

COMPORTAMIENTO MECÁNICO A ALTA TEMPERATURA Y ALTA VELOCIDAD DE DEFORMACIÓN DE LA SUPERALEACIÓN DE NIQUEL MAR-M247DS

Francisco Gálvez¹, María Jesús Pérez¹, Borja Erice¹, David Cendón¹, Vicente Sánchez-Gálvez¹

¹ Departamento de Ciencia de Materiales, CISDEM, Universidad Politécnica de Madrid.
c/ Profesor Aranguren s/n. 28040 Madrid
E-mail: fgalvez@mater.upm.es

RESUMEN

Las súper-aleaciones de níquel tienen gran utilidad en aplicaciones estructurales en condiciones de trabajo a muy alta temperatura. Uno de las aplicaciones más empleadas es en los álabes de turbina de aeromotores, en los que los álabes se producen por solidificación direccional, con propiedades muy variables en las direcciones longitudinal y transversal. En el presente trabajo se exponen los resultados obtenidos en la investigación llevada a cabo para determinar el comportamiento mecánico de la aleación de níquel Mar-M247DS en condiciones de alta temperatura y analizar el efecto de la velocidad de deformación. Para ello se realizaron ensayos estáticos de tracción a baja velocidad de deformación y a alta velocidad de deformación mediante una máquina convencional de ensayos y mediante el dispositivo experimental de la barra Hopkinson respectivamente. Los ensayos se realizaron a temperaturas comprendidas entre los 25°C y los 850°C. Para ayudar a explicar el comportamiento mecánico obtenido, se realizó un estudio metalográfico que muestra una estructura con una fuerte anisotropía debida al proceso de fabricación del material. Así mismo las superficies de fractura se analizaron mediante microscopía electrónica de barrido. Los resultados obtenidos en los ensayos muestran una sensibilidad a la velocidad de deformación y un endurecimiento por deformación muy acusado. Los resultados muestran una gran dispersión en la deformación a rotura producto de la inhomogeneidad de los precipitados y de la gran variabilidad en el tamaño y dirección de los granos..

ABSTRACT

The nickel super-alloys are very useful in structural applications under work conditions of high temperature. One of the most used is in the turbine blades of aerospace engines, in which the blades are produced by directional solidification. This leads to a sensitive difference of their properties in longitudinal and transverse directions. This paper describes the results of research carried out to determine the mechanical behavior of nickel alloy Mar-M247DS under conditions of high temperature and analyze the effect of strain rate. Static tensile tests were conducted at low speed to achieve a low strain rate using a conventional machine, while high strain rate were performed using the experimental device of the Hopkinson bar. Tests were conducted at temperatures from 25°C to 850°C. To explain the mechanical behavior obtained, a metallographic study had been done, showing a micro-structure with a strong anisotropy due to the manufacturing process the material. Fracture surfaces were analyzed by scanning electron microscopy. The test results show constants strain hardening and a marked sensitivity of the strain rate. Results show a huge variation in the failure strain, due to the inhomogeneity of the precipitates and the great variability on the size and direction of the grains.

PALABRAS CLAVE: Materiales metálicos, temperatura, alta velocidad de deformación.

1. INTRODUCCIÓN

Las súper-aleaciones base níquel son unos de los materiales más empleados en turbinas de motores de aviación. Esto es debido a que estos materiales metálicos conservan una excelente resistencia, con deformaciones de rotura elevadas desde bajas a muy altas temperaturas. Hoy en día se buscan diseños de motores más eficientes, con mayor rendimiento y menor consumo. Es por ello por lo que se presentan como materiales idóneos en este tipo de aplicaciones, en las

