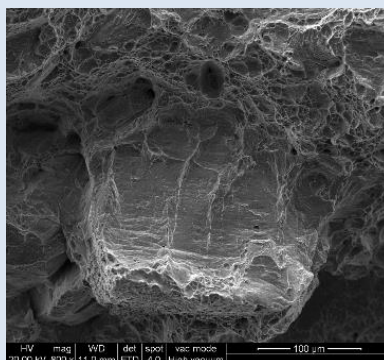


EL ENSAYO DE IMPACTO EN LOS ESTUDIOS MICROESTRUCTURALES DE ALEACIONES CuNiSiCr

Ernesto Gustavo Maffia

Departamento de Mecánica, Facultad de Ingeniería de La Plata, Universidad Nacional de La Plata, (UNLP), 1900, BA, Argentina.

ernesto.maffia@ing.unlp.edu.ar



El ensayo de impacto en los estudios microestructurales de aleaciones CuNiSiCr

RESUMEN

Una de las herramientas más utilizadas en la caracterización microestructural de aleaciones metálicas son los ensayos estáticos. Sin embargo, muchas veces estos ensayos no exhiben toda la información acerca de la evolución microestructural de un proceso de fabricación industrial por lo que deben complementarse con ensayos de impacto. En este trabajo se estudia la cinética de precipitación de una aleación base cobre y los efectos en la microestructura a través de ensayos de impacto y fractografía. Los resultados hallados indican que el mecanismo de fractura es influenciado por la temperatura y el tiempo de envejecido; mientras que a 595°C la naturaleza de la fractura es dúctil y con un rápido endurecimiento del material, por otra parte a menores temperaturas se observa un modo de propagación de la fractura tipo dúctil-frágil en circunstancias de una cinética de precipitación más lenta y, probablemente, una morfología de precipitados diferentes. El estudio de la evolución microestructural a través del ensayo de impacto y la fractografía resultan ser herramientas adecuadas para valorar, en términos de propiedades, las diferentes condiciones estructurales resultantes de un tratamiento térmico.

Palabras clave: ensayo de impacto, caracterización, fractografía, microscopía.

IMPACT TEST IN MICROSTRUCTURAL STUDIES OF CuNiSiCr ALLOYS

ABSTRACT

One of the most used tools in the microstructural characterization of metallic alloys is the static tests. However, these tests often do not display all the information about the microstructural evolution of an industrial manufacturing process and should be complemented by impact tests. In this paper we study the kinetics of precipitation of a copper base alloy and the effects on the microstructure through impact and fracture tests. The results found indicate that the mechanism of fracture is influenced by the temperature and time of aging; While at 595°C the nature of the fracture is ductile and with a rapid hardening of the material, on the other hand at lower temperatures a mode of propagation of the ductile-fragile type fracture is observed in circumstances of a slower kinetics of precipitation and probably a morphology of different precipitates. The study of the microstructural evolution through the impact test and the fractography prove to be adequate tools to evaluate, in terms of properties, the different structural conditions resulting from a heat treatment.

Keywords: Impact test, characterization, fractography, microscopy.

1. INTRODUCCIÓN

La industria eléctrica/electrónica siempre está demandando materiales de alta conductividad térmica y eléctrica conjuntamente a una elevada resistencia mecánica y tenacidad para optimizar el funcionamiento de sus equipos. Si bien las aleaciones cobre-berilio alcanzan a cubrir estos requisitos, el berilio es un elemento muy contaminante y peligroso para la salud, sobre todo en las etapas de fabricación de la aleación por lo cual se intenta evitar su uso. Por esta razón han surgido alternativas de reemplazo, siendo una de la más promisorias la aleación CuNiSiCr [1]. Esta aleación presenta buenas propiedades de conductividad térmica (208 W/m·K), conductividad eléctrica (28 m/Ω·mm²) así como una significativa resistencia (650-690 MPa) [2,3] y es endurecible por precipitación.

