

**CARACTERIZACIÓN MECÁNICA DE UNA ALEACIÓN DE WOLFRAMIO.  
EFECTO DE LA TEMPERATURA Y DE LA VELOCIDAD DE DEFORMACIÓN.**

**A. Pintor, F. Gálvez, V. Sánchez Gálvez**

**Universidad Politécnica de Madrid  
Departamento de Ciencia de Materiales  
E.T.S.I. Caminos, Canales y Puertos. c/ Prof. Aranguren s/n, 28040 Madrid**

**Resumen.** Las aleaciones de wolframio se utilizan de una manera amplia en aplicaciones balísticas debido a su gran densidad y su elevada resistencia al impacto. Estas características hacen que este material presente un comportamiento idóneo para su uso como proyectiles de energía cinética. Además son una buena alternativa a las aleaciones de uranio empobrecido, que presentan problemas adicionales. Debido a las condiciones que sufre el material durante el impacto, es necesario tener en cuenta en su comportamiento los efectos derivados de la velocidad de deformación y las altas temperaturas. En el siguiente trabajo se han realizado una serie de ensayos mecánicos a diferentes velocidades de deformación mediante el uso de la barra Hopkinson en configuración de compresión y ensayos mecánicos en una máquina de ensayos universal especialmente diseñada para obtener datos a muy altas temperaturas. En el trabajo presentado, se realizaron ensayos a velocidades de deformación de  $10^{-5} \text{ s}^{-1}$  y  $10^3 \text{ s}^{-1}$  y temperaturas ambiente,  $500^\circ\text{C}$  y  $1000^\circ\text{C}$ . Con los resultados obtenidos en los diferentes ensayos se ha formulado una ley de comportamiento de tipo Johnson-Cook que contempla el efecto del endurecimiento por deformación, el reblandecimiento térmico y el efecto de la velocidad de deformación sobre la aleación

**Abstract.** Tungsten alloys are used in a wide range in ballistic applications due to its high density and its high strength to impact. These characteristics make this material suitable for its use as kinetic energy projectiles. Tungsten alloys are also a good alternative to uranium, because of its additional problems. Due to the conditions achieved for the material during high velocity impacts, is necessary to take into account the behaviour derived from the high strain rate and high temperature. In this work different mechanical testing have been made covering different strain rates with a Hopkinson Pressure Bar in the compression configuration and mechanical tests in a universal testing device designed to cover a extended range of temperatures. Tests made had been achieved strain rates of  $10^{-5} \text{ s}^{-1}$  and  $10^3 \text{ s}^{-1}$  and temperatures of room,  $500^\circ\text{C}$  and  $1000^\circ\text{C}$ . A Johnson-Cook material behaviour law has been proposed based on the test results obtained that includes the effects of the strain hardening, the temperature and the strain rate.

## 1. INTRODUCCIÓN

Las aleaciones pesadas de wolframio mecanizables aportan las características necesarias para un uso preeminente en aplicaciones como proyectiles de energía cinética. Entre estas propiedades se pueden citar su altísima densidad, su alta resistencia a alta temperatura o el carácter inocuo tanto de su fabricación como de su manejo [1]. Este aspecto resulta ser una gran ventaja frente al uranio empobrecido. Las características fundamentales del uranio empobrecido

son su alta densidad y una fabricación más sencilla que las aleaciones de wolframio, debido a que no se precisan operaciones de pulvimetalurgia y resulta un material accesible por ser un subproducto del combustible utilizado en reactores nucleares, por lo que es más barato. La mayor densidad del uranio respecto a las aleaciones de wolframio como su distinto comportamiento mecánico, con un modo de fallo que da lugar a un efecto de autoafilamiento del proyectil durante la penetración, hacen que este material sea un 10 % más efectivo que las aleaciones de tungsteno en

las mismas condiciones [2]. Sin embargo los problemas inherentes a la radiactividad remanente de este material y los problemas de corrosión y enfragilización por hidrógeno, suponen una gran desventaja frente a las aleaciones de tungsteno.

En el proceso de diseño de un proyectil de cualquier aleación balística, como la del presente trabajo, o el diseño de un blindaje frente a una amenaza balística que suponga el uso de proyectiles con estos materiales, se pueden seguir varios caminos, algunos de los cuales deben discurrir de forma paralela [3, 4, 5]. Se pueden describir tres métodos.

