

## NUEVOS CARBUROS CEMENTADOS PARA MÁQUINAS DE HERRAMIENTAS: CARACTERIZACIÓN MECÁNICA Y MICROESTRUCTURAL EN FUNCIÓN DE LA TEMPERATURA

*C. Vázquez, E. Tejado*

E.T.S.I. de Caminos, Canales y Puertos, Universidad Politécnica de Madrid, Calle Profesor Aranguren 3, 28040, Madrid, claudia.v sanz@alumnos.upm.es

**Resumen.** Las severas condiciones de trabajo a las que se exponen las herramientas de corte, ya sea por las elevadas temperaturas de operación, los fenómenos de desgaste y las cargas aplicadas durante el proceso, hacen necesaria la búsqueda de materiales que exhiban alta tenacidad, dureza, resistencia al desgaste y oxidación en un amplio intervalo de temperaturas. Los carburos cementados presentan muchas de estas propiedades, pero la oxidación superficial puede implicar un deterioro de las mismas a las temperaturas de operación. Este trabajo se centra, por tanto, en la caracterización mecánica y microestructural de nuevos carburos cementados WC-Co para su utilización en herramientas de corte. Los ensayos realizados hasta temperaturas de 800 °C demostraron que una diferencia en apenas un 3% de fase metálica puede resultar en un aumento considerable del módulo elástico, la tenacidad y mejorar el comportamiento frente a oxidación, especialmente a temperaturas elevadas.

**Palabras clave:** herramientas de corte, carburos cementados, propiedades mecánicas, temperatura, oxidación

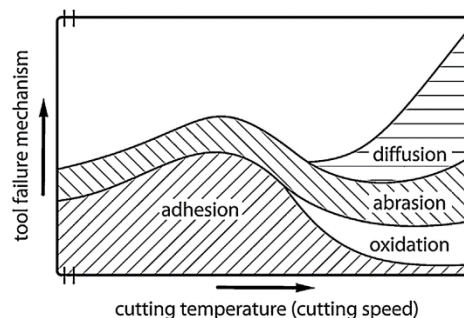
### 1. INTRODUCCIÓN

El término mecanizado engloba todo aquel proceso de fabricación en que el conformado de las piezas se realiza mediante eliminación de material, ya sea por arranque de viruta o por abrasión. Durante este procedimiento, las herramientas de corte trabajan a elevadas temperaturas y bajo severas condiciones de fuerza y desgaste; por lo que los materiales empleados en dichas herramientas deben presentar ciertas propiedades, como son una adecuada tenacidad, mantener una elevada dureza, además de resistir al desgaste, no reaccionar con el material de la pieza a mecanizar y todo ello en un amplio intervalo de temperaturas de servicio.

Estos requisitos nos llevan a analizar minuciosamente el diseño de la herramienta en función de la aplicación para la cual se vaya a emplear, si bien también han de tenerse en cuenta otros factores como son su tamaño, aristas de corte o el empleo de recubrimientos, en caso de que estos fuesen necesarios. A medida que las exigencias han aumentado, se han ido incluyendo nuevos materiales para su uso en herramientas de corte. La evolución ha tenido como objetivo principal aumentar las velocidades del proceso, a la vez que se minimiza el tiempo de corte por pieza. De esta forma se obtiene una producción más rentable, siempre buscando mecanizar una mayor cantidad de material manteniendo un desgaste aceptable de la herramienta [1].

Por otro lado, en los últimos años se ha experimentado una clara tendencia a trabajar a temperaturas más elevadas [2]. El choque térmico aumenta cuando la pieza a mecanizar posee una baja conductividad térmica, pues la energía térmica generada durante el

proceso de corte no es disipada correctamente y termina afectando al material de la herramienta. Los daños pueden manifestarse de diferente forma, en función de cuál sea nuestra temperatura de trabajo, aunque principalmente, los mecanismos que predominan son la oxidación y la difusión, como se puede apreciar en la Figura 1.



**Figura 1.** Mecanismos de fallo en herramientas de corte en función de la temperatura [2].

El carburo de wolframio (WC) reúne características tales como elevada dureza en un amplio rango de temperaturas, alto módulo de elasticidad y alta conductividad térmica. Debido a la elevada dureza, que alcanza valores de 78 a 82 HRC, y escasa ductilidad de los carburos, la ruta de fabricación es la metalurgia de polvos. Mediante este procedimiento, se añade Co, en proporciones que engloban rangos del 6 al 15 %. De este modo, los carburos aportan la dureza necesaria, mientras que el Co cumple la función de aglutinante. Este último constituye la matriz que rodea las partículas de carburo. Cuanto mayor sea su contenido, mayor será la tenacidad de la herramienta, pero también más deficientes serán la resistencia mecánica, la resistencia al desgaste y su dureza.