Sin embargo, para encontrar las características estructurales resultantes del tratamiento térmico de envejecido que eviten una estructura con tendencia a la fractura frágil, se pueden usar los ensayos de impacto y la fractografía. Estas técnicas permiten evaluar la evolución microestructural de esta aleación durante el desarrollo de la precipitación. Si bien esta valoración no conforma en si una propiedad definitiva, es un buen complemento de los ensayos estáticos [4].

Estas técnicas de evaluación se evidencian en la investigación desarrollada por Hong et al. [5], donde los autores demuestran que las características microestructurales de la aleación producto de los tratamientos térmicos tienen relación directa con la resistencia al impacto. El trabajo estudia las consecuencias de elementos segregados en límites de grano en aceros de alto fósforo, utilizando como herramientas de estudio la fractografía y los ensayos de impacto. A lo largo del estudio se confirma la estrecha relación que existe entre las dos técnicas de estudio, pues, cuando los resultados fractográficos exhiben un modo de fractura intergranular (por motivos de una intensa segregación de B intergranular y precipitación de carburos), ocurre también una caída de las propiedades de impacto. Otro autor también utiliza los ensayos de impacto para estudiar la calidad de fabricación de una aleación y el suceso de los tratamientos térmicos. El estudio desarrollado por Abuhasel [6] demostró que la presencia de intermetálicos basados en Fe reduce los valores de energía de impacto de la aleación y

degrada la calidad de la misma.

El vertiginoso avance de la industria del petróleo ha impulsado el desarrollo de tubos de perforación de aleación de titanio. Estos materiales no sólo tienen la resistencia de las tuberías de acero sino que además son materiales livianos y flexibles con alta resistencia a la corrosión y durabilidad. Sin embargo, la tenacidad de la aleación Ti6Al4V es pobre. Wanying et al. [7] entendieron que el tratamiento térmico juega un papel muy importante en el desarrollo de las microestructuras de las aleaciones de titanio por lo que estudiaron una mejora en las propiedades mecánicas de la aleación Ti6Al4V a través del manejo adecuado de los tratamientos térmicos. Sus resultados demuestran que la microestructura, las propiedades mecánicas y la resistencia al impacto de la aleación de titanio Ti6Al4V pueden optimizarse enormemente con el tratamiento térmico adecuado.

Otros investigadores direccionan sus esfuerzos al estudio de los efectos de la reducción del tamaño de grano en aleaciones con memoria de forma (CuAlBe), pues uno de los parámetros estructurales más importantes para diseñar y alcanzar las mejores propiedades mecánicas de una aleación, es el tamaño de grano. Según de Albuquerque et al. [8], aquellas aleaciones de granos refinados absorben mayor energía de impacto que las aleaciones de grano grande. Este ensayo permite también evaluar la evolución (o la cinética) de precipitación resultante de un tratamiento térmico. Los ensayos de impacto también intervienen en la optimización de las propiedades de materiales para servicios a elevada temperatura. Tal es el caso de los aceros que se utilizan para fabricar moldes y componentes para fundición bajo presión de aleaciones de aluminio y otras aleaciones no ferrosas, donde sus propiedades están directamente relacionadas a la microestructura obtenida en los tratamientos térmicos. Pastor et al. [9] investigaron las condiciones que producen fallos en un acero martensítico AISI H11-1. Los estudios sugieren que si bien no es posible remover la estructura dendrítica ni los microporos producto de la fusión y el colado, se pueden evitar fallas catastróficas durante el servicio optimizando los tratamientos térmicos. Dang-sheri et al. [10], estudiaron mediante ensayos de impacto, el efecto que produce la temperatura del tratamiento térmico de homogeneizado sobre la microestructura de un acero H13. Sus resultados indican que se produce

