

# Respuesta mecánica durante la inversión de la deformación en caliente de un acero microaleado<sup>(\*)</sup>

D.J. Badiola\* e I. Gutiérrez\*

**Resumen** Se ha estudiado el comportamiento mecánico de un acero microaleado con niobio bajo condiciones no monótonas de deformación mediante ensayos de torsión en caliente de doble pasada con cambio de sentido de giro entre la primera y la segunda de ellas. Se ha observado que la inversión de la deformación produce un transitorio en las curvas de fluencia caracterizado por un endurecimiento rápido hasta alcanzar un nivel de tensión menor al que se tenía, justo, antes de aplicar el cambio en el sentido de giro, una etapa de endurecimiento nulo y, finalmente, una región en la que el comportamiento mecánico durante la inversión tiende progresivamente al comportamiento mecánico monótono. Las temperaturas de ensayo se han variado entre 950 °C y 1.200 °C y las velocidades de deformación entre 0,01 y 0,1 s<sup>-1</sup>. Las deformaciones previas aplicadas antes de la reversión han estado comprendidas entre 0,03 y 0,25, evitándose la interacción con la recristalización dinámica. Finalmente, se han establecido diferentes relaciones entre las condiciones de deformación y los parámetros que definen el transitorio, observándose que estos últimos dependen principalmente de la deformación previa a la inversión.

**Palabras clave** Deformación en caliente. Acero microaleado. Inversión de la deformación. Efecto Bauschinger

## Mechanical behaviour during hot strain reversal in a microalloyed steel

**Abstract** The mechanical behaviour of a Nb-microalloyed steel under non monotonic conditions has been studied using double hit hot torsion tests involving changes in the twist direction. For strain reversal conditions, a clear mechanical transient has been observed. This transient has been characterized by a steep hardening region just after reversal which takes place up to a stress level near the one reached before reversing, then a region showing a low strain hardening rate and finally, a region extending up to the convergence of monotonic and reversal behaviours. Testing temperatures and strain rates have ranged from 950°C to 1200°C and from 0.01s<sup>-1</sup> to 0.1s<sup>-1</sup>, respectively. Applied prestrains before reversal have varied from 0.03 to 0.25 in order to avoid the occurrence of dynamic recrystallization during previous strain. Lastly, some relationships have been established between the deformation conditions and the parameters defining the transient. These parameters depend mainly on the prestrain.

**Keywords** Hot working. Microalloyed steel. Strain reversal. Bauschinger effect.

## 1. INTRODUCCIÓN

Durante la laminación en caliente tienen lugar procesos complejos que implican, no sólo cambios de temperatura y velocidad de deformación sino también, cambios de sentido en la magnitud de la deformación de cortadura. En las simulaciones de laboratorio de un proceso de conformado en caliente se utilizan diferentes tipos de ensayo y, habitualmente, condiciones constantes de deformación. Algunos trabajos han simulado condiciones no monótonas de deformación mediante ensayos de tracción-compresión<sup>[1]</sup>, torsión<sup>[2]</sup> o laminación a

escala de laboratorio<sup>[3]</sup>. Sin embargo, la información disponible en este campo sigue siendo escasa y muy especialmente en el campo de la deformación en caliente de aceros.

Muchos materiales, tras la inversión del sentido de deformación, presentan el denominado efecto Bauschinger por el que, una vez deformados plásticamente en un sentido, presentan diferente comportamiento dependiendo del sentido de aplicación en una segunda aplicación de la carga. Si la aplicación se hace en el mismo sentido (tracción-tracción) se recupera el nivel de carga previo. Sin

(\*) Trabajo recibido el día 17 de septiembre de 2004 y aceptado en su forma final el día 12 de mayo de 2005.

(\*) CEIT y TECNUN, Pº Manuel de Lardizábal, 15, 2018 Donostia-San Sebastián.

embargo, si se cambia el sentido (tracción-compresión), el nivel alcanzado se mantiene por debajo del de pre-carga. Una definición más precisa para este efecto es la que se refiere al descenso transitorio de la velocidad del endurecimiento por deformación durante el cambio de sentido de la aplicación de carga<sup>[4]</sup>.

