes sucedieron provo

Mientras que la fractura frágil de aceros ha sido estudiada desde fines de siglo pasado cuando se comenzaron a utilizar en trabajos estructurales, las roturas más serias han ocurrido en años más recientes cuando la fabricación de grandes estructuras integrales se incrementó, por ejemplo en barcos, cañerías, puentes y recipientes de presión. Roturas espectaculares sucedieron en los

cados por serias fallas frágiles y 19 barcos se quebraron en dos sin aviso previo. A pesar de nuestro cada vez más avanzado conocimiento del fenómeno, de la fabricación de los aceros y de los procesos de soldadura, siguen ocurriendo serias fallas frágiles que demuestran que errores humanos y falta de control científico en estos temas, pueden llegar a ser desastrosos. (Fig. 12.8.).

Teniendo en cuenta la dependencia de la temperatura en el comportamiento de la falla, y que cada vez se utilizan más los aceros a bajas temperaturas (por ejemplo en tuberías árticas para la conservación de gases líquidos, etc.), es cada vez más necesario contar con aceros con temperaturas de transición cada vez más bajas y con alta tenacidad a la fractura. Mientras existen muchas variables para controlar estos fenómenos, incluso la práctica detallada de la fabricación del acero, la composición, las impurezas; evidentemente la más importante de ellas es el refinamiento de grano. El desarrollo de aceros de baja aleación y alta resistencia o de aceros microaleados, en los cuales la laminación controlada juega un papel preponderante, ha llevado a producir aceros estructurales con tamaños de grano menores a $10\text{ }\mu\text{m}$ combinados con altos valores de resistencia (entre 400 y 600 MNm^{-2}) y con bajas temperaturas de transición. En estos aceros, a los cuales se le agregan pequeñas cantidades de niobio ($< 0,1\%$), vanadio o titanio y concentraciones de carbono menores de $0,15\%$ y muchas veces menores de $0,1\%$, la fase de carburos ocupan una fracción de volumen muy pequeña. La cementita que forma láminas o partículas grandes en la perlita, es reemplazada por dispersiones mucho más finas de carburos de los otros aleantes, NbC, etc. El agregado de manganeso y níquel al acero disminuye la temperatura de transición. Por ejemplo, aceros aleados con 9% níquel y menos de $0,1\%$ de carbono pueden ser utilizados hasta temperaturas de 77°K para grandes contenedores de gases líquidos debido a su baja temperatura de transición dúctil-frágil. Por debajo de esta temperatura se deben utilizar aceros austeníticos. De los elementos que no se pueden evitar en los aceros, el fósforo

que es bastante soluble en hierro- α , aumenta la temperatura de transición y por lo tanto debe ser mantenido en las menores concentraciones posibles. Por el otro lado, el azufre, que tiene una muy baja solubilidad, y que habitualmente se encuentra presente como sulfuro de manganeso con pequeño efecto sobre la temperatura de transición, tiene una gran importancia en la rotura dúctil.

Aún en pequeñas concentraciones, el oxígeno es un elemento fragilizante. Sin embargo, es fácilmente removido con prácticas de desoxidación utilizando elementos como manganeso, silicio y aluminio.

Finalmente, el proceso de fabricación es de crucial importancia. En soldadura es esencial tener un acero con bajo contenido de carbono equivalente, un factor que incorpora los efectos del endurecimiento de los aleantes comunes. Una relación empírica sencilla es:

$$\% \text{ de carbono equivalente} = C + Mn + \left(\frac{Cr + Mo + V}{5} \right) + \left(\frac{Ni + Cu}{15} \right)$$

(en % en peso), donde un acero con un equivalente menor a 0,45 no debería presentar grandes problemas en la soldadura. El más importante de estos es la formación de martensita en la zona afectada térmicamente (ZAT), cercana al cordón, donde fácilmente se pueden producir microfisuras. Esto puede ser evitado, no solamente con el control del endurecimiento sino también precalentando el área a soldar para disminuir la velocidad de enfriamiento o bien con tratamientos térmicos posteriores de toda la zona soldada. En algunos aceros de alta resistencia, velocidades lentas de enfriamiento pueden llevar a la formación de bainita superior en la ZAT que promueve la fractura por clivaje.

Hay que tener en cuenta también la fragilización debida a absorción de hidrógeno. La presencia de este en aceros lleva usualmente a fracturas frágiles desastrosas. A habido muchas fallas de aceros de alta resistencia en los cuales el hidrógeno

se introdujo durante el proceso de electrodeposición de capas protectoras. Concentraciones de unas pequeñas partes por millón son a veces suficientes como para provocar roturas. Mientras que gran cantidad de hidrógeno escapa del acero en forma molecular durante el tratamiento, algo queda y precipita en superficies internas tales como las interfases entre inclusiones/matriz y carburos/matriz, donde se forman agujeros o fisuras. La fisura frágil progresa lentamente debido a la presión interna de hidrógeno, hasta que la longitud crítica de esta alcanza la inestabilidad y la rotura ocurre rápidamente. La fragilización por hidrógeno no es sensible a la composición, pero sí a la alta resistencia de los aceros, siendo más frecuente y pronunciada en aquellos que tienen alta resistencia. Es frecuente encontrar después de soldar (Fig. 12.9.) donde puede ser introducido por el uso de electrodos húmedos, llevando a fisuraciones que son conocidas como fisuras bajo pasada, fisuración en frío y fisuración retardada. Este fenómeno puede ser minimizado usando electrodos con muy pequeño contenido de hidrógeno y que son precalentados previamente a ser utilizados.

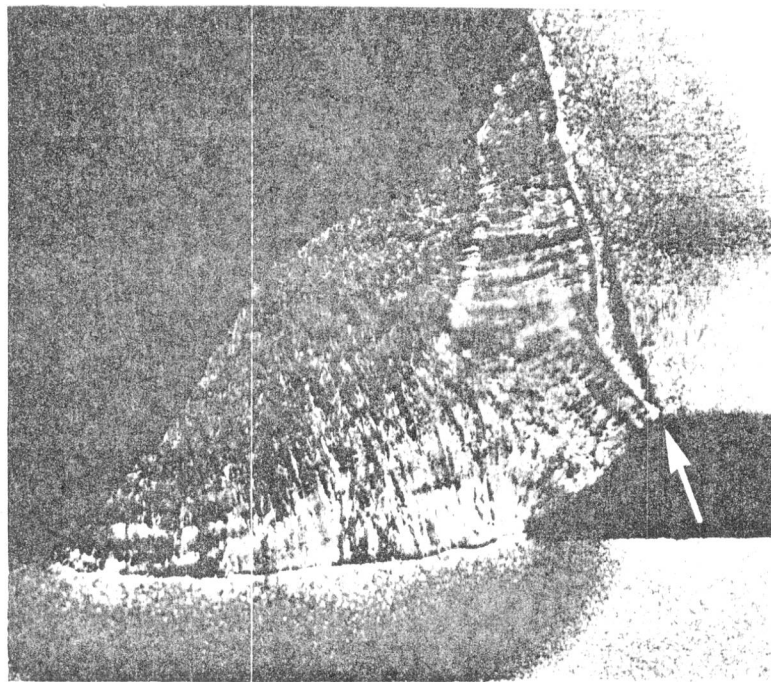


FIG.12.9. FRACTURA FRAGIL DEBIDA A FRAGILIZACION POR HIDROGENO EN LA ZONA AFECTADA TERMICAMENTE (ZAT) DE UNA SOLDADURA EN ACERO BS 968. (THE WELDING INSTITUTE.

12.6. ROTURA DUCTIL O FIBROSA

12.6.1. GENERAL:

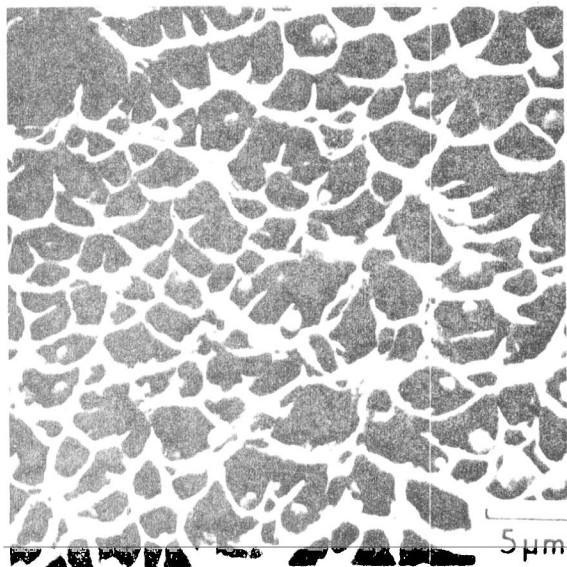


FIG.12.10.FRACTURA DUCTIL DE
UN ACERO DE BAJA ALEACION
(R.F.SMITH). MICROSCOPIO ELEC
TRONICO DE BARRIDO (MEB).

La zona de temperatura por encima de la transición dúctil-frágil está asociada con un modo de rotura que absorbe mucha más energía en un ensayo de impacto: es más tenáz. Mientras que el modo de rotura se lo refiere como dúctil, microscópicamente es un proceso de separación, que aunque transgranular, no es directamente de naturaleza cristalográfica. Microfotografías de las superficies de fractura dúctil obtenidas con el microscopio electrónico de barrido (Fig. 12.10.) en contraste con aquellas roturas frágiles suavemente

facetadas por clivaje, muestran una superficie altamente porosa, correspondiendo cada uno de estos hoyuelos a lugares donde estaban ubicadas partículas duras, ya sean carburos o bien inclusiones no metálicas.

La rotura dúctil se inicia con la nucleación de agujeros a partir de partículas de segundas fases. En los aceros, estas partículas son carburos, sulfuros o silicatos. Los agujeros, se forman por rotura de las partículas o bien por descohesión de las interfases partícula/matriz, de tal forma de que es evidente que la distribución y morfología de los carburos o las inclusiones son importantes para determinar el comportamiento de la rotura dúctil, no solamente en un simple ensayo de tracción, sino también en las más complejas operaciones de trabajado del material. Por lo tanto deben ser encontradas las variables significativas que determinan la ductilidad de los aceros en los procesos

de fabricación, donde la naturaleza y distribución de inclusiones está en parte determinada - también lo estará en la subsecuente solidificación y trabajado. La distribución de carburos dependerá de la composición y de la práctica de fabricación, y particularmente en el tratamiento térmico final que incluye la transformación de la austenita, que determina el tamaño de los carburos, forma y distribución.