Métodos empíricos para determinar leyes sencillas de procesos muy concretos. Son poco flexibles y muy caros. Métodos analíticos que inducen una ley a partir de la mecánica de medios continuos y posibles fenómenos físicos que acontecen durante el impacto. El problema de estos métodos es que su grado de fiabilidad es muy bajo y que sólo son aplicables a casos muy concretos. Por último se encuentran los métodos numéricos. Estos son muy utilizados para predecir el comportamiento, tanto de la amenaza como del objetivo durante el impacto. Para esta tarea se utilizan los hidrocódigos, programas de ordenador capaces de simular numéricamente procesos dinámicos a muy altas velocidades de deformación.

Para definir el problema, los hidrocódigos necesitan tanto las ecuaciones de conservación de masa, momento y energía, como las condiciones iniciales y de contorno propias de cada problema concreto, además de aquellas ecuaciones que definen el material. Para modelizar cualquier material, es necesario definir la ecuación de estado del material, así como su modelo de fallo [6]. Finalmente, en aquellos cálculos en los que se utilice una malla lagrangiana, es necesario utilizar la ecuación de erosión, que describe el proceso de la eliminación de material durante la interacción de dos cuerpos, mediante lo que se considera como un artificio matemático.

En este trabajo se ha realizado un programa experimental de ensayos mecánicos que conduce a la obtención de un modelo de comportamiento de una aleación de W de uso balístico.

Para llegar a una expresión capaz de describir el comportamiento de un material, existen diferentes enfoques, que pueden resumirse en los tres siguientes.

a) Teórico. Deduce el comportamiento del material a partir del estudio de la física a nivel atómico. Se analizan el movimiento de dislocaciones que controlan el flujo plástico, así como otros mecanismos. A partir de ellos se desarrolla una expresión que describe el comportamiento macroscópico del material.

b) Empírico. Ajusta una curva de comportamiento mediante el uso extensivo de datos experimentales llevados a cabo en un rango amplio de temperaturas y

de velocidades de deformación. Es el caso, por ejemplo, del modelo de Johnson-Cook para materiales metálicos.

c) Semiempírico. Ajusta también diferentes curvas experimentales pero tiene en cuenta consideraciones teóricas que pueden reducir el número de experimentos. Como ejemplo puede citarse el modelo de Zerilli-Amstrong.

En el presente trabajo se ha utilizado un método empírico para determinar el comportamiento mecánico de una aleación de tungsteno. Para ello se ha llevado a cabo un programa experimental de ensayos mecánicos, en los que se ha variado la velocidad de deformación y la temperatura, con objeto de estudiar su influencia. El modelo de material que se ha decidido emplear es un modelo para materiales metálicos que incluye los efectos de la velocidad de deformación y la temperatura, siendo por ello el modelo de Johnson-Cook el más adecuado.

## 2. MODELO DE JOHNSON-COOK

Es un modelo de comportamiento de materiales metálicos sujetos a grandes deformaciones, altas temperaturas y altas velocidades de deformación. El modelo de Johnson-Cook puede consultarse en [7] y a continuación se describe brevemente. Este define la tensión de fluencia como:

$$Y = [A + B \cdot \epsilon_p^N] \left[ 1 + C \cdot \ln(\dot{\epsilon}_p / \dot{\epsilon}_0) \right] \left[ 1 - T_H^M \right] \quad (1)$$

Siendo  $\epsilon_p$  la deformación plástica efectiva,  $\dot{\epsilon}_p$  la velocidad de deformación plástica efectiva normalizada con una velocidad de deformación referencia ( $1s^{-1}$ ), y  $T_H$  la temperatura adimensionalizada mediante la siguiente expresión:

$$T_H = \frac{T - T_{ambiente}}{T_{Fusión} - T_{ambiente}} \quad (2)$$

Las constantes que hay que determinan el comportamiento del material son  $A$ ,  $B$ ,  $C$ ,  $N$ , y  $M$ . El valor de la constante  $A$  representa el límite elástico a temperatura ambiente a  $1 s^{-1}$ , mientras que  $B$  y  $N$  el efecto de endurecimiento por deformación. El segundo y tercer grupo de la expresión (1) corresponden al efecto debido a la velocidad de deformación y a la temperatura.