Recientemente, se han desarrollado algunos modelos que tratan de predecir el comportamiento mecánico durante el transitorio que sigue a la inversión de la deformación. Peeters *et al.*<sup>[5]</sup> se han concentrado en el desarrollo de una aproximación microestructural. Mollica *et al.*<sup>[6]</sup> han presentado un modelo que une comportamiento mecánico con funciones termodinámicas. Hu *et al.*<sup>[7]</sup> han intentado crear un modelo para el transitorio mediante el uso de dos variables internas, siendo una de ellas el *backstress* o endurecimiento cinemático. La mayoría de estos modelos se centran en la deformación en frío y son incapaces de predecir determinados aspectos mecánicos, de ahí que sea necesaria la generación de datos experimentales en caliente que permitan deducir las relaciones existentes entre las diferentes variables que participan en el proceso. Existen varios parámetros definidos por Abel *et al.*<sup>[8]</sup> que se utilizan para expresar la magnitud del efecto Bauschinger. Uno de ellos, es la deformación Bauschinger,  $\epsilon_B$ , que se entiende como la deformación plástica necesaria para alcanzar la tensión previa máxima tras la inversión del sentido de deformación. Otro, es el parámetro de tensión de Bauschinger,  $\beta_\sigma$ <sup>[9 y 10]</sup>, que representa la fracción de la tensión directa asociada al *backstress* (endurecimiento cinemático). Finalmente, otro posible parámetro es la deformación de meseta, durante la cual la velocidad de endurecimiento se mantiene prácticamente nula.

## 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

En el presente trabajo se ha utilizado un acero microaleado con niobio, cuya composición se muestra en la tabla I. Se han realizado ensayos de torsión en caliente de dos pasadas con cambio de sentido de giro entre ambas. La zona útil de las probetas presenta una longitud de 16 mm y un diámetro de 7,4 mm. Los ensayos se han llevado a cabo a velocidad de deformación constante comprendida entre 0,01 y 0,1 s<sup>-1</sup> y, únicamente, se ha invertido el sentido de aplicación de la misma. En todos los casos, antes de iniciar el ensayo, se ha aplicado un precalentamiento durante 900 s a 1.250 °C, obteniéndose un tamaño de grano medio de unas 90 μm. Posteriormente, la muestra se ha enfriado hasta la temperatura de ensayo, que ha variado de un ensayo a otro en el intervalo comprendido entre 950 y 1.200 °C.

En la figura 1 se muestra, a modo de ejemplo, el ciclo térmico aplicado para un ensayo de torsión realizado a 1.000 °C. En la primera pasada se han aplicado deformaciones previas,  $\epsilon_{pre}$ , pertenecientes al intervalo 0,03 a 0,25. La deformación en la segunda pasada (tras la inversión del sentido de giro) ha sido, en todos los casos, lo suficientemente alta como para permitir estudiar en detalle el transitorio y la evolución posterior de la curva tensión-deformación.

El tiempo invertido en el cambio en el sentido de giro ha sido siempre menor que 0,1 s y, por lo tanto, varios órdenes de magnitud inferior que los tiempos precisos para activar cualquier fenómeno de ablandamiento estático<sup>[11 y 12]</sup>. Para la determinación experimental de las curvas tensión-deformación a partir de los datos experimentales carga-giro se han usado las ecuaciones propuestas por

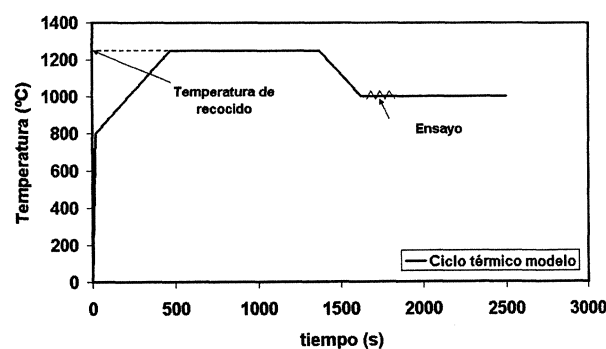


Figura 1. Esquema del ciclo térmico al que han sido sometidas las probetas durante los diferentes ensayos.

Figure 1. Thermal cycle diagram for the different tests carried out.

Tabla I. Composición química del acero (% en peso)

Table I. Chemical composition of the steels (wt. %)

C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	V	N	Mo	Cu	Cr	Ni
0,15	0,30	1,42	0,012	0,002	0,037	0,033	0,011	0,007	0,003	0,012	0,02	0,03

Fields y Backofen<sup>[13]</sup>. Por simplicidad en la representación de las curvas de fluencia, se han considerado en todos los casos valores absolutos de la tensión y de la deformación.

A partir de las curvas tensión-deformación se ha calculado la curva derivada. Para ello, y con el fin de minimizar el ruido inherente a la derivación de cualquier curva experimental, se han seleccionado, en cada caso, los intervalos más adecuados alrededor de cada punto para hallar la pendiente de la curva  $\sigma$ - $\varepsilon$  en dicho punto.