que el rendimiento de un motor depende directamente de la temperatura de trabajo. Para alcanzar este objetivo, es imprescindible el aumentar la temperatura de trabajo de los motores. Ello implica el emplear en estas aplicaciones materiales con mayores prestaciones, con una mayor temperatura de trabajo, y con suficiente fiabilidad ante un posible fallo. Por tanto, la industria cada vez demanda materiales que puedan ser empleados a mayores temperaturas, manteniendo un grado de plasticidad suficiente para no aumentar la fragilidad,

con una vida en fatiga elevada y con suficiente resistencia para cada aplicación específica. Uno de los materiales más prometedores en la actualidad son las aleaciones de níquel de solidificación direccional. Este tipo de aleaciones son procesadas por fundición haciendo crecer los granos en una dirección predominante, resultando materiales con una estructura granular que presenta una anisotropía muy marcada, con granos de tamaño grande en la dirección de solidificación. En componentes pequeños pueden llegar a ser incluso materiales de pocos granos, con tendencia a producirse componentes prácticamente monocristalinos.

Una de las aplicaciones en que estos materiales encuentran más uso es en los discos de turbina y en los álabes de la misma de motores de aviación. De hecho estos materiales ya se han incorporado a la industria y se están empleando en dichos componentes en algunos motores de aviación comerciales. Sin embargo aún existen algunas lagunas en cuanto a sus propiedades mecánicas, y en especial a alta velocidad de deformación.

Uno de los requerimientos que se necesita a la hora de certificar un motor es el comportamiento ante un eventual fallo de álabes de turbina. Ante este evento, la carcasa del motor debe ser suficiente para contener los fragmentos que se produzcan ante un fallo de un desprendimiento de álabes en el motor funcionando a pleno régimen. O incluso ante el impacto producido por ingestión de fragmentos de hielo o arena u otros. Esto implica que es necesario comprender dichos fenómenos que se suceden en régimen de impacto a altas temperaturas. Es por ello por lo que conocer el comportamiento de estos materiales en sus condiciones de trabajo resulta de vital importancia.

Este trabajo pretende profundizar en el comportamiento mecánico de este tipo de aleaciones a alta velocidad de deformación y alta temperatura simultáneamente.

2. MATERIAL DE ENSAYO

El material objeto de estudio es la súper-aleación de níquel de solidificación direccional MAR-M 247DS. El material fue suministrado por ITP en su geometría de ensayo, en probetas cilíndricas roscadas de 12 mm de longitud y 4 mm de diámetro (Figura 1).

Hay que resaltar que la técnica de la barra Hopkinson no es una técnica normalizada, y por tanto la geometría de las probetas tampoco lo está. En la barra Hopkinson la probeta ha de ser lo más corta posible para poder alcanzar velocidades de deformación altas y para poder asegurar el equilibrio de fuerzas en la probeta. Por otro lado la relación longitud-diámetro ha de ser suficiente para asegurar un estado de tensión uniaxial. En este sentido, la geometría de las probetas se seleccionó en base a la experiencia previa en este tipo de ensayos.

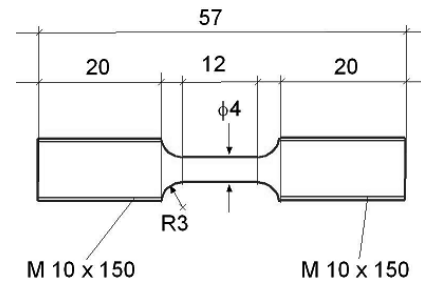


Figura 1. Probeta de tracción empleada.

3. ENSAYOS DINÁMICOS

Para realizar los ensayos mencionados se diseñó y construyó una barra Hopkinson de tracción con capacidad para ensayar hasta velocidades de deformación de 10^3 s^{-1} , con una capacidad de carga máxima de 100 kN, un desplazamiento disponible entre extremos de probeta de 7.5 mm y una temperatura de ensayo variable entre 24 y 850°C. El diseño del equipo experimental se realizó en el Departamento de Ciencia de Materiales de la UPM y la fabricación se llevó a cabo en el taller mecánico de dicho departamento.