una modificación sustancial en la microestructura a través de la eliminación de la segregación. Sólo recientemente, los usuarios de las aleaciones empleadas en la industria automotriz han entendido la importancia que tienen los datos de los ensayos de fractura, fatiga y propiedades de impacto en la optimización de los parámetros de diseño de una aleación. Es ahí donde la resistencia al impacto pasa a ser un dato muy útil acerca de la ductilidad de una aleación bajo estas condiciones. El estudio realizado por Samuel et al. [11] sugiere que investigando las propiedades de tracción y de impacto de la aleación AA319 es posible optimizar su diseño, ya sea evaluando los elementos de aleación más convenientes y en qué proporción deben añadirse o analizando las condiciones de tratamiento térmico más beneficiosas. El ensayo de impacto también es utilizado para caracterizar las modificaciones microestructurales y propiedades, que resultan de la aplicación de procesos termomecánicos. Tal es el caso del trabajo desarrollado por Purcek et al. [12], quienes estudiaron el modo de optimizar las propiedades y la tenacidad al impacto en materiales severamente deformados por extrusión. Sus resultados indican que a medida que aumenta la cantidad de deformación por extrusión, se mejora la tenacidad al impacto y el modo de fractura cambia de frágil a dúctil. En microelectrónica, también los ensayos de impacto ayudan a dilucidar las causas de pérdidas de propiedades en soldaduras de componentes. Yang et al. [13] utilizaron el ensayo de impacto Charpy para identificar los lugares y los modos de fractura de las fases de Cobre-Estano durante diferentes períodos de proceso de envejecimiento de soldaduras de componentes electrónicos. Las pruebas de impacto permitieron comparar las energías de fractura de las diferentes fases precipitadas, evidenciándose que el límite de grano de la fase Cu₃Sn es el eslabón más débil en el sistema, situación que muestra la degradación en las propiedades.

En esta investigación se estudia la cinética de precipitación y sus efectos en la microestructura y en las propiedades de una aleación base cobre (CuNiSiCr) a través de ensayos de impacto y fractografía. Las superficies de fractura se analizan con grandes aumentos, para obtener así indicios de las causas de la nucleación de la fisura, mecanismo y dirección de propagación de la misma. El aspecto de la fractura indica, en modo cualitativo, la energía absorbida en la fractura y los mecanismos que

actuaron en la falla. Con esta técnica de examen microestructural se obtiene gran cantidad de información acerca de la calidad microestructural de la aleación después de la aplicación de procesos termomecánicos.

2. PARTE EXPERIMENTAL

Las muestras son preparadas a partir de un lingote de la aleación base cobre: CuNiSiCr. El tamaño del lingote de partida es 200 mm de diámetro por 500 mm de altura. De ese producto, surgen las barras que posteriormente se transformarán en probetas a ensayar. Para realizar la fusión del mismo, se utiliza un horno de fosa con crisol de grafito, vaciando en molde metálico refrigerado. Una vez obtenido el lingote, éste es sometido a un tratamiento térmico de recocido durante 3 h a 850 °C y después forjado, a la misma temperatura, por el método de forja libre. Del proceso surgen barras de 15x15x500 mm, que se solubilizan a 1000 °C para colocar en solución cualquier precipitado tardío no disuelto. La composición de la aleación CuNiSiCr, obtenida mediante un análisis químico vía húmeda es 2,12 % en peso de Ni, 0,586 % en peso de Cr, y 0,77 % en peso de Si. Se utiliza como única variable la temperatura de envejecido para evaluar el efecto de los precipitados en las microestructuras y en las propiedades resultantes.

A continuación, se presenta la tabla 1, donde se muestran los detalles del tratamiento térmico de envejecido.