### 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

El acero microaleado estudiado en este trabajo presenta, para el intervalo de temperaturas y velocidades de deformación estudiados, curvas de fluencia que corresponden a materiales que experimentan procesos de recrystalización dinámica (Fig. 2a) [14 y 15]. Las curvas  $\sigma$ - $\varepsilon$  de estos materiales se caracterizan por presentar un pico máximo,  $\sigma_p$ , seguido de un ablandamiento dinámico que lleva a la curva a un estado estacionario,  $\sigma_{ss}$  (Figs. 2a y 2b). Usando la representación de Kocks-Mecking (K-M) [16], que considera la velocidad de en-

durecimiento por deformación,  $\Theta \equiv \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} \Big|_{T, \dot{\varepsilon}}$ , frente

a la tensión  $\sigma$ , se puede estimar de forma relativamente precisa el inicio de la recrystalización dinámica,  $\varepsilon_c$ , a partir de la desviación de la curva  $\Theta$ - $\sigma$  respecto al comportamiento esperado para un material que experimenta sólo restauración dinámica [17] (Fig. 2b). Para evitar la interacción entre la recrystalización dinámica y la inversión de la deformación en todos los casos, la primera deformación ha sido menor que la deformación crítica,  $\varepsilon_c$  (Fig. 2a). La segunda deformación en sentido contrario ha sido siempre mayor que la primera para determinar, adecuadamente, la forma y longitud del transitorio.

El aspecto de las curvas  $\sigma$ - $\varepsilon$  para inversión de la deformación es el expuesto en la Fig. 3a). El primer tramo de curva (región I) es común al de cualquier ensayo monótono. En cambio, cuando se invierte el sentido de giro (región II), el material fluye con una tensión menor que la tensión máxima previa, para dar paso a una zona donde la velocidad de endurecimiento por deformación,  $\Theta$ , es prácticamente nula y constituye una meseta sobre la curva tensión-deformación. Esta baja velocidad de endurecimiento, que puede llegar a ser incluso negativa en algunos casos, se ha observado previamente en otros mate-

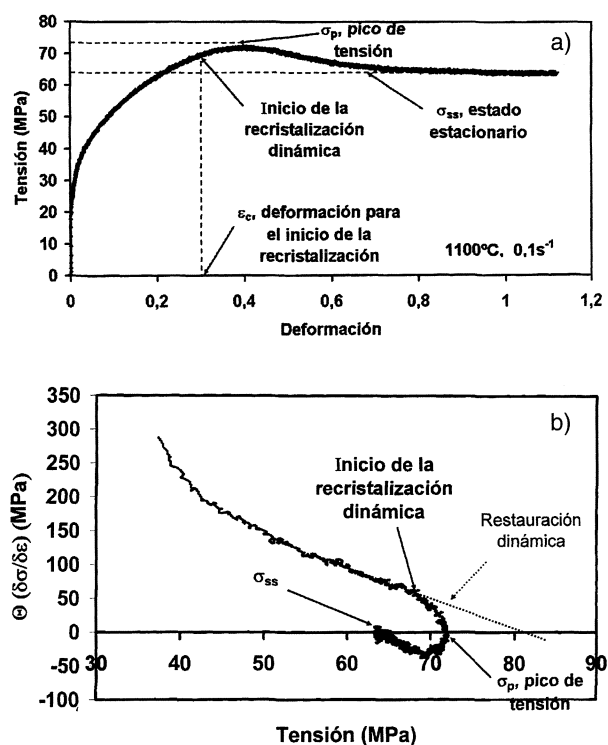
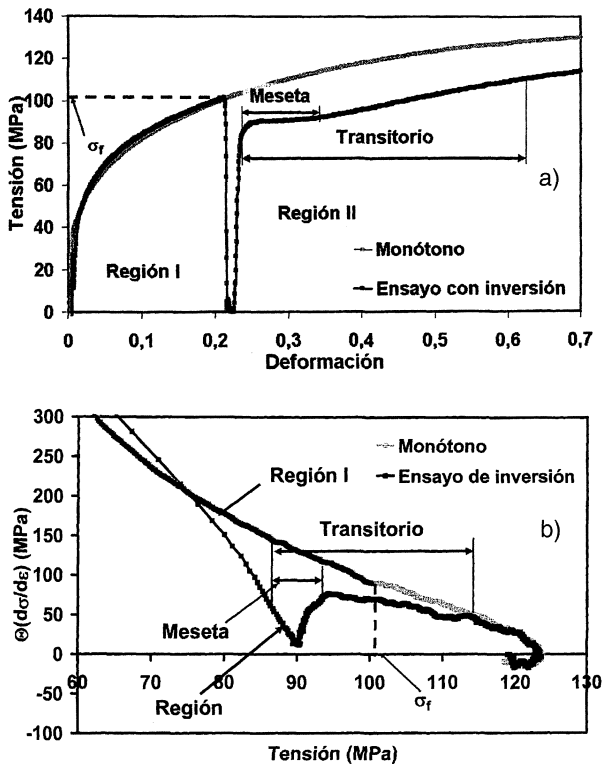