Para resistir las altas temperaturas del ensayo, las barras se fabricaron con la aleación Rene41 como material, de 3850 mm de longitud y 0.75 in de diámetro (19.05 mm nominales). El proyectil se diseñó de forma tubular de 2000 mm, proporcionando un tiempo de ensayo disponible de 800 μs . Dicho proyectil se propulsa mediante aire comprimido a 8 bar a lo largo de un cañón de 4000 mm. La barra Hopkinson de tracción se montó sobre una bancada formada por una viga HEB160 de 10 m de longitud montada sobre cinco soportes rectangulares. El sistema de alineamiento de las barras se realizó por láser, y se fijaron sobre unos soportes mediante guías lineales. Cada una de las barras se instrumentaron en dos posiciones, a 1200 mm de cada uno de sus extremos mediante un montaje en puente completo con bandas extensométricas Vishay Micro-Measurements CEA-06-125UT-350. Este montaje de instrumentación registra los pulsos de ondas en las barras (canales CH1 y CH2 en la barra incidente, y canales CH3 y CH4 en la barra de salida) y de ellas se obtienen las medidas necesarias para construir la curva tensión-deformación. Estas señales se acondicionan mediante un acondicionador de señal Vishay 2200 de cuatro canales y gran ancho de banda y se almacenan mediante un osciloscopio digital Textronix TDS 714L de 500 MHz de respuesta. El osciloscopio se conecta a un ordenador personal mediante GPIB que permite almacenar y tratar los datos. Este sistema permite una frecuencia de muestreo de un dato cada 40 ns, registrando 50.000 datos durante un tiempo de 2 ms por ensayo. La instrumentación de las barras se calibró de forma dinámica, midiendo la velocidad de propagación de los pulsos entre los dos puentes de bandas.

Al sistema se le acopló un horno con capacidad para llegar hasta 850°C y el sistema de refrigeración por agua correspondiente para las barras. Este conjunto de horno y refrigeración fue desarrollado anteriormente en trabajos previos (GEF ALMAGRO).



Figura 2. Dispositivo experimental de la Barra Hopkinson empleado.

El ensayo se realiza propulsando el proyectil situado en el cañón mediante aire comprimido suministrado por un compresor. Cuando el proyectil impacta en el extremo final de la primera barra (barra incidente) se genera una onda (onda incidente ε_I) que recorre longitudinalmente la barra y queda registrada mediante los puentes de bandas extensométricas y un sistema de adquisición de datos. La onda de tensión incidente se propaga por la barra incidente hasta que llega a la unión barra-probeta (ver Figura 3), en la que parte de la onda de tensión incidente se refleja sobre la misma barra (onda reflejada ε_R) y parte se transmite a través de la probeta a la segunda barra, llamada barra de salida (onda transmitida ε_T). Estas ondas quedan registradas en el sistema de adquisición de datos tras su paso por los correspondientes sistemas de instrumentación. Puesto que las ondas se registran mediante los correspondientes puentes de bandas extensométricas, las medidas se denominan de aquí en adelante ε_I , ε_R y ε_T , siendo las deformaciones incidente, reflejada y transmitida registradas las dos primeras en la barra incidente y la última en la barra de salida.

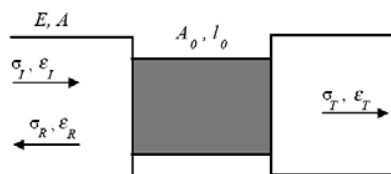


Figura 3. Esquema de las ondas en el contacto Barra-Probeta.

