

COMPORTAMIENTO DEL CREEP EN IN - 738LC A ALTAS TEMPERATURAS

A. Picasso

*Instituto de Física de Materiales Tandil, Facultad de Ciencias Exactas,
Universidad Nacional del Centro de la Provincias de Buenos Aires, Pinto 399, 7000.*

A. J. Marzocca

*Departamento de Física, Facultad de Ciencias Exactas y Naturales,
Universidad Nacional de Buenos Aires, Pabellón I, 1428 Buenos Aires.*

Se estudió el comportamiento en termofluencia (creep) de la superaleación base Niquel Inconel 738LC a temperaturas entre 1023 K y 1123 K. Los resultados se analizan dentro del modelo semiempírico de Dorn que indica una relación del tipo $\dot{\epsilon} \approx \sigma^n$ donde $\dot{\epsilon}$ es la velocidad de deformación en el estado estacionario de la termofluencia y σ la tensión aplicada. Además, utilizando la técnica de cambios diferenciales de temperatura y tensión durante el estado estacionario se obtienen los valores de la energía de activación aparente, Q , y la sensibilidad, m . Se discuten, en base a los resultados obtenidos, los posibles mecanismos de deformación plástica que actúan sobre el material.

I. INTRODUCCION

Desde hace varios años las superaleaciones de base Ni son usadas para distintas aplicaciones tecnológicas, en particular en la industria aeroespacial, gasífera y petrolera.

Este tipo de materiales requieren un buen comportamiento en termofluencia (creep) en un medio de altas temperaturas y tensiones mecánicas. Por ésto, las investigaciones sobre termofluencia en superaleaciones ocuparon el interés de numerosos investigadores en los últimos años, existiendo algunas revisiones bibliográficas interesantes sobre el tema^{1,5}.

La superaleación Inconel 738LC (IN - 738LC) es frecuentemente utilizada en álabes de turbinas de gas de uso industrial. En los últimos años se realizaron algunas investigaciones para caracterizar el comportamiento mecánico de este material tanto en solidificación convencional como direccional^{6,10}. El objetivo del presente trabajo es caracterizar la termofluencia de estado estacionario del IN-738LC, fundido en aire, en el rango de tensiones entre 270 MPa y 500MPa a tres niveles de temperatura: 1023, 1073 y 1123 K. Los resultados se analizarán dentro del marco conocido como ley generalizada de Dorn.

II. TECNICAS EXPERIMENTALES.

II.a. MATERIAL UTILIZANDO. CARACTERIZACION.

Para realizar los ensayos se utilizó material provisto por la empresa Fundalum de Tandil (Prov. de Buenos Aires). El mismo fue preparado por la técnica "as cast", colado en aire con filtro cerámico. La composición del material se da en Tabla I.

C	0.09	Fe	0.12
Mn	<0.01	Mg	<0.01
Si	0.03	Co	8.36
P	0.005	Mo	1.77
S	0.0008	Al	3.44
Cr	16.03	Ti	3.49
Ni	Balance	Nb	0.83
W	0.57	Ta	1.66
Zr	0.03	B	0.01
Cu	<0.05		

Tabla I: Composición de la aleación Inconel 738LC. Los valores son dados en % de peso.

Se prepararon probetas cilíndricas de 3,5mm de diámetro y una longitud útil de 25,4 mm. Posteriormente se efectuó un tratamiento térmico de solubilizado de dos horas a 1393 K, seguido de un tratamiento de precipitado durante 16 horas a 1118 K.

La estructura obtenida revela un grano de tipo columnar con un tamaño promedio en el centro de la probeta de 250 μ m. Dentro de éstos se observa una precipitación de partículas con un tamaño característico de aproximadamente 350nm de diámetro.

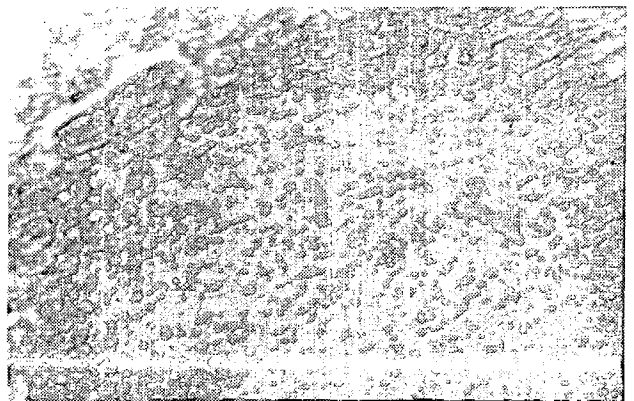


Fig. 1: Micrografía de Inconel 738LC. Se observa la presencia de precipitados Y' y carburados (X 1500).