La obtención de estos coeficientes se realiza ajustando el modelo de comportamiento a aquellas curvas que se obtienen al realizar varios ensayos a diferentes temperaturas y velocidades de deformación. Los autores del modelo recomiendan contrastar el resultado mediante un código de cálculo numérico aplicándolo a ensayos de impacto de Taylor, donde la velocidad de deformación es muy alta. Sin embargo, no se disponen

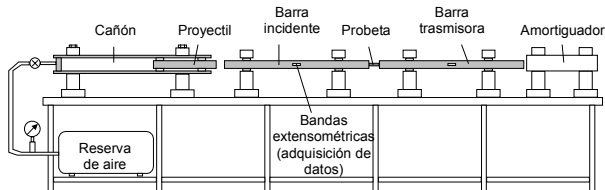
de datos de ensayos de esta naturaleza para el material del presente estudio.

**3. MÉTODO EXPERIMENTAL.**

La aleación recibida y objeto de este estudio se denomina “DENAL Heavy Tungsten Alloy DX2 HCMF”. Su composición química es W-4%Ni-3%Fe, con una tolerancia en los porcentajes de cada elemento de ±0,5%. La aleación fue suministrada por CEA/DGA en barras de 13 mm de diámetro y 100 mm de longitud.

3.1 Ensayos de compresión en barra Hopkinson.

Para la caracterización dinámica del material objeto de este estudio, se han realizado ensayos de compresión a alta velocidad de deformación mediante el uso de la técnica de la barra Hopkinson [4]. Se fabricaron 6 probetas cilíndricas de 9 mm de diámetro y de 5 mm de longitud, obteniéndose una relación  $L/D=0,56$ . Estas dimensiones no entran dentro del rango de las recomendadas por ASTM [8] para ensayos a velocidades de deformación bajas, sin embargo esta relación  $L/D$  es una de las más adecuadas para los ensayos dinámicos de barra Hopkinson debido a sus especiales características [9].



**Fig. 1.** Esquema del dispositivo de ensayos de la barra Hopkinson empleado en los ensayos de alta velocidad de deformación.

El mecanismo de funcionamiento de la barra Hopkinson está ampliamente documentado en la literatura y puede consultarse diversas referencias [4, 10]. Es un método de ensayo muy fiable y adecuado para determinar las características mecánicas velocidades de deformación del orden de  $10^3 \text{ s}^{-1}$ .

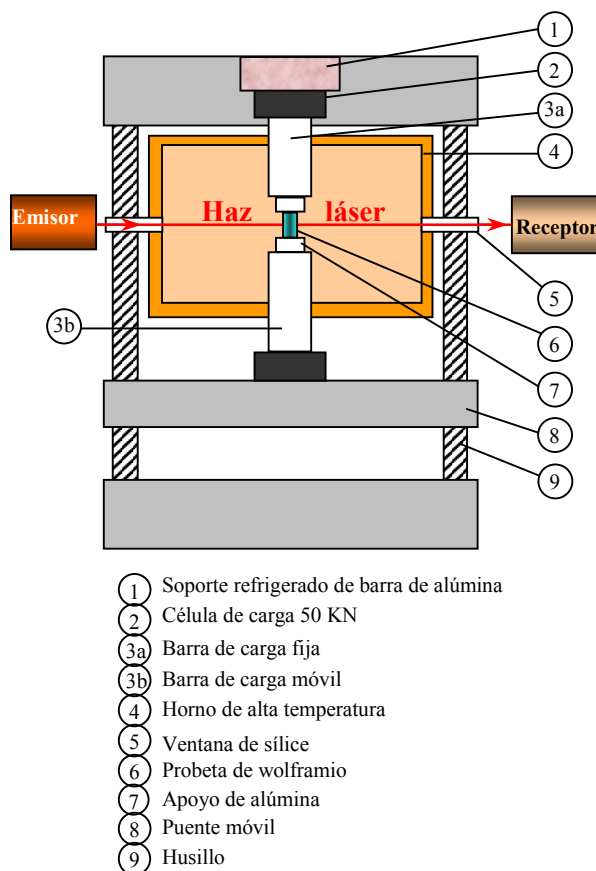
Mediante esta técnica es posible determinar las fuerzas aplicadas a los extremos de la probeta y los desplazamientos en ambos extremos la misma. El método, basado en la propagación de ondas elásticas en barras, permite componiendo los efectos de la ondas incidente, reflejada y transmitida, obtener la curva de comportamiento tensión deformación a elevada velocidad de deformación. Esta última se puede considerar prácticamente constante durante la duración del ensayo.