Figura 2. Resultados de un ensayo monótono realizado a 1.100°C y 0,1s<sup>-1</sup>: a) curva tensión deformación y b) curva de endurecimiento frente a la tensión.

Figure 2. Experimental results for a monotonic test performed at 1100°C and 0.1s<sup>-1</sup>: a) stress-strain curve and b) work-hardening rate versus applied stress.

riales y se ha atribuido al desenmarañamiento/disolución de la subestructura generada durante la deformación directa [1 y 18]. En aluminio [18], la observación microestructural ha permitido sugerir que la microestructura producida por la deformación tiene una polaridad y que la inversión de la carga produce la disolución de parte de la microestructura previa [18]. Este mecanismo re-movilizaría dislocaciones que se encontraban ancladas.

El presente acero se ha deformado en fase austenita. Esta última transforma a ferrita durante el enfriamiento posterior y, por tanto, no se ha podido analizar el efecto de la inversión de la deformación sobre la microestructura. Sin embargo, observaciones realizadas mediante difracción de electrones retrodispersados sobre un acero inoxidable austenítico que presenta un comportamiento mecánico en caliente similar al descrito para el presente acero, han puesto de manifiesto que la inversión de la deformación supone la reversión de la curvatura de la red y, en un primer momento (meseta), la disminución de los gradientes de deformación generados en el interior de los granos por la deformación previa [19]. Esta disminución de



**Figura 3.** Resultados de un ensayo con inversión de la deformación aplicado tras una deformación previa de 0,2 y realizado a 950 °C y 0,1 s<sup>-1</sup> a) curva tensión-deformación y b) curva de endurecimiento frente a la tensión.

Figure 3. Experimental results for a strain reversal test carried out at 950 °C and 0,1 s<sup>-1</sup> prestrained up to 0.2: a) stress-strain curve and b) work-hardening rate versus applied stress.

las desorientaciones cristalinas en el interior de los granos es una clara demostración de la disolución parcial de la microestructura previa.

Finalmente, al final del transitorio se produce una zona tras la meseta donde se observa un desajuste respecto al comportamiento monótono (menor endurecimiento), aunque, como se ve en la representación K-M (Fig. 3 b), para condiciones de inversión la curva tiende hacia la curva monótona. Consecuentemente, se puede considerar que el transitorio se extiende desde que se alcanza el límite elástico tras la inversión hasta que se produce la convergencia de las curvas K-M para condiciones monótonas y de inversión. El endurecimiento tras la meseta se puede asociar a los procesos de creación de subestructura compatible con las nuevas condiciones de ensayo que van imponiéndose sobre los de disolución, dando lugar a un progresivo endurecimiento del material.

Para condiciones monótonas de ensayo, Laasraoui *et al.*<sup>[17]</sup> propusieron una formulación que

permite predecir las curvas de fluencia en caliente. A pesar de que la determinación de los diferentes parámetros que aparecen en la misma es sencilla, se requiere un importante esfuerzo experimental. En cuanto a la formulación de modelos matemáticos que tengan en cuenta condiciones variables durante el ensayo, como ocurre con la inversión de la deformación, se constata que existe un importante vacío. En los próximos apartados se describen los resultados relativos al comportamiento mecánico producido por la inversión de la aplicación de carga. Con el fin de analizar de forma sistemática el efecto de las condiciones de deformación sobre dicho comportamiento, se han escogido diferentes parámetros relacionados con el transitorio.

### 3.1. Efecto de las condiciones previas sobre el parámetro de tensión de Bauschinger, ( $\beta_\sigma$ )

El parámetro de la tensión de Bauschinger ofrece una medida del endurecimiento cinemático generado durante la deformación previa<sup>[20]</sup>. Existen distintas expresiones para este parámetro en la bibliografía: Moan *et al.*<sup>[9]</sup> propusieron la ecuación

$$\beta_\sigma = \frac{\sigma_f - |\sigma_{0rev}|}{2(\sigma_f - \sigma_0)} \quad (1)$$

mientras que Thakur *et al.*<sup>[10]</sup> utilizaron:

$$\beta_\sigma = \frac{\sigma_f - |\sigma_{0rev}|}{2\sigma_f} \quad (2)$$

donde,  $\sigma_b$  es el endurecimiento cinemático,  $\sigma_f$  es la tensión máxima en la primera aplicación de carga,  $\sigma_0$  es el límite elástico del material y  $\sigma_{0rev}$ , el límite elástico de la curva de inversión de la deformación, estos dos últimos calculados mediante el método del 0,2 % (Fig. 4). El valor de  $\beta_\sigma$  definido por la ecuación (2) es, aproximadamente, el doble que el resultante de la aplicación de la ecuación (1).