En la Fig. 1 se puede observar una micrografía obtenida utilizando una microscopía óptica, donde se aprecian la segunda fase precipitada así como carburos. Se trata de un precipitado del tipo Y' [Ni₃(Al,Ti)] que fue confirmado a través del análisis con EDAX. También se pudo confirmar la presencia de carburos de tipo MC y M₂₃C₆.

II.b. TECNICAS EXPERIMENTALES

Los ensayos de termofluencia se realizaron en una máquina de termofluencia a tensión constante sobre la probeta^{11,12}, midiéndose la elongación de la misma en el tiempo y obteniéndose, por lo tanto la respectiva deformación ϵ .

Se realizaron ensayos a 1023, 1073 y 1123K, manteniéndose la temperatura dentro de un variación de ± 1 K. La duración de cada ensayo fue del orden de las 200 horas.

Una vez alcanzando el estado estacionario se realizaron cambios diferenciales en la temperatura y la tensión sobre la probeta. Con este tipo de procedimiento se estimó el valor de la energía de activación aparente Q y la sensibilidad m utilizando la relaciones

$$Q = \partial \ln \dot{\epsilon} / \partial (1/kT)_{\sigma,S} \approx \Delta \ln \dot{\epsilon} / \Delta (1/kT)_{\sigma,S} \quad (1)$$

$$m = \partial \ln \dot{\epsilon} / \partial \ln \sigma |_{T,S} \approx \Delta \ln \dot{\epsilon} / \Delta \ln \sigma |_{T,S} \quad (2)$$

donde $\dot{\epsilon}$ es la velocidad de deformación, σ la tensión aplicada, T la temperatura absoluta y k la constante de Boltzmann. Estos parámetros se evalúan a tensión y estructura (S) constantes en el caso de Q, y a temperatura y estructuras constantes del caso de m.

III. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

A partir de las curvas deformación vs tiempo se pudo evaluar $\dot{\epsilon}$ para cada nivel de σ aplicada. En la Fig.2 se observan los resultados obtenidos para las tres temperaturas analizadas. Se puede apreciar que las mismas pueden representarse mediante una relación parabólica del tipo

$$\dot{\epsilon} = B \sigma^n \quad (3)$$

donde los valores de n y B pueden depender de la temperatura. Para $T > 0.5T_m$ (T_m es la temperatura de fusión del material) muchos metales y aleaciones presentan un comportamiento que puede describirse como la ecuación generalizada de Dorn^{13,14}.

$$\dot{\epsilon} = A (Dgb/kT) (\sigma/G)^n \quad (4)$$

donde D es el coeficiente de auto-difusión del material en consideración, b su vector de Burgers, G el módulo de corte y A es una constante adimensional en la que se incorporan características de la microestructura (tamaño de grano, energía de falla de apilamiento, etc)¹⁵. Stocker y Ashby¹⁶, analizando numerosos datos de termofluencia de estado estacionario de metales puros, aleaciones y sólidos no metálicos, mostraron que A se relaciona mejor con n según

$$\log A = 3.4n - 10.5 \quad (5)$$

Posteriormente, Brown y Ashby¹⁷ especificaron la ec. (5) para metales y aleaciones de estructura f.c.c., encontrando

$$\log A = 2.94n - 8.7 \quad (6)$$

Los datos de la Fig.2 pueden normalizarse utilizando la ec.(4), considerando los parámetros que se explicitan en Tabla II. Si se tuviera un buen ajuste a dicha expresión se obtendría un recta en un gráfico $\log(\dot{\epsilon}kT/GbD)$ vs $\log(\sigma/G)$, cuya pendiente sería n y su ordenada al origen $\log A$. Sin embargo, si efectuamos dicho procedimiento no se obtiene un buen ajuste a una recta, dando un coeficiente de correlación bastante pobre ($R = 0.838$).

