

LOS ACEROS MICROALEADOS DE MEDIO CARBONO

Por

E. Flores*, A. Al Omar**, J.M. Cabrera** y J.M. Prado**

* CITEN, Dep. de Física, Universidad de Panamá.

** Dep. de Ciencia de Materiales e Ing. Met., Univ. Politécnica de Catalunya.

RESUMEN.

En este artículo se revisan las características, propiedades mecánicas y mejoras en la implantación industrial de los aceros microaleados de medio carbono. Esta comunicación está basada en resultados de trabajos realizados en España entorno a dichos aceros durante los últimos 10 años.

ABSTRACT.

In this article, the characteristics, mechanical properties and industrial improvements of medium carbon microalloyed steels are reviewed. This communication is based on results of research projects carried out during the last 10 years in Spain.

1. INTRODUCCIÓN.

En la década del 60 se desarrollaron en Gran Bretaña los primeros aceros microaleados (también denominados HSLA, *High Strength Low Alloy*) con el objeto de elaborar aceros de bajo contenido de carbono que, aparte de sus buenas características de soldabilidad, tuviesen un límite elástico elevado. A inicios de los 70 apareció en Alemania uno de los primeros aceros microaleados de medio carbono de amplia aplicación, de denominación simbólica 49MnVS3. A finales de los 80, la empresa ACENOR (hoy SIDENOR) inicia la fabricación del primer acero microaleado para forja en caliente español, denominado Micro. En los últimos años hay un aumento en la utilización de aceros microaleados, tanto de bajo carbono

como de medio carbono. El grupo SIDENOR, produce actualmente alrededor de 3 500 Tm al año de este tipo de aceros [1].

Se entiende por acero microaleado un acero al carbono aleado con Mn y Si, con bajas cantidades de S y P (generalmente próximos a 0,03 %), que se caracterizan por tener concentraciones inferiores a 0,15 % de Nb, Ti, V y/o Al. Estos últimos elementos en conjunción con el N y el C, forman unos microconstituyentes extraordinariamente eficaces (carburos, nitruros y/o carbonitruros) en el control de las propiedades mecánicas y de la microestructura a través del afino de grano y del endurecimiento por precipitación. La precipitación puede producirse durante la austenización, durante el cambio alotrópico de la austenita a ferrita, o directamente durante el enfriamiento en la fase ferrítica.

Entre las ventajas económicas de los aceros microaleados destacan el ahorro de energía producida por la supresión o simplificación de las operaciones de tratamientos térmicos y el ahorro de materias primas por la eliminación de varios elementos de aleación considerados estratégicos. Si se compara el proceso de elaboración por forja de un acero microaleado con el de un acero convencional de bonificación, se tiene que mientras con el microaleado la pieza se obtiene en un ciclo térmico, en el otro acero se necesitarán tres ciclos térmicos (Fig. 1). La sustitución de los aceros para temple y revenido por aceros microaleados representa cerca de un 15 % de ahorro de costos del valor de la pieza forjada y tratada térmicamente [1]. La optimización simultánea de la resistencia, tenacidad y soldabilidad, sin necesidad de

tratamiento térmico, es la característica esencial de los aceros microaleados.

En el campo de la construcción mecánica, y en especial de la industria del automóvil, una de

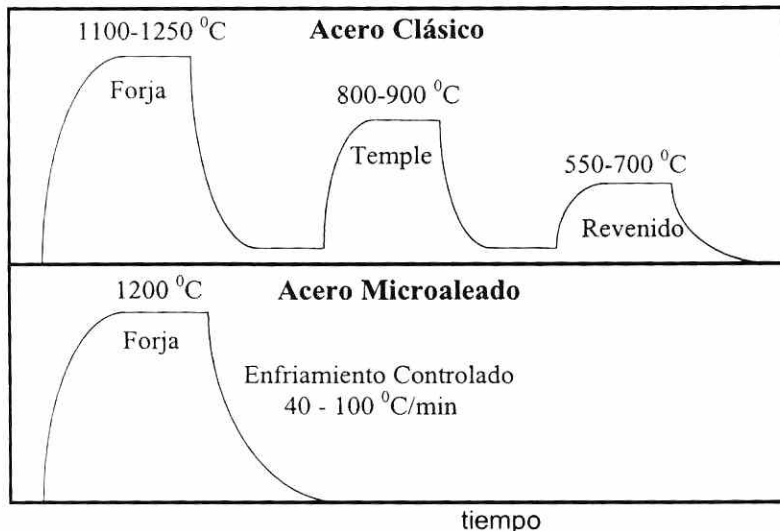


Figura 1. Comparación de los procesos de conformado para un acero clásico y para un acero microaleado.

las aplicaciones más interesantes de estos aceros es la fabricación de piezas forjadas en caliente, mediante la cual se pueden obtener directamente elevadas propiedades de resistencia.

En función de las características mecánicas que poseen los diversos tipos de aceros microaleados, son utilizados para las siguientes aplicaciones: bielas, manivelas, cigüeñales, pernos, manguetas, palancas, barras estabilizadoras, antiperaltos de automóviles, ejes, rodamientos, puentes, edificios, navíos, plataformas marinas, recipientes a presión y tubos, entre otras.

Se estima que los aceros microaleados representan en la actualidad cerca del 8 % en peso del total de materiales que se utilizan en la fabricación de un automóvil. Todo apunta que para los años venideros este porcentaje irá en aumento, lo que implica una disminución del peso de vehículo, es decir, un ahorro de combustible [2].

2 CLASIFICACIÓN DE LOS ACEROS MICROALEADOS DE MEDIO CARBONO

2.1. En Función de su Aparición.

En función de su aparición histórica, los aceros microaleados de medio carbono se clasifican en tres generaciones.

Primera generación:

Fueron los primeros aceros microaleados y contenían sólo V y/o Nb. Poseían un límite elástico y tenacidad baja y la temperatura de transición dúctil-frágil estaba alrededor de los 15 °C.

Segunda generación:

Aparecieron posteriormente y tienen como elementos microaleantes Ti y V y/o Nb. En estos aceros se redujo el porcentaje de C y se aumentó el de Mn y Si. Se consiguió incrementar límite elástico y la tenacidad, a la vez que la temperatura de transición dúctil-frágil se disminuyó significativamente.

Tercera generación:

Estos aceros microaleados tienen un contenido mayor de Mn, además de Mo. Las piezas (generalmente masivas) son sometidas a un enfriamiento rápido, lo que unido a las relativas altas temperaturas de transformación martensítica (próximas a 200 °C) produce un efecto de autorevenido dando como resultado buena dureza y tenacidad.

2.2. En Función de la Resistencia

Mecánica.