3.2 Ensayos de compresión a baja velocidad de deformación y alta temperatura

Se han llevado a cabo ensayos de compresión a diferentes temperaturas sobre la aleación de wolframio

para determinar cuales son las características mecánicas en un intervalo térmico amplio que simula diferentes condiciones en el impacto.

Para la realización de los ensayos mecánicos se ha utilizado una máquina electromecánica Instron 4505 a la que se ha acoplado un horno que permite llegar a altas temperaturas, según se muestra en la Figura 2. Para la transmisión de la carga se han utilizado barras de alúmina refrigeradas por agua para evitar el sobrecalentamiento de la máquina. Para la medida de cargas se ha empleado una célula de carga de 50 kN, y para la medida de deformaciones un extensómetro láser Zygo.



**Fig. 2.** Esquema del dispositivo utilizado en los ensayos mecánicos de compresión a diferentes temperaturas y a baja velocidad de deformación.

Una de las hipótesis que se hacen en este tipo de ensayos consiste en asumir que el estado de tensiones es uniaxial. Para garantizar este estado de tensiones en la zona de medida de deformaciones, se han utilizado diferentes lubricantes en la intercara probeta-aplicador para reducir la fuerza de rozamiento que induce un estado de tensiones triaxial. Los lubricantes empleados fueron grasa de molibdeno y grafito en polvo.

El estado de tensiones triaxial inducido en el ensayo cerca de las superficies de contacto, normalmente se minimiza mediante la medición de la deformación lejos de dichas superficies de contacto [8]. En el presente

trabajo, se han realizado las medidas de deformación en el centro de la probeta para evitar datos erróneos debido al efecto de forma de tonel de la probeta, mediante un extensómetro láser. Este proporciona el diámetro de la sección central de las probetas en cada instante, del cual se obtiene la deformación diametral [10]. La ventaja fundamental que presenta este tipo de instrumento es que se puede utilizar, con gran fiabilidad y precisión, a muy altas temperaturas.

El extensómetro consiste en un emisor láser HeNe de baja potencia que realiza un barrido horizontal con una frecuencia de 125 ciclos por segundo. El láser es dirigido a través de una ventana de sílice dentro del horno hasta el detector, que está perfectamente alineado con el emisor en el otro lado de la cámara de ensayos. El haz de luz láser es recibido a través de una segunda ventana de sílice.

La probeta de wolframio interrumpe el paso del haz creando una sombra que recibe el detector (Figura 3). Esta sombra, una vez registrada en un ordenador, se procesa para obtener la deformación diametral.

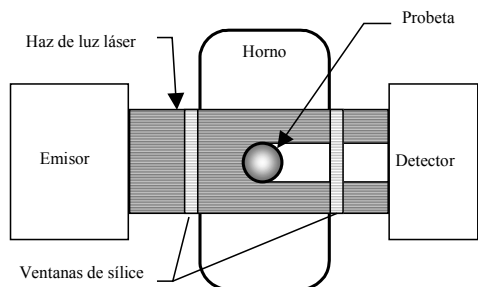


Fig. 3. Esquema del dispositivo utilizado en la medida de deformaciones.

Mediante el extensómetro láser se obtiene registro del diámetro en cada instante, a través del cual se determina la deformación diametral,  $\epsilon_2^p$ . Es posible hallar la deformación plástica en la dirección de la carga a partir de la hipótesis de que la deformación plástica se produce a volumen constante:

$$\epsilon_1^p = \epsilon_2^p + \epsilon_3^p = -2 \cdot \epsilon_2^p \quad (3)$$

### 3.2 Protección frente a la oxidación a muy alta temperatura

Cuando se realizan ensayos en atmósfera no controlada a temperaturas elevadas, en este caso hasta 1000 °C, aparece el problema grave de la oxidación. El wolframio se oxida de acuerdo con una ley parabólica por debajo de los 400 °C, mientras que por encima de 1100 °C la cinética de oxidación es de tipo lineal. En ese intervalo de temperaturas aparece una mezcla de ambas cinéticas con una tendencia a cinética lineal según se aumenta el tiempo de exposición a alta temperatura.