Se escogen dos valores extremos de temperatura de envejecido (485°C y 583°C) para activar la precipitación de modo diferente y lograr diferentes tamaños de precipitados. En cuanto a los tiempos de precipitación, estos van de 10 a 300 minutos. En base a las muestras obtenidas, se mecanizan 3 probetas para el ensayo de impacto por el método Charpy, utilizando la norma ASTM E23. Este ensayo es realizado en una máquina pendular para ensayos de choque (Péndulo Charpy/Izod (TINIUS OLSEN-400J) y sistema de enfriamiento hasta -80 °C). Para realizar el análisis fractográfico de las superficies de fracturas se utiliza un microscopio electrónico de barrido (Microscopio electrónico de barrido ambiental (FEI) con analizador dispersivo en energía (EDS) - FEI ESEM-QUANTA 200).

Tabla 1. Muestras envejecidas a diferentes tiempos.

Denominación de las muestras	ENVEJECIDAS A 590 °C					
	N°2	N° 3	N° 4	N° 5	N° 6	N° 7
Tiempo de envejecido [minutos]	10	20	30	40	50	60
Denominación de las muestras	ENVEJECIDAS A 485 °C					
	N°8	N° 9	N° 10	N° 11	N° 12	
Tiempo de envejecido [minutos]	60	120	180	240	300	

También se utiliza microscopía óptica (Leica) para la determinación del tamaño de grano y la caracterización de la microestructura resultante. Cada valor de dureza presentado en la tabla 2 es el promedio de 3 mediciones realizadas mediante un equipo marca BSG, en la escala HRB según lo recomendado por la norma ASTM E 18 para aleaciones base cobre, utilizando una carga de 100 kg y un penetrador de bola 1/16".

3. RESULTADOS Y ANÁLISIS DE RESULTADOS

3.1 Energía absorbida

Los resultados de los ensayos de choque sobre probeta entallada no son fácilmente expresables en forma de datos utilizables para el diseño porque no pueden medir el estado triaxial de tensiones creado en la entalla y además, no existe un acuerdo general para interpretar el significado de los datos obtenidos [2,4]. Sin embargo, es el método más simple a utilizar en la actualidad para observar los efectos fragilizantes en la microestructura convirtiéndose entonces en un complemento adecuado para los ensayos estáticos. En la Tabla 2 se presentan los valores de la energía absorbida en los ensayos de choque sobre probeta entallada para las dos condiciones del tratamiento térmico y también los valores de dureza. Se observa que los datos presentan alguna dispersión y ésta se debe, en gran parte, a las variaciones locales en las propiedades del material y en menor medida, a la dificultad de preparar entallas perfectamente reproducibles.

En materiales envejecidos a 485 °C, se observa el leve aumento de la dureza con el tiempo y la disminución de la energía absorbida en el ensayo de impacto. Por el contrario, a 590 °C, la dureza cae rápidamente con el tiempo pero no así la tenacidad al impacto.

3.2 Análisis de las superficies de fractura

A continuación se presenta el estudio fractográfico de la aleación de CuNiSiCr. En la figura 1, se observa la micrografía de una muestra envejecida a 595°C (muestra N°2), con una típica fractura dúctil; en ella se ven pequeños hoyuelos que son el resultado de la coalescencia de microcavidades iniciadas alrededor de inclusiones o discontinuidades en la estructura cristalina. Estas microcavidades originan una gran concentración de tensiones y un aumento local de la deformación plástica. Según Ipohorski [14], tanto el diámetro como la profundidad de la cavidad dependen del número de sitios donde se puedan iniciar las microcavidades originales, y por supuesto, de la plasticidad de la matriz. Las medidas de composición por EDS de estas partículas encontradas en el fondo de los hoyuelos indican que son siliciuros (SiNi, y también podrían ser SiCr) y óxidos de Cobre, lo cual es perfectamente posible pues este tipo de aleaciones genera precipitados del tipo SiNi, SiCr y Cr elemental, como lo mencionan en [2] y [3]. Además, es posible que algunas de las partículas esferoidales probablemente sean parte del eutéctico formado por "óxido de cobre - cobre" algo que es usual en aleaciones base cobre, donde el eutéctico resultante tiene la morfología de esferoides y no siempre es posible eliminarlo totalmente del baño líquido por desoxidación.