Una vez obtenidas las historias de deformaciones de las barras referidas a ambos extremos con la probeta es posible obtener el movimiento de ellos. Llamando a al extremo de la barra en contacto con la onda incidente y b al extremo de la probeta con la barra de salida, las historias de velocidades de ambos extremos se obtienen de las siguientes expresiones:

$$V_a = c(\varepsilon_I - \varepsilon_R) \quad (1)$$

$$V_b = c\varepsilon_T \quad (2)$$

Donde c es la velocidad de propagación de las ondas elásticas en las barras, que puede obtenerse a través de la relación entre su módulo elástico y su densidad de:

$$c = \sqrt{E/\rho} \quad (3)$$

Por tanto, el obtener la velocidad de deformación ingenieril en el ensayo es inmediato. Se obtiene de la diferencia de velocidades de los extremos de las barras dividida por la longitud inicial de la base de medida de la probeta:

Además es conveniente resaltar que durante el ensayo se obtiene rápidamente la condición de equilibrio, es decir, que la onda incidente se traduce en la onda reflejada y la onda transmitida, lo cual se representa por:

$$\varepsilon_I + \varepsilon_R = \varepsilon_T \quad (5)$$

Cabe destacar que una vez que se cumple la condición de equilibrio la información es redundante, por lo que si una de las ondas se desconoce puede calcularse a partir de las otras dos. Como consecuencia del equilibrio, la velocidad de deformación se obtiene directamente del registro de la onda reflejada mediante la siguiente expresión:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{2c}{l_0} \varepsilon_R \quad (6)$$

E integrando se tiene la deformación que sufre la probeta. Una vez obtenidas las historias de deformaciones, es necesario obtener la historia de tensiones. Para ello se parte de las expresiones que proporcionan las fuerzas de contacto entre los extremos de las barras y la probeta. Las expresiones que proporcionan dichas fuerzas son:

$$F_a = AE(\varepsilon_I + \varepsilon_R) \quad (7)$$

$$F_b = AE\varepsilon_T \quad (8)$$

Donde A es la sección de las barras y E su módulo elástico. Asumiendo la condición de equilibrio, ambas fuerzas resultan ser iguales, por lo que se puede afirmar que la probeta se encuentra en equilibrio. Esto implica que el ensayo de la barra Hopkinson, a pesar de ser un ensayo dinámico, desde el punto de vista del equilibrio en la probeta es un ensayo cuasi-estático. El obtener la fuerza aplicada sobre la probeta puede hacerse usando cualquiera de las expresiones anteriores o la media de ambas. En la práctica suele emplearse la segunda de las expresiones por ser la que mejor resolución proporciona.

La tensión ingenieril en la probeta se obtiene fácilmente empleando la fuerza aplicada por unidad de sección en la probeta partiendo de la siguiente expresión:

$$s = \frac{F}{A_0} = E \frac{A}{A_0} \varepsilon_T \quad (9)$$

Finalmente se obtienen las tensiones y deformaciones verdaderas partiendo de las ingenieriles y asumiendo la hipótesis de conservación de volumen que rige la plasticidad.

$$\varepsilon = \ln(1+e) \quad (10)$$

$$\sigma = s(1+e) \quad (11)$$

Los resultados de estas expresiones proporcionan por tanto la curva tensión deformación.

Hay que resaltar que los ensayos dinámicos, a diferencia de los estáticos, no son isotermos sino adiabáticos. Un ensayo dinámico en barra Hopkinson viene a durar una fracción de milisegundo, por lo que el calor generado por deformación plástica no tiene tiempo de ser evacuado al ambiente. Esto produce el calentamiento de la probeta. Este efecto puede calcularse mediante la siguiente expresión:

$$\rho C_p dT = \beta \sigma d\varepsilon \quad (12)$$

Donde la constante β representa la fracción del trabajo plástico que se destina a la producción de calor. Esta constante varía entre 0.9 y 1 para la mayoría de los metales. Esta ecuación puede integrarse, resultando:

$$T = T_i + \frac{\beta}{\rho C_p} \int_0^\varepsilon \sigma d\varepsilon \quad (13)$$

Expresión que proporciona la temperatura de la probeta en función de la deformación. En las fichas de los ensayos se pueden observar la variación de la temperatura de cada probeta con la deformación, resultando aproximadamente lineal con la deformación. El incremento térmico para este material observado es de unos 3 grados por punto porcentual de deformación, lo que equivale a unos 60°C para deformaciones del 20%.