En este intervalo de temperaturas (400, 1100 °C) se producen dos óxidos diferentes [12]. El primero es el óxido  $W_4O_{10}$ , que es a su vez una mezcla de  $W_{18}O_{49}$  y  $W_{20}O_{58}$ . y presenta un color azul oscuro y adherente. El segundo es  $WO_3$ , un óxido de color amarillo pulverulento y muy volátil debido a que tiene un punto de ebullición muy bajo, alrededor de los 1700 °C.

Por encima de los 500 °C, la capa de óxido se rompe, favoreciendo la penetración de la oxidación. Por encima de 800 °C, la evaporación del  $WO_3$  comienza a ser apreciable y por encima de los 1100 °C, el  $WO_3$  sublima tan pronto como se forma. En temperaturas intermedias, manteniendo la temperatura, llega un momento en que todo el ‘óxido azul’ que se va formando se convierte en  $WO_3$ , con lo que la cinética tiende a ser lineal. Ya que existe esta transición entre la cinética parabólica y la cinética lineal, se minimizó el efecto de la oxidación utilizando la velocidad de calentamiento más alta posible, y realizando el ensayo una vez minimizado el efecto chimenea [11].

Empíricamente se ha observado que a partir de una temperatura de 600 °C, las aleaciones pesadas de wolframio sufren un incremento dramático de la velocidad de oxidación de la superficie [13]. Por ello, el ensayo a 500°C no es tan crítico este aspecto, sin embargo a 1000°C se precisa un estudio detenido. Con objeto de determinar la velocidad de oxidación a esas temperaturas, en el presente trabajo se han realizado ensayos de pérdida/ganancia de peso. Se ha mantenido el material a temperaturas de 500°C y 1000°C durante periodos de tiempo superiores a los necesarios para la realización de los ensayos mecánicos (una hora). Se observó una estabilidad excelente a 500°C, mientras que a 1000 °C la oxidación es tan agresiva que se hace necesario el uso de algún método de protección.

El uso de cámaras de vacío o atmósferas controladas incrementa la complejidad y el costo del ensayo, por lo que se centró el estudio en el empleo de recubrimientos compatibles con la aleación, capaz de protegerla a las temperaturas de ensayo. Se decidió emplear recubrimientos electrolíticos de Ni y Ni-Cr, debido a que para temperaturas de hasta 1400 °C son los más efectivos y sencillos de aplicar [14].

Se probaron dos recubrimientos electrolíticos de níquel: el baño Watts [15] y el baño B [16]. El análisis en SEM y las pruebas de adherencia demostraron claramente que el baño ‘B’ resultaba más eficaz. Posteriormente, se realizaron ensayos de pérdida/ganancia de peso de las probetas con recubrimiento a 1000°C y una hora de duración, resultando una ganancia insignificante de peso. El baño empleado para aplicar el recubrimiento es el mostrado en la Tabla 1.

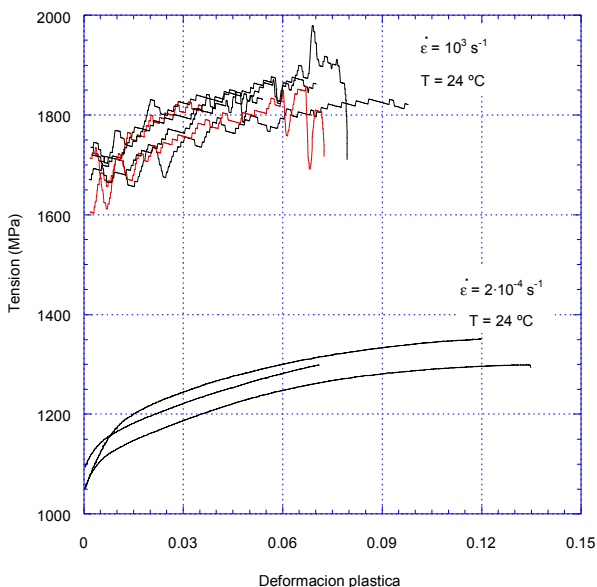
**Tabla 1.** Solución empleada para el recubrimiento de las probetas destinadas a temperaturas elevadas. El baño se realizó a temperatura ambiente durante 3 horas, densidad de corriente de 1,5 A/dm<sup>2</sup> y un pH de 3.4.