Los efectos de oxidación en carburos cementados WC-Co tienen lugar principalmente en condiciones de alta velocidad de corte, ya que conllevan un aumento de la temperatura. Los óxidos formados son porosos [3] y muestran una cinética de oxidación lineal con la temperatura, llegando, a partir de 600 °C, a una ley parabólica [4]. La composición de estos óxidos es fundamentalmente  $WO_3$  y  $CoWO_4$ , aunque en ocasiones aparecen pequeñas cantidades de  $CoO$ ,  $Co_2O_3$  y  $Co_3O_4$ , tras tiempos de exposición superiores a 4 horas. Cuanto mayor sea el contenido en Co u otros carburos como TiC y/o TaC o NbC, mejor será la resistencia a oxidación del material. Que el comportamiento frente a oxidación mejore cuanto mayor sea el contenido en fase metálica radica en que habrá un mayor ratio de óxidos de tipo  $CoWO_4$  respecto a  $WO_3$ , de menor porosidad [5].

La oxidación selectiva, la localización del proceso oxidativo (intragranular, borde de grano) y la composición de la fase oxidada, son fenómenos relacionados con la etapa inicial de oxidación. La oxidación selectiva es un proceso común en aleaciones de hierro, aceros y aleaciones de Co [6], por lo que nuestros carburos cementados de WC-Co exhiben dicho fenómeno. *Chen et al.* [7] reportaron los efectos de la oxidación selectiva a tan solo 500 °C en atmósfera de aire. Durante las etapas iniciales de oxidación, la ganancia de masa es muy baja, lo que dificulta la evaluación de la resistencia a oxidación mediante la curva ganancia de masa frente a tiempo. Los efectos de este tipo de oxidación pueden observarse a temperaturas bajas en la superficie de los materiales, pero aún así es un factor que afectará a la vida de servicio de la herramienta y que requiere ser estudiado. En este trabajo se han evaluado simultáneamente las propiedades mecánicas y la resistencia a oxidación de dos materiales WC-Co en el intervalo de temperaturas que engloba de los 200 °C a los 800 °C.

## 2. METODOLOGÍA Y RESULTADOS

Los carburos cementados analizados, designados como H12N-2 y H15N-1, fueron suministrados por la empresa *Hyperion Materials & Technologies* (Worthington, Ohio, EEUU), mediante un proceso de producción actualmente bajo patente. Ambos son metales duros con matriz cerámica de WC y una fase metálica aglutinante constituida principalmente por Co, siendo su contenido teórico del 12 % y 15 %, respectivamente. La composición exacta, determinada mediante Fluorescencia de Rayos X, puede observarse en las Tablas 1 y 2. Los valores obtenidos han sido normalizados bajo la hipótesis de que todo el W presente forma parte de la fase cerámica de WC, en porcentajes del 88 y 85 wt%, para H12N-2 y H15N-1, respectivamente, pues las limitaciones propias del equipo y de la técnica impiden determinar el contenido en elementos ligeros como el carbono.

El material H12N-2, mostrado en la Tabla 1, contiene, junto a los elementos mayoritarios W y Co, otros

elementos en pequeño porcentaje, como son el Zr y Y, añadidos probablemente en forma de sus respectivos óxidos. Éstos suelen añadirse para reducir los efectos de la oxidación, ya que dan lugar a óxidos estables a alta temperatura. Además, inhiben el crecimiento de grano en el material [8], generando carburos cementados más tenaces. La presencia de Fe y Cr podría estar relacionada con un intento de aumentar la dureza y tenacidad de la herramienta y de disminuir el precio de ésta o, menos probable, tratarse de impurezas propias de la fabricación del metal duro. Por otro lado, en la muestra de H15N-1 se aprecia un pequeño porcentaje de Ni. Este elemento también se utiliza como aglutinante, pues mejora la solubilidad y mojabilidad de las partículas cerámicas, proporcionando mayor homogeneidad microestructural al material [9].