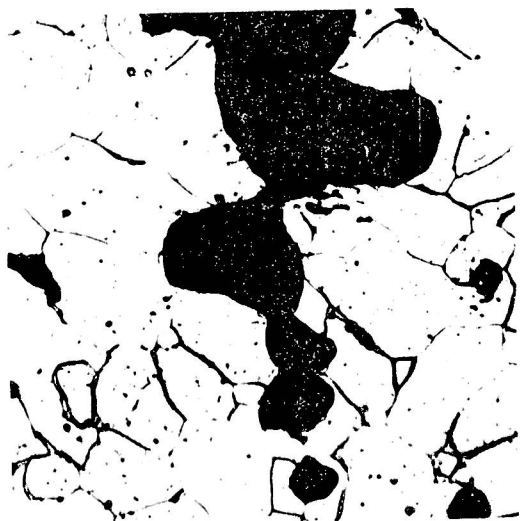


FIG.12.11. CRECIMIENTO DE UNA FISURA DUCTIL EN UN ACERO DE CORTE LIBRE QUE CONTIENE SULFURO (R.F.SMITH).MICROGRAFIA 600x.

La formación de hoyuelos comienza mucho antes de rotura, como resultado de altas tensiones debidas a conglomerados de dislocaciones sobre partículas duras individuales. Dependiendo de la resistencia de la unión matriz/partícula, los hoyuelos aparecen a variadas deformaciones. Para el caso de inclusiones en aceros, esta unión es pequeña, y por lo tanto los hoyuelos se comienzan a observar a pequeñas deformaciones plásticas del material. Estos hoyuelos comienzan a alargarse bajo la influencia de las tracciones pero, adicionalmente,

una tensión lateral es necesaria para que crezcan hacia los costados, se confundan con otros adyacentes formando microcuellos entre ellos. Estos cuellos progresivamente sufren una extricción total por lo que la apariencia de la rotura dúctil es sumamente poceada. Las partículas de segundas fases (Mn S) pueden ser vistas claramente en la Fig. 12.11.

Muchos aceros de mayor resistencia, tienen menor capacidad de endurecimiento, como lo demuestran curvas de tensión-deformación relativamente llanas. Como resultado de esto, a altas deformaciones, estas se localizan en bandas de deslizamiento, donde se produce descohesión, siendo este un tipo de fractura por deslizamiento o corte. Mientrás que los mecanismos detallados de este

tipo de roturas no están totalmente claros, tienen en cuenta la interacción localizada de altas densidades de dislocaciones con partículas de carburos.

12.6.2. ROL DE LAS INCLUSIONES EN LA DUCTILIDAD:

La deformación de las inclusiones es un factor crucial que tiene un rol preponderante, no solamente en servicio donde existe el riesgo de rotura, sino también durante las operaciones de trabajado en frío o caliente, ya sea en forjado, laminado o bien maquinado del acero. KIESSLING dividió las inclusiones que se encuentran en los aceros en cinco categorías relacionadas con su comportamiento frente a la deformación.

1) Al_2O_3 y aluminatos de calcio. Aparecen durante la desoxidación del acero fundido. Son sólidos frágiles, que son prácticamente indeformables a cualquier temperatura.

2) Oxidos tipo spinel, $AO - B_2O_3$. Son indeformables hasta $1200^\circ C$.

3) Silicatos de calcio, manganeso, hierro y aluminio en porciones varias. Estas inclusiones son frágiles a temperatura ambiente, pero cada vez más deformables a medida que aumenta la temperatura. La deformabilidad es mayor cuanto menor sea la temperatura de fusión del silicato, desde silicato de aluminio a silicatos de hierro y manganeso.

4) FeO , MnO y $(FeMn)O$. Estos son plásticos a temperatura ambiente, pero gradualmente lo son menos por encima de $400^\circ C$.

5) Sulfuro de Manganeso, MnS . Esta inclusión es deformable y aumenta su deformabilidad con la temperatura. Hay tres tipos principales de inclusiones de MnS dependiendo de su modo de formación que influencia su morfología:

Tipo I: globular, formada únicamente cuando hay oxígeno presente en la colada, por ejemplo en aceros efervescentes (Fig. 12.12.a).

Tipo II: forma eutéctica interdendrítica, familiar en aceros calmados (Fig. 12.12.b.)

Tipo III: Partículas angulosas, que se encuentran en aceros totalmente desoxidados. (Fig. 12.12.c.)

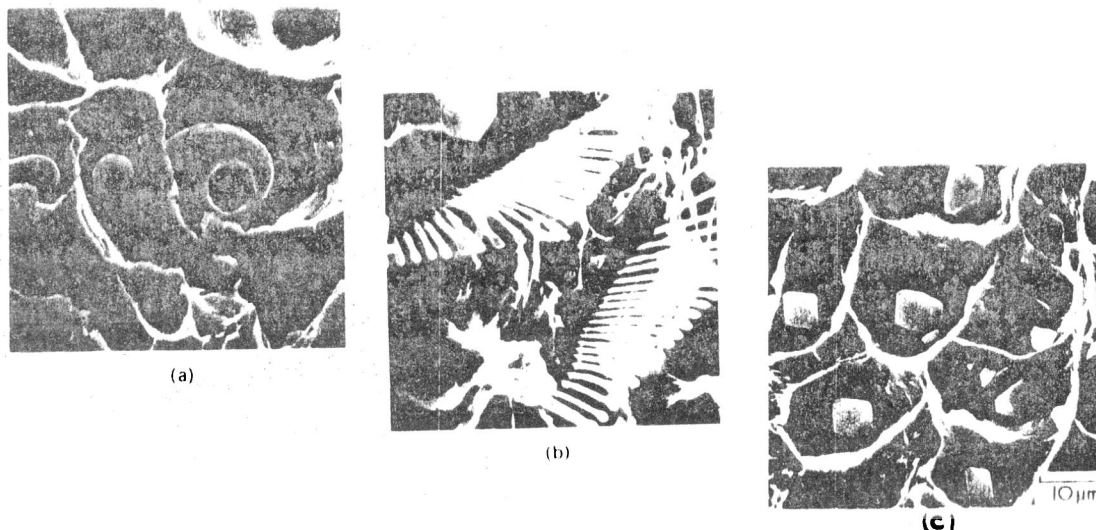


FIG.12.12 INCLUSIONES DE SULFURO DE MANGANESO EN ACEROS. a) TIPO I, b) TIPO II, c) TIPO III. (T.J. BAKER) MEB, 1000x.

La fractura dúctil puede estar asociada a cualquiera de los tipos enunciados, desde la frágil alúmina, hasta las mucho más dúctiles inclusiones de sulfuros. Sin embargo, las inclusiones son más efectivas en iniciar fisuras dúctiles cuando se encuentran por encima de un rango crítico de tamaño. Las partículas más grandes llevan a concentraciones mayores de tensiones localizadas, que causan rupturas localizadas y formación de microfisuras. Trabajos cuantitativos se vienen realizando en modelos, como por ejemplo en hierro-alúmina, donde se observa el efecto progresivo en la ductilidad a medida que aumenta la fracción en volumen de la alúmina.

La presencia de partículas en el rango de 1-35 μm ensancha sustancialmente el rango de temperatura de transición dúctil-frágil y también baja la energía máxima absorbida durante la rotura dúctil. Una fina dispersión de inclusiones no frágiles puede retardar la rotura frágil por relajamiento de las tensiones localizadas dando como resultado un aumento en la tensión de fluencia.

En tensiones cíclicas, se observa que las inclusiones deben llegar a un tamaño crítico antes de que puedan nuclear una fisura por fatiga.

El efecto del tamaño se ve muy influenciado por la forma de la partícula, como por ejemplo si es angulosa o redondeada. Se ha encontrado que en algunos aceros (bolillas de rulemanes), las fisuras por fatiga se nuclean exclusivamente en inclusiones de óxidos frágiles y no en partículas de sulfuro de manganeso o de óxidos recubiertos con sulfuro de manganeso. En estas circunstancias las tensiones que se desarrollan en las interfaces de la partícula con la matriz, como resultado de las diferencias de dilatación térmica, juegan un papel importante. Las altas tensiones que aparecen en aluminatos de calcio, alumina e inclusiones tipo spinel, se deben a que poseen sustancialmente un coeficiente de expansión mucho menor que el acero. Estas inclusiones son las más perjudiciales para el buen comportamiento frente a la fatiga.

El comportamiento de las inclusiones dúctiles, como las de MnS durante los procesos de fabricación que incluyen deformación plástica, tienen un marcado efecto en la ductilidad del producto final. Los tipos I y III serán deformados en elipsoide mientras que las colonias de tipo II se orientarán durante la laminación en el plano de deformación, causando una menor ductilidad y tenacidad en la dirección transversal. Este tipo de precipitado de sulfuro es el más dañino y se lo puede eliminar con la introducción de elementos formadores de sulfuros como Ti, Zr y Ca. La falta de ductilidad es favorecida por la formación de separaciones en las interfaces de las inclusiones, ya que el MnS se contrae más que la matriz de hierro en el enfriamiento. La variación de la ductilidad con la dirección de laminación puede ser extrema debido a la direccionalidad del alineamiento y estiramiento de las inclusiones de sulfuros y a su vez esto puede afectar la ductilidad durante las operaciones posteriores de trabajado mecánico.

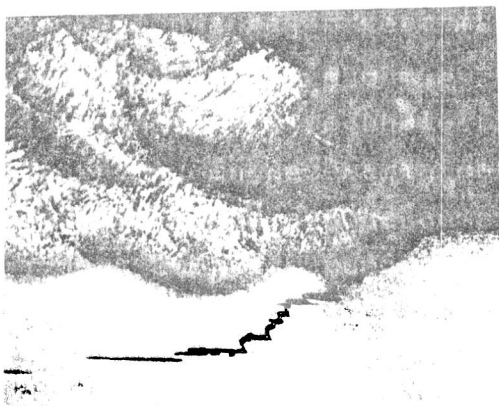


FIG. 12.13. DESGARRAMIENTO
LAMINAR CERCANO A UNA SOLDA
DURA (THE WELDING INSTITUTE).

Fisuraciones también pueden ocurrir durante la soldadura de las placas de acero cuando poseen baja ductilidad transversal. Esto sucede particularmente en placas soldadas transversalmente donde las fisuras siguen las líneas del alineamiento de las inclusiones de sulfuros. Este fenómeno es conocido como desgarramiento laminar. (Fig. 12.13.).