Los aceros microaleados también pueden clasificarse en tres tipos atendiendo a su resistencia mecánica:

Resistencia mecánica inferior a 1100 MPa:

Son aceros de estructura ferrítica-perlítica obtenida directamente en el estado bruto de

laminación. Su composición general, además de los elementos microaleantes, está indicada en la siguiente tabla.

C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)
0,15 - 0,40	0,10 - 0,40	1,5 - 2,0	< 0,030

En este tipo de aceros se pueden distinguir tres subgrupos:

1. Con contenido de S limitados a 0,015 - 0,020 %. Tienen buena ductilidad en frío.
2. Aceros resultados, con 0,020 - 0,040 % S. Para resistencia de 850 MPa se obtienen resiliencias de 40 a 60 J/cm² (KCU).
3. Aceros de maquinabilidad mejorada con contenidos de S más elevadas (0,070 - 0,250 %), y en ciertos casos con adición de Pb entre 0,15 - 0,25 %. Alcanzan resiliencias de 40 - 60 J/cm² (KCU) para niveles de resistencia de 1000 MPa.

Resistencia mecánica entre 1100 y 2000

MPa:

Estos aceros tienen importantes adiciones de Cu y Ni. La estructura en estado bruto de laminación es de tipo martensítica, mostrándose bastante compleja y con tamaño de grano muy fino. Su composición general está comprendida entre los siguientes límites:

C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)
0,15 - 0,45	0,5 - 0,9	1,5 - 2,0	< 0,030

S (%)	Cu (%)	Ni (%)
< 0,030	1,5 - 2,0	1,0 - 1,5

Estos aceros poseen límites de fatiga elevados y su resiliencia es de 35- 40 J/cm² para resistencias de 1100 MPa. Para niveles máximos de resistencia la resiliencia puede disminuir hasta valores de 10 J/cm² (KCU).

3. ELEMENTOS MICROALEANTES.

Se denomina microaleante a las pequeñas cantidades de elementos que permanecen en solución en el acero por encima de una

determinada temperatura durante la fase austenítica y que precipitan al ser enfriados, combinándose con otros elementos del acero, una vez alcanzados sus límites de solubilidad. Los precipitados actúan como obstáculos al movimiento de las dislocaciones y contribuyen a aumentar la resistencia del acero.

3.1. Titanio.

El titanio puede formar óxidos, sulfuros, carburos y nitruros. La estructura cristalina de sus carburos y nitruros es cúbica centradas en las caras y los parámetros de red típicos son 4,246 Å para el nitruro de titanio (TiN) y 4,313 Å para el carburo de titanio (TiC). Durante el enfriamiento, los precipitados TiN son los primeros que se forman, sirviendo como centro de nucleación para el TiC. En estas condiciones, la difusión entre ambos precipitados da lugar a la aparición de carbonitruros de composición química variada. Los nitruros de titanio son buenos afinadores del grano austenítico, pero presentan el inconveniente de tener un efecto negativo sobre la maquinabilidad. El titanio posee la menor constante de difusión en la austenita y su valor es de $1,5 \cdot 10^{-5}$ m²/s. La energía de activación para la migración de átomos de titanio en la austenita es de 250 000 J/mol. La densidad del titanio a 20 °C es de 4,51 g/cm³.

3.2. Niobio.

El niobio es capaz de formar carbonitruros que endurecen por precipitación al acero. Durante la laminación, el niobio en solución precipita parcialmente en la austenita en forma de carburos, nitruros o carbonitruros (precipitación inducida por deformación). El carburo de niobio (NbC) tiene estructura cúbica con parámetros de red de 4,47 Å, mientras que el nitruro de niobio (NbN) tiene estructura hexagonal con parámetros de red $a = 2,968$ Å y $c = 5,535$ Å. La constante de difusión del niobio en la austenita es de $7,5 \cdot 10^{-5}$ m²/s. La energía de activación para la migración de átomos de niobio en la austenita es de 264 000 J/mol. El niobio y el vanadio poseen la mayor energía de

activación. La densidad del niobio a 20 °C es de 8,57 g/cm³, siendo el microaleante más denso.

3.3. Vanadio.

El vanadio es el elemento microaleante con mayor solubilidad a las temperaturas de tratamiento termomecánico, por lo que eleva el valor del límite elástico sin afectar substancialmente la ductilidad hasta concentraciones de cercanas a 0,15 %. El vanadio precipita bajo forma de carburos, nitruros o carbonitruros. Los carbonitruros de vanadio son de tamaño relativamente pequeño y coherentes con la matriz, jugando un papel de endurecedor de la matriz por precipitación a más bajas temperaturas que los restantes microaleantes. Los nitruros de vanadio (VN) y carburos de vanadio (VC) tienen estructuras cúbicas con parámetros de red 4,13 y 4,36 Å respectivamente. El vanadio al igual que el niobio posee una constante de difusión en la austenita de $7,5 \cdot 10^{-5}$ m²/s. La energía de activación para la migración de átomos de vanadio en la austenita es de 264 000 J/mol. La densidad del vanadio a 20 °C es de 6,10 g/cm³.

3.4. Aluminio.

El aluminio precipita en forma de nitruros. Su disolución se inicia a alta temperatura. Por razones de costos y por su buena propiedad de controlador del grano austenítico es muy utilizado. Los nitruros de aluminio (AlN) poseen estructuras hexagonales con parámetros de red $a = 3,110$ Å y $c = 4,975$ Å. De los cuatro elementos microaleantes, el aluminio es el de mayor constante de difusión en la austenita ($18,0 \cdot 10^{-5}$ m²/s). La energía de activación para la migración de átomos de aluminio en la austenita es la menor, (228 000 J/mol). La densidad del aluminio a 20 °C es de 2,70 g/cm³, siendo el microaleante menos denso.

4. SOLUBILIDAD DE LOS MICROALEANTES.

A partir de una temperatura dada los elementos microaleantes permanecen en solución en la fase austenítica. En el enfriamiento posterior, cuando alcanzan sus límites de solubilidad, precipitan en forma de carburos, nitruros y/o carbonitruros. En términos generales los nitruros de los elementos microaleantes tienen una solubilidad en la austenita inferior a la de sus carburos.

Los nitruros de Ti, por su menor solubilidad en la austenita, son los primeros en precipitar, mientras que los carburos de V son los últimos, llegando a estar disueltos en la austenita a temperaturas bajas (cerca de 900 °C).

En la ferrita los productos de solubilidad son menores, hasta en un orden de magnitud, con respecto a los que corresponden a la austenita. Esto significa que durante la transformación alotrópica, la ferrita se sobresatura y promueve la precipitación.

