Revista de metalurgia

Efecto de los parámetros de deformación y de la temperatura de precalentamiento sobre la temperatura de no recristalización en aceros microaleados con Nb y Nb-Ti(•)

Raquel Abad Lera*, Ana Isabel Fernández Calvo* y Beatriz López Soria*

Resumen

El principal objetivo del presente trabajo fue la determinación de la temperatura de no recristalización (T_{nr}) de dos aceros microaleados con niobio y otros dos con niobio y titanio. La obtención de T_{nr} se llevó a cabo mediante ensayos de torsión en caliente de múltiples pasadas, realizados en condiciones de enfriamiento continuo. Se ha analizado la influencia que, sobre T_{nr}, ejercen los diferentes parámetros de deformación: tiempo entre pasadas (t_{ep}), deformación por pasada (ε), y velocidad de deformación ($\dot{\varepsilon}$), así como la temperatura de precalentamiento del material (T). En el rango de tiempos cortos entre pasadas ($t_{ep} < 20$ s), los elementos en solución son los únicos responsables del retraso en la recristalización, produciéndose una disminución de T_{nr} conforme aumenta el tiempo entre pasadas. Para tiempos intermedios tiene lugar la precipitación, lo que da lugar a un aumento de T_{nr}. Sin embargo, en el rango de tiempos de espera prolongados ($t_{ep} > 60$ s), las partículas precipitadas aumentan de tamaño perdiendo su efectividad como agentes retardadores de la recristalización y produciendo, de nuevo, una disminución de la temperatura de no recristalización. A medida que el valor de la deformación por pasada aumenta, disminuye T_{nr} pudiéndose establecer una relación del tipo: $T_{nr} = \beta \cdot \varepsilon^{-\alpha}$. Análogamente, un aumento de la velocidad de deformación se traduce en un descenso de la temperatura de no recristalización. Elevar la temperatura de precalentamiento supone elevar la cantidad de elemento disuelto disponible para la precipitación a temperaturas más bajas, lo que genera un incremento en la temperatura de no recristalización.

Palabras clave Temperatura de no recristalización (T_{nr}). Ensayos de torsión de múltiples pasadas. Precipitación inducida por deformación. Aceros Nb. Aceros Nb-Ti.

Effect of deformation paramenters and reheating temperature on the non-recrystallisation temperature in Nb and Nb-Ti microalloyed steels

Abstract

The main objective of the present work has been to determinate the no-recrystallisation temperature (T_{nr}) of two Nb-bearing steels and two Nb-Ti microalloyed steels. The T_{nr} has been obtained performing multipass torsion tests under continuous cooling conditions. The influence of deformation parameters: interpass time, t_{ep}, pass strain, ε, and strain rate, $\dot{\varepsilon}$ and reheating temperature, T, on the non-recrystallisation temperature has been investigated. In the range of short interpass time ($t_{ep} < 20$ s), recrystallisation is retarded by solute drag so the T_{nr} decreases as interpass time increases. For intermediate interpass time, precipitation takes place leading to an increase in the T_{nr}. However, in the range of long interpass time ($t_{ep} > 60$ s), precipitated particles coarse loosing its effectiveness as recrystallisation retarding agents, which leads again to a decrease in the no-recrystallisation temperature. The T_{nr} decreases with increasing pass strain following this type of relationship: $T_{nr} = \beta \cdot \varepsilon^{-\alpha}$. Moreover, an increase in the strain rate leads to a decrease in the non-recrystallisation temperature. By increasing the reheating temperature, the amount of dissolved elements that can precipitate at lower temperatures rises, which results in an increase of the T_{nr}.

Keywords Non-recrystallisation temperature (T_{nr}). Multipass torsion tests. Strain induced precipitation. Nb-bearing steels. Nb-Ti microalloyed steels.

(•) Trabajo recibido el día 25 de abril de 2000 y aceptado en su forma final el día 11 de enero de 2001.
(*) CEIT y ESII, Universidad de Navarra. Pº Manuel de Lardizábal, 15, 20018 Donostia-San Sebastián.

(c) Consejo Superior de Investigaciones Científicas
Licencia Creative Commons 3.0 España (by-nc)
http://revistademetalurgia.revistas.csic.es

1. INTRODUCCIÓN

Los tratamientos termomecánicos aplicados a los aceros tienen como finalidad conseguir, tras el proceso de deformación, una microestructura adecuada; es decir, con buenas propiedades mecánicas sin necesidad de tener que aplicar un tratamiento térmico posterior. Para los aceros de bajo contenido en carbono, el objetivo es obtener un afino del grano de ferrita tras la transformación, dado que es la mejor vía para lograr una buena combinación de resistencia y tenacidad. La denominada laminación controlada convencional es un tratamiento termomecánico encaminado a este fin. El objetivo es conseguir una estructura austenítica fuertemente deformada de granos alargados, con maclas y bandas de deformación en su interior, que proporcione un elevado número de lugares para la nucleación de granos de ferrita durante la transformación de fase del material. Para lograr una estructura austenítica deformada, es necesario que se acumule deformación en el material, es decir, impedir la recristalización del mismo. La acumulación de deformación tiene lugar cuando la austenita es deformada a temperaturas lo suficientemente bajas como para producir la precipitación inducida por deformación de carbonitruros, partículas responsables de retrasar, e incluso inhibir, la recristalización[1 y 2]. La interacción entre ambos procesos, recristalización y precipitación, da lugar a la existencia de lo que se conoce como temperatura de no recristalización, T_{nr}, la cual se define, para unas condiciones de deformación determinadas, como la temperatura por debajo de la cual el material no recristaliza entre pasadas o lo hace de forma parcial. El conocimiento de T_{nr}, es fundamental para el diseño de las secuencias de laminación ya que determina la temperatura por debajo de la cual el material comienza a acumular deformación.

