

CAPITULO 1

SINTESIS

Esta investigación se refiere al estudio de algunos aceros microaleados fabricados por AHMSA S. A. de C. v en Monclova, Coah. Específicamente se estudiará el acero X52, el cual se emplea para fabricar tubería para los gasoductos que PEMEX construye en México. La fabricación de dicha tubería normalmente la realiza la compañía Tubacero, S. A. de C. V. en Monterrey, N. L. Tubacero usa no sólo aceros fabricados en AHMSA sino también importa aceros microaleados de Japón, Alemania, E. U. A., Francia, etc.

Los aceros microaleados contienen pequeñísimas cantidades de ciertos microaleantes tales como el niobio, vanadio y titanio, con porcentajes máximos de 0.05% de cada uno de estos elementos, con lo cual se busca aumentar el límite elástico y mejorar las propiedades a impacto mediante una refinación de la microestructura consistente en un tamaño de grano fino y una precipitación de partículas finas de carburos y nitruros, todo lo cual sirven como mecanismos de reforzamiento del acero.

El efecto más grande de la refinación de la microestructura es aumentar la tenacidad a impacto, o sea aumentar la energía absorbida máxima, y disminuir la temperatura de transición hasta temperaturas de alrededor de 40 °C.

Entre más alto sea el grado del acero, por ejemplo un X70 comparado con un X55, mayores son los porcentajes de los microaleantes y menor es el contenido de carbono. Sin embargo se ha observado también que la velocidad de enfriamiento después del último pase de laminación influye mucho en las propiedades mecánicas debido a que esta velocidad afecta la refinación final de la microestructura.

Esta investigación se enfocó a aceros procesados bajo condiciones de laminación industrial, es decir que no se realizaron pruebas de laminación controlada a nivel de laboratorio, lo cual normalmente se realiza mediante pruebas de torsión. El equipo de laboratorio que se usó fueron una máquina de impacto Tinius Olsen, con capacidad de 408 joules (300 lb-pie), equipada con aditamento para pruebas de bajo impacto lo cual tiene por finalidad determinar la energía necesaria para iniciar la microgrieta. (EAI). Se usó también una máquina universal para pruebas de tensión con capacidad de 60 tons y para metalografía se usaron un analizador de imágenes Neophot cuyas características se darán más adelante. Todo éste equipo se encuentra en el Laboratorio de AHMSA en Monclova, Coah.

Los resultados indican que efectivamente se tiene en los aceros microaleados fabricados en AHMSA una gran mejoría en las propiedades mecánicas sobre todo en las propiedades a impacto. Con estos resultados se demuestra que la calidad de los aceros microaleados fabricados en AHMSA es igual o mejor que la calidad de aceros fabricados en otros países como Japón, E. U. A., etc.

A pesar de que se estudiaron las microestructuras a nivel de microscopio óptico, se tiene todavía mucho que investigar para caracterizar los aceros microaleados fabricados en AHMSA-Monclova, buscando con ello mejorar aún más su calidad.

CAPITULO 2

INTRODUCCION

Los aceros microaleados se han venido desarrollando desde alrededor de 1970, aunque los primeros aceros microaleados comenzaron a utilizarse desde alrededor de 1950 y eran más que nada los grados X52, X55 y X60 para gasoductos. Pero a partir de 1970 comenzaron a desarrollarse los grados X70 en adelante hasta llegar al grado X110 que se empleó en el gasoducto transiberiano y por lo mismo este grado de acero fue fabricado en Rusia.

Los grados de aceros microaleados mencionados se diseñaron para ser usados en gasoductos y en oleoductos, considerando que debían tener un alto límite elástico pero a la vez soportar bajísimas temperaturas (de hasta $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$). sin que se fragilizarán, es decir que continuarán siendo dúctiles aún a éstas bajas temperaturas.

También se buscó mantener una alta soldabilidad para poder fabricar los tubos de gran diámetro así como unir un tubo con otro, en tramos de alrededor de 12 m cada tubo. Para poder mantener una alta soldabilidad fue necesario disminuir el carbono hasta porcentajes menores de 0.08%. Pero esto significaba

disminuir el límite elástico y para contrarrestarlo e inclusive aumentarlo hasta niveles nunca antes vistos, fue necesario recurrir a las teorías metalúrgicas relativas a los mecanismos de reforzamiento de metales.

En un principio los aceros se clasificaban únicamente por su contenido de carbono, en aceros de alto carbono, de medio carbono y de bajo carbono, pero esto cambió al comenzar a usar aleantes como el cromo y el níquel, con lo cual comenzaron a emplearse términos como aceros de alta aleación, de media aleación y de baja aleación. Los aceros inoxidable pertenecen a ésta nueva clasificación, así como los aceros para herramientas, etc. Los aceros microaleados se desarrollaron a partir de aceros de bajo carbono. Existen muchos grados de aceros de bajo carbono que se usan en una gran variedad de aplicaciones industriales, por ejemplo, los aceros de alta maquinabilidad grado 12L14 conocido como acero al plomo refosforado y resulturado, el cual fabrica AHMSA como barra hexagonal para bujías.

Los aceros microaleados se fabrican en AHMSA en una variedad de espesores, tanto en aceros planos como aceros en barras o perfiles. Los aceros microaleados planos con espesores delgados se fabrican por la llamada línea de tira, la cual se entrega en rollos, pero antes de enrollar pasan por la mesa de enfriamiento en la cual se trata de darle un enfriamiento controlado para refinar la microestructura, la cual dará las propiedades mecánicas finales.

Los aceros microaleados planos con calibres gruesos, (mayores de 12 mm), se laminan por la línea de placa y se entregan en forma de placa. La descripción de los molinos de laminación tanto de la línea de tira como los de la línea de placa se describirán más adelante en el Capítulo Laminación controlada de aceros microaleados.

Los aceros microaleados destinados a la conducción de gas amargo son aceros con bajo carbono (menor de 0.08%) y con bajo azufre (menor de 0.008%), que contienen muy bajos niveles de microaleantes como el niobio, vanadio, titanio, etc., los contenidos son menores a 0.05%. Los aceros microaleados que se fabrican en calibres gruesos en forma de placa tienen un enfriamiento más lento que los calibres delgados y por ello es a veces necesario aumentar un poco la microaleación para poder alcanzar las propiedades mecánicas deseadas.

Los mecanismos de reforzamiento que operan en los aceros microaleados para poder aumentar su límite elástico hasta valores de 770 Mpa (110 ksi), son el refinamiento de grano y la precipitación muy fina de partículas de carburos y de nitruros tanto de vanadio como de niobio y de titanio. Estas partículas ayudan a evitar el crecimiento de grano impidiendo el movimiento de los límites de grano, pero la refinación final se obtiene con el enfriamiento controlado que se le aplica al acero después del último pase de laminación. El gran efecto de la velocidad de enfriamiento puede deberse a la formación de subestructuras, las cuales son detectables con microscopía electrónica de transmisión.

Las pruebas de tensión y de impacto que se aplican a estos aceros al terminar de ser laminados, debe diferenciarse de las pruebas que se realizan a la soldadura de los tubos ya fabricados. Los métodos de soldadura más usuales son los de resistencia eléctrica para gasoductos de baja presión y los de arco sumergido (SAW), que se aplican a los tubos que se usarán a altas presiones, por ejemplo los tubos de gran diámetro, que pueden ser de hasta 2 metros de diámetro. Las pruebas que se aplican a los tubos ya fabricados son el ultrasonido, prueba hidrostática y prueba de doblez que se realiza en una máquina universal. Además el fabricante de los tubos realiza metalografía a 100X para determinar el tamaño de grano del acero base así como determinación de las inclusiones no-metálicas. De estas inclusiones las más dañinas son las de los sulfuros pues por

Las condiciones de laminación dichas inclusiones se alargan y se aplastan representando así sitios propensos al desarrollo de grietas muy peligrosas, que si son de magnitud e intensidad suficientemente grandes pueden provocar la fractura llamada de mil hojas.

CAPITULO 3

ANTECEDENTES HISTORICOS

El desarrollo de los aceros microaleados es probablemente el desarrollo metalúrgico más importante desde alrededor de 1960. Estos aceros fueron aceptados rápidamente en todo el mundo debido a su excelente combinación de resistencia a la tensión, alta ductilidad, magnífica tenacidad a impacto, gran formabilidad y soldabilidad y, todo ello, a un costo relativamente bajo. Inclusive actualmente los aceros microaleados han comenzado a ser usados en piezas vaciadas y forjadas, en donde se emplea tradicionalmente aceros de bajo carbón.

Es necesario hacer la distinción que existe entre lo que son los aceros microaleados y los de alta resistencia baja aleación (aceros HSLA), ya que ambos son más resistentes que los aceros llamados dulces y además ambos contienen pequeñas adiciones de los elementos niobio, vanadio y titanio, los cuales forman carburos y nitruros.

Aceros dulces, son aquellos que no contienen elementos de aleación más que el carbono pero que además contienen manganeso como desoxidante y para estabilizar el azufre mediante la formación de MnS. Los aceros dulces normalmente contienen de 0.1 a 0.25% C, 0.4 a 0.7% Mn, 0.1 a 0.5% Si, e impurezas como azufre y fósforo.

La opinión generalizada entre los metalurgistas es que un acero dulce es un acero suave, de baja dureza, que se puede trabajar fácilmente, es decir se puede cortar y soldar con facilidad. Profundizando un poco en el aspecto metalúrgico se puede decir que un acero dulce es un acero con carbono menor a 0.20% aproximadamente, con un límite elástico de aproximadamente 200 MPa (30 ksi), con un porcentaje de elongación en fractura entre 0.30 y 0.35 con una tenacidad a impacto de alrededor de 95 joules (70 lbs-pie) y una temperatura de transición de alrededor de $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$. Estos datos son los que ha dictado la experiencia con los aceros dulces fabricados en AHMSA.

Aceros aleados. La Federación Británica del hierro y el acero (British Iron and Steel Federation), definió a los aceros al carbón como aquellos que contienen no más de 1.5% Mn y 0.5% Si, todos los demás aceros se consideran aceros aleados (6)

Aceros de baja aleación. Fueron definidos por Dulieu en su Historia de aceros aleados 1900-1950 (6), como “aquellos aceros que contengan menos de aproximadamente 6% de aleantes” y que incluyen aceros estructurales de alta resistencia, aceros para tratamientos térmicos, aceros especiales para usos eléctricos, etc. Muchos de los aceros para herramientas también caen en esta categoría (7).

3.1. Aceros de alta resistencia y baja aleación (ARBA).

Porter y Repas (9) definieron a los aceros HSLA como aquellos con límites elásticos mayores de 275 MPa. Desafortunadamente no hay un acuerdo generalizado sobre lo que significa baja aleación, pero el término HSLA se ha empleado por muchos años para definir un amplio intervalo de composiciones de aceros con un total de aleantes menor del 4%.

El Instituto Americano del Hierro y el Acero, (American Iron and Steel Institute), define los aceros HSLA como sigue (4):

“ Los aceros HSLA conforman un grupo específico de aceros con composición química especialmente diseñada para impartir altas propiedades mecánicas y en algunos de estos aceros tienen una resistencia a la corrosión atmosférica mayor que en los aceros convencionales al carbono. Los aceros HSLA se diseñan pensando más que nada en las propiedades mecánicas, sin importar los límites en composición química. Los aceros HSLA no se consideran como aceros aleados, aún cuando la composición química pudiera ser alta.”.

La referencia a la resistencia a la corrosión atmosférica se debe a que algunos aceros HSLA pueden contener cobre el cual proporciona un aumento en las propiedades mecánicas mediante endurecimiento por precipitación (1)

3.2 Aceros microaleados.

Este término fue introducido por primera vez por Noren (6) en 1962, dando la siguiente definición, “Un acero microaleado es aquel cuya composición química básica es la de un acero estructural sin aleación, o bien que contenga manganeso, o bien un acero de baja aleación, al cual se le ha agregado una pequeña cantidad de un elemento aleante, el cual deberá tener un gran efecto sobre las propiedades del acero. La cantidad de los elementos microaleantes deberá ser mucho menor que los aleantes normales, por ejemplo cada elemento microaleante puede ser agregado en cantidades menores de 0.05%.

Noren agrega “los aceros microaleados se han usado por largo tiempo, por ejemplo los aceros al aluminio, en los cuales el aluminio actúa como un elemento microaleante. Otros elementos microaleantes son el vanadio, boro, titanio y niobio. Como consecuencia de lo que he llamado aceros microaleados, uno

puede hablar de aceros microaleados al carbono, de aceros microaleados al manganeso, aceros microaleados al molibdeno, etc.”

De la definición dada por Noren se puede ver que existen diferencias entre aceros HSLA y aceros microaleados. Los aceros HSLA son aquellos que tienen un límite elástico mayor que el de los aceros dulces (aproximadamente 250 MPa), pero que pueden tener una gran variedad de composiciones y microestructuras. Por su parte, los aceros microaleados que en su forma más sencilla contienen una microestructura ferrita/perlita y una composición parecida a la de los aceros dulces (pero que normalmente contienen un mayor contenido de manganeso, entre 1.4 y 1.7%), con adiciones de microaleantes de aproximadamente 0.1% en total, de niobio, titanio o vanadio, lo cual les dá a los aceros microaleados propiedades mecánicas muy superiores a las de los aceros dulces.

Sin embargo, tanto el término de aceros microaleados, cómo el de aceros HSLA son el resultado de nuevos desarrollos en la química del acero, en su proceso de manufactura, en su tratamiento térmico, todo lo cual se ha logrado desde aproximadamente 1970 en adelante. Los términos nuevos que son afines a los 2 tipos de aceros (microaleados y HSLA), son refinamiento de grano, perlita reducida, libre de perlita, perlita acicular, bainítico, laminación controlada, procesos termomecánicos, enfriamiento controlado, bajo azufre, control de forma, etc.

3.3. Los primeros desarrollos.

Sin duda el primer empleo de microaleantes para aumentar las propiedades mecánicas de los aceros dulces, se realizó en los E.U.A. Desde 1916, Bullens (7) menciona a aceros dulces con adiciones de 0.12 a 0.20% de vanadio. Por su parte Cone (8), en 1934, describe un acero con 0.2%C, 0.10-0.18%V, y 0.45-0.75%Mn el cual después de laminado en caliente dio un límite elástico entre 275

y 345 MPa. Este acero presentó un grano ferrítico más fino y más uniforme que lo normal en un acero dulce. En esos años aún no se determinaba la tenacidad a impacto.

Cone también describe lo que él llamó aceros al manganeso-vanadio, laminados en caliente como placa y cinta. La composición era 0.18%C, 1.45%Mn, y 0.080-0.10%V. Este acero fue desarrollado por la compañía Vanadium Corporation of America y tenía un límite elástico mínimo de 345 MPa, y, a la vez, tenía altos valores de tenacidad a impacto y de endurecimiento.

Los aceros al vanadio también fueron desarrollados en Alemania (1). En 1945 Neumeister and Wiester (9) reportaron que la adición de 0.1% de vanadio a un acero con 0.18%C y 1.5%Mn podría dar límites elásticos mayores de 390 MPa. Los autores atribuyeron esta mejoría en resistencia a la influencia de los carburos y nitruros de vanadio para refinar el grano ferrítico.

La importancia del nitrógeno como refinador de grano parece que fue detectada en Alemania, mucho antes que en los E. U. A., ya que hasta 1962, Frame y Melloy (10) de la acería Bethlehem Steel Company describieron el efecto combinado del vanadio y del nitrógeno para producir aceros laminados en caliente con límites elásticos en el rango de 310 a 450 MPa.

La práctica de matar los aceros Bessemer básicos mediante desoxidación con aluminio condujo al importante descubrimiento de que la precipitación de AlN en aceros con alto contenido de nitrógeno producía un grano ferrítico muy fino y a la vez un aumento considerable en límite elástico. Por ejemplo, el efecto de los AlN como limitante del crecimiento del grano austenítico fue detectado desde 1936 por Houdremont y Schrader (11), mientras que la utilización del aluminio

para desoxidar, como un método para mejorar las propiedades de los aceros Bessemer básicos, fue investigado por Hauttmann (12), entre 1940 y 1945.

Un estudio de la metalurgia física de los aceros dulces calmados con aluminio fue presentado en 1957 por Wiester y coautores (13). Estos autores consideraron la importancia de los productos de solubilidad y la influencia del nitrógeno, tanto soluble como combinado, sobre las propiedades mecánicas. Ellos demostraron la relación entre el tamaño de grano ferrítico y el límite elástico. La curva correspondiente se muestra en la figura 3.1.

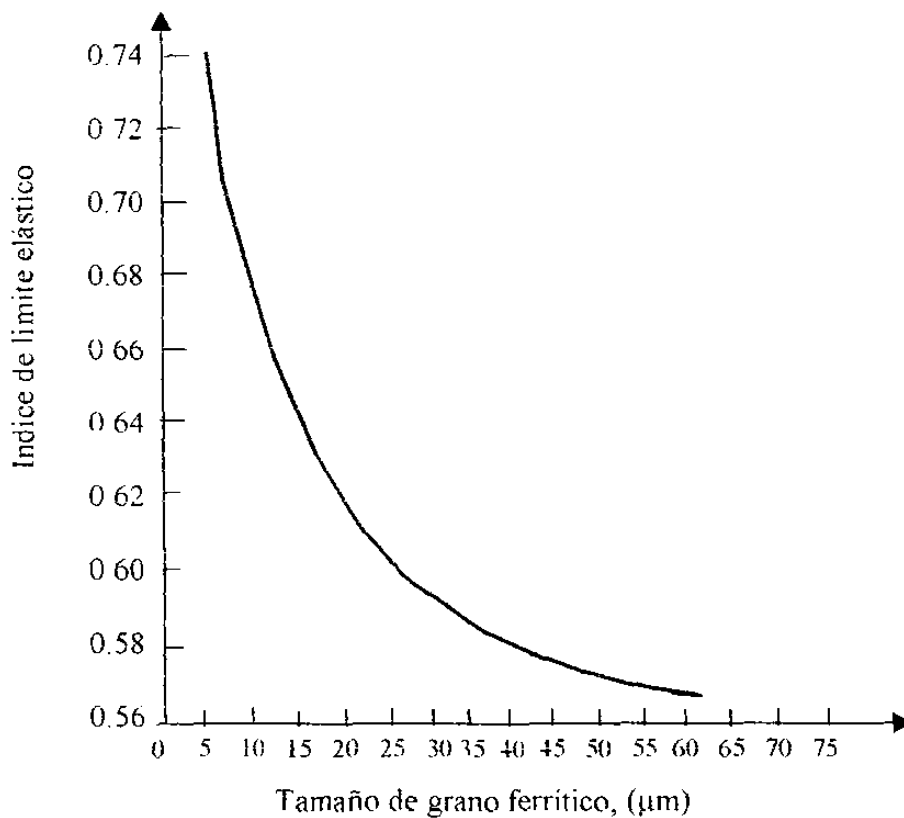


Fig. 3.1. Relación entre tamaño de grano ferrítico y el límite elástico en aceros que contengan aproximadamente 0.17%C, 0.03%Mn, 0.07%Al, y 0.028‰N. (13)

3.4. Empleo del niobio.

El uso del niobio en los aceros dulces fue un desarrollo posterior al del vanadio. No fue sino hasta cerca de 1960 cuando el niobio estuvo disponible para la industria siderúrgica y, con ello, se inició una gran actividad sobre el uso de este elemento tanto en E. U. A., como en Europa y Japón. La compañía The Great Lakes Steel Corporation fue la primera en colocar en el mercado aceros con niobio.

Lo anterior fue reportado por Starratt (14). La serie GLX-W de estos aceros tenían límites elásticos entre 325 y 445 MPa, una elongación entre 34 y 43%, una resistencia al impacto entre 27 y 40 J a 29 °C, y de 4 a 9 J a 51 °C, para placa laminada en caliente. La compañía Great Lakes Steel mencionaba que: “El aumento en límite elástico de estos aceros se obtiene sin aumentar su fragilidad debido a que el tratamiento con niobio produce un grano ferrítico más fino”. Estos aceros se vaciaron semicalmados y se les agregaron entre 0.02 y 0.03% Nb a un acero dulce con 0.16%C y 0.7%Mn. Además de sus buenas propiedades a tensión, se decía que tenían buena formabilidad y soldabilidad.

El desarrollo de los aceros al niobio fue rápido en los E. U. A. De acuerdo con Stuart and Jones (15), para 1960 muchas compañías siderúrgicas publicitaban los aceros al niobio. Se tuvo poca información al respecto de Europa.

Como resultado de la investigación en la industria, Para 1960 ya se tenían los siguientes resultados acerca de los aceros al niobio (1):

1. La adición de 0.01 a 0.05% Nb a aceros dulces aumenta el límite elástico en aceros laminados en caliente.

2. La temperatura de transición de aceros al niobio laminados en caliente es afectada poco por las microadiciones de niobio.
3. Un normalizado después del laminado en caliente proporciona una mejora en la temperatura de transición y un ligero aumento en límite elástico en aceros dulces con microadición de niobio.
4. Las microadiciones de niobio son más efectivas en aceros con altos niveles de manganeso (mayores del 1%).
5. Se obtiene una refinación de grano ferrítico en aceros con niobio, laminados en caliente, normalizados o no.

Se consideraba para 1960 que las mejoras tanto en límite elástico como en tenacidad a impacto se debían al refinamiento de grano. Ya se consideraban los posibles efectos de la precipitación de carburos de niobio. Por ejemplo Beiser (16), indica que la precipitación de NbC en los límites de grano, producía un aumento en límite elástico, pero también en la fragilidad de aceros laminados en caliente.

3.5. Empleo del titanio.

Hasta 1960 el titanio se estudió poco como aleante en aceros dulces. Boudremont (17) menciona que el titanio produce un aumento en el límite elástico y en la tensión última (UTS), lo cual atribuía a efectos de precipitación de partículas y concedía a Mathesius (18) el primer empleo del titanio por el año de 1921. Datos sobre las propiedades de aceros al titanio laminados en caliente, normalizados o no son proporcionados por Neumeister y coautores (13). Sin embargo estos reportes no hacen referencia a los efectos de tamaño de grano ferrítico, ni a la influencia del nitrógeno y, por lo tanto, estos datos pueden considerarse como erráticos.

3.6. Primeras correlaciones.

En el período de 1951 a 1958 se realizaron investigaciones básicas sobre la relación entre propiedades mecánicas y el tamaño de grano ferrítico. Dichas correlaciones se deben a Hall y Petch quienes trabajaban en la Universidad de Cambridge y en un principio pasaron desapercibidas por los investigadores de la industria. No fue sino hasta iniciando la década de 1960 cuando las relaciones propuestas por Hall y Petch fueron aplicadas a los nuevos aceros, siendo entonces cuando los metalurgistas comenzaron a comprender el papel del tamaño de grano y de las partículas precipitadas sobre las propiedades mecánicas.

En forma independiente Hall, en el Laboratorio Cavendish, y Petch, en el Departamento de Metalurgia, ambos de la Universidad de Cambridge, obtuvieron la relación del tamaño de grano con el límite elástico. Hall (19) en 1951 demostró que la relación entre el punto de cedencia inferior, σ_{lyp} , de aceros con muy bajo carbono y su tamaño de grano ferrítico, d , podría ser expresado como:

$$\sigma_{lyp} - \sigma' \propto d^{-1/2} \quad (3.1)$$

donde σ' es el límite elástico para un monocristal.

Petch (20) trabajó en 1953 con aceros dulces produciendo una amplia gama de tamaños de grano ferríticos y realizó pruebas a tensión en nitrógeno líquido, encontrando que el esfuerzo de fractura seguía una relación con el tamaño de grano similar a la relación del esfuerzo de cedencia. Petch expresó la relación del esfuerzo de cedencia como sigue:

$$\sigma_{lyp} = \sigma_0 + k^*(d)^{-1/2} \quad (3.2)$$

en donde σ_0 y k^* son coeficientes que dependen del tipo de acero.

Los resultados de Hall y Petch se muestran en las figuras 3.2 y 3.3.

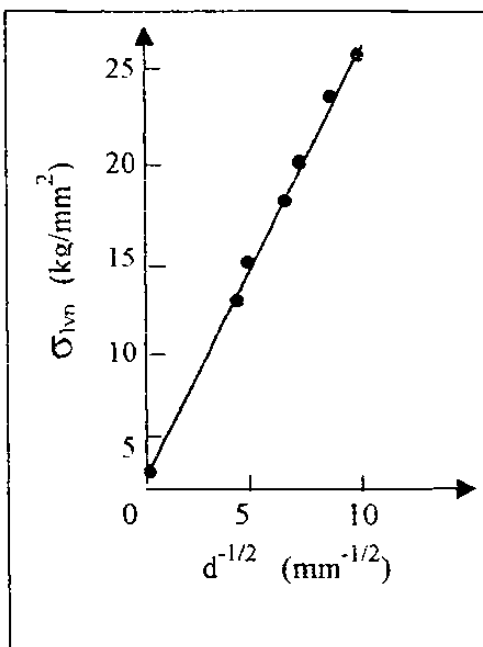


Fig. 3.2. Relación entre el límite elástico inferior y el tamaño de grano (19).

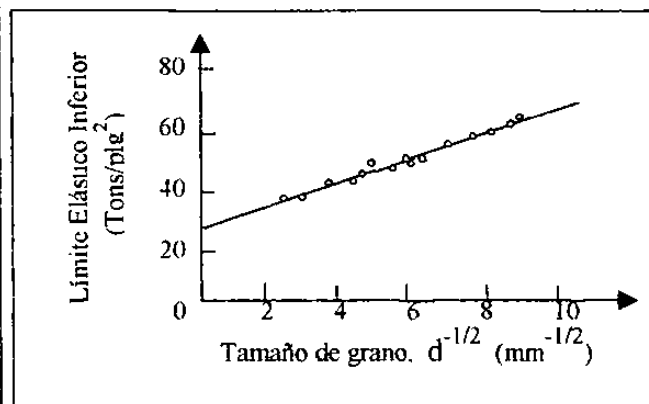


Fig. 3.3. Gráfica de Petch para la correlación entre el límite elástico y el tamaño de grano (20).

3.6.1. Correlación entre temperatura de transición y microestructura.

Petch (21) en 1958 trató de establecer una relación entre la temperatura de transición dúctil-frágil y el tamaño de grano de aceros dulces. En su forma más simple ésta relación es:

$$TT = A - B \ln(d)^{-1/2} \quad (3.3)$$

En donde TT es la temperatura de transición a impacto y A y B son constantes.

La relación anterior también puede expresarse como:

$$TT = a - b(d)^{-1/2} \quad (3.4)$$

Donde a y b son coeficientes diferentes a A y B. El signo menos indica que la temperatura de transición disminuye al disminuir el tamaño de grano de la ferrita,

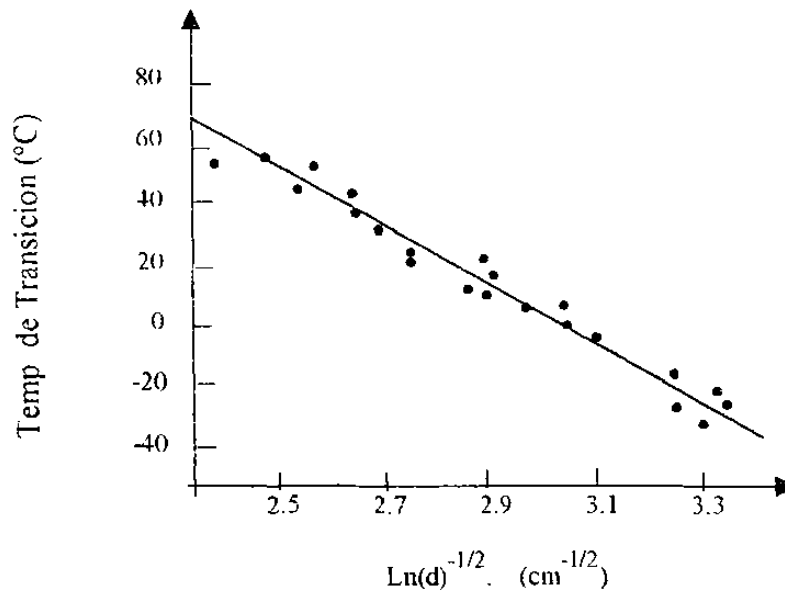


Fig. 3.4. Relación entre la temperatura de transición a impacto y el tamaño De grano (21)

como se puede apreciar en la figura 3.4.

En resumen, el gran mérito del trabajo de Hall y Petch fue demostrar que el refinamiento del grano de la ferrita es una forma de aumentar la resistencia y la tenacidad a impacto de los aceros.

3.7. Metalurgia física de los aceros microaleados.

Woodhead (22) inició la siguiente etapa importante en el desarrollo de los aceros microaleados y consistió en entender, desde el punto de vista de la metalurgia física, el papel del niobio y otros elementos en la microestructura y propiedades mecánicas de los nuevos aceros. Su trabajo fue continuado por Leslie (22) en la compañía United States Steel Corporation, por Irvine and Pickering (23) de la acería United Steel Corp., por Economopoulos y Greday (24) en Bélgica, por Brozzo (25) y Michelucci (26) en Italia, por Mandry y coautores (27) en Francia, por Kazinczy (28) en Suecia y por Meyer (29) en Alemania. Todos estos trabajos se desarrollaron alrededor de 1965.

En 1961 Morrison fue enviado por la acería Scottish Steel Company, a la Universidad de Sheffield a investigar la metalurgia física de sus propios aceros bajo la asesoría de Woodhead (1). Al revisar la información disponible sobre aceros al niobio, Morrison y Woodhead (30) pensaron que el aumento en resistencia podría deberse no sólo al refinamiento de grano. Además algunos de los aceros comerciales mostraron un aumento en temperatura de transición aún cuando el refinamiento de grano debiera reducir tal temperatura. Decidieron investigar más al respecto y usaron acero de dos coladas cada una de las cuales había sido dividida y se le agregó niobio a una de las mitades, posteriormente aplicaron tratamientos termomecánicos para producir una amplia gama de tamaños de grano ferrítico.

Morrison y Woodhead (30) graficaron los datos de resistencias y tamaño de grano de acuerdo a como lo hicieron Hall-Petch y demostraron que los aceros al niobio con iguales tamaños de grano ferrítico tenían mejores resistencias, pero menor tenacidad que los aceros libres de este elemento como se muestra en la figura 3.5.

De las gráficas puede verse que para granos grandes los aceros al niobio se desvían de la relación lineal entre límite elástico y tamaño de grano ferrítico. Estos granos grandes se obtuvieron al aplicar altas temperaturas de normalizado o de recocido. Morrison and Woodhead concluyeron que este efecto está asociado

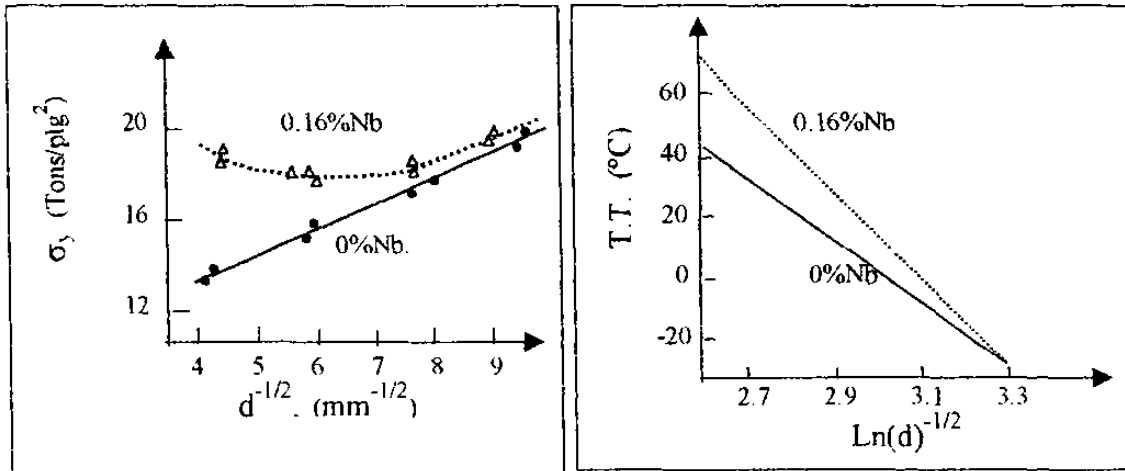


Fig. 3.5. Efecto del tamaño de grano sobre el límite elástico y sobre la temperatura de transición en aceros con 0.15% C, 1.2% Mn, 0.0% Nb, y 0.15% C, .2% Mn y 0.16 % Nb (30).

principalmente a un aumento en el esfuerzo de fricción, σ_i , el cual se opone al movimiento de las dislocaciones libres y sugirieron que ésto era probablemente el resultado de la precipitación en la ferrita de carburos, nitruros o de un compuesto mixto de niobio.

La precipitación que se presenta después de calentar a altas temperaturas austeníticas de manera que todo el niobio pueda pasar a solución sólida en la austenita.

En Abril de 1963 Morrison publicó (31) que claramente había observado pequeños precipitados de Nb(CN), en aceros normalizados. Estas observaciones se hicieron sobre micrografías electrónicas de transmisión. El acero contenía 0.15%C, 1.11% Mn y 0.02%Nb. Las muestras se observaron a 75,000 aumentos, como se muestra en la figura 3.6.

Fig 3.6. Micrografías electrónicas de transmisión de laminillas delgadas. Acero con 0.15%C, 1.11%Mn, 0.02%Nb. 75,000X. (31)



Morrison concluyó que “el refinamiento de grano parece ser la principal fuente de endurecimiento por niobio en aceros austenitizados a temperaturas de aproximadamente 1050 °C, mientras que en aceros austenitizados a mayores temperaturas (\approx 1250 °C), son endurecidos mucho mediante una adición de niobio, aún en ausencia de refinamiento de grano de consideración”. Las micrografías electrónicas de laminillas delgadas de Morrison, fueron obtenidas de muestras tratadas a 1200 °C y muestran el ahora familiar tipo de precipitado en hilera o fila.

Mientras tanto en los Laboratorios Swinden de la acería United Steel, Irvine, Pickering y Gladman (32), comenzaron a cuantificar la relación entre las propiedades mecánicas y la composición química y la microestructura de los

aceros de bajo carbono. Ellos propusieron modificaciones a las relaciones tipo Hall-Petch. Los modelos, convertidos a unidades SI, son los siguientes:

$$\text{UTS (J)} = 295.0 + 27.5(\% \text{Mn}) + 82.6(\% \text{Si}) + 3.9(\% \text{Perlita}) + 7.8(d^{-1/2}) \quad (3.5)$$

$$\text{L.E. (J)} = 104.1 + 32.6(\% \text{Mn}) + 84.0(\% \text{Si}) + 11.6(d^{-1/2}) \quad (3.6)$$

$$\text{T.T. (°C)} = 63 + 44(\% \text{Si}) + 2.2(\% \text{Perlita}) - 258(\% \text{Al}) - 11.6(d^{-1/2}) \quad (3.7)$$

$$\% \text{R.A.} = 78.5 - 5.39(\% \text{Mn}) - 0.53(\% \text{Perlita}) - 328d \quad (3.8)$$

Este trabajo fue revolucionario y muy útil. Por ejemplo al graficar las ecuaciones de resistencia se obtienen diagramas como el mostrado en la Fig. 3.7, los cuales hacen más claras las contribuciones de la composición química y de la microestructura sobre la resistencia de los aceros (σ_u) con diferentes contenidos de carbono y manganeso.

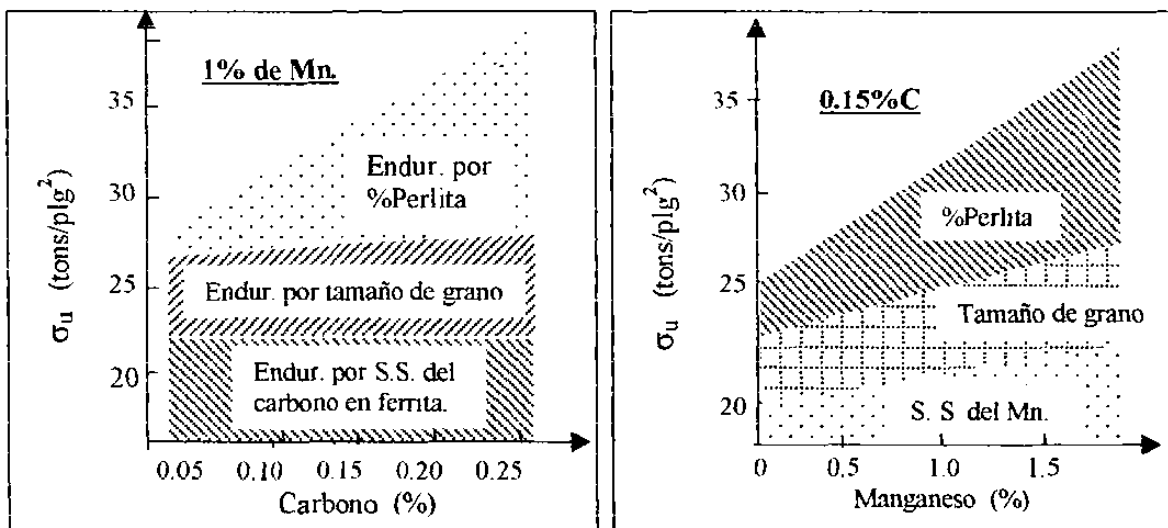


Fig. 3.7. Efecto sobre la tensión última de (a) carbono y (b) manganeso.

Se muestran las contribuciones del tamaño de grano, % de perlita, y de la solución sólida del C y del Mn en la ferrita (32),

Irvine, Pirckering y Gladman (33) continuaron investigando sobre los factores que controlan el tamaño de grano y las propiedades de los aceros que contienen niobio, vanadio, titanio y aluminio y en febrero de 1967 publicaron sus conclusiones aportando diagramas cuantitativos como los de la fig. 3.8 y 3.9. Estos valores de resistencia a la cedencia fueron calculados con relaciones tipo Hall-Petch.

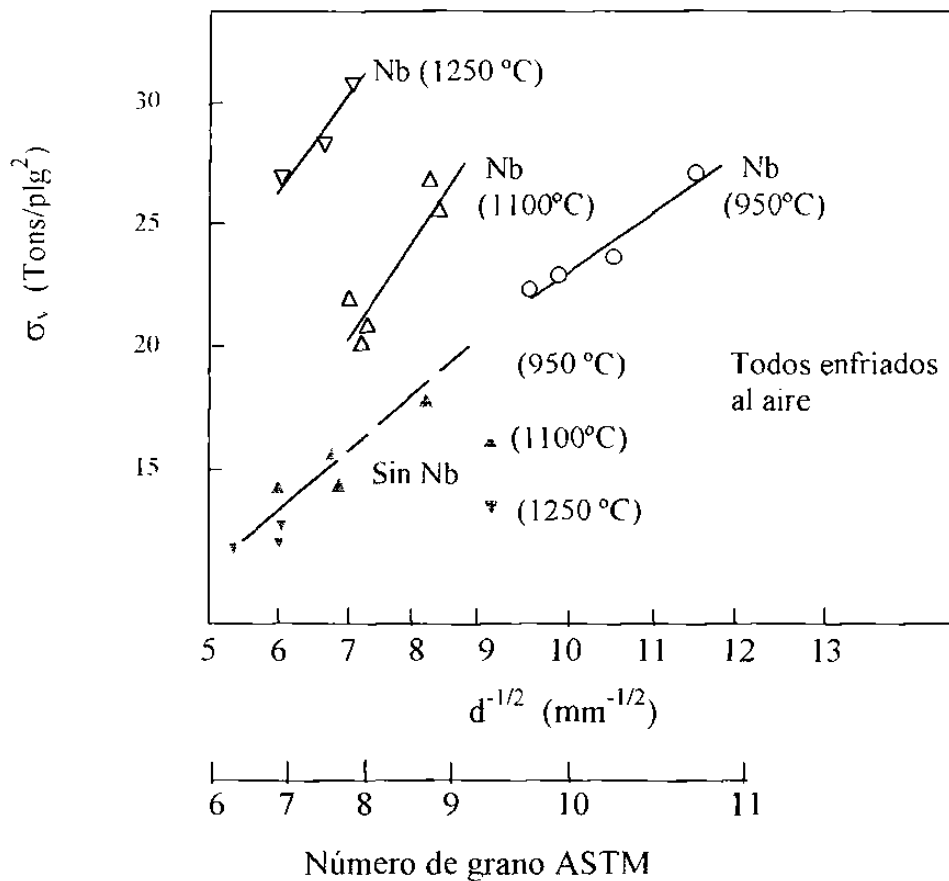


Fig. 3.8. Efecto de la temperatura de austenización sobre el tamaño de grano y sobre el límite elástico de aceros con 0.10%C, 0.60%Mn. con y sin niobio (34).