A medida que se aumenta el contenido de C o N en un acero microaleado, aumenta la temperatura de solubilización de los nitruros y carburos. En los aceros microaleados al Ti, a igual contenido de Mn, la precipitación de Ti(CN) se acelera a medida que aumenta el contenido de C, y si se mantiene constante el C, entonces la cinética de precipitación se retrasa a medida que aumenta el contenido de Mn. En los aceros microaleados al V, a igual contenido de C, la precipitación también se retrasa a medida que aumenta el contenido de Mn [5].

Los precipitados de V no ofrecen prácticamente resistencia al engrosamiento del grano austenítico, ya que a las temperaturas habituales de austenización casi todo el V está disuelto en la austenita.

En la Tabla I se presentan los productos de disolución en la austenita para los nitruros, carburos y carbonitruros de Ti, Nb, V y Al, según diferentes autores.

En la Fig. 2 se aprecia como varía la temperatura de solubilización de los nitruros, carburos y carbonitruros de Ti, Nb, V y Al con el porcentaje de elemento microaleante, para una

composición habitual de un acero microaleado de medio carbono.

Tabla I

Productos de solubilidad para los carburos, nitruros y carbonitruros de Ti, Nb, V y Al.

Tipo	Producto de Solubilidad	Fuente
TiN	$-15\ 790 / T + 5,40$	Turkdogan, 1989
NbN	$-8\ 700 / T + 3,39$	Turkdogan, 1989
VN	$-7\ 840 / T + 3,02$	Roberts, 1985
AlN	$-6\ 770 / T + 1,03$	Gladman, 1977
TiC	$-6\ 880 / T + 2,53$	Chamont, 1984
NbC	$-10\ 337 / T + 4,97$	Ríos, 1984
VC	$-9\ 500 / T + 6,72$	Narita, 1975
NbCN	$-10\ 400 / T + 4,04$	Perosanz, 1988

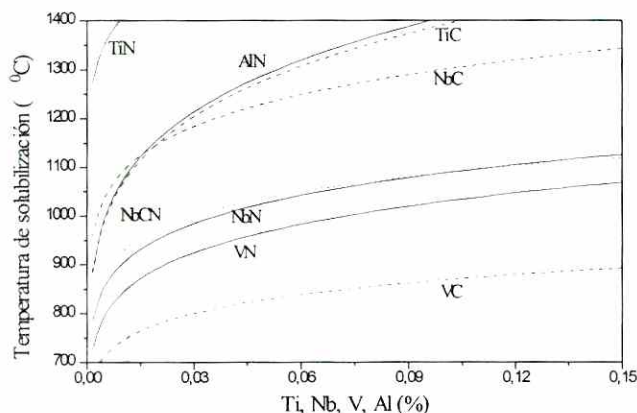


Figura 2. Variación de la temperatura de solubilización de los nitruros y carburos de Ti, Nb, V y Al para un acero microaleado con 0,29% de C y 0,01% de N.

En esta gráfica se puede observar que a concentraciones menores a 0,02 % de Ti, los carburos de Ti se disuelven antes que los carburos de Nb en la austenita, pero a mayores concentraciones los carburos de Nb solubilizarán primero.

5. RECRISTALIZACIÓN.

5.1. Estática.

La recristalización estática es el proceso de nucleación y crecimiento de nuevos granos que

ocurre una vez terminada la deformación tanto en frío como en caliente del material. Los aceros microaleados presentan una energía de activación para este tipo de recristalización mayor que los aceros sin microaleantes, es decir, los microaleantes en solución o precipitados producen un efecto retardador sobre la recristalización.

El Ti retarda la recristalización estática de la austenita. Este efecto es menor que el del Nb pero más acusado que el del V y Al, salvo si la temperatura de deformación es menor de 950 °C, ya que los carburos de V que se forman son más finos que los nitruros de Ti y ejercen un mayor bloqueo sobre la recristalización estática [14].

El Nb es el elemento que más influye en el aumento de la energía de activación, por lo que es el microaleante que más retarda la recristalización tanto estática como dinámica de la austenita [7]. Ningún otro elemento microaleante es tan efectivo como el Nb para elevar la temperatura a la que finaliza la recristalización de la austenita, efecto que es más pronunciado a mayores contenido de C. El Nb bloquea la recristalización estática a temperaturas más altas que el Ti y el V, debido a la baja solubilidad de los carbonitruros en la austenita y al menor tamaño de los mismos.

En los aceros microaleados al Nb, existe una temperatura crítica en la laminación en caliente (especialmente en el tren de bandas) por debajo de la cual sólo se produce una recristalización parcial, prácticamente despreciable si se tiene en cuenta el tiempo transcurrido entre pasada y pasada [4].

Cuando la precipitación es anterior a la recristalización, el efecto del Al llega incluso a favorecer la recristalización. Ello es debido al engrosamiento rápido de los precipitados de AlN que promueven la recristalización en lugar de dificultarla. Este efecto no se ha observado en aceros microaleados con Nb y/o V [5].

La adición de Ti incrementa el valor de la energía de activación aparente de los aceros con contenidos medios de C cercanos a 0,35 %. Este incremento alcanza un máximo para valores cercanos a 0,15 % de Ti [6].

A temperaturas inferiores a la temperatura crítica de recristalización, la energía de

activación de los aceros microaleados no es constante y crece rápidamente con el descenso de la temperatura, alcanzándose valores enormemente grandes que se corresponden con el bloqueo de la recrystalización.

Después de un proceso de laminación, los aceros microaleados usualmente muestran un tamaño de grano ferrítico menor que el de los aceros al C-Mn, debido a la deformación sufrida por la austenita. La deformación producida por los procesos de laminación y el retraso de la recrystalización, hacen que se obtenga granos muy deformados y una intensa nucleación de la posterior transformación alotrópica, lo cual lleva al afino de grano ferrítico-perlítico.

5.2. Dinámica.

La recrystalización dinámica es el proceso de nucleación y crecimiento de nuevos granos que ocurre simultáneamente con la deformación a alta temperatura. Además, la deformación plástica adelanta apreciablemente la precipitación de carburos, carbonitruros y nitruros de Nb, V, Ti y Al.

Bajo las mismas condiciones de temperatura, rapidez de deformación y tamaño de grano inicial, la deformación crítica, a partir de la cual aparecen los primeros granos recrystalizados dinámicamente, es menor en los aceros de construcción que en los aceros microaleados. Como esta deformación equivale por término medio a un 30 % de reducción del espesor en la laminación en un sólo paso, la recrystalización dinámica no ocurre generalmente en la laminación en caliente en los aceros microaleados [4].