Un incremento de T_{nr} significa elevar la temperatura a la que se llevan a cabo las últimas pasadas de laminación, lo cual se traduce en una reducción considerable de las cargas y potencias necesarias en los trenes de laminación. Es conocido el papel del niobio como elemento de aleación, cuya formación de finos carbonitruros retarda la recristalización llegando incluso a inhibirla[3]. La adición de titanio a los aceros microaleados con niobio puede influir en las cinéticas de precipitación y por tanto en las de recristalización; de hecho algunos autores proponen la adición de este elemento para aumentar el valor de la temperatura de no recristalización[4].

Uno de los principales costes de la fabricación de acero es el energético, por ello, las nuevas técnicas de producción están orientadas a procesar el material en una sola operación, uniendo las etapas de colada y conformado para aprovechar la energía consumida en forma de calor evitando, o reduciendo, el precalentamiento necesario en el proceso convencional antes de la etapa de conformado. Ejemplos de estas técnicas son la colada de planchón delgado ("*Thin Slab Casting*") y la laminación directa en caliente ("*Hot Direct Rolling*"). Sin embargo, hay diferencias metalúrgicas importantes entre estas nuevas tecnologías y los procesos de laminación convencionales. En los primeros, la austenita se caracteriza por un tamaño de grano grosero (600-1.400 μm)[5], en contraste con la austenita recalentada, en la que el tamaño de grano sufre un afino importante durante las transformaciones de fase que tienen lugar por enfriamiento y calentamiento del material[6]. Adicionalmente, en el caso de los aceros microaleados, la austenita *as-cast* está sobresaturada con los elementos de microaleación, en comparación con la austenita recalentada. Ambos factores pueden afectar a las cinéticas de recristalización y precipitación y, en consecuencia, a la temperatura de no recristalización[7].

En el presente trabajo se ha estudiado la influencia que tienen los diferentes parámetros de deformación, como son tiempo entre pasadas, deformación por pasada y velocidad de deformación, en el valor de T_{nr}. Así mismo se ha analizado el efecto de la presencia de una microestructura de austenita grosera, característica de los procesos de laminación directa, sobre dicha temperatura. Para ello se han llevado a cabo ensayos de torsión utilizando temperaturas de precalentamiento elevadas, en torno a 1.400 °C, mientras que para simular los procesos convencionales se han utilizado temperaturas más bajas, en torno a 1.200 °C. Con ello también se ha podido estudiar la influencia que ejerce la temperatura de precalentamiento del material en T_{nr}, factor que afectará al nivel de sobresaturación de la austenita.

2. MATERIAL Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES

2.1. Materiales y secuencia de ensayo

Para el presente trabajo han sido seleccionados cuatro aceros de bajo contenido en carbono, microaleados con niobio y niobio-titanio respectivamente, cuya composición química se muestra en la tabla I.

(c) Consejo Superior de Investigaciones Científicas
Licencia Creative Commons 3.0 España (by-nc)
http://revistademetalurgia.revistas.csic.es

Tabla I. Composición química de los aceros, en peso

Table I. Chemical composition of the steels in weight percent

Acero	C	Mn	Si	P	S	Cu	Al	Ti	Nb	Nppm
A	0,11	1,14	0,51	0,005	0,005	–	0,029	–	0,049	60
B	0,10	1,40	0,30	0,018	0,008	< 0,02	0,039	–	0,035	50
C	0,044	1,39	> 0,02	0,013	0,001	> 0,02	0,027	0,066	0,062	52
D	0,06	1,47	> 0,02	0,012	0,001	> 0,02	0,028	0,025	0,060	75