| Agua (ml) | Sulfato de Niquel (g) | Ácido bórico (g) | Cloruro Sódico (g) |
|-----------|-----------------------|------------------|--------------------|
| 100       | 24                    | 3                | 2                  |

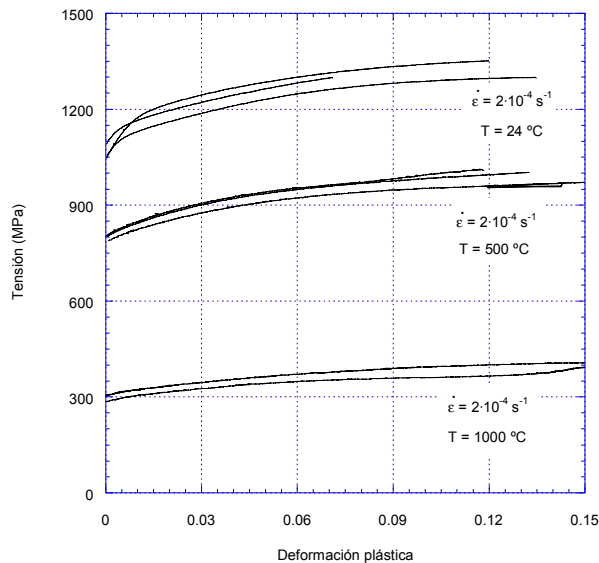
**4. RESULTADOS EXPERIMENTALES.**

Se realizaron, en un principio, los ensayos a temperatura ambiente, a diferentes velocidades de deformación, mediante máquina electromecánica y barra Hopkinson. El objeto es analizar el efecto de la velocidad de deformación.

En la Figura 4 se presentan las curvas de tensión frente a deformación plástica obtenidas en los ensayos. Se observa el sensible incremento de resistencia debido al aumento de la velocidad de deformación. El límite elástico aumenta desde los 1100 MPa a  $10^{-4} s^{-1}$  a más de 1600 MPa a  $10^3 s^{-1}$ . Este comportamiento, al igual que el reblandecimiento con la temperatura es compatible con la teoría de las dislocaciones [17].



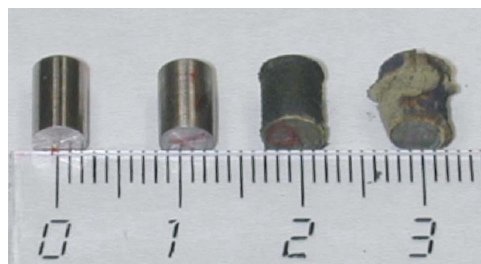
**Fig. 4.** Curvas de tensión-deformación para distintas velocidades de deformación y a temperatura ambiente.



**Fig. 5.** Curvas de tensión-deformación para distintas temperaturas y a velocidad de deformación de  $2 \cdot 10^{-4} s^{-1}$ .

Posteriormente se realizaron los ensayos a alta temperatura para observar el efecto de la misma sobre las características de la aleación, manteniendo una velocidad de deformación constante de  $10^{-4} s^{-1}$ . Los resultados, se muestran en la Figura 5, y se observa como el material reblandece al aumentar la temperatura. En particular, se aprecia como el límite elástico disminuye desde 1100 MPa a 24°C hasta 800 MPa a 500°C, y a unos 300 MPa a 1000°C.

El estado de las probetas antes y después de ensayar se muestra en la figura 6. La probeta recién mecanizada es la marcada con (0), una probeta ensayada a 24°C y sin recubrimiento (1), y dos ensayadas a 1000°C con la protección (2 y 3). De estas últimas, en la primera el recubrimiento funcionó bien, mientras que en la segunda el ensayo no se consideró válido por exceso de oxidación, seguramente por un defecto en la capa superficial depositada.