Cabe mencionar que a altas rapidezces de deformación ($\dot{\epsilon} > 10^{-1} \text{ s}^{-1}$) la diferencia entre la deformación crítica para la aparición de la recrystalización dinámica de un acero microaleado y otro al C tiende a disminuir, debido a que no ha habido tiempo para que

precipiten las partículas. Los elementos microaleantes disueltos durante la recrystalización, retrasan solamente el crecimiento de los nuevos granos mediante un mecanismo de arrastre de soluto relativamente débil [5].

En la interacción recrystalización-precipitación de los aceros microaleados (ver Fig. 3), se pueden distinguir tres estadios por encima de la temperatura de transformación de la austenita a la ferrita (T_{A3}).

Rango 1: Por debajo de T_S (temperatura de solubilidad del carbonitruro), la recrystalización dinámica precede a la precipitación. Ésta se retarda porque la recrystalización elimina lugares potenciales de nucleación.

Rango 2: El límite inferior es T_R (temperatura por debajo de la cual la recrystalización no ocurre en corto tiempo). La recrystalización todavía precede a la precipitación, pero es incompleta antes de que esta se inicie en la austenita no recrystalizada.

Rango 3: Entre T_R y T_{A3} , la precipitación se inicia antes que la recrystalización, retrasando marcadamente su inicio y dificultando su progreso [5].

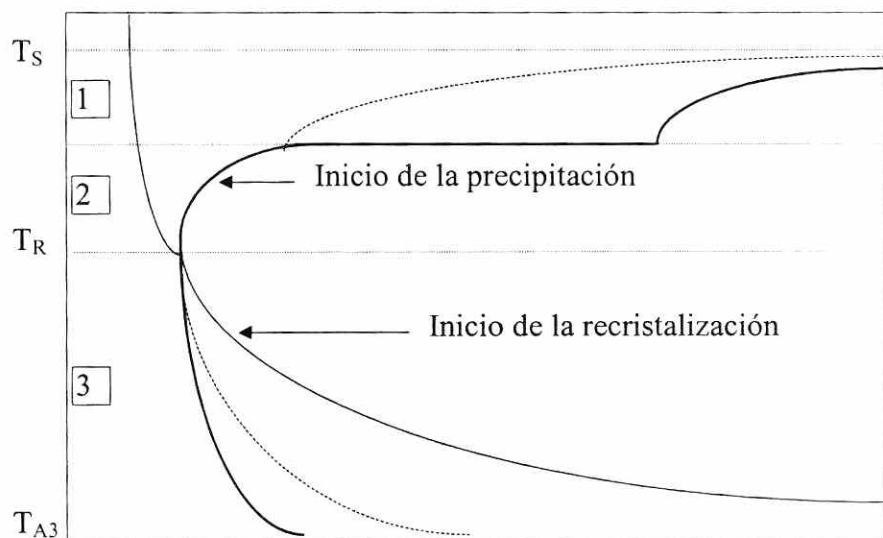


Figura 3. Diagrama de recrystalización-precipitación para los aceros microaleados.

Los aceros al C-Mn poseen una energía de activación para la recrystalización dinámica menor que los aceros microaleados y por tanto una cinética de recrystalización más rápida cuando la deformación se efectúa en las mismas condiciones [7].

Finalmente cabe comentar que cuando la rapidez de deformación es baja y la temperatura es alta, la curva tensión verdadera - deformación verdadera, puede presentar picos cíclicos de recrystalización dinámica.

Los presentes autores han estudiado un aceros de medio carbono microaleado al vanadio mediante ensayos de compresión en caliente a rapidezces de deformación constantes y diferentes temperaturas de austenización. Este acero será utilizado para ilustrar algunas propiedades de los microaleados en diferentes secciones de este trabajo. La composición química de dicho acero en porcentaje en masa se presenta en la Tabla II.

Tabla II

Composición química del acero microaleado estudiado en este trabajo.

C	Mn	Si	V	Ti	Al
0,290	1,190	0,190	0,090	0,001	0,011

S	P	Ni	Cu	Mo	N _{ppm}
0,025	0,013	0,091	0,161	0,031	131

A continuación se muestran las curvas de tensión verdadera - deformación verdadera para el acero mencionado anteriormente (Fig. 3). Estas gráficas representan el comportamiento a diferentes rapidezces de deformación con temperatura de ensayo de 1100 °C, tiempo de calentamiento 30 minutos y diámetro medio de grano inicial de 118 μm.

En este gráfico se puede apreciar que bajo las condiciones del estudio la recrystalización dinámica cíclica o periódica no empieza a

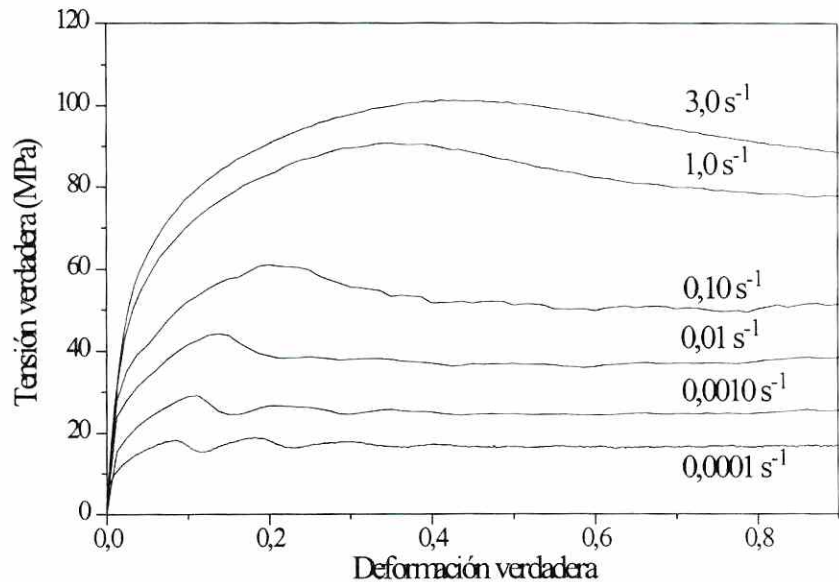


Figura 4. Curvas tensión verdadera - deformación verdadera a T=1100°C y diferentes rapidezces de deformación.

aparecer, sino a rapidezces de deformación menores o próximas a 0,001 s⁻¹.

También es de interés mostrar la aparición de la recrystalización cíclica, en el acero microaleado estudiado, cuando se mantiene constante la rapidez de deformación a 0,001 s⁻¹, y el ensayo se efectúa a diferentes temperaturas (Fig. 5). El tiempo de austenización a cada temperatura fue de 30 minutos. Se puede apreciar que la recrystalización dinámica cíclica aparece cuando la temperatura de ensayo sobrepasa los 1050 °C.