Los datos experimentales obtenidos en el presente trabajo para estos dos parámetros se encuentran resumidos en la tabla II. Como se puede observar en esta tabla, independientemente de la expresión utilizada para su determinación, este parámetro es, prácticamente, independiente de las condiciones previas de ensayo. Este resultado concuerda con las observaciones realizadas por Ibrahim *et al.*<sup>[21]</sup> sobre materiales B.C.C. deformados en frío, en los que este parámetro es, en primera

**Tabla II.** Parámetros Bauschinger en función de las condiciones previas de ensayo

*Table II. Bauschinger parameters as a function of the previous test conditions*

$\dot{\epsilon}$ (s <sup>-1</sup> )	Temperatura (°C)	Deformación previa ( $\epsilon_{pre}$ )	$(\sigma_f - \sigma_{0rev})/2(\sigma_f - \sigma_0)$ (1)	$\sigma_b/2\sigma_f$ (2)	$\sigma_{plat}/\sigma_f$	$\epsilon_B$
0,01	950	0,1	0,15	0,08	0,93	0,09
		0,15	0,12	0,07	0,95	0,14
		0,03	0,16	0,06	0,94	0,04
		0,05	0,14	0,06	0,9	0,05
		0,07	0,12	0,07	0,93	0,07
	1.050	0,09	0,15	0,06	0,92	0,08
		0,11	0,14	0,06	0,89	0,1
		0,17	0,14	0,08	0,92	0,17
		0,03	0,13	0,05	0,91	0,03
		0,05	0,15	0,06	0,9	0,05
1.200	0,07	0,15	0,06	0,92	0,08	
	0,11	0,13	0,06	0,89	0,11	
	0,1	0,15	0,08	0,93	0,09	
	0,2	0,12	0,07	0,9	0,22	
	0,25	0,13	0,08	0,9	0,24	
0,1	1.100	0,2	0,15	0,09	0,9	0,21
	0,25	0,15	0,08	0,89	0,24	
	0,15	0,12	0,07	0,88	0,12	
	0,2	0,13	0,08	0,93	0,21	
	0,13	0,12	0,07	0,88	0,12	

aproximación, insensible a cambios en la deformación previa y la temperatura.

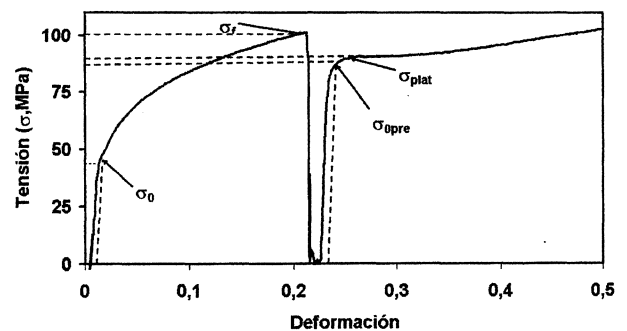
Además de estos dos parámetros, en la tabla II se muestra la relación entre la tensión previa y la tensión de “meseta”, (Fig. 4). Esta relación se mantiene aproximadamente constante, independientemente de las condiciones de ensayo, al menos en el intervalo de tensiones previas a la inversión comprendido entre 20 y 100 MPa:

$$\frac{\sigma_{plat}}{\sigma_f} = (0,91 \pm 0,04) \quad (3)$$

Este resultado corrobora la expresión obtenida previamente<sup>[22]</sup> en un intervalo más estrecho de condiciones de deformación, indicando que existe una relación de proporcionalidad entre ambas tensiones. De esta relación se desprende que la parte direccional del endurecimiento cinemático representa, aproximadamente, entre 3-6 % de la tensión máxima previa,  $\sigma_f$ .