Observando las paredes internas de las cavidades también se pueden apreciar líneas de deslizamientos. La formación de éstas ocurre en aquellos metales que, frecuentemente sufren una considerable deformación plástica, generándose entonces las llamadas "líneas de deformación" en las paredes de la microcavidad. Estas líneas se producen porque los planos de deslizamiento en la superficie están favorablemente orientados a la dirección del esfuerzo

principal [15]. Cuando se forman por primera vez son agudas, bien definidas, formando una estructura reticular que se conoce generalmente como serpentina de deslizamiento. A medida que se va desarrollando el proceso de deslizamiento, las trazas

inicialmente agudas y afiladas se convierten en lisas, lo que resulta en una estructura de superficie “como ondas”.

Tabla 2. Energía absorbida en las muestras envejecidas a diferentes tiempos (promedio 3 ensayos).

	ENVEJECIDAS A 590°C					
	N°2	N° 3	N° 4	N° 5	N° 6	N° 7
Energía absorbida [Joule]	142, 8	125,3	137,54	152,3	127,54	149,67
Dureza [HRB]	87	82	86,5	71,5	60,5	58,6
	ENVEJECIDAS A 485°C					
	N°8	N° 9	N° 10	N° 11	N° 12	
Energía absorbida [Joule]	104,08	85,06	66,76	80,99	70,99	
Dureza [HRB]	90	91	92	92,5	93,5	

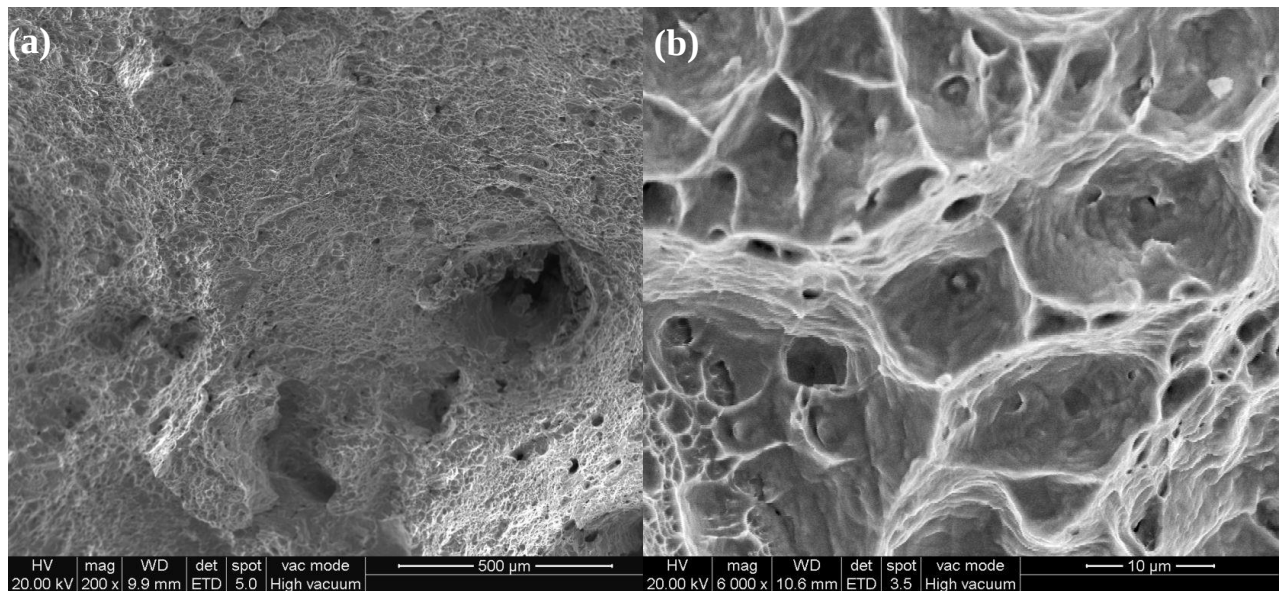


Figura 1. Superficie de fractura de la aleación CuNiSiCr, envejecida a 590°C por 10 minutos. A la izquierda (a) se observa una vista general de la superficie de fractura. A la derecha (b) se observa con mayor detalle los tamaños de las microcavidades y sus características internas.