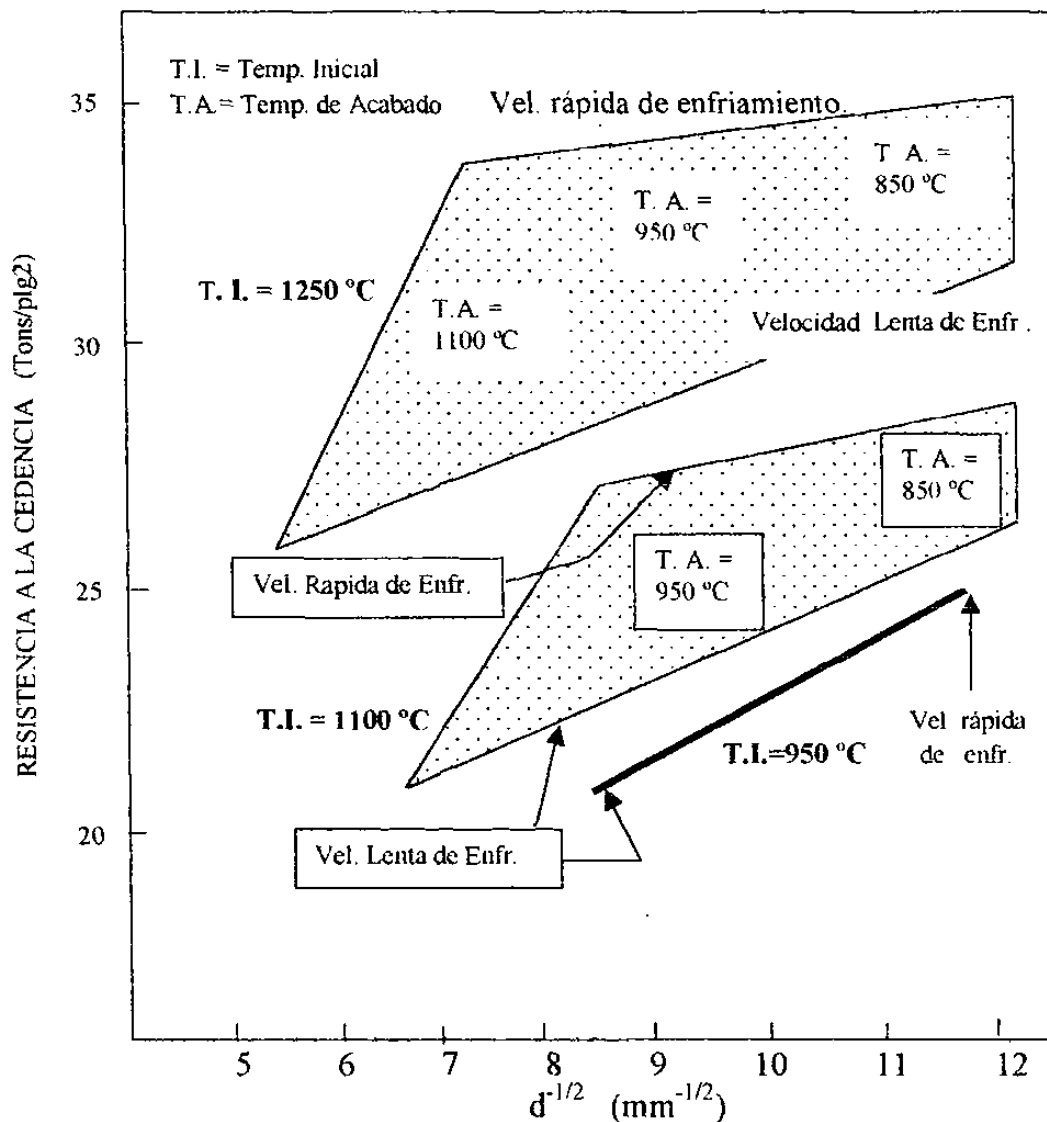


Fig. 3.9. Efecto de las variables de laminación sobre la resistencia a la cedencia y el tamaño de grano en aceros con 0.10%C, 0.60%Mn, y 0.08%Nb (34).

La importancia de todos estos trabajos es que en un lapso de 10 años, la tecnología de los aceros microaleados avanzó desde el empiricismo a una etapa avanzada de desarrollo metalúrgico y producción de miles de toneladas de aceros cuidadosamente especificados por una industria apoyada por laboratorios científicos y tecnológicos.

3.8. Naturaleza de los precipitados.

Se ha realizado una gran cantidad de trabajo para determinar la composición química de los precipitados de nitruros y carburos en los aceros microaleados, sin embargo debe mencionarse que esto no ha sido determinante para el desarrollo de los aceros microaleados. Las interacciones complejas entre el carbono, el nitrógeno, el azufre y el oxígeno, lógicamente influye la estabilidad de los varios posibles compuestos que pueden precipitar ya sea en la austenita o en la ferrita y, sobre esto, es en lo que se ha estado trabajando en muchos laboratorios y centros de investigación,

Los precipitados se presentan alineados frecuentemente dado que las partículas se forman sobre o cercanas a la interfase entre un grano de ferrita en crecimiento y un grano de austenita, es decir en la frontera entre dos fases. Este tipo de precipitados alineados comenzó a ser estudiados por Davenport y Honeycombe (35) en 1972, en la Universidad de Cambridge. A ellos se les reconoce como los principales investigadores en la metalurgia física de los aceros microaleados, así como de los precipitados y de las transformaciones austenita-ferrita.

3.9. Laminación controlada.

El requerimiento de obtener el grano ferrítico más fino posible con el objeto de aumentar la resistencia promovía también el aumento indeseable en la temperatura de transición en la prueba de impacto. La necesidad de evitar este aumento llevó a cabo el desarrollo de la laminación controlada. Por muchos años se había conocido que el terminar de laminar a bajas temperaturas producía un aumento en las propiedades mecánicas (36) incluyendo una disminución en

la temperatura de transición. Sin embargo este conocimiento no se había aplicado en la industria debido sobre todo a que el terminar de laminar a bajas temperaturas propicia mayores fuerzas de separación, es decir mayor capacidad de los molinos, lo cual no se tenía en muchas plantas.

Vanderbeck (37) hizo un reporte sobre el laminado a bajas temperaturas en 1958, indicando que con esto se obtenían disminuciones importantes en la temperatura de transición. Wiester y colaboradores (38) describieron en 1962 los efectos de las condiciones de laminación sobre las propiedades de aceros calmados con aluminio, con diferentes contenidos de nitrógeno y, en algunos casos, con adiciones de vanadio.

Se ha estado realizando mucho trabajo acerca de las complejas interacciones entre deformación, precipitación de partículas y recristalización. La conclusión es que la recristalización puede ser retardada tanto por los elementos en solución sólida pero en particular por partículas muy pequeñas de precipitados que se forman durante la deformación. Entre los grupos de investigadores avocados a la investigación sobre laminación controlada se encuentran el grupo encabezado por J. J. Jonas en la Universidad de McGill en Canada, y por C. M. Sellars en la Universidad de Sheffield, en Inglaterra (39).

3.10. Aceros con perlita reducida

Pickering y Gladman (40) han estudiado el efecto de la perlita en las propiedades mecánicas y uno de sus desarrollos se refiere a los aceros con perlita reducida. Estos autores observaron el hecho de que a los bajos niveles de carbono encontrados en los aceros dulces, los cambios en el contenido de

perlita tenían poco efecto en la resistencia a la cedencia, pero sí afectaban mucho a la temperatura de transición. Con esto en mente se pensó en trabajar con aceros con extrabajo carbono con el fin de disminuir lo más posible la temperatura de transición. Al mismo tiempo la resistencia del acero se aumentaría mediante tres mecanismos, solución sólida de microaleantes, refinamiento de grano y precipitación de carburos y nitruros. Una ventaja más de los aceros con extrabajo carbono es que aumenta mucho la soldabilidad.

3.11. Inclusiones no-metálicas.

Las inclusiones no-metálicas, tales como sulfuros, aluminatos, silicatos y otros óxidos, son el producto de las reacciones de desoxidación y desulfuración en los aceros. Estas inclusiones pueden propiciar fracturas por fatiga o fracturas frágiles. En 1960 Plateau (41), observó que el contenido de inclusiones afectaba la ductilidad de los aceros y realizó experimentos usando dispersión de alúmina en hierro. Se encontró que la ductilidad, tanto a tensión como a impacto, disminuía al aumentar la cantidad de alúmina.

Gladman (42) en 1971 cuantificó este efecto considerando la nucleación y crecimiento de vacíos en inclusiones de sulfuros de manganeso en aceros dulces, con diversos contenidos de azufre. Actualmente los aceros microaleados contienen azufres menores de 0.01% y se obtienen altas ductilidades a pesar de los altos niveles de resistencia de estos aceros. De la misma manera el desarrollo de aceros con perlita reducida han contribuido a mejorar aún más la ductilidad ya que las partículas de cementita (42), actúan de la misma manera que los sulfuros y óxidos para reducir la ductilidad al aumentar estas inclusiones o al aumentar la proporción de perlita.

3.12. Modificación de Inclusiones (Globulización)

Durante la década de 1970 (43) al desarrollarse los procesos de desulfuración, se observó que algunas de las sustancias desulfurantes modificaban favorablemente las pocas inclusiones que aún quedaban en el acero. Por ejemplo el calcio, las tierras raras, el zirconio, el titanio y el telurio, modificaban las inclusiones de sulfuros para producir inclusiones globulares más duras que ni se alargaban, ni se aplanaban durante la laminación en caliente. Esta globulización proporcionaba una gran mejoría en la ductilidad transversal del acero, por lo que el control de forma de sulfuros es actualmente una práctica normal en la producción de aceros microaleados.

Wilson y McLean (43) citan al período 1973 a 1978, como el período en el cual se desarrollaron las técnicas de control de forma, sobre todo en los E. U. A. y en Alemania.

3.13. Aceros de doble fase.

Los aceros de doble fase (por ejemplo ferrita y martensita) se desarrollaron por la necesidad de reducir el peso en la industria automotriz (1). El principal requerimiento que se busca en estos aceros es una alta resistencia combinada con una alta formabilidad, mayor que las encontradas en los aceros microaleados convencionales. Esto se logra produciendo microestructuras que consistan de ferrita poligonal en la cual precipiten pequeñas islas de martensita, la cual siempre contiene algo de austenita retenida y, algunas veces, pueden contener algo de bainita.

3.14. Microestructuras bainíticas.

Aceros con estructuras bainíticas son muy importantes dado que estas estructuras imparten mayores resistencias y a la vez mayores ductilidades. Desde 1949 Bardgett y Reeve (44) de los Laboratorios Swinden comenzaron a estudiar los efectos del molibdeno y del boro para obtener microestructuras bainíticas en vez de ferrita poligonal, usando estos dos elementos en cantidades de 0.5%Mo y 0.003%B se retarda la formación de ferrita poligonal, mientras que la cinética de formación de la bainita no varía. Con esto se logra obtener bainitas en vez de ferritas poligonales. Pero para obtener aceros bainíticos es necesario respetar los siguientes requerimientos básicos (1):

(a) Que el carbono sea menor de 0.05% para tener una buena soldabilidad de los aceros.

(b) Adicionar una combinación adecuada de aleantes para evitar la formación de ferrita poligonal y favorecer la formación de bainita.

(c) Adicionar un microaleante, normalmente niobio, para impartir endurecimiento por precipitación, lograr un grano fino y sobre todo facilitar la laminación controlada.

Los aceros que cumplen con estos requisitos son llamados aceros de ferrita acicular, cuya microestructura consiste de una matriz de ferrita acicular con pequeñas islas de martensita y austenita retenida. La ferrita acicular es altamente irregular en su forma, tiene una alta densidad de dislocaciones y por lo tanto contiene gran cantidad de subestructuras.

McEvily y coautores (45) fueron los que primero investigaron aceros de ultra bajo carbono para la Ford Motor Co en 1967. Se encontró que un acero con 0.04%C, 3%Ni, 3%Mo, y 0.05%Nb, presentaba un límite elástico de 700

MPa y una temperatura de transición de aproximadamente 75 °C. Pero el Ni y el Mo son aleantes caros y se buscó un acero más barato pero con las mismas características. Blom (46) desarrolló aceros al manganeso en 1969. Uno de éstos contenía 0.03%C, 4.5%Mn y 0.1%Nb, con un límite elástico de 730 MPa, y temperatura de transición de -40 °C en la condición de laminado en caliente.

Uno de los aceros más usados (47), el que contiene 0.06%C, 1.6%Mn, 0.25-0.40%Mo, y 0.04-0.10%Nb. Algunas acerías le agregan cantidades pequeñas de Ni, Ti y B, y se le procesa con laminación controlada. El límite elástico es de aproximadamente 500 MPa con temperaturas de transición de alrededor de -40 °C.

Desde la década de 1980 se ha tenido un continuo refinamiento de los aceros microaleados los cuales actualmente presentan un límite elástico de hasta 650 MPa, valores de 80 J como energía absorbida a impacto a una temperatura de 60 °C, y ductilidades a tensión de 40% de elongación.

La investigación científica se centra actualmente en la metalurgia física de los aceros microaleados incluyendo los aceros bainíticos para comprender mejor la relación entre la microestructura y las propiedades mecánicas de estos aceros. Actualmente se cuenta con una amplia gama de microscopios electrónicos y equipos de microanálisis tales como microscopía de campo iónico etc. Se busca entender mejor la naturaleza de las estructuras aciculares, la identidad y composición química de los precipitados y la distribución de los elementos en la matriz. También se busca comprender mejor la cristalografía de los límites de grano y las configuraciones de las dislocaciones. Con todo esto se logrará optimizar las propiedades mecánicas de los aceros microaleados, lo cual es el objetivo último que se desea.

CAPITULO 4

NATURALEZA DE LOS ACEROS MICROALEADOS.

Desde 1970 grandes cantidades de tubería de grandes diámetros, desde 60 hasta 142 cm, han sido fabricadas para la industria petrolera en todo el mundo y han sido usados para construir sistemas de gasoductos, que tuvieron el objetivo de aumentar la capacidad productiva de los campos petroleros existentes. Simultáneamente, las compañías petroleras se dedicaron a investigar las posibilidades técnicas y económicas para desarrollar nuevos campos petroleros retirados de los mercados existentes.

Los últimos cambios en el patrón de suministro de petróleo en el mundo ha repercutido dramáticamente en elevar los precios del petróleo en todo el mundo. Esto hizo aún más imperativo la explotación de las inmensas reservas de gas y petróleo que se encuentran bajo los océanos y en las regiones árticas de Alaska y Rusia.

Tecnológicamente, la construcción y operación de gasoductos de grandes diámetros en condiciones severas de bajísimas temperaturas requiere de profundos estudios sobre ingeniería y diseño. Por ejemplo la operación de gasoductos de gran rendimiento requiere de presiones superiores a 11 MPa, por lo que es necesario que el acero tenga una alta resistencia a tensión, tenacidad a impacto y soldabilidad.

El diseño metalúrgico de aceros de alta resistencia para servicio ártico a bajas temperaturas debe considerar tanto la práctica de laminación en caliente como la composición química. Los aceros para gasoductos son endurecidos por precipitación de pequeñísimas partículas de carburos y nitruros por lo que se les llama también aceros al Nb V de perlita reducida. El término perlita reducida se refiere al bajo contenido de carbono, con lo cual contienen tan sólo una pequeña cantidad de perlita; con esto se logra mejorar mucho la tenacidad a impacto, pero tienen la desventaja de que por el bajo contenido de carbono, menor del 0.05%C, tienen un bajo límite elástico, que puede ser incrementado por el endurecimiento por precipitación y refinamiento de grano con lo cual se obtienen límites elásticos de hasta 680 MPa (100 ksi).

En algunos casos las acerías agregan pequeñas cantidades de otros elementos tales como cromo o cobre con el fin de reducir el contenido de manganeso y para ayudar a mejorar las propiedades a tensión. (49). Esto es muy importante sobre todo para placas gruesas en los casos en que los molinos de laminación no son capaces de producir una laminación controlada aceptable.

Para espesores de placa superiores a 3.75 cms es necesario obtener una ferrita acicular superfina para producir un acero microaleado con alta tenacidad y límite elástico superior a 480 MPa (70 ksi).

Entre los diferentes tipos de aceros microaleados se tienen los de alto niobio, los cuales contienen alrededor de 0.15% Nb, o bien los de alto manganeso (2.20% Mn) y bajo Niobio. Estos dos tipos de acero microaleado contienen desde luego bajo carbono, menor de 0.05% C. Para lograr un acero con ferrita acicular debe contener aproximadamente la siguiente composición química:

0.06% C, 1.40-2.0% Mn, 0.20-0.40% Mo, y 0.03-0.06 Nb.

Con ésta composición química se satisfacen totalmente los requerimientos de un acero microaleado X70 para usos árticos.

Sin embargo debe tenerse en cuenta el espesor de la placa, ya que si excede de 25.4 mm su enfriamiento inmediatamente después del último pase de laminación será lento con lo cual disminuye su límite elástico. Para compensar esta disminución usualmente se agrega entre 0.20 y 0.30 % Ni, con lo cual se mantienen altas energías absorbidas a impacto, así como una baja temperatura de transición, requisitos de los aceros que se usarán a las bajas temperaturas de las regiones árticas.

Las propiedades mecánicas de éstos aceros ferríticos, sobre todo límite elástico y tenacidad a impacto, son mejorados aún más mediante prácticas de laminación controlada de la placa. La temperatura de planchón, las cédulas de deformación en caliente y las temperaturas de laminación son críticas para asegurar el resultado deseado: una microestructura ferrítica superfina y, por lo tanto, de tenacidad y límite elástico altos.

Normalmente se prefiere una composición de bajo carbono con Mn, Mo y Nb, como se muestra en la composición química arriba dada para proporcionar la combinación deseada de tenacidad y resistencia. La combinación de molibdeno

y manganeso asegura la transformación de la austenita, bajo el enfriamiento natural de la placa, hacia una ferrita acicular de grano muy fino. Esta estructura superfina, menor de $3\ \mu\text{m}$ (ASTM no. 14), mantiene una buena tenacidad hasta $85\ ^\circ\text{C}$, mientras que al mismo tiempo su límite elástico excede los $518\ \text{MPa}$ ($75\ \text{ksi}$) (49).

Sin embargo, la experiencia industrial con aceros microaleados destinados a gasoductos presenta la dispersión mostrada en la figura 4.1 (49).

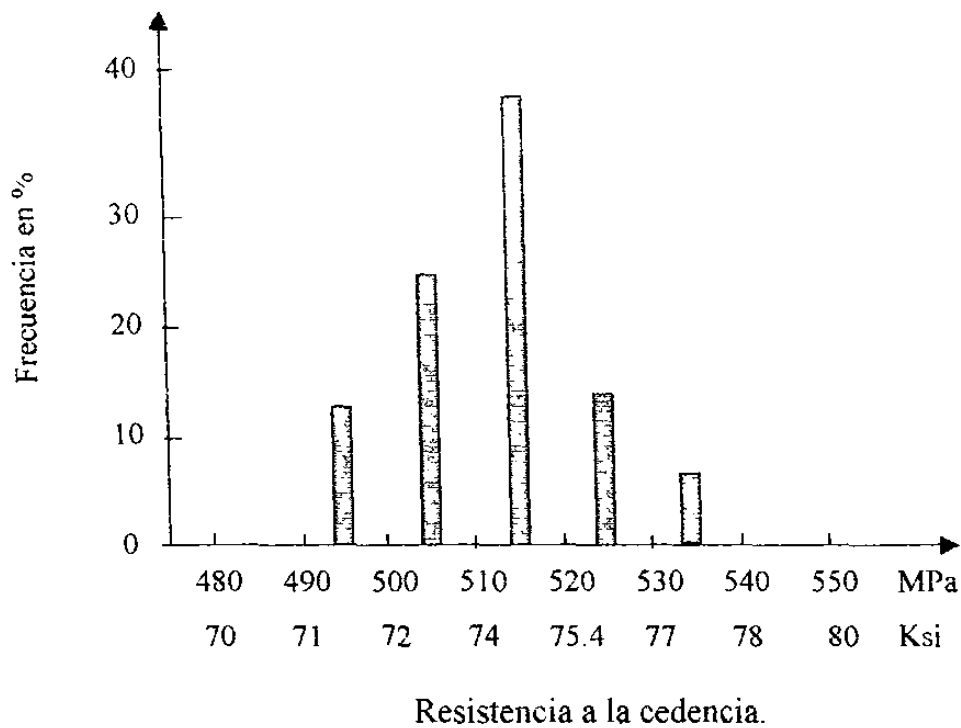


Fig. 4.1. Acero X70 para usos árticos. Muestra la dispersión que normalmente se encuentra en la resistencia a la cedencia a al muestrear y probar diferentes placas o rollos.

Una propiedad muy importante de estos aceros microaleados, también conocidos como aceros Mn-Mo-Nb, es su habilidad para eliminar el efecto Bauschinger, que normalmente se presenta después de formar el tubo. Con estos aceros es posible incrementar el límite elástico de placa a tubo expandido en un 15 a 20%, mientras que se retiene una relación favorable de resistencia a la cedencia a resistencia a la tensión de aproximadamente 0.80.

En la figura 4.2. se presentan las propiedades a impacto para un tubo de 140 cm de diámetro, fabricado con placa de 19 mm de espesor con un acero X70 (49). Los resultados se obtuvieron con probetas a impacto CVN de tamaño normal.

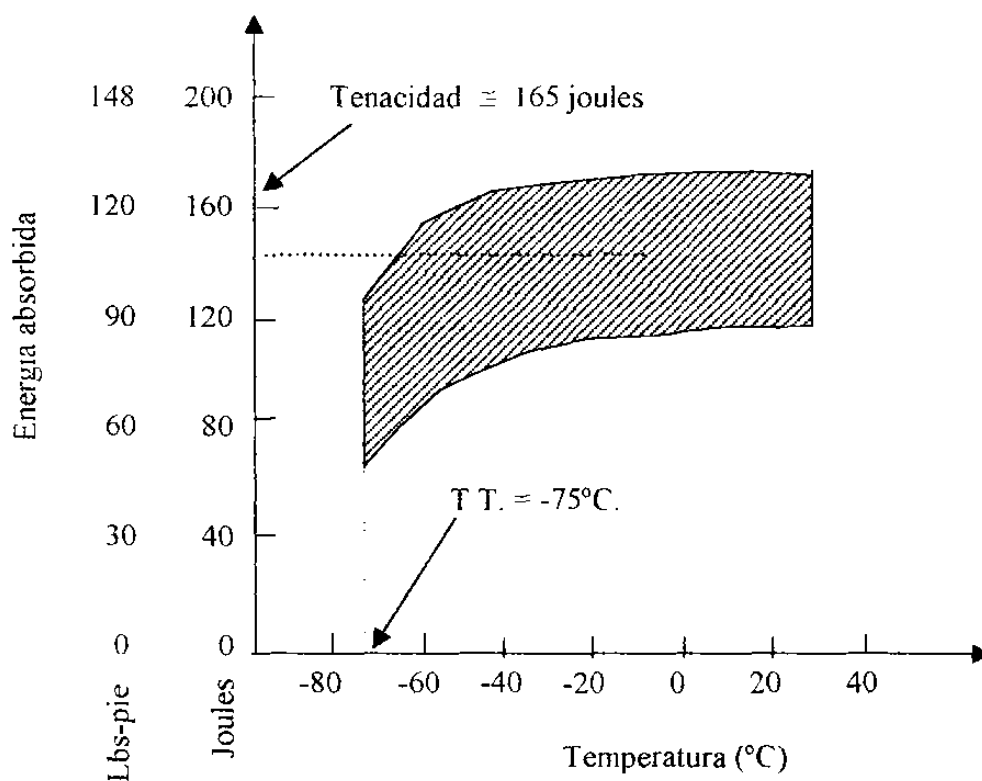


Fig 4.2. Gráfica de impacto para un acero X70, mostrando que este acero Mn-Mo-Nb posee excelente tenacidad a impacto a temperaturas de -80°C . (49)

4.1. Soldabilidad de los aceros microaleados.

Cuando los tubos de pared gruesa para gasoductos son soldados mediante el sistema de arco sumergido es común aplicar hasta 40 KJ/cm, lo cual es muy alto y puede producir fragilidad ya sea en la zona del metal de aporte (cordón), o bien en la zona afectada por el calor (ZAC). Sin embargo, se ha encontrado que para el acero X70 la tenacidad de estas dos zonas es satisfactoria, ya que se han logrado hasta 100 Joules (75 lb-pie) de energía absorbida a 10 °C para la ZAC (49)

El bajo contenido de carbón, menor de 0.06%C, de los aceros X70 minimiza la dureza en la ZAC con lo cual se reduce marcadamente la tendencia para que aparezcan agrietamientos inducidos por hidrógeno (HIC) (49)

4.2. Control de inclusiones no-metálicas.

Las inclusiones no-metálicas contribuyen a que se presenten grietas en los aceros, pues actúan como microgrietas que al crecer van uniéndose entre sí hasta el grado de producir la fractura total de la pieza. La fractura llamada de mil hojas se presenta en los gasoductos y se debe a la presencia de una alta cantidad de inclusiones de sulfuro.

Las inclusiones no-metálicas se clasifican bajo la norma ASTM-E.45 de la siguiente forma.

Inclusiones tipo A- sulfuros, (FeS, MnS, etc).

Inclusiones Tipo B- alúmina, (Al₂O₃)

Inclusiones Tipo C- silicatos, (MxOy*SiO₂)

Inclusiones Tipo D- otros óxidos globulares

De estos cuatro tipos de inclusiones no-metálicas las más peligrosas son los

silicatos luego siguen los sulfuros, después la alúmina y al final los óxidos globulares que son considerados como los menos peligrosos. Esto se debe a que los silicatos son los más alargados de los cuatro tipos. Desde luego ésta clasificación de inclusiones es de acuerdo a la manera como se presentan después de la laminación. Antes del desbaste, todas las inclusiones son globulares.

Las inclusiones no-metálicas se califican de acuerdo con la norma ASTM-E.45, considerando 3 características;

1. Tipo de la inclusión, A, B, C o D.
2. Grosor de la inclusión; Delgadas o gruesas.
3. Intensidad; 1, 2, 3, 4, o 5. 1 cuando son pocas y 5 cuando son muchas.

En la figura 4.3. se presenta un ejemplo con intensidad 3.

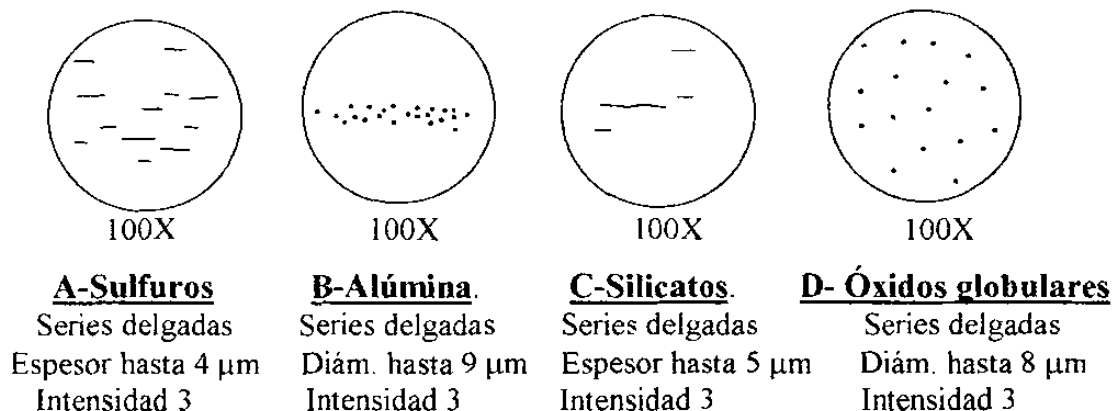


Fig. 4.3. Tipos de inclusiones no-metálicas en sus series delgadas con intensidad 3, para fines de mostrar su peligrosidad relativa respecto a la a la formación de microgrietas.

De la figura 4.3 se puede ver que los silicatos son las inclusiones más peligrosas, seguidas de los sulfuros, después las inclusiones de alúmina y en cuarto lugar se tendrían óxidos globulares los cuales son los menos peligrosos.

Dado que las inclusiones de silicatos son las más peligrosas las acerías tienden a desoxidar el acero líquido usando aluminio metálico en vez de ferrosilicio, buscando reducir los silicatos al mínimo en el acero. Con esto se eliminan los silicatos, pero quedan aún los sulfuros que como se ve de la figura 4.3, también son peligrosos pues por ser alargados, aunque menos que los silicatos, disminuyen la ductilidad del acero, es decir que producen fácilmente fracturas en las piezas fabricadas, sean gasoductos, piezas troqueladas, etc.

Para evitar la formación de sulfuros alargados y con alta intensidad, se disminuye el contenido de azufre, el cual se ha logrado reducir hasta un 0.002% (43) mediante técnicas de metalurgia de olla o metalurgia secundaria, las cuales incluyen inyección de argón y de carburo de calcio u óxido de calcio. También se emplean para este mismo fin el uso de escorias sintéticas desulfurantes, las cuales son ricas en óxido de calcio.

Em el caso de aceros para gasoductos que vayan a conducir gas amargo, se busca disminuir el problema de aparición de grietas inducidas por hidrógeno (HIC, por hydrogen induced cracking). Esto se logra no sólo disminuyendo el contenido de azufre hasta 0.002%, sino también globulizando las inclusiones de sulfuro que aparezcan, las cuales normalmente son de intensidad 1 lo cual significa que son muy pocas y de muy poca longitud (menos de 1 μm).

Durante los años de 1970 se desarrollaron los procesos de refinación para desulfurar y se observó que algunas de las adiciones desulfurantes modificaban convenientemente las pocas inclusiones de sulfuros remanentes en el acero. (1) Por ejemplo el calcio, las tierras raras, el zirconio, el titanio, y el telurio modificaban las inclusiones de sulfuros para hacerlas más duras y globulares ya

que no se alargaban o aplastaban durante la laminación en caliente. Esto producía una gran mejoría en la ductilidad transversal de los aceros y debido a ello el control de forma de sulfuros se convirtió en una práctica común en la producción de los aceros microaleados. (43).

Las fallas debidas a grietas inducidas por hidrógeno (GIH) son un problema grave en las tuberías que conducen gas natural húmedo o petróleo crudo y contienen trazas de ácido sulfídrico. Las GIH se inician en inclusiones de MnS alargadas y aplastadas, para luego propagarse a lo largo de la perlita o bandas de bainita gruesa, propagación que lleva a la formación de grietas escalonadas, para finalmente provocar que la grieta pase de lado a lado de la pared del tubo. Las siguientes medidas han sido adoptadas para evitar la formación de GIH (50):

1. Bajar el contenido de azufre lo más posible, para eliminar los sitios de iniciación de las grietas GIH.
2. Globulizar las pocas inclusiones de azufre que aún queden, mediante la adición de pequeñas cantidades de calcio o tierras raras.
3. Evitar la segregación de elementos aleantes e impurezas. lo cual se logra mediante las técnicas de acero limpio y se disminuye las segregaciones en el centro del material.
4. Mantener bajos contenidos de manganeso y de carbono equivalente.

Sin bandas de perlita ni bandas de bainita gruesa, los aceros tienen alta resistencia a la iniciación y propagación de grietas GIH y, por ello, estos nuevos tipos de aceros están siendo muy usados en gasoductos y oleoductos.

Los nuevos aceros con alta resistencia a las grietas GIH incorporan nuevos conceptos metalúrgicos tales como aceros con laminado TMCP, acero limpio y

control de forma o globulización de inclusiones, a continuación se explica brevemente en que consiste cada uno de estos términos (50)

4.3. Aceros TMCP.

Los aceros TMCP son aceros procesados o laminados en caliente y con control termomecánico, lo cual significa que se procesaron bajo técnicas de laminación controlada para luego ser enfriados en forma acelerada. Con esto se controla la microestructura y el modo de transformación de la austenita, lo cual produce una gran mejoría en las propiedades en términos de resistencia, tenacidad, soldabilidad y resistencia al agrietamiento. Sin embargo, para optimizar los efectos del control termomecánico debe optimizarse también la composición química así como los procesos de aceración y de colada continua. Al controlarse estos cuatro pasos, aceración, colada continua, laminación y enfriamiento, entonces puede hablarse de un control total del proceso (50).

4.4. Acero limpio.

Actualmente la tecnología de aceración y metalurgia de olla puede producir aceros con contenidos de nitrógeno, oxígeno, azufre y fósforo menores de 50 ppm. A estos aceros se les conoce ahora como aceros limpios (50). Con las técnicas de aceros limpios se obtienen aceros con muy altas tenacidades a impacto y en las soldaduras, siendo esto último de vital importancia para gasoductos y oleoductos. La ductilidad y la tenacidad en la dirección Z o del espesor, mejoran mucho con los bajos contenidos de azufre de los aceros limpios.

Bajas temperaturas de transición (menores de 50 °C), en el metal base pueden lograrse con tan sólo controlar termomecánicamente la laminación, pero para

mejorar la tenacidad de la Zona Afectada por el Calor en las soldaduras se requiere de laminación controlada termomecánicamente combinada con técnicas de acero limpio (50). Por ejemplo, la temperatura de transición de la zona afectada por el calor disminuye en una manera lineal al disminuir el contenido de nitrógeno como se muestra en la figura 4.4.

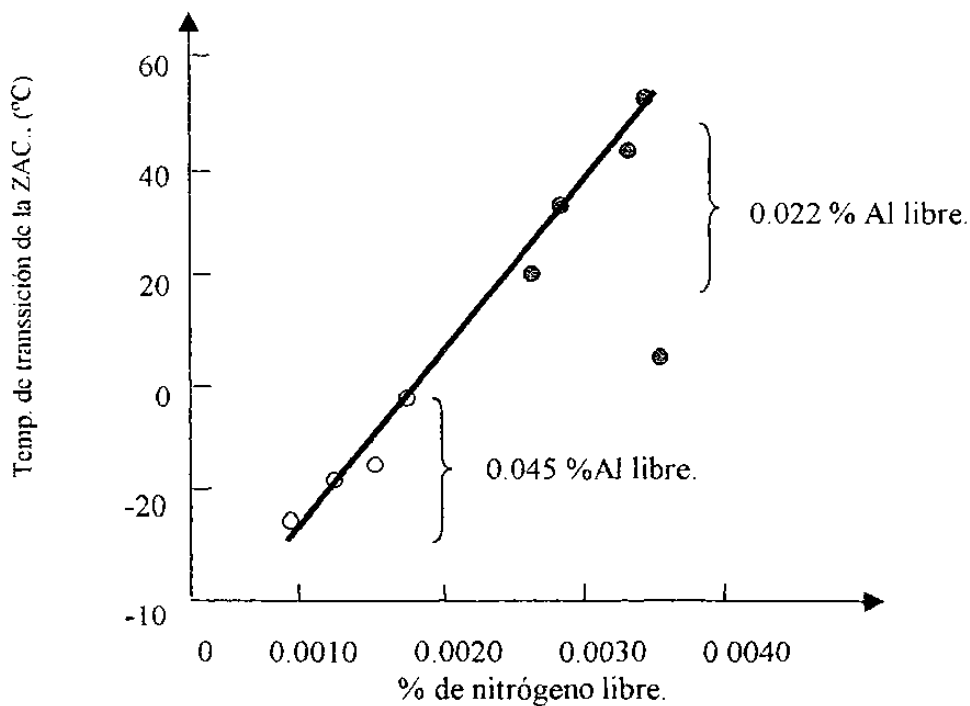


Fig. 4.4. Relación entre la tenacidad a impacto de la zona afectada por el calor y el contenido de nitrógeno libre en acero calmado con aluminio. (50)

Cuando tanto el nitrógeno como el azufre son menores de 15 ppm y 10 ppm respectivamente, la mejoría en tenacidad es muy alta (50).

4.5. Globulización de las inclusiones.

Aún cuando el contenido de azufre sea reducido en los aceros hasta 10 ppm, no puede evitarse la formación de MnS en la zona de segregación central. Las inclusiones MnS tienden a aplastarse durante la laminación en caliente. Las inclusiones aplastadas perjudican la ductilidad y la tenacidad en la dirección Z (espesor) y además se comportan como sitios de nucleación de grietas inducidas por hidrógeno. Las técnicas de control de forma de las inclusiones son un medio para transformar los MnS en una forma geométrica (globular) menos perjudicial. Para la globulización deben convertirse los MnS en oxisulfuros de metales de las tierras raras, o de calcio, los cuales son muy duros y permanecen globulares durante la laminación.

Un problema frecuente que se tuvo en las plataformas marinas fueron las fracturas mil-hojas también conocidas como fracturas laminares, las cuales son provocadas por las inclusiones MnS aplastadas. Con la globulización de éstas inclusiones se disminuyó mucho este problema (51).

Las inclusiones no-metálicas tienen muy poco efecto sobre la resistencia de los aceros, pero sí afectan mucho su ductilidad y la tenacidad a impacto. Sin embargo, mediante la globulización se disminuye el efecto perjudicial de dichas inclusiones no-metálicas. Los desgarres laminares o fracturas milhojas ocurren en estructuras soldadas en las cuales los esfuerzos actúan normales al plano de laminación del acero. Esta situación de esfuerzos es la que se presenta en los gasoductos y oleoductos. La disminución de estos desgarres laminares requiere que el azufre sea disminuido hasta menos de 0.008%, con lo cual casi desaparecen los desgarres laminares y no se requiere globulización de las pocas inclusiones remanentes (51).

De acuerdo con lo anterior las normas para fabricación de plataformas marinas especifican un máximo de azufre de 0.008% y, en casos especiales, de hasta 0.005%.

4.6. Efecto del azufre, fósforo, oxígeno y nitrógeno.

Ya se mencionó que las inclusiones no-metálicas en bajos niveles no afectan a las propiedades mecánicas pero sí afectan a la ductilidad, sobre todo en la dirección Z, y también afectan a la tenacidad a impacto. Algo parecido sucede con el azufre, fósforo, oxígeno y nitrógeno (AFON). En un estudio al respecto (51) se estudiaron 2 aceros con diferentes niveles de AFON, tabla 4.1, y se encontró que mientras que las resistencias a la tensión y a la cedencia no variaron, la temperatura de transición sí tuvo variación como se muestra en la Tabla 4.2 (51)

Tabla 4.1. Composición química de 2 aceros con diferentes AFON (51).

Acero	Composición Química, %										AFON (ppm)
	C	Si	Mn	Ni	Al	Nb	S	O	P	N	
1	0.078	0.20	1.39	0.49	0.034	0.017	0.0015	0.0018	0.003	0.0025	88
2	0.081	0.21	1.45	0.51	0.030	0.018	0.0060	0.0012	0.009	0.0044	206

Tabla 4.2. Propiedades mecánicas de aceros con diferentes niveles de impurezas medidos como ppm de AFON (51).

Acero	%S	AFON (ppm)	L.E. (MPa)	Resistencia última (MPa)	TT(-54J) (°C)	T.T.(-50%F.D.) (°C)
1	0.0015	88	378	494	-105	-98
2	0.0060	206	351	485	-77	-65

De las tablas 4.1 y 4.2 anteriores se puede ver que el azufre es la impureza residual que más afecta a la temperatura de transición. Ninguno de los elementos en los niveles mostrados tiene efecto alguno sobre las resistencias a la cedencia y resistencia última.

4.7. Efecto del fósforo.

Es bien sabido que el fósforo en solución sólida en la ferrita puede tener un efecto perjudicial sobre la resistencia y la tenacidad. La segregación en límites de grano por el fósforo es la causa principal de la disminución de la resistencia y la tenacidad. (51). Además la presencia de ciertos aleantes como el níquel, el cromo o el manganeso en cantidades mayores del 1% aumentan la segregación en los límites de grano con lo cual aumentan la fragilización. Por ésta razón es que el fósforo debe mantenerse a niveles menores del 0.025%, aunque para ciertos casos como por ejemplo para el sector Noruego del Mar del Norte, se requiere el uso de aceros con contenidos de fósforo menores de 0.010% (51).

En una investigación al respecto (51), se emplearon 3 aceros vaciados al vacío con la composición química dada en la Tabla 4.3;

Tabla 4.3. Composición química de los aceros usados para investigar el efecto del fósforo en la resistencia a la cedencia y última (51)

Acero	Composición Química, %										AFON (ppm)
	C	Si	Mn	Ni	Al	Nb	S	O	P	N	
1	0.078	0.20	1.39	0.49	0.034	0.017	0.0015	0.0018	0.003	0.0025	88
2	0.061	0.21	1.45	0.52	0.032	0.014	0.0017	0.0015	0.007	0.0021	123
3	0.074	0.21	1.44	0.52	0.032	0.014	0.0017	0.0013	0.017	0.0015	215

En la Figura 4.5 (51) se muestra el efecto del fósforo en las resistencias a la cedencia y última para los aceros microaleados dados en la Tabla 4.1.

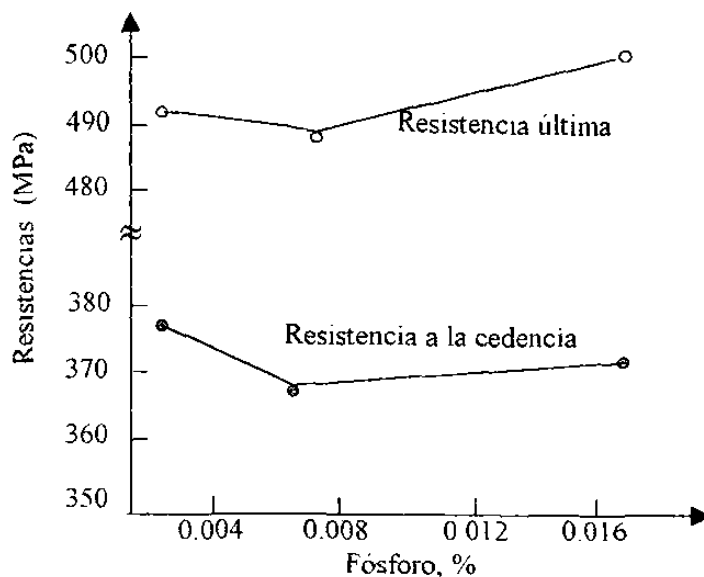


Figura 4.5. Efecto del fósforo en las resistencias de aceros microaleados. con composición química dada en la Tabla 4.1. (51)

De la Figura 4.5 se ve que el fósforo, en los niveles estudiados, tiene poca influencia sobre las resistencias del acero. Esto es de esperarse ya que un contenido de fósforo de 0.017% equivale a un endurecimiento por solución sólida de 10 MPa (52). Sin embargo, estos bajos niveles de fósforo si tienen mucha influencia sobre las propiedades a impacto como se muestra en la gráfica 4.6. para los aceros 1, 2 y 3 dados en la Tabla 4.1. De estas gráficas se ve que a menor contenido de fósforo las temperaturas de transición disminuyen considerablemente.