4. MICROESTRUCTURA.

El material MAR-M 247DS es una aleación de base níquel de solidificación direccional. Para analizar correctamente los resultados es importante tener en cuenta la alineación y dirección de crecimiento de los granos, así como su tamaño.

Para revelar la microestructura del material se trataron algunas muestras. Primero se realizó un pulido con tamaño de lija decreciente en pasos de granulometrías desde 240grit hasta 600grit. Para el acabado final se pulieron en dos pasos con polvo de diamante de 3µm y 1µm. Finalmente las muestras pulidas se atacaron con una solución formada por 1 parte de H₂O₂ + 2 partes de HCl + 3 partes de H₂O durante 60 segundos. Los resultados se muestran en la Figura 4 en la que se aprecian los granos en el material así como su estructura

dendrítica. En la Figura 5 se muestran la distribución y tamaño de grano para las dos orientaciones diferentes.

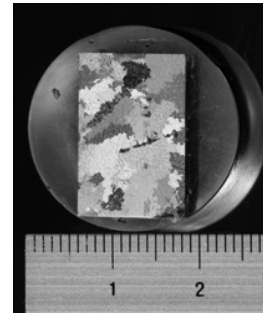


Figura 4. Microestructura de la aleación MAR-M-247DS en la que se aprecia la estructura dendrítica de los granos.

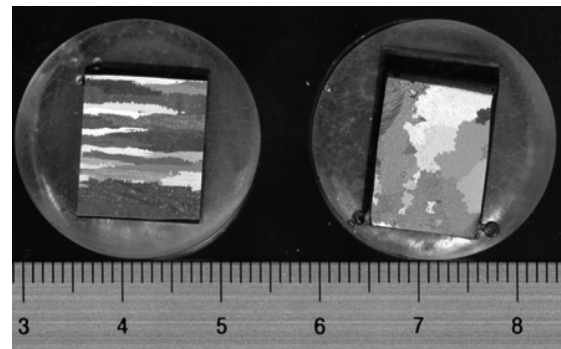


Figura 5. Microestructura de la aleación MAR-M 247DS. A la izquierda los granos en orientación transversal (probetas de 90°) y a la derecha en orientación longitudinal (probetas de 0°).

5. RESULTADOS

El número de probetas disponible para los ensayos fue de 12 probetas en dirección 0° y de 13 probetas en dirección 90°. Según ello se diseñó un plan de ensayos con dos repeticiones por temperatura. Las probetas se ensayaron en la barra Hopkinson con el horno de ensayos controlado por dos termopares tipo R situados en su interior, pero para tener más precisión en la medida de la temperatura del material se colocó un termopar adicional. La medida de la temperatura en las probetas se realizó con un termopar tipo K colocado directamente sobre la superficie de la misma.

Las curvas tensión-deformación para todos los ensayos realizados en dirección de solidificación (0°) y en la dirección transversal se muestran en la Figura 6. En ellas se aprecia que las curvas tienen un comportamiento similar para todas las temperaturas ensayadas, con un límite elástico poco variable y un notable endurecimiento por deformación. Sin embargo se aprecia una variabilidad en la deformación de rotura muy acusada, mayor en los ensayos de probetas en dirección perpendicular a la de solidificación.