**Tabla 1.** Resultados análisis composicional de Fluorescencia de Rayos X en una de las muestras de material H12N-2.

H12N-2							
Elemento	W (%)	O (%)	Co (%)	Zr (%)	Fe (%)	Y (%)	Cr (%)
at%	58,16	22,38	9,08	5,57	3,01	0,61	0,30
wt% nor.	72,2	-	11,3	6,9	3,7	0,8	0,4

**Tabla 2.** Resultados análisis composicional de Fluorescencia de Rayos X en una de las muestras de material H15N-1.

H15N-1				
Elemento	W (%)	O (%)	Co (%)	Ni (%)
at%	56,38	22,42	19,21	1,35
wt% normalizado	69,9	-	23,8	1,7

### 2.1 Ensayos de resistencia a flexión

Para determinar la resistencia a flexión, se llevaron a cabo ensayos de flexión en tres puntos en una máquina universal *INSTRON 3369* (Boston, MA, EEUU) con un horno acoplado en la zona de carga de la máquina. Las probetas tenían unas dimensiones de 26 mm x 5 mm x 2 mm y fueron ensayadas hasta rotura a una velocidad de cruceta de 100  $\mu\text{m}/\text{min}$  y a cinco temperaturas diferentes: 25 °C, 200 °C, 400 °C, 600 °C y 800 °C.

La resistencia a flexión se calculó a partir de los datos de carga máxima registrada y las dimensiones de la probeta, según la ecuación (1) donde  $\sigma_f$  es la tensión en flexión,  $F$  la carga aplicada,  $L$  la distancia entre apoyos,  $B$  el espesor y  $H$  la altura de la probeta.

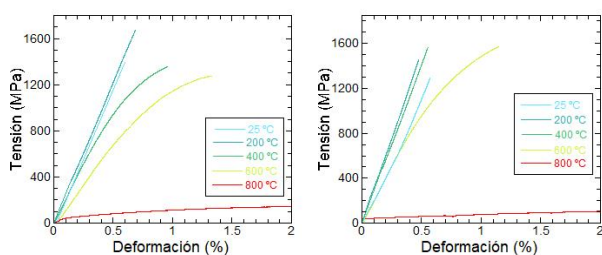
$$\sigma_f = \frac{3FL}{2BH^2} \quad (1)$$

Junto con la tensión en flexión, se calculó el valor de la deformación, según la ecuación (2), donde  $d$  es el desplazamiento del bastidor:

$$\epsilon_f = \frac{6d \times H}{L^2} \quad (2)$$

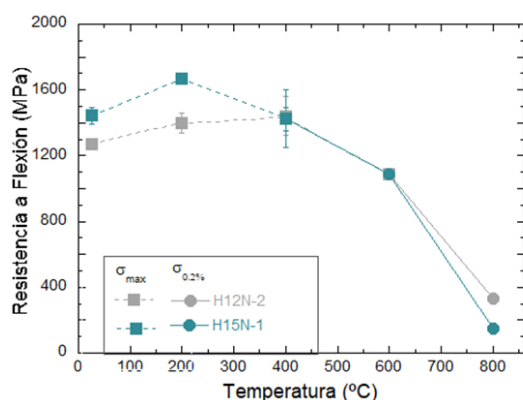
Los resultados obtenidos de estos ensayos se muestran en la Figura 2. Como se puede apreciar, el comportamiento del material H12-N2 es elástico-lineal hasta rotura hasta 400 °C, siendo también los valores de tensión máxima muy similares. A 600 °C el máximo

valor de tensión es prácticamente el mismo que para 400 °C, pero a diferencia de esta última, se observa un comportamiento plástico a partir de, aproximadamente, el 0,5 % de deformación. Se calculó, por tanto, el límite elástico (tensión para una deformación del 0,2 %) del material a esta temperatura, resultando en un valor de  $\sigma_y$  de 1085 MPa. A temperaturas superiores, las propiedades del material disminuyen en gran medida, como se puede observar en la gráfica. Esto es porque, a tal temperatura, el material desarrolla numerosos óxidos, fundamentalmente  $WO_3$  y  $CoWO_4$  [4], que deterioran sus propiedades mecánicas. Es más, al tratarse de óxidos muy volátiles y porosos, la sección resistente remanente es muy reducida.



**Figura 2.** Curvas de tensión-deformación a las distintas temperaturas de ensayo para el material WC-12Co (izquierda) y para el material WC-15Co (derecha).