12.6.3. ROL DE LOS CARBUROS EN LA DUCTILIDAD:

La ductilidad de los aceros también se ve influenciada por la distribución de carburos que pueden variar desde partículas esferoidales hasta cementita laminar en la perlita. Comparando la cementita globulizada con sulfuros de similar morfología, los carburos son más fuertes, no se rompen y no muestran descohesión a bajas deformaciones, con el resultado de que el acero globulizado puede soportar deformaciones sustanciales antes que los hoyuelos se nucleen y por lo tanto tener buena ductilidad. La deformación necesaria para la nucleación de estos hoyuelos disminuye a medida que aumenta la fracción en volúmen del carburo y por lo tanto puede ser relacionada con el contenido de carbón del acero.

La cementita en la perlita no se rompe a pequeñas deformaciones, pero la deformación crítica para la nucleación de los hoyuelos es menor que para los carburos globulizados. Otro factor que reduce la ductilidad de aceros perlíticos es el hecho que una vez que se rompe una lámina, la fisura se transmíte a lo largo de la colonia de perlita llevando a fracturas bien definidas en estas zonas. El resultado es que en la rotura dúctil

de hoyuelos normales, aparecen en la base de estos, perlita fracturada.

Los efectos de segundas fases en la ductilidad de los aceros está sintetizada en la Fig. 12.14. donde los sulfuros muestran tener un más pronunciado efecto que cualquier distribución de carburos. Esto surge porque en el caso de inclusiones de sulfuros, los hoyuelos se nuclean en la primera etapa de la deformación plástica. Los efectos secundarios de la forma de las partículas, tanto de los carburos como de las inclusiones también están señaladas en la figura.

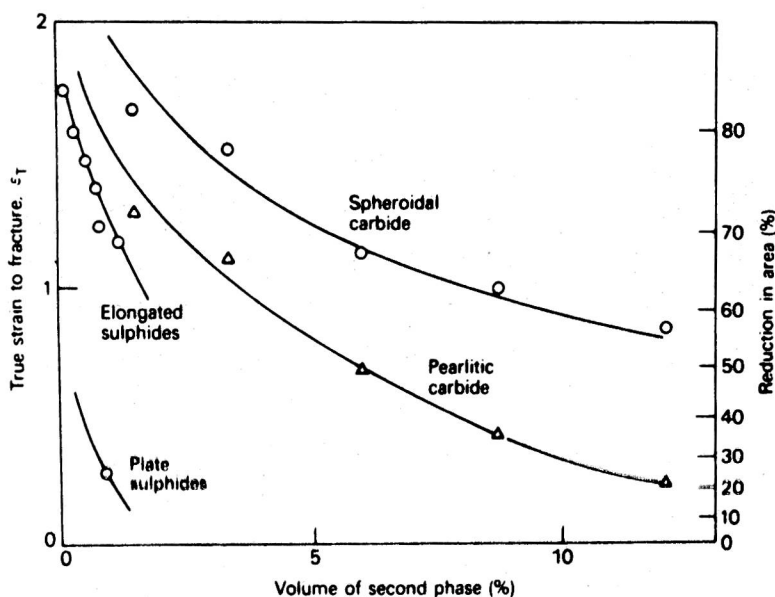


FIG. 12.14. EFECTOS DE PARTICULAS DE SEGUNDAS FASES EN LA DUCTILIDAD DE ACEROS. (GLADMAN Y COLABORADORES, EFFECT OF SECOND-PHASE PARTICLES ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF STEEL, IRON AND STEEL INSTITUTE, 1971).

12.7. FRAGILIZACION INTERGRANULAR:

Mientras que la fragilización por clivaje es bastante común en aceros, en muchos casos la rotura frágil se presenta en forma intergranular, a lo largo de bordes de grano, usualmente de los bordes previos de los granos austeníticos (Fig. 12.15.) Este comportamiento se presenta en aceros templados, en revenidos (fragilización por revenido), después de haber calentado el

material a muy altas temperaturas de austenitización (sobrecalentamiento y quemado), y en fracturas de fundiciones. Estas formas de fragilización se presentan alrededor de temperatura ambiente. Existen, sin embargo, otros fenómenos que involucran roturas frágiles intergranulares que se presentan a altas temperaturas: fragilización durante el trabajado en caliente del material y roturas por termofluencia (creep) a altas temperaturas. Es claro que un solo mecanismo no basta para explicar los distintos tipos de fragilización intergranular siendo común a todos la cohesión reducida a lo largo de los bordes de grano. Esto puede manifestarse de diferentes maneras, pero las más relevantes son:

1) Segregación preferencial de átomos de soluto en borde de grano.

2) Distribución en borde de grano de segundas fases.

Estos fenómenos reducen el trabajo de fractura expresado en el término $(2\gamma + \gamma\rho)$ de la ecuación de OROWAN, ya sea bajando la energía de cohesión de los granos por segregación, o reduciendo el término de energía plástica $\gamma\rho$ a través de partículas que con mayor facilidad proveen nucleación de fisuras.

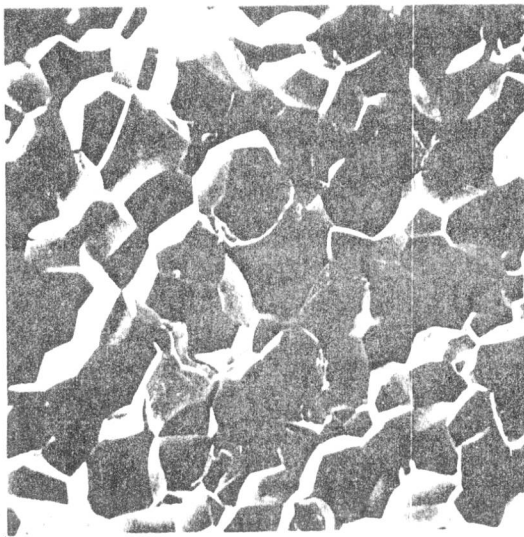


FIG.12.15. FRACTURA INTERGRANULAR DE UNA ALEACION Fe-0,26%P DESPUES DE SER MANTENIDA A 500°C.

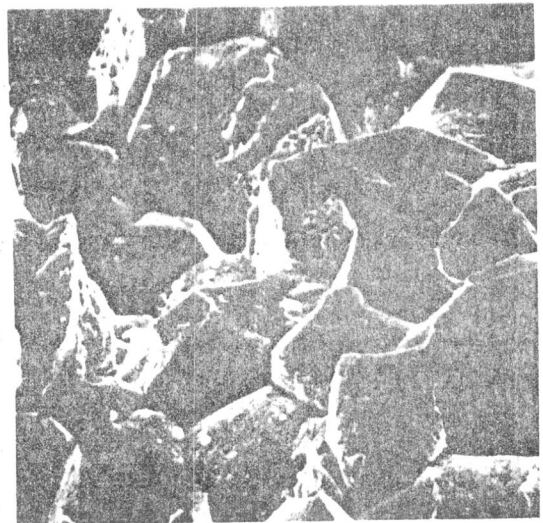


FIG.12.16. FRAGILIZACION POR REVENIDO DE UN ACERO 4,5Ni-1,5Cr-0,3C ROTO A 77°K (Knott), 800 x.

12.7.1. FRAGILIZACION POR REVENIDO.

Muchos aceros aleados cuando son revenidos en el rango entre 500 y 650°C después de haber sido templados para producir martensita, se convierten progresivamente en fragilizables por una rotura intergranular. Un fenómeno similar se produce cuando el acero es enfriado a través del rango crítico. En ensayos de impacto, se nota que la temperatura de transición aumenta y la energía máxima disminuye.

Por debajo de la temperatura de transición, la rotura transgranular queda reemplazada por la rotura intergranular (Fig. 12.16.).

Este fenómeno está asociado con la segregación de ciertos elementos a bordes de grano, que reducen la cohesión intergranular del hierro. Los elementos segregados pueden ser clasificados en tres grupos de la tabla periódica de los elementos (TABLA 12.I.) Muchos de estos elementos reducen sustancialmente la energía superficial del hierro y por lo tanto es de esperarse que reduzcan la energía de borde de grano y la cohesión entre estos. Con el microscopio electrónico Auger se ha podido demostrar la segregación de átomos a borde de grano en probetas que se rompieron intergranularmente en el sistema de vacío del aparato.

TABLA 12.I. ELEMENTOS QUE SEGREGAN AL BORDE DE GRANO EN EL HIERRO.

Grupo	IVB	VB	VIB
Elementos	C Si Ge Sn	N P As Sb Bi	O S Se Te

Esta técnica ha permitido la determinación precisa de las concentraciones de las especies segregadas en borde de grano, usualmente expresadas en términos de fracciones de una capa monoatómica. Estas fracciones varían entre 0,3 y 2,0 para aceros que tienen los elementos mencionados, usualmente en concentraciones totales por debajo de 0,1% en peso.

Con los elementos individuales, la tendencia a la fragilización parece aumentar tanto con el grupo como con el número periódico. S, Se y Te en orden creciente son los elementos más activos en hierro. Sin embargo, es dudosa su contribución a la fragilización dado que se combinan fuertemente con elementos como Mn y Cr que reducen efectivamente la solubilidad de estos a muy bajos niveles en el hierro. Mientras que los elementos en los Grupos IVB y VB son menos activos superficialmente, juegan un papel más relevante en la fragilización ya que interaccionan con algunos elementos metálicos: Ni y Mn que son elementos comunes de aleación en el acero. Estas interacciones llevan a cosegregaciones de elementos aleantes e impurezas en los bordes de grano, y como resultado una disminución de cohesión. En los análisis de la composición de los elementos en borde de grano con espectroscopía Auger se ha confirmado las fuertes interacciones entre Ni-Sb, Ni-P, Ni-Sn y Mn-Sb. La Figura 12.17 muestra las concentraciones para tres de estas, en aceros al Ni-Cr en los bordes de grano, mientras que los efectos relativos de Sb, Sn y P a la temperatura de transición de este acero se muestra en la Figura 12.18.