Para la determinación de la temperatura de no recristalización se han llevado a cabo ensayos de torsión en caliente de múltiples pasadas. En la figura 1 se muestra un esquema de la secuencia de deformación correspondiente a este tipo de ensayos: tras mantener la muestra durante 15 ó 20 min a la temperatura de precalentamiento seleccionada, se procede a realizar el ensayo de torsión durante el enfriamiento de la probeta. En algún caso se ha utilizado un tiempo de 30 min con el fin de estudiar el efecto de este parámetro en T_{nr}. La secuencia de ensayo consta de 17 pasadas con un decremento de temperatura entre éstas de 30 °C, dándose la primera pasada a 1.180 °C y la última a 700 °C. Se han establecido como parámetros de ensayo el tiempo entre pasadas, t_{ep}, la deformación por pasada, ε, y la velocidad de deformación, $\dot{\varepsilon}$. La velocidad de enfriamiento durante el ensayo, V, viene definida por la siguiente relación:

$$V = \frac{30\ °C}{t_{ep}} \qquad [1]$$

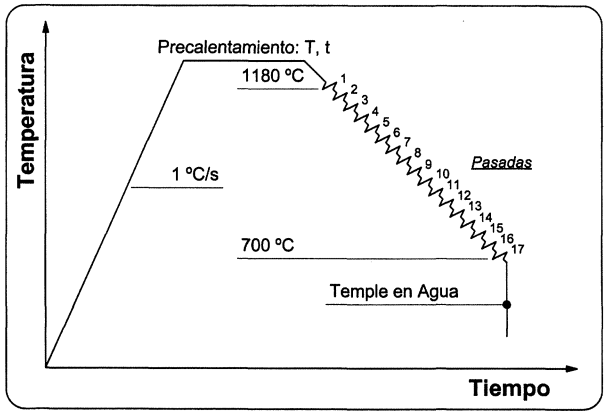

Figura 1. Representación esquemática del procedimiento seguido en los ensayos de torsión en caliente.

Figure 1. Schematic representation of the schedule employed in the hot torsion tests.

Tras la deformación, la probeta se templa en agua con el fin de congelar su microestructura. Los valores utilizados para los diferentes parámetros de ensayo se muestran en la tabla II.

2.2. Determinación de la temperatura de no recristalización, T_{nr}

En la figura 2 se muestra una curva tensión-deformación característica de un ensayo de torsión de 17 pasadas. En dicha curva se pueden distinguir cuatro zonas diferentes: En la primera tiene lugar la recristalización entre pasadas, por lo que el aumento de tensión es debido exclusivamente al decremento de temperatura. En la segunda zona, dado que el material no recristaliza entre pasadas o bien lo hace de forma parcial, el incremento de tensión no sólo viene dado por el descenso de temperatura, sino por la acumulación de deformación. La caída de tensión que se acusa en el comienzo de la tercera zona, es debido al inicio de la transformación de la austenita en ferrita (fase más blanda). Finalmente se puede considerar una cuarta zona, en la que se observa una recuperación de la tensión (pasada 17 de la figura 2) que indica un endurecimiento de la estructura de ferrita+perlita una vez concluida la transformación[8].

Tabla II. Valores utilizados para la temperatura de precalentamiento y los parámetros de ensayo

Table II. Reheating temperature and test parameters

Temperatura de Precalentamiento, *T* (°C)							
1.200		1.250			1.400		
Tiempo Entre Pasadas, t_{ep} (s)							
12	15	18	20	30	50	100	150
Deformación por Pasada, ε							
0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	
Velocidad de Deformación, $\dot{\varepsilon}$ (s^{-1})							
0,25	1	1,5	2	4,3	5,1		

(c) Consejo Superior de Investigaciones Científicas
Licencia Creative Commons 3.0 España (by-nc)
http://revistademetalurgia.revistas.csic.es

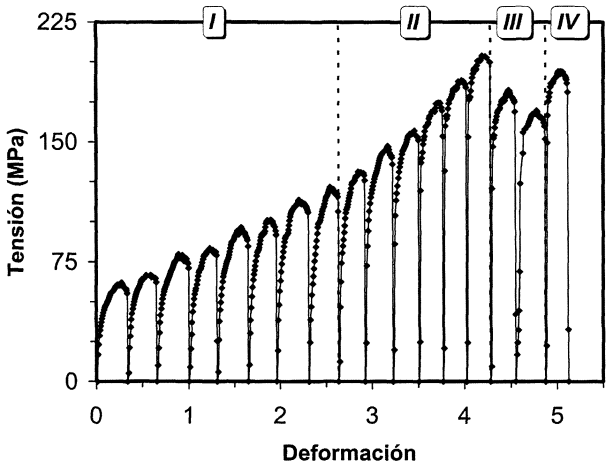

Figura 2. Curva tensión-deformación característica de un ensayo de torsión de 17 pasadas.

Figure 2. Typical stress-strain curve of a torsion test using a 17-pass schedule.

Para determinar T_{nr} a partir de las curvas tensión-deformación, se calcula el valor de la tensión de fluencia media (TFM), $\overline{\sigma}$ para cada pasada mediante la siguiente ecuación [9]:

$$\overline{\sigma} = \frac{1}{\varepsilon_b - \varepsilon_a} \cdot \int_{\varepsilon_a}^{\varepsilon_b} \sigma \cdot d\varepsilon \qquad [2]$$

La figura 3 muestra la dependencia de la tensión de fluencia media frente al inverso de la temperatura. Se pueden distinguir de nuevo las cuatro zonas comentadas en la figura 2. Se observa que en las regiones I y II coincidentes con las zonas I y II de la figura 2, los valores se ajustan a rectas con diferente pendiente. La intersección de estas dos rectas permite determinar el valor de T_{nr}. Sin embargo, hay que señalar en este punto que, según algunos trabajos recientes, la temperatura de no recristalización determinada por este procedimiento no representa exactamente la temperatura por encima de la cual el material recristaliza totalmente entre pasadas sino que, antes de alcanzar esta temperatura, la fracción recristalizada puede ser inferior[10].