**Fig. 6.** Estado de las probetas antes y después de los ensayos.

**5. FORMULACIÓN DEL MODELO JOHNSON-COOK**

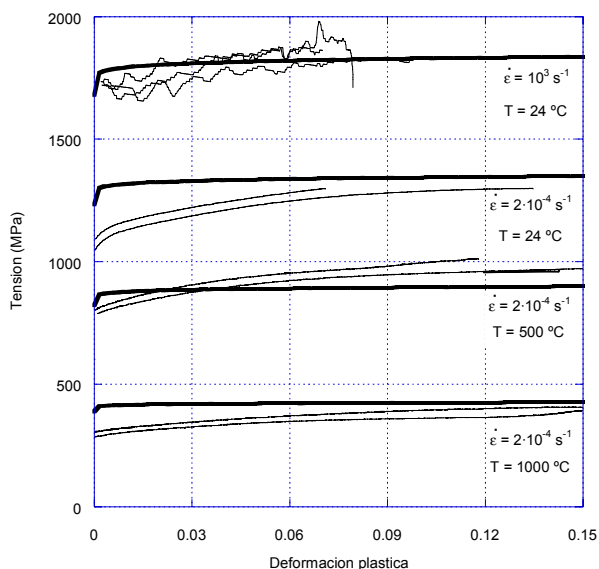
En la figura 7 se muestra la comparación de los resultados experimentales realizados frente al modelo de J-C obtenido por otros autores [7] para una aleación

similar. En ella se observa que el modelo no ajusta adecuadamente a los resultados experimentales de la aleación ensayada. El fenómeno de endurecimiento con la deformación no está bien reproducido con esta curva, por lo tanto es necesario buscar nuevos coeficientes del modelo para la aleación del presente estudio.

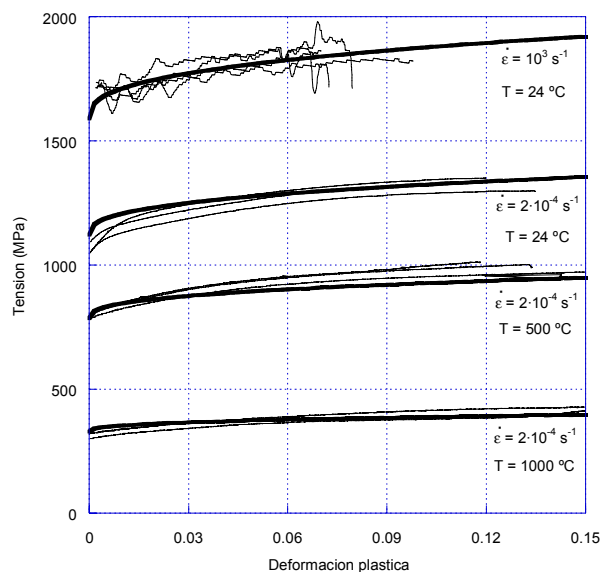
En este trabajo se ha realizado un ajuste de los coeficientes frente a los resultados experimentales según las recomendaciones de los autores del modelo [7], y se han obtenido los parámetros mostrados en la Tabla 2. En la tabla se comparan frente a los valores proporcionados por otros autores [7] para una aleación similar. El ajuste obtenido se muestra en la figura 8.

**Tabla 2.** Parámetros del modelo de J-C.

|                   | A (MPa) | B (MPa) | N   | C    | M    |
|-------------------|---------|---------|-----|------|------|
| J-C [7]           | 1506    | 177     | .12 | .016 | 1    |
| DENAL<br>DX2 HCFM | 1380    | 580     | .37 | .022 | 1.19 |



**Fig. 7.** Comparación de los datos experimentales con la curva de Johnson Cook para una aleación similar [4].



**Fig. 8.** Comparación de los datos experimentales con la curva de Johnson Cook obtenida.

De la tabla de coeficientes se observa que existen diferencias entre los parámetros obtenidos por Johnson y Cook comparados con los obtenidos. Estas diferencias se deben, fundamentalmente a estos autores llevaron a cabo ensayos sobre otra aleación diferente, con solo un 90% de tungsteno. En esta aleación se observa que el endurecimiento por deformación es menor.

Se ha demostrado en estudios previos [19, 20] que un aumento en el porcentaje de Wolframio produce un aumento de la sensibilidad de la aleación a grandes velocidades de deformaciones. Esto es coherente con el resultado del parámetro C obtenido.