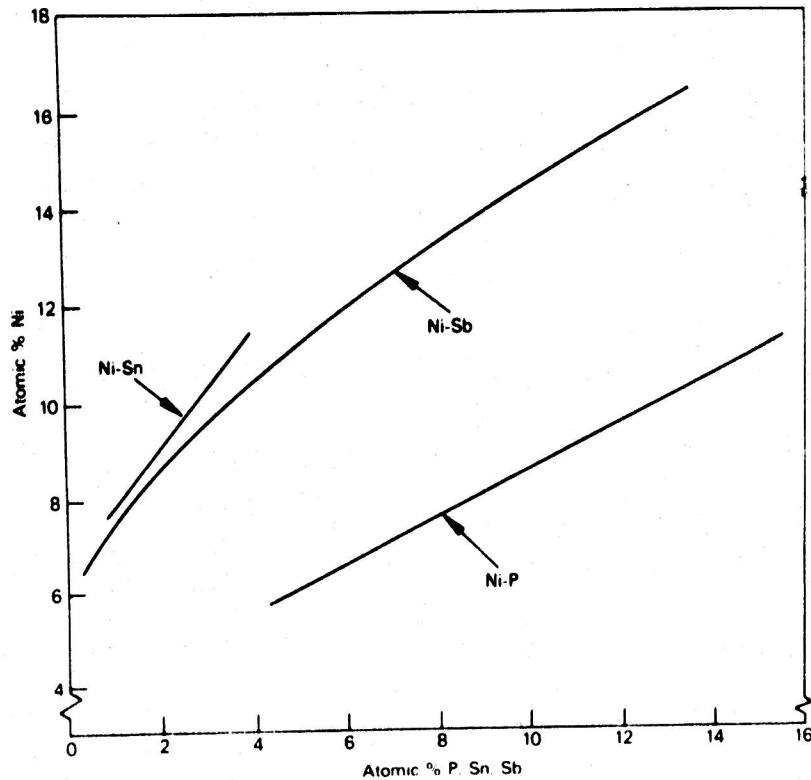


FIG. 12.17. INTERRELACION ENTRE LAS CONCENTRACIONES DE Sn, Sb Y P Y DE Ni EN BORDES DE GRANO EN ACEROS AL Ni-Cr DE DUREZA Y TAMAÑOS DE GRANO CONSTANTES. (MsMahon, Materials Science and Engineering, 1976, 25, 233).

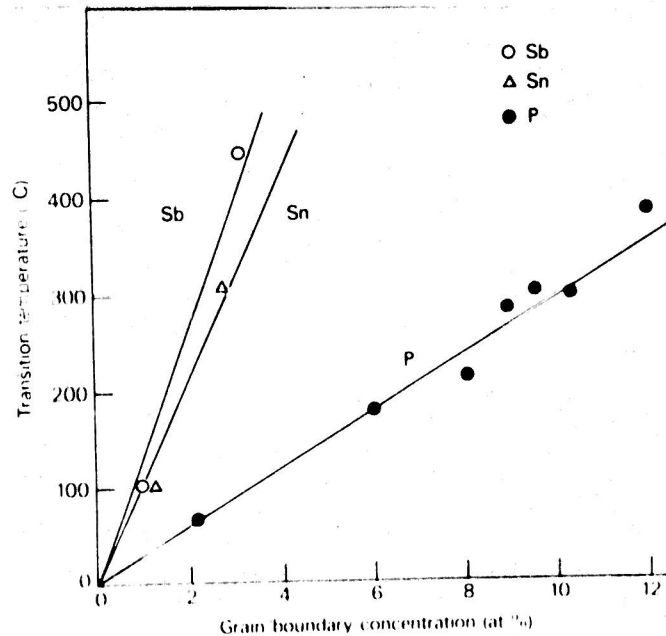


FIG. 12.18. EFECTO DE LAS CONCENTRACIONES EN BORDES DE GRANO DE P, Sb, Y Sn EN LA DUCTILIDAD DE ACEROS AL Ni-Cr DE DUREZA Y TAMAÑO DE GRANO CONSTANTES (MsMahon, Materials Science Engineering, 1976, 25, 233)

La fuerza de cosegregación hacia los bordes de grano es una interacción fuerte entre los elementos de aleación y las impurezas, más que entre estos y el hierro. Si la interacción es muy grande, la segregación no ocurre. Se obtiene un efecto de limpieza, como se ejemplifica en las interacciones Ti-P y Mo-P en aceros al Ni-Cr. En esta conexión es bien sabido que las adiciones de Molibdeno en estos aceros puede eliminar la fragilización por revenido. Un tercer efecto entre aleantes es posible a través del cual uno de ellos, por ejemplo el Cr, promueve la segregación de Ni y P, también Ni y Sb.

Sumado a la segregación de átomos de soluto a los bordes de grano, también existen factores microestructurales que influyen la intensidad de la fragilización por revenido. En los aceros donde este fenómeno se produce, los bordes de grano son también los lugares preferidos para la precipitación de carburos, ya sea cementita u otros. Es posible que esto provea los lugares para fractura intergranular. Como en la nucleación de fractura por clivaje, las dislocaciones inciden en los carburos que están ahora en borde de grano, y como estos no son deformables, fácilmente se romperá, o bien la interface carburo/ferrita se separará. Esta última separación es más probable si la energía interfacial ha sido disminuida por la segregación de átomos de impurezas. Esto puede ocurrir si durante el proceso de crecimiento del carburo, o bien por segregaciones que llevan al equilibrio, se produce la migración de estos átomos de impurezas. La separación de interfases ha sido observada en hierro que contiene grandes carburos de hierro en los bordes de grano, en cuyas interfases había Sb, As, Sn y P. La efectividad de esta etapa de nucleación en la formación de la fisura intergranular va a ser influenciada por la extensión de los carburos en borde de grano y la concentración de impurezas activas en la superficie del acero, en particular de las interfaces carburos/matriz.

La propagación de la fisura en borde de grano dependerá no sólo en la cohesión de los bordes pero también en la tenacidad relativa del interior de los granos. Por ejemplo, si el interior del grano posee una microestructura con alta tenacidad, el

núcleo de la fisura intergranular se propagará a lo largo de los bordes de grano. A medida que la tensión de fluencia de un acero aumenta rápidamente con la disminución de la temperatura, la rotura intergranular, como la rotura por clivaje, será favorecida por esta disminución. Aumentando el tamaño de grano austenítico, debido a altas temperaturas de austenitización, bajo las mismas condiciones, deberá aumentar la fragilización ya que la concentración de dislocaciones alrededor de los carburos en los bordes de grano será mayor para formar un núcleo de fisura.

El rango de temperatura para que se produzca la fragilización con mayor facilidad es entre 500 y 575°C. Sin embargo, en algunos aceros ocurre en el rango 250-400°C. Este fenómeno es llamado fragilización a 350°C y ocurre a tan baja temperatura que se lo puede atribuir a la difusión de metaloides como Sb, a los bordes de grano austeníticos. Parece ser más probable que pueda ocurrir la de átomos más pequeños y móviles como P, que serían expulsados durante el crecimiento de los carburos de hierro en el borde de grano que ocurre en este rango de temperaturas. Sin embargo, la morfología de la Fe_3C en el borde de grano, si es predominantemente del tipo de placas, puede ser una causa primaria en este rango de temperaturas.

Corrosión bajo tensiones involucra la falla por rotura en presencia de una tensión y un medio corrosivo. Puede ocurrir tanto en forma transgranular como intergranular. Este último modo es incentivado en algunos aceros aleados por tratamientos térmicos que producen fragilización por revenido. Por ejemplo, un acero al Cr-Mo con fisuras a lo largo de los bordes de grano producidas por fragilización por revenido cuando se lo tensiona en una solución hirviendo de NaOH. La utilización de un tratamiento térmico para remover las causas de la fragilización por revenido, también sacará la sensibilidad a la corrosión por tensiones.

12.7.2. SOBRECALENTAMIENTO Y QUEMADO:

Muchos aceros aleados cuando se los calienta entre 1200 y 1400 °C y subsecuentemente se les hace un tratamiento de templado y revenido, rompen intergranularmente a lo largo de los

bordes de grano austeníticos. Existe una fuerte evidencia en este fenómeno, se debe a la segregación de azufre a los bordes de grano austenítico a aquellas elevadas temperaturas. No se produce en un acero cuyo contenido de azufre es menor de 0,002%. El azufre es uno de los elementos con actividad superficial más grande en hierro. Trabajos de GOUX y colaboradores en aleaciones puras de hierro-azufre, han demostrado que un incremento en el contenido de azufre desde 5 a 25 ppm aumenta la temperatura de transición dúctil-frágil en 200°C. Espectroscopía Auger en las superficies de rotura intergranular ha demostrado la presencia de azufre segregado en ellas. Este efecto fragilizante del azufre en el hierro como resultado de una segregación que lleva al equilibrio, es solamente observada en hierro puro y no en aceros donde hay impurezas de otros elementos, y también donde existen interacciones entre azufre y otros elementos aleantes como fundamentalmente manganeso y cromo.

La presencia de manganeso disminuye sustancialmente la solubilidad del azufre tanto en hierro α como γ , con el resultado de que cuanto éste es segregado a los bordes de grano austenítico a altas temperaturas, el sulfuro de manganeso se forma allí o durante el subsecuente enfriamiento. En cualquiera de los dos casos, las partículas de sulfuro de manganeso que se encuentran en los bordes de grano austeníticos son observadas con microscopía electrónica de barrido de las superficies de fractura intergranulares donde están asociadas con pequeños hoyuelos. Típicamente las partículas de MnS son del orden de 0,5 μm mientras que los hoyuelos son de aproximadamente 2-5 μm de diámetro. Por lo tanto el proceso de fractura a lo largo de los bordes de grano es nucleado por las partículas de sulfuros, siendo el modo de fractura determinado claramente por la distribución de tamaños, que esta controlada por la velocidad de enfriamiento desde la temperatura austenítica, asumiendo que el MnS se forma durante esta etapa de enfriamiento. Con velocidades de enfriamiento lentas la fractura intergranular es reemplazada por clivaje o por fractura dúctil transgranular cuando la distribución de sulfuros en

borde de grano es muy grosera. Este fenómeno no se reduce con templado en aceite desde la temperatura austenítica y se acentúa si se reviene el material entre 600 y 650°C. Esto se debe a la redistribución de carburos que fortalece el interior de los granos y al precipitar en los bordes de grano reduciendo aún más la ductilidad de éstos.

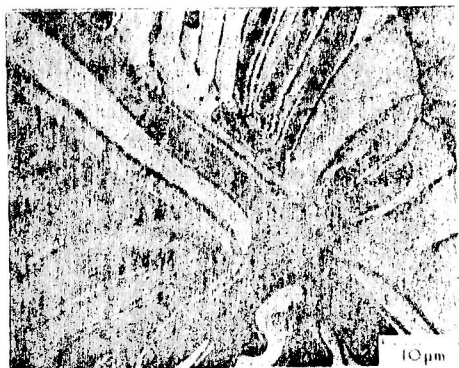


FIG. 12.19. Fe-1Mn-0,4 C-0,02S ENFRIADO AL AIRE DESDE 1445°C Y DESPUES FRACTURADO (Brammar) REPLICA DE EXTRACCION, 1000 X.