En el material que contiene un 15 % de Co, el comportamiento de las probetas ensayadas a 25 °C y a 200 °C es también elástico-lineal hasta rotura. A diferencia de lo que ocurría en el caso anterior, el material ya experimenta deformación plástica para la temperatura de 400 °C, debido al mayor contenido de aglutinante metálico que presenta. Se produce deformación plástica a 600 °C, pero la resistencia última es inferior que para 400 °C. Se calcularon de nuevo los límites elásticos ( $\sigma_{0.2}$ ) del material para cada una de estas temperaturas, obteniéndose valores de  $\sigma_y$  (400 °C) = 1424 MPa y  $\sigma_y$  (600 °C) = 1090 MPa. Al igual que sucedía en el material H12-N2, a 800 °C las propiedades mecánicas se reducen drásticamente y los valores de resistencia alcanzados son ínfimos.



**Figura 3.** Comparativa de la resistencia a flexión entre los materiales WC-12Co (H12N-2) y WC-15Co (H15N-1) en función de la temperatura de ensayo.

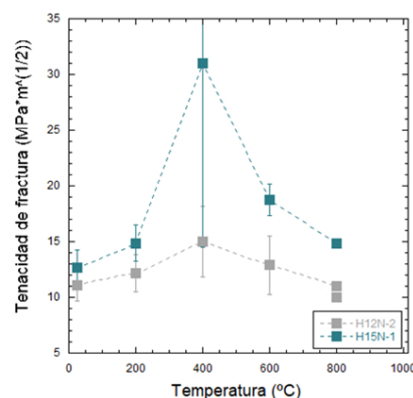
Los valores de resistencia flexión de ambos materiales se pueden comparar en la Figura 3. Los valores de

resistencia más altos se alcanzan para 200 °C, siendo ésta de 1670 MPa para el material H15N-1 y de 1400 MPa para el que contiene un 12 % de cobalto, decayendo posteriormente a las siguientes temperaturas. Si bien a temperaturas inferiores a 400 °C el material H15N-1 presenta valores superiores, aunque, por encima de esta temperatura, éstos son muy similares.

## 2.2 Ensayos de tenacidad a fractura

Los ensayos de tenacidad a fractura siguieron el esquema de los ensayos de flexión en tres puntos, manteniendo las temperaturas y dimensiones del apartado anterior, pero previa introducción de una entalla mediante láser de femtosegundos en la cara traccionada.

Con las dimensiones de la probeta y la carga máxima registrada durante el ensayo, se calculó el factor de intensidad de tensiones, y por tanto la tenacidad a fractura, mediante la ecuación propuesta por Guinea y colaboradores [10] y que se puede consultar en la referencia de dicha publicación. Se ha mostrado válida para un comportamiento elástico lineal, proporcionando una aproximación al valor aparente cuando el material tiene un comportamiento dúctil.



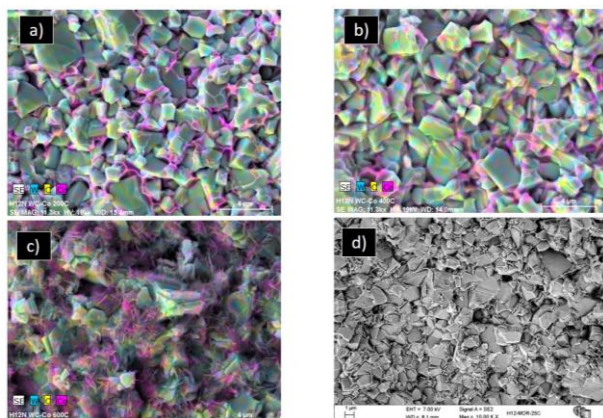
**Figura 4.** Representación de la tenacidad a fractura frente a la temperatura de los materiales H12N-2 (WC-12Co) y H15N-1 (WC-15Co).

Como se puede ver en la Figura 4, en los dos materiales, la tenacidad mantiene valores similares hasta los 400 °C, donde se alcanza el máximo pico. En el caso específico del material WC-15Co, el valor de  $K_{IC}$  presenta un valor inusualmente elevado en comparación con los demás. La razón de esto fue que una de las probetas ensayadas a esta temperatura tenía un tamaño crítico de grieta mucho mayor del que poseía la otra muestra ensayada a esa temperatura, difiriendo también del que presentaban los otros especímenes de los dos materiales. El comportamiento a tenacidad es notablemente mejor en el material que contiene un mayor porcentaje de fase metálica. Este material presentaba también un comportamiento plástico macroscópico a una temperatura inferior (400 °C frente a 600 °C), por lo que, ante un esfuerzo aplicado y en presencia de grietas, una parte de la energía absorbida se empleará en su deformación plástica.