En un ensayo de deformación en caliente la tensión máxima o de pico (σ_p) y su deformación asociada ϵ_p , aumentan a medida que aumenta la rapidez de deformación cuando la temperatura del ensayo se mantiene constante. Del mismo modo σ_p y ϵ_p aumentan cuando la temperatura disminuye si la rapidez de deformación se mantiene constante [8].

6. AFINO DE GRANO.

Uno de los factores más importantes para mejorar las propiedades mecánicas de los aceros microaleados es la reducción de los tamaños de grano ferrítico y de las colonias de perlita. A su vez, estos dos factores están

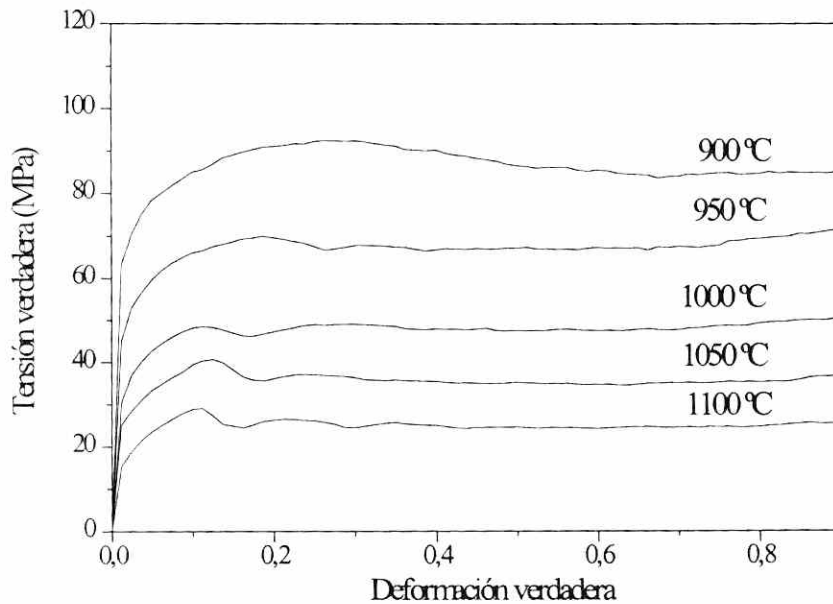


Figura 5. Curvas tensión verdadera – deformación verdadera a $\epsilon = 0,0010 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas.

relacionados con el tamaño de grano austenítico, que depende de la temperatura de austenización y del proceso de conformado.

Las condiciones que debe cumplir un buen agente afinador de grano son:

1. Que las partículas tengan baja solubilidad para mantener fracciones de volumen elevadas a temperaturas altas.
2. Que el contenido de soluto en equilibrio en

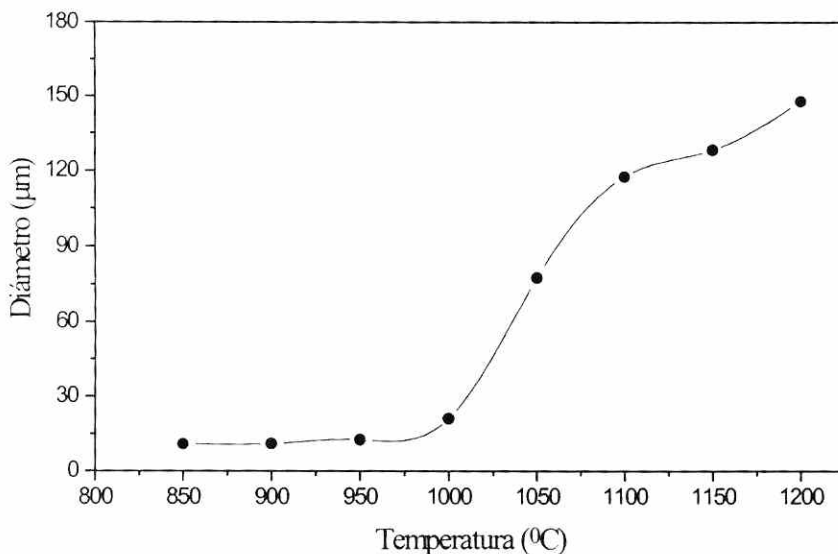


Figura 6. Evolución del tamaño de grano con la temperatura de austenización manteniendo constante el tiempo de calentamiento de 30 minutos.

la matriz sea bajo para restringir la disolución de soluto a las partículas que están creciendo.

En la Fig. 6 se presenta la evolución del tamaño medio de grano austenítico con la temperatura para el acero microaleado al V estudiado. El tiempo de permanencia de las muestras a todas las temperaturas fue de 30 minutos.

La temperatura en que se inicia el aumento de la pendiente (próxima a $1000 \text{ }^{\circ}\text{C}$) señala el inicio de la disolución de los precipitados de V, lo cual coincide con la observación experimental de crecimiento anormal de grano. Esta temperatura de disolución coincide con la de los nitruros de V, para una concentración de V de 0,09 % (ver Fig. 2).

Para este mismo acero, se presentan ahora los resultados obtenidos en la evolución del tamaño medio de grano austenítico en función del tiempo (Fig. 7). La temperatura de calentamiento a todo el tiempo fue de $1100 \text{ }^{\circ}\text{C}$.

A esta temperatura se observó crecimiento anormal de granos hasta los 15 minutos, transcurrido el cual el crecimiento de los granos fue normal.

Una austenita deformada antes de la transformación alotrópica austenita \rightarrow ferrita ejerce un mayor efecto sobre el tamaño de grano ferrítico final, con una influencia cada vez menor del tamaño de grano austenítico inicial. Por otro lado, la disminución de la temperatura de transformación austenita-ferrita produce en efecto positivo en el afino de grano.

Por tener el Ti la temperatura de disolución más alta, su poder afinador es mayor que el Nb y V a temperaturas de austenización altas (arriba de $1100 \text{ }^{\circ}\text{C}$). Sin embargo al utilizar concentraciones de Ti

relativamente altas se corre el riesgo de producir por coalescencia, precipitados muy grandes que no inhiban el crecimiento del grano [9]. En aceros microaleados con contenidos próximos a 0,29 % de C, 0,09 % de V y 0,04 % de Al, el porcentaje en peso de Ti que se debe añadir para obtener un buen control en el crecimiento del grano es cercano a 0,02 %. En este acero microaleado el aumento del porcentaje de Ti desplaza el diagrama de enfriamiento continuo hacia la derecha [10].