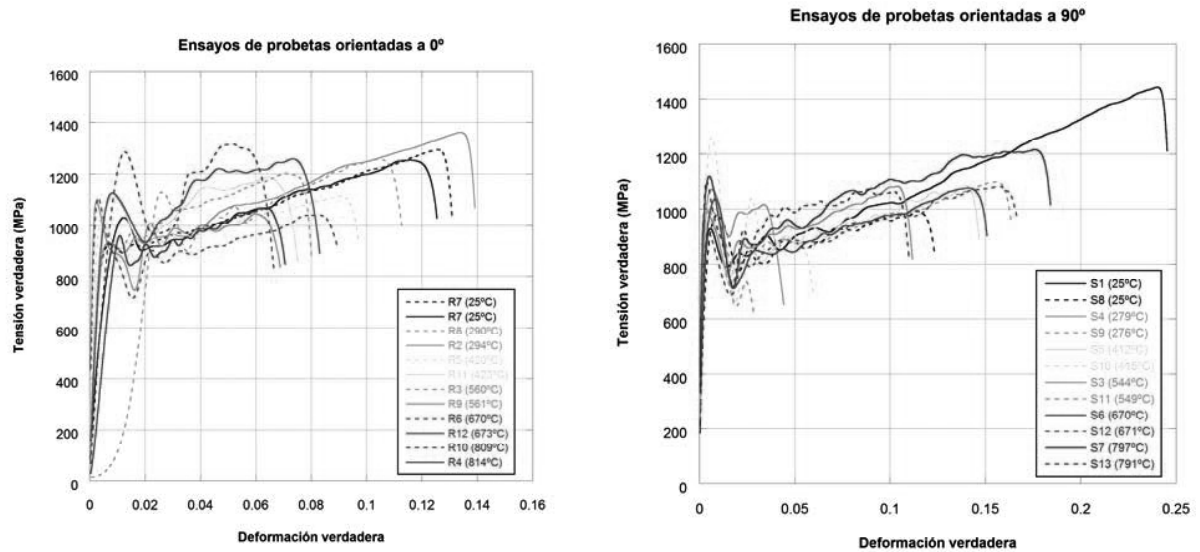


Figura 6. Curvas tensión-deformación de todos los ensayos realizados sobre probetas de orientación 0° (izquierda) y orientación 90° (derecha).

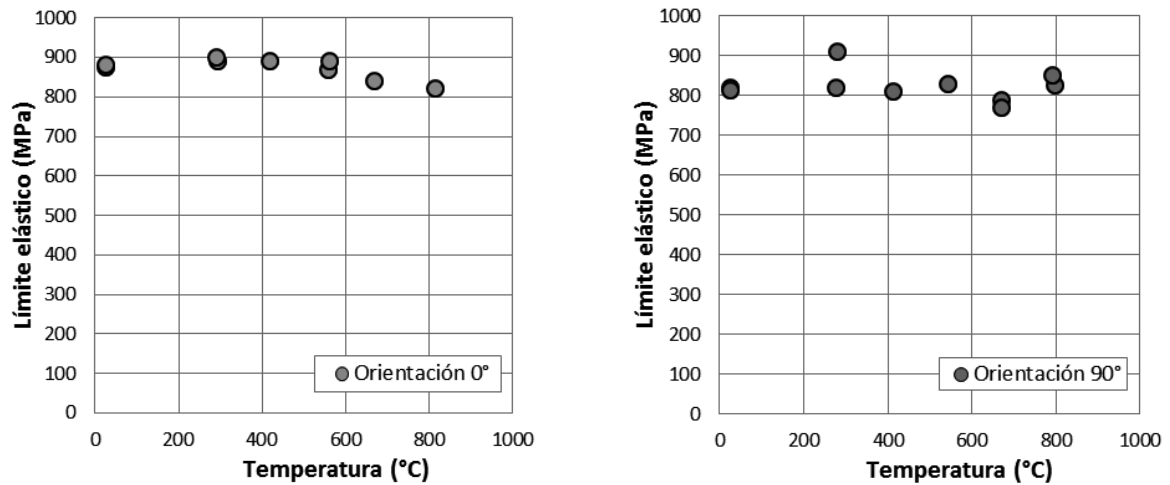


Figura 7. Límite elástico en función de la temperatura para las probetas orientadas a 0° (izquierda) y orientación 90° (derecha).