### 2.3 Análisis microestructural y fractográfico

El análisis de las superficies de rotura de las probetas procedentes de ensayos de flexión en tres puntos se llevó a cabo mediante microscopía electrónica de barrido y EDX (Espectroscopía de Difracción de Rayos-X) para analizar la composición de las distintas fases en las muestras. En la Figura 5 podemos apreciar claramente cómo el Co (representado en color rosa) juega el papel de aglutinante, situándose entre los granos de WC de la muestra WC-12Co. Ambas fases se encuentran repartidas de forma homogénea a lo largo de la estructura del material.



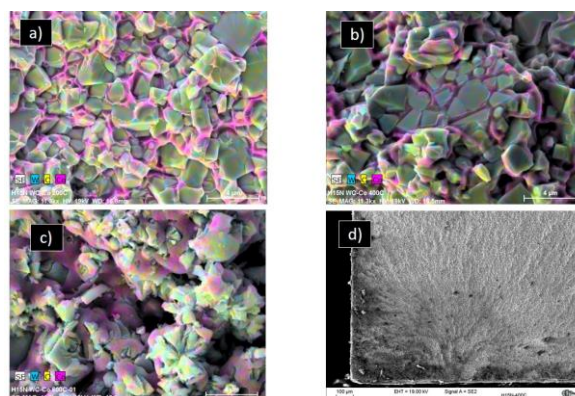
**Figura 5.** Micrografías tomadas con EDX de la superficie de fractura del material WC-12Co tras ser ensayado a flexión a una temperatura de a) 200 °C, b) 400 °C, c) 600 °C y d) 25 °C.

Las figuras anteriores muestran que, hasta una temperatura de 400 °C, la rotura que han experimentado ambos materiales es de tipo frágil a lo largo de la fase cerámica, pues se observan fenómenos de clivaje en los granos de WC. El aglutinante experimenta un comportamiento dúctil, lo cual se aprecia con la presencia de los “ductile dimples”, característicos de este tipo de rotura. Por tanto, el modo macroscópico de fractura se define como frágil, tal y como puede observarse en la imagen d).

De igual manera que en el material H12N-2, las micrografías FESEM tomadas de la superficie de rotura del material H15N-1 reflejan los mismos modos de fractura (Figura 6). Es más, un análisis a menor magnificación, reveló la presencia de marcas de agua en la superficie de rotura del material. Estas se nuclean en torno al origen de grieta de la pieza, que suele ser algún tipo de defecto que posee el material y son un indicativo de que la grieta se inició en ese punto. Al igual que el fenómeno de clivaje, estas marcas son típicas de fracturas frágiles. A partir de 600 °C aparece una gran multitud de óxidos en la superficie, lo que hace imposible distinguir con nitidez los modos de fractura del material.

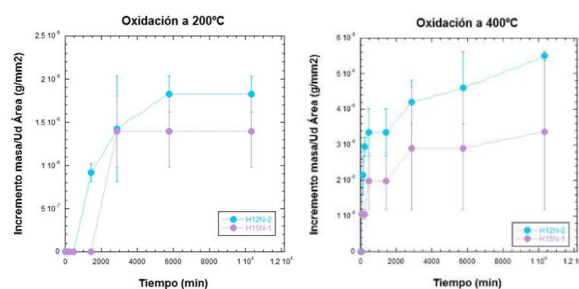
En cuanto a proceso de oxidación, se observa que los óxidos comienzan a desarrollarse significativamente a partir de 400 °C, estando a 600 °C la estructura del material prácticamente constituida por estos. Esto es

debido a que a partir de 400 °C el contenido en Co libre disminuye, pues ha comenzado su oxidación y el contenido en W de la muestra tiende a aumentar, pues se ha excedido la solubilidad sólida de este elemento en el Co [7].



**Figura 6.** Micrografías tomadas con EDX de la superficie de fractura del material WC-15Co tras ser ensayado a flexión a una temperatura de a) 200 °C, b) 400 °C, c) 600 °C y d) 25 °C.

