

Estudio de la Etapa II de Endurecimiento por Deformación en Inconel-X-750

J. A. del Valle, A. Picasso, R. Romero

Instituto de Física de Materiales Tandil, IFIMAT, CICPBA
Universidad Nacional del Centro, Pinto 399-(7000)
Tandil, Pcia. de Buenos Aires, Argentina

En este trabajo se estudió el efecto de la estructura de precipitados en el comportamiento plástico durante la Etapa II de Endurecimiento por Deformación (EPD) en la superaleación base níquel Inconel X-750 a temperatura ambiente. Mediante la aplicación de criterios de superposición se obtuvo la componente de tensión relacionada con la densidad de dislocaciones, a partir de su análisis se caracterizó la evolución estructural.

The effect of the precipitate structure on plastic behaviour during the Stage II of strain hardening in the nickel-base superalloy Inconel X-750 has been studied. The experiments were carried out at room temperature. By using suitable superposition criteria, the stress component associated with the dislocation density was obtained. From this stress component, the structural evolution has been characterized.

Introducción

En forma general el comportamiento plástico de un material se describe por medio de una Ley Constitutiva compuesta por un sistema de ecuaciones que relacionan la velocidad de deformación plástica $\dot{\epsilon}$, la tensión verdadera σ , la temperatura T y un conjunto de parámetros estructurales S_1, S_2, \dots que definen el estado del material:

$$\sigma = f(\dot{\epsilon}, T, S_1, S_2, \dots) \quad (1)$$

$$dS_i = f_i(\dot{\epsilon}, T, S_1, S_2, \dots)dt \quad (2)$$

Esta ley esta compuesta de una ley cinética 1 y un conjunto de ecuaciones de cambio estructural 2. Para caracterizar la estructura de dislocaciones, en muchos casos, es suficiente un solo parámetro, la densidad total de dislocaciones ρ , el cual produce una componente de tensión dada por la expresión:^[1]

$$\sigma_d = M\alpha Gb\rho^{1/2} \quad (3)$$

donde M es el factor de Taylor, α es una constante adimensional, $G = 83000$ MPa es el módulo de corte, b el vector de Burgers.

A partir de la tensión medida σ , es posible obtener la componente σ_d relacionada con la densidad de dislocaciones por la ec. 3 mediante la aplicación de criterios de superposición adecuados. Una vez obtenida σ_d , a partir de la ec. 3 adquiere sentido físico calcular la tasa de EPD relacionada con la densidad de dislocaciones, θ_d , definida como la derivada^[2]:

$$\theta_d = d\sigma_d/d\epsilon \quad (4)$$

de ec. 3 se cumple:

$$\sigma_d\theta_d \propto d\rho/d\Gamma \quad (5)$$

Donde Γ es la deformación resuelta, $\epsilon = \Gamma/M$, al derivar σ_d se supuso que M no varía con la deformación^[1].

Es decir que gráficos $\sigma_d\theta_d$ vs. σ_d equivalen a representar $d\rho/d\Gamma$ vs. $\rho^{1/2}$. El interés en tales representaciones es estudiar la ecuación de cambio estructural para ρ , distinguir las distintas etapas de EPD y caracterizarlas con un mínimo de parámetros, así como

analizar los mecanismos de deformación en base a la teoría de las dislocaciones.

Descripción Experimental

La composición de la aleación comercial Inconel X-750 se muestra en la Tabla 1. Este material se presenta en forma policristalina, su microestructura está constituida por una fase matriz fcc y la segunda fase denominada Gamma Prima (γ') intermetálica de estructura $L1_2$ basada en el compuesto Ni_3Al .

Se realizó un tratamiento térmico de solubilizado a 1090°C durante 2 hs, templado en agua, y tratamientos de precipitación a 735°C durante tiempos diferentes con el objeto de obtener diferentes tamaños de γ' .

TABLA 1: COMPOSICIÓN DE LA ALEACIÓN INCONEL X-750 (% Peso)

Ni	Cr	Fe	Ti	Al	Ta
70min	14-17	5-9	2.2-2.7	0.4-1	0.7-1.2
Mn	Si	S	Cu	C	Co
1	0.5	0.01	0.5	0.08	1

En todos los casos el tamaño de grano medio fue $d \approx 100 \mu\text{m}$. Se estudió la distribución de precipitados γ' utilizando TEM. La fracción en volumen de la fase γ' es $f_v \approx 0.15$ ^[3].