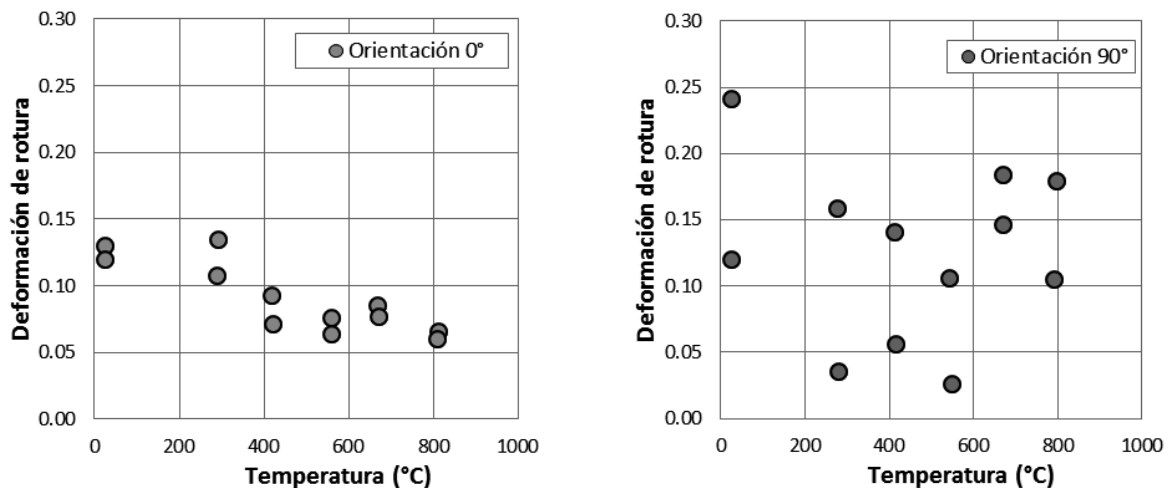


Figura 8. Deformación de rotura en función de la temperatura para las probetas orientadas a 0° (izquierda) y orientación 90° (derecha).

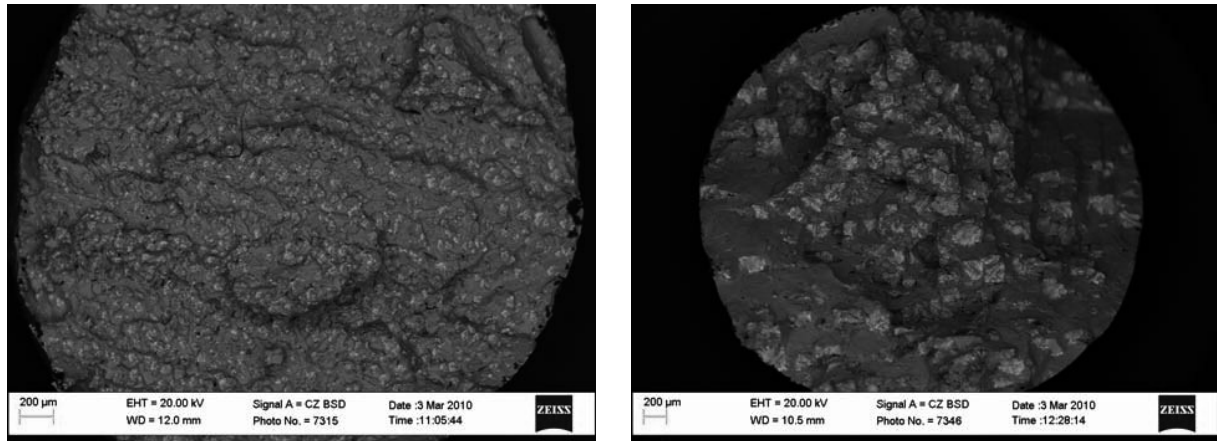


Figura 9. Imágenes SEM con el detector de primarios para dos probetas ensayadas en la dirección transversal. A la izquierda la probeta con mayor deformación a rotura (ensayada a 25°C) y a la derecha la que presentó menor deformación a rotura (544°C). Entre ellas se aprecia una gran diferencia en el tamaño de precipitados.