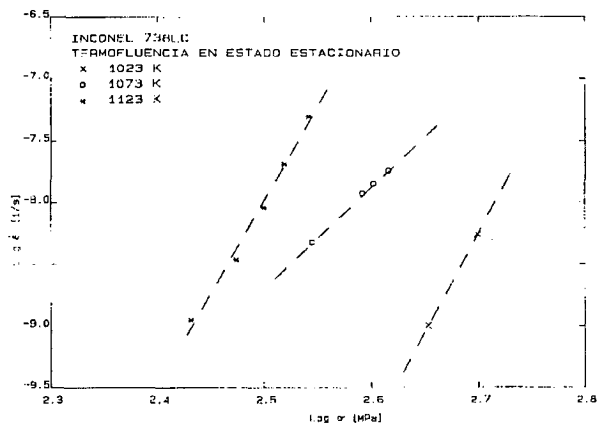


Fig. 2: Curvas $\log \sigma$ vs $\log \dot{\epsilon}$ para el estado estacionario con Inconel 738LC, a distintas temperaturas. Las líneas de trazos muestran el mejor ajuste a la ec. (3).

$$T = 1023 \text{ K, } \log B = -45.724, n = 15.10$$

$$T = 1073 \text{ K, } \log B = -19.207, n = 8.21$$

$$T = 1123 \text{ K, } \log B = -51.880, n = 16.16$$

Hay evidencias que la energía de activación aparente evaluada en ensayos de termofluencia a $T > 0.5T_m$ en distintas superaleaciones, es muy superior al correspondiente valor de energía de autodifusión de

vacancias de la matriz¹. En ese caso se puede utilizar en la ec. (4) una difusividad efectiva \tilde{D} en vez del coeficiente de autodifusión, siendo $\tilde{D}=D_0 \exp(-Q/kT)$.

μ (1023 K)	6.07 10 ⁴ MPa [10]
μ (1023 K)	5.93 10 ⁴ MPa [10]
μ (1023 K)	5.80 10 ⁴ MPa [10]
D_0	1.27 10 ⁻⁴ m ² /s [19]
U	281.35 kJ/mol [19]
b	2.49 10 ⁻¹⁰ m [18]
T	1500 K [10]

Tabla II: Datos característicos de la alineación Inconel 738LC

Para estimar Q se procedió según se indica en la sección II.b. En la Tabla III se muestran los valores calculados en distintos ensayos, donde se incluye la σ aplicada y el ΔT producido para provocar el cambio en $\dot{\epsilon}$. Q se obtienen utilizando la ec. (1), siendo su promedio 532 ± 18 kJ/mol. Este valor es cercano al estimado por Carey et al¹⁰ para IN738LC solidificado direccionalmente en vacío (512 kJ/mol). Maldini et al²⁰ midieron valores de Q de 564 kJ/mol y 550 kJ/mol en ensayos a bajas tensiones y altas temperaturas o altas tensiones y bajas temperaturas respectivamente.

T [K]	σ [MPa]	ΔT [K]	Q [kJ/mol]
1073	400.0	10	519
1073	412.8	-10	559
1123	315.9	8	523
1123	330.0	5	528

Tabla III: Valores obtenidos para la energía de activación aparente Q .

Calculando \tilde{D} con el valor de Q obtenido en este trabajo, usando la ec.(4) se llegó al gráfico normalizado de la Fig.3. Se puede ajustar una recta con $R=0.978$, $n= 12.00$ y $\log A = 26.47$.

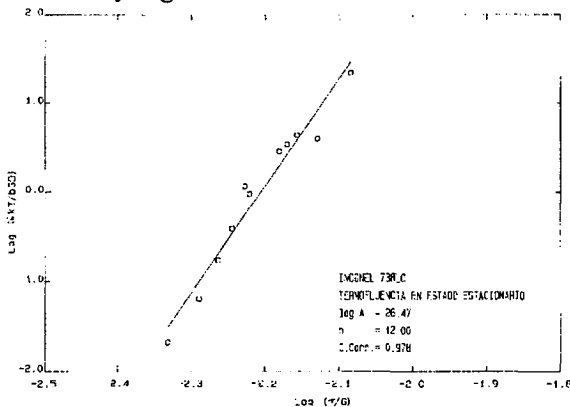


Fig. 3: Termofluencia de estado estacionario de Inconel 738LC, normalizada según la ec. (4) y utilizando \tilde{D} .

Según la ec. (6) el valor de $\log A$ estimado para nuestro valor experimental de n será 26.58, que concuerda muy bien con el hallado a partir de los ensayos. Por lo tanto, podemos concluir que la superaleación utilizada en el presente trabajo cumple la relación generalizada de Dorn y satisface la ecuación general propuesta por Brown y Ashby, para metales de aleaciones f.c.c., siempre que se considere un \tilde{D} en vez de D .