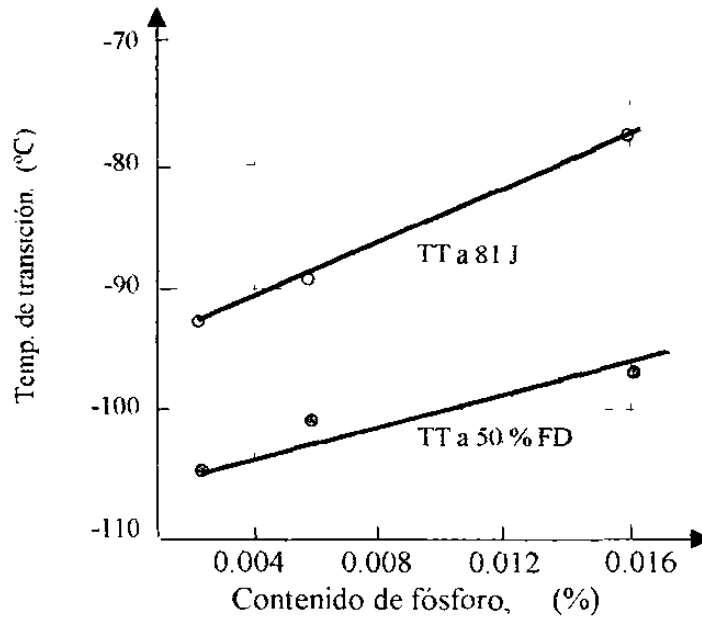


Figura 4.6. Efecto del contenido de fósforo sobre la temperatura de transición (51).

De la gráfica 4.6. se observa que al disminuir el contenido de fósforo de 0.016 a 0.004%, la temperatura de transición disminuye en más de 20 °C, lo cual es muy importante para los casos de gasoductos trabajando bajo condiciones de temperaturas muy bajas como en las regiones árticas y siberianas.

4.8. Efecto del nitrógeno.

El nitrógeno se considera normalmente como un elemento indeseable. El efecto perjudicial del nitrógeno sobre las propiedades a impacto es un reflejo de su efecto endurecedor. Normalmente se requiere que el nitrógeno sea menor del

0.01%, sobre todo en los aceros para plataformas marinas, el endurecimiento máximo de este nivel de nitrógeno es menor de 50 MPa (51). La mayoría de los aceros para plataformas marinas requieren de una razón mínima de Al/N de 2, con lo cual casi todo el nitrógeno se encuentra como nitruros y con ello contribuye al endurecimiento del acero sólo indirectamente, sobre todo por su habilidad para refinar el grano (51).

En aceros microaleados con laminación controlada termomecánicamente (LCTM), conteniendo Al, Nb, o V, sólo parte del aluminio precipita como nitruros, y la mayor parte permanece libre o soluble y así influye directamente en la resistencia, tenacidad a impacto y envejecimiento por deformación del acero (51). Sin embargo, si se agrega una pequeña cantidad de titanio (0.01%) al acero, la mayor parte del nitrógeno será eliminado de solución sólida para precipitar como nitruros de titanio, con lo cual se reduce mucho el efecto del nitrógeno sobre las propiedades mencionadas.

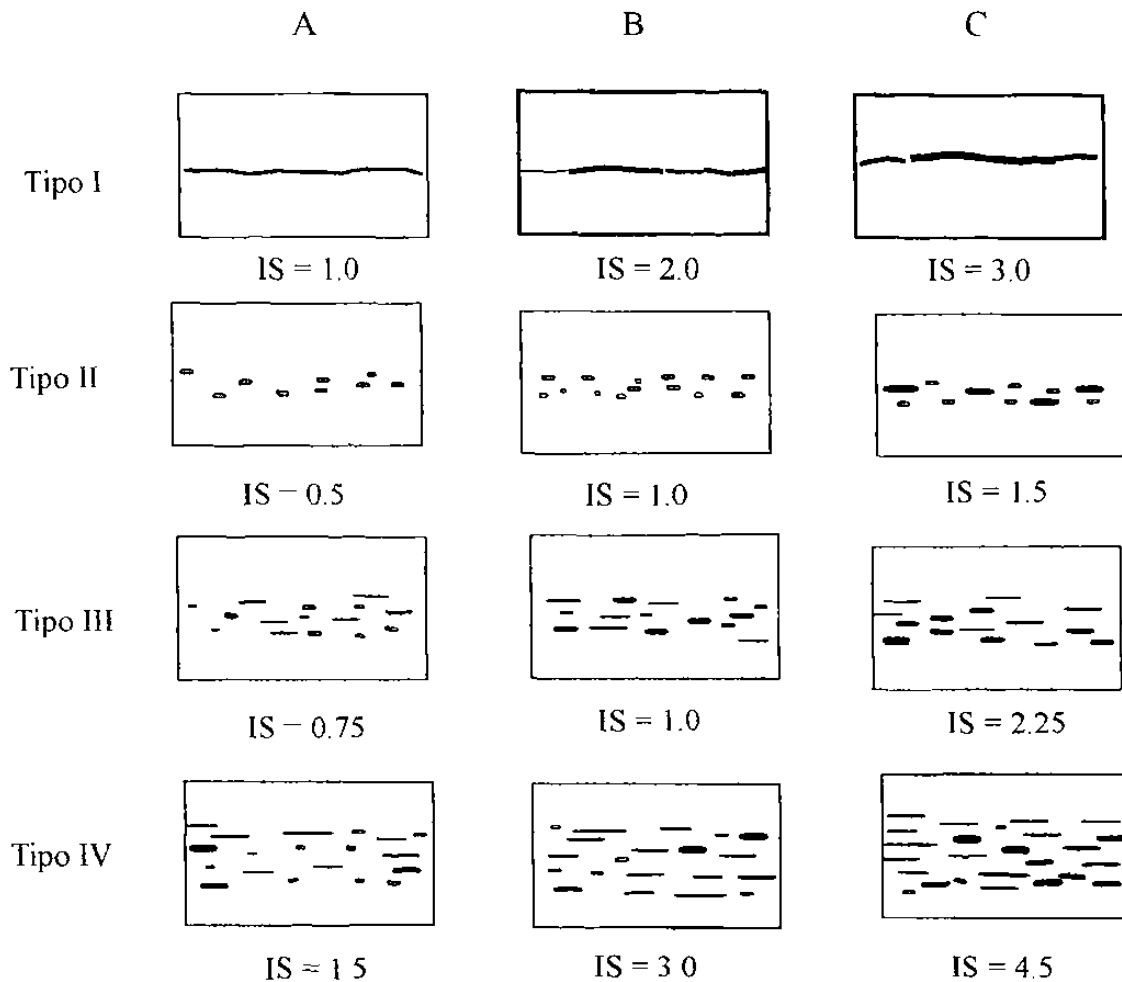
La habilidad del nitrógeno para precipitar partículas finas de nitruros ya sea de aluminio, niobio, vanadio o titanio, hace del nitrógeno un elemento aleante benéfico para las propiedades mecánicas, resistencias y tenacidad, de los aceros microaleados. Para ello es necesario tener un mínimo de 0.004% de nitrógeno para lograr el nivel correcto de refinamiento de grano en el acero. Asimismo la presencia de partículas finas de TiN contribuye al refinamiento de grano en la zona afectada por el calor en las soldaduras, contribuyendo así a mejorar la tenacidad a la fractura con lo cual disminuye la probabilidad de fracturas frágiles.

4.9. Segregaciones.

Las segregaciones son el resultado natural de la solidificación del acero durante su fabricación. Son perjudiciales por que cuando las segregaciones son de gran magnitud producen regiones localizadas de alta fragilidad, lo cual es agravado por la presencia de elementos fragilizantes de límites de grano tales como el azufre y el fósforo. Por esta razón se requiere que se pruebe a impacto la zona central de los aceros sobre todo en aquellos que se van a usar en plataformas marinas. Las segregaciones producen bandas de inclusiones no metálicas en el centro del material. Estas segregaciones pueden ser del tipo sulfuros, aluminatos, silicatos u otros óxidos, con diferentes intensidades tal y como ya se presentaron en este trabajo.

Sin embargo para determinar el efecto total de las inclusiones no metálicas con las propiedades a impacto se ha diseñado un método de sumar las intensidades para cada tipo de inclusión (51). En este método a las inclusiones se les reconoce como del tipo I a los sulfuros y silicatos, y del tipo II III y IV a la alúmina y a otros óxidos globulares. Además a la intensidad se le identifica con números como 1.0 para baja severidad o intensidad, y con 4.5 cuando la intensidad es muy alta. Esto se muestra en la Figura 4.7 (51). De esta imagen se ve, como ya se había dicho, que los sulfuros y silicatos o inclusiones tipo I, son las más peligrosas, Sin embargo las inclusiones del tipo IV con índice de severidad de 4.5 también representan alta peligrosidad en cuanto a la aparición de fracturas frágiles.

Figura 4.7. Sistema para indicar el tipo y la severidad de las inclusiones no metálicas, el índice de segregación se identifica como IS (51).



En la figura 4.7 el máximo índice de severidad es de 4.5 y corresponde a las inclusiones del tipo IV con nivel C. Como sucede comúnmente, los aceros contienen más de un tipo de inclusiones, en cuyo caso el índice de severidad total se calcula sumando los índices de severidad correspondientes a las inclusiones presentes, por ejemplo, $IB + IVA = 2.0 + 1.5 = 3.5$.

4.10. Efecto de las segregaciones sobre las propiedades a impacto.

Como es de esperarse a mayor índice de segregación, las propiedades a impacto disminuyen como se muestra en la Figura 4.8 para el acero 1 dado en la Tabla 4.3.

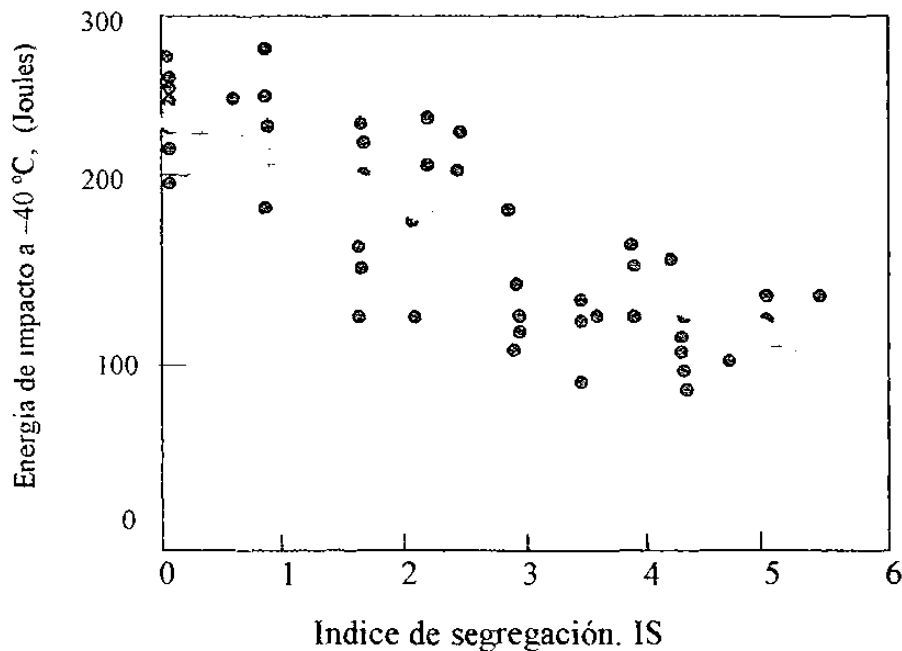


Figura 4.8. Efecto de las segregaciones sobre la energía a impacto (51)

Para construir la Figura 4.8 se quebraron cerca de 50 probetas de impacto y el resultado indica la alta dispersión que se encuentra en las pruebas de impacto.

4.11. Resumen del Capítulo 4.

En este capítulo se ha presentado brevemente las características químico metalúrgicas de los aceros microaleados. Repasando brevemente se dirá que los

aceros microaleados contienen carbono en cantidades inferiores a 0.02% o menores, se les conoce como aceros de ultrabajo carbono (ubc). Los aceros microaleados necesitan ser aceros extralimpios, es decir contener muy bajos contenidos de azufre, fósforo, oxígeno, hidrógeno para obtener máxima tenacidad. El nitrógeno sin embargo juega un papel importante en la formación de nitruros y por lo tanto, su contenido en el acero se controla de acuerdo con el contenido de aluminio para formar nitruros de aluminio que ayudan al reforzamiento por precipitación y refinación del tamaño de grano.

Tanto el carbono ultrabajo como el bajo azufre y fósforo ayudan a mejorar la tenacidad de los aceros lo cual a su vez se refleja en una gran mejoría en las propiedades a impacto, tanto en una disminución de la temperatura de transición, como en un aumento en la energía absorbida máxima.

En la década de 1950 comenzaron a usarse los microaleantes niobio, vanadio, etc., para mejorar las propiedades mecánicas de aceros para gasoductos, pero actualmente los aceros microaleados se utilizan no sólo en recipientes a presión, sino también en aceros estructurales, automotrices, etc.

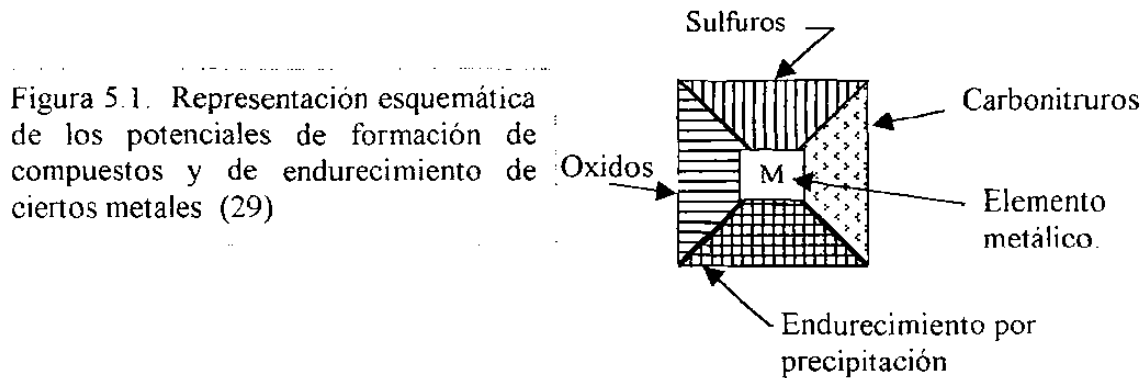
CAPITULO 5.

FISICOQUIMICA DE LOS ACEROS MICROALEADOS

Los aceros microaleados han sido estudiados ampliamente en todos sus aspectos incluyendo la termodinámica de la precipitación de los nitruros y carburos de los microaleantes niobio, vanadio, aluminio, etc. En este capítulo se revisarán brevemente los mecanismos responsables de mejorar las propiedades en los aceros microaleados.

El primer paso en el estudio de la metalurgia de los aceros microaleados es la determinación de los compuestos que pueden formarse a partir de los microaleantes niobio, vanadio, titanio, zirconio y boro. Los compuestos son nitruros, sulfuros, carburos y óxidos; algunos microaleantes pueden formar los 4 compuestos. Además debe tomarse en cuenta la capacidad de endurecimiento (CE) de cada microaleante. puesto que esta capacidad es el objetivo último para el uso de microaleantes, desde luego sin menospreciar el aumento en ductilidad.

En la figura 5.1 se muestra la manera ya clásica de representar los potenciales de cada microaleante (29)



Empleando la nomenclatura dada en la Figura 5.1, las posibilidades de los diferentes metales microaleantes y sus vecinos en la tabla periódica, quedaría como se muestra en la Figura 5.2 (29)

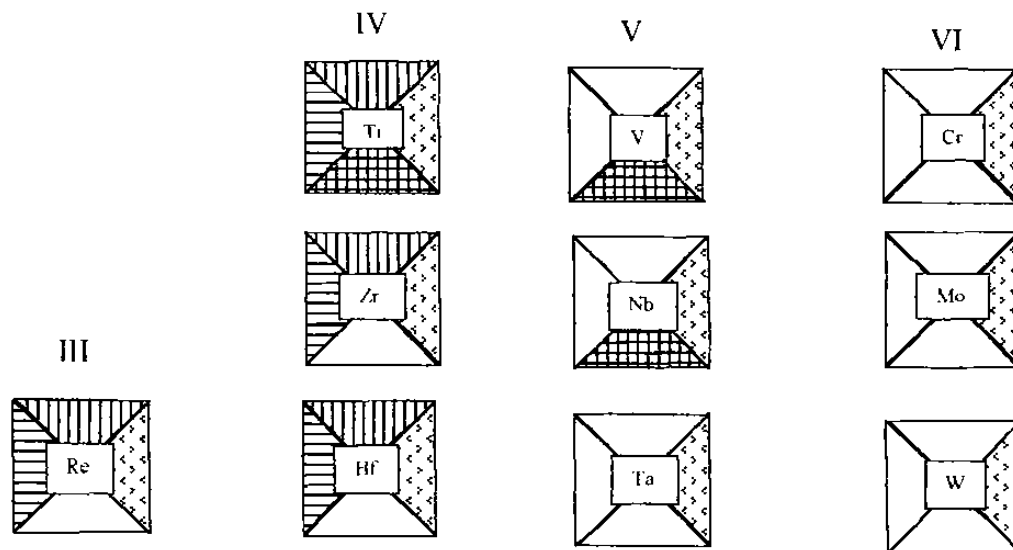


Fig. 5.2. Diferentes posibilidades de formación de compuestos y de endurecimiento por precipitación para varios metales de transición

De acuerdo con la Fig. 5.2 únicamente el titanio, el vanadio y el niobio son capaces de producir endurecimiento por precipitación. Por lo tanto el resto de los elementos mostrados no se considerarán en este trabajo. Un elemento muy importante como formador de nitruros es el aluminio y que sin embargo no es mostrado en la figura 5.2. El aluminio no forma sulfuros pero sí forma óxidos y nitruros y sirve tanto como refinador de grano así como endurecedor por precipitación de nitruros y óxidos. Lo que no indica la figura 5.2 es la cinética de precipitación de carburos y nitruros, ni tampoco si ésta precipitación sucede en la austenita o en la ferrita o en ambas. Tampoco indica el grado de endurecimiento de cada uno de los microaleantes vanadio, niobio o titanio.

Dos aspectos principales de los aceros microaleados, refinamiento de grano y precipitación de partículas duras, son el resultado de reacciones de precipitación de compuestos de los microaleantes, ya sea en la austenita o en la ferrita. La efectividad de cualquier precipitado aumenta ya sea reduciendo el tamaño de partícula o aumentando la fracción de volumen. Por razones técnicas y económicas, el reducir el tamaño de partículas lo más posible es la ruta preferida (53).

Al comparar las solubilidades de los carburos y nitruros, se encuentra que los nitruros tienen una menor solubilidad, lo cuál es ventajoso. Para una cantidad dada de elemento microaleante, la precipitación de nitruros producirá una mayor fracción en volumen y una mayor estabilidad de partículas (menor tendencia a coalescer) que la producida por carburos. Esto es cierto sobre todo para el titanio y el vanadio. (53). Para el columbio, la diferencia en solubilidades entre los carburos y los nitruros es pequeña.

Por lo tanto, en aceros microaleados con titanio o con vanadio, el nitrógeno puede ser considerable como un valioso elemento de aleación. Las partículas de TiN son muy estables y precipitan en forma muy fina y uniformemente dispersas con lo cual evitan que crezca la austenita (53). Por otra parte las partículas de VN son más pequeñas y, por lo tanto más efectivas, que las de VC. Por consecuencia, el endurecimiento deseado por precipitación puede ser logrado con una menor adición de vanadio que de titanio.

En el caso de adiciones de varios microaleantes, pueden precipitar partículas de composición compleja, y encapsuladas, es decir que el centro de un compuesto con alta estabilidad térmica puede ser enriquecido superficialmente con otros compuestos que precipitan a una menor temperatura.

5.1. Segregación de los microaleantes.

Al estudiar la cinética de la precipitación de partículas se ha encontrado que la distribución de elementos microaleantes no es uniforme en los granos (53). Algunos elementos tienen la tendencia a segregarse hacia los límites. Esta segregación puede ser responsable en parte por un retardo en la recristalización ocasionado por presencia de solutos. Pero aún más importante la segregación hacia los límites de grano puede afectar la templeabilidad del acero, al afectar la velocidad de nucleación de la nueva fase.

5.2. Acondicionamiento de la austenita.

Durante el recalentamiento que antecede a la laminación, las fases producidas por los microaleantes se disuelven en la austenita, pero posteriormente durante la laminación y el enfriamiento vuelven a precipitar dichas fases. El control de la

cinética de dichas precipitaciones es necesario para obtener las partículas más pequeñas posibles así como con una distribución lo más uniforme posible en toda la matriz ya sea austenítica o ferrítica. La recuperación y la recristalización de la microestructura así como el crecimiento de grano son retardadas tanto por los átomos solutos residuales como por los precipitados recién formados (54)

La templabilidad, o más correctamente las características de transformación de los aceros microaleados, es por lo tanto afectada por el grado de deformación ya que ésta provoca la disminución de solutos y a la vez produce un refinamiento simultáneo del grano. La resistencia final del acero está gobernada por el tamaño de grano de la ferrita, el endurecimiento por solución sólida, el endurecimiento por precipitación, el endurecimiento por densidad de dislocaciones y el endurecimiento por textura de los granos de la ferrita.

Una descripción metalúrgica completa del estado de la austenita anterior a su transformación involucra a la microestructura, la composición y la textura de la austenita. La microestructura puede ser descrita comenzando con la estructura de grano, la cual es de máxima importancia ya que ésta proporciona la densidad de sitios para la nucleación de la ferrita u otra nueva fase. La austenita puede existir en una variedad de condiciones que pueden ir desde no recristalizada hasta totalmente recristalizada pasando por una amplia gama de estados intermedios.

Cuando la austenita está totalmente recristalizada, su tamaño de grano puede tomarse como el diámetro de grano dado por el promedio de intersección. Sin embargo, un parámetro más general S_v , el cual relaciona el área superficial a volumen de grano, fue introducido en la década de los 70s para poder cuantificar los granos no esféricos, así como considerar la presencia de heterogeneidades

planares intragranulares tales como las bandas de deformación y las maclas. Por lo tanto una austenita con un valor S_v grande, tiene una capacidad alta para nucleación. lo que se traduce en granos finos de ferrita, mientras que un valor S_v pequeño favorece bajas tasas de nucleación y, por lo tanto, produce granos más grandes de ferrita (54). Valores grandes de S_v pueden lograrse al producir pequeños granos recristalizados de austenita o bien producir granos de austenita altamente deformados o alargados.

5.3. Composición química de la austenita.

Con respecto a la composición química de la austenita es necesario diferenciar entre la composición inicial y la composición que tiene al momento de comenzar su transformación a la microestructura final. La composición inicial de la austenita es la que determina los niveles de solutos al inicio de la laminación, mientras que la composición final determina el nivel de solutos al comenzar la transformación y que es afectada por cualquier precipitación que pudiera haber ocurrido en la austenita durante el proceso.

La precipitación durante la laminación puede incluir principalmente compuestos de niobio, vanadio y titanio, mientras que los demás solutos sustitucionales permanecen esencialmente constantes. Estos solutos sustitucionales pueden afectar la solubilidad de los elementos microaleantes y con ello afectan las velocidades de precipitación en la austenita. También afectan a las temperaturas de transformación A_{r3} o la B_s las cuales controlan las características de precipitación en la ferrita, y por último también imparten endurecimiento por solución sólida en la ferrita.

La cantidad de los solutos intersticiales y de elementos microaleantes en solución en la austenita antes de su transformación es también muy importante ya

que tales cantidades determinarán la fracción volumétrica de precipitados disponible para endurecer la ferrita. Por lo tanto, entre mayor sea la cantidad de elementos microaleantes que queden en solución en la austenita, mayor será la fracción en volumen disponible para precipitación en la ferrita.

5.4. Importancia de la precipitación.

La precipitación es una de las principales herramientas disponibles para controlar la microestructura y la textura en la austenita. La precipitación es el resultado tanto de la reducción en solubilidad en sólido al disminuir la temperatura, como del tiempo disponible para que los solutos tengan una difusión adecuada. Los precipitados que se formen en la austenita sirven para controlar el crecimiento de grano de la austenita tanto durante la laminación como durante los recalentamientos subsecuentes. Los precipitados también sirven para controlar el comportamiento de la austenita durante la deformación en caliente mediante un control de la temperatura de recristalización. (54)

En resumen, las propiedades del producto final dependen directamente de la condición metalúrgica de la austenita antes de su transformación. Las principales propiedades de interés en la austenita son (54):

1. El valor de S_v . Debe ser lo más grande posible.
2. La composición final de la austenita.
3. La presencia o ausencia y el tamaño de los precipitados.
4. La textura cristalográfica.

La principal característica de la austenita es su habilidad para proporcionar sitios de nucleación para la ferrita durante la transformación subsecuente. Los principales sitios de nucleación son (1) los límites de grano, (2) las bandas de

deformación y (3) los límites de maclas incoherentes. El acondicionamiento de la austenita durante la laminación en caliente consiste en generar y retener un número grande de estos defectos cristalinos planares en la austenita.

5.5. Importancia de Sv en el refinamiento del grano de la ferrita.

La comprensión de la deformación en caliente de la austenita y de su influencia sobre el tamaño final de grano de la ferrita se logró principalmente a mediados de la década de 1970 (55). Se demostró que la clave para entender la manera como la austenita se relaciona con los aleantes y la laminación en caliente para dar el tamaño final de grano de la ferrita era cuantificar el número de heterogeneidades inducidas por deformación introducidas en la austenita durante la laminación, que pudieran actuar como sitios para la nucleación de la ferrita.

Underwood (56) definió el parámetro Sv como área interfacial efectiva, el cual trata de cuantificar todos los defectos cristalinos planares que pudieran existir en un agregado policristalino. El parámetro Sv tiene las unidades de mm^{-1} , que equivalen a área por unidad de volumen (mm^2/mm^3). Kozasu y colaboradores (57) aplicaron el parámetro Sv al problema de cuantificar el número de sitios en austenita procesada termomecánicamente, que pudieran servir de nucleación a la ferrita y obtuvieron la correlación mostrada en la Figura 5.3.

De la figura 5.3 se ve que al aumentar la cantidad de deformación a una temperatura menor que la de recristalización aumenta Sv y, con ello, aumenta la tasa de nucleación de la ferrita (56). Por lo tanto desde el punto de vista de refinación de grano de la ferrita, una austenita bien acondicionada es aquella que tiene un Sv grande.

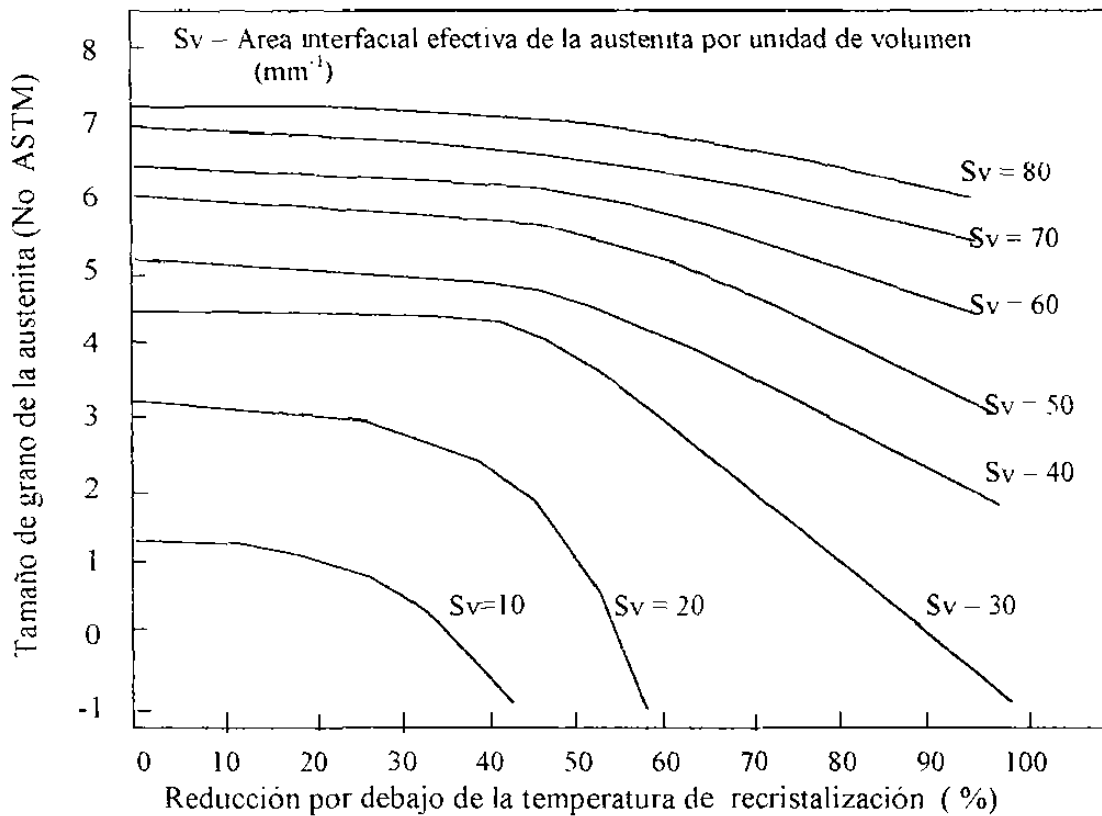


Figura 5.3. Variación del parámetro S_v , área interfacial efectiva, con el porcentaje de laminación, a una temperatura menor de la de recristalización, para un acero con 0.03%Nb. (54)

En investigaciones al respecto se ha visto que el grano de la ferrita disminuye en forma continua al aumentar S_v , como se muestra en la siguiente Figura 5.4 (58)

5.6. Procedimientos para obtener S_v grandes.

Para obtener un mayor refinamiento del grano de la ferrita es necesario lograr un alto S_v en la austenita antes de su transformación. Esto puede obtenerse durante la laminación en caliente mediante 2 procedimientos (54):

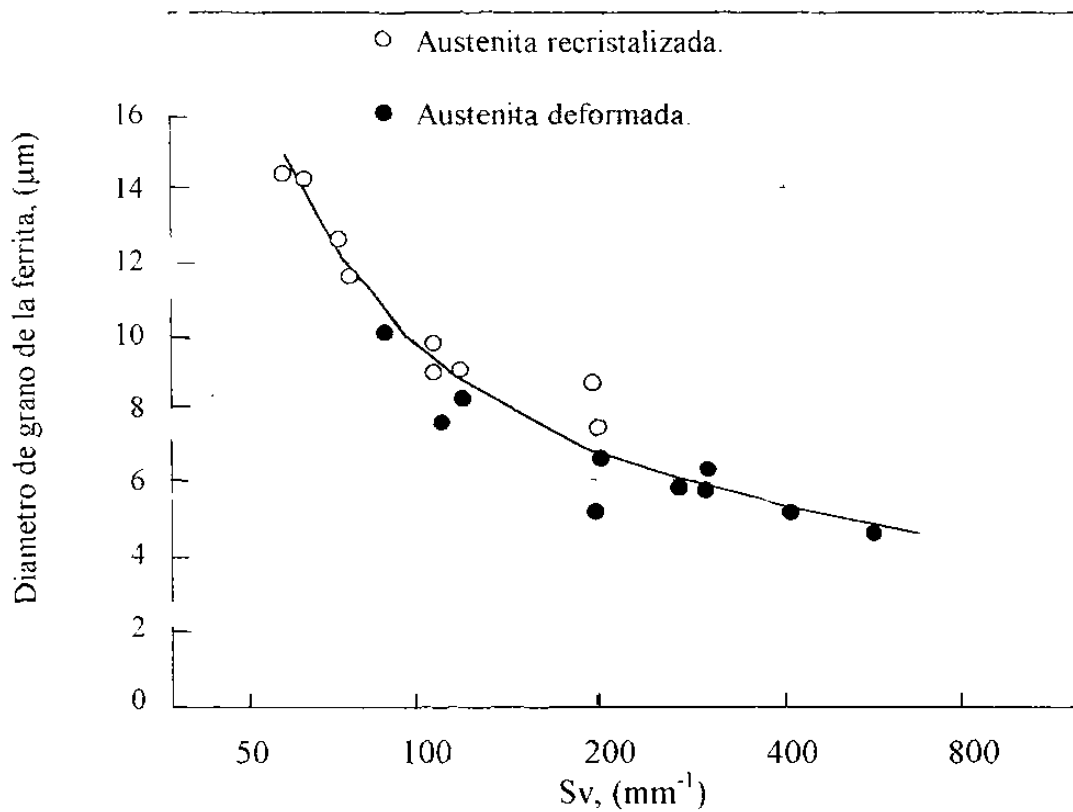


Figura 5.4. Tamaño de grano ferrítico producido de austenita recristalizada y sin recristalizar a varios valores de Sv (58)

- (a) Laminando por arriba de la temperatura de recristalización de la austenita.
- (b) Laminando por debajo de dicha temperatura de recristalización.

(a) Si se lamina a temperaturas superiores a la de recristalización, entonces los granos de la austenita original, equiaxial y recristalizada, son reemplazados por granos diferentes de los originales sobre todo en su tamaño. Dado que para granos equiaxiales $Sv = 3/D_A$, donde D_A es el diámetro de los granos de la austenita entonces una reducción del tamaño de grano por laminación en

caliente. producirá un aumento en el área de límites de grano y por consecuencia un aumento en S_v .

El proceso de laminación en caliente que produce directamente granos finos y equiaxiales se le conoce como laminación controlada por recristalización (LCR). Para lograr la laminación LCR, la temperatura de recristalización deberá mantenerse lo más baja posible, para que se puedan lograr repetidas recristalizaciones durante los varios pasos de laminación en caliente, con el resultado final de tener una austenita equiaxial de grano fino, con un alto valor S_v .

Para lograr una laminación LCR lo más efectiva posible, deberá evitarse el crecimiento de los granos recristalizados de la austenita. El elemento más efectivo para lograrlo es el titanio en concentraciones entre 0.008 y 0.022% como se muestra en la Figura 5.5 (59).

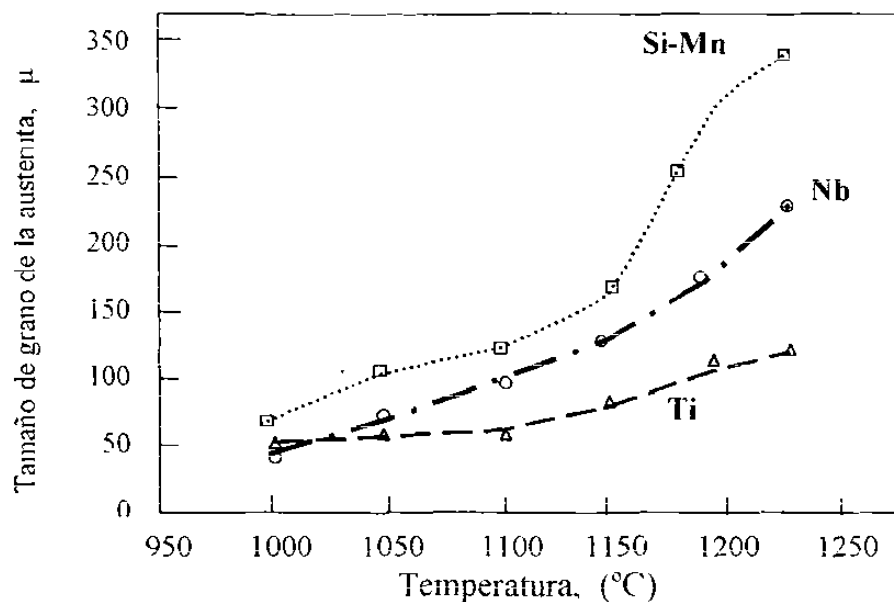


Figura 5.5 Crecimiento de grano de la austenita durante el recalentamiento por 30 minutos (59).

Debe mencionarse que niveles de nitrógeno mayores de 0.008% reducen la utilidad de este procedimiento (LCR), al igual que los múltiples recalentamientos del material a temperaturas altas, pues con ambos factores crecen los precipitados, tales como los TiN. (59). Con el procedimiento LCR pueden obtenerse aceros hasta con 690 MPa (100 Ksi) de límite elástico, con estructura bainítica. (60)

Si la laminación en caliente se realiza por debajo de la temperatura de recristalización, laminación controlada, los granos de la austenita se alargan y, con una deformación suficientemente grande, se llenan con defectos intragranulares, tales como bandas de deformación y maclas. En este caso, el valor de Sv final contiene 2 conceptos: uno que corresponde al área por unidad de volumen de superficie de límites de grano y otro que corresponde al área superficial de las bandas de deformación y maclas contenidas dentro de los granos alargados. Por lo tanto la expresión de Sv sería la siguiente (54):

$$Sv = Sv_{(IG)} + Sv_{(DPI)} = \underbrace{(0.43N_L + 2.57N_T - N_L)}_{Sv_{(IG)}} + N_{DP}/(\text{Sen}\theta). \quad (5.1).$$

En donde:

Sv = área total efectiva por unidad de volumen, mm^2/mm^3

$Sv_{(IG)}$ = contribución de los límites de grano a Sv. mm^2/mm^3

$Sv_{(DPI)}$ = contribución de los defectos planares intragranulares a Sv. mm^2/mm^3

N_L , N_T , y N_T , son el número de intercepciones de límites de grano por unidad de longitud, en las direcciones de laminación, espesor y ancho, respectivamente.

N_{DP} = número de defectos planares intragranulares por unidad de área, mm/mm^2

θ ángulo entre los DPI y la dirección del espesor de la placa.

S_v depende tanto de la aleación como del proceso de laminación, pero los parámetros más importantes son el grado de deformación por debajo de la temperatura de recristalización, como se muestra en la Figura 5.6 y del tamaño de grano de la austenita antes de dicha deformación (58)

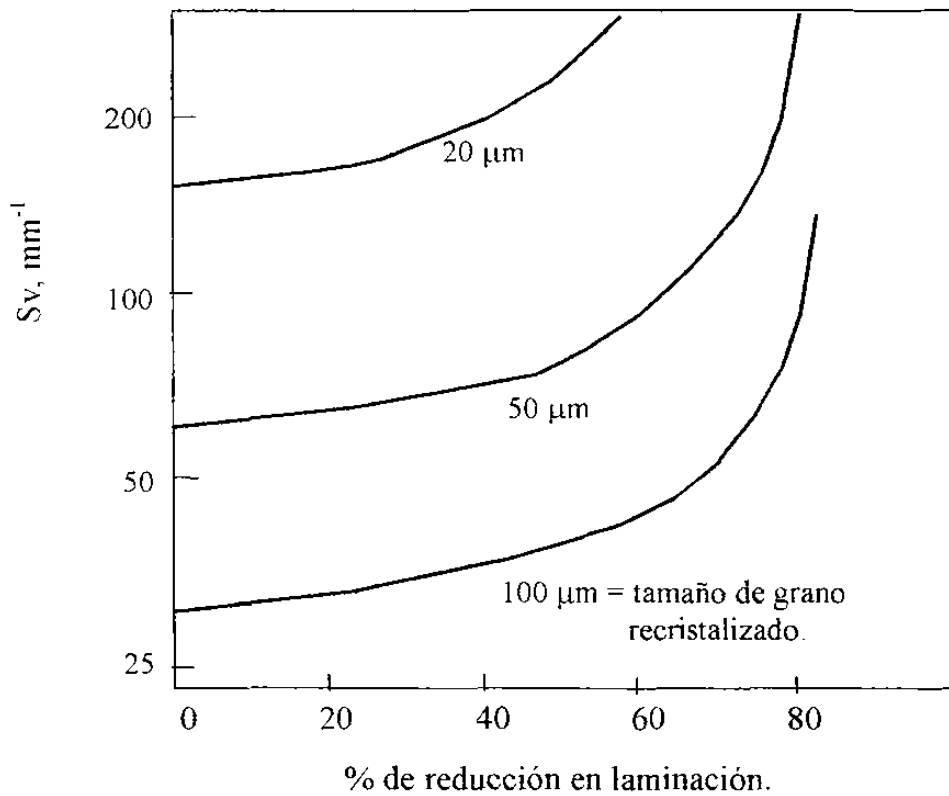


Figura 5.6. Efecto de la reducción de laminación sobre S_v en granos aplastados de austenita (58)

Ouchi y colaboradores (61) han demostrado que los defectos intragranulares, tales como las bandas de deformación, contribuyen al valor de S_v de la siguiente forma:

$$S_{vDB} = 0.63(\%Red - 30) \text{ mm}^{-1} \quad (5.2)$$

La ecuación (5.2) indica que las bandas de deformación no se forman durante la laminación controlada hasta que una reducción mínima de 30% ha sido alcanzada, pero de allí en adelante la densidad de tales bandas aumenta linealmente con cualquier deformación adicional.