Cuando son utilizadas temperaturas de austenitización muy altas (1400-1450°C), precipitan gran cantidad de MnS, usualmente en forma de dendritas (Fig. 12.19.). En casos extremos, ocurren formaciones parciales de fases líquidas, que en el tratamiento térmico subsecuente, acentúan en gran forma la fragilización intergranular. Si no hay manganeso, por ejemplo en forjado, se forman películas del eutéctico hierro-sulfuro de hierro que producen fragilización durante el proceso de trabajado en caliente hasta 1000°C, (Fragilización en caliente). El hecho de

que en aceros normales el quemado ocurra solamente a altas temperaturas, no debe ser razón para restarse importancia. El fenómeno concierne a procesos de trabajado a altas temperaturas, como el forjado, si el control de temperaturas no es exacto, pero en cualquier caso puede ser también significativo en aceros fundidos y por definición se debe al rango de temperaturas de quemado y sobrecalentamiento. En muchos casos la fractura intergranular se encuentra en aceros fundidos donde está claramente involucrada la estructura granular. El exámen de las fracturas revela láminas extensas de MnS en los bordes de grano, entre 0,2 y 0,5 µm de espesor cubriendo grandes áreas. Marcada fragilización puede ocurrir en el estado fundido o después del subsecuente tratamiento

to térmico en el rango de 500 a 650°C, y se lo llama comunmente (cast brittleness) fragilidad de fundiciones o fractura granulosa. Precipitación de nitruros de aluminio pueden también jugar un rol importante en este tipo de fracturas.

12.8. FRAGILIZACION POR CONDICIONES AMBIENTALES:

12.8.1. FRAGILIZACION POR CORROSION BAJO TENSION (Stress corrosion cracking SCC):

La SCC es un proceso de falla mecánico-medio ambiente en el cual tensiones mecánicas y ataque químico se combinan para iniciar y propagar fisuras en un componente metálico. La SCC producida por la acción conjunta de tensiones de tracción y un medio corrosivo específico ocasiona que la falla del material ocurra más rápidamente que si los efectos de las tensiones y del medio corrosivo no estuvieran combinados.

Las fallas por SCC frecuentemente son causadas por exposición simultánea en medios químicos suaves y con estados de tensiones bien por debajo de las tensiones de fluencia del metal. Bajo tales condiciones, finas fisuras pueden penetrar profundamente en el material, en su interior, mientras la superficie exhibe solamente insignificantes cantidades de corrosión. En consecuencia puede no haber indicaciones inminentes de una rotura. El tema es abordado desde varios aspectos y en varias aleaciones por el Doctor SEMINO en la publicación interna del Departamento PMTM/A-34 CNEA AC 38/82.

12.8.2. FRAGILIZACION POR NEUTRONES:

La irradiación neutrónica produce una variedad de defectos en la red cristalina. Desde el punto de vista de fractura, el más importante de éstos son los átomos desplazados de sus sitios normales en la red (intersticiales), los sitios vacantes en la red, y los clusters (aglomeraciones) de estos defectos puntuales los que forman loops (lazos) de dislocaciones.

Estos defectos interfieren en el movimiento de dislocaciones aumentando la tensión de fluencia y. Esto puede conducir a la fragilización de los metales usados en un reactor.

Los componentes de acero en los reactores nucleares presentan, luego de un tiempo de irradiación, un significante aumento en la T° de transición dúctil-frágil del acero. La T° de transición determinada por un ensayo de impacto, puede aumentarse sustancialmente dependiendo de dos factores tales como la dosis neutrónica, el espectro neutrónico, la temperatura de irradiación y la composición del acero.

Los aceros de alta resistencia generalmente son menos susceptibles a la fragilización por irradiación.

Aceros con microestructuras de grano fino y alta densidad de dislocaciones generalmente ofrecen gran resistencia a la fragilización neutrónica.

Los tratamientos térmicos afectan de modo importante la susceptibilidad de un acero a este tipo de fragilización. Aceros con microestructura de martensita revenida son menos susceptibles de fragilizarse que aquellas con bainitas superiores revenidas o ferríticas.

Los aceros inoxidables, principalmente los austeníticos, son utilizados como materiales de recubrimiento en reactores de agua presurizada o agua hirviendo. Los grados martensíticos, ferríticos y de endurecimiento por precipitación inoxidables son susceptibles a la fragilización provocada por efectos de irradiación.

El tema es tratado con mayor profundidad por el Doctor GONZALES en la publicación interna del Departamento PMTM/A-68 CNEA-AC 9/85.

12.8.3. FRAGILIZACION POR METALES LIQUIDOS (Liquid Metals Embrittlement, LME).

Es la fragilización provocada en un componente tensionado por la presencia de un metal líquido en contacto con él. Un ejemplo de este tipo de fragilización la encontramos en el uso de refrigerantes metálicos líquidos, como el sodio, en reactores nucleares.

Solamente algunos pares (combinación de un metal líquido y uno sólido) conducen a la fragilización LME. La tabla I contiene un sumario de sistemas que presentan tendencia a la fragilización LME.

Behavior of Various Liquid Metals on Common Engineering Alloys													
Engineering Alloy	Test Temperature (°C)												
	30	50	125	180	210	250	260	300	325	350	380	450	475
Liquid Metal													
	Hg†	Ga	Na	In	Li	Se	Sn	Bi	Tl	Cd	Pb	Zn	Te
Al alloys	E	E	E	E	N	N	E	N	N	N	N	E	
Mg alloys	N	N	E	N	N	N	N	N	N	N	N	E	
Steel	N	N	N	E	E	N	N	N	N	E	N	E	
Ti alloys	E	N	N	N	N	N	N	N	N	N	N	N	N

† Hg = 3% Zn amalgam. E = embrittlement. N = nonembrittlement.

TABLA I

La temperatura de fusión y la reactividad química del metal líquido no son factores decisivos en la fragilización. En cambio la generalidad de los sistemas que fragilizan por LME están acompañados por bajas intersolubilidades y la ausencia de formación de compuestos.

Para que se produzca la LME es necesario que el líquido "moje" el metal sólido. Puesto que los metales sólidos usualmente están cubiertos por un film de óxido que interfiere con los procesos de mojado, es necesario que se produzca la rotura de dicho film.

Este film puede ser disuelto por los mismos componentes del líquido (disolución química) o por abrasión mecánica. Cuando el film ha sido removido, el mojado puede ocurrir si el ángulo

de contacto es menor de 90° . Para muy pequeños valores del ángulo de contacto, la penetración del metal líquido en los bordes de grano puede ocurrir, como en el caso de los aceros mojados por el cobre fundido.

Las fracturas resultantes de LME son intergranulares, aunque pueden presentarse excepciones de fracturas transgranulares.

Los métodos para investigar los aspectos cuantitativos del rol de las tensiones, deformación y el tiempo en que se produce LME, son similares a aquellos empleados en el estudio de la SCC. El efecto de un medio ambiente de un metal líquido sobre las propiedades de un ensayo de deformación a velocidad constante, como se muestra para las aleaciones Fe-Al en la figura 12.20., es uno de los tipos comunmente empleados.

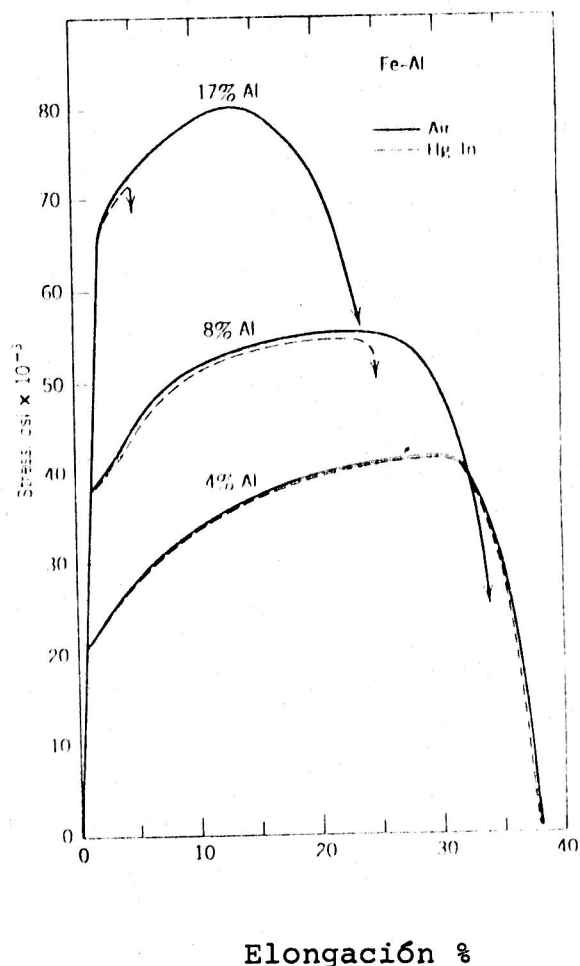


FIG. 12.20. FRAGILIZACION DE ALEACIONES Fe-Al POR MERCURIO - INDIO.

Los resultados de los estudios de LME conducen a la conclusión que la fragilización es debida a una disminución local de la energía cohesiva, causada por la quemisorción de átomos del metal líquido sobre la superficie del metal sólido.

Consideremos el estado de deformación en la raíz o punta de una fisura bajo tensión, teniendo en cuenta que las mismas consideraciones se aplican a las uniones o enlaces en un apilamiento de dislocaciones.

Un esquema de la configuración atómica en la punta del crack se muestra en la figura 12.21.

La adsorción de un átomo del metal líquido reduce la energía de unión o enlace entre átomos A-A en la punta de la fisura. El crack crece por la sucesiva rotura de estos enlaces, los cuales poseen curvas de Energía de potencial en función de la separación atómica de la forma $U(r)$. Figura 12.22. El mínimo en el valor de $U(r)$ a $r = a_0$, donde a_0 es la distancia de equilibrio entre los planos, puede considerarse la energía de enlace.

La tensión σ requerida para extender y romper el enlace A-A, Figura 12.22 (b), varía como la derivada dU/dr , desde un valor de $\sigma = 0$ a $r = a_0$ hasta un valor máximo $\sigma = \sigma_c$ en el punto de inflexión de $U(r)$.