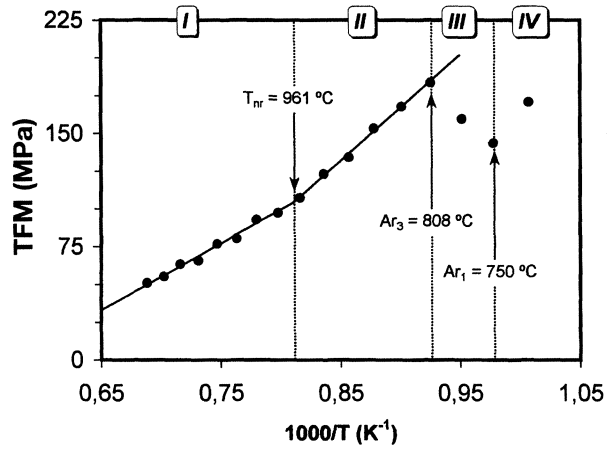

Figura 3. Dependencia de la tensión de fluencia media frente al inverso de la temperatura.

Figure 3. Dependence of the mean flow stress on inverse pass temperature.

De la figura 3 se pueden determinar también otras temperaturas críticas. La temperatura de la última pasada de la región II, proporciona el valor de Ar_3, que indica la temperatura de inicio de la transformación austenita-ferrita (región III). Así mismo, concluida esta transformación la tensión se eleva de nuevo, pudiéndose definir, en este caso, el valor de Ar_1 como el mínimo de la curva que corresponde a la región III[8]. Esta temperatura marca el inicio de la región IV, correspondiente a la deformación de una microestructura de ferrita y perlita.

Con el fin de poder analizar la influencia de cada uno de los parámetros de ensayo en la temperatura de no recristalización, se han realizado diferentes series de ensayos en los que se ha ido variando el valor del parámetro cuyo efecto se deseaba estudiar, manteniéndose constantes los valores de las otras dos variables. En el transcurso de un mismo ensayo los tres parámetros permanecen constantes.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Efecto del tiempo entre pasadas

En la figura 4 se muestran los resultados obtenidos tras el estudio de la influencia del tiempo entre pasadas en la temperatura de no recristalización para el acero Nb A y los aceros Nb-Ti C y D. El valor de la deformación por pasada aplicada en estos ensayos fue de 0,2, el de la velocidad de deformación de 2 s^{-1}, la temperatura de precalentamiento empleada fue, en todos los casos, de 1.200 °C. Se observa que el comportamiento presentado por los diferentes materiales es similar y se ha dividido en tres regiones diferentes que se ajustan a tres rangos de tiempos entre pasadas: pequeños (I), intermedios (II) y largos (III).

En el rango de tiempos pequeños (Región I) no tiene lugar la precipitación, por lo que el retraso en la recristalización es debido al efecto de los elementos en solución (*solute drag effect*)[11]. En esta zona, al incrementarse el tiempo entre pasadas,

(c) Consejo Superior de Investigaciones Científicas
Licencia Creative Commons 3.0 España (by-nc)
http://revistademetalurgia.revistas.csic.es

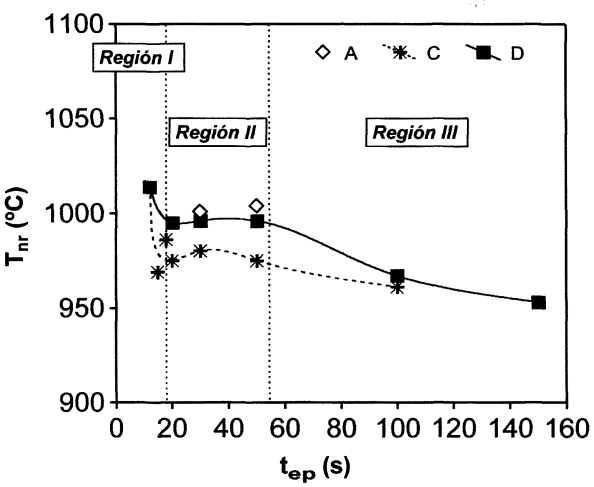

Figura 4. Influencia del tiempo entre pasadas sobre la temperatura de no recristalización.
T = 1.200 °C, ε = 0,2 y $\dot{\varepsilon}$ = 2 s^{-1}.

Figure 4. Influence of the interpass time on non-recrystallisation temperature.
T = 1.200 °C, ε = 0.2 and $\dot{\varepsilon}$ = 2 s^{-1}.