El B reduce los efectos del Ti como inhibidor del crecimiento de grano [11]. Por otro lado, la adición de este elemento a los aceros microaleados con V y Ti permite obtener estructuras bainíticas con cierta facilidad [12]. En los aceros al V con contenidos menores a 0,007

% de N, no se produce un afino apreciable de grano [3]. La utilización de Nb en cantidades tan pequeñas como 0,02 %, llevan a una laminación controlada del acero con obtención de estructuras ferríticas finas, en estado bruto de laminación [13].

Mientras más baja sea la temperatura final de forja y mayor la deformación durante la misma, tanto menor será el tamaño del grano de la austenita, debido al prolongado efecto de la fragmentación del grano a bajas temperaturas, lo cual aumenta los núcleos de posibles granos recrystalizados. Se recomienda utilizar más de un inhibidor en la composición del acero para conseguir un control efectivo sobre el crecimiento de grano.

7 PROPIEDADES MECÁNICAS.

En los aceros microaleados, las propiedades mecánicas se verán favorecidas a medida que tanto el tamaño de grano como el de precipitado disminuya y la fracción volumétrica de este último aumente [14].

7.1 Endurecimiento.

Los elementos microaleantes actúan sobre el endurecimiento de la matriz (dureza, límite elástico) bien por precipitación de los compuestos

formados por estos elementos, bien por estar en solución sólida. El primer efecto está provocado por la presencia en la ferrita de partículas de carburos, nitruros y/o carbonitruros de Nb, V, Ti y/o Al, cuyo tamaño, cantidad, distribución y coherencia son tales que afectan

la posibilidades de deformación plástica. Mientras más pequeñas y numerosas sean estas partículas, mayor será el endurecimiento producido por ellas. Para conseguir un efecto endurecedor notable, los precipitados deben tener un tamaño máximo no superior a 100 Å [15].

Para obtener precipitados de tamaño adecuado la rapidez de enfriamiento entre 1000 y 600 °C debe estar comprendida entre 40 y 100 °C/min. Con este rango de rapidez de enfriamiento se evita la aparición de estructuras intermedias (bainita y/o martensita) [15].

El efecto endurecedor de los microaleados y otros elementos en solución sólida (v.g. Mn, Si, Cu) se debe entre otros factores a la dilatación de la red del hierro por elementos que poseen radios atómicos diferentes. Sin embargo el efecto de la diferencia de tamaño

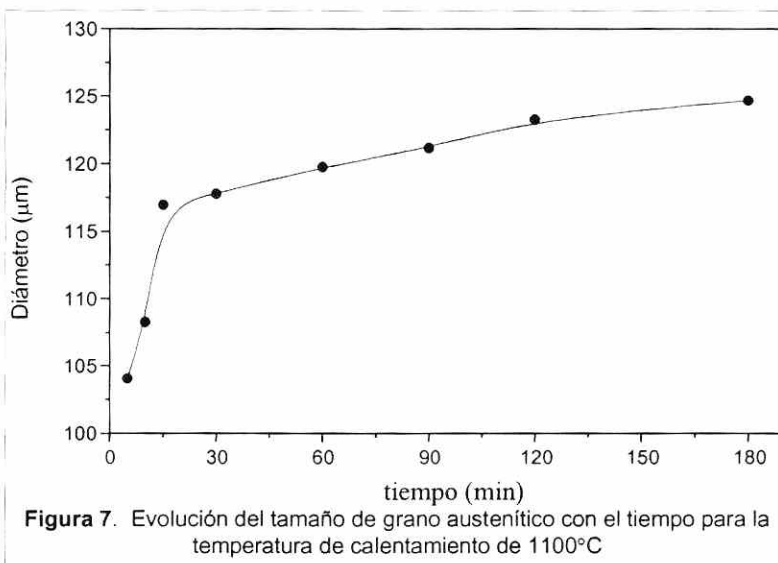


Figura 7. Evolución del tamaño de grano austenítico con el tiempo para la temperatura de calentamiento de 1100°C

no es el único elemento que actúa sobre el endurecimiento en solución sólida, ya que hay que considerar además, la diferencia en estructuras electrónicas del elemento con respecto al hierro (como en el caso del Si) [30]. En la Tabla III se aprecia la diferencia de tamaños de los elementos endurecedores con respecto a la ferrita y austenita (el radio atómico del hierro ferrítico es 1,24 Å y del hierro austenítico es 1,27 Å).

Tabla III

Diferencia de radio atómico de diferentes elementos con respecto al radio atómico del hierro en la estructura ferrítica y austenítica.

Elemento	Radio atómico (Å)	Diferencia de tamaño con respecto a la ferrita (%)	Diferencia de tamaño con respecto a la austenita (%)
Ti	1,45	17	14
Nb	1,43	15	13
Al	1,43	15	13
V	1,32	6	4
Cu	1,28	3	1
Mn	1,12	-10	-12
Si	1,12	-10	-12

7.2 Límite Elástico.

La disminución del tamaño de grano medio final aumenta el límite elástico, tal como predice la ecuación de Hall-Petch. Además, en los aceros microaleados una reducción de la distancia interlamina de la perlita favorece el límite elástico y disminuye la temperatura de transición dúctil-frágil.

Como ya se ha comentado, el V es el microaleante de mayor solubilidad en la austenita y, por consiguiente, sus precipitados se forman a más bajas temperaturas fundamentalmente en fase ferrítica, lo que favorece la formación de precipitados muy pequeños que elevan notablemente el límite elástico. Sin embargo, el Nb aumenta el límite elástico del acero conjuntamente por afino de grano y endurecimiento por precipitación. El

titanio afina el grano austenítico durante la laminación en caliente y tiene un reducido efecto como endurecedor en solución sólida. Lo planteado anteriormente se ilustra en la Fig. 8 [13].

7.3 Resistencia Mecánica.

Para obtener mejoras en la resistencia mecánica y en la tenacidad de los aceros microaleados de medio carbono, se recomienda que la temperatura de calentamiento no sobrepase los 1230 °C, al igual que la temperatura al final de la forja y el cizallado no debe exceder los 1050 °C [17]. Así para el caso de un acero microaleado con contenidos próximos a 0,37 % de C, 0,12 % de V, 0,03 % de Al y 0,003 % de Ti, la resistencia a la rotura medida en un ensayo de tracción convencional disminuye al reducir la temperatura final de forja hasta llegar a estabilizarse a los 950 °C en 900 MPa [18].

El Mn aumenta el contenido de perlita y hace más fina la estructura de la misma al reducir la temperatura de transformación, lo cual redundará en un aumento de la resistencia mecánica.

En los aceros microaleados se obtienen buenas propiedades de resistencia y tenacidad cuando la estructura ferrítica-perlítica es lo más fina posible. En microaleados al Nb con contenidos de 0,10 % de C, 0,018 % de Nb y 0,046 % de Al, la estructura ferrítica-perlítica confiere buenas propiedades cuando la temperatura final de laminación está próxima a 885 °C y la de bobinado a 660 °C [19].