La variación del límite elástico y de la deformación de rotura con la temperatura se muestra en la Figura 7 para las probetas en la dirección de solidificación (0°) y en la Figura 8 para la dirección transversal (90°). En ellas se aprecia que el límite elástico varía muy poco con la temperatura, para ambas direcciones. En todos los casos el límite elástico se mantiene por encima de los 800MPa incluso a temperaturas superiores a los 800°C. El límite elástico es ligeramente superior en la dirección longitudinal frente a la transversal. En cuanto a la deformación de rotura, se aprecia una disminución con el aumento de la temperatura en la dirección longitudinal. Esta pérdida de ductilidad cae desde el 12% a temperatura ambiente hasta el 6% a 800°C. Sin embargo la deformación a rotura en la dirección transversal no tiene una tendencia clara. Los valores son altamente aleatorios con oscilaciones entre el 5% y el 20% sin una coherencia clara.

Para explicar este fenómeno de arbitrariedad en la deformación a rotura en la dirección transversal se ha recurrido a un análisis fractográfico. En él se ha revelado que la cantidad y tamaño de los precipitados es muy variable, como se aprecia en la Figura 9. Cabe destacar que todas las probetas se mecanizaron de una única pieza obtenida por fundición. En ella se ha observado que el tamaño de los precipitados no es homogéneo. Los resultados indican que a menor tamaño de precipitados la deformación a rotura es mayor. En la Figura 9 se observa que la probeta que proporciona una mayor deformación a rotura es aquella con menor tamaño de precipitados (y más numerosos. Por el contrario, las probetas con un tamaño de precipitados mayores presentan un comportamiento con mucha menor ductilidad.

Finalmente cabe destacar que el material presenta un comportamiento a rotura excelente, con resistencia elevada incluso a muy altas temperaturas. La sensibilidad a la temperatura es escasa, y la deformación

de rotura es decreciente con la temperatura. Sin embargo es necesario controlar el proceso de solidificación y crecimiento de precipitados para poder asegurar una buena ductilidad en la dirección transversal.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Ciencia e Innovación la financiación del proyecto a través del programa CONSOLIDER INGENIO 2010 y del proyecto BIA2008-06705-C02-01.

REFERENCIAS

- [1] F. Gálvez, D. Cendón y V. Sánchez-Gálvez, "Ensayos mecánicos en materiales a elevada velocidad de deformación y alta temperatura", *Anales de Mecánica de la Fractura* Vol.22, (2005), 508-513.
- [2] Rosenberg, Z., Dawicke, D., Strader, E. and Bress, S.J. A new technique for heating specimens in Split-Hopkinson-Bar experiments using induction coil heaters. *Exper. Mech.* 26, 275-278, 1986
- [3] Gilat, A. and Wu, X. Elevated temperature testing with the torsional split Hopkinson bar. *Exper. Mech.* 34, 166-170, 1994
- [4] Apostol M., Vuoristo T., Kuokkala V.T., "High temperature high strain rate testing with a compressive SHPB" *Journal of Physics IV* 110, 459-464, 2000
- [5] B. Erice, D. Cendón, F. Gálvez, V. Sánchez-Gálvez "Modelo de rotura para materiales metálicos sometidos a distintas triaxialidades" *Anales de Mecánica de la Fractura* 26, Vol. 2 (2009)
- [6] F. Gálvez, N. García, D. Cendón, A. Enfedaque and V. Sánchez-Gálvez "Mechanical behaviour of Inconel 713LC at different strain rates and high temperatures" 19th International Dymat Conference, 2009