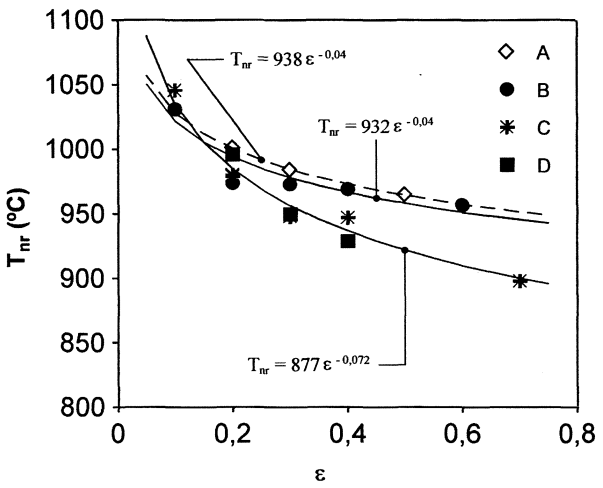

Figura 5. Efecto de la deformación por pasada sobre T_{nr}.
T = 1.200 °C, t_{ep} = 30 s y $\dot{\varepsilon}$ = 1 y 2 s^{-1}.

Figure 5. Effect of pass strain on T_{nr}.
T = 1.200 °C, t_{ep} = 30 s and $\dot{\varepsilon}$ = 1 and 2 s^{-1}.

aumenta la posibilidad de que tenga lugar la recristalización en el intervalo entre deformaciones, extendiéndose ésta hasta temperaturas más bajas, lo que se traduce en un descenso rápido de T_{nr} al aumentar el tiempo entre pasadas. Por encima de cierto valor crítico de tiempo entre pasadas (valor que se puede establecer entre 15 y 18 s para los aceros estudiados en el presente trabajo) tiene lugar la precipitación, provocando un retraso en la recristalización. Esto se traduce en un aumento de la temperatura de no recristalización al hacerlo el tiempo entre pasadas. Por último, para tiempos más largos (por encima de 60 s), las partículas precipitadas comienzan a aumentar su tamaño, lo que da lugar a una disminución de su efectividad como agentes retardadores de la recristalización. Esto conlleva de nuevo una disminución en el valor de T_{nr}.

3.2. Efecto de la deformación por pasada

El comportamiento mostrado por los cuatro aceros analizados al variar el valor de la deformación por pasada, manteniendo constantes el tiempo entre pasadas (30 s) y la velocidad de deformación (1 s^{-1} para el acero B y 2 s^{-1} para el resto de los aceros), es el mismo: al aumentar ε disminuye T_{nr}, tal y como se observa en la figura 5.

Para una composición dada, los datos experimentales obtenidos se pueden ajustar a una relación del tipo:

$$T_{nr} = \beta \cdot \varepsilon^{-\alpha} \qquad [3]$$

resultando un valor de β igual a 938 para el acero A, 932 para el acero B y 877 para los aceros C y D, y un valor de α de 0,04 para los aceros Nb y de 0,072 para las composiciones Nb-Ti. Se observa, por tanto, una disminución más rápida de T_{nr} al aumentar la deformación en los aceros Nb-Ti que en los aceros Nb.

Algunos autores[9] atribuyen este comportamiento a varios factores: afino de grano, incremento de la densidad de dislocaciones y engrosamiento de los precipitados. La recristalización estática del material entre pasadas conduce a un afino microestructural. El tamaño de grano recristalizado está relacionado con el tamaño de grano inicial por medio de relaciones del tipo:

$$d_{rex} = C \cdot \left(\frac{d_o}{\varepsilon} \right)^m \qquad [4]$$

siendo d_o el tamaño de grano inicial y ε la deformación aplicada[12]. De la expresión anterior se deduce que un aumento de la deformación conduce a una disminución del tamaño de grano recristalizado. Al disminuir el tamaño de grano se dispone de un mayor número de lugares para la nucleación de los nuevos granos recristalizados en el siguiente ciclo de recristalización. Así mismo, al aumentar la deformación se genera mayor cantidad de dislocaciones en el material, lo que proporciona una fuerza impulsora más elevada para el proceso de recristalización. Ambos factores contribuyen a extender la recristalización hasta temperaturas más bajas, con lo que la temperatura de no recristalización

(c) Consejo Superior de Investigaciones Científicas
Licencia Creative Commons 3.0 España (by-nc)
http://revistademetalurgia.revistas.csic.es

disminuye. Por otro lado, el incremento de la densidad de dislocaciones genera un rápido engrosamiento de los precipitados[13 y 14], lo que conduce a una pérdida de su efectividad como retardadores de la recristalización, no pudiendo impedir que ésta tenga lugar, incluso a bajas temperaturas.