El otro factor de importancia que afecta a S_v es el área de los límites de grano por unidad de volumen. Si se supone que los granos están alargados, y que además se tiene deformación plana, la contribución del área de los límites de grano al valor total de S_v varía con respecto a la reducción absoluta de acuerdo con (54)

$$S_{vLG} = (1/D)(1 + R^{-1} + R) \quad (5.3).$$

En donde D es la longitud de la arista del cubo y R es la razón de reducción de laminación (espesor original sobre espesor final, $R = h_0/h_1$).

En la figura 5.6 se presentan el comportamiento de la suma $S_{vDB} + S_{vLG}$ con respecto a la deformación a temperaturas inferiores a la de recristalización. En esta gráfica se ve que tanto el tamaño de grano de la austenita antes de alargarse, como la cantidad de reducción por debajo de la temperatura de recristalización juegan un papel importante en la magnitud de S_v .

5.7. Influencia de los elementos microaleantes.

La influencia de los elementos microaleantes sobre la respuesta de la austenita bajo los procesos termomecánicos puede entenderse por la manera en la cual los elementos microaleantes (EMA) influyen sobre la temperatura de crecimiento de grano, la de recristalización y la de descomposición (54).

La temperatura de crecimiento del grano se define como la temperatura por arriba de la cual comienza el crecimiento de grano debido a recristalización secundaria y se relaciona con la temperatura por arriba de la cual los precipitados no disueltos ya no pueden suprimir o evitar el crecimiento de grano. La influencia de varios EMA sobre el tamaño de grano de la austenita se muestra en las Figuras 5.5 y 5.7, las cuales son muy similares entre sí.

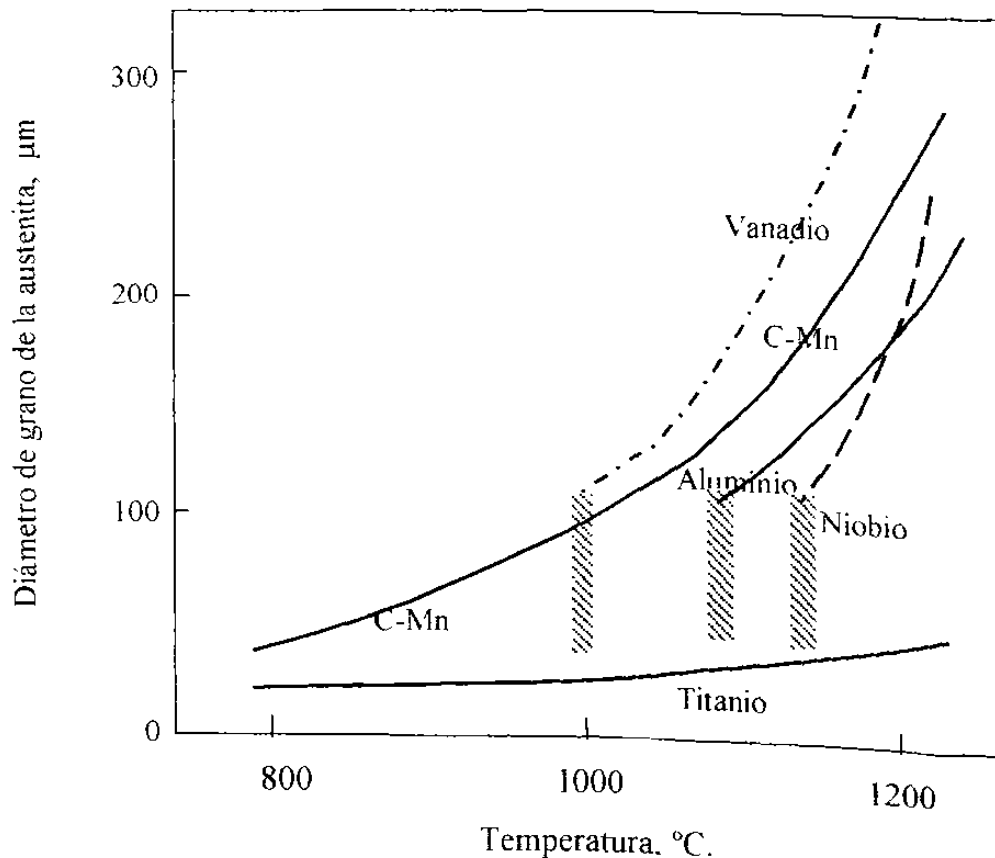


Figura 5.7: Crecimiento de grano de la austenita en aceros que contienen diferentes microaleantes (58).

Tal vez el efecto más importante de los elementos microaleantes es el controlar la temperatura de no recristalización (T_{NR}) de la austenita. Normalmente se busca tener una temperatura de no recristalización lo más alta

posible para permitir la mayor acumulación posible de deformación (el mayor número de pases de laminación posible) por debajo de la temperatura de no recristalización.

En la Figura 5.8 se presenta el efecto de varios elementos microaleantes sobre la temperatura de no recristalización de la austenita. (62)

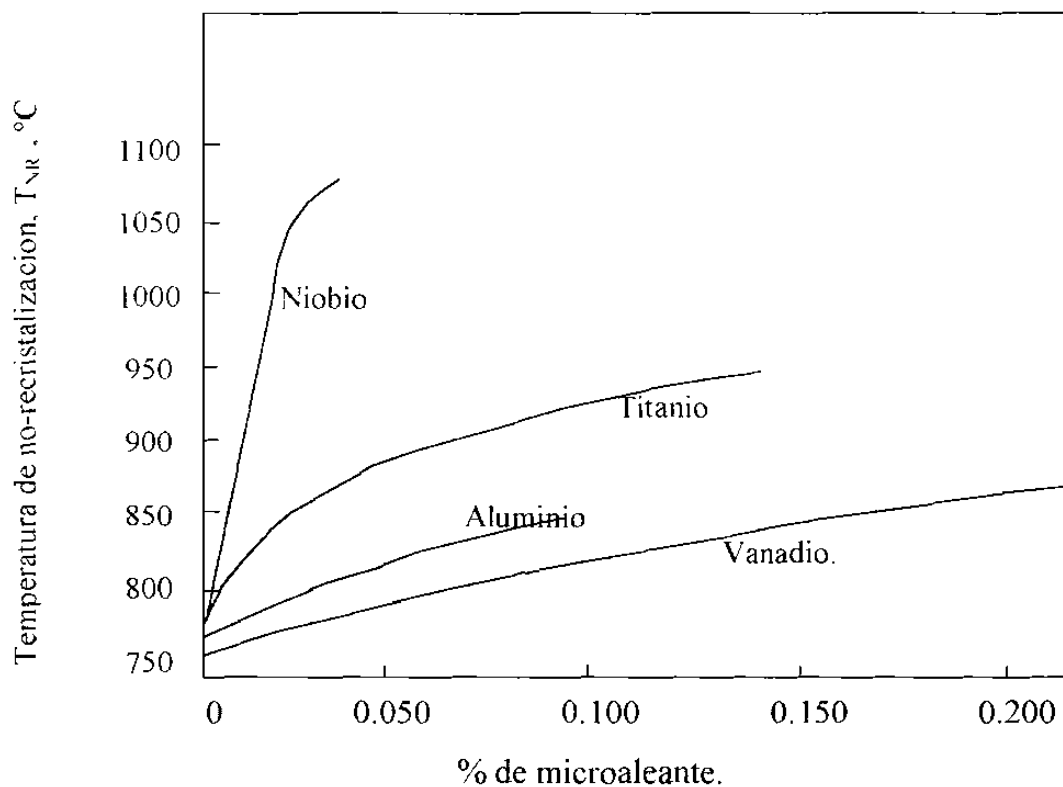


Figura 5.8. Aumento en la temperatura de no recristalización, T_{NR} , por efecto de los microaleantes en un acero con; 0.07C, 1.4Mn, 0.25Si. (62)

De la Figura 5.8. se ve que el niobio tiene el mayor efecto en elevar la T_{NR} por lo cual es el elemento más usado en aceros microaleados.

De acuerdo con la Figura 5.8 el vanadio casi no eleva la temperatura de no-recristalización, pero se usa para fines de endurecimiento por precipitación de carburos de vanadio en la ferrita, para lo cual se requiere que el contenido de carbono sea superior a 0.12%. Algo parecido sucede con el molibdeno, (54). El titanio tampoco es muy útil para retardar la recristalización de la austenita, pero es muy efectivo para prevenir el crecimiento de grano de acuerdo con las Figuras 5.5 y 5.7.

5.8. Composición de la austenita.

Los elementos de aleación en los aceros pueden dividirse en 2 categorías:

a) Aquellos aleantes que permanecen en solución durante todo el proceso termomecánico, es decir aleantes que no participan en reacciones de precipitación.

b) Aleantes que si precipitan durante la laminación.

Los aleantes que no precipitan durante la laminación pueden a su vez subdividirse en 4 tipos:

a) Aleantes que pueden controlar o retardar la precipitación en la austenita durante la laminación en caliente.

b) Aleantes que disminuyen la temperatura de transformación de la austenita.

c) Aleantes que producen endurecimiento de la ferrita por solución sólida.

d) Aleantes que permiten optimizar las propiedades finales.

Mientras que la precipitación de EMA es de vital importancia para un correcto acondicionamiento de la austenita durante el procesamiento termomecánico, suficiente cantidad de EMA debe agregarse para que quede en solución en la austenita para que pueda ocurrir endurecimiento por precipitación en la ferrita. Idealmente, la cantidad de precipitados formados en la austenita

debería ser el mínimo requerido para producir el efecto metalúrgico deseado. Las interacciones entre las temperaturas de laminación, recristalización y precipitación se muestran en la Figura 5.9 (61).

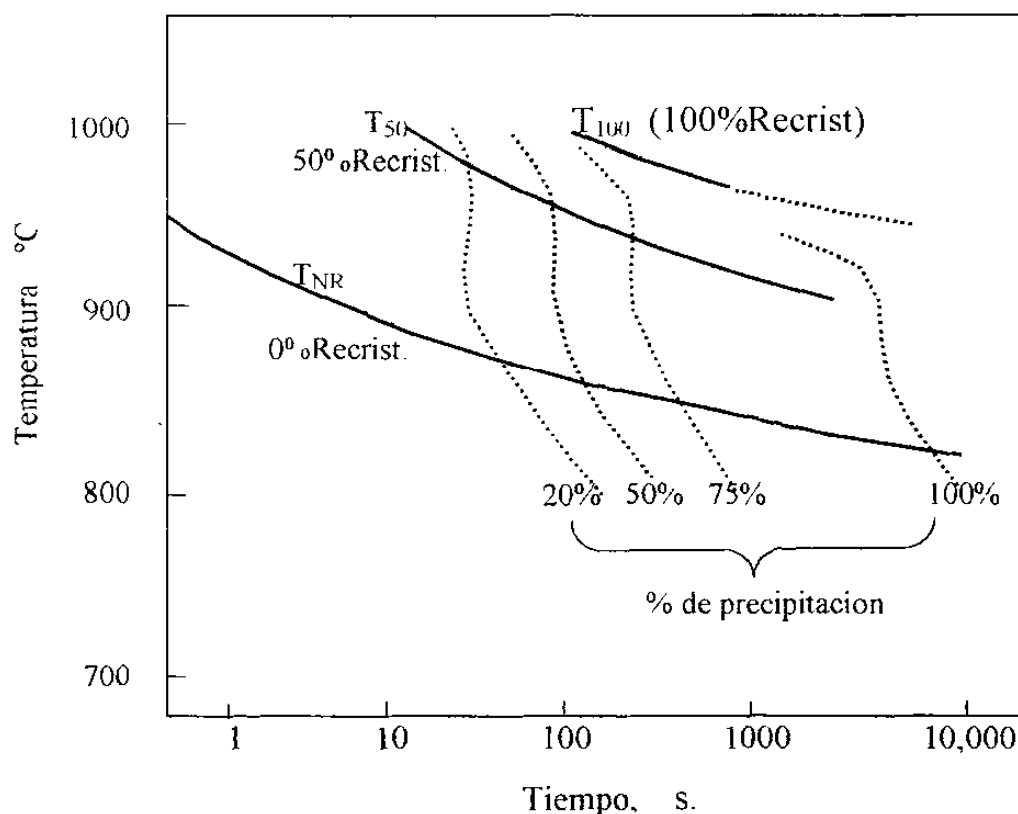


Figura 5.9. Porcentaje de recristalización y precipitación en un acero al niobio después de 50% de deformación. Acero con 0.10%C, 0.99%Mn, 0.040%Nb, y 0.08%N (61).

En la Figura 5.9 se presentan los porcentajes de precipitación en la austenita para un acero con 0.99%Mn y 0.040%Nb. El porcentaje de precipitación en la austenita, para cualquier proceso, puede disminuirse agregando elementos tales como manganeso (64) y molibdeno debido a su influencia sobre la solubilidad de NbC en la austenita. Otra manera de reducir la intensidad de precipitación en la

austenita es mediante una disminución del contenido de nitrógeno (actividad del nitrógeno). Los nitruros y los carbonitruros de varios elementos microaleantes precipitan a altas temperaturas durante la laminación en caliente (65) y, con ello, bajos contenidos de nitrógeno o adiciones de titanio favorecen la retención máxima de microaleantes en la austenita al final del proceso de laminación.

5.9. Temperaturas de transformación de la austenita, A_{r3} y B_s

El grado de refinación de la estructura final a la que se transforma la austenita, ya sea ferrita, perlita o bainita, es en realidad lo que se desea controlar para optimizar las propiedades mecánicas. Entre más finas sean estas microestructuras finales más fuerte y tenaz será el acero producido. Este refinamiento es favorecido por una austenita bien acondicionada lo cual proporcionará una alta tasa de nucleación de ferrita y, por lo tanto, una baja velocidad de crecimiento de la misma. Por lo tanto la situación ideal involucraría la transformación de una austenita con un alto valor S_v , y que ocurriera a una muy baja temperatura de transformación, ya sea A_{r3} para ferrita proeutectoide o B_s para bainita. Esta combinación de alta S_v en la austenita y bajas temperaturas de transformación producirán una microestructura final muy fina.

La influencia de diversos elementos de aleación sobre las temperaturas A_{r3} y B_s en aceros de baja aleación con enfriamiento continuo ha sido estudiada extensamente. Por ejemplo, se han encontrado las siguientes ecuaciones en función de la composición química y del espesor de la placa:

$$A_{r3} = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo + 0.35(t-8) \quad (5.4)$$

En esta ecuación A_{r3} está en °C, los elementos están en por ciento en peso y el

espesor de la placa está en mm (61)

$$Bs (\text{°C}) = 830 - 270C - 90Mn - 37Ni - 70Cr - 83Mo \quad (5.5)$$

(66)

En las ecuaciones (5.4) y (5.5) no se incorporan los efectos ni del niobio ni del vanadio, ni del titanio. De todos los elementos microaleantes el niobio tiene el efecto mayor en la reducción de la temperatura Ar_3 , como se muestra en la Figura 5.10 (65).

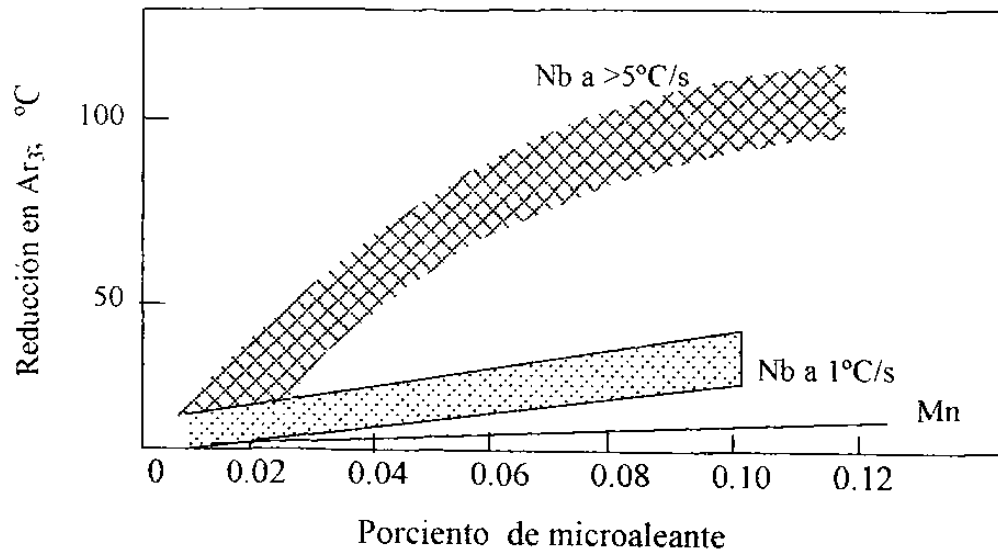


Figura 5.10. Efecto del manganeso y del niobio en la temperatura de descomposición de la austenita.

Si la deformación induce la precipitación de NbC durante la laminación, esto tenderá a aumentar la temperatura de inicio de la ferrita, Ar_3 . En aceros sujetos a enfriamiento acelerado, la correcta combinación de niobio en solución, tamaño de grano de la austenita (o refinación) y la velocidad de enfriamiento debe ser balanceada para asegurar la transformación a ferrita en el intervalo óptimo de temperatura. El efecto del niobio disuelto es a menudo combinado con boro o

molibdeno para producir ferrita acicular o bainita en placa enfriada lentamente al aire (54).

5.10. Precipitación en la austenita.

El control de la precipitación de carburos y nitruros en la austenita es un aspecto importante del correcto diseño de la aleación y del tratamiento termomecánico. Esto se debe a que la precipitación de partículas puede ser usada para lograr varias funciones metalúrgicas críticas durante el procesamiento del acero (54). Por ejemplo, la precipitación en la austenita puede ser usada para controlar tanto la temperatura de crecimiento de grano como la temperatura de recristalización de la austenita

El control de la cantidad de precipitación en la austenita es también muy importante ya que como se dijo la cantidad de microaleante en solución puede contribuir a disminuir la temperatura de transformación, así como al eventual endurecimiento por precipitación de la ferrita.

Además, la precipitación tanto en la austenita como en la ferrita puede ser usada para lograr un acero libre de intersticiales (aceros LI o IF), lo cual es muy necesario para producir aceros de alta troquelabilidad, así como para evitar el defecto de bandeo asociado con la discontinuidad en el límite elástico.

5.11. Descripción de los precipitados.

Cualquier arreglo de precipitados pueden ser definidos con tres parámetros:

- a) La fracción en volumen precipitada, f_v ,
- b) El radio medio de las partículas precipitadas, \bar{r}
- c) El espaciamiento interpartícula, L

$$\text{Según Gladman (57); } L = 2\bar{r} (\pi/4 f_v)^{1/2} \quad (5.6)$$

Dado que la fracción en volumen, f_v , está fijada por la composición química total, entonces la efectividad metalúrgica de un arreglo de precipitados variará con el tamaño de los precipitados (54)

Por lo tanto, para obtener el mayor beneficio de un arreglo de precipitados es necesario controlar f_v y \bar{r} . La magnitud de f_v está determinada por la diferencia en los productos de solubilidad, mientras que el tamaño de las partículas es determinado por su temperatura de formación.

5.12. Productos de solubilidad (K).

Los productos de solubilidad relativos a la precipitación de microaleantes se refieren a la constante de equilibrio. El enfoque de los productos de solubilidad se puede explicar mediante el ejemplo de la disolución de los carburos de niobio (NbC)

Durante el recalentamiento del acero en planchón, la temperatura de empape inicial es alrededor de 1300 °C. A esta temperatura y dando el tiempo suficiente los carburos de niobio se disuelven en la austenita de acuerdo con la siguiente reacción química: $\text{NbC}_{(s)} \longrightarrow \text{Nb}_{(s)} + \text{C}_{(gr)}$

Para la reacción anterior el cambio de energía libre de Gibbs es:

$$\Delta G \text{ (joules/mole)} = 130.122 - 1.67T \quad (67)$$

T está en °K; NbC, Nb_(s), y C_(gr) se consideran como componentes puros en estado estable a cierta temperatura, lo cual se conoce como estado estándar Raoultiano. Sin embargo también se puede usar el estado estándar Henriano cuyo concepto se dá a continuación.

El estado estándar Henriano se obtiene de la Ley de Henry, en la cual se considera que los solutos, Nb y C en este caso, se encuentran en la austenita en una cantidad muy pequeña, es decir se tiene la Ley de Henry para soluciones muy diluidas, para las cuales se ha encontrado que las actividades termodinámicas de los solutos son iguales a su porcentaje en peso. Para propósitos prácticos se consideran soluciones diluidas aquellas en que los solutos se encuentran en cantidades menores de 0.2%. Por lo tanto para los aceros microaleados en los cuales los solutos se encuentran en cantidades menores de 0.05%, es perfectamente correcto considerar que por ejemplo:

$$a_{\text{Nb}} = \% \text{Nb}, \quad \text{y} \quad a_{\text{C}} = \% \text{C}, \quad \text{etc.}$$

Sin embargo la ecuación general para calcular actividades en el estado líquido es como sigue, para el caso del carbono disuelto en el hierro:

$$\begin{aligned} \text{Log}(a_{\text{C}}) = & \text{Log}(\% \text{C}) + e_{\text{C}}^{\text{S}} (\% \text{S}) + e_{\text{C}}^{\text{C}} (\% \text{C}) + e_{\text{C}}^{\text{P}} (\% \text{P}) + e_{\text{C}}^{\text{Mn}} (\% \text{Mn}) \\ & + e_{\text{C}}^{\text{O}} (\% \text{O}) + \text{etc.} \end{aligned} \quad (5.7)$$

Como es bien sabido, la actividad de todo gas es igual a su presión parcial, es decir: $a_{\text{g}} = p_{\text{g}}$. pero para soluciones líquidas se usa la ecuación (5.7)

Para soluciones sólidas las ecuaciones para calcular actividades de solutos son todavía más complejas.

Los coeficientes de interacción son factores que se usan para modificar las actividades de los elementos que están en aleación en un cierto metal líquido. Estas actividades normalmente se determinan para un cierto soluto cuando está solo en el metal, pero cuando hay otros aleantes presentes entonces es necesario modificar las actividades simples, pues cada aleante se comporta de manera diferente cuando están solos en la aleación que cuando están en presencia de otros aleantes.

Los coeficientes de interacción se representan por el siguiente símbolo;

e_{xy} – coeficiente de interacción entre el elemento “x” y el elemento “y”.

En la Tabla 5.1. se presentan algunos valores de coeficientes de interacción.

Tabla 5.1. Coeficientes de interacción

X	Y →									
	C	Si	Mn	P	N	Cr	Ni	O ₂	S	Al
N	0.25	0.05	-0.02	0.05	0.0	-0.45	¿	0.05	0.013	0.003
Si	0.20	0.32	0.0	0.095	0.093	¿	0.005	-0.25	0.057	0.003
O ₂	-0.32	-0.10	0.00	-0.32	0.057	-0.005	0.008	-0.20	0.0	0.04
C	0.23	0.10	-0.002	0.047	0.111	-0.024	0.012	-0.24	0.00	0.48
Cr	-5.1	¿	¿	¿	-0.045	0.0	¿	-0.041	-0.028	¿
H	0.045	0.027	-0.14	¿	¿	0.04	0.001	¿	0.008	0.013
P	0.12	0.095	-0.012	0.0	0.113	¿	¿	-0.062	0.043	¿
S	0.24	0.066	-0.025	¿	0.03	-0.022	¿	-0.18	-0.023	0.058

Para el caso de disolución de los nitruros de niobio, la Ley de Henry para soluciones diluidas quedaría;

$$a_{Nb} = f_{Nb}(X_{Nb}), \quad \text{sólo para cuando } X_{Nb} \rightarrow 0$$

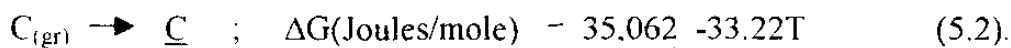
donde a_{Nb} es la actividad del niobio en la austenita, X_{Nb} es la fracción molar del niobio en solución y f_{Nb} es la fugacidad o coeficiente de actividad del niobio.

Pero para soluciones altamente diluidas ($X_{Nb} \rightarrow 0$), $f_{Nb} \rightarrow 1$.

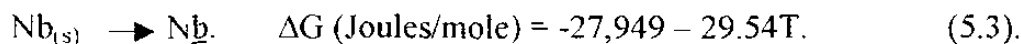
Además, para problemas industriales en vez de fracciones molares se emplean porcentajes en peso y por lo tanto, la actividad para microaleantes en general es:

$$a_{Nb} = \%Nb \quad \text{Sólo cuando } \%Nb < 0.2$$

Regresando a la reacción de disolución del NbC en la austenita a altas temperaturas, el cambio en energía libre (Joules/mole) al disolverse el carbono y el niobio en la austenita es: (68)



A su vez el niobio se disuelve según la reacción:



La reacción total de disolución del carburo de niobio es:

$NbC_{(s)} \rightarrow \underline{Nb} + \underline{C}$, y el cambio de energía está dado por la suma de las dos reacciones:

$$\Delta G = 137,235 - 64.43T = -2.303RT \log \left[\frac{a_{\underline{Nb}} \cdot a_{\underline{C}}}{a_{NbC(s)}} \right]$$

Pero $a_{NbC(s)} = 1$ y $a_{\underline{Nb}} = \%Nb$, y $a_{\underline{C}} = \%C$, por lo tanto:

$$\Delta G = 137,235 - 64.43T = -2.303RT \log \{ (\%Nb)(\%C) \}$$

Por lo tanto, el producto de solubilidad según éstos cálculos es:

$$\log(\%Nb)(\%C) = 3.36 - 7167/T$$

5.13. Métodos para determinar K.

En la práctica se han usado varias técnicas para determinar experimentalmente los productos de solubilidad para precipitados de microaleantes. Estos métodos son los siguientes:

- A. Cálculos termodinámicos.
- B. Separación química y aislamiento de precipitados.
- C. Equilibración de una serie de aceros con concentraciones diferentes de Nb, bajo atmósfera de H_2-CH_4 , después de lo cual se determinan las concentraciones de carbono.
- D. Mediciones de dureza.

- E. Análisis estadístico de productos de solubilidad publicados previamente.
- F. Análisis de pruebas microquímicas/átomo.

En la Tabla 5.2 se muestran algunos de estos productos de solubilidad para el Niobio:

Tabla 5.2. Productos de solubilidad para carburos y nitruros de Niobio en austenita.

Sistema	Producto de solubilidad.	Método
Carburos	$\text{Log}(\% \text{Nb})(\% \text{C}) = 2.9 - 7500/T$	D (68)
“	“ $= 4.37 - 9290/T$	C (69)
Nitruros	$\text{Log}(\% \text{Nb})(\% \text{N}) = 4.04 - 10230/T$	C (70)
“	“ $= 2.8 - 8500/T$	B (71)
Carbonitruros	$\text{Log}(\% \text{Nb})(\% \text{C})(\% \text{N}) = 4.09 - 10500/T$	B (68)
“	$\text{Log}(\% \text{Nb})(\% \text{C} + \% \text{N}) = 1.54 - 5860/T$	B (68)

5.14 Gráfica de productos de solubilidad.

Los productos de solubilidad pueden ser graficados de 2 maneras. Una manera es graficar el niobio disuelto (Nb), contra el carbono disuelto (C), es decir en una escala lineal. Luego dar un valor a la temperatura y graficar una isoterma la cual dará una curva en forma de hipérbola. La otra manera es graficar sobre ejes con escalas logarítmicas, con lo cual la isoterma será una línea recta, tal y como se muestra en la figura 5.11.

De la Figura 5.11 se puede apreciar que a una temperatura de 1300 °C (temperatura de recalentamiento del planchón antes de entrar a la laminación) alrededor de 0.05%Nb se disuelve en la austenita, si se le permite el tiempo suficiente para ello. Además dado que en aceros microaleados se trabaja con menos de 0.05%Nb, entonces se puede suponer que prácticamente todo el Nb se

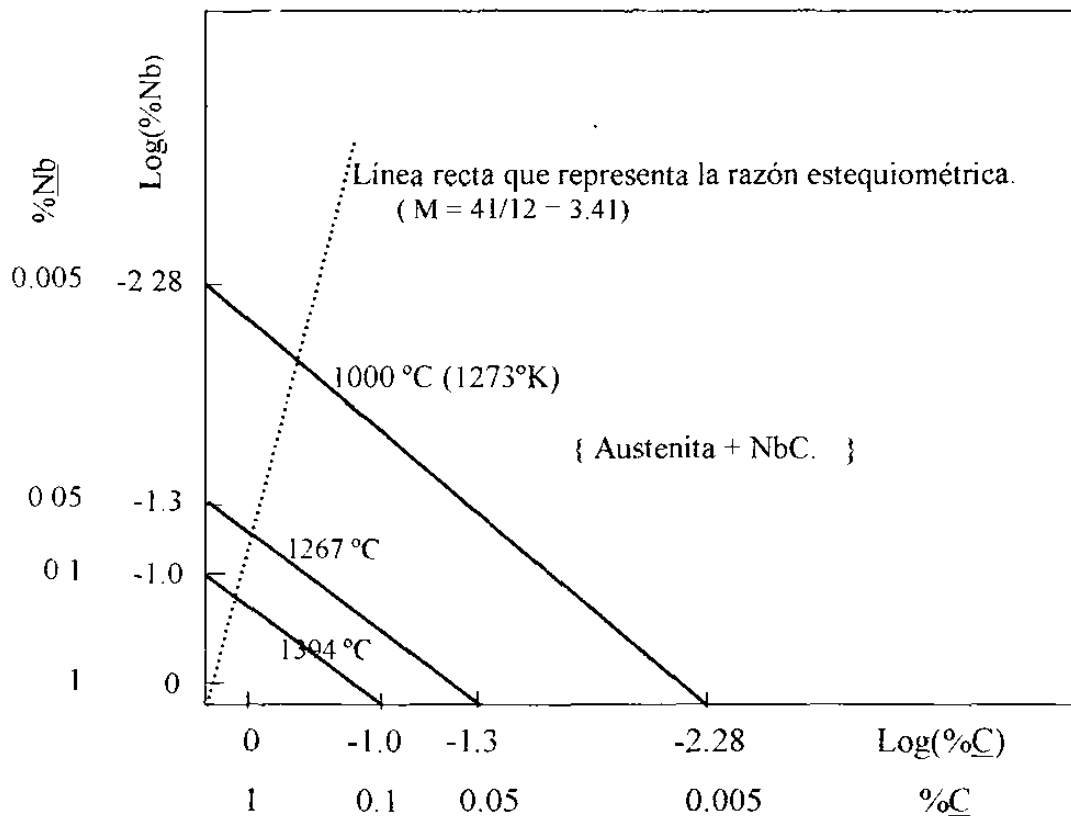


Fig. 5.11: Diagrama de solubilidad hipotética, que describe el equilibrio entre NbC y la austenita a varias temperaturas (72).

disuelve. Posteriormente durante la laminación y enfriamiento comienzan a precipitar los carburos de niobio. Esta precipitación puede ser de dos tipos (67); aquella que sucede debido al enfriamiento y la que sucede durante o después de la laminación. La precipitación debida al enfriamiento antes de la laminación es muy poca dado que es muy lenta. Al segundo tipo de precipitación se le conoce como precipitación inducida por deformación. También hay que considerar que se tendrían los precipitados que no lograron disolverse durante el calentamiento a 1300 °C.

5.15. Efecto de otros elementos en la precipitación.

Koyama y colaboradores (73 a 75) han estudiado la influencia de varios elementos sobre la solubilidad de NbC en la austenita. Tales elementos pueden afectar la solubilidad de los NbC en la austenita alterando los coeficientes de actividad tanto del niobio como del carbono. Por ejemplo, el producto de solubilidad para el NbC en austenita sin otros aleantes, a 1150 °C, es de aproximadamente 0.005. Pero al agregar Mn aumenta $\log K$ en aproximadamente 5% por cada 1% de Mn agregado, mientras que la adición de Si reduce $\log K$ por aproximadamente 45% por cada 1% de Si agregado. El producto de solubilidad a 1150 °C para un acero que contenga 1.5% Mn y 0.4% Si se calcula en 0.004. Por lo tanto la adición tanto de Mn como de Si redujo el producto de solubilidad en aproximadamente 20%.

5.16. Efecto del tamaño de partícula sobre K.

Normalmente las partículas más pequeñas tienden a ser menos estables termodinámicamente que las partículas grandes. Se ha visto que el tamaño de partícula tiene un efecto importante sobre la solubilidad de los precipitados, sobre todo cuando el radio de la partícula es menor de 5 nm (76, 77 y 78). Precipitados de este tamaño son lo que normalmente se encuentran en aceros microaleados.

La precipitación ocurre debido a que la solubilidad disminuye al reducirse la temperatura, con lo que la solución sólida se vuelve supersaturada a menores temperaturas. Si se da tiempo suficiente para difusión, esta supersaturación produce precipitación.

La cantidad de precipitación inducida por deformación que se produce al disminuir la temperatura depende de varios factores, aún para un único EMA. El

factor principal es la composición del precipitado que se forma (54). Los estudios han demostrado que la naturaleza del precipitado es una función tanto de la razón carbono/nitrógeno presentes en el acero, así como de la temperatura de formación de los precipitados, como se muestra en la Figura 5.12 (65)

Por ejemplo, los resultados presentados en la Figura 5.12 indican que los carbonitruros de niobio ricos en carbono son favorecidos en aceros con carbonos altos ($\%C \approx 0.15$) y por bajas temperaturas de precipitación. Por su parte los carbonitruros de niobio ricos en nitrógeno son favorecidos por contenidos altos de nitrógeno o por altas temperaturas de precipitación. Si se desea evitar la precipitación de altas temperaturas, ya sea por razones de calidad superficial en aceros de colada continua, o para reducir la cantidad de precipitación que pueda ocurrir en la austenita durante la laminación en caliente, entonces es necesario agregar un tercer elemento que tenga una alta afinidad por el nitrógeno tales como el aluminio o el titanio. La adición de aluminio o titanio a un acero con niobio puede llevar a una drástica reducción en la cantidad de nitrógeno en los carbonitruros de niobio (65). Esto significa que los carbonitruros que se formen serán ricos en carbono se formarán en un intervalo menor de temperaturas y se formarán a temperaturas más bajas. El efecto total de ésta división del nitrógeno es que menos carbonitruros de niobio precipitarán durante la laminación en caliente de lámina delgada, cuando por ejemplo se agregue titanio al acero. Dado que más niobio estará disponible para precipitación en la ferrita se tendrán resistencias mecánicas mucho mayores (79).

5.17. Grietas en planchones de colada continua.

Otro beneficio resultante de controlar el nitrógeno a través de terceros elementos como el titanio, se refiere a los defectos superficiales que se forman en planchones de colada continua. La precipitación a alta temperatura de

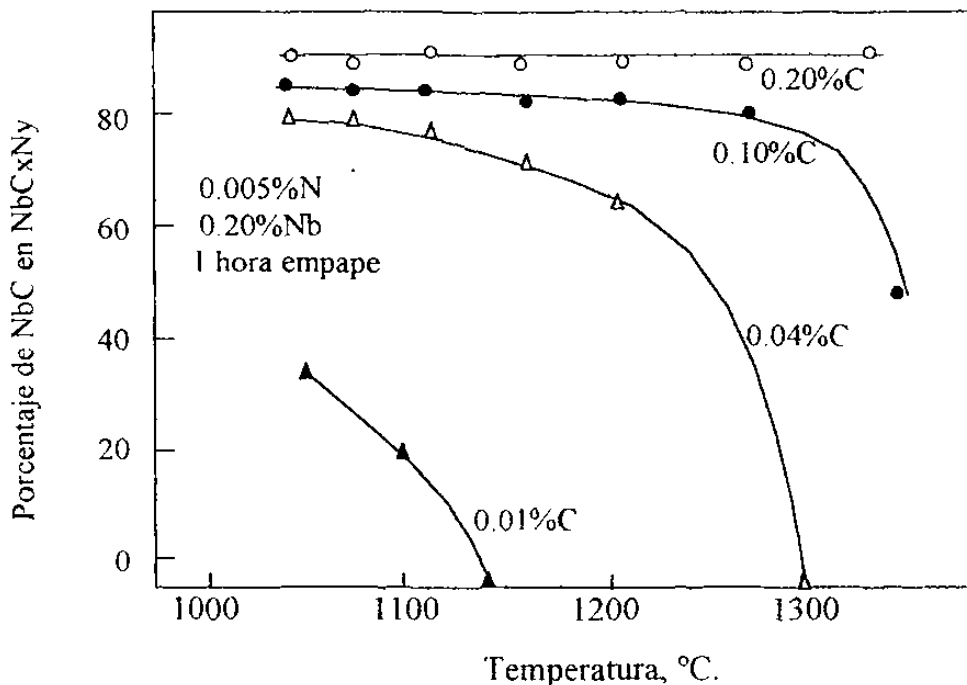


Fig. 5.12: Cambios en la composición de NbC_xN_y en función del contenido de carbono y de la temperatura de precipitación (65).

compuestos de niobio ricos en nitrógeno se ha visto como responsable de la caída en ductilidad en caliente de la austenita, lo cual puede producir grietas superficiales (54). Sin embargo cuando el nivel de nitrógeno en la austenita es reducido, ya sea por metalurgia de olla o por combinación con titanio, la calidad superficial muestra una gran mejoría.

5.18. Efecto de la cédula de laminación sobre la precipitación.

La velocidad con que se alcance la concentración de equilibrio del soluto mediante la precipitación depende mucho de las cédulas de laminación, como se muestra en la Figura 5.9 (61). La velocidad de deformación y los ciclos temperatura-reducción varían mucho para diferentes molinos y para diferentes

tipos de producto. El efecto neto de estas diferencias sobre la composición de la austenita se ilustran esquemáticamente en la Figura 5.13. (54).

De la Figura 5.13 se ve que un aumento en la temperatura de acabado produce un aumento en el endurecimiento por precipitación, sobre todo para un molino steckel y esto puede llevar a un aumento en la resistencia si se mantienen los tamaños finos de grano, como se muestra en la Figura 5.14.

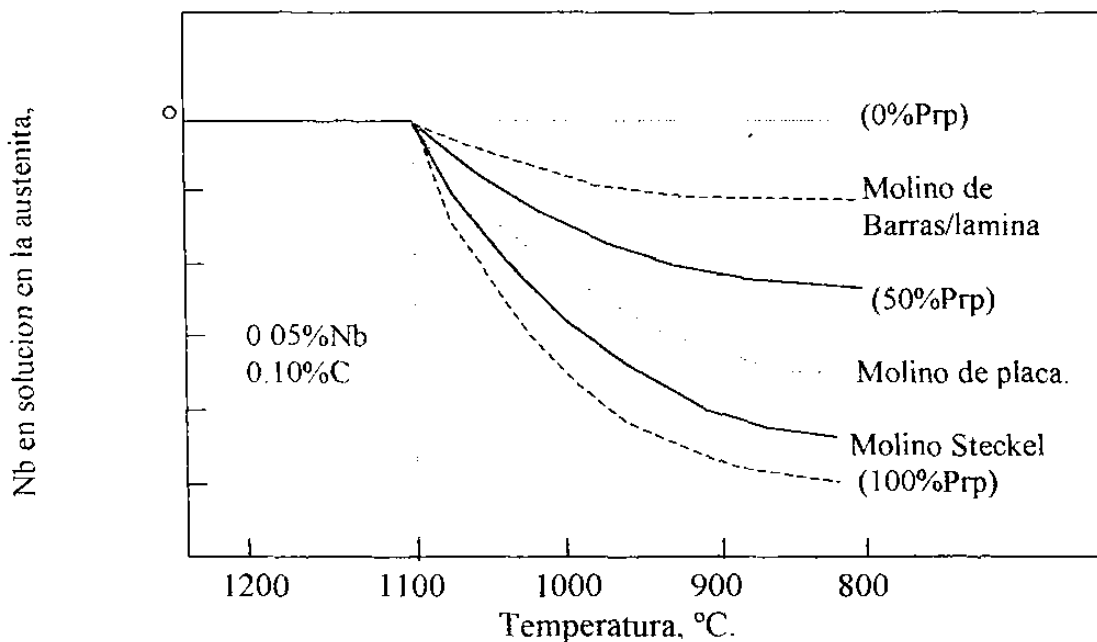


Figura 5.13: Efecto del proceso de laminación sobre el grado de precipitación de carburos de Niobio durante la laminación. (54)

Hulka (80) estudió el efecto de la temperatura de acabado en un molino de placa sobre el grado de precipitación y sus resultados se dan en la figura 5.15.