## 6. CONCLUSIONES

Se han llevado a cabo diferentes ensayos para caracterizar el comportamiento mecánico de una aleación pesada de wolframio comprobándose la variación de su comportamiento frente a la temperatura y la velocidad de deformación.

Se ha obtenido un recubrimiento fiable y asequible para la obtención de las curvas tensión deformación a muy alta temperatura.

Se han obtenido nuevos coeficientes de los parámetros del modelo de Johnson Cook para una aleación balística de wolframio permitiendo la introducción de su ecuación constitutiva en un hidrocódigo de cálculo dinámico.

## 7. REFERENCIAS

[1] American Society for Metals International. Handbook Committee, "Metals handbook 3. Properties and selection : stainless steels, tool

materials and special purpose metals”, American Society for Metals Materials Park (Ohio), (1980).

- [2] Dong-Kuk Kim et al., “Effect of Tungsten particle shape on dynamic deformation and fracture behaviour of Tungsten heavy alloys”, Metallurgical and Materials Transactions, **29A**, pp. 1057-1069, (1998).
- [3] Zaera R., Gálvez F., Rodríguez J., Sánchez Gálvez V. “Design of ceramic-metal armours against medium caliber projectiles” 17th International Symposium on Ballistics, Johannesburg, South Africa. Marzo (1998).
- [4] Zukas, Jonas A, “Impact dynamics”, John Wiley & Sons, New York, 1982.
- [5] J. Harding, “Lecture notes for the Short Course on Mechanical Properties of Materials at High Rates of Strain”, University of Oxford, (1991).
- [6] V. Sánchez Gálvez, "Fractura dinámica de materiales cerámicos avanzados". Anales de Mecánica de la Fractura, 15, pp. 48-56, (1998).
- [7] G. R. Johnson and W. H. Cook, “A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures”, 7<sup>th</sup> Symposium on Ballistics, The Hague, pp. 541-547 (1983).
- [8] Jesus Rodríguez Pérez, “Análisis y desarrollo de metodologías para la obtención de propiedades mecánicas de materiales a altas velocidades de deformación y a alta temperatura”, Tesis Doctoral, UCM, (1993).
- [9] ASTM E 209-65, “Standard Practice for compression tests of metallic materials at elevated temperatures with conventional or rapid heating rates and strain rates”, Annual Book of ASTM STANDARDS 03.01 Metals – Mechanical Testing, Philadelphia, (1993).
- [10] Lindholm U. S., “High strain rate tests”, Techniques of metals research, cap. 5, apendice a, vol. 5, Pt. 1 Ed. R. F. Bunshah, John Willey & Sons, (1971).
- [11] J. Y. Pastor, J. Planas and M. Elices, “Laser extensometry for servo control of ceramic fracture at high temperature”, Ultra High Temperature Mechanical Testing, Woodhead Publishing Limited, (1995).
- [12] Ulick R. Evans, “The corrosion and oxidation of metals”, Edward Arnold Ltd., London, (1976).
- [13] A. Bose et al., “Test temperature and strain rate effects on the properties of a tungsten heavy alloy”, Metallurgical and Materials Transactions, **19A**, pp. 487-494, (1988).
- [14] Stephen W. H. Yih and Chun T. Wang, “Tungsten”, Ed. Plenum Press, New York and London, (1979).
- [15] American Society for Metals International. Handbook Committee, “ASM handbook 5. Surface engineering”, American Society for Metals Materials Park, Ohio, (1994).
- [16] Luis Caballero. Profesor titular UPM, Dept. Ciencia de Materiales. Comunicación personal.
- [17] Hull, Derek / Bacon, D.J., “Introduction to dislocations”, International series on materials science and technology, 37, 3rd ed. Butterworth-Heinemann Oxford. (1984).
- [18] K. T. Ramesh and R. S. Coates, “Microstructural influences on the dynamic response of tungsten heavy alloys”, Metallurgical Transactions A, **23A**, pp. 2625-2630, (1992).
- [19] R. S. Coates and K. T. Ramesh, “The rate-dependent deformation of a tungsten heavy alloy”, Material Science and Engineering, **A145**, pp. 159-166 (1991).