En aceros microaleados con contenidos próximos a 0,28 % de C, 0,01 % de V, y 0,02 % Al, una disminución de los contenidos de C, N y S va acompañada de una reducción en la resistencia mecánica, pero aumenta la ductilidad y tenacidad [18].

Evitando la recrystalización dinámica se promueve la formación de estructuras ferrítico-perlíticas finas. En aceros microaleados al Nb con contenidos próximos a 0,06 % de C y 0,06 % de Nb, a una deformación de 0,20 y a una rapidez de deformación de 3,0 s⁻¹, la recrystalización se inhibe a temperaturas del orden de 1050 °C. En aceros microaleados al

V con contenidos próximos a 0,12 % de C y 0,06 % de V, deformados 0,40 a una rapidez de deformación de $0,40 \text{ s}^{-1}$, la recrystalización se inhibe a temperaturas del orden de $900 \text{ }^\circ\text{C}$ [20].

7.4 Resistencia a la Fatiga.

La resistencia a la fatiga de los aceros microaleados es equivalente a la de aceros convencionales templados, revenidos y nitrurados

[15]. Los procesos de mecanizado y nitruración suave aumentan la resistencia a fatiga de los aceros microaleados.

Aceros microaleados al V con contenidos próximos a 0,41 % de C, 0,10 % de V y 0,013 % de Al presentan límites de fatiga en flexión rotativa superiores a los de aceros al carbono con similar resistencias mecánicas [21].

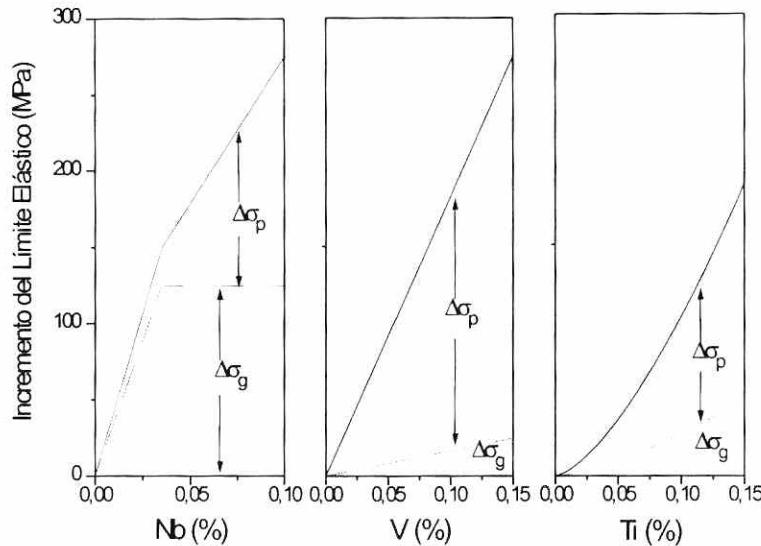


Fig 8. Contribución por afino de grano ($\Delta\sigma_g$) y por precipitación ($\Delta\sigma_p$)

perlita, lo cual mejora la tenacidad y ductilidad del material [23].

Una estructura de ferrita-perlita relativamente basta, constituye uno de los factores negativos en la resistencia al impacto en los aceros microaleados. La tenacidad óptima se logra cuando se obtiene un espaciado interlaminar muy fino y laminillas de carburos muy delgadas en la perlita. Esta estructura ferrítico perlítica fina impide la propagación frágil de grieta, dando lugar a un

comportamiento dúctil del material [24].

El Ti y el Al juegan un papel favorable en el aumento de la tenacidad y ductilidad en los aceros microaleados, debido a que controlan el tamaño de grano durante la forja.

Si se aumenta la rapidez de deformación aumenta también la ductilidad ya

que ello estimula la recrystalización dinámica de pico simple, es decir, la aparición de grano fino. Aunque a rapideces muy altas puede tener lugar la restauración dinámica únicamente.

En un acero microaleado al V con contenidos alrededor de 0,38 % de C, 0,11 % de V y 0,02 % de Al, la resiliencia aumenta sensiblemente al disminuir la temperatura final de forja. Ello se justifica por la disminución del tamaño de grano y por el aumento en el contenido de ferrita alotrópica [7].

En el acero microaleado al V-Ti con contenidos próximos a 0,37 % de C, 0,11 % de V, 0,015 % de Ti y 0,024 % de Al, la tenacidad del acero con microestructura de ferrita acicular es mayor que la que se obtiene con el mismo acero cuando la microestructura es ferrita-perlita [24].

En aceros microaleados al V-Ti con contenidos próximos a 0,30 % de C, 0,11 % de V, 0,020 % de Ti y 0,038 % de Al, se alcanza un máximo relativo en la ductilidad, cuando la temperatura de la forja en semicaliente es cercana a los 775 °C [25]. En estos aceros las mejores propiedades de ductilidad corresponden para 0,10 % de V, 0,09 % de Ti [26].

En los aceros microaleados al Nb normalizados con contenidos próximos a 0,17 % de C, 0,042 % de Nb y 0,031 % de Al, si la temperatura de final de conformado es demasiado elevada y la rapidez de enfriamiento es alta (más de 150 °C/min), pueden aparecer constituyentes bainíticos, la cual elevan la temperatura de transición dúctil-frágil [27].

Cuanto más pequeño sea el tamaño del grano medio final y el de las colonias perlíticas y menor el espesor de las laminillas, menor será la temperatura de transición (ecuación de Cottrell-Petch). El Mn y Ni en solución sólida en la ferrita disminuyen la temperatura de transición dúctil-frágil.

7.6 Maquinabilidad.

La maquinabilidad de los aceros microaleados para forja es incluso mejor que la de los aceros convencionales bonificados. La distribución, forma y tamaño de las inclusiones no metálicas (MnS) juegan un papel fundamental en la maquinabilidad de los aceros microaleados [29]. Para que estos sulfuros tengan la menor incidencia negativa sobre las características mecánicas, el acero microaleado puede ser sometido a un proceso de globulización. Para el caso de los microaleados al V con contenidos próximos a 0,37 % de C, 0,11 % de V y 0,024 % de Al, el Te (en cantidades cercanas a 0,008 %) favorece ligeramente el proceso de globulización de los MnS [17].

Los aceros microaleados con una estructura ferrítica-perlítica fina producen unos índices más bajos de desgaste de las herramientas y una mayor duración en servicio, que los aceros convencionales templados y revenidos con niveles similares de resistencia

[15]. Por último los precipitados grandes de Ti afectan negativamente la maquinabilidad.