5.19. Efecto del carbono.

El niobio que permanece en solución justo antes de la transformación normalmente endurece por precipitación en la ferrita. Para un cierto porcentaje

de niobio o de vanadio residual en la austenita, el aumento en resistencia a la cedencia es una función del contenido de carbono como se muestra en la figura

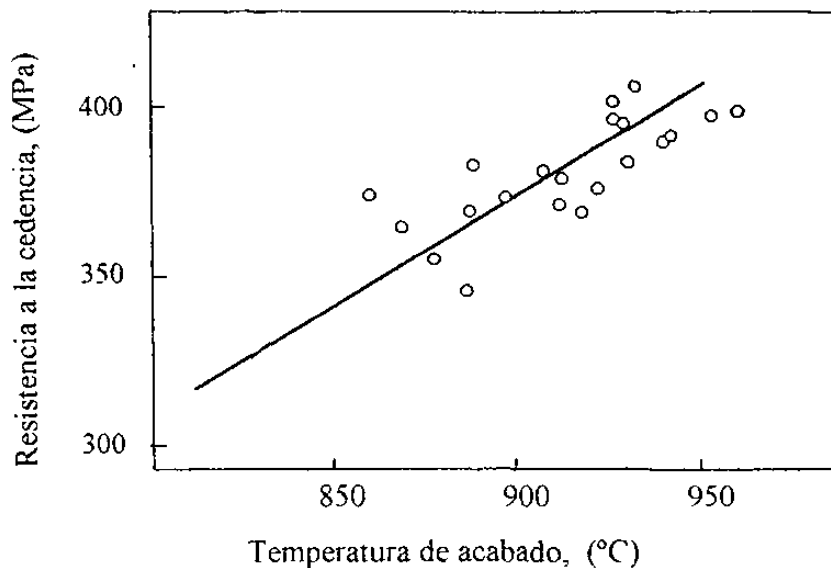


Figura 5.14: Efecto de la temperatura de acabado sobre la resistencia a la cedencia de un acero al niobio (0.05%Nb) (54)

5.16 (81). De esta gráfica se aprecia que para contenidos muy bajos de carbono se reduce mucho la efectividad de endurecimiento por precipitación de los carburos de vanadio, lo cual ha llevado a un rediseño de los aceros microaleados ya que actualmente se busca el menor contenido de carbono en los llamados aceros con ultrabajo carbono (54).

5.20. Efecto del manganeso y del silicio.

Otro factor que puede afectar la cantidad de precipitación de microaleantes en la austenita es la presencia de solutos tales como el manganeso y el silicio. La influencia de estos elementos en la solubilidad de NbC en la austenita ha sido estudiada por Paljere y coautores (78). El manganeso aumenta el límite de solubilidad del NbC en la austenita por aproximadamente 8% por cada 1% de

manganeso, mientras que el silicio reduce tal solubilidad por aproximadamente 50% por cada 1% de silicio agregado. El manganeso también afecta a la cinética de precipitación en la austenita (64). La nariz de la curva C para la precipitación de NbC en la austenita ocurre a aproximadamente 0.5 segundos para 0.42% Mn y a aproximadamente 17 segundos para 1.25% de manganeso en la austenita.

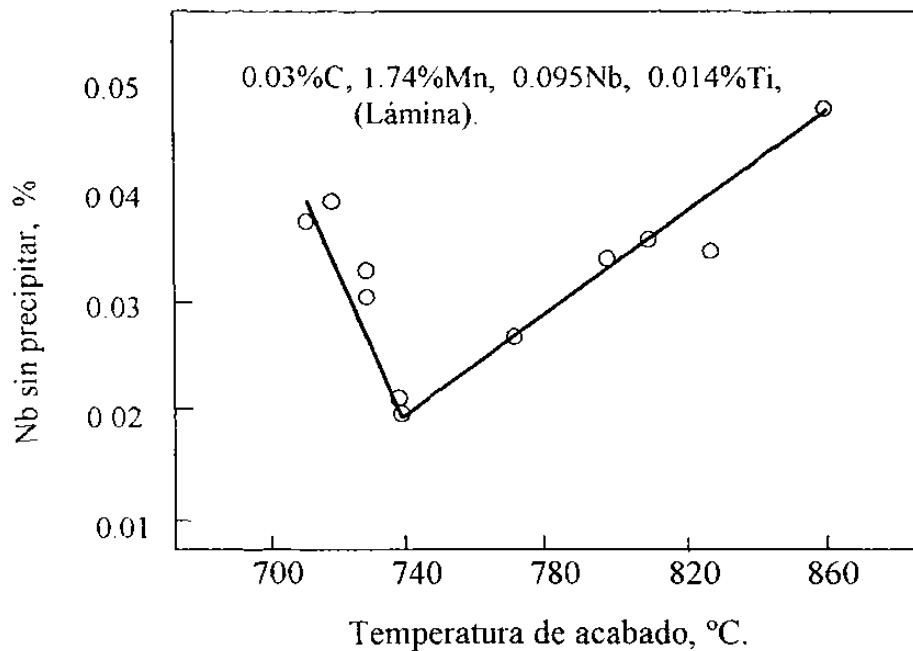


Figura 5.15: Efecto de la temperatura de acabado sobre el niobio residual en la austenita al tiempo de la transformación (80)

5.21. Precipitados y reacciones metalúrgicas.

Algunas reacciones metalúrgicas tales como la recristalización y el crecimiento de grano tienden a ocurrir cuando se tienen las siguientes condiciones: (1) la fuerza motriz para la reacción es mayor que la fuerza retardatoria, (2) la velocidad de difusión es lo suficientemente alta (67).

Dado que la mayoría de los procesos metalúrgicos ocurren a temperaturas elevadas, la condición de movilidad atómica es normalmente satisfactoria. Por lo tanto la presencia o ausencia de una reacción metalúrgica es a menudo gobernada

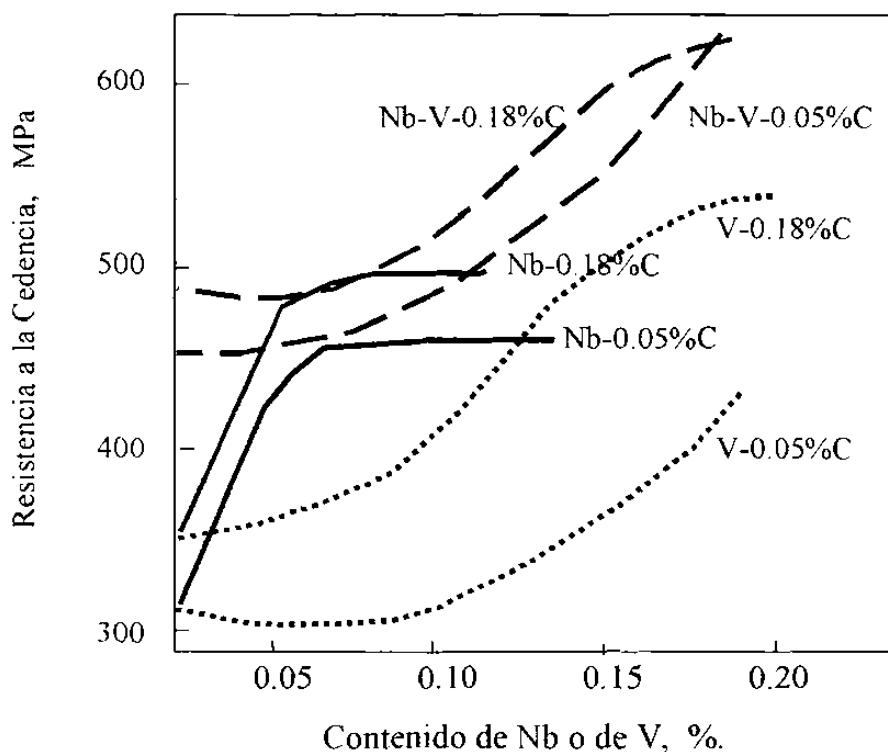


Figura 5.16: Efecto del niobio, del vanadio y del carbono en la resistencia a la cedencia de aceros laminados en caliente. (54)

por el balance entre las fuerzas motrices y las fuerzas retardatorias. Uno de los papeles importantes de los precipitados es a través de las fuerzas de anclaje que dichos precipitados pueden generar sobre el movimiento de las dislocaciones. Dependiendo de la reacción metalúrgica en particular, una cierta dispersión de precipitados puede o no ser efectiva (67). Por ejemplo se sabe que la fuerza motriz para crecimiento de grano es muy pequeña, siendo sólo del 1% de la necesaria para recristalización (82). Por lo tanto, las dispersiones de partículas que pueden retardar la recristalización pueden también retardar el crecimiento de grano, pero lo inverso no es cierto. Por ello es que es importante reconocer que

cada reacción metalúrgica tiene su propia fuerza motriz crítica, la cual debe de ser mayor que la fuerza de anclaje de los precipitados para que pueda ocurrir tal reacción.

5.22. Temperatura de crecimiento de grano.

Una microestructura de grano fino contiene una gran cantidad de límites de grano por unidad de volumen. El área de límites de grano representa un exceso de energía libre que el sistema desearía eliminar mediante un crecimiento de grano. Los granos pueden crecer por uno de dos mecanismos (1) crecimiento de grano normal o primario (83) y (2) crecimiento de grano anormal o recristalización secundaria. (84). Gladman (85) igualó la fuerza motriz para crecimiento de grano (la reducción de área de límites de grano por unidad de volumen), con la fuerza de anclaje ejercida por las partículas sobre el límite de grano y obtuvo la siguiente ecuación:

$$r_c = (6R_0 f / \pi) \left(\frac{3}{2} - \frac{2}{Z} \right)^{-1} \quad (5.8).$$

donde; r_c es el tamaño crítico del precipitado,

f es la fracción en volumen de las partículas precipitadas

R_0 es el tamaño medio de grano.

Z es una constante que representa la razón de los radios de los granos en crecimiento al radio medio de grano.

La ecuación (5.8) indica que para una dispersión dada de partículas, cuando el tamaño de partícula excede a r_c , los granos de la austenita primaria ya no pueden ser anclados y comenzará un crecimiento anormal de grano.

La temperatura de crecimiento de grano T_{cg} se define como aquella por arriba de la cual el grano crecerá mediante recristalización secundaria y se relaciona con

la temperatura por arriba de la cual los precipitados no disueltos ya no pueden suprimir el crecimiento de grano. El efecto de diversos microaleantes sobre el crecimiento de grano durante el recalentamiento se muestra en la Figura 5.7.

Parece que el grano final promedio de la austenita no depende mucho del tamaño de grano recalentado antes de la laminación (86), si parece que la distribución de tamaños de grano alrededor de la media es mucho más pequeña cuando las temperaturas de recalentamiento se mantienen por debajo de la temperatura de crecimiento de grano (78)

5.23. Temperatura de no-recristalización. (T_{nr})

Se entiende en general que cuando aleaciones con dos fases se deforman y luego se recocen, la recristalización es retardada por partículas con diámetros menores de 300 nm y con distancias interpartículas menores de 1000 nm (87). Así mismo, la recristalización puede ser acelerada por partículas con diámetros mayores de 300 nm y con distancias interpartículas mayores de 1000 nm (87). Este comportamiento sin embargo se vuelve más complejo cuando se consideran a la vez la deformación y el recocido de una solución sólida sobresaturada. En general la recristalización de la austenita será suprimida cuando la fuerza de anclaje (F_{anc}) ejercida por las partículas sobre los límites de grano de la austenita, o sobre los límites de los subgranos, excede a la fuerza motriz para recristalización (F_{rxn}) (67).

La investigación relativa a los efectos retardatorios de las partículas de segundas fases sobre la migración de los límites de grano se inició desde los 1940' s, con el trabajo original de Zener (88). Zener postuló que cuando hay partículas presentes en la vecindad de un límite de grano, la energía efectiva del

límite de grano disminuye. Esta reducción en la energía del límite de grano ocurre debido a que el área superficial de las partículas de segundas fases reemplaza una porción del límite de grano. Por lo tanto el movimiento de un límite de grano alejándose de las partículas requiere de trabajo o energía debido a un aumento en el área del límite de grano (82). Este trabajo fue después ampliado (85) para considerar el movimiento de los límites de grano a través de un arreglo regular de partículas por unidad de área (N_s). Por lo tanto la fuerza total de anclamiento (F_{anc}) de las partículas, correspondiente a un arreglo de partículas con radio r , que se ejerce sobre un límite en movimiento se expresó como sigue:

$$F_{anc} = 4r\sigma N_s \quad (5.9)$$

donde σ es la energía interfacial por unidad de área de límite de grano.

A partir de éstos primeros trabajos, se postularon tres modelos para explicar como las partículas de microaleantes podrían suprimir la recristalización de la austenita (85, 89 y 90). Las ecuaciones resultantes se presentan en la Tabla 5.3.

Tabla 5.3. Comparación de las ecuaciones para N_s y F_{anc} para cada modelo de fuerza de anclaje por precipitados.

Modelo	N_s	F_{anc}	Ref.
Límite rígido (R)	$3f_v / 2\pi r^2$	$6\sigma f_v / \pi r$	85
Límite flexible (F)	$3f_v^{2/3} / 4\pi r^2$	$3\sigma f_v^{2/3} / \pi r$	89
Límite de subgrano (S)	$3f_v L / 8\pi r^3$	$3\sigma f_v L / 2\pi r^2$	90

f_v Fracción de volumen precipitado.
 L Distancia media de intercepción de límites de subgranos.

Aún cuando cada modelo presentado en la Tabla 5.3 está basado en la ecuación general (5.9), difieren uno del otro por el método como se calcula N_s .

El modelo de límite rígido define N_s suponiendo que el movimiento de un límite de grano rígido es capaz de interactuar solamente con aquellas partículas que se encuentran dentro de $\pm r$ del plano del límite. (85). Por su parte el modelo de límite flexible define N_s suponiendo que un límite infinitamente flexible es capaz de interactuar con cada partícula de radio r dentro de un solo plano de un arreglo tridimensional hasta que esté totalmente anclado (89). El modelo de límite de subgrano considera el efecto de una distribución de precipitados que pudieran existir en los límites de subgranos de la austenita antes del inicio de la recrystalización.

La recrystalización en la austenita será suprimida por los precipitados de los microaleantes cuando $F_{anc} > F_{rnl}$. En general los cálculos de F_{rnl} y de F_{anc} según las ecuaciones de la Tabla 5.3 han mostrado que la diferencia entre F_{anc} y F_{rnl} no es grande (90). Por lo tanto, los tres modelos de F_{anc} indican que la recrystalización no puede ser suprimida totalmente, mientras que los estudios con microscopía de alta resolución (91 y 92), ha mostrado lo contrario, es decir que $F_{anc} > F_{rnl}$.

No fue sino hasta inicios de 1980's cuando una serie de investigaciones (86, 89, y 90), mostraron directamente el efecto de los elementos microaleantes sobre la temperatura de no recrystalización (T_{nr}) de la austenita. En cada uno de estos estudios, los aceros fueron sometidos a deformación plana por laminación a varias temperaturas. La T_{nr} se determinó usando técnicas de metalografía óptica para cada temperatura de deformación. Los resultados de uno de tales estudios (89) se muestran en la Figura 5.8, en la cual se relaciona la T_{nr} con la cantidad inicial de microaleante ya sea Cb, Ti, Al o V, en solución en la austenita.

Los niveles iniciales de solutos de la figura 5.8 fueron calculados usando los productos de solubilidad para los sistemas Nb(CN), TiN, AlN, y VN, para determinar la cantidad de microaleante en solución a varias temperaturas de recalentamiento, despreciando cualquier precipitación durante el enfriamiento a las temperaturas respectivas de deformación. Estos niveles de soluto fueron considerados constantes hasta antes de dicha deformación.

Los resultados de la Figura 5.8 muestran dos aspectos importantes. Primero, al aumentar la cantidad de adición de microaleante, se observa un aumento correspondiente en T_{nr} . Esto puede entenderse por el hecho de que un aumento en la cantidad de microaleante dará lugar a precipitados más estables. Si se considera recalentamientos y temperaturas de deformación idénticas para un mismo nivel de soluto que produce un precipitado de cierta estabilidad en la austenita, una mayor sobresaturación de soluto y, por lo tanto, una mayor fuerza motriz para precipitación producirán en el sistema un precipitado de más alta estabilidad. Esto se traduce en una mayor fracción en volumen de partículas de segundas fases que actúan para retardar la recristalización de la austenita, lo cual a su vez produce una mayor T_{nr} .

El segundo punto de interés se refiere a la efectividad de cada elemento microaleante para aumentar T_{nr} . De la figura 5.8 se ve claramente que para cualquier nivel de soluto, el niobio tiene el efecto más grande sobre T_{nr} . Este comportamiento puede entenderse en términos de la termodinámica de las especies precipitantes en conjunto con las condiciones de procesamiento del acero, como se muestra en la Figura 5.17 la cual presenta la sobresaturación como un porcentaje del total de elemento microaleante (medido usando las relaciones de solubilidad o productos de solubilidad dados en la literatura), contra la temperatura de deformación.

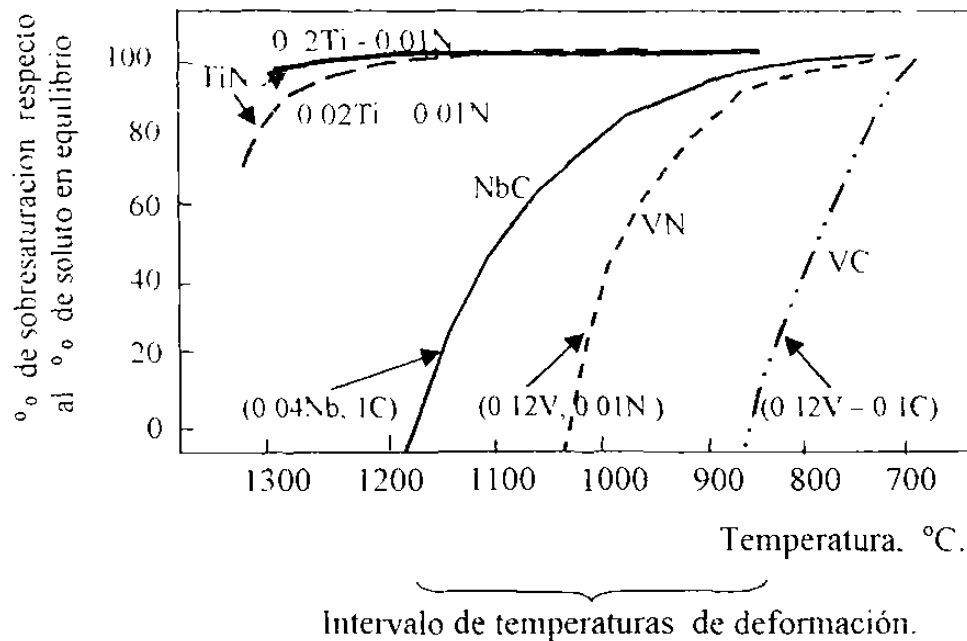


Figura 5.17: Potenciales de precipitación de varios sistemas de microaleantes.
(93)

También se muestra en la Figura 5.17 el intervalo de temperaturas de deformación (T_e) que se usan en la práctica industrial para la laminación o el forjado. En esta gráfica se muestran cuatro sistemas de precipitados diferentes, cada uno mostrando además las composiciones representativas usadas en las aleaciones comerciales. La intersección de cada curva con 0% de sobresaturación debe reflejar la temperatura de disolución para ese precipitado. Los datos de la Figura 5.18 muestran que los sistemas del titanio exhiben altas sobresaturaciones a temperaturas mayores que la temperatura normal de deformación (T_e), mientras que los precipitados del vanadio exhiben altas sobresaturaciones pero a temperaturas menores que T_e (67).

Por su parte, el sistema basado en el niobio exhibiría altas sobresaturaciones dentro del intervalo de T_e usado en la práctica industrial. El significado importante de este comportamiento es que los precipitados de titanio pueden ser usados para control a alta temperatura, es decir, control de la temperatura de

crecimiento de grano (T_{cg}) durante el recalentamiento, según la Figura 5.7. Los sistemas basados en el niobio pueden ser usados para control de temperaturas intermedias (T_{nr}). Con respecto a los sistemas basados en el vanadio, una gran parte del vanadio puede mantenerse en solución en la austenita para un eventual endurecimiento por precipitación de los productos de transformación a bajas temperaturas. (93).

Otros estudios (90 y 94), han demostrado que la precipitación en la austenita es acelerada aún más por la presencia de una alta densidad de defectos dentro de la estructura deformada en caliente. Se ha encontrado que la precipitación de Nb(CN) inducida por deformación dentro de la austenita deformada ocurre en dos etapas: Inicialmente la precipitación se observa a lo largo de los límites de grano originales de la austenita y a lo largo de bandas de deformación. Pero después comienza la precipitación general en la matriz de la austenita no- recristalizada. (94, 95 y 96).

Prosiguiendo con el trabajo inicial de Köster y Hombogen (97), la compleja interacción entre precipitación y recristalización fue estudiada con la ayuda del diagrama generalizado de Recristalización-Precipitación-Temperatura-Tiempo, o diagrama RPTT, mostrado en la Figura 5.18. En este diagrama T_{sol} se refiere a la temperatura de solución por arriba de la cual los precipitados ricos en niobio se disuelven totalmente en la austenita.

En la figura 5.18 T' es la temperatura por debajo de la cual tanto la recristalización como la precipitación compiten entre sí y T_R es la temperatura por debajo de la cual la precipitación ocurre antes que la recristalización. La región 1 en la figura 5.18 corresponde al caso en que las probetas fueron inicialmente austenizadas por arriba de T_{sol} , seguido de una deformación y mantenimiento isotérmico entre T_{sol} y T' .

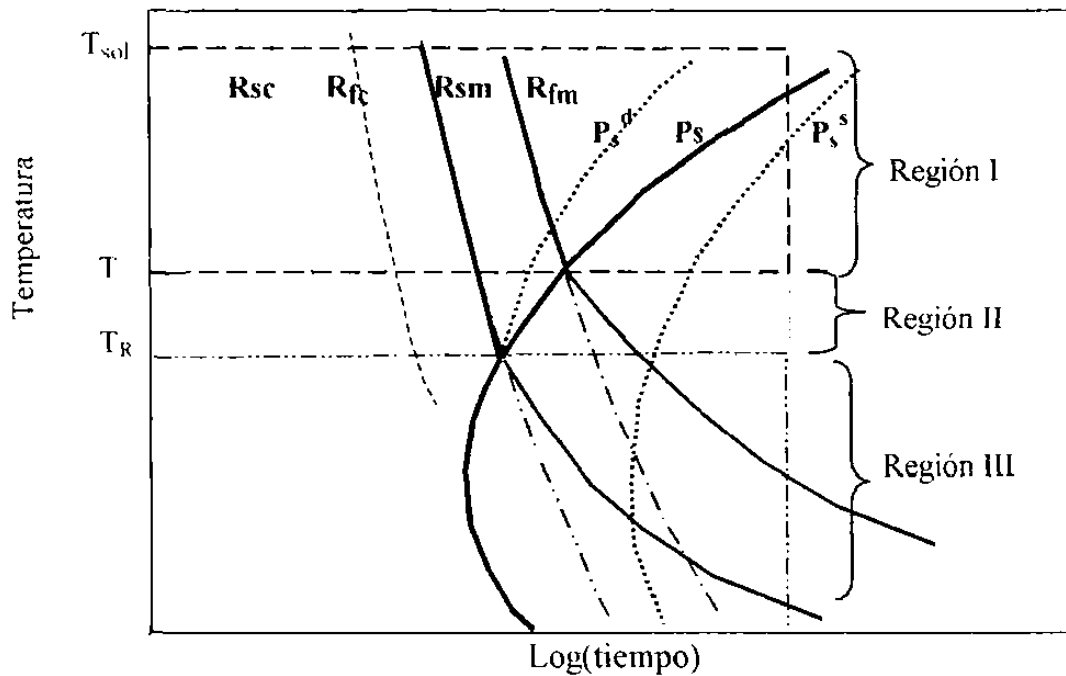


Figura 5.18: Diagrama RPTT que muestra la interacción entre la precipitación y la recristalización. R_{sm} y R_{fm} se refieren al inicio y fin de la recristalización, respectivamente en aceros microaleados; R_{sc} y R_{fc} se refieren al inicio y fin de la recristalización, respectivamente, en aceros al carbono. P_s^d y P_s^s se refieren a los tiempos hipotéticos de inicio de la precipitación en austenita deformada y sin deformar, respectivamente. P_s es el tiempo real de inicio de la precipitación. (94).

En la región I la recristalización es terminada (R_f), antes de que suceda el inicio real de la precipitación (P_s). Sin embargo dado que la precipitación ocurre en la austenita completamente recristalizada, el inicio de la precipitación puede ser acelerada. Este cambio se nota en las curvas hipotéticas P_s^d y P_s^s la primera representa el inicio de la precipitación en la austenita deformada y la segunda representa el inicio de la precipitación en la austenita gruesa in deformar (94). Este cambio se ha atribuido a la refinación de la microestructura de la austenita al disminuir la temperatura de deformación.

La precipitación en la región II ocurre después de la recristalización parcial (durante el intervalo de tiempo entre R_s y R_f). Por lo tanto una aceleración de la cinética de la precipitación se observó en esta región debido a la presencia de heterogeneidades en la austenita parcialmente recristalizada. Deberán evitarse las deformaciones que pudieran realizarse en esta región debido a las propiedades indeseables asociadas con una microestructura duplex (mezcla de granos gruesos y finos). (86, 95, 96 y 98).

Se ha visto que durante las deformaciones que se realizan bajo las condiciones de la región III, la precipitación comienza antes que la recristalización (90). Se pensó que la fuerza de anclaje por los precipitados, F_{anc} , que resultara bajo estas condiciones sería lo suficientemente grande como para impedir el desarrollo de la recristalización, como realmente se observó.

Las ecuaciones dadas en la Tabla 5.3 fallaron en predecir una F_{anc} mayor de lo calculado, lo cual ha sido explicado de la siguiente manera por algunos investigadores, (99): “Una mayor fracción en volumen de precipitados pueden estar presentes en tamaños demasiado pequeños como para que puedan ser detectados por las técnicas de microscopía electrónica de transmisión.”. Por lo tanto, un alto número de los precipitados distribuidos uniformemente por toda la microestructura, combinados con pequeñas distancias interpartículas, producirían una mayor fuerza de anclaje. Esto parece ser una explicación válida dado el hecho de que cada modelo de F_{anc} supone una distribución uniforme de partículas en toda la matriz y en los límites de los subgranos. Las consecuencias de estos razonamientos pueden entenderse mejor con ayuda de la figura 5.19, la cual muestra un límite de subgrano (LSG) de austenita y se considera que está a una temperatura inferior a la de inicio de la precipitación. Inicialmente, ($t=0$), los átomos de Nb, C y N están formando una solución sólida con la austenita. Pero

un poco después, y a una temperatura un poco inferior durante el proceso de deformación, puede ocurrir la precipitación de Nb(CN). Si se supone una distribución uniforme de microaleantes y de sus precipitados, la fracción volumétrica de precipitados en los límites de subgrano de la austenita (en donde serían más efectivos para retardar la recrystalización), sería idéntica a la fracción volumétrica en toda la matriz (67).

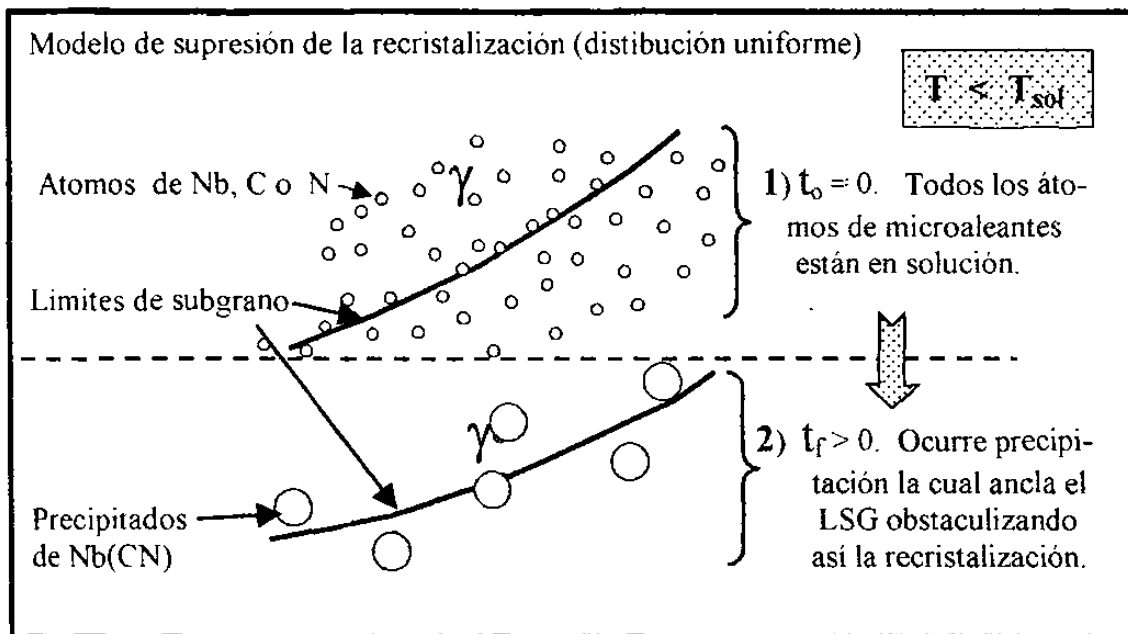


Figura 5.19. Representación esquemática de la posible distribución de los precipitados de Nb(CN), a lo largo de los límites de subgrano dentro de la austenita, para el caso de una distribución uniforme de los microaleantes. (92).

Sin embargo, algunos investigadores (72, 92, 94, 99 y 100) han encontrado que la distribución de los precipitados de Nb(CN) pareciera que está localizada o segregada, mostrando un mayor número de partículas en lo que parece que eran

los anteriores límites de granos, límites de subgranos y bandas de deformación. Este caso se muestra en la figura 5.20. Este diagrama difiere del mostrado en la figura 5.19 en que antes de la precipitación de los Nb(CN), puede ocurrir una segregación de microaleantes hacia dichas heterogeneidades microestructurales. Por lo tanto, después de la precipitación, una mayor fracción de volumen de Nb(CN) se encuentra localizada en los límites de grano y de subgranos de la austenita, lo cual a su vez produce una mayor fuerza de anclaje, F_{anc} , que aquella que se calculó suponiendo una distribución uniforme de solutos y de precipitados, (92 y 100).

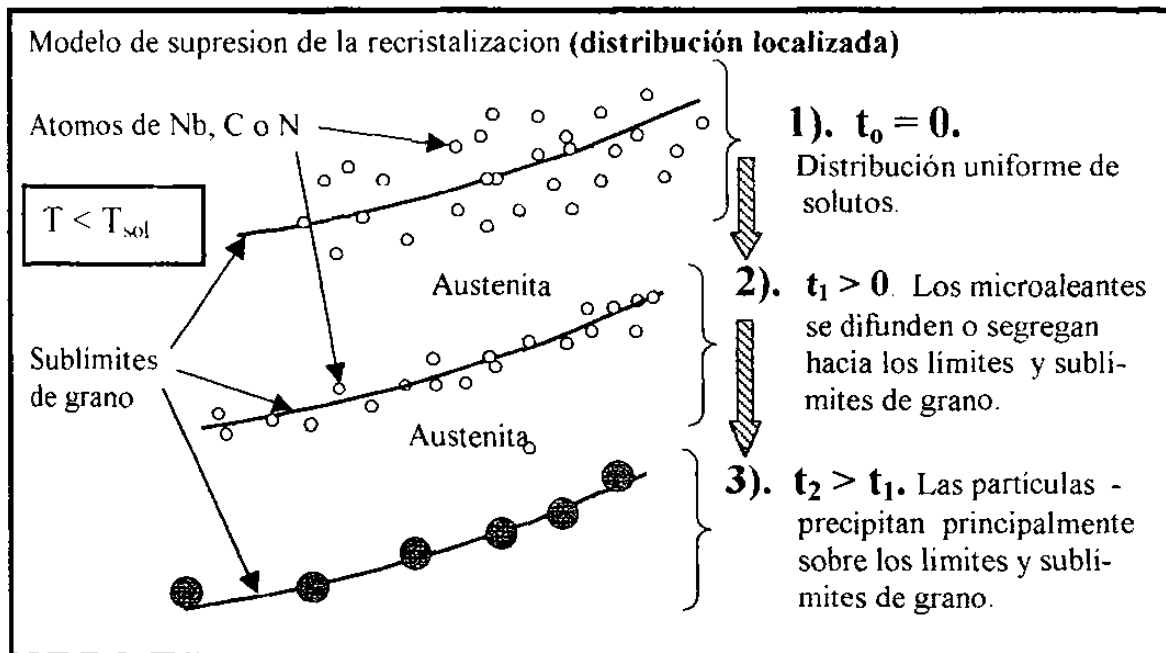


Figura 5.20: Representación esquemática de la posible distribución de los precipitados de Nb(CN) a lo largo de los límites de subgranos dentro de la austenita, para el caso de una distribución no-uniforme, o segregación de los microaleantes. (92)

CAPITULO 6.

MECANISMOS DE REFORZAMIENTO EN ACEROS MICROALEADOS.

La combinación de tres elementos, adición de microaleantes, laminación controlada y enfriamiento controlado, producen las mejores propiedades mecánicas tanto en cuanto a un límite elástico máximo (prueba a tensión) como máxima energía absorbida (prueba de impacto), así como una tenacidad máxima reflejada en la prueba de impacto como una disminución máxima de la temperatura de transición de dúctil a frágil de la fractura de impacto, la cual ha llegado a valores tan bajos como $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ o menores en aceros microaleados como el E110L fabricado por AHMSA para fabricación de chasis para camiones que se fabrican en México para exportación. Este acero microaleado tiene un límite elástico de 760 MPa (110 ksi).

La explicación metalúrgica a estos grandes progresos en las propiedades mecánicas de los aceros (resistencia a tensión e impacto y alta ductilidad a impacto), se encuentra en la microestructura óptima que se ha logrado obtener mediante el control de los tres factores mencionados en el párrafo anterior.

Los micromecanismos responsables por los altos valores de resistencia mecánica y ductilidad de los aceros microaleados, también llamados mecanismos de reforzamiento pueden agruparse de la siguiente forma (101);

6.1. Mecanismos de reforzamiento de metales;

1. Reforzamiento por solución sólida.
2. Reforzamiento por precipitados.
3. Reforzamiento por refinamiento de grano.
4. Reforzamiento por subestructuras.
5. Reforzamiento por dislocaciones.
6. Reforzamiento por desarrollo de textura.
7. Reforzamiento por desarrollo de microsubestructura.
8. Reforzamiento por transformación bainítica, martensítica, etc.

De estos micromecanismos los que más influyen en las propiedades de los aceros microaleados son los 2, 3, 4 y 8, mientras que el que menos efecto tiene es el de solución sólida, ya que los microaleantes están presentes en cantidades demasiado pequeñas, menores de 0.1%.

El aumento en tenacidad se manifiesta en la disminución de la temperatura de transición de dúctil a frágil en la fractura de la prueba de impacto, que en la prueba de tensión en la cual la ductilidad se mide mediante el porcentaje de elongación o alargamiento en el punto de fractura. El aumento en tenacidad en los aceros microaleados se debe en parte al refinamiento de grano y a la precipitación de partículas de carburos y nitruros, pero también se debe en mucho a la eliminación de microgrietas representadas por los sulfuros alargados y por la perlita, cuyas laminillas de cementita son en realidad microgrietas.

La disminución en microgrietas, representadas por los sulfuros y las laminillas de cementita, se debe a la disminución del contenido de carbono y de azufre, hasta valores menores de 0.02%C y de 0.002%S. Estos bajísimos valores de carbono y de azufre se han logrado gracias a las técnicas de metalurgia de olla tales como el uso de escorias sintéticas desulfuradoras, la agitación del baño con argón, la desgacificación al vacío, etc. AHMSA además cuenta con una estación desulfuradora de arrabio, la cual se usa sólo con ciertos productos especiales, tales como los aceros microaleados.

Otras técnicas empleadas por AHMSA para aumentar aún más la ductilidad de aceros especiales tales como los aceros calidad troquelado extra-profundo, son la esferoidización de la perlita y, para el caso de aceros para gasoductos de gas amargo, la globulización de los sulfuros. Estas técnicas se emplean en aceros con carbonos menores de 0.10% y con azufres menores de 0.005%. La esferoidización de la perlita consiste en transformar las laminillas de cementita y hacerlas esféricas. El aumento en ductilidad tanto en el caso de la esferoidización de la cementita como en la globulización de los sulfuros se debe al hecho de que una microgrieta globular es mucho menos peligrosa que una alargada, debido a que la concentración de esfuerzos es mayor en la grieta alargada que en la globular. (102).

6.2. Soluciones sólidas.

Las soluciones sólidas pueden ser intersticiales o sustitucionales. En los aceros las soluciones sólidas intersticiales las forman los átomos de carbono, nitrógeno y boro. Todos los demás elementos forman soluciones sólidas sustitucionales en las cuales los átomos de soluto substituyen a los átomos de hierro en sus posiciones cristalinas de equilibrio (103).

Tanto los átomos intersticiales como los sustitucionales distorsionan la red cristalina del hierro con lo cual éste sufre un aumento en sus propiedades mecánicas. Los átomos más pequeños que los del hierro forman soluciones intersticiales. En la Tabla 6.1 se dan los tamaños atómicos de algunos solutos sustitucionales y los de los intersticiales.

Tabla 6.1. Radios atómicos de algunos elementos, en Å. (104)

Elemento	Simbolo	Radio Atómico (Å)	Solución Sólida
Calcio	Ca	2.0	Sustitucional
Magnesio	Mg	1.60	"
Niobio	Nb	1.47	"
Titanio	Ti	1.47	"
Aluminio	Al	1.43	"
Molibdeno	Mo	1.40	"
Cromo	V	1.36	"
Vanadio	Cr	1.35	"
Manganeso	Mn	1.35	"
Silicio	Si	1.31	"
Niquel	Ni	1.25	"
Cobalto	Co	1.25	"
Cobre	Cu	1.28	"
Hierro alfa	Fe	1.241	Solvente
Hierro gama	Fe	1.27	"
Fósforo	P	1.09	Sustitucional
Azufre	S	1.04	Insoluble
Hidrógeno	H	0.46	Intersticial
Oxígeno	O	0.60	Insoluble
Boro	B	0.98	Intersticial
Nitrógeno	N	0.92	"
Carbono	C	0.91	"

El endurecimiento o reforzamiento por solución sólida producido por cada aleante depende de la presencia de otros aleantes. Las investigaciones al respecto pueden resumirse en la Tabla 6.2.(105) :

Tabla 6.2. Endurecimiento por solución sólida de algunos solutos en aceros (105)

Elemento	Endurecimiento (°o / 0.1°oa/o)	Elemento	Endurecimiento (% / 0.1°a/o)
1. Molibdeno en;		3. Vanadio en;	
a) Aceros al Mo	5 a 9	a) Aceros al V.	7 a 8
b) Aceros al Mo-Nb	6 a 10	b) Aceros al V-Mo	11 a 12
c) Aceros al Mo-V	8 a 14	c) Aceros al Nb-V	8 a 9
d) Aceros al Mo-Nb-V	8 a 14	d) Aceros al Mo-Nb-V	9 a 10
2. Niobio en;		4. Manganeso en;	
a) aceros al Nb.	44 a 70	a) Aceros al Nb.	1.3
b) Aceros al Nb-Mo	63 a 100	b) Aceros al Ti	2.1
c) Aceros al Nb-V	50 a 80	c) Aceros al Nb-V	8 a 9
d) Aceros al Mo-Nb-V	56 a 90	5. Ti en aceros al Mn	38 a 44

6.3. Endurecimiento por refinación de grano.

Entre más chico sea el grano de cualquier metal mayores son sus propiedades a tensión y a impacto. La soldabilidad de los aceros también mejora al disminuir el tamaño de grano debido a que se mejora la ductilidad de los aceros y a mayor ductilidad mejor soldabilidad se tiene en los aceros.

La ecuación de Hall-Petch fue la primera relación entre el límite elástico y el tamaño de grano. Una relación más generalizada que incluya el efecto de solutos se dan a continuación

La relación original de Hall-Petch es (1):

$$\sigma_y = \sigma_0 + kd^{1/2} \quad (6.1)$$

σ_0 y k son constantes. σ_y es el límite elástico y d es el tamaño de grano de la ferrita.

Las figuras 6.1 y 6.2 dan las gráficas originales usadas por Hall y Petch para derivar la ecuación (6.1) (1). Las 2 figuras son esencialmente iguales.

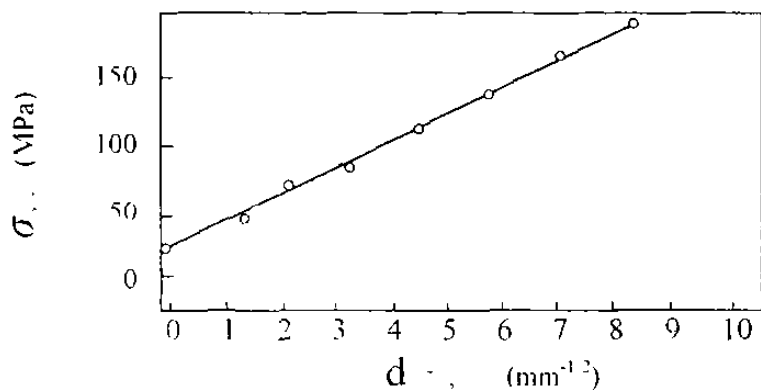


Figura 6.1 Relación entre el límite elástico y el tamaño de grano, según Hall (106)

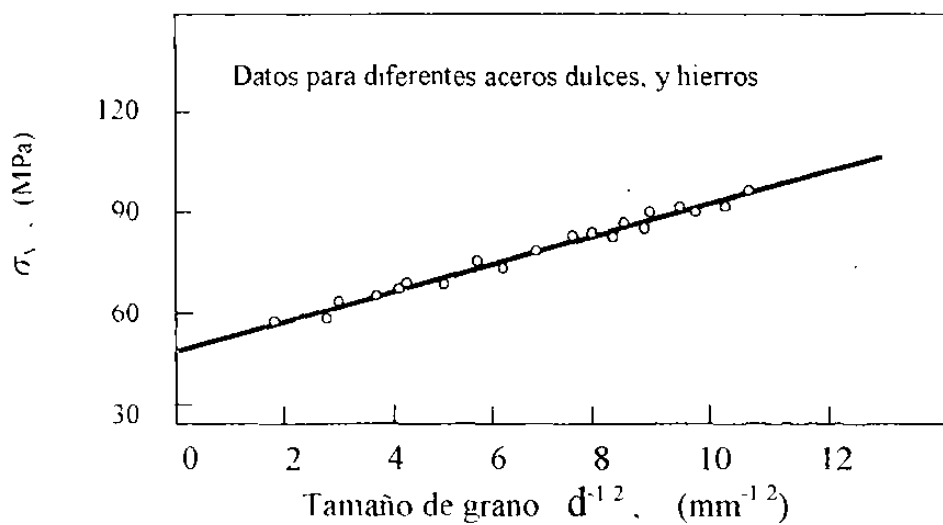


Fig. 6.2. Datos de Petch para la ecuación (6.1), (107).