En la figura 5 se puede apreciar que el valor de T_{nr} obtenido para los aceros Nb-Ti es menor que el obtenido para los aceros Nb en casi todo el rango de deformaciones analizado ($\varepsilon > 0,1$). La explicación de este comportamiento está relacionada con la morfología de los precipitados existentes en los aceros Nb-Ti, tal y como ha sido expuesto en trabajos anteriores [15 y 16]. Para los aceros microaleados con Nb se han calculado las temperaturas de solución en equilibrio de los precipitados Nb (C, N) a partir de la ecuación de Irvine[17], resultando unos valores de 1.228 y 1.168 °C para los aceros A y B, respectivamente. Sin embargo, en presencia de niobio y titanio se ha observado que se pueden formar precipitados complejos (Ti, Nb) N a muy elevadas temperaturas[16], debido a que parte del niobio se combina con el titanio al ser ambos elementos mutuamente solubles. Estos precipitados formados a altas temperaturas, en muchos casos durante la solidificación de la aleación, son muy estables y difíciles de disolver a las temperaturas de trabajo utilizadas en la laminación convencional. A la temperatura de precalentamiento de 1.200 °C utilizada en el presente trabajo, es de esperar que una fracción importante de precipitados se disuelva en los aceros Nb, pero no así en los aceros Nb-Ti. En consecuencia, en presencia de titanio y niobio se produce una disminución importante en el nivel de sobresaturación debido a la menor cantidad de niobio disuelto en la austenita disponible para precipitar durante el proceso de deformación. Adicionalmente, se ha observado que parte de los precipitados no disueltos actúan como lugares preferentes para la precipitación de partículas (precipitación heterogénea). La combinación de ambos factores conduce a un descenso de T_{nc} de los aceros Nb-Ti en comparación con los Nb, para una composición base similar [16].

3.3. Efecto de la velocidad de deformación

La influencia de la velocidad de deformación en la temperatura de no recristalización, se ha estudiado para las dos composiciones Nb-Ti. Manteniendo constante el tiempo entre pasadas (30 s) y la deformación por pasada (0,4), se han efectuado ensayos con diferentes velocidades de deformación barriendo un rango de 0,25 a 5 s^{-1}. Los resultados experimentales obtenidos se muestran en la figura 6 en la que se observa que a medida que aumenta la velocidad de deformación la temperatura de no recristalización disminuye. Estos resultados confirman los obtenidos por otros autores y pueden explicarse por el hecho de que una austenita menos restaurada y más endurecida proporciona una mayor fuerza impulsora para la recristalización estática a más bajas temperaturas disminuyendo el valor de T_{nr} [9].

3.4. Efecto de la temperatura de precalentamiento

La figura 7 muestra la influencia de la temperatura de precalentamiento sobre la temperatura de no recristalización para el acero B. Puede observarse que, para todo el rango de deformaciones analizado, el valor que toma la T_{nr} aumenta al aumentar, bien la temperatura de precalentamiento o bien el tiempo de permanecía de la muestra en el horno. En la figura se observa que, al aumentar la temperatura de precalentamiento de 1.200 a 1.250 ó 1.400 °C, manteniendo constante el tiempo de permanencia en el horno (15 min), T_{nr} se incrementa en, aproximadamente, 30 °C para todo el rango de deformaciones. También se ve que para la temperatura de precalentamiento de 1.200 °C, al incrementar el tiempo de mantenimiento de 15 a 30 min, la temperatura de no recristalización aumenta también, aproximadamente 30 °C.

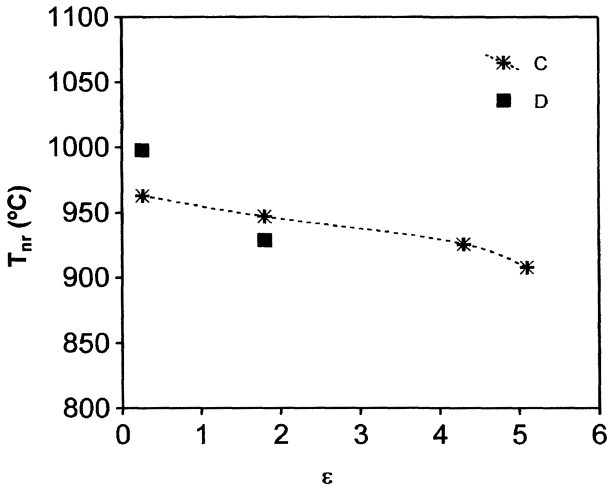

Figura 6. Influencia de la velocidad de deformación. $T = 1.200$ °C, $t_{ep} = 30$ s y $\varepsilon = 0,4$.

Figure 6. Influence of strain rate. $T = 1.200$ °C, $t_{ep} = 30$ s and $\varepsilon = 0.4$.

(c) Consejo Superior de Investigaciones Científicas
Licencia Creative Commons 3.0 España (by-nc)
http://revistademetalurgia.revistas.csic.es

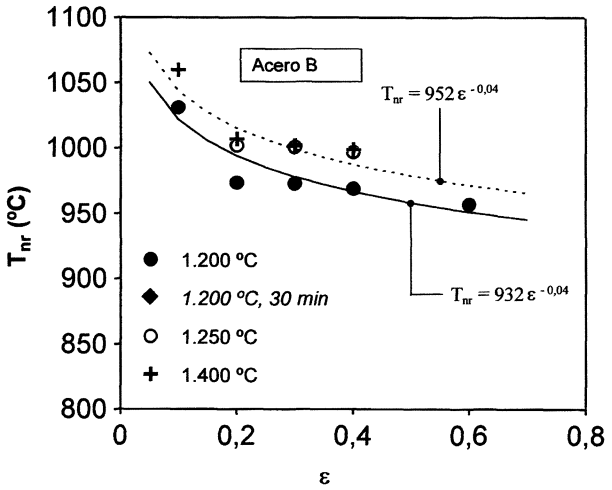

Figura 7. Efecto de la temperatura de precalentamiento. Acero B. t_{ep} = 30 s y $\dot{\varepsilon} \approx 1\ s^{-1}$.