Se realizaron ensayos de tracción a temperatura ambiente a partir de probetas planas de 2mm de espesor y longitud útil 25.4mm a una velocidad de cabezal 0.5 mm/min. A partir de la curva F-AL se obtiene la curva tensión verdadera versus deformación plástica.

Superposición de diferentes contribuciones a la tensión de fluencia

Para obtener la componente de tensión σ_d relacionada con la densidad de dislocaciones a partir de la tensión total medida σ deben utilizarse criterios de superposición apropiados, estos han sido revisados por varios autores^[1,2,4]. En este caso se tienen en cuenta las siguientes componentes de tensión:

- σ_f = relacionada con la fricción de la red.
- σ_{ss} = relacionada con el endurecimiento por solución sólida
- σ_d = relacionada con la densidad de dislocaciones ρ
- $\sigma_{py'}$ = tensión de corte o de Orowan necesaria para superar las partículas γ'

La hipótesis más común en la literatura es suponer que la componente debida a obstáculos débiles σ_{ss} es de tipo friccional, como σ_f , y su contribución es aditiva, mientras que la superposición de las componentes σ_d y $\sigma_{py'}$ correspondientes a obstáculos mas resistentes resulta en una expresión general $(\sigma_d^q + \sigma_{py'}^q)^{1/q}$ donde $q = 1$ para superposición lineal y $q = 2$ para superposición cuadrática. De esta forma la tensión medida se escribe [4].

$$\sigma = \sigma_f + \sigma_{ss} + (\sigma_d^q + \sigma_{py'}^q)^{1/q} \quad (6)$$

se obtiene:

$$\sigma_d = [[\sigma - (\sigma_f + \sigma_{ss})]^q - \sigma_{py'}^q]^{1/q} \quad (7)$$

A partir de representaciones conocidas como gráficas de Haasen presentadas por Mulford [3] para la aleación Inconel X-750 envejecida hasta un radio medio de partícula $\bar{r} \approx 10 \text{ nm}$, Kocks demuestra que el coeficiente q es 1 para un limitado rango de precipitados pequeños.

Por otra parte, la ley de superposición cuadrática, $q = 2$, es suficientemente exacta si las dos clases de obstáculos ofrecen resistencia similar al deslizamiento. Condición que se cumple si las partículas dispersas tienen la resistencia suficiente como para que ocurra el mecanismo de Orowan.

A partir del análisis de la tensión crítica de fluencia, se encontró que éste es el mecanismo operante para radios medios mayores que $\approx 45 \text{ nm}$. En los casos intermedios q debe variar de forma uniforme entre 1 y 2. Como en la literatura no existen modelos adecuados, se propuso una aproximación lineal según muestra la figura 1.

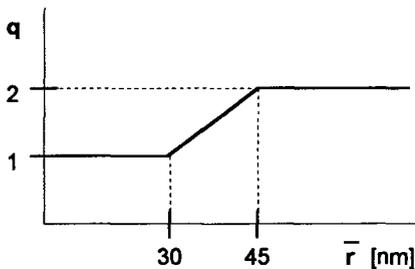


Figura 1: Coeficiente q de la ec. 7 en función del radio medio de las partículas \bar{r}

Para obtener σ_d a partir de la ec. 7 se tomó como $(\sigma_f + \sigma_{ss})$ la tensión crítica de fluencia de la aleación solubilizada $(\sigma_f + \sigma_{ss}) = 225 \text{ MPa}$ y como $\sigma_{py'}$ el incremento en tensión crítica de fluencia debida a las partículas $\sigma_{py'} = \sigma_{crit}(\bar{r}) - (\sigma_f + \sigma_{ss})$, las tensiones críticas se miden en el apartamiento de la zona elástica donde $\sigma_d \approx 0$.

Resultados experimentales

A partir de las curvas experimentales $\sigma - \epsilon$, se obtuvo σ_d , de acuerdo a la ec. 7. Se realizaron representaciones $\theta_d \sigma_d$ vs. σ_d para las distintas curvas, figuras 2 y 3. Después

de una parte de rápido descenso correspondiente a la transición elastoplástica en el policristal, la curva converge a una línea recta con una intersección positiva con el eje $\sigma_d \theta_d$, esta zona lineal corresponde la Etapa II de EPD puro.