Estas observaciones fueron corroboradas también con un estudio de la cinética de oxidación, analizando el incremento de masa/unidad de área frente a tiempo de exposición en muestras calentadas en todo el intervalo de temperaturas. La Figura 7 muestra los resultados obtenidos a 200 y 400 °C, pues a temperaturas superiores ninguno de los especímenes del material H12N-2, ensayados a 600 °C, llegó a completar los 7 días de exposición a la temperatura de estudio. El material que posee un menor contenido en Co es el que presenta un incremento de masa por unidad de área mucho mayor, siendo de tipo parabólico en ambos casos.



**Figura 7.** Representación del incremento de masa/unidad de área frente a tiempo de las muestras ensayadas a oxidación a 400 °C (izquierda) y 600 °C (derecha).

### 3. CONCLUSIONES

De los resultados obtenidos, se puede concluir que una diferencia en apenas un 3% de cobalto conlleva un aumento considerable de la resistencia última, la tenacidad y el comportamiento a la oxidación de los carburos cementados usados en máquinas herramientas, especialmente en lo que respecta a su comportamiento a altas velocidades que impliquen temperaturas elevadas de operación.

En los ensayos mecánicos se observó que a partir de 600 °C las propiedades mecánicas disminuyen drásticamente. La causa principal radica en la formación de WO<sub>3</sub>, muy poroso, y CoWO<sub>4</sub>, más denso que el anterior pero muy susceptible a exfoliación. Los óxidos son además muy volátiles, desarrollándose en la superficie del material desde 200 °C si el tiempo de exposición era elevado. En ambos materiales, el comportamiento fue elástico-lineal hasta rotura hasta la temperatura de 200 °C, a partir de 600 °C se aprecia deformación plástica, observándose esta también a la temperatura de 400 °C en el material con 15%Co.

Stress Intensity factor, compliance and CMOD for a General Three-Point-Bend Beam, *Int. J. Fract.* 89 (1998) 103–116.  
<https://doi.org/10.1023/A:1007498132504>.

#### 4. REFERENCIAS

- [1] A. Guarnido Barrera, Determinación de duración de herramientas de torno bajo diferentes condiciones de corte, n.d.
- [2] K. Bobzin, High-performance coatings for cutting tools, *CIRP J. Manuf. Sci. Technol.* 18 (2017) 1–9.  
<https://doi.org/10.1016/j.cirpj.2016.11.004>.
- [3] L. del Campo, R.B. Pérez-Sáez, L. González-Fernández, M.J. Tello, Kinetics inversion in isothermal oxidation of uncoated WC-based carbides between 450 and 800 °C, *Corros. Sci.* 51 (2009) 707–712.  
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2008.12.022>.
- [4] L. Chen, D. Yi, B. Wang, H. Liu, C. Wu, Mechanism of the early stages of oxidation of WC-Co cemented carbides, *Corros. Sci.* 103 (2016) 75–87.  
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2015.11.007>.
- [5] M. Aristizabal, J.M. Sanchez, N. Rodriguez, F. Ibarreta, R. Martinez, Comparison of the oxidation behaviour of WC – Co and WC – Ni – Co – Cr cemented carbides, *Corros. Sci.* 53 (2011) 2754–2760.  
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2011.05.006>.
- [6] L. Wang, B. Gorr, H.J. Christ, D. Mukherji, J. Rösler, The effect of alloyed nickel on the short-term high temperature oxidation behaviour of Co-Re-Cr-based alloys, *Corros. Sci.* 93 (2015) 19–26.  
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2015.01.004>.
- [7] L. Chen, D. Yi, B. Wang, H. Liu, C. Wu, X. Huang, H. Li, The selective oxidation behaviour of WC – Co cemented carbides during the early oxidation stage, *Corros. Sci.* 94 (2015) 1–5.  
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2015.02.033>.
- [8] L. ZHANG, S. CHEN, Y. jie WANG, X. wang YU, X. jun XIONG, Tungsten carbide platelet-containing cemented carbide with yttrium containing dispersed phase, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed.)* 18 (2008) 104–108. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(08\)60019-9](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(08)60019-9).
- [9] P. Alvaredo, M. De Dios, B. Ferrari, E. Gordo, Interface study for the design of alternative matrixes in cermets, *Proc. Euro PM 2015 Int. Power Metall. Congr. Exhib.* (2015).
- [10] G. V. Guinea, J.Y. Pastor, J. Planas, M. Elices,