Figure 7. Effect of reheating temperature. Steel B. t_{ep} = 30 s and $\dot{\varepsilon} \approx 1\ s^{-1}$.

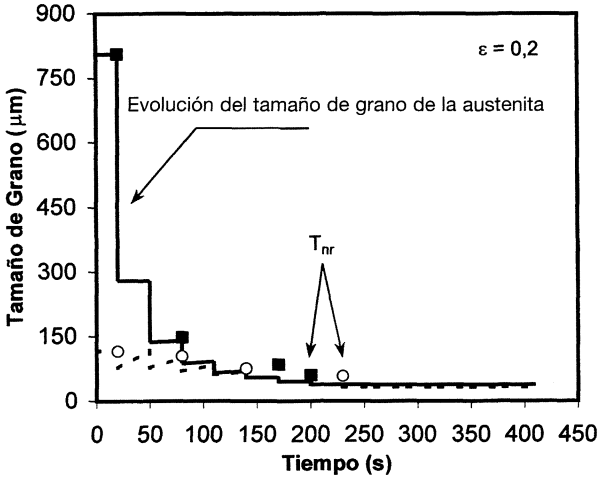

Figura 8. Evolución del tamaño de grano de austenita durante la deformación en caliente del acero.

Figure 8. Austenite grain size evolution during hot deformation.

Puede haber varias razones que justifiquen estos resultados. Al aumentar la temperatura de precalentamiento, aumenta el tamaño de grano inicial de la austenita. Es bien conocido que un tamaño de grano grande dificulta la recristalización ya que provee de un menor número de lugares para la nucleación de los nuevos granos recristalizados. Ahora bien, dada la secuencia de ensayo definida para la determinación de T_{nr} (figura 1), el material se somete a varias pasadas en el rango de la recristalización (por encima de T_{nr}), durante las cuales se han obtenido evidencias de la existencia de afino del tamaño de grano de la austenita mediante recristalización estática del material entre pasadas. En la figura 8 se ha representado la evolución del tamaño de grano durante un ensayo de múltiples pasadas, comparándolo con datos experimentales de medida de tamaño de grano, realizadas sobre probetas templadas en diferentes estados a lo largo del proceso de deformación[18]. Para el cálculo del tamaño de grano recristalizado se ha utilizado la expresión propuesta por Sellars para aceros C-Mn-Nb y temperaturas superiores a los 950 °C[19], que relaciona el tamaño de grano recristalizado tras la pasada i, (d_{rex_i}) con la deformación (ε_i) y el tamaño de grano previo a la pasada, (d_{0_i}):

$$d_{rex_i} = C \cdot \varepsilon_i^{-0,67} \cdot d_{0_i}^{0,67} \qquad [5]$$

El mejor ajuste de los datos experimentales se obtiene para un valor de la constante C = 1,1, valor que está de acuerdo con lo propuesto por otros autores para aceros C-Mn-Nb [20]. En la figura 8 se observa que a pesar de que al comienzo de la deformación las diferencias de tamaño de grano son muy grandes (D_0 = 806 μm para la temperatura de precalentamiento de 1.400 °C, frente a D_0 = 129 μm para la temperatura de 1.200 °C), conforme se deforma el material en sucesivas pasadas se produce un afino importante, de tal forma que a partir de la sexta pasada (200 s) los tamaños de grano se hacen prácticamente iguales. Por tanto, la diferencia en el tamaño de grano inicial no explica que la temperatura de no recristalización aumente al hacerlo la temperatura de precalentamiento.

El efecto de la temperatura de precalentamiento se puede relacionar con la cantidad de soluto disponible para la precipitación durante el proceso de deformación. Aumentar la temperatura de precalentamiento o bien el tiempo de mantenimiento de la muestra en el horno, incrementa la cantidad de niobio disuelto en la austenita, dando lugar a un aumento del nivel de sobresaturación que es el que proporciona la fuerza impulsora para la precipitación posterior durante la deformación. Esto favorece el comienzo de la precipitación a temperaturas más altas, incrementando el valor de T_{nr}.

4. CONCLUSIONES

La influencia que el tiempo entre pasadas ejerce sobre la temperatura de no recristalización para las composiciones estudiadas, puede dividirse en tres regiones: una primera, en la que el retraso en la recristalización es sólo debido al efecto de los

(c) Consejo Superior de Investigaciones Científicas
Licencia Creative Commons 3.0 España (by-nc)
http://revistademetalurgia.revistas.csic.es

elementos en solución y en la que T_{nr} disminuye con el aumento del tiempo entre pasadas; una segunda, en la que la responsable del retraso de la recristalización es la precipitación, aumentando el valor de T_{nr} conforme lo hace el del tiempo entre pasadas; y una tercera en la que las partículas existentes en el material comienzan a aumentar de tamaño disminuyendo su efectividad como agentes retardadores de la recristalización, con lo que T_{nr} disminuye nuevamente al aumentar el tiempo entre pasadas.