Petch (108), estableció en 1958 una fórmula para la temperatura de transición de dúctil a frágil de aceros dulces. En su forma más simple esta relación es

$$T.T. = A - B \ln(d^{-1/2}) \quad (6.2).$$

Donde A y B son constantes, la expresión (6.2) puede modificarse para dar:

$$T.T. = a - b \ln(d^{-1/2}) \quad (6.3).$$

Donde a y b son constantes diferentes de A y B .

Las ecuaciones (6.2) y (6.3) indican que la temperatura de transición disminuye al disminuir el tamaño de grano. La figura 6.3 presenta los resultados experimentales en que se basaron Heslop y Petch para establecer la ecuación (6.2).

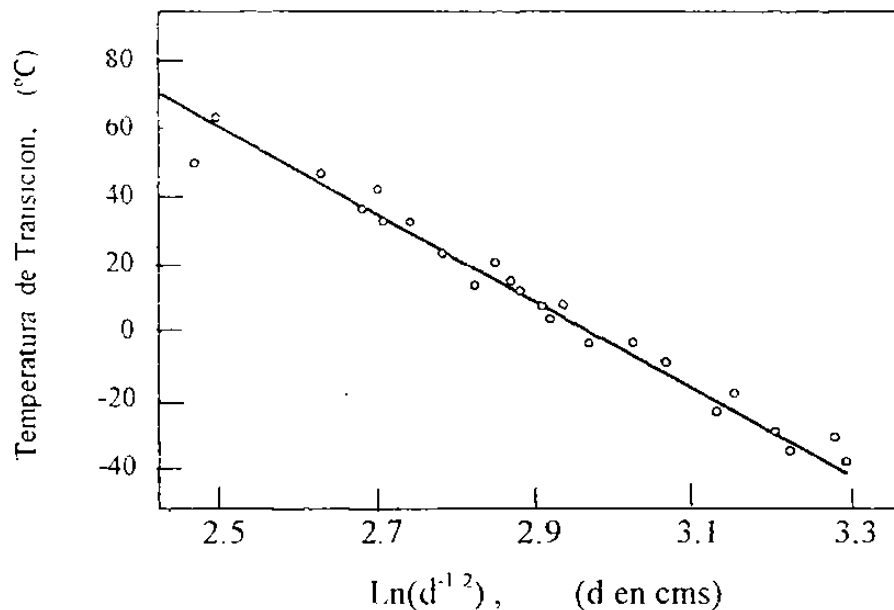


Figura 6.3. Relación entre temperatura de transición a impacto y el tamaño de grano (108).

Los trabajos de Hall y Petch fueron la base para que los metalurgistas comprendieran que el refinamiento de grano de los metales es una gran herramienta para mejorar las propiedades a tensión y tenacidad al mismo tiempo.

6.4. Efecto de otros aleantes.

Las ecuaciones (6.1) y (6.3) han sido desarrolladas empíricamente para incluir el efecto de la composición química y del porcentaje de perlita como se muestra a continuación en las ecuaciones 3.5, 3.6, 3.7, 3.8. (1 y 109):

Estas ecuaciones sirvieron de base a otros investigadores para desarrollar diagramas mostrando el efecto endurecedor del contenido de perlita y tamaño de grano combinados con el efecto endurecedor de solución sólida como se muestra en la Fig. 3.7 (110).

El tamaño de grano de la ferrita d_f , depende de dos factores, el tamaño de grano de la austenita inicial d_a , y de la temperatura de transformación de la austenita a ferrita, expresada esta por la velocidad de enfriamiento dT/dt , como se muestra a continuación (109)

$$d_f = Ad_a + B(dT/dt)^{0.5} + C \quad (6.8)$$

donde A, B y C son constantes.

De la ecuación (6.8) se deduce que para disminuir el tamaño de grano de la ferrita d_f , es necesario primero producir una austenita de grano fino d_a , y a la vez aumentar la velocidad de enfriamiento dT/dt en la mesa de enfriamiento

En los aceros microaleados el tamaño de grano de la austenita se controla mediante los carburos nitruros que no se disolvieron, los cuales limitan el crecimiento de grano de la austenita mediante un efecto de anclaje de los límites de grano. Este efecto de las partículas de precipitados, carburos y nitruros, sobre el tamaño de grano se describe mediante la ecuación de Smith-Zener (111).

$$R_f = 4r / 3V_p \quad (6.9)$$

donde: R_f es el radio del grano de la ferrita,
 r es el radio medio de los precipitados,
 V_v es la fracción de volumen de los precipitados

Un aspecto importante de los precipitados es su crecimiento a temperaturas elevadas. Este crecimiento está definido por la siguiente ecuación: (112)

$$r^3 - r_0^3 = [(8\gamma^2 D c_0 V_m^2) / 9RT] * t \quad (6.10)$$

donde: r_t es el radio medio del precipitado después de un tiempo t_0 y r es el radio a un tiempo t .

D es la difusividad de los componentes de las partículas en la matriz,

C_0 es la concentración de los componentes de las partículas, disueltas en la matriz,

γ^2 es la energía superficial en la interfase,

R es la constante de los gases ideales,

T es la temperatura en $^{\circ}\text{K}$

En la figura 6.4 se muestra el efecto de los nitruros de titanio sobre el tamaño de grano de la austenita (113)

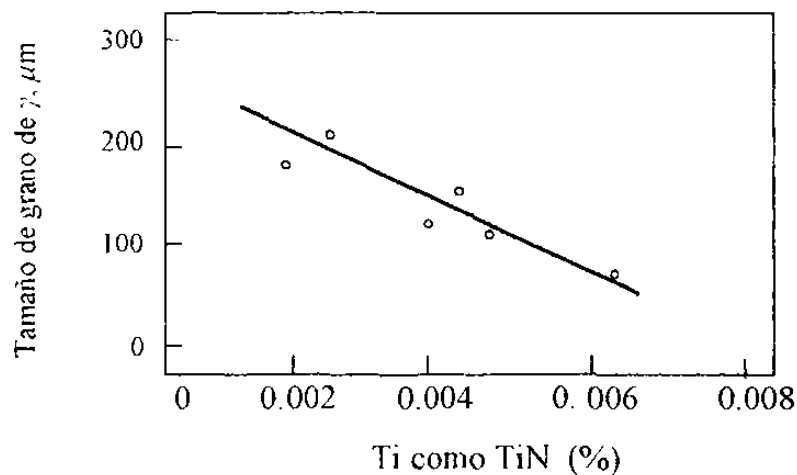


Fig. 6.4. Efecto de partículas de TiN sobre el tamaño de grano de la austenita en una zona afectada por el calor (ZAC) simulada, con temperatura máxima de 1350°C (113)

En la figura 6.5. se muestra el efecto final del Nb, Ti y V sobre el tamaño de grano de la ferrita en aceros con tratamiento termomecánico y en aceros normalizados (114). En ambos casos el niobio es el que tiene el mayor efecto en disminuir el tamaño final del grano de la ferrita, mientras que el vanadio es el de menor efecto.

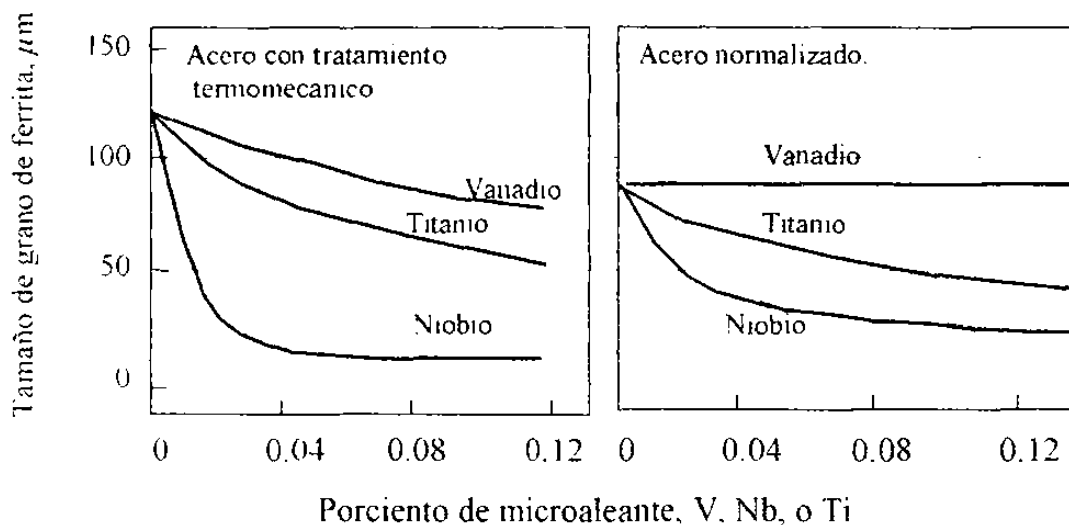


Fig. 6.5: El Vanadio, niobio y titanio tienen un efecto refinador sobre la ferrita (114)

El grano final de la ferrita será más fino entre más fino sea el grano inicial de la austenita. Además, entre mayor sea la reducción por debajo de T_{nr} , menor será el grano final de la ferrita. El efecto refinador de estos dos parámetros se muestra en la figura 6.6 (115).

Cuando se tiene una austenita con grano alargado, el espesor de este grano es el parámetro microestructural que afecta al tamaño de grano de la ferrita. En la figura 6.6 el grano equiaxial de la austenita anterior a su transformación a grano alargado fue de aproximadamente $30 \mu\text{m}$. El espesor del grano alargado fue cambiado mediante la cantidad de deformación por debajo de la temperatura

T_{nr} . El grano ferrítico más fino se obtiene logrando primero un tamaño de grano austenítico lo más pequeño posible al final de los pases iniciales de desbaste, para luego aplicar la máxima reducción posible a temperaturas por debajo de T_{nr} . De esta manera se han logrado granos ferríticos tan pequeños como 2 ó 3 μm (116).

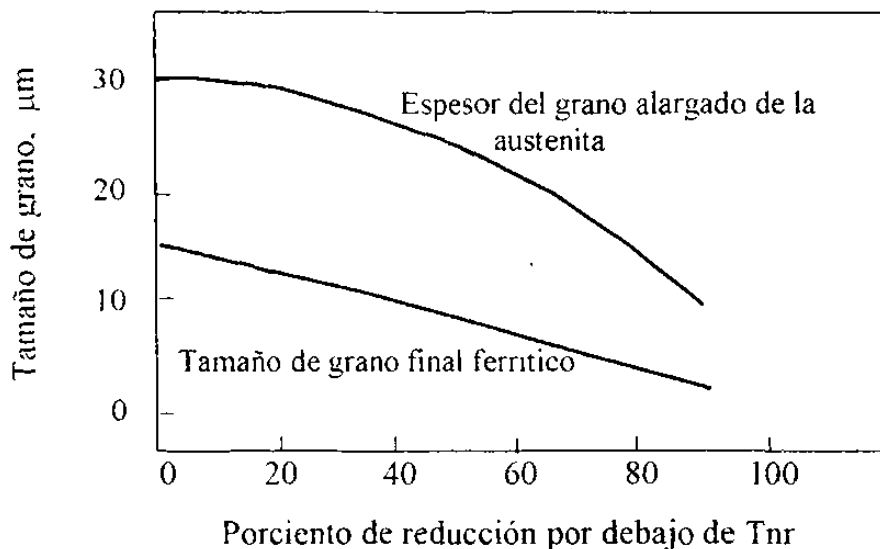


Figura 6.6. El refinamiento del grano de la ferrita depende del espesor del grano inicial de la austenita y del porcentaje de reducción por debajo de la temperatura de no- recristalización, (115)

Pero aún después de lograr el mínimo espesor de grano austenítico, todavía se puede controlar el intervalo de temperatura de transformación de la austenita a ferrita, A_{r3} , con el fin de refinar aún más la ferrita. Si se aumenta la velocidad de nucleación de la ferrita y se disminuye su velocidad de crecimiento se tendrá la ferrita más fina posible. Este control de la cinética de formación de la ferrita se logra generalmente mediante aleación o enfriamiento controlado. En la figura 6.7 se muestra el efecto de aumentar el contenido de manganeso, con lo cual se disminuye la temperatura A_{r3} , sobre el tamaño de grano de la ferrita a partir de austenita laminada 75% por debajo de T_{nr} . Ouchi y coautores (61) desarrollaron una ecuación para calcular la temperatura A_{r3} en función de la

composición química y del espesor de placa en austenita que ha sido laminada por lo menos 50% por debajo de la temperatura T_{nr} ;

$$A_{r3} (\text{°C}) = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo + 0.35(t-8) \quad (6.11).$$

donde t = espesor de placa en mm, para espesores entre 8 y 30 mm.

La ecuación (6.11) indica que el carbono tiene el mayor efecto sobre la temperatura de transformación A_{r3} . Sin embargo, dado que un alto nivel de carbono es indeseable desde el punto de vista de tenacidad/soldabilidad, el manganeso y el molibdeno son los elementos que pueden ser usados para disminuir la temperatura A_{r3} para máximo refinamiento del grano ferrítico.

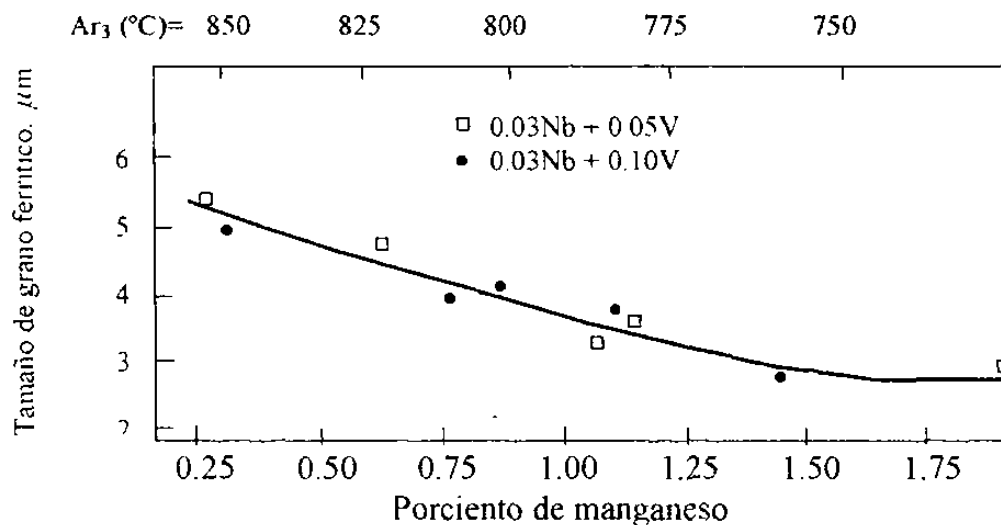


Figura 6. 7: Efecto del manganeso sobre el tamaño de grano de la ferrita en aceros microaleados al Nb-V: Los aceros fueron reducidos un 75% a una temperatura inferior a T_{nr} , (116)

De la Fig. 6.7 se puede ver que es conveniente agregar manganeso en cantidad de 1.5% ($A_{r3} \cong 760 \text{ °C}$), con el fin de dar la máxima refinación posible al grano de la ferrita. En la Fig. 6.7 se muestra además la disminución en la temperatura de transformación A_{r3} que se logra al aumentar el contenido de manganeso.

Como un último ejemplo del mejoramiento que se obtiene en las propiedades mecánicas al obtener granos más pequeños de la ferrita, se citará la investigación que al respecto realizaron Hulka y colaboradores (117). Los resultados de estos trabajos se dan en la figura 6.8, donde se presentan tanto la resistencia a la cedencia, σ_y , como la resistencia a la tensión, σ_u , y la temperatura de transición a impacto.

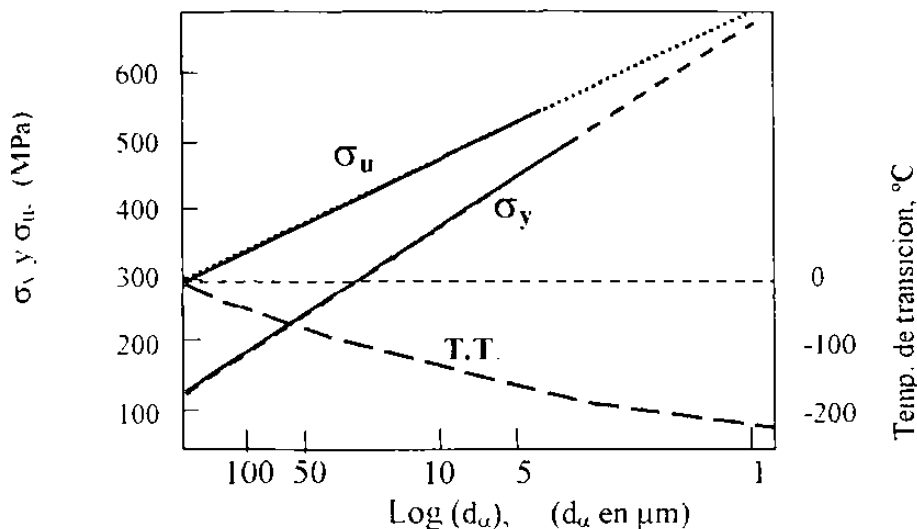


Figura 6.8. Efecto del tamaño de grano sobre las propiedades a tensión y sobre la temperatura de transición para un acero bajo carbono (117).

6.5. Reforzamiento por precipitación.

Los aspectos microestructurales claves en los aceros microaleados son el reforzamiento mediante la refinación de grano de la ferrita y mediante la precipitación. Esto se logra mediante la precipitación de carburos o nitruros de los microaleantes tanto en la austenita como durante o después de la transformación a ferrita. La efectividad en el aumento en las propiedades mecánicas depende en el grado de dispersión y del tamaño de dichos compuestos (118).

Los nitruros de los microaleantes son más estables y muestran menor tendencia a crecer que los carburos y por ello es necesario lograr un cierto contenido de nitrógeno en los aceros para optimizar la razón entre fracción en volumen de partícula y el radio de las mismas, con lo cual se logrará un máximo de aumento en las propiedades mecánicas tanto por refinamiento de grano como por precipitación (118). Aún cuando el refinamiento de grano produce la mejor combinación de resistencia y tenacidad, hay un límite al nivel de resistencia a la cedencia que puede obtenerse mediante refinamiento de grano y que para un grano de $3\ \mu\text{m}$ es de alrededor de 450 MPa (116). Si se desean mayores niveles de resistencia mecánica debe recurrirse a otros mecanismos de reforzamiento.

Por ejemplo si se agrega vanadio a un acero microaleado con Nb, la resistencia a la cedencia aumenta aproximadamente 7 MPa por cada 0.01%V (119). Este endurecimiento se debe a la precipitación de carbonitruros de vanadio en la ferrita durante el enfriamiento al aire de placa después de la laminación. Para un contenido normal de vanadio de 0.10%, este endurecimiento por precipitación puede elevar la resistencia a la cedencia hasta aproximadamente 525 MPa, como se muestra en la figura 6.9.

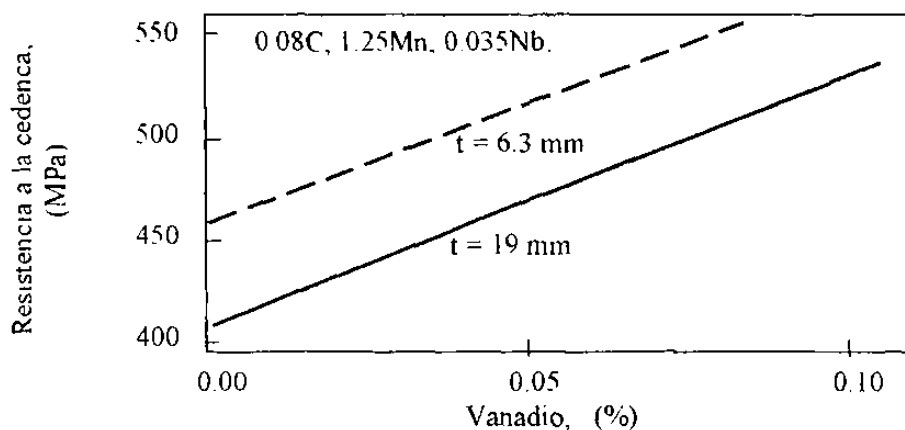


Fig. 6.9: Resistencia a la cedencia en función del contenido de vanadio para un acero microaleado con laminación controlada, debido a la precipitación de carbonitruros de vanadio (116).

6.6. Cinética de la precipitación.

Los tres microaleantes, niobio, titanio y vanadio, pueden precipitar ya sea en la austenita o en la ferrita. La precipitación en la austenita es más lenta comparada con la precipitación en la ferrita, debido a la mayor solubilidad y menores velocidades de difusión de los microaleantes en la austenita (53). La deformación acelera la precipitación y los precipitados inducidos por deformación pueden suprimir la recristalización al anclar los límites de grano. En general ha habido una tendencia hacia la minimización de precipitación en la austenita con el fin de retener más aleación en solución para una subsecuente precipitación en la ferrita. Esto se logra aumentando la solubilidad de los microaleantes en la austenita agregando o aumentando el contenido de manganeso o de molibdeno en aceros al niobio (53).

Con el propósito de endurecimiento por precipitación, el titanio pareciera ser el mejor por su mayor solubilidad en la austenita. Varios aceros han sido desarrollados usando precipitación de TiC para endurecimiento (53). Pero los resultados no han sido muy buenos debido a dificultades para lograr propiedades consistentes. Esto se debe a la alta reactividad del titanio, el cual al agregarse al acero se combina con el oxígeno, con el nitrógeno y con el azufre, y sólo el restante titanio efectivo está disponible para precipitar como TiC . Pero este titanio efectivo es muy variable produciéndose así propiedades inconsistentes (53)

Por su parte el niobio ha resultado ser un endurecedor por precipitación muy efectivo en aceros con bajo carbono ($\%C < 0,12$) (53). Para minimizar la precipitación en la austenita, se mantiene el nitrógeno a un nivel mínimo ya que debido a su reducida solubilidad la austenita, los $Nb(CN)$ muestran una gran tendencia para precipitar en la austenita, más que como NbC . Por esta razón en

los aceros al niobio, el nitrógeno ha sido considerado como veneno.

El vanadio puede precipitar en la ferrita como carburo, carbonitruro o nitruro. Los nitruros de vanadio son los más efectivos para el endurecimiento por precipitación. Sin embargo, es necesario mantener el nitrógeno a niveles bajos ya que puede contribuir a la fragilización de los aceros lo cual a su vez produce una baja soldabilidad (53).

6.7. Características de los nitruros y carburos microaleados.

Los carburos y nitruros de metales son muy duros, con durezas que van de 2500 a 3000 DPH (29). La presencia de carburos y nitruros en una matriz significa que pueden ser cortados por las dislocaciones en movimiento, solamente cuando dichas partículas son extremadamente pequeñas. El máximo endurecimiento por precipitación, lo cual es el resultado de dos mecanismos competitivos, el de Orowan y el de corte, es por lo tanto alcanzado en los sistemas de ferrita con precipitados de microaleantes tan pronto como ocurran precipitados mucho muy pequeños, con diámetros de sólo unas pocas constantes reticulares a . La figura 6.11 muestra la relación entre dureza de partícula, tamaño de precipitado y endurecimiento por precipitación (29).

Otra característica de los carburos y nitruros de niobio, titanio y vanadio (MeX), es la posible coherencia parcial entre la matriz ferrítica y los precipitados, como se demuestra por los datos de orientación (29).

$$\{100\}_{MeX} \parallel \{100\}_{ferrita}, \quad \text{y} \quad \langle 010 \rangle_{MeX} \parallel \langle 011 \rangle_{ferrita}$$

Por lo tanto, una nucleación más favorable puede ocurrir con sub-

enfriamiento lo cual resulta en una dispersión más fina. Los esfuerzos de coherencia alrededor de estos precipitados extremadamente finos contribuyen altamente al endurecimiento de los aceros microaleados.

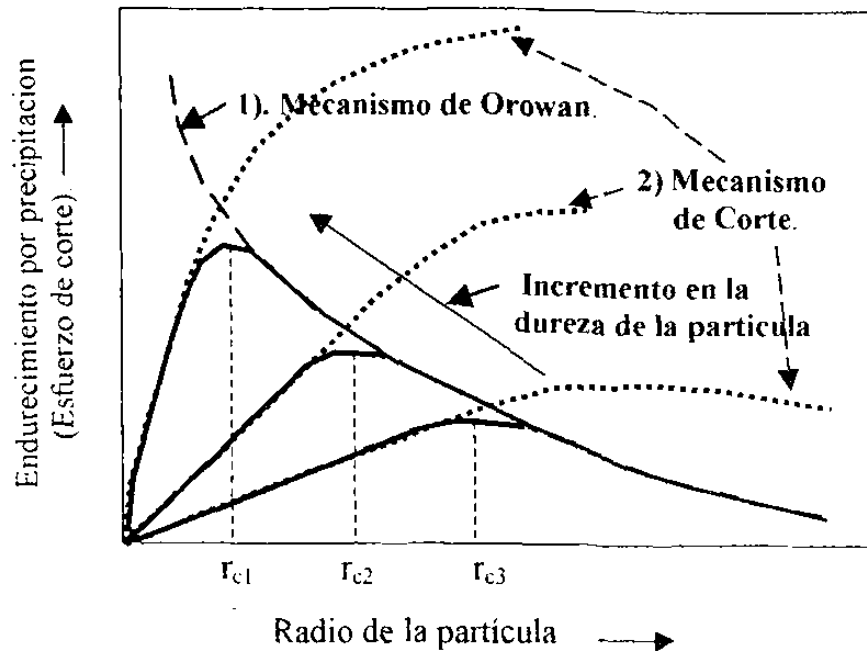


Fig. 6.11: Representación esquemática del endurecimiento por precipitación por partículas de diferente radio y diferente dureza. r_{c1} , r_{c2} , y r_{c3} son radios críticos.

En la figura 6.12 se muestra el efecto sobre la resistencia a la cedencia de la dispersión de partículas y de la cantidad de precipitado en aceros microaleados con niobio, titanio, y vanadio, los cuales fueron recocidos a diferentes temperaturas de precipitación después de un tratamiento térmico de solubilización. Para cada uno de los tres microaleantes hay una relación inversa entre la cantidad de precipitado y la resistencia a la cedencia. La resistencia más baja ocurrió a 900 °C, lo cual corresponde al punto máximo de la curva de precipitación.

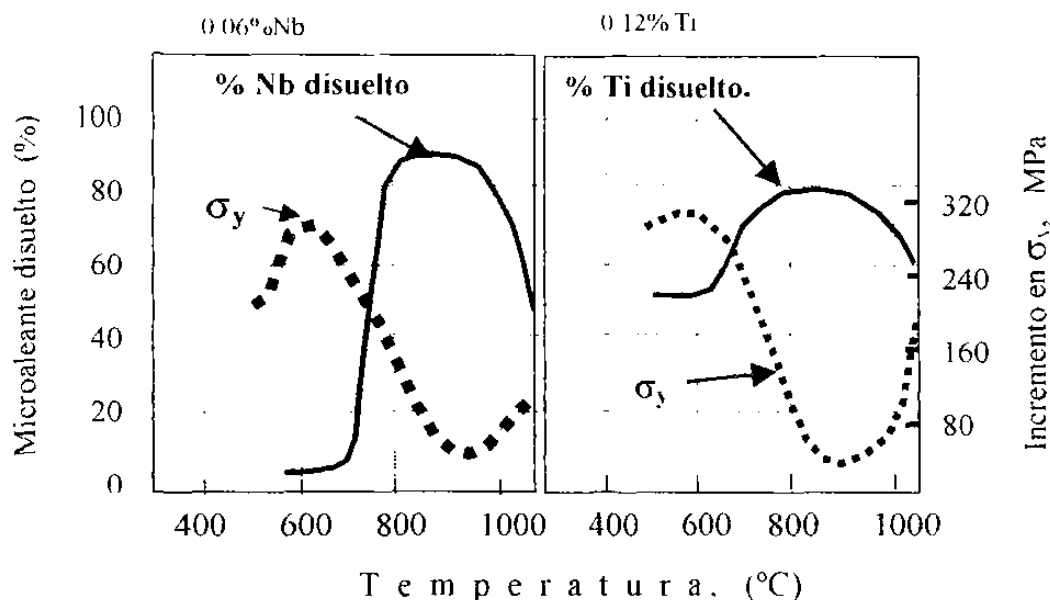


Fig. 6.12. Efecto de los carbonitruros de niobio y de titanio sobre la resistencia a la cedencia de aceros microaleados (29)

En la figura 6.12 se aprecia que a menor microaleante disuelto, mayor es la cantidad de microaleante precipitado como carbonitruro con lo cual aumenta la resistencia a la cedencia, σ_y , de aceros microaleados. El vanadio muestra un comportamiento muy similar pero con menores aumentos en la resistencia a la cedencia.

6.8. Secuencia de precipitación de los compuestos de Nb y Ti.

Los mecanismos por los cuales los microaleantes afectan las propiedades de los aceros a través de sus propiedades químicas y metalúrgicas se presentan en la Tabla 6.3. Dado que cada microaleante afecta de diferente manera a las propiedades de los aceros, a veces es deseable emplear varios microaleantes en combinación en un cierto acero. De esta manera se mejoran aún más las propiedades mecánicas (121).

Tabla 6.3. Efectos primarios y secundarios de los microaleantes (121)

<p><u>Efectos Primarios:</u></p> <ol style="list-style-type: none"> 1. Efectos de solución sólida 2. Efectos de segregación. 3. Interacción con carbono, nitrógeno, azufre y fósforo.
<p><u>Efectos Secundarios:</u></p> <ol style="list-style-type: none"> 1. Control de forma de los sulfuros. 2. Refinamiento de grano. 3. Endurecimiento por precipitación. 4. Control de la tenacidad de la zona afectada por el calor. 5. Aumento de la templabilidad. 6. Aceros libres de intersticiales. 7. Control de la recristalización. 8. Desarrollo de texturas. 9. Fortalecimiento de los límites de grano (B).

La figura 6.13 muestra la secuencia con la temperatura de la precipitación de nitruros y carburos para un acero microaleado con niobio y titanio. De esta figura puede verse que gran precipitación de TiN ocurre durante el estado líquido, es decir antes de la solidificación, mientras que la dispersión de los precipitados se va haciendo cada vez más fina al ir disminuyendo la temperatura.

Los precipitados que se forman durante la transformación γ/α , o los que se forman de ferrita sobresaturada y que son precipitados con tamaños menores de

10 nm, tienen efectos muy altos de endurecimiento debido a los esfuerzos de coherencia y al anclaje de dislocaciones. La termodinámica y la cinética de los procesos de precipitación pueden ser controlados y acelerados mucho mediante la composición básica del acero y mediante el diseño de deformaciones y temperaturas de la laminación en caliente (121)

Por ejemplo, mientras que mayores contenidos de carbono y nitrógeno producen una precipitación más rápida debido a una mayor sobresaturación de la solución sólida, otros elementos tales como el manganeso y el molibdeno tienen un efecto inverso, es decir retardatorio, debido a que estos elementos reducen la actividad termodinámica del carbono y del nitrógeno. Además la

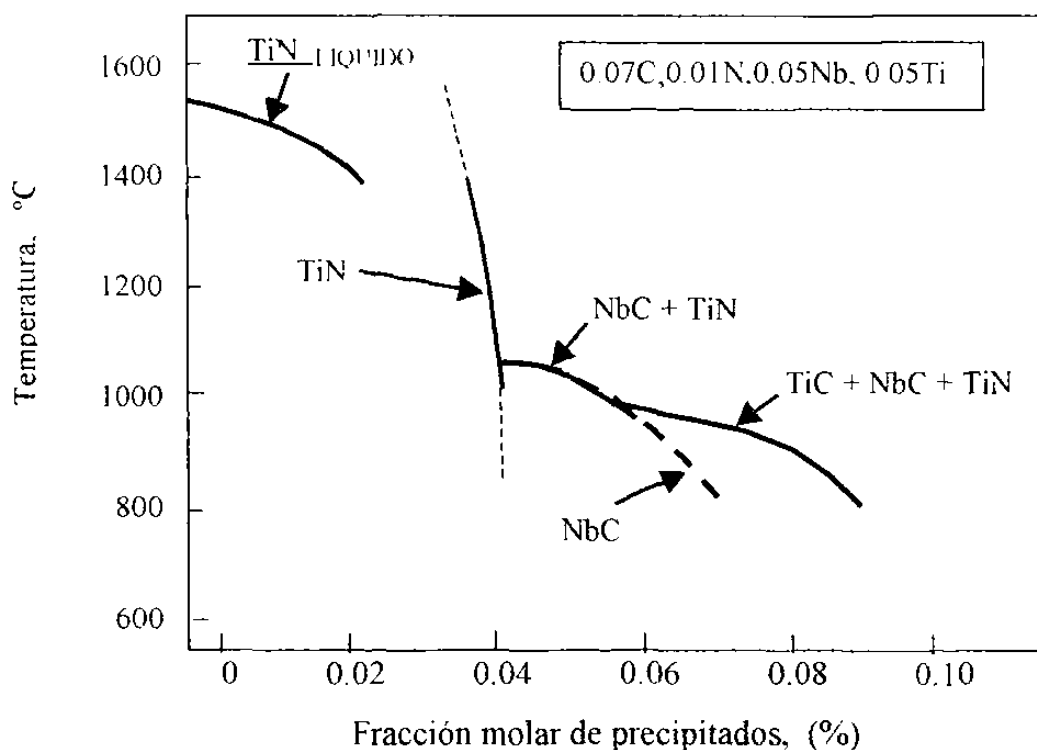


Fig. 6.13; Secuencia de precipitación de compuestos de titanio y de niobio para un acero microaleado (121)

precipitación es acelerada mediante el mismo proceso de Jeformación. Sobre todo en el intervalo de temperaturas bajas de la austenita dado la sobresaturación que se presenta de los microaleantes la precipitación inducida por deformación puede realizarse a una velocidad muy alta (121). Por otra parte los microaleantes en estado de disolución en la austenita, afectan la velocidad de recuperación y recristalización de la austenita, fenómeno que es aún más pronunciado después de la precipitación inducida por deformación. En este caso la efectividad de los microaleantes disminuye mucho en la secuencia de niobio-titanio-vanadio (122).

6.9. Datos pertinentes a la precipitación.

En las Tablas 6.4 a 6.7 se presentan datos relativos a la precipitación de nitruros y carburos de microaleantes, tomados de la Ref. 111.

Tabla 6.4. Datos de productos de solubilidad de carburos y nitruros en austenita. ($\text{Log}_{10}[\text{M}][\text{X}] = \text{B} - \text{A}/t$) (111)

Compuesto	A	B
AlN	7184	1.79
VC	9500	6.72
VN	7840	3.02
TiC	10745	5.33
TiN	8000	0.32
NbC	7290	3.04
NbN	8500	2.8
ZrC	8464	4.26
ZrN	13968	3.08
TiN(liq)	16586	5.9

Tabla 6.5: Pesos atómicos de ciertos elementos pe.tinentes (111).

Elemento	Fe	C	N	Al	V	Ti	Nb	Zr
Peso atómico	55.9	12	14	27	50.9	47.9	92.9	91.2

Tabla 6.6: Densidades de varios carburos y nitruros. 10^3 kg/m^3 (111).

Compuesto	Fe	AlN	VC	VN	TiC	TiN	NbC	NbN	ZrC	ZrN
Densidad	7.85	3.26	5.65	6.1	4.94	5.43	7.8	7.3	6.6	7.3

Tabla 6.7: Parámetros de interacción de Wagner (111).

Parámetro	Parámetro.
$E_c^C = 8892/T$	$e_c^N = 5790/T$
$E_c^{Ti} = -79150/T$	$e_c^{Nb} = -66257/T$
$E_c^V = -17781/T$	$e_c^{Mn} = -5070T$
$E_c^{Si} = 7370/T + 4.84$	$e_c^{Cr} = -21880/T + 7.02$
$E_c^{Mo} = -17870/T + 3.86$	$e_c^{Ni} = 4600/T + 0.69$
$E_N^{Ti} = 13588/T$	$e_N^N = 6294 / T$
$E_N^{Ti} = -1.13 \cdot 10^6 / T + 483.86$	$e_N^{Mn} = -8336 / (T-27.8) + 3.652 \ln T$
$E_N^{Si} = 57700/T - 35$	$e_N^{Cr} = 65150/T + 24.1$
$E_{Nb}^{Nb} = 2$	$c_N^{Ni} = 5776/T$
$E_N^{Mo} = 2888/T - 33.1$	$e_N^{Ni} = 5776/T$

Dado que las partículas de TiN formadas en acero líquido son más grandes que las formadas en el acero sólido, su efecto en el tamaño de grano de la austenita es menor comparado con el efecto de las partículas de TiN más pequeñas que precipitan en el sólido y, por lo tanto, parece razonable escoger composiciones de acero tales que eviten la precipitación en fase líquida antes de o durante la solidificación. Otra manera de evitar la precipitación de TiN en fase líquida es mediante el uso de la colada continua, en la cual la velocidad de enfriamiento y solidificación es mayor y, con ello, se disminuye la precipitación en estado líquido.

El control de la composición química para evitar precipitación de fase líquida de TiN se refiere a mantener los contenidos de titanio y nitrógeno por debajo de los necesarios para dicha precipitación. El titanio crítico Ti_{cr} , es aquel por abajo del cual no sucederá tal precipitación y se muestra en la figura 6.14:

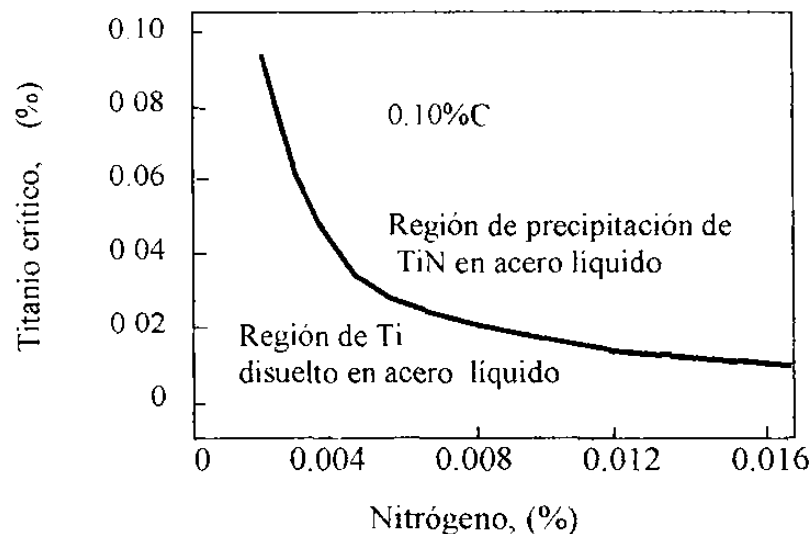


Fig. 6.14. Valores de titanio crítico, Ti_{cr} en función del contenido de nitrógeno. No deberán usarse contenidos de titanio superiores a Ti_{cr} para evitar precipitación de TiN en fase líquida.

Rodríguez y Colás (123), reportan la formación de nitruros de hierro para aceros sin otros microaleantes más que el nitrógeno. En la Fig. 6.15 se presentan las líneas de solubilidad de estos nitruros de hierro que pudieran también formarse en los aceros microaleados, aunque la reacción de formación de TiN pudiera ser más rápida y no permitir la formación de los nitruros de hierro; sin embargo debe tomarse en cuenta que hay aceros microaleados que no contienen titanio.