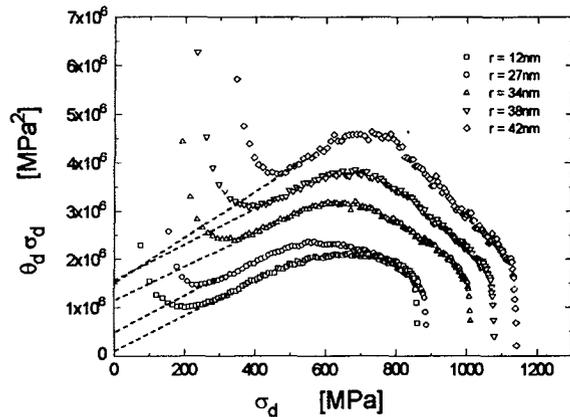


Figura 2: Representación $\sigma_d \theta_d$ vs. σ_d

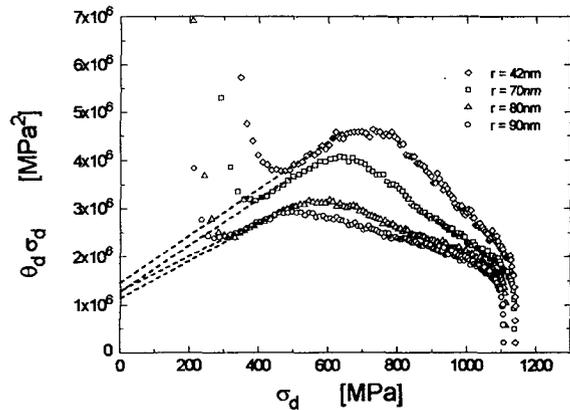


Figura 3: Representación $\sigma_d \theta_d$ vs. σ_d

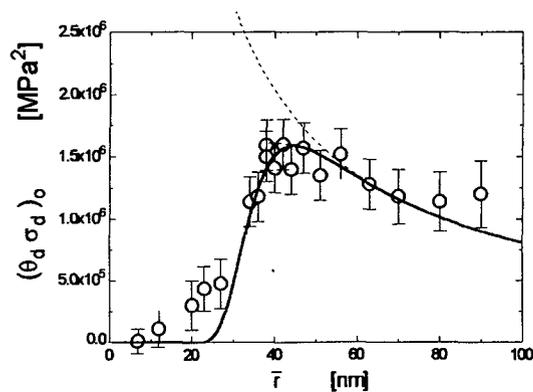


Figura 4: Variación de $(\sigma_d \theta_d)_0$ con el radio medio de los precipitados γ' , se muestra el ajuste de los modelos discutidos en el texto

A medida que aumenta el tamaño de los precipitados, se observa el aumento progresivo en el EPD, el valor de la ordenada al origen de la zona lineal se hace significativo. Esta zona lineal puede ser aproximada por la ecuación:

$$\sigma_d \theta_d = (\sigma_d \theta_d)_0 + \theta_{II} \sigma_d \quad (8)$$

donde con $(\sigma_d \theta_d)_0$ se representa la ordenada al origen en un gráfico $\sigma_d \theta_d$ vs. σ_d . En la figura 4 se representa $(\sigma_d \theta_d)_0$ en función del radio medio de los precipitados.

Con el inicio de la recuperación dinámica la curva toma un comportamiento tipo parabólico conocido como Etapa III^[5].

Análisis de los resultados

En las aleaciones con una segunda fase impenetrable se desarrollan varios tipos de estructuras de dislocaciones con la deformación. Según Ashby^[6], en general, las dislocaciones forman una estructura de loops prismáticos llamados dislocaciones geoméricamente necesarias, en esa situación se considera que esas dislocaciones se comportan como una foresta impidiendo el deslizamiento de otras dislocaciones mediante interacciones de corto alcance. Primero, Ashby calcula el número de loops prismáticos por partícula:

$$n_{LP} = 4\bar{r} \Gamma / b \quad (9)$$

La densidad de dislocaciones geoméricamente necesarias ρ_g será:

$$\rho_g = n_{LP} N_v \langle p \rangle \quad (10)$$

Donde $N_v = (3f_v / 4\pi\bar{r}^3)$ es el número de partículas por unidad de volumen y el perímetro medio de los loops es $\langle p \rangle \approx \sqrt{2\pi\bar{r}}$. Se obtiene:

$$\rho_g \approx (6f_v / b\bar{r}) \Gamma \quad (11)$$

Posteriormente Kocks^[5] propone un modelo donde la densidad total de dislocaciones ρ sigue una ecuación de cambio estructural:

$$d\rho/d\Gamma = K + K_1 \rho^{1/2} - K_2 \rho \quad (12)$$

El término de producción K esta asociado al almacenamiento de dislocaciones por causa de la segunda fase y puede obtenerse derivando ec. 11 respecto de Γ , $K = (6f_v / b\bar{r})$, el término $K_1 \rho^{1/2}$ esta asociado al almacenamiento atómico de dislocaciones por la foresta y el término $-K_2 \rho$ está asociado a la recuperación dinámica. Durante la Etapa II ec. 12 se reduce a:

$$d\rho/d\Gamma = K + K_1 \rho^{1/2} \quad (13)$$

A partir de las ec. 13 y 3 este modelo predice para la etapa II:

$$\sigma_d \left(\frac{d\sigma_d}{d\epsilon} \right) = \frac{M^3}{2} (\alpha G b)^2 \left(\frac{6f_v}{b\bar{r}} \right) + \frac{M^2}{2} (\alpha G b) K_1 \sigma_d \quad (14)$$

Este comportamiento lineal con σ_d coincide con el observado en las curvas experimentales, figuras 2 y 3. A partir de la ecuación 14 se evalúa la ordenada al origen medida $(\sigma_d \theta_d)_0$ donde el único parámetro desconocido es α , en la figura 4 se observa en línea de puntos dicho ajuste que es apropiado a partir de $\bar{r} \approx 50\text{nm}$.

A partir de las figuras 2, 3 y 4 se observa que para bajos valores de radio medio, la ordenada al origen es

despreciable, esto se debe a que las partículas son cortadas por las dislocaciones deslizantes y no se producen acumulación de dislocaciones.

Por supuesto existe un transición continua entre esa situación y la predicha por la ecuación 14. Es posible realizar un seguimiento de dicha transición si se considera que solo las partículas con radio mayor que cierto radio crítico R_c contribuyen al EPD. A partir de la ec. 10 se reescribe la expresión de $(\sigma_d \theta_d)_0$:

$$(\sigma_d \theta_d)_0 = (M^3/2)(\alpha G b)^2 [(4\bar{r}/b) N^{\text{orw}} \langle p \rangle] \quad 15$$

Donde N^{orw} es el número de partículas por unidad de volumen con radio mayor que R_c . Esta cantidad se calculó a partir la función distribución de tamaños de partícula. De esta forma a partir de la ec. 15 se obtiene la curva continua que se muestra en la figura 4 utilizando $R_c = 40\text{nm}$ con lo cual se obtiene una descripción satisfactoria.

Los ajustes de la figura 4 se realizaron utilizando $\alpha = 0.085$, sin embargo éste valor es bastante menor que los reportados comúnmente en la bibliografía $\alpha \approx 0.3$ ^[1,6]. Esto significa que el EPD causado por las dislocaciones acumuladas en las partículas es de una magnitud mucho menor que la esperada. Se propone que una explicación de este bajo valor se puede encontrar analizando la resistencia individual de los loops como obstáculos al deslizamiento.

Conclusiones

Se obtuvo de forma satisfactoria la componente de tensión relacionada con la densidad de dislocaciones σ_d a partir de la tensión medida σ aplicando el criterio de superposición de la ec 10

Se encontró que la Etapa II de EPD puede ser caracterizada siempre por una relación lineal en una representación $\sigma_d \theta_d$ vs. σ_d dada por la ec. 8 lo que conduce a la ecuación 13 de cambio estructural propuesta en base a mecanismos microscópicos de acumulación de loops de dislocaciones en las partículas γ' . Esto permite predecir correctamente la dependencia del EPD caracterizado por $(\sigma_d \theta_d)_0$ con el radio medio \bar{r} para toda la transición de partículas cortables a no-cortables. La discrepancia en la magnitud del EPD causado por dichos loops, se explicaría analizando en detalle la resistencia individual de los loops como obstáculos al deslizamiento.

Referencias

- 1- J. Gil Sevillano, P van Houtte y E. Aernoudt, *Prog. Mater. Sci.* 25, p. 69 a 412, (1981)
- 2- U.F. Kocks, *Proc. 5th Int. Conf. on the Strength of Metals and Alloys (ICSMA 5)*, Pergamon Press, Oxford, p. 1661 a 1680, (1979).
- 3- R. A. Mulford, *Acta Metall.* 27, p. 1115, (1979).
- 4- E. Hornbogen, *Proc. 5th Int. Conf. on the Strength of Metals and Alloys (ICSMA 5)*, Pergamon Press, Oxford, p. 1337 a 1342, (1979).
- 5- Y. Estrin y H. Mecking, *Acta Metall.* 32, p. 57, (1984).
- 6- M.F. Ashby, *Phil. Mag.* 21, p. 399 a 424, (1970)