Para todos los aceros analizados, se observa que la temperatura de no recristalización disminuye al aumentar la deformación por pasada. Este hecho ha sido atribuido a varios factores: afino del tamaño de grano, incremento de la densidad de dislocaciones y engrosamiento de los precipitados.

A medida que la velocidad de deformación aumenta, la temperatura de no recristalización disminuye. Al incrementar el valor de $\dot{\varepsilon}$, una austenita menos restaurada y más endurecida proporciona la fuerza impulsora necesaria para la recristalización estática a temperaturas más bajas.

Un aumento de la temperatura de precalentamiento supone un incremento en la temperatura de no recristalización, incremento relacionado con la cantidad de elemento disuelto que determina el nivel de sobresaturación, siendo dicho nivel el que proporciona la fuerza impulsora para la precipitación.

Agradecimientos

Los autores agradecen a la CECA y a la CICYT (ref. MAT93-1451-CE) la financiación parcial del proyecto de investigación que ha dado lugar a este trabajo.

REFERENCIAS

[1] O. KWON y A.J. DEARDO, *Acta Metall. Mater.* 39 (1991) 529-538.

[2] S.S. HANSEN, J.B. VANDER SANDE y M. COHEN, *Metall. Trans.* 11A (1980) 387-402.

[3] S.F. MEDINA, *Scr. Metall. Mater.* 32 (1995) 43-48.

[4] S.V. SUBRAMANIAN, F. BORATTO, J.J. JONAS y C.M. SELLARS, *Proc. "Microalloyed Bar and Forging Steels" Conf.*, Publ. Canadian Institute of Mining and Metallurgy, Montreal, 1990, pp. 120-136.

[5] C.A. MUOJEKWU, D.Q. JIN, I.V. SAMARASEKERA y J.K. BRIMACOMBE, *Proc. 37th MWSP Conf., ISS*, 33, 1996, p. 617.

[6] R. PRIESTNER Y C. ZHOU, *Ironmaking Steelmaking*, 22 (1995) 326.

[7] C. ZHOU, A.A. KHAN y R. PRIESTNER, *Proc. 1st Int. Conf. on Modelling of Metal Rolling Processes*, 1993, p. 212.

[8] F. BORATTO, R. BARBOSA, S. YUE y J.J. JONAS, *Proc. Int. Conf. on Phys. Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steels and Others Metals*, 1988, pp. 383-390.

[9] D.Q. BAI, S. YUE, W.P. SUN y J.J. JONAS, *Metall. Trans.* 24A (1993) 2151-2159.

[10] S.F. MEDINA, , *Mater. Sci. and Technol.* 14 (1998) 217-221.

[11] W.P. SUN, M. MILITZER, D.Q. BAI y J.J. JONAS, *Proc. "Recrystallisation 92" Int. Conf.*, M. Fuentes, J. Gil Sevillano (Eds.), Materials Science Forum, 113-115, 1992, pp. 533-538.

[12] C.M. SELLARS, *Proc. Conf. Hot Working and Forming Processes*, C.M. Sellars and G.J. Davies (Eds.), Metals Soc., London, 1980, pp. 3-15.

[13] B. DUTTA, E.VALDES y C.M.SELLARS, *Acta Metall. Mater.* 40 (1992) 653-662.

[14] W.P. SUN, M. MILITZER y J.J. JONAS, *Metall. Trans.* 23A, (1992) 3013-3023.

[15] R. ABAD, B. LÓPEZ, I. GUTIÉRREZ y J.J. URCOLA, *Proc. "Thermomechanical Processing in Theory, Modelling 6 Practice" Conf.*, Estocolmo, 1996, pp. 210-216.

[16] R. ABAD, B. LÓPEZ y I. GUTIÉRREZ, *Proc. Int. Conf. on Microalloying in Steels*, J.M. Rodríguez-Ibabe, I. Gutiérrez, B. López (Eds.), Publ. Trans Tech Publications, San Sebastián, 1998, pp. 167-174.

[17] K.J. IRVINE, F.B. PICKERING y T. GALDMAN, *J.I.S.I.* 205 (1967) 161-182.

[18] A.I. FERNÁNDEZ, R. ABAD y B. LÓPEZ, VI Reunión Nacional de Materiales, San Sebastián, 1999.

[19] J.H.BEYNON y C.M. SELLARS, *Proc. "High Strength Low Alloy Steels" Int. Conf.*, D.P. Dunne and T. Chandra (Eds.), Australia, 1984, p. 142.

[20] R.K. GIBBS, P.D. HODGSON y B.A. PARKER, *Proc. Int. Conf. on "Recrystallization of Metallic Materials"*, The Metallurgical Society, Wollongong, p. 585.

(c) Consejo Superior de Investigaciones Científicas
Licencia Creative Commons 3.0 España (by-nc)
http://revistademetalurgia.revistas.csic.es