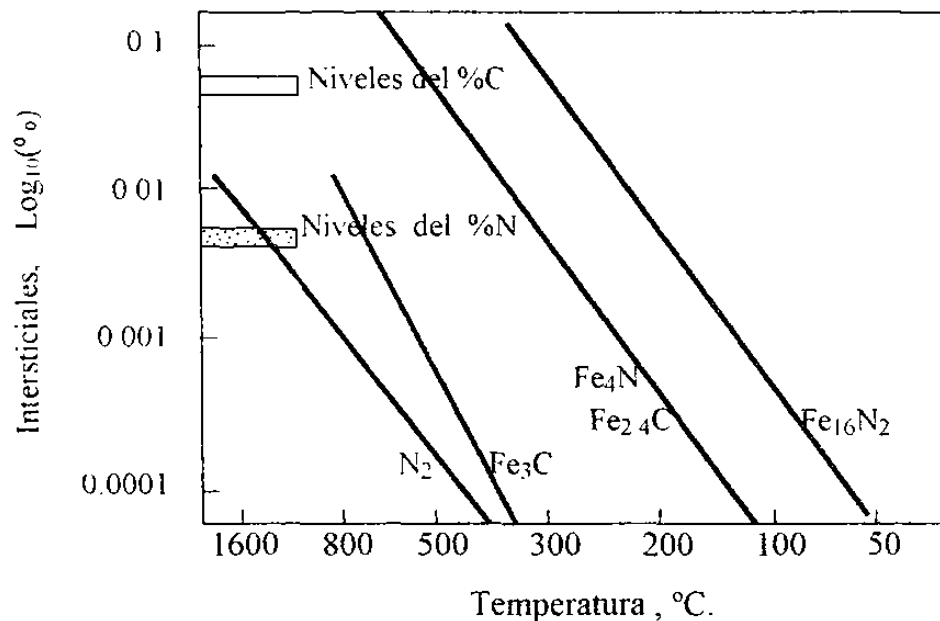


Fig. 6.15. Diagramas de solubilidad de diversos carburos y nitruros (124)

6.10. Ecuación de endurecimiento por precipitación.

El endurecimiento debido a la precipitación que ocurre en la ferrita, considerado como cambio en la resistencia a la cedencia, se da en la ecuación:

$$\Delta\sigma_p = 5.9V_v^{0.5} * \ln \{(r/2.5)*10^{-4}\} \quad (6.12)$$

Donde V_v es la fracción en volumen, y r es el diámetro medio de las partículas en μm (125)

6.11. Endurecimiento por transformación de fase.

La resistencia a la cedencia, o límite elástico, de aceros microaleados con matriz ferrítica tiene un valor máximo de 550 a 600 MPa. Para mayores resistencias es necesario recurrir al endurecimiento por transformación, el cual consiste en que la austenita se transforme ya sea a bainita o a martensita en vez de ferrita. Para lograr estas estructuras más duras que la ferrita, es necesario reducir la temperatura de transformación hasta el intervalo de la bainita o martensita, lo cual puede lograrse ya sea mediante la aleación adecuada o mediante enfriamiento acelerado (53)

El endurecimiento por transformación ha resultado en la fabricación de aceros de doble fase, los cuales consisten en islas de martensita dispersadas en una matriz ferrítica. Los aceros de doble fase tienen una alta ductilidad y un alto endurecimiento por trabajo mecánico y por ello han sido propuestos para su uso en componentes automotrices (53).

Los elementos de aleación en los aceros pueden dividirse en dos categorías; aquellos que permanecen en solución a través de todo el proceso termomecánico, o sea aquellos solutos que no participan en reacciones de precipitación, y aquellos aleantes que forman precipitados durante la laminación (54).

Los elementos que no forman precipitados pueden a su vez subdividirse dependiendo del papel que desempeñen posteriormente. Estos aleantes pueden agregarse con los siguientes propósitos;

- a). Para retardar la precipitación en la austenita durante la laminación en caliente.

- b). Disminuir la temperatura de transformación.
- c). Producir endurecimiento por solución sólida de la ferrita.
- d) Optimizar las propiedades finales.

La precipitación de microaleantes es importante para el acondicionamiento óptimo de la austenita durante el procesamiento termomecánico, pero es necesario que suficientes microaleantes se dejen en solución en la austenita para proporcionar el endurecimiento por precipitación de la ferrita.

La cantidad de precipitados formados en la austenita debiera ser el mínimo requerido para producir el efecto metalúrgico deseado. En la figura 5.9 se presentan las secuencias de deformación, recristalización y precipitación en función de la temperatura de laminación y el tiempo. La cantidad de precipitación puede ser disminuida mediante la adición de elementos tales como el manganeso y el molibdeno (64) dada su influencia sobre la solubilidad de los carburos de niobio en la austenita. Otra manera de reducir la intensidad de precipitación en la austenita es a través de disminuir el contenido de nitrógeno. Los nitruros y carbonitruros de varios microaleantes precipitan a altas temperaturas durante la laminación en caliente (65) y, por lo tanto, bajos contenidos de nitrógeno y un tratamiento con titanio, favorece la retención máxima de niveles de solutos microaleantes hasta el final de la laminación.

6.12. Templabilidad en aceros microaleados.

En 1939 Grossmann, Asimow y Urban (126), establecieron el concepto de templabilidad, que se refiere a la transformación de austenita en martensita mediante un enfriamiento brusco, ya sea en agua o en aceite. Con esta transformación se logra un máximo de endurecimiento en los aceros. Sin embargo se requieren altos contenidos de carbono lo cual perjudica a la ductilidad de los aceros así como a su soldabilidad y sus propiedades a impacto.

(128). En su forma más simple, la templabilidad se entiende como la habilidad de un acero para formar martensita al ser enfriado. Esta capacidad para formar martensita depende de la habilidad para controlar la reacción de transformación de la austenita, con el fin de evitar la formación de ferrita, cementita, perlita y bainita. (127).

Se ha aceptado tradicionalmente que la templabilidad es afectada por el tamaño de grano de la austenita, el contenido de carbono y otros aleantes, las inclusiones no-metálicas, y los carburos y nitruros no disueltos. Un aumento en el tamaño de grano de la austenita, en el porcentaje de carbono y en el contenido de aleación producen un aumento en la templabilidad mediante una disminución en la nucleación y crecimiento de aquellos productos de transformación controlados por difusión como la ferrita. Una disminución en el tamaño de grano de la austenita y un aumento en el número de inclusiones no-metálicas o en carburos y nitruros no-disueltos disminuyen la templabilidad del acero (127)

6.13. Concepto actual de templabilidad.

El desarrollo de los aceros microaleados ha producido cambios en el concepto tradicional de templabilidad. Los mecanismos de endurecimiento asociados con los aceros microaleados no encajan en el concepto convencional mencionado. Es decir que antes de la introducción de los aceros microaleados, la resistencia de aceros ferríticos-perlíticos y en aceros templados y revenidos se lograba mediante mecanismos de endurecimiento por solución sólida, es decir mediante aleantes y tratamientos térmicos. El desarrollo de los aceros microaleados introdujo nuevas técnicas de fabricación controlada, es decir, control de aleantes, de la laminación y del enfriamiento para obtener la resistencia requerida sin necesidad de aplicar tratamientos térmicos al final del proceso de fabricación.

La tecnología de los aceros microaleados ha continuado desarrollándose y, actualmente, se cuenta con aceros microaleados de altas propiedades aún para aplicaciones en perfiles gruesos, sin necesidad de usar altos carbonos para obtener tales propiedades, al contrario, disminuyendo el contenido de carbono a niveles de 0.05% o menores, con lo cual se obtienen aceros en placa gruesa con alta soldabilidad y altas propiedades a impacto y a tensión, como el acero E110L que fabrica AHMSA para fabricación de chasis de camiones pesados . Estos nuevos aceros aprovechan el efecto combinado de elementos microaleantes tales como el boro, vanadio y niobio, con lo cual se aumenta mucho la templabilidad de la austenita microaleada. Además, el procesamiento de estos aceros no se realiza bajo el proceso de laminación controlada convencional (LCC), sino bajo lo que se conoce como laminación controlada por recristalización (LCR) (129).

6.14. Efecto de microaleantes sobre la templabilidad de la austenita.

Los elementos de aleación en base a su efecto sobre la transformación de la austenita a ferrita, $\gamma \rightarrow \alpha$, se clasifican como estabilizadores ya sea de la austenita o de la ferrita. Por ejemplo, el níquel, manganeso, cobalto, cobre, carbono y nitrógeno son estabilizadores de la austenita. La estabilizan disminuyendo la temperatura A_{r3} y retardando la descomposición de la austenita al reducir el subenfriamiento total o fuerza motriz de la transformación de la austenita.

Los estabilizadores de la ferrita son elementos cromo, fósforo, silicio, aluminio, vanadio, molibdeno, titanio, niobio y zirconio. Estos elementos elevan la temperatura A_{r3} , pero también retardan la descomposición de la austenita. Este efecto parece deberse a una fuerte reducción en la difusividad del carbono en la austenita (130). Es bien sabido que el titanio, vanadio y niobio pueden aumentar la templabilidad de la austenita si se encuentran en

solución sólida. Esto parece deberse a que estos microaleantes se segregan hacia los límites de grano de la austenita, con lo cual disminuyen la nucleación y crecimiento de los productos de transformación de la austenita. Esta segregación del Ti, V y Nb parece que reduce la energía superficial de los límites de grano de la austenita y disminuyen la efectividad de estos límites como sitios de nucleación (131). Este comportamiento es muy parecido al del boro (132). Sin embargo, se piensa que los micromecanismos que explican el aumento de la templabilidad de la austenita necesitan de una mayor investigación al respecto (127)

De lo anterior se concluye que el efecto de los elementos microaleantes sobre la templabilidad de la austenita se debe en gran parte a su habilidad para permanecer en solución sólida. Sin embargo el papel principal de dichos microaleantes ha sido el formar precipitados para (1) ayudar en el refinamiento de la microestructura, y (2) aumentar las propiedades de los productos de transformación mediante endurecimiento por precipitación (133).

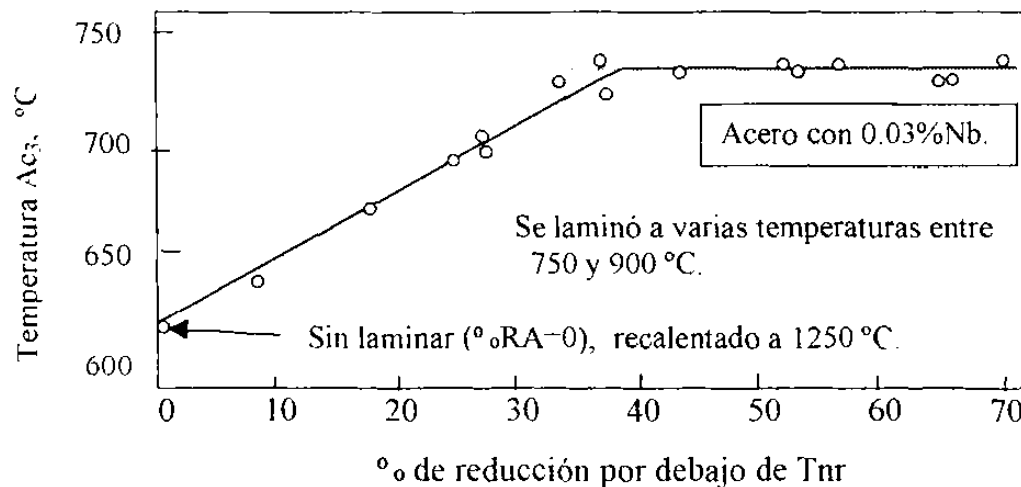


Fig. 6.16. Aumento de la temperatura de transformación $\gamma \rightarrow \alpha$, A_{c3} , al aumentar el porcentaje de deformación a temperaturas inferiores a la de no-recristalización de la austenita, T_{nr} (135).

La contribución del niobio en la disminución de la temperatura A_{r3} es contrarrestado por su reducción en solución como resultado de la precipitación inducida por deformación en la austenita durante la laminación controlada convencional (LCC), lo cual se muestra en la figura 6.16 (135).

En la Fig. 6.17 se muestra la resistencia a tensión de los diferentes productos de transformación de la austenita, ferrita-perlita, bainita y martensita (136).

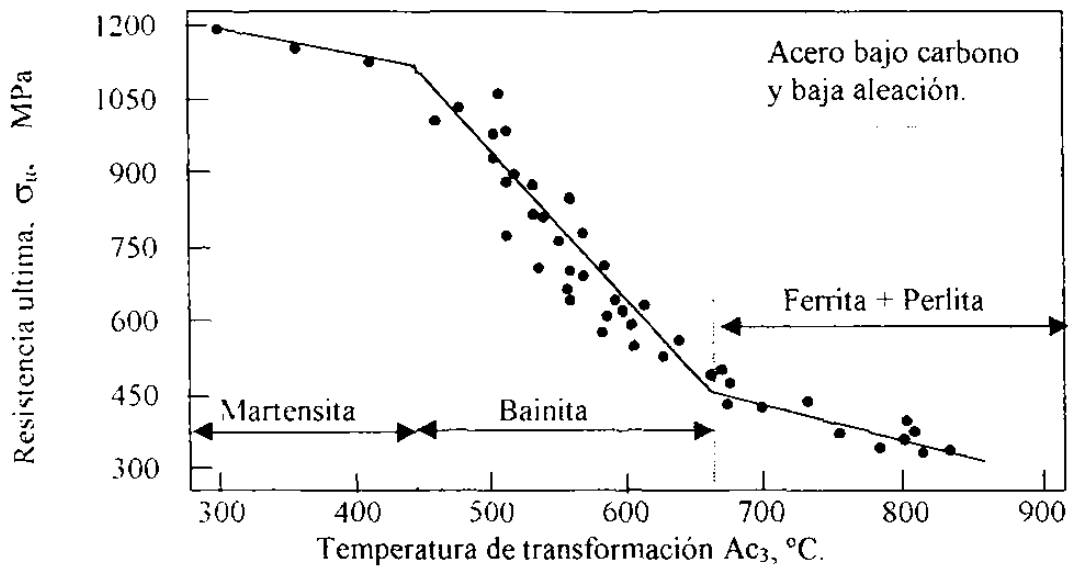


Fig. 6.17. Efecto de la temperatura de transformación sobre la resistencia de las estructuras ferrita-perlita, bainítica y martensítica (136)

6.15. Nuevo concepto de supertemplabilidad de la austenita.

Recientes investigaciones sobre la templabilidad de aceros microaleados han encontrado el que si se agregan varios elementos microaleantes a la vez, se puede lograr un efecto de supertemplabilidad (134). Parece que hay varias maneras para lograr este efecto de supertemplabilidad. Una manera es mediante una desoxidación total de los aceros usando un exceso de aluminio o titanio (134). Con este método parece que el aluminio o el titanio se combinan con el nitrógeno, protegiendo así al vanadio, niobio y boro para que no formen

nitruros, optimizando su contenido como solutos, con lo cual inducen un efecto supertemplable en la austenita. Adrian (131) encontró que los aceros con V y Ti mostraron un máximo factor multiplicador de la templabilidad cuando se adicionaban cantidades estequiométricas de Ti con respecto al N, y que estos factores multiplicadores decrecieron cuando se aumentó la cantidad de nitrógeno disuelto. Un efecto más de este enfoque protector es que la formación de nitruros de titanio o aluminio disminuye la velocidad de crecimiento de grano de la austenita durante el recalentamiento. Estos estudios (131 y 134) han demostrado que el efecto combinado del anclaje de los límites de grano de la austenita y el aumento en la cantidad de elementos microaleantes disueltos, conllevan a los efectos de supertemplabilidad.

Una segunda manera de lograr la supertemplabilidad en la austenita mediante una maximización de los contenidos de microaleantes solubles y mediante el uso de bajos contenidos de carbono y altas temperaturas de

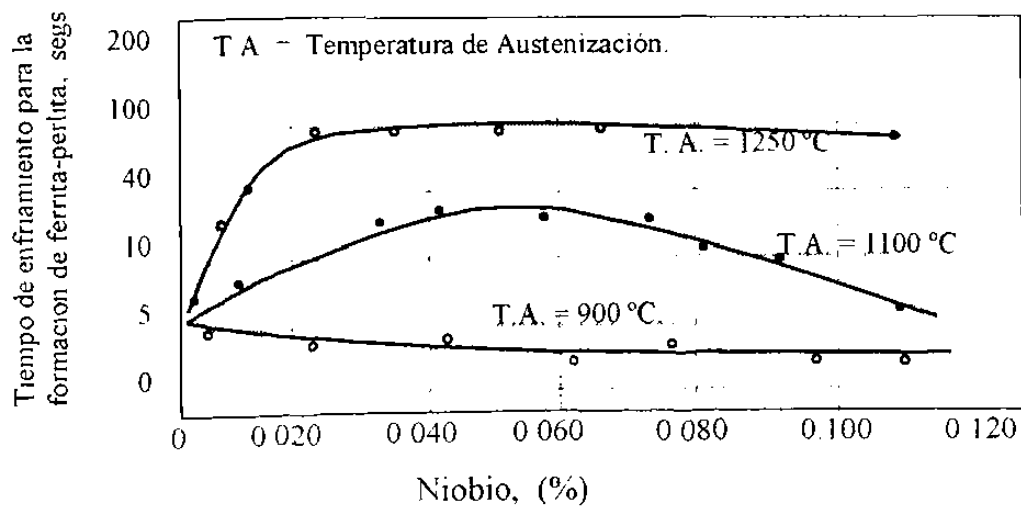


Fig. 6.18; Tiempo de enfriamiento entre 800 y 500 °C para el inicio de la formación de ferrita-perlita, en aceros al niobio después de austenizar a diferentes temperaturas. (132).

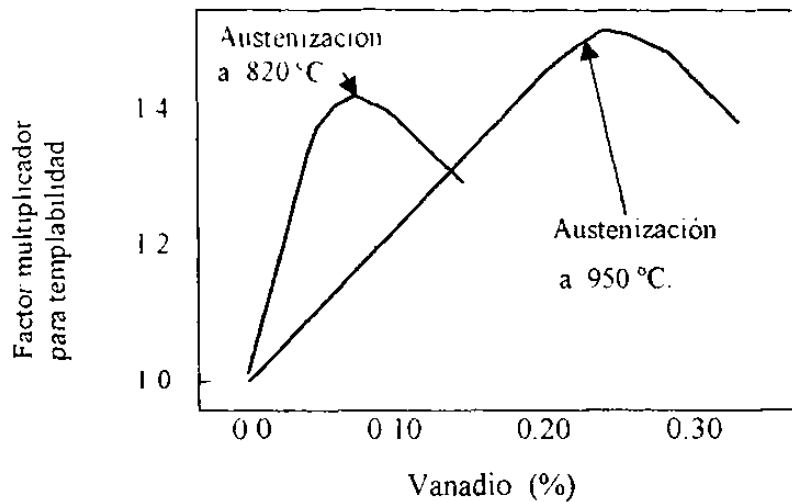


Fig. 6.19: Efecto del contenido de vanadio y de la temperatura de austenización sobre el factor multiplicador de templabilidad (137).

recalentamiento (127). Este procedimiento aseguraría que una cantidad importante de elementos microaleantes sean disueltos durante el recalentamiento, produciendo un aumento en la templabilidad. Los contenidos de niobio y vanadio a los que se observa máxima templabilidad aumentan con la temperatura de austenización, pero el efecto de templabilidad (factores multiplicadores), para el niobio y el vanadio en solución no aumentan en forma continua como se muestra en las figuras 6.18 (132) y 6.19 (137).

De las figuras 6.18 y 6.19 se aprecia que para una temperatura de austenización dada, la templabilidad aumenta hasta un máximo, luego permanece constante o disminuye. Este comportamiento parece que está fuertemente relacionado con los productos de solubilidad de cada elemento microaleante con respecto al carbono y nitrógeno. El comportamiento de solubilización de los elementos microaleantes y su efecto sobre la templabilidad de la austenita se hace más compleja cuando se agregan varios microaleantes lo

cual debe ser considerado cuidadosamente si se desea obtener un comportamiento de supertemplabilidad. (127)

Un tercer método para obtener supertemplabilidad de la austenita es combinar las complejas interacciones entre los elementos microaleantes y el procesamiento termomecánico. Se ha visto que las adiciones de varios microaleantes tienen un claro efecto sinérgico sobre la templabilidad (134 y 137). Pero también es posible diseñar aleaciones que pueden ser procesadas bajo condiciones de laminación controlada por recristalización o LCR (138). Sin embargo, a diferencia de los primeros sistemas microaleantes los cuales dependían de la presencia de partículas estables para proporcionar una fuerza de anclaje con el objeto de suprimir el crecimiento de grano de la austenita después de la recristalización estática (post-deformación), los nuevos sistemas microaleantes incluyen un arrastre de solutos como elemento crítico (139). Se ha visto que altos niveles de molibdeno y niobio disueltos pueden ser muy efectivos en retardar el movimiento de los límites de grano a altas temperaturas de recalentamiento, como se muestra en la figura 6.20 (140). Por lo tanto, estos solutos actúan para retardar el crecimiento de grano tanto durante el recalentamiento como después de la recristalización estática, como se aprecia en la Figura 6.21 (141).

Este mecanismo coincide con otras observaciones experimentales confirmando la validez de la movilidad reducida de los límites de grano de la austenita y el aumento en las cantidades disueltas de vanadio, niobio y molibdeno, estas dos condiciones conllevan a la supertemplabilidad de la austenita (131 y 134).

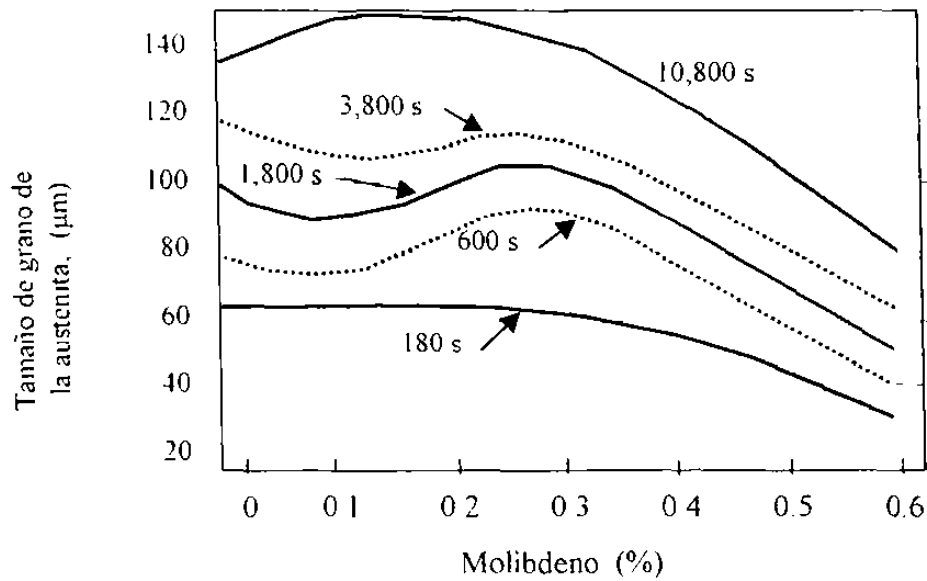


Fig 6 20 Efecto del molibdeno sobre el tamaño de grano de la austenita después de recalentar a 1150 °C y mantener a esta temperatura por 10.800, 3.800, 1.800, 600 y 180 segundos (140).

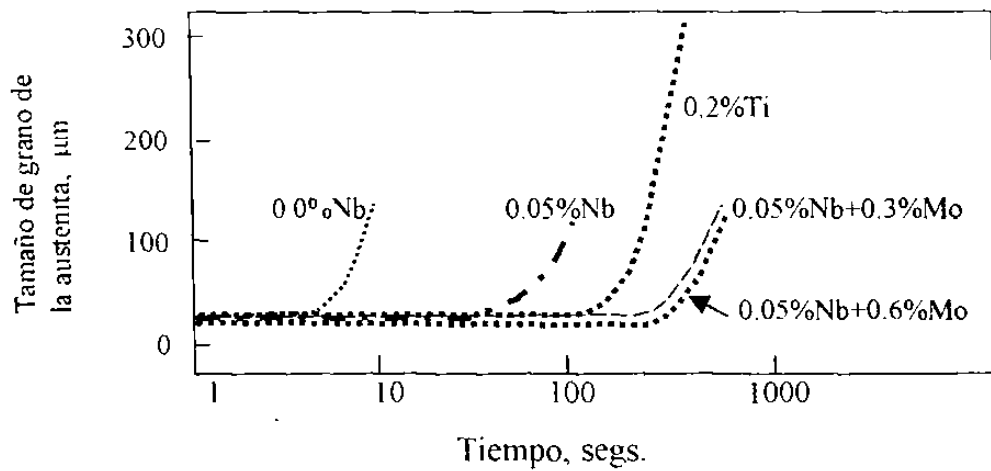


Fig 6 21 Velocidad de crecimiento de grano de la austenita después de un tratamiento termomecánico para varios microaleantes (141).

CAPITULO 7

LAMINACION CONTROLADA DE ACEROS MICROALEADOS.

La industria petrolera demanda cada vez aceros con mayor resistencia mecánica, tanto en su límite elástico como en su tenacidad a impacto, requiriendo una temperatura de transición cada vez más baja, inferior a 20 °C. Por lo tanto las acerías han desarrollado aceros microaleados que van desde la especificación API-5L-X52 hasta la actual API-5L-X80. AHMSA en su planta de Monclova, Coah. ha logrado fabricar hasta el grado API-5L-X70, para la fabricación de gasoductos para transportar tanto gas dulce como amargo. También como acero estructural ha logrado AHMSA la fabricación del acero E110L para fabricar chasis de camiones de carga.

Para lograr tales resistencias mecánicas, altos límites elásticos, alta tenacidad y alta soldabilidad, se requiere de una adecuada composición química en cuanto a microaleantes, así como de una laminación controlada y finalmente de un

enfriamiento adecuado en la mesa de enfriamiento después del último pase del molino acabador y antes de enrollar la cinta, o de enviar la placa a almacén de placa. Todo esto con el fin de obtener una microestructura final muy fina.

Por lo anterior se pueden distinguir 3 etapas en la fabricación de aceros microaleados con laminación controlada:

- Etapa 1: Diseño de la composición química del acero microaleado, lo cual va de acuerdo con las propiedades mecánicas deseadas.
- Etapa 2: Laminación controlada del acero obtenido. Esta laminación controlada puede ser de varios tipos como se verá más adelante.
- Etapa 3: Enfriamiento controlado después del último pase de laminación.

La etapa 1 consiste en decidir cuales microaleantes se van a agregar y en que cantidad, así como el contenido de otras adiciones como por ejemplo el contenido de carbono, manganeso, calcio-silicio, etc. En la fabricación de los aceros microaleados se incluye acciones para disminuir lo más posible el contenido de azufre, por ejemplo desulfuración del arrabio líquido antes de entrar al horno BOF, y después de este proceso de aceración, volver a desulfurar mediante escorias sintéticas en la olla. La metalurgia de olla incluye procesos de desulfuración, así como de desgacificación al vacío, burbujeo con argón para flotar inclusiones y homogenizar la composición química. El final de todo esto y todavía en la olla se inyecta CaSi (aprox. 0.8 kg-ton) (142). El Calcio se requiere para globulizar las inclusiones de MnS, con lo cual se aumenta mucho la tenacidad de los aceros lo cual es muy importante sobre todo para aceros para fabricar tuberías para gasoductos. Normalmente se pide que el contenido de azufre sea menor de 0.005%.

La laminación controlada se le conoce como proceso termomecánico puesto que se controla tanto la temperatura de deformación como la cantidad y velocidad de deformación en cada pase de laminación. La figura 7.1 muestra en forma general el concepto de laminación controlada (116).

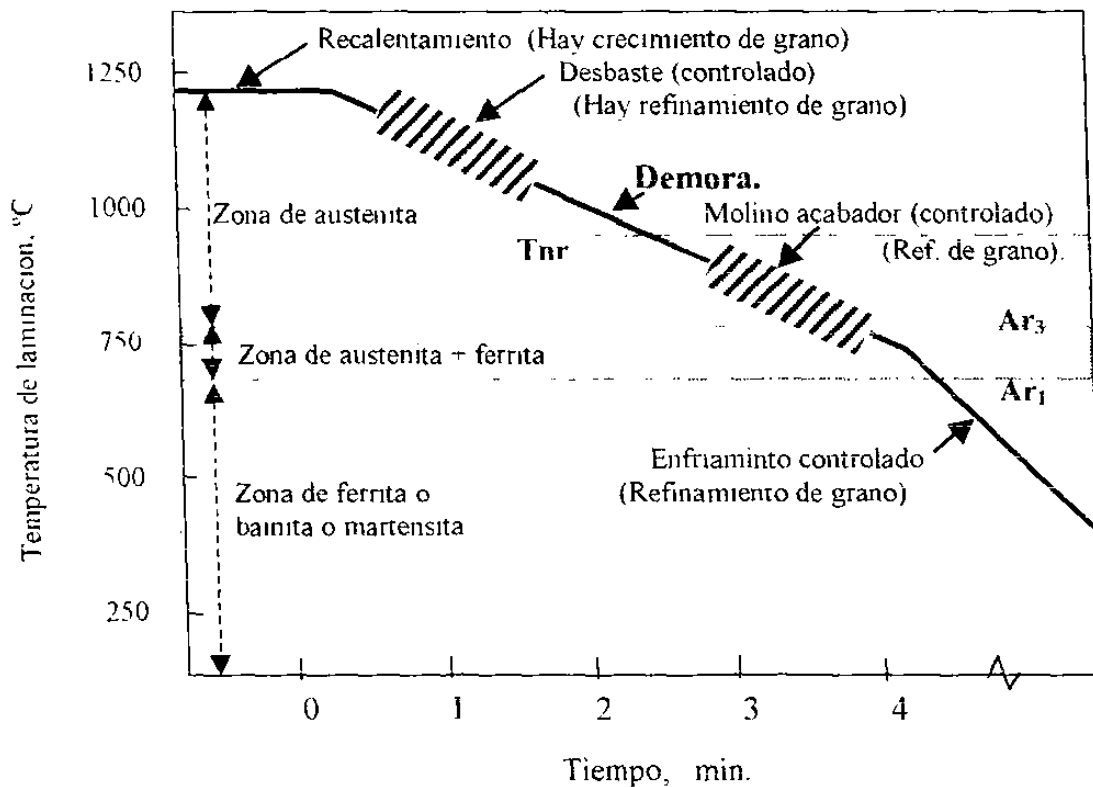
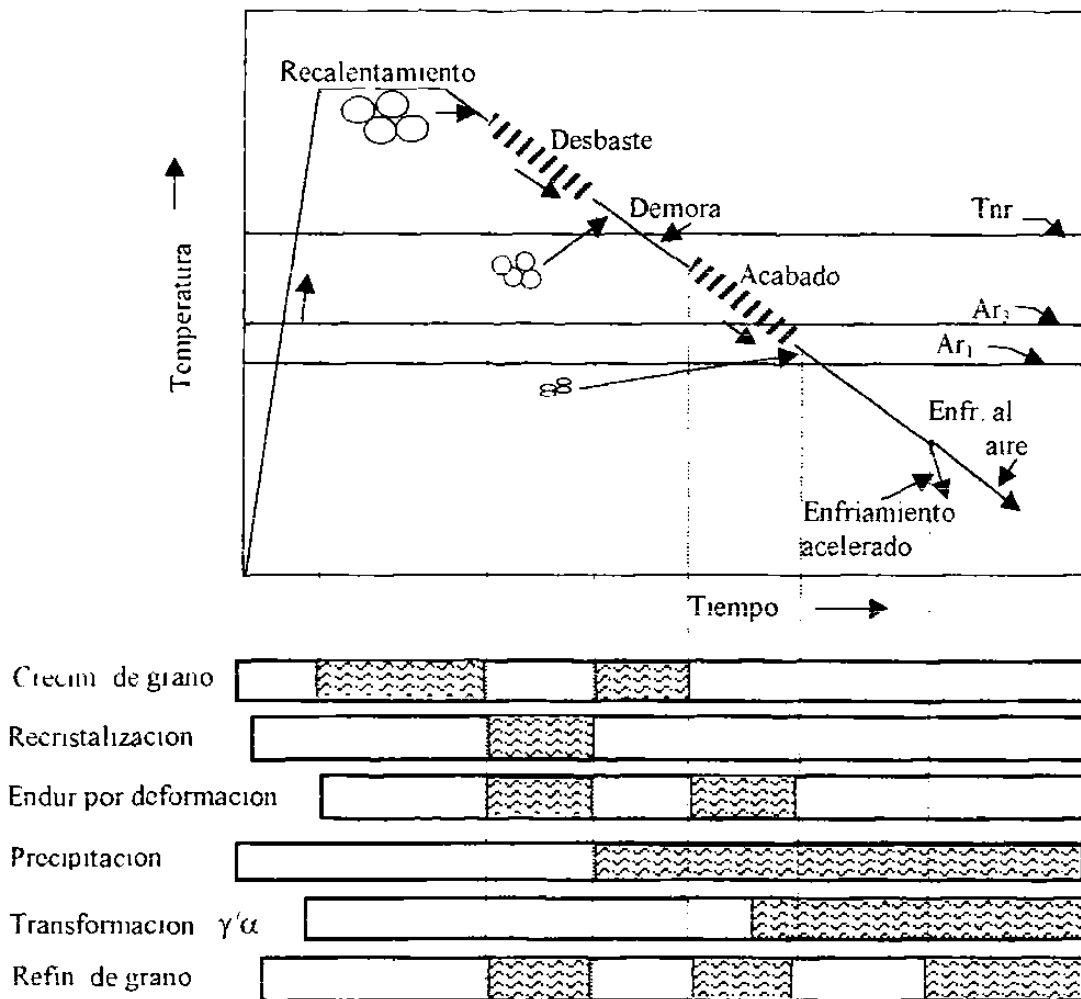


Fig. 7.1: Gráfica simplificada de temperatura contra tiempo para una laminación controlada (116)

Inicialmente los planchones son recalentados hasta temperaturas que varían de 1100 a 1250 °C. Después la operación de laminación comprende dos etapas distintas, una laminación de alta temperatura llamada de desbaste y una serie de pases a menor temperatura que se llaman pases de acabado. Si las operaciones de desbaste y acabado son continuas, sin demora intermedia, el proceso se llama laminación en caliente, pero si se contempla una demora entre las dos etapas, como se muestra en la figura 7.1, el proceso se conoce como laminación

controlada. Aunque esta última comprende el control no sólo de temperaturas sino también la cantidad de deformación en cada pase de laminación (116).

En la figura 7.2 se muestran los mecanismos metalúrgicos que ocurren durante la laminación controlada.



El efecto de los microaleantes es (1) retardar el crecimiento de grano, (2) retardar la recristalización, (3) retardar la transformación de la austenita, (4) aumentar la precipitación de carburos y nitruros, (5) ayudar al refinamiento de grano

Figura 7.2; Mecanismos que ocurren durante la laminación controlada (121)

El efecto de los microaleantes es el de aumentar la temperatura de no-recristalización de la austenita, así como disminuir el intervalo de temperaturas de la transformación de la austenita, lo cual puede representarse como se muestra en la figura 7.3.

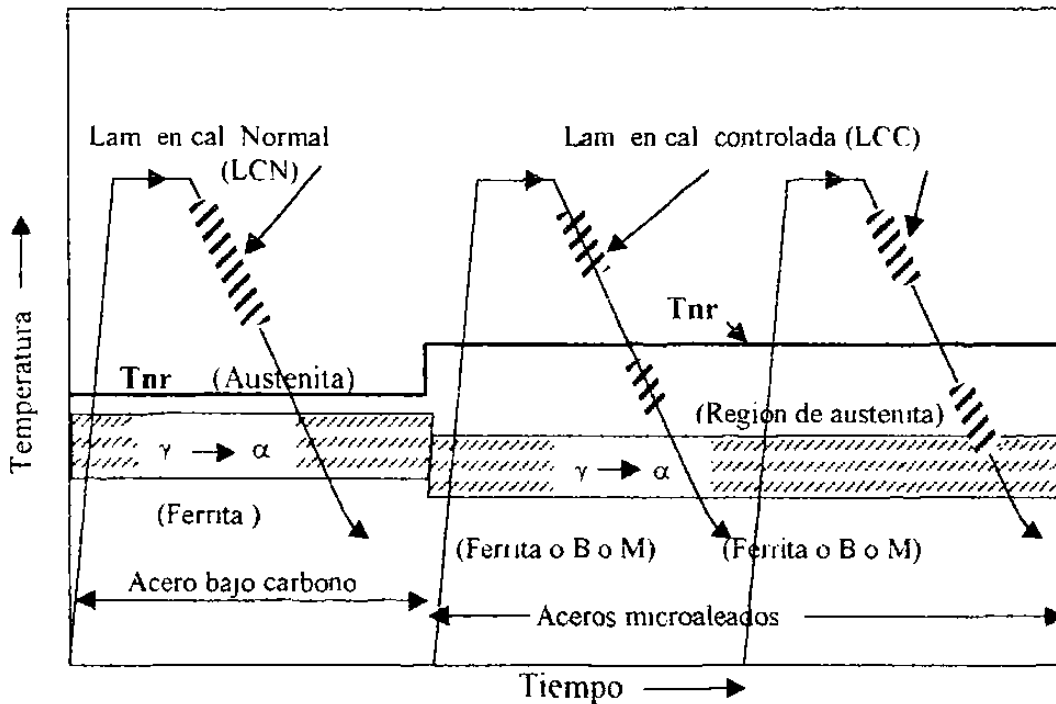


Fig. 7.3; Efecto de los microaleantes. Aumenta T_{nr} y disminuye la región de Transformación de la austenita (121)

7.1. Laminación controlada con recristalización:

Durante la deformación en caliente a temperaturas superiores a T_{nr} , el acero recristaliza. A temperaturas relativamente altas se presenta recristalización dinámica, que es aquella que se presenta al ocurrir la deformación, mientras que a temperaturas intermedias de trabajo se requiere de cierto tiempo de incubación para iniciar la formación de nuevos granos, a lo que se llama recristalización estática. La cinética de estos procesos de recristalización depende del estado de

la austenita, es decir de su tamaño de grano, su composición química, etc., así como de los parámetros de deformación como son la temperatura, la deformación y la velocidad de deformación, todo lo cual determina el tamaño final de grano. Aun cuando el tamaño inicial de grano de la austenita sea muy grande se tendrá un alto refinamiento de dicho grano durante la recristalización que ocurre en cada pase de laminación, como se muestra en la figura 7.4 (143).

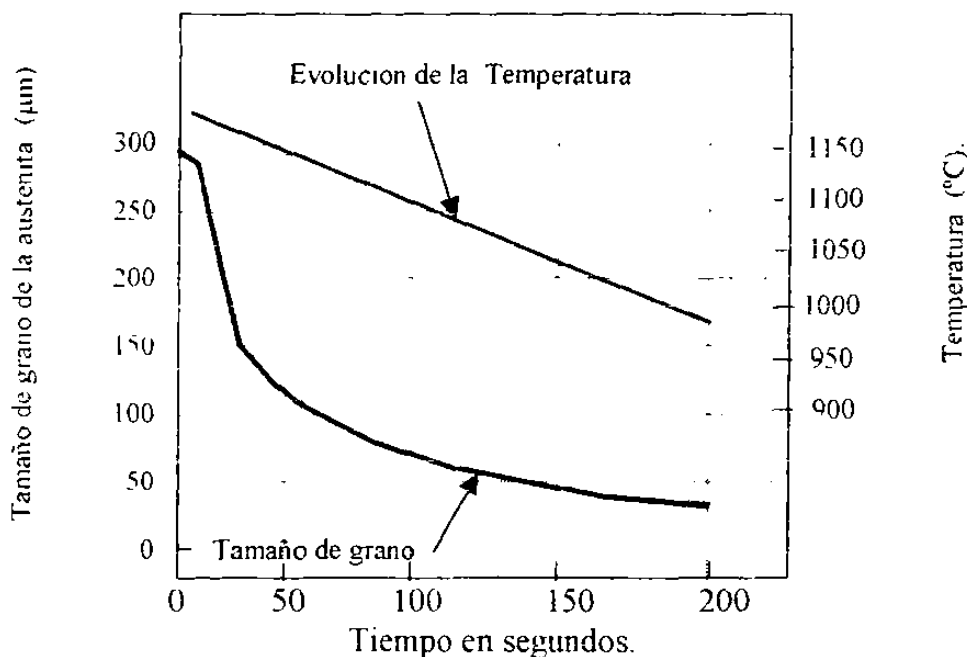


Figura 7.4: Evolución del tamaño de grano de la austenita durante el desbaste consistente en 9 pases de 15% de reducción de área, para una reducción total de planchón de 250 mm a 55 mm (143).

Normalmente los primeros pases de laminación se realizan a temperaturas relativamente altas, apenas inferiores a la temperatura de recalentamiento del planchón. A estas altas temperaturas, cada pase de laminación es seguido de una recristalización y crecimiento de grano pero recientemente se ha usado el sistema de realizar varios pases de deformación con recristalización combinados con la

adición de inhibidores de crecimiento de grano de la austenita, por ejemplo nitruros de titanio, con el fin de dar un máximo refinamiento de grano de la austenita. A este sistema se le conoce como laminación controlado con recristalización, y se le considera como una buena estrategia de laminación controlada de alta temperatura con el fin de evitar la laminación controlada de baja temperatura, la cual necesita de mayores capacidades de los molinos de laminación (144).

Sin embargo, aún con la composición química óptima y con la mejor cédula de reducción, parece que existe un límite al refinamiento de grano de la austenita que puede lograrse mediante repetidas deformaciones y recristalizaciones, y que es de aproximadamente 15 μm . Pero mediante una rápida velocidad de enfriamiento puede lograrse un grano ferrítico de 6 a 8 μm (145).

Si se desean granos ferríticos aún más finos pueden obtenerse mediante el uso de mayores cantidades de microaleantes junto con una secuencia adecuada de laminación controlada en la cual la recristalización de la austenita sea retardada durante los últimos pases de laminación, con lo cual se desarrolla un grano austenítico alargado (116). Durante este proceso se producen formaciones subestructurales en la austenita deformada (sin recristalizar), las cuales proporcionan sitios de nucleación para la precipitación de carbonitruros; estos precipitados tienden a anclar las subestructuras inhibiendo así la recristalización (146). De esta forma los granos de la austenita permanecen aplanados.