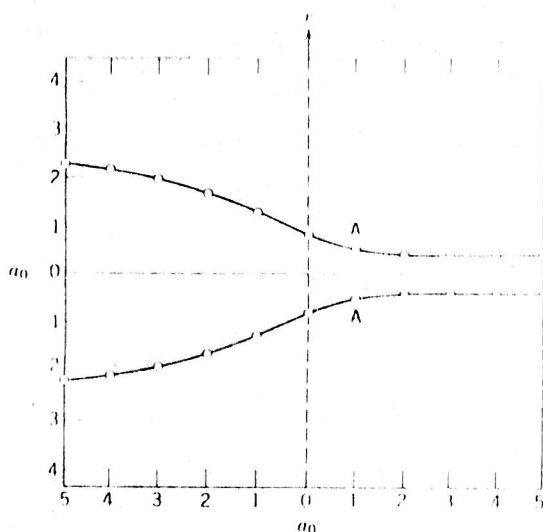


FIG. 12.21. DIAGRAMA ESQUEMA-
TICO DE CONFIGURACIONES ATOMICAS
EN LA CABEZA DE LA FISURA, ENLA-
CES A LA IZQUIERDA DE A-A YA
ROTOS.

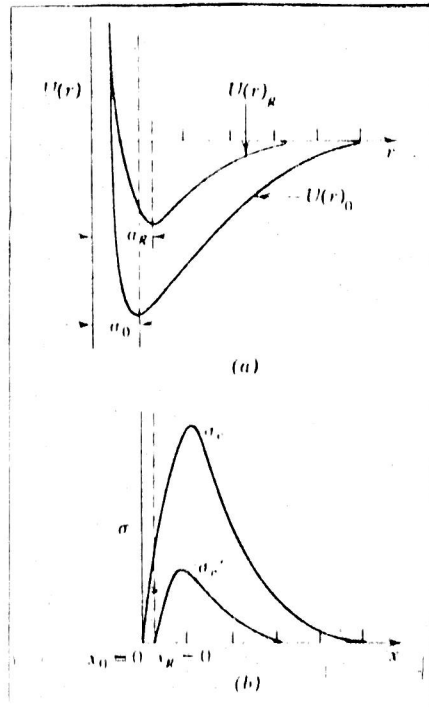


FIG. 12.22. FUNCION ENERGIA POTENCIAL U_r Y U_{r_0} VS. r EN LA PRESENCIA Y AUSENCIA DE METAL LIQUIDO. 3b. TENSIONES PARA SEPARAR PLANOS ATOMICOS EN PRESENCIA Y AUSENCIA DE METAL LIQUIDO.

La adsorción de un átomo desde el líquido reduce la función potencial desde $U_{(r)_0}$ a aquella de $U_{(r)_g}$ con una correspondiente reducción de la tensión desde c a c' . Esta reducción en la resistencia del enlace es la causa de la LME.

CAPITULO XIII

DESGASTE.

13.1. INTRODUCCION:

La terminología usada en el tema de fricción y desgaste es a menudo definida en forma vaga. Es posible que el mismo término sea usado por distintos investigadores con acepciones que no son coincidentes. Se darán acá algunas definiciones que servirán para tratar el tema en forma sistemática, permitiendo, como punto de partida, la identificación y clasificación de las interacciones y mecanismos de desgaste.

Se entiende por desgaste la pérdida de material de superficies que están en contacto mecánico en estado de movimiento relativo.

Se pueden identificar tres grupos de parámetros que afectan el desgaste:

a) Los parámetros de diseño:

- Modo de contacto mecánico: deslizamiento, rodamiento, impacto.
- Número de cuerpos en contacto (se aplica al caso de impactos).
- Area nominal de contacto.
- Forma de las superficies en contacto.
- Espectro de fuerzas aplicadas.
- Espectro de velocidades relativas.

b) Los parámetros del medio:

- Químicos: potencial químico, agresividad, etc.
- Físicos: temperatura, presión, etc.
- Mecánicos: coeficiente de fricción, viscosidad, etc.

c) Los parámetros de los materiales:

- Propiedades mecánicas, químicas, físicas, etc.
- Fase sólida, líquida, gaseosa.
- Combinación de materiales.
- Alteraciones inducidas por la fricción y el desgaste.

Los parámetros de diseño y los del medio determinan lo que llamaremos interacciones de desgaste. Un ejemplo de interacción de desgaste es el deslizamiento entre dos superficies en contacto. Este puede ser unidireccional u oscilante.

Si es oscilante puede ser de alta o de baja amplitud (en este caso la interacción se denomina "fretting").

La interacción estará completamente definida cuando se especifica el medio: lubricación, temperatura, etc.

Por mecanismo de desgaste entenderemos el conjunto de microeventos que resultan de una interacción de desgaste, que llevan a que se desprenda un trozo de material de la superficie.

En última instancia, el material se desprende siempre por fractura o por corte. Pero en la mayoría de los casos se dan una serie de eventos que modifican la capa superficial antes del desprendimiento propiamente dicho. Los mecanismos de desgaste más comunmente encontrados son: adhesión, abrasión, fatiga, delaminación. (La corrosión no se incluye como tema de esta sección). Generalmente en una interacción de desgaste participan simultáneamente varios mecanismos. En el desgaste por deslizamiento, por ejemplo, es común observar pérdida de material por adherencia y por abrasión. Se podría decir que una dada interacción de desgaste está definida por las condiciones "exteriores" (exteriores a los materiales), y que los mecanismos de desgaste son la respuesta de los materiales a dichas condiciones. En el estudio del desgaste interesa fundamentalmente el estudio de los mecanismos. La información para llevarlo a cabo se obtiene de las superficies desgastadas y de las partí-

culas producidas en el desgaste.

Aunque es ampliamente aceptada la idea de que no es posible hacer una única teoría del desgaste aplicable en todos los casos, la comparación de diferentes materiales en interacciones de desgaste similares o diferentes lleva eventualmente a un ordenamiento de los materiales con respecto a la resistencia al desgaste, o al menos lleva a distinguir entre distintos tipos de comportamiento.

En el resto de esta sección se presentan elementos básicos del tema de resistencia al desgaste en términos de las propiedades mecánicas de los materiales.

13.2. ELEMENTOS BASICOS DEL TEMA DE RESISTENCIA AL DESGASTE.

DESGASTE COMO FENOMENO DE SUPERFICIES:

El desgaste es un fenómeno de superficies. Llamaremos tribo-sistema a las superficies en contacto mecánico en movimiento relativo. Por definición el mecanismo de tribo-fractura es un micro-evento en una capa delgada del material, que resulta en una destrucción lenta y gradual, mientras que la macro-fractura da origen a una falla catastrófica, repentina.

La energía de fricción que se inyecta a través de la tribo-superficie produce deformación plástica, transformaciones de fase, difusión, pérdida de material por tribo-fractura, y un gradiente de deformación desde la superficie. Como resultado, por lo general, la topografía microestructura y propiedades físicas y mecánicas de la capa superficial cambian durante un corto período inicial. Las propiedades de esta capa pueden llegar a ser muy distintas de la del volumen del material. Sin embargo, son las propiedades de esta capa, la capa activa, y no sus propiedades nominales, las que determinan el desgaste.

Las imágenes de la topografía de la superficie desgastada obtenidas con microscopio electrónico de barrido suelen

dar, a veces, información sobre los mecanismos actuantes.

13.3. RESISTENCIA AL DESGASTE Y PROPIEDADES MECANICAS:

En general, para un dado medio, la fractura está primordialmente controlada por las propiedades mecánicas del material. Con respecto al desgaste, las propiedades mecánicas de la capa activa son dominantes. Para poder comparar distinto tipo de materiales, las propiedades mecánicas se pueden relacionar con la deformación o fractura como está indicado en el cuadro siguiente:

<u>DEFORMACION</u>	<u>FRACTURA</u>
Tensión de fluencia, σ_y	Tensión de fractura, σ_f
Módulo de YOUNG, Y	Elongación de fractura, ϵ_f
Dureza	Energía de cohesión
Tenacidad	Fragilidad
Ductilidad	

Los parámetros σ_y , σ_f y ϵ_f son esenciales para describir la habilidad de un material para soportar deformación plástica y fractura, aunque generalmente estén referidos al caso especial de tensiones uniaxiales. En principio es posible relacionar σ_y , σ_f y ϵ_f con el módulo de YOUNG, si se consideran valores relativos dentro de cada clase de material. También se pueden comparar, en forma aproximada, características asociadas a la deformación, como la tenacidad, fragilidad, etc. El diagrama de la Fig.13.1 es un intento de visualizar este tipo de relación. El diagrama se refiere a temperatura ambiente y velocidades de deformación en el rango "normal".

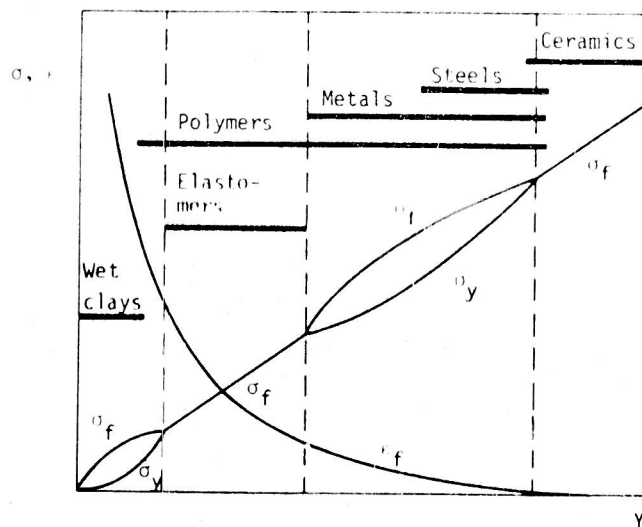


Fig. 3. Ranking of mechanical properties for various classes of materials.
 σ_y = yield stress; σ_f = fracture stress; Y = Young's modulus.

FIG. 13.1. ORDENAMIENTO DE VARIAS CLASES DE MATERIALES DE ACUERDO A SUS PROPIEDADES MECANICAS σ_y = TENSION DE FLUENCIA; σ_f = TENSION DE FRACTURA, ϵ_f = DEFORMACION DE FRACTURA ; Y = MODULO DE YOUNG.

La zona de más bajo Y corresponde a materiales idealmente plásticos, con bajo σ_y y extremadamente alta ϵ_f . La zona de más alto Y corresponde a materiales frágiles con un alto σ_y y un valor despreciable de ϵ_f . El área en que $\sigma_f > \sigma_y$ indica una zona de plasticidad. Los metales ocupan una zona de relativamente alto Y, alta tenacidad, con características plásticas pero bajo valor de ϵ_f . Los aceros constituyen un grupo especial dentro de los metales, extendiéndose a los dos lados de la línea de transición tenaz/frágil, plástico/elástico. Esta es una de las razones para su amplio campo de aplicación, desde los aceros dulces hasta los martensíticos.