### 3.2. Efecto de las condiciones previas en la deformación Bauschinger, ( $\epsilon_B$ )

En el apartado anterior se ha realizado un análisis de la respuesta mecánica del material en los prime-



**Figura 4.** Determinación de las tensiones necesarias para el cálculo de los diferentes parámetros  $\beta_\sigma$ .

*Figure 4. Experimental determination of the stresses required for the calculus of the  $\beta_\sigma$  parameters.*

ros estadios de la inversión. Sin embargo, el transitorio se puede prolongar hasta deformaciones que pueden ir más allá de la deformación previa. Por ello, otro parámetro interesante a medir es la deformación de Bauschinger, ( $\epsilon_B$ ). Como se observa en la tabla II, para pequeñas deformaciones, la diferencia entre este parámetro y la deformación previa es, prácticamente, nula. Además, la temperatura no parece afectar a esta relación (véanse a modo de ejemplo los casos de deformación previa 0,2 y velocidad de deformación 0,1 s<sup>-1</sup>). Tampoco, la velocidad de deformación se puede considerar

como una variable que influya de forma decisiva en este parámetro. Así, por ejemplo, para dos velocidades de deformación ( $0,01 \text{ s}^{-1}$  y  $0,1 \text{ s}^{-1}$ ) que se diferencian en un orden de magnitud, manteniendo constantes la temperatura y  $\epsilon_{pre}$ , la deformación Bauschinger no presenta diferencias significativas. Estos resultados llevan a pensar que se trata de un parámetro atómico determinado, esencialmente, por la deformación previa aplicada. Pedersen *et al.*[23] obtuvieron un resultado semejante sobre monocristales de cobre deformados en frío para condiciones pertenecientes al estadio II y diferentes temperaturas. Abel *et al.*[8] han propuesto un parámetro:

$$\beta_\epsilon = \frac{\epsilon_B}{\epsilon_{pre}} \quad (4)$$

consistente en la normalización de  $\epsilon_B$  por la deformación previa. En el presente material,  $\beta_\epsilon$  adopta un valor muy próximo a 1. Esto indica que, independientemente de las condiciones de deformación aplicadas, mientras estas se mantengan constantes durante el ensayo, el material necesita una deformación en sentido inverso igual a la deformación previa para alcanzar el mismo nivel de tensión.

Sin embargo, el transitorio mecánico puede ser mayor que la deformación Bauschinger como se observa en la figura 3b. En esta figura, una vez alcanzada la tensión máxima previa,  $\sigma_F$ , bajo condiciones de inversión, las curvas K-M para condiciones monótonas y de inversión no convergen, indicativo, junto a  $\epsilon_{PRE} \approx \epsilon_B$ , de que el transitorio se puede extender hasta deformaciones superiores a la de Bauschinger y a la deformación previa.

### 3.3. Efecto de las condiciones previas en la zona de endurecimiento nulo

La curva tensión-deformación tras la inversión presenta dos puntos de inflexión característicos como los señalados por Vincze *et al.*[24] (Fig. 5). La existencia de estos puntos permite generar una división del transitorio en tres grandes zonas:

- Desde el inicio de la inversión hasta alcanzar el primer punto de inflexión. Sobre la curva tensión-deformación, esta zona corresponde aproximadamente a la zona de subida rápida de la tensión.
- Desde el primer punto de inflexión hasta el segundo punto de inflexión.

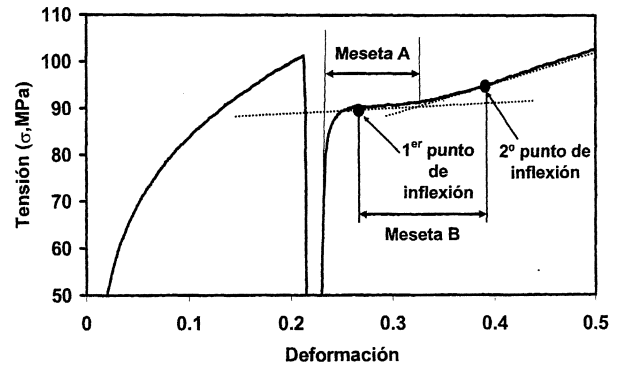


Figura 5. Determinación de la longitud de la meseta sobre la curva tensión-deformación según las diferentes definiciones usadas.

Figure 5. Plateau length estimation on  $\sigma$ - $\epsilon$  cuve according to the two definitions proposed.