Por otra parte el valor de n coincide con los encontrados para otras superaleaciones¹. Además, nuestro valor de n confirma las primeras estimaciones realizadas utilizando la técnica del cambio diferencial en σ , durante el estado estacionario, para estimar la sensibilidad m utilizando la ec. (2). En efecto, el primer resultado obtenido a 1173 K con una tensión aplicada de 315.9 MPa, luego de realizar un cambio en dicha tensión de 0.03 σ resultó en un valor de $m=13.03$ que difiere muy poco del m obtenido.

Se debe destacar que una relación parabólica como la de la ecuación (4) con exponente $n > 5$, no correspondería al modelo del valor trepado de dislocaciones para un rango de tensiones intermedias o bajas, puesto que generalmente este exponente se sitúa entre 3 y 4.5²¹. Sin embargo; Ansell y Weertman²² proponen un modelo de termofluencia de estado estacionario para materiales endurecidos por una segunda fase precipitada, que a tensiones suficientemente grandes, presenta una relación del tipo

$$\dot{\epsilon} \sim \alpha \sigma^2 \exp(\beta \sigma^2) \quad (7)$$

donde α y β dependen de la microestructura del material. Es fácil demostrar que este tipo de comportamiento puede dar lugar a valores de m del tipo del encontrado en el presente trabajo. Por lo tanto es probable que el rango de tensiones estudiado, una relación del tipo de la ec. (7) pueda ajustar nuestros resultados. De ser así, la presencia de trepado de dislocaciones debería confirmarse con observaciones de microscopía de transmisión (TEM).

REFERENCIAS

1. V. Lupnic, *Proceedings on High Temperatures Alloys for Gas Turbines*, Liege 1982, editado por B.R. Brunentaud et al (D. Reidel Pu. Co., London, 1982) p. 398.
2. N.S.Stoloff, *The superalloys*, ed. Sims and Hagel, Willey (1972) p.74.
3. R. Langnebord y B. Bergman, *Metal Science*,

- January (1976) 20.
4. P. J. Henderson, NPL Reports (1984).
 5. P. B. Hirsch, *Rate Process in Plastic Deformation of Materials*, Proceedings from the John E. Dorn Symposium, Cleveland, 1972, editado por J. C. L. M. Li y A. K. Mukherjee (ASM No4, 1975), p.1.
 6. P. J. Henderson, NPL Reports (1981).
 7. H. J. Forstny M. F. Ashby, *Deformation Mechanism Maps*, Pergamon press, Oxford, 1982.
 8. M. McLean y P. Quedstedt, *Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures*, editado por B. Wilshire y P. Owen, Pineridge Press, Inglaterra, 1981.
 9. P. J. Henderson y M. Mc. Lean, *Acta Metall* **30**, 1121 (1982).
 10. J. A. Carey, P. M. Sargent y D. R. H. Jones, *J. Mater. Sci. Lett.* **9**, 572. (1991).
 11. A. J. Marzocca, Tesis Doctoral en Cs. Físicas, FCEN UBA, 1986.
 12. A. C. Picasso, Tesis de Licenciatura en Cs. Físicas, UNCPBA, 1991.
 13. J. E. Bird, A. K. Mukherjee y J. D. Dorn, *Quantitative Relation Between Properties and Microstructure*, editado por D. G. Brandon y A. Rosen, Israel Univ. Press, Jerusalem (1969).
 14. Z. Horita y T. G. Langdon, *Scripta Met.* **17**, 665 (1983).
 15. Z. Horita y T. G. Langdon, "*Strength of Metals and Alloys*", editado por D. G. Brandon, R. Chain y A. Rosen, ICSMA 9, Haifa, VI (1991) 397.
 16. R. L. Stocker y M. F. Ashby, *Scripta Met.* **7** 115 (1973).
 17. A. M. Brown y M. F. Ashby, *Scripta Met.* **14** 1297 (1980).
 18. J. Friedel *Dislocations*, Addison-Wesley Pu. Co. Inc, London (1964).
 19. M. Badia y A. Vignes, *Acta Met.* **17**, 177 (1969).
 20. M. Maldini, A. Barbosa, B. F. Dyson y M. McLean, NPL Reports A126 (1987).