El comportamiento de un acero está controlado, en última instancia, por su estructura interna. La estructura, a su vez, es principalmente resultado de la composición química, tratamiento térmico y conformado. Además del endurecimiento por transformación martensítica las propiedades mecánicas del acero se deben a la fuerte interacción entre las dislocaciones y elementos intersticiales (carbón, nitrógeno), elementos sustitucionales y precipitados (partículas duras, como los carburos).

13.4. MECANISMOS DE DESGASTE EN LOS ACEROS:

Los mecanismos de desgaste encontrados más comunmente en la literatura son: desgaste por adhesión, desgaste por abrasión, desgaste por impacto y desgaste por fatiga. El desgaste por corrosión y difusión está determinado por fenómenos interactivos que no se tratarán acá explícitamente.

Los mecanismos de desgaste no dependen solamente del material, sino del sistema tribológico total, y por lo tanto no hay mecanismos de desgaste específicos para cada material en particular. Acá se discutirán, por lo tanto, aplicaciones que cubran un amplio rango de aceros en tribo-sistemas representativos que tengan interés científico y comercial.

13.4.1. DESGASTE ABRASIVO:

Este mecanismo se refiere a la acción de una partícula dura, o aspereza, que al deslizar sobre una superficie más blanda separa un trozo de material abriendo un surco y produciendo una micro-viruta. Figuras 13.2. y 13.3.

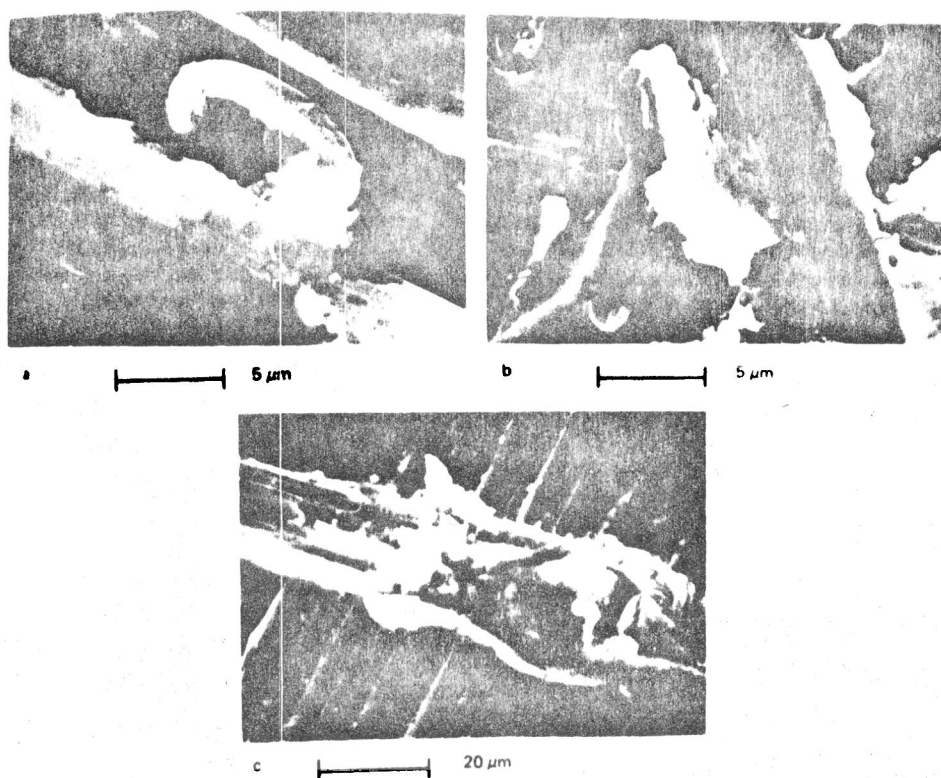


FIG. 13.2. DESGASTE ABRASIVO DE ALUMINIO: a) y b) FRAGMENTOS PRODUCIDOS; c) PARTICULA ABRASIVA INCRUSTADA.

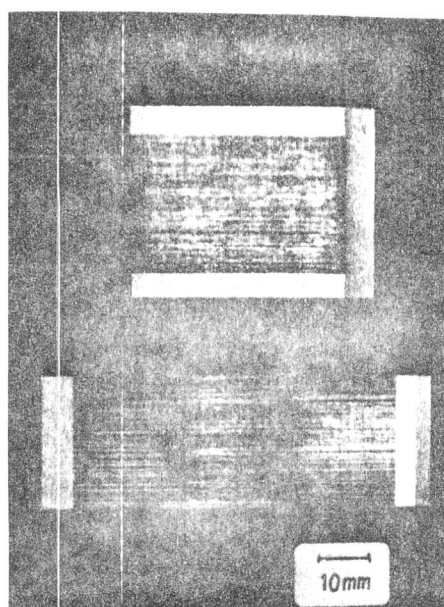


FIG.13.3. a) DESGASTE ABRASIVO, STELLITE 6 CONTRA STELLITE 6, EN AGUA A 20°C.

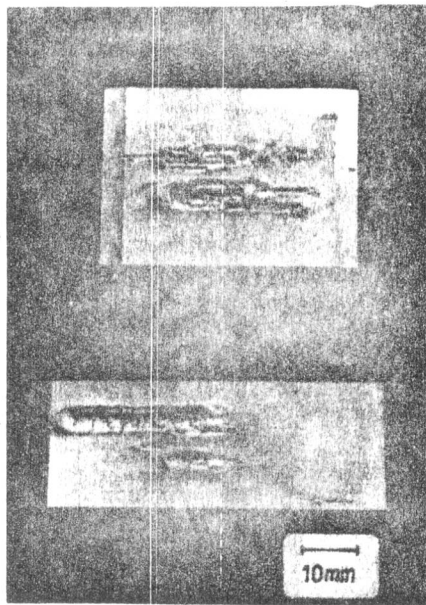


FIG. 13.3.b) DESGASTE POR ADHESION, ACERO 1.4550 CONTRA 1.4550 EN AGUA A 20°C.

El material es separado por deformación de corte enfrente de la partícula abrasiva. Este mecanismo es responsable en gran parte por el desgaste de herramientas usadas en el corte de metales cuando el material que se está trabajando contiene una segunda fase de partículas duras, o tiene una capa superficial dura. También es común el desgaste abrasivo de herramientas producido por partículas de carburos desprendidas de la misma herramienta y que son arrastradas en su movimiento. El desgaste abrasivo es el mecanismo dominante en el deterioro de superficies de gran cantidad de herramientas y partes de máquinas usadas en minas y canteras (Figura 13.4.)

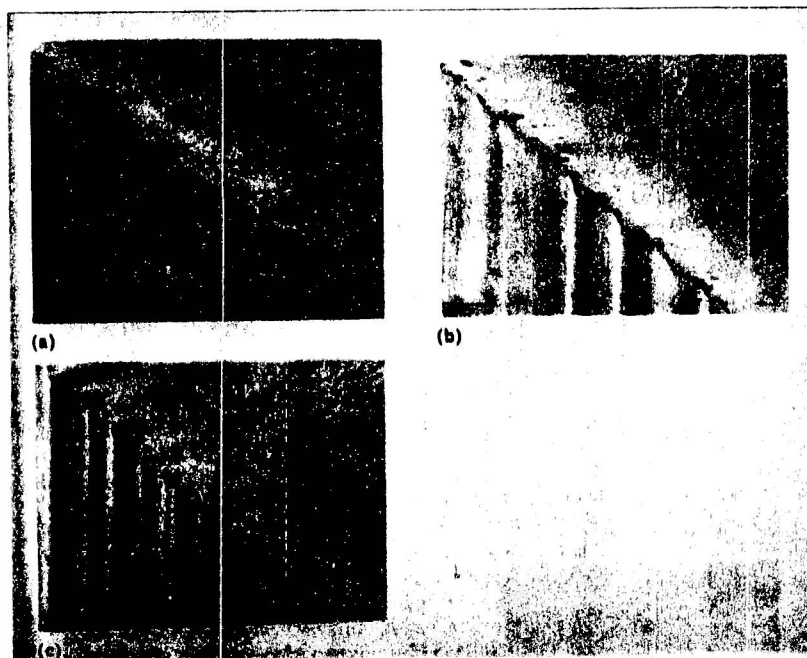


FIG. 13.4. FOTOMICROGRAFIAS DE SEM DEL BORDE CORTANTE DE UNA HERRAMIENTA DE CARBOLOY 895, DESPUES DE TRABAJAR UNA PIEZA DE INCONEL 718: a) 80 ft min^{-1} , 12 min; b) 119 ft min^{-1} , 9 min. c) 140 ft min^{-1} , 5 min. MAGNIFICACION $120 \times$.

La extracción de material en forma abrasiva también se usa para distintos terminados de superficies, como es el arenado a bajos ángulos de incidencia, y el pulido.

En casi todos los casos hay una correlación entre la resistencia a la abrasión y la dureza. Esta es una de las pocas reglas de validez bastante general en la ciencia del desgaste. Recientemente se ha sugerido que se puede obtener información acerca de la resistencia al desgaste abrasivo midiendo energía específica de surcado. Es decir la energía que se consume por unidad de material extraído para producir un surco.

Los aceros pueden ser "reforzados" por su contenido de partículas duras (generalmente carburos), en ciertas circunstancias, para aumentar su resistencia a la abrasión. Si los elementos abrasivos son más pequeños que las partículas del acero, se produce desgaste selectivo de la matriz. Como resultado las

partículas de carburos quedan como protuberancias apantallando y protegiendo al acero de la matriz.

13.4.2. DESGASTE POR ADHESION:

El tipo más básico de uniones por adhesión se produce por la interacción entre las asperezas de las dos superficies en contacto. Este fenómeno es típico de los contactos metal-metal, con alta localización de deformación de corte. Se rompen las capas de contaminación, se establece contacto metálico directo, y las superficies originales se transforman en interfaces o bordes de grano. Durante el deslizamiento relativo de las superficies las uniones actúan como zonas concentradoras de tensión hasta que se produce fractura. (Figuras 13.4, 13.5 y 13.6).