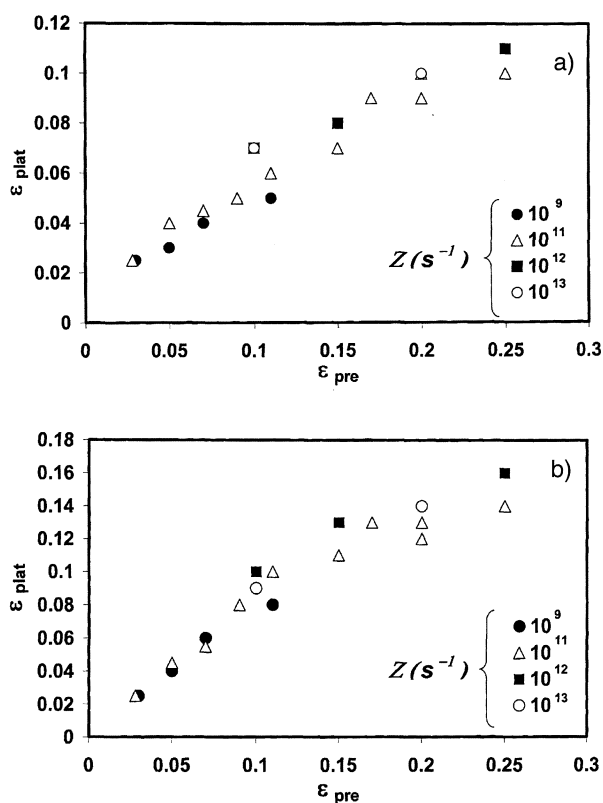
- Desde el segundo punto de inflexión hasta el final del transitorio, donde convergen en la representación K-M los comportamientos mecánicos bajo condiciones monótonas y bajo condiciones de inversión.

En la descripción de la curva  $\sigma$ - $\epsilon$  durante la inversión llevada a cabo al inicio de esta sección, se ha indicado la existencia de una región con velocidad de endurecimiento baja, constituyendo una meseta. Esta meseta no se puede asociar unívocamente a ninguna de las divisiones realizadas mediante el uso de los puntos de inflexión y su definición resulta, matemáticamente, imprecisa. Para estimar su magnitud, se ha considerado el tramo de curva que se extiende desde que el material vuelve a fluir plásticamente tras la inversión hasta el punto en el que las tangentes a los dos puntos de inflexión se intersecan (meseta A) (Fig. 5). Además de la estimación mediante la definición geométrica de meseta, se ha medido la longitud existente entre los dos puntos de inflexión (meseta B).

En las figuras 6a y 6b, se comparan los resultados obtenidos para los dos tipos de meseta definidos y puede verse que, independientemente del criterio elegido, la longitud de la meseta está directamente relacionada con la deformación previa aplicada para un rango amplio de condiciones de deformación (velocidad de deformación,  $\dot{\epsilon}$ , y temperatura, T). Estas últimas, se han expresado conjuntamente, mediante el parámetro de Zener-Hollomon:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q_{def} / RT) \quad (5)$$

siendo,  $Q_{def} = 325 \text{ kJ/mol}$  [14] la energía de activación para la deformación. Puede verse (Figs. 6a y 6b)



**Figura 6.** Longitud de la meseta en función de la deformación previa y del valor de  $Z$  definida por: a) el método definido en el presente trabajo (meseta A) y b) el método propuesto en la Ref. 24 (meseta B).

Figure 6. Plateau length as a function of the prestrain and the  $Z$  value according to: a) the proposed method in this work (plateau A) and b) the proposed method in Ref. 24 (plateau B).

que un cambio de cuatro órdenes de magnitud en el valor de  $Z$ , correspondiente a las condiciones extremas aplicadas para los ensayos realizados a  $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ , con una velocidad de  $0,1\text{ s}^{-1}$  ( $Z \sim 10^{13}\text{ s}^{-1}$ ) y a  $1.200\text{ }^{\circ}\text{C}$ , con una velocidad de deformación de  $0,01\text{ s}^{-1}$  ( $Z \sim 10^9\text{ s}^{-1}$ ) tiene poco efecto sobre la longitud de la meseta. Se puede, por lo tanto, establecer la siguiente relación

$$\varepsilon_{\text{plat}} = a\varepsilon_{\text{pre}}^b \quad (6)$$

con  $a = 0,28$  y  $b = 0,7$ , para la meseta A y,  $a = 0,52$  y  $b = 0,82$ , para la meseta B.

El efecto de  $Z$  se manifiesta sobre el nivel de tensión alcanzado para cada deformación pero no afecta a las relaciones entre la tensión o deformación previas y las de la meseta (Ecuaciones (3) y (6)), siempre y cuando el valor absoluto de la velocidad de deformación y la temperatura se mantengan constantes durante el ensayo.