Con granos austeníticos alargados, el espesor de dichos granos es el parámetro que determina el tamaño de grano de la ferrita como se muestra en la figura 6.2 según datos reportados por Cuddy (115).

El grano austenítico equiaxial inicialmente es de $30\ \mu\text{m}$ y va disminuyendo al aumentar la deformación por debajo de T_{nr} , produciéndose un grano aplastado. El tamaño de grano ferrítico más fino se obtiene alcanzando primero un tamaño de grano austenítico recristalizado lo más pequeño posible al final de los pases de desbaste y aplicando después la máxima deformación posible por debajo de T_{nr} . Con esta práctica se pueden lograr tamaños de grano ferrítico tan pequeños como $2\ \mu\text{m}$ (116).

La temperatura T_{nr} debe aumentarse lo más posible lo cual se logra mediante la cantidad y tipo de microaleantes disueltos durante el recalentamiento, siendo el niobio el elemento más efectivo para aumentar T_{nr} . La efectividad de los diferentes microaleantes para elevar T_{nr} depende de sus solubilidades en la austenita. El elemento más eficiente es el niobio por precipitar a las temperaturas de laminación y, por ello, tiene un mayor efecto en elevar T_{nr} que el titanio y que el vanadio (116). Esta información es importante para diseñar un acero con una temperatura T_{nr} específica: una vez que se conozca esta temperatura la cedula de laminación de acabado puede ser ajustada para asegurar que la deformación final se realice por debajo de T_{nr} .

La temperatura T_{nr} es controlada por precipitación en la austenita deformada. Estos precipitados anclan las subestructuras e inhiben con ello la recristalización. Los precipitados contienen tanto carbono como nitrógeno; los precipitados de niobio y titanio tienen más carbono que nitrógeno mientras que los precipitados de vanadio son nitruros con composición VN. (116).

Se ha encontrado (147) que hay otros factores que tienen un efecto importante sobre la temperatura T_{nr} . Así por ejemplo, si se adiciona vanadio a aceros con niobio se disminuye aún más la recristalización de la austenita, lo cual significa un mayor aumento en T_{nr} .

También se ha encontrado que si el contenido de carbono es disminuido mientras se mantiene fijo el porcentaje de niobio se reduce la tendencia para precipitación de Nb(C,N) y por lo tanto se reduce también T_{nr} . Pero esta disminución en T_{nr} puede atenuarse o evitarse mediante un incremento adecuado en el contenido de niobio, o bien aumentando el contenido de nitrógeno

Por lo tanto la temperatura de acabado debe ser menor que T_{nr} . Entre menor sea la temperatura de acabado, mayor será el aumento en límite elástico como se muestra en la figura 6.10.

Se puede decir que los aceros microaleados siguen los siguientes criterios (116)

- 1) El niobio es agregado para aumentar la temperatura T_{nr} .
- 2) El manganeso se usa para disminuir la temperatura A_{r3} .
- 3) El vanadio se agrega para endurecimiento por precipitación.
- 4) La laminación final se realiza por debajo de A_{r3} para endurecimiento por la formación de subestructura.

El titanio se emplea junto con el niobio para refinar el grano de la austenita lo cual se debe a que el titanio previene el crecimiento de grano durante el recalentamiento y durante los pases de desbaste que es cuando ocurre recristalización de la austenita. Se ha encontrado (148) que el titanio en niveles de 0.01 a 0.05% aumenta la resistencia a la cedencia, lo cual se debe en parte a la precipitación de Ti(C,N). También se piensa que al reaccionar con el nitrógeno y con el carbono, el titanio ayuda a retener el niobio en solución durante la laminación en caliente con lo cual se mejora el endurecimiento por precipitación del columbio en la ferrita final.

Sin embargo el titanio puede perjudicar la tenacidad de la zona afectada por el calor de la soldadura como se muestra en la figura 7.5 (148)

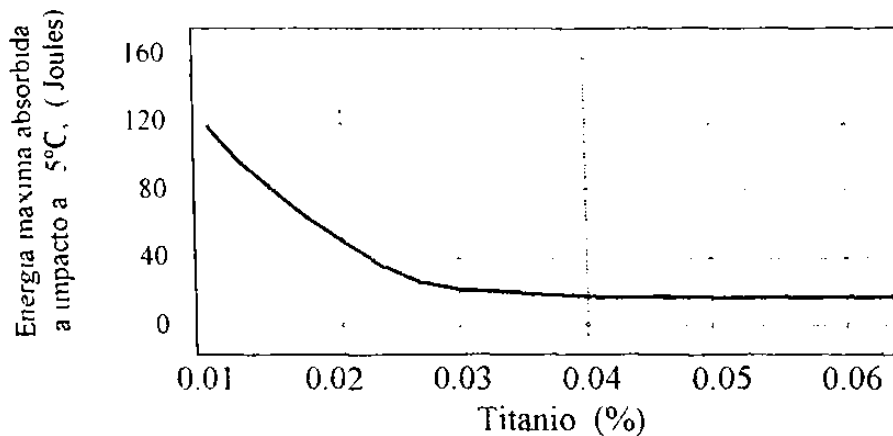


Figura 7.5. Efecto del contenido de titanio sobre la tenacidad a impacto Charpy de la zona afectada por el calor en una soldadura (148)

El porcentaje de laminación por debajo de T_{nr} también tiene gran influencia sobre la temperatura de transición a impacto como se muestra en la figura 7.6. (149).

En general se dice que el niobio se agrega principalmente para aumentar la temperatura T_{nr} , pero en realidad el niobio tiene mayores consecuencias sobre la estructura final y sobre las propiedades finales (148)

7.2. Efecto del niobio.

La precipitación de $Nb(C,N)$ inhibe la recristalización de la austenita durante la laminación final produciendo un grano aplastado. El niobio que se mantiene en solución sólida después de la laminación final, inhibe la transformación de la austenita a ferrita con lo cual se reduce la temperatura de transformación. El máximo beneficio del niobio en solución se logra a contenidos de 0.04 a 0.05% de Nb disuelto y cualquier aumento sobre estos niveles tiene poco efecto sobre la temperatura de transformación.

La precipitación de Nb(C,N) en la microestructura final después del enrollado produce un endurecimiento debido principalmente a las subestructuras que se forman en dicha microestructura, sea ésta ferrita, bainita o martensita, pero principalmente en la ferrita (148)

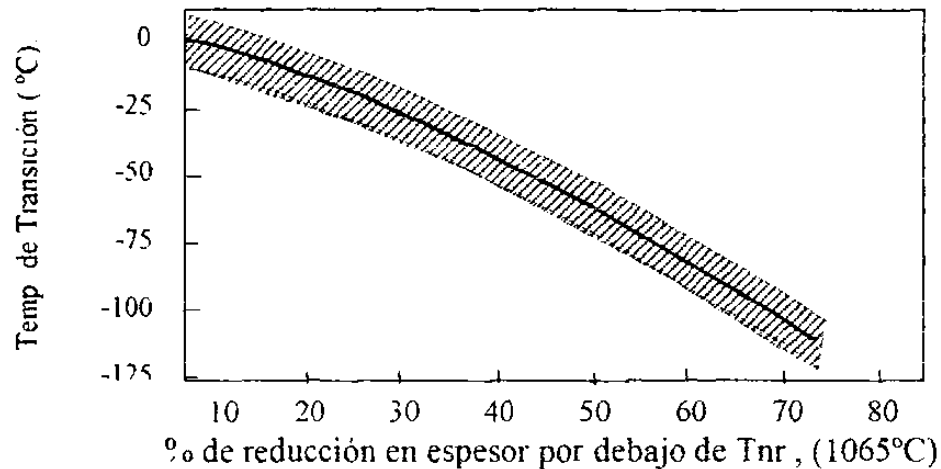


Figura 7.6: Efecto del porcentaje de reducción por debajo de T_{nr} (1065°C) sobre la temperatura de transición de 5 aceros diferentes (149)

7.3. Efectos del manganeso y del molibdeno.

El manganeso y el molibdeno endurecen el acero mediante el mecanismo de solución sólida; también tienden disminuir la temperatura de transformación de la austenita con lo cual promueven la formación de microestructuras más finas. El molibdeno además inhibe la formación de perlita favoreciendo así la formación de martensita/austenita (M/A) en las áreas más ricas en carbono presentes en las etapas finales de la transformación de la austenita. (148).

Para aumentar la resistencia desde un X70 hasta un X80, se incrementan los contenidos tanto de Mo como de Mn como se muestra en la siguiente Tabla 7.1.

Tabla 7.1 Composiciones químicas típicas de aceros X70 y X80 para gasoductos (148)

Grado	C	S	Mn	Mo	Nb	Ti	C.E.
X70	0.03	0.004	1.6	0.20	0.07	0.02	0.23
X80	0.03	0.004	1.7	0.25	0.09	0.02	0.25

En la Tabla 7.2 se presentan las propiedades mecánicas correspondientes a los aceros X70 y X80 de la Tabla 7.1

Tabla 7.2: Propiedades mecánicas para aceros X70 y X80 (148)

Grado	σ_s (MPa)	σ_u (MPa)	%EL	Dureza Vickers (10kg)	Energía Absor- Bida a -5°C (Joules)	T.T. Charpy 85% F.D.	T.T. Caida Libre 85% \pm D
X70	515	655	35	225	265	$< -60^\circ\text{C}$	$< -30^\circ\text{C}$
X80	580	740	33	260	215	$< -25^\circ\text{C}$	$< -10^\circ\text{C}$

7.4. Cédula de laminación:

Para conseguir las propiedades mecánicas de la Tabla 7.2, los aceros de la Tabla 7.1 fueron sometidos a parámetros muy parecidos a los de la cédula de laminación de la Tabla 7.3 (148)

Tabla 7.3: Parámetros típicos de proceso para aceros microaleados X70 y X80 para gasoductos (148)

Parámetro	Valores óptimos.
Reducción por debajo de T_{nr}	Por lo menos 50%
Espesor de entrada a molino acabador	28 mm
Temperatura de entrada	$\approx 790^\circ\text{C}$
No. De pases	≈ 5 (para espesores menores de 7 mm)
Tiempo en molino acabador	Controlado entre 150 y 400 s
Temp. de salida	$\approx 730^\circ\text{C}$
Enfriamiento acelerado	Hasta 20°C/s dependiendo del calibre
Temperatura de enrollado	De 540 a 620°C

La velocidad de laminación, o sea el tiempo de retención en el molino, tiene un efecto importante en el niobio retenido en solución. Análisis de la recristalización y precipitación durante la laminación ha llevado a la conclusión de que reduciendo tanto la temperatura final de laminación y el tiempo de laminación, se reduce la precipitación de niobio en la austenita, obteniéndose así mejores propiedades mecánicas debido al mayor efecto del niobio disuelto sobre la transformación con lo cual se mejora el endurecimiento por precipitación en la ferrita (148)

7.5. Desarrollo de textura durante la laminación controlada.

En resumen la laminación controlada tiene por finalidad acondicionar la austenita para su óptima transformación a las fases finales. El mejor acondicionamiento es producir austenita deformada que contenga el mayor número posible y distribución uniforme de sitios de nucleación para que precipiten las fases finales (142).

En general la laminación controlada se puede dividir en tres etapas (50).

Etapas 1: Desbaste. Debe producirse un grano de austenita lo más recristalizado y pequeño posible. Se realiza a temperaturas mayores de T_{nr} .

Etapas 2: Laminación final por debajo de T_{nr} . El objetivo debe ser producir el mayor número de bandas de deformación, límites incoherentes de maclas y marañas de dislocaciones. Esto se logra dando la mayor reducción posible por pase. Es importante controlar el tiempo de espera entre el final de la etapa 1 y el inicio de la etapa 2; si éste tiempo es muy largo se puede tener crecimiento de grano localizado de la austenita recristalizada, lo cual da lugar a granos mixtos en la ferrita final.

Etapas 3: Laminación intercrítica al término de la laminación final. Su propósito es aumentar la resistencia final del acero mediante la formación de subestructuras y subgranos y al mismo tiempo disminuir la temperatura de

transición mediante el desarrollo de texturas. La laminación intercrítica produce una estructura consistente de granos de austenita y de ferrita deformados. La austenita deformada se transforma a granos poligonales de ferrita, mientras que los granos de ferrita deformada se transforman a estructura celular o subgranos, dependiendo del grado de recuperación. En los aceros microaleados la recrystalización de ferrita deformada es muy lenta, produciéndose únicamente estructuras celulares y/o subgranos. Esto se debe a la estabilización de la maraña de subgranos debido a la precipitación inducida por deformación de carbonitruros de niobio o de vanadio.

Desde un punto de vista práctico, es deseable una reducción entre 10 y 20% en la etapa 2 para obtener un buen balance entre alta resistencia y buena tenacidad.

Las texturas que se desarrollan mediante la laminación controlada en sus etapas 2 y 3 son muy similares a las texturas que se desarrollan durante la laminación en frío y el recocido de proceso que procede a dicha laminación. Las texturas que se han detectado son las siguientes (50).

$\langle 110 \rangle \parallel \text{D.L.}$: Esta textura causa anisotropía.

$\langle 100 \rangle \parallel \text{N.D.L.}$; Esta textura deteriora la tenacidad en la dirección del espesor

$\langle 111 \rangle \parallel \text{N.D.L.}$; No tiene ningún efecto perjudicial a las propiedades mecánicas.

D. L. – dirección de laminación.

N.D.L. – Normal a la dirección de laminación.

7.6. Enfriamiento controlado.

Si se controla tanto la composición química, como las temperaturas de laminación, la velocidad de laminación, la cantidad de reducción en cada pase, así

como la velocidad de enfriamiento del material después del último pase, se tendrá lo que a veces se llama laminación controlada total (50). El enfriamiento controlado es la última etapa en el proceso de laminación y en donde se puede obtener una estructura ferrítica fina y uniforme, con dispersión de islas de productos de la austenita transformada a bajas temperaturas, tales como bainitas, martensitas, etc. Estas segundas fases afectan de diferente manera a las propiedades mecánicas (150). El mayor aumento en resistencia a la cedencia se obtiene mediante islas de bainita en matriz ferrítica muy fina, seguido por bainita acompañada de perlita degenerada y al final por bainita con islas de martensita (150).

La naturaleza de las segundas fases y por lo tanto el comportamiento mecánico, es determinado por las condiciones del enfriamiento acelerado como son la velocidad de enfriamiento y la temperatura de interrupción del enfriamiento como se muestra en la figura 7.7 (142).

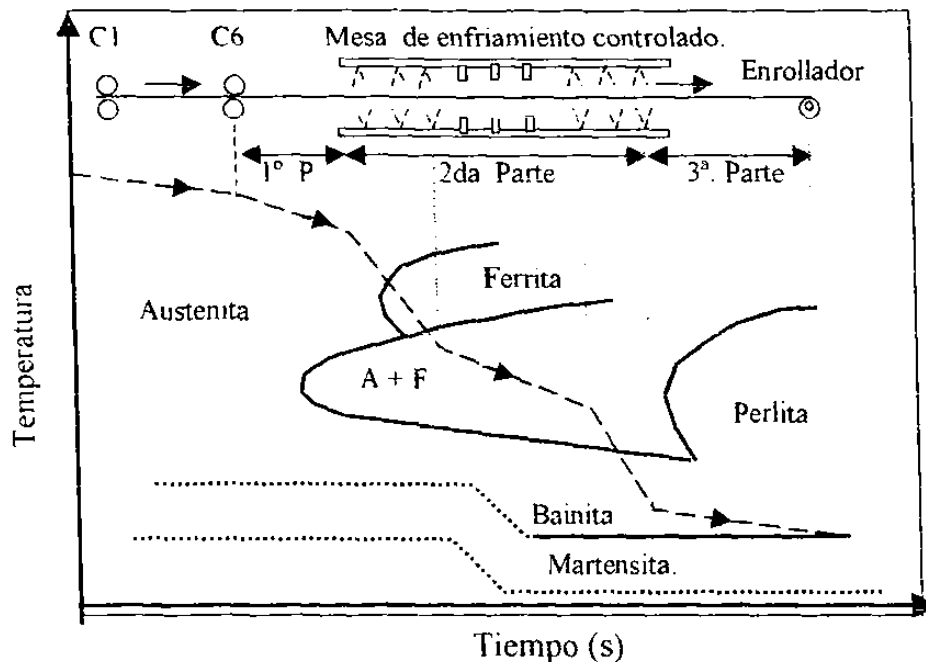


Fig 7.7: Representación esquemática del enfriamiento controlado en la mesa de enfriamiento para un acero al Mo-Nb (142).

Aún cuando se tiene un mayor endurecimiento del acero cuando se termine de laminar en la región intercrítica de austenita y ferrita, debe tenerse en cuenta que la energía máxima absorbida en impacto es reducida por la presencia de ferrita trabajada en frío que resulta de la laminación intercrítica (142)

La lámina entra a la mesa de enfriamiento a la temperatura de acabado, a la cual el acero es todavía austenítico. El acero puede estar parcial o totalmente recristalizado, dependiendo de la temperatura de acabado. El enfriamiento en esta mesa puede ser dividido en las tres partes que pueden verse en la figura 7.7 (151).

En la primera parte se tiene un enfriamiento al aire. Esta sección puede ser usada para homogenizar la temperatura en todo el espesor, así como para medir la temperatura de acabado, el espesor, ancho, planura, etc. de la lámina.

En la segunda parte de la mesa de enfriamiento se tiene el enfriamiento con agua que se realiza mediante flujo laminar usando cabezales superiores e inferiores. La velocidad de enfriamiento se selecciona de antemano y depende del espesor de la lámina, del grado de acero y de la temperatura de enrollado. En la segunda sección de aspersores se termina de controlar la temperatura de enrollado.

En la tercera parte del enfriamiento se tiene un enfriamiento al aire, antes de que la lámina llegue al enrollador. La temperatura de enrollado se considera una de las variables de proceso más importantes para lograr las propiedades mecánicas finales.

Debido al tiempo limitado (segundos) en la mesa de enfriamiento y a la rápida caída de temperatura, la precipitación de microaleantes no es muy importante en esta parte del proceso. Sin embargo se puede reducir la velocidad de enfriamiento

con el fin de lograr una mayor precipitación durante la transformación de la austenita (151).

Como un ejemplo de precipitación durante el enfriamiento se puede considerar la precipitación de nitruros de aluminio, lo cual no tiene tiempo de ocurrir como se muestra en la figura 7.8 (123).

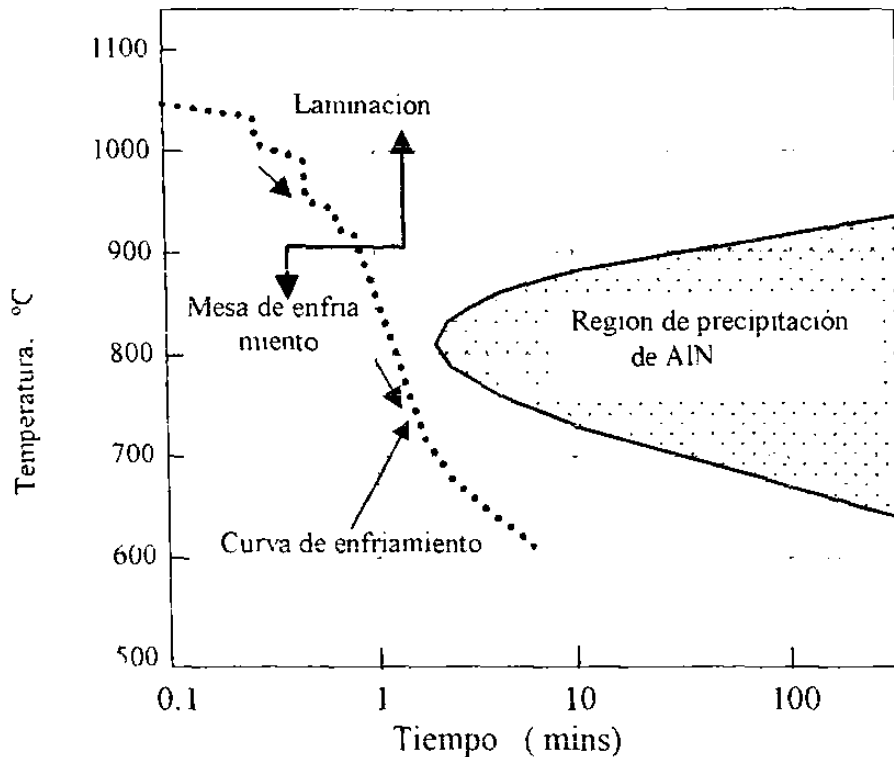


Figura 7.8: Velocidad de enfriamiento de la lámina de acero en comparación con el intervalo de precipitación de AlN (123).

De la figura 7.8 se ve que los nitruros de aluminio no precipitan durante la laminación en caliente ni durante el enfriamiento, lo cual significa que el nitrógeno y el aluminio permanecen en solución. Tal precipitación sin embargo ocurre durante el recocido de proceso que se le aplica a la lámina después de la reducción en frío, provocando que los granos recristalizados de ferrita adquieran la forma aplanada.

7.7. Enfriamiento de la lamina enrollada.

La lámina es enrollada, después de dejar la mesa de enfriamiento a una temperatura normalmente entre 550 y 750 °C. Desde esta temperatura el rollo se enfría hasta temperatura ambiente en aire quieto a una velocidad de enfriamiento muy lenta. Durante este enfriamiento la precipitación puede ser un factor importante. Siempre debe procurarse que las propiedades mecánicas sean homogéneas a lo ancho y a lo largo de la lámina, pero el enfriamiento del rollo no es homogéneo y por lo tanto produce heterogeneidad en dichas propiedades.

Los extremos y los laterales del rollo se enfrían más rápido que el interior del mismo, lo cual provoca que la precipitación sea también más fuerte en el interior del rollo que en sus partes externas.

En resumen, el enfriamiento controlado produce un aumento en la resistencia a la cedencia y una mejor tenacidad a impacto mediante una microestructura consistente de granos muy finos de ferrita con precipitados muy finos de productos de transformación a baja temperatura de la austenita. Por su parte la laminación controlada tiene por objetivo aumentar lo más posible los sitios de nucleación de la ferrita en el interior de los granos de la austenita, y a la vez aumentar lo más posible la velocidad de nucleación de ferrita en los límites de grano de la austenita. Cuando se termina de laminar en la región bifásica γ/α se tiene un endurecimiento por formación de subestructuras, endurecimiento que se agrega al de refinamiento de grano (150).

La resistencia a la cedencia de la lámina procesada mediante la técnica de laminación con control total puede expresarse como sigue (50):

$$\sigma_{\lambda} = \sigma_0 + \sigma_{\text{ext}} + \sigma_{\text{dd}} + \sigma_{\text{sub}} + \sigma_{\text{ppt}} + k_{\lambda} (d)^{-1/2} \quad (7.1)$$

En la ecuación (7.1) se tienen los siguientes símbolos:

σ_y es la resistencia a la cedencia o límite elástico de la lámina totalmente procesada.

σ_0 y K_y son constantes.

σ_{text} es el endurecimiento o suavizamiento causado por el desarrollo de la textura $\langle 110 \rangle \parallel$ D.L. (D.L. dirección de laminación).

σ_{dd} es el endurecimiento debido a las dislocaciones en desorden o al azar que quedaron en la microestructura.

σ_{sub} es el endurecimiento por las subestructuras que se formaron dentro de los granos de la ferrita.

σ_{ppt} es el endurecimiento por precipitación.

d es el tamaño de grano de la ferrita.

La textura $\langle 110 \rangle \parallel$ D.L. aumenta la resistencia tanto en la dirección longitudinal como en la transversal.

Por su parte la temperatura de transición (T.T.) del acero final, tanto en la dirección longitudinal como en la transversal, para un acero con pase final en la región intercrítica, puede ser expresada como se muestra en (50)

$$T. T. = \alpha' - \beta d^{-1/2} + \Delta T_{\text{text}} - \gamma(n_s) + k_1 [\sigma_{\text{ppt}} + (k_2/k_1)\sigma_{\text{dd}} + (k_3/k_1)\sigma_{\text{sub}}] \quad (7.2)$$

donde α' , β , γ , k_1 , k_2 y k_3 son constantes.

ΔT_{text} es el aumento o disminución en temperatura de transición causado por el desarrollo de la textura $\langle 110 \rangle \parallel$ D.L.

σ_{ppt} , σ_{dd} , y σ_{sub} tienen el mismo significado que en la ecuación (7.1)

n_s es el número de estrías que aparecen en la superficie de la fractura en la prueba de impacto.

El propósito principal de terminar la laminación en la región γ/α es disminuir la temperatura de transición mediante un aumento en el número de estrías en la superficie fracturada de la probeta a impacto mientras que al mismo tiempo se mantiene a un nivel bajo el endurecimiento por subgranos. De la ecuación 7.2 se puede deducir que si el 4° término $[\gamma(n_s)]$ es mayor que el 5° (o último) entonces T.T. disminuye, y en caso contrario T.T. aumenta. Cuando se lamina un poco debajo de la temperatura A_{r3} , la estructura celular de las dislocaciones cambia rápidamente a estructura de subgrano, eliminando así gran cantidad de endurecimiento por subestructuras. Sin embargo al laminar muy por debajo de A_{r3} , se tendrá poca recuperación de la estructura deformada lo cual aumenta σ_{dd} y σ_{sub} , con lo cual puede aumentar la T.T. Por otra parte cuando se termina de laminar por arriba de A_{r3} , o sea en la región de la austenita, los términos σ_{dd} y σ_{sub} desaparecen de la ecuación (7.1) y los términos ΔT_{text} , n_s y $(k_3/k_1)\sigma_{sub}$ desaparecen de la ecuación (7.2). Debe de tenerse presente que la ecuación 7.2 representa la temperatura de transición en la dirección paralela a la superficie de la placa como lo son las direcciones longitudinal y transversal (50).

La experiencia industrial en la producción de aceros microaleados con Nb, Nb-V y Mo-Nb han demostrado que la temperatura de enrollado afecta a la resistencia a la cedencia de acuerdo con la figura 7.9 (142).

Tabla 7.4: Composición química de los aceros mostrados en la figura 7.9 (142).

Acero	C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	V	Mo	Ti	N	Ca
1(X60)	.08	1.25	.12	.017	.003	.025	.040	0	0	.013	.005	.0025
2(X70)	.085	1.5	.32	.015	.001	.03	.045	.05	0	.013	.0045	.0008
3(X70)	.06	1.35	.32	.013	.003	.03	.06	0	.23	.014	.005	.0008

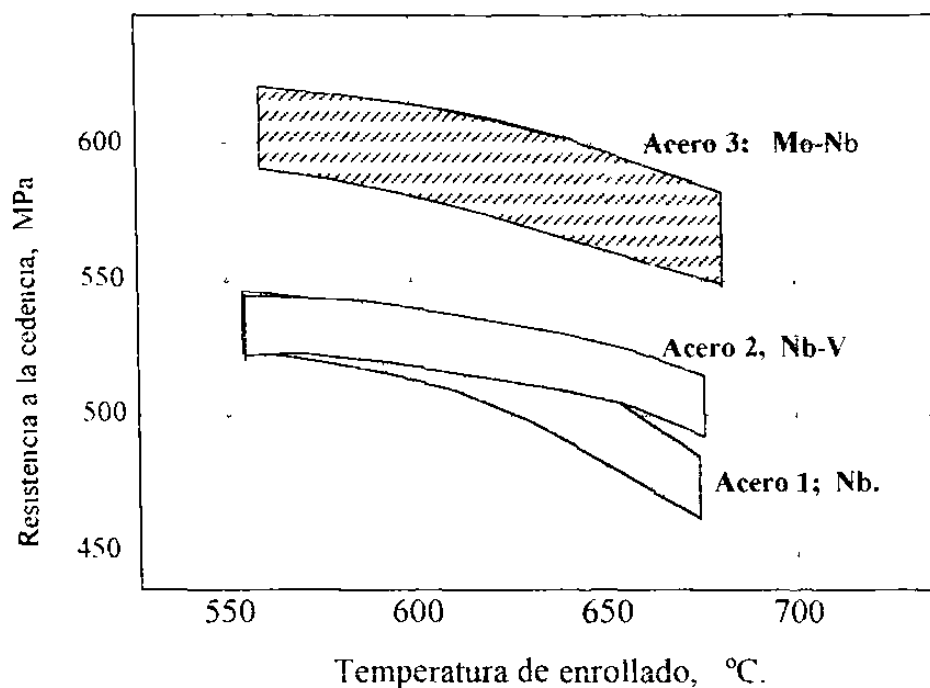


Figura 7.9: Efecto de la temperatura de enrollado sobre la resistencia a la cedencia para varios aceros microaleados (142).

Por su parte, la temperatura de acabado tiene un efecto variable sobre la energía de impacto, como se muestra en la figura 7.10 (142).

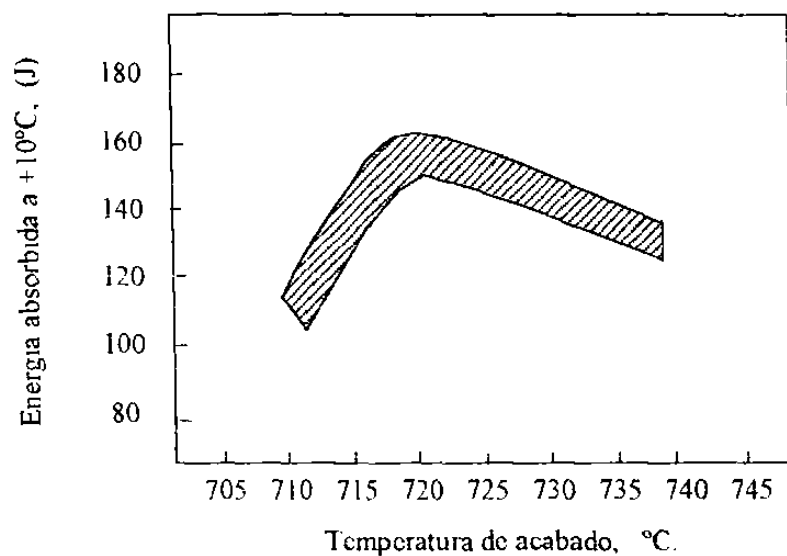


Figura 7.10; Efecto de la temperatura de acabado sobre la energía de impacto para un acero X70 con Nb y V, (Acero 2) (142)

El azufre perjudica a las propiedades a impacto lo cual se muestra en la figura 7.11, para el acero No. 3 de Tabla 7.4 (142).

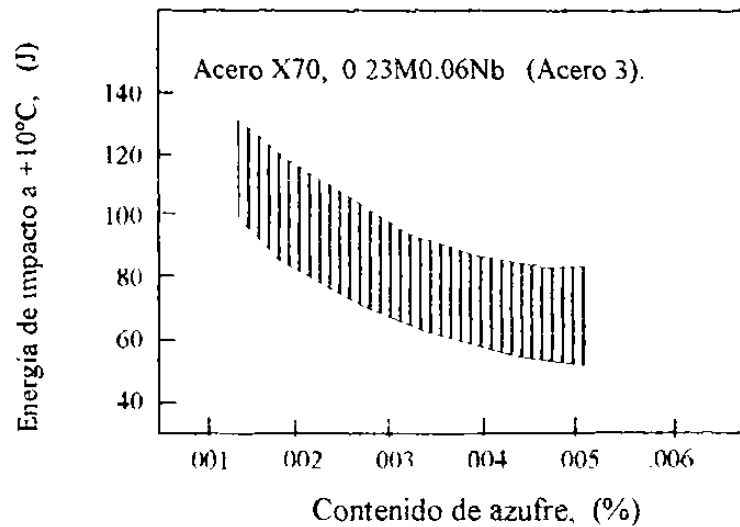


Fig. 7.11: Efecto perjudicial del azufre sobre las propiedades a Impacto (142).

En la figura 7.12 se muestra un resumen gráfico de las contribuciones de diferentes elementos al endurecimiento de un acero microaleados (121).

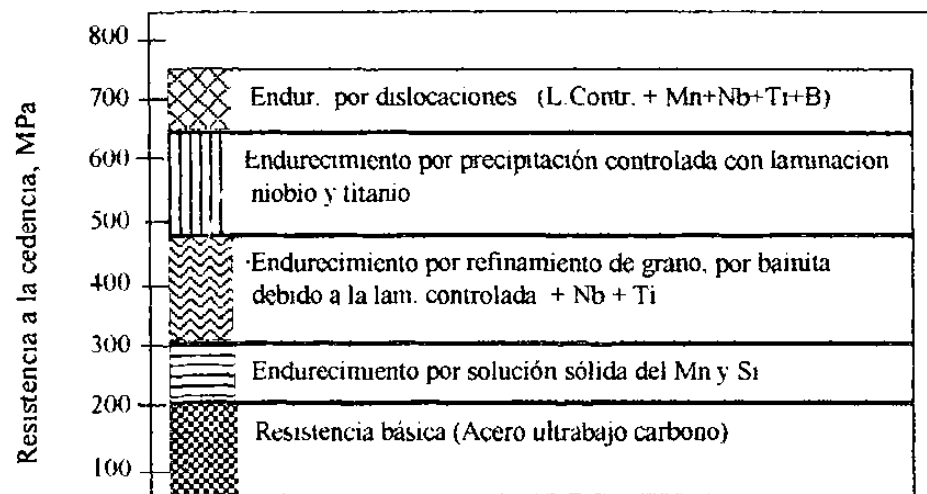


Fig. 7.12; Efecto de los diferentes micromecanismos de endurecimiento sobre la resistencia a la cedencia de aceros microaleados bainíticos con laminación controlada (121)

En la figura 7.12 se muestra el efecto de los diferentes micromecanismos de endurecimiento que actúan en un acero microaleado. En este caso se tiene que la austenita se transformó a bainita lo cual se logra mediante el efecto combinado del Nb, Ti y B, así como un alto contenido de Mn, y un enfriamiento controlado con una temperatura de enrollado que sea inferior a la temperatura de inicio de formación de la bainita (121)

7.8. Diseño de un acero microaleado.

La selección de los microaleantes a usar y de su contenido depende de la resistencia a la cedencia que se desee. En la Tabla 7.5 se da una guía para diseñar un acero microaleado, considerando que además debe darse una laminación controlada así como un enfriamiento controlado.

Tabla 7.5; Ejemplos de diseño de aceros microaleados con laminación controlada (121)

σ_y (MPa)	%Mn	%Nb	%Ti	%V	%B
400 (\approx X60)	1.0	0.03	0.02	0	0
550 (\approx X80)	1.3	0.05	0	0.05	0
750 (\approx X110)	1.6	0.05	0.10	0	0.002

Las temperaturas óptimas en la laminación controlada son las de acabar la laminación a 850 °C y enrollar a menos de 600 °C, con lo cual un acero microaleado en lámina con espesor de 10 mm tendrá una resistencia a la cedencia de \approx 750 MPa y una temperatura de transición inferior a -40 °C, además de muy buena soldabilidad y formabilidad en frío (121). Estas son las características del acero microaleado E110L fabricado por AHMSA.

7.9. Efecto de la refinación de grano sobre la ductilidad.

Normalmente se tiene la idea de que al refinar el grano la ductilidad aumenta. Sin embargo la experiencia en AHMSA con los aceros microaleados indica que sucede lo contrario, es decir que la ductilidad disminuye al refinar el grano, o cuando mucho la ductilidad permanece constante. La figura 7.13 muestra que la ductilidad disminuye al disminuir el grano (152)

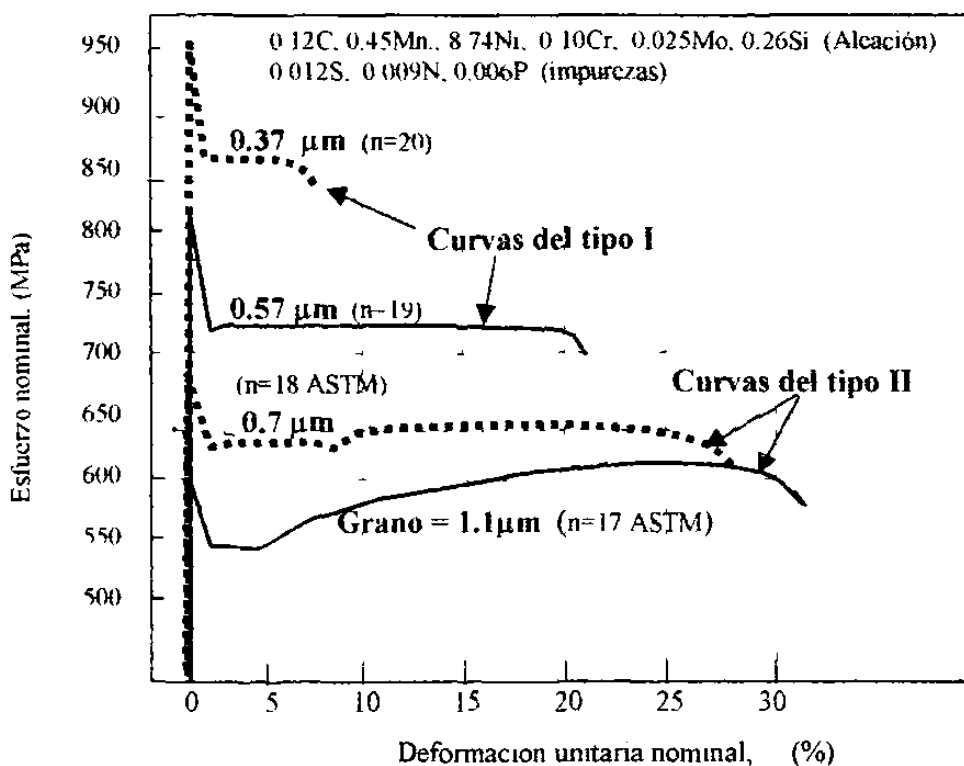


Figura 7.13; Efecto del tamaño de grano sobre las propiedades mecánicas. Al refinar el grano, aumenta la resistencia del acero pero disminuye su ductilidad (152)

Las curvas de tensión mostradas en la figura 7.13, contienen un bien definido punto de cedencia superior, seguido de deformación localizada a esfuerzo constante, similar a la deformación de Lüders. Este tipo de cedencia, que es característico de aceros de bajo carbono, fue observado en los aceros investigados, sin importar las cantidades relativas de ferrita y austenita en la

microestructura. Sin embargo se observó inestabilidad plástica en varios de los aceros (152). Esta inestabilidad consiste en un estrechamiento o adelgazamiento localizado en la banda de deformación antes de que la banda atraviese todo el espesor de la muestra. El resultado es que no hay alargamiento uniforme y además se tiene un alargamiento total muy pequeño (disminución de porcentaje de elongación final, %EL). En la figura 7.13 se muestran estas curvas como del tipo I y del tipo II (152).

En las curvas del tipo II, se tiene deformación a esfuerzo constante (deformación de Lüders), lo cual es seguido por un ligero aumento en el esfuerzo de cedencia, como es lo normal. Deformaciones totales de alrededor de 30% se obtuvieron para estos aceros. Este tipo de curvas (Tipo II) se observaron para tamaños de grano de 0.7 μm o mayores. Sin embargo, cuando el tamaño de grano fue de 0.57 μm o menores, las muestras se entallaron (adelgazamiento localizado) y se fracturaron durante la deformación de Lüders (curvas tipo I) y los valores de elongación total fueron muy bajos, de alrededor de 7%. (152).

Para el caso de aceros microaleados de AHMSA se tienen curvas del Tipo II, en el sentido de que los valores de %EL disminuye ligeramente al aumentar la resistencia de los aceros pero en algunos casos el %EL llega a valores mayores de 40%, lo cual es una ductilidad inusualmente alta, lo cual se puede atribuir no a granos finos sino a valores muy bajos de carbono. (%C < 0.04). A estos aceros con carbonos menores de 0.04 se les llama ahora aceros con ultrabajo carbono, o aceros UBC (132).

Una composición típica de un acero UBC es la siguiente (132)

C: 0.03 a 0.04%	Mn: 1.5 a 2.0%
Si: 0.15 a 0.4%	Mo: 0.2 a 0.4%
Nb: 0.04 a 0.07%	B: 0.001 a 0.003%

y Ti en cantidades menores de 0.04 % para fijar el nitrógeno.

Estos aceros UBC tienen muy alta resistencia a la cedencia y altas resistencias al impacto, debido a que su microestructura es bainita de bajo carbono, compuesta de ferrita extremadamente fina con precipitación de carburos.

El efecto del tamaño de grano sobre la deformación de Lüders se muestra en la figura 7.13. La deformación de Lüders es de 3% de deformación para granos de 1.1 μm ; de 8% para granos de 0.7 μm ; mayor de 20% para granos de 0.57 μm . Sin embargo, para este último caso la muestra se entalló antes de que la deformación de Lüders terminara. Esto indica que entre más fino sea el grano la deformación de Lüders, ϵ_l , aumenta.

7.10. Resumen del Capítulo.

En este Capítulo se explicó lo que son los aceros microaleados cuya importancia en la industria es cada día más grande, debido a que tienen magníficas propiedades mecánicas y su uso se está extendiendo a diversas áreas de la ingeniería. En el Capítulo 8 se presentan los aceros microaleados fabricados por AHMSA para fabricación de gasoductos, así como las pruebas mecánicas que se realizan para aseguramiento de calidad de estos aceros.