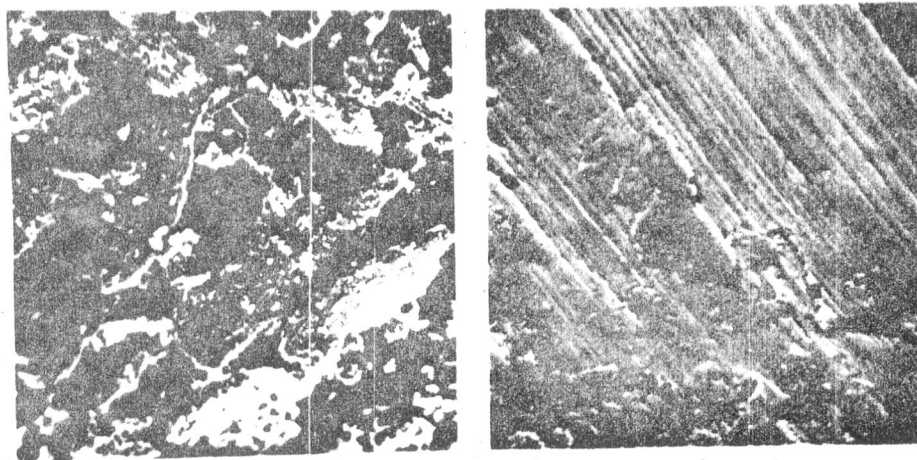


FIG. 13.5. DESGASTE POR ADHESION DE UNA ALEACION DE Co-Cr-Mo,
EN UN APARATO DE ENSAYOS TIPO "PIN-ON-DISC", SIN LUBRICACION
a) PARTICULAS DE DESGASTE, MAG. 370 x; b) APARIENCIAS DE LA
SUPERFICIE, MAG. 1345 x.

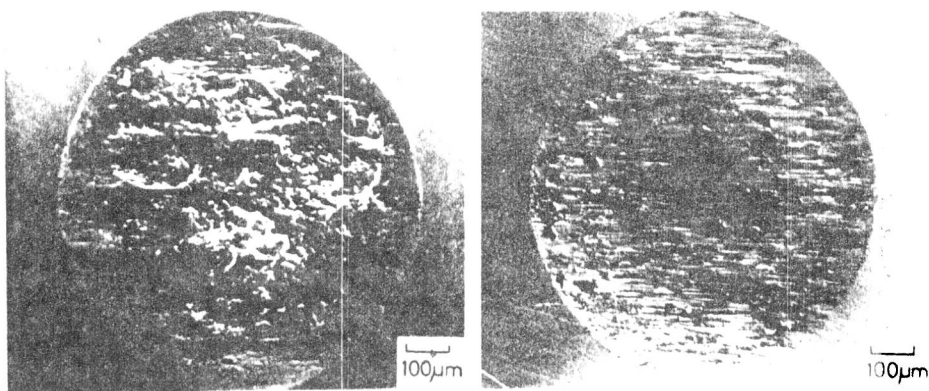


FIG. 13.6. DESGASTE POR "FRETTING" DE DOS ACEROS ENDURECIDOS
a) DUREZA 658, b) DUREZA 850.

La respuesta del material está determinada por las propiedades mecánicas del metal en los pequeños volúmenes que están momentáneamente deformados. Con referencia a la Figura 13.1., la interrelación σ_y/σ_f es la condición crítica, y en lo que se refiere a la resistencia al desgaste la región favorable es el intervalo con propiedades de tenacidad, y tan próximo como se pueda a la línea de transición tenaz/frágil. El objetivo es que σ_y sea tan alto como se pueda sin cruzar la línea. que requiere subir σ_f al mismo tiempo. Comunmente, bajo las condiciones de tensión y temperatura que son características de las uniones adhesivas las propiedades del material corresponden a una posición desplazada hacia la izquierda, hacia las características dúctiles. A veces, aceros que son nominalmente frágiles pueden correrse hasta la zona de comportamiento tenaz. La tribo-fractura va a ser consecuentemente del tipo dúctil,

con un valor τ_f arriba del nominal.

Por definición, un prerequisite del desgaste es que la superficie de fractura no coincida con la superficie en que se produjo inicialmente la adhesión. Si esto sucediera, la capa superficial habría absorbido una cierta cantidad de energía de fricción aunque sin contribuir al desgaste definido como pérdida de material.

La formación de uniones por adhesión entre dos tribo-superficies se produce porque aumenta el tamaño de algunas asperezas hasta que, al sobrepasar un tamaño crítico, se mantienen continuamente en contacto contra la superficie. La tribo-fractura de los pequeños volúmenes adheridos produce la transferencia de material de una superficie a otra, formándose ya sea una capa continua de material transferido acumulado, o una capa discontinua, en forma de parches aislados.

Para que se produzca desgaste por adhesión es condición necesaria que se produzcan uniones suficientemente fuertes. La adhesión se facilita aumentando los parámetros que figuran en la tabla siguiente:

Diseño	Materiales	Medio
Presión de contacto	Ductilidad	Inactividad
Velocidad de deslizamiento	Resistencia a la corrosión	química
Recorrido del deslizamiento	Resistividad térmica	Temperatura.

Parámetros que favorecen el desgaste por adhesión.

El parámetro más relevante para disminuir la adhesión es la lubricación, que reduce el área real de contacto y debilita la adhesión metálica a través de la interfase de la unión. En

el caso del acero el fenómeno de oxidación/corrosión es importante con respecto a este problema. Este fenómeno puede ser modificado en parte a través del medio y de los parámetros del material. Como ejemplo de los efectos del medio, ha sido confirmado repetidamente por experimentos de deslizamiento sin lubricación, que hay una transición de leve desgaste por oxidación hasta severo desgaste por adhesión cuando se reduce la presión parcial del oxígeno en la atmósfera.

Con respecto a los parámetros del material, el acero inoxidable austenítico es un ejemplo típico del hecho bien conocido que una alta resistencia a la corrosión promueve la adhesión. Este tipo de aceros posee toda una constelación de parámetros que promueven la adhesión: alta ductilidad, baja conductividad térmica, baja corrosión.

13.4.3. EFECTOS COMBINADOS DE ADHESION Y ABRASION:

La abrasión se produce a veces como efecto secundario de la adhesión. Suele suceder que trozos de material desprendidos y endurecidos durante su formación por desgaste adhesivo, puedan producir la abrasión del material de la misma composición. La "auto abrasión", producida por el mismo material desprendido, es la mayor causa de los efectos devastadores generalmente asociados al desgaste severo.

13.4.4. FATIGA POR CONTACTO:

Se define como el efecto acumulativo de variaciones repetidas de tensión de contacto variables. Estas variaciones de tensiones de contacto, que no producen daño alguno durante un ciclo de carga, se acumulan gradualmente durante muchos ciclos y eventualmente producen nucleamiento y propagación de fisuras por fatiga. (Figura 13.7.).

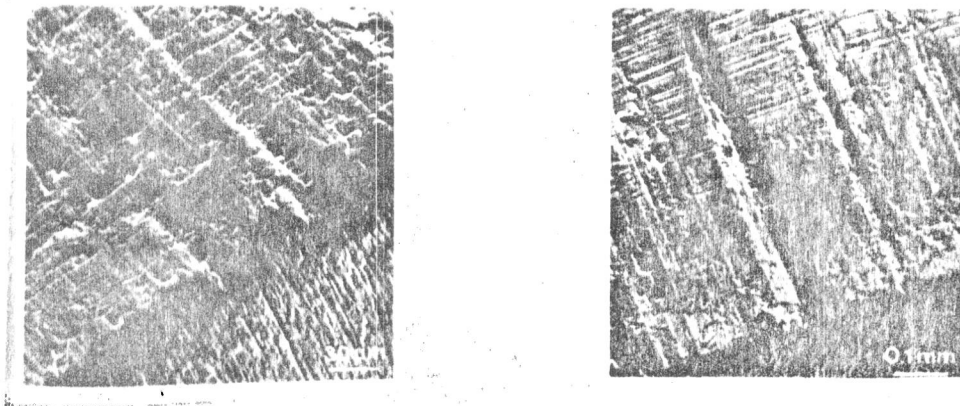


FIG. 13.7. FISURAS TRANSVERSALES PRODUCIDAS POR FATIGA EN LA CARA PRISMÁTICA DE UNA HERRAMIENTA SACABOCADOS DE ACERO SVERKER 21, DESPUES DE 10.000 CORTES.

Durante el deslizamiento cíclico de metal contra metal se pueden producir variaciones cíclicas de la temperatura superpuestas a las variaciones cíclicas de tensiones. En este caso, la fatiga por contacto es un fenómeno de carácter termomecánico. Figura 13.4. Generalmente, los efectos de fatiga se presentan sobre otros fenómenos de desgaste. Para el estudio de mecanismos de fatiga aislados es recomendable hacer experimentos con contactos de rodamiento, en que se minimizan los efectos del deslizamiento. El caso de bolillas de rulemanes es un ejemplo para ilustrar fatiga de contacto pura en aceros.

13.4.5. CAPAS DE FRICCIÓN EN SUPERFICIES DE ACERO DESGASTADAS:

La estructura interna de la capa modificada por la

fricción durante el desgaste se puede estudiar por medio de SEM, TEM y microscopía óptica. La única investigación mecánica simple que se puede hacer dada la resolución espacial requerida, es el ensayo de microdureza, que provee perfiles de dureza (dureza en función de la profundidad).

Durante cada microevento en el proceso de desgaste el principal efecto de la energía de fricción inyectada a través de la tribo-superficie es generar deformación plástica y calor. La deformación y el calor producen cambios en la microdureza a través de procesos que tienen origen térmico o estructural. Estos procesos son los siguientes:

- a) Movilidad de dislocaciones. Es el único proceso puramente térmico. Produce disminución de la microdureza y puede ser reversible durante cambios de temperatura.
- b) Endurecimiento por deformación. Es completamente atérmico. Depende de cambios en la estructura de dislocaciones durante deformación plástica. A temperatura constante es irreversible. A altas temperaturas puede ser reducido por recristalización y recuperación.
- c) Recuperación y recristalización. Produce ablandamiento a altas temperaturas. Es un efecto térmico que depende de deformación previa y es térmicamente irreversible.
- d) Austenitización. Se da en la fase α , y lleva a ablandamiento comparada con la fase martensítica.
- e) Transformación martensítica inducida por deformación. Se da en los aceros HADFIELD y algunos austeníticos, y produce endurecimiento.
- f) Transformación martensítica inducida térmicamente, que produce un aumento de la dureza de aceros que pueden ser endurecidos por templado.

- g) Endurecimiento por precipitado, inducido térmicamente en los aceros de alta aleación y alto carbono.
- h) "Tempering", inducido térmicamente y produce ablandamiento de los aceros martensíticos.

Las capas formadas por la fricción presentan grandes cambios con respecto al volumen del material. A menudo tienen la propiedad de hacerse más resistentes al desgaste durante la fricción. De ahí la importancia que ha tenido el estudio del proceso de formación de capas. La investigación continúa centrada en el tema del comportamiento de las capas de fricción, específicamente: adhesión entre la capa y la matriz y mecanismos del desgaste dentro de la capa.