#### 4. CONCLUSIONES

Bajo condiciones de inversión de la deformación, el acero estudiado presenta un transitorio mecánico que se extiende hasta deformaciones semejantes o superiores a la deformación previa. Este transitorio se caracteriza por un descenso de la tensión de fluencia posterior al cambio de sentido de aplicación de la carga (efecto Bauschinger), seguido de una zona de endurecimiento nulo o menor que el obtenido en condiciones monótonas de deformación. El transitorio mecánico se puede definir mediante unos parámetros característicos que dependen de la deformación previa aplicada, aunque los niveles de tensión quedan definidos, además, por la temperatura y velocidad de deformación.

#### Agradecimientos

D. Jorge-Badiola agradece al Departamento de Industria y Comercio del Gobierno Vasco la concesión de una beca para la realización de la tesis doctoral.

#### REFERENCIAS

- [1] N. CHRISTODOULOU, O.T. WOO, S.R. MAC EWEN, *Acta Metall.* 34 (1986) 1.553-1.562.
- [2] M.G. STOUT, A.D. ROLLETT, *Metall. Trans. A* 21 (1990) 3.201-3.213.
- [3] R.L. HIGGINSON, C.M. SELLARS, *Mater. Sci. Eng. A* 338 (2002) 323-330.
- [4] S. B. DAVENPORT, R.L. HIGGINSON, *J. Mater. Proc. Tech.* 98 (2002) 267-291.
- [5] B. PEETERS, M. SEEFELDT, C. TEODOSIU, S. R. KALIDINDI, P. VAN HOUTTE *Acta Mater.* 49 (2001) 1.607-1.619.
- [6] F. MOLLIKA, K.R. RAJAGOPAL, A.R. SRINIVASA, *Int. J. Plasticity* 17 (2001) 1.119-1.146.
- [7] Z.Q. HU, E.F. RAUCH, C. TEODOSIU, *Int. J. Plasticity* 8 (1992) 839-856.
- [8] A. ABEL, H. MUIR, *Philos. Mag.* 26 (1972) 489-504.
- [9] G.D. MOAN, J.D. EMBURY, *Acta Metall.* 27 (1979) 903-914.
- [10] A. THAKUR, K.S. VECCHIO, S. NEMAT-NASSER, *Metall. Trans. A* 27 (1996) 1.739-1.748.
- [11] R. BARTOLOMÉ, D. JORGE-BADIOLA, J.I. ASTIAZARAN, I. GUTIÉRREZ, *Mater. Sci. Eng. A*, 344 (2003) 340-347.
- [12] D. JORGE-BADIOLA, I. GUTIÉRREZ, *Acta Mater.* 52 (2004) 333-341.
- [13] JR. D.S. FIELDS W.A. BACKOFEN, *Proc. ASTM* 57 (1957), 1.259-1.272.
- [14] P. URANGA, A.I. FERNÁNDEZ, B. LÓPEZ, J.M. RODRÍGUEZ-IBABE, *Mater. Sci. Eng. A* 345 (2003) 319-327.

- [15] R. BARTOLOMÉ, I. GUTIÉRREZ, M. FUENTES, *Proc. 4th Int. Conf. Recrystallization and Related Phenomena*, Tsukuba City, Japón, 1999. T. Sakai y H.G. Suzuki (Eds.) The Japan Institute of Metals, 1999, pp. 709-714.
- [16] H. MECKING, U.F. KOCKS, *Acta Metall.* 29 (1981) 1.865-1.875.
- [17] A. LAASRAOUI, J.J. JONAS, *Metall. Trans. A*, 22 (1991) 1.545-1.558.
- [18] T. HASEGAWA, T. YAKOU, U.F. KOCKS, *Mater. Sci. Eng.* 81 (1986) 189-199.
- [19] D. JORGE-BADIOLA, A. IZA-MENDIA, I. GUTIÉRREZ *Mater. Sci. Forum* 467-470 (2004) 275-280.
- [20] A. ORLOVÁ, *Acta. Metall. Mater.* 39(11) (1991) 2.805-2.813.
- [21] N. IBRAHIM, J.D. EMBURY, *Mater. Sci. Eng.* 19 (1975) 147-149.
- [22] R. BARTOLOMÉ, J.I. ASTIAZARÁN, A. IZA-MENDIA, I. GUTIÉRREZ, *Proc. Conf. Thermomechanical Processing of Steels*, Londres, Gran Bretaña, 2000. IOM Communications Ltd., Londres, 2000, pp. 221-230.
- [23] O.B. PEDERSEN, L.M. BROWN, W.M. STOBBS, *Acta Metall.* 29 (1981) 1.843-1.850.
- [24] G. VINCZE, E.F. RAUCH, J.J. GRACIO, F. BARLAT, A.B. LOPES, *Acta Mater.* 53 (2005) 1.005-1.013.