8. COMENTARIOS FINALES.

Por términos generales la suma de los contenidos de los elementos microaleados (V + Nb + Ti + Al) no debe exceder el 0,15 %. Para un buen efecto afinador de grano se recomienda utilizar por lo menos dos elementos microaleantes.

Los porcentajes de elementos microaleantes varían con las características del acero microaleado. Sin embargo la cantidad de V suele estar próximo a 0,10, la de Nb entre 0,02 y 0,09, la de Ti entre 0,02 y de 0,09 y la de Al próximo a 0,02.

Para que el afino de grano producto de los nitruros o carbonitruros sea apreciable, la concentración de N debe ser superior a 70 ppm. Por otro lado el B reduce el efecto afinador de grano del Ti.

El rango de composición de otros elementos de aleación que juegan un papel importante en las propiedades de los aceros microaleado es: Si (0,1 - 0,9 %), Mn (1,1 - 2,0 %), Cu (0,1 - 2,0 %) y Ni (0,1 - 1,5 %).

La temperatura de calentamiento para la forja no debe de exceder los 1230 °C, mientras que la temperatura de final de forja debe estar entre 950 y 1050 °C. Por último, se recomienda que la rapidez de enfriamiento debe regularse entre 40 y 100 °C/min.

BIBLIOGRAFÍA.

1. A. Herrero, J. M. Cabrera, J. M. Prado. Memorias del V Congreso Nacional y I Iberoamericano de Tratamientos Térmicos, pp. 269-286. Barcelona, (1992).
2. E.V. Arnaiz. Editorial UNESID, pp 127. Valencia, (1985).
3. C. García, M.P. De Andrés, S.F. Medina y M. Carsí. Memorias de la Jornada Nacional

- de Calidad en Siderurgia, pp. 449-463. Valencia, (1985).
4. S.F. Medina, P. Fabregué y V. López. Rev. Metal. Madrid, 25 (4), pp. 238-246, (1989).
 5. J.M. Prado. *Trabajo monográfico: Recristalización y Precipitación Dinámica en Aceros Microaleados. Departamento de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica, UPC. Barcelona, (1991).*
 6. F. Peñalba y M. Carsí. Memorias del IV Congreso Nacional de Propiedades Mecánicas de Sólidos, pp. 181-185. Vitoria, (1994).
 7. S.F. Medina y P. Fabregué. Deformación Metálica. 169, pp 35-41. Madrid, (1990).
 8. A. Al Omar, J.M. Cabrera, E. Flores y J.M. Prado. Propiedades Mecánicas de Sólidos, pp. 194-199. CPDA. Barcelona, (1996).
 9. J.M. Cabrera, A. Al Omar, A. Herrero, J.M. Prado. Memorias del VI Congreso Nacional De Tratamientos Térmicos y de Superficie, pp. 225-232. San Sebastián, (1995).
 10. F. Peñalba, C. García de Andrés, M. Carsí y F. Zapirain. Memorias del VII Congreso Nacional de Ciencia y Tecnología Metalúrgica, pp. 97-106. Madrid, (1990).
 11. F. Peñalba, I. Gutiérrez, S. Barroso, M.T. Larrea y M. Carsí. Propiedades Mecánicas de Sólidos, pp. 326-331. CPDA. Barcelona, (1996).
 12. F. Peñalba, C. García y M. Carsí. Memorias del VI Congreso Nacional De Tratamientos Térmicos y de Superficie, pp. 309-316. San Sebastián, (1995).
 13. J. Asensio, J.I. Verdeja y J.A. Perosanz. Técnica Metalúrgica. 301, pp. 12-18. Barcelona, (1990).
 14. C.A. Hernández, S.F. Medina, J.E. Mancilla y V. Blázquez. Rev. Metal. Madrid, 28 (6), pp. 369-382, (1992).
 15. A. Herrero. *Trabajo monográfico: Utilización de Piezas Forjadas de Aceros Microaleados. Departamento de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica, UPC. Barcelona, (1988).*
 16. J.M. Prado y A. Herrero. Anales de Mecánica de la Fractura. Aiguablava, pp. 266-272, (1992).
 17. A. Herrero y J.M. Prado. Técnica Metalúrgica, 296, pp. 20-27. Barcelona, (1990).
 18. J.M. Prado, A. Herrero, M. Anglada y J.M. Cabrera. Memorias del IV Congreso Nacional de Tratamientos Térmicos, pp. 105-116. Zaragoza, (1990).
 19. J.I. Larduru, F. Peñalba, F. Zapirain y M. Carsí. Memorias del VI Congreso Nacional De Tratamientos Térmicos y de Superficie, pp. 259-264. San Sebastián, (1995).
 20. S.F. Medina, J.E. Mancilla y C.A. Hernández. Memorias del V Congreso Nacional y I Iberoamericano de Tratamientos Térmicos, pp. 305-317. Barcelona, (1992).
 21. A. Herrero, J.M. Prado y S. Areste. Técnica Metalúrgica, 281, pp. 4-15. Barcelona, (1987).
 22. M. Anglada, A. Herrero, L. Iturgoyen y J.M. Prado. Memorias del VII Congreso Nacional de Ciencia y Tecnología Metalúrgica, pp. 115-124. Madrid, (1990).
 23. A. Herrero. *Trabajo monográfico: Aspectos Metalúrgicos de los Aceros Microaleados. Departamento de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica, UPC. Barcelona, (1989).*
 24. M.A. Linaza, J.L. Romero, J.M. Rodríguez Ibabe y J.J. Urcola. Anales de Mecánica de la Fractura. pp. 56-63. Mérida, (1993).
 25. F. Peñalba, M. Carsí, C. García de Andrés, M.P. De Andrés y F. Zapirain. Memorias del V Congreso Nacional y I Iberoamericano

- de Tratamientos Térmicos, pp. 111-125. Barcelona, (1992).
26. F. Peñalba, M. Carsí, C. García de Andrés y F. Zapiain. Memorias del IV Congreso Nacional de Tratamientos Térmicos, pp. 291-309. Zaragoza, (1990).
27. M.A. Huerta, J.I. Verdeja y J.A. Perosanz. Técnica Metalúrgica, 301, pp. 4-11. Barcelona (1990).
28. J.M. Ruiz y I. Aldayturriaga. Técnica Metalúrgica, 294, pp. 18-23. Barcelona (1989).
29. J.M. Prado y A. Herrero. Anales de Ingeniería Mecánica. Año 7, **Vol 3**, pp. 7-11. Barcelona, (1989).
30. A. Al Omar. Tesis Doctoral. Universidad Politécnica de Catalunya. Barcelona, 1996.