En la figura 2, se presenta la superficie de fractura del material envejecido por 300 minutos (muestra 12) a una temperatura de 485°C. El aspecto de la fractura, es mixta, o sea que existen dos modos de fractura: por un lado, se ven algunas regiones donde el modo de fractura es dúctil con exhibición de hoyuelos (círculo amarillo) y en otras regiones se observa una fractura intergranular, tipo frágil

(flecha). En este último caso, la apariencia es “rocosa” que son las formas parciales de los granos individuales. Generalmente, el debilitamiento de los límites de grano ocurre por difusión de compuestos fragilizantes, los cuales podrían ser siliciuros de níquel o de cromo, que son los precursores de Ni_3Si - Cr_3Si que endurecen esta aleación por precipitación en modo coherente [10]. Alguna de las

paredes correspondiente a un límite de grano “despegado” por el impacto también muestran un depósito de partículas esferoidales, lo que conforma un depósito fragilizante en borde de grano.

Esta situación microestructural es consecuente con la baja energía absorbida en el ensayo de impacto (70,99 Joule) contra todas las demás condiciones del estudio. El extenso tiempo de envejecido también desarrolla el mayor valor dureza de todas las condiciones ensayadas (93,5 HRB). Estos dos parámetros, evidencian una disminución en la ductilidad del material y una pérdida de la tenacidad al impacto. Es también un detalle importante, el aumento de las regiones facetadas, como se muestra en la micrografía de la figura 2, lo cual es un claro indicador de menor ductilidad en el material

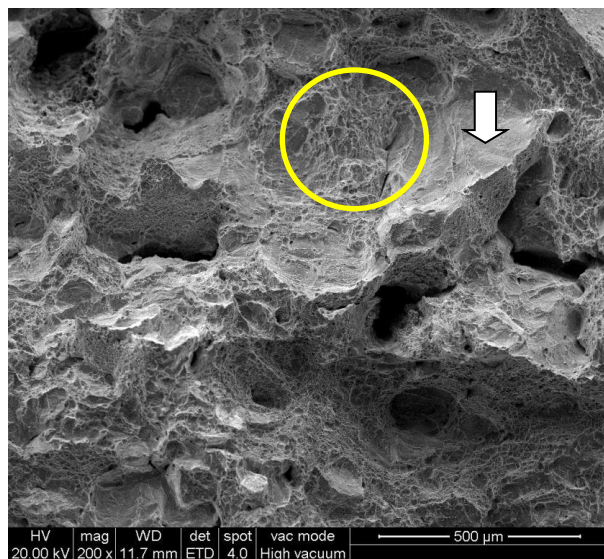


Figura 2. Superficie de fractura de la aleación CuNiSiCr envejecida a 485°C por 300 minutos. Se observa una vista general de las microcavidades y partes de granos individuales.

La figura 3 muestra, con más detalles, el modo de fractura frágil intergranular con restos de fractura dúctil por hoyuelos (transgranular) como resultado del envejecimiento a 485°C por 300 minutos. Se evidencia el plano facetado, con una microgrieta (Fig. 3b, flecha) que parece ser parte del proceso de fractura. Esta grieta podría haberse debido a obstáculos en el movimiento de las dislocaciones. La región enmarcada por líneas punteadas (Fig. 3a), muestra una superficie facetada, correspondiente a un límite de grano y el contorno general del grano.

En la figura 4a, una vez más se presentan los rasgos de fragilidad intergranular. Se observan las paredes lisas del borde de grano que sufren decohesión o arrancamiento. Son evidentes las líneas de deslizamiento y en algunas regiones (flecha) se observan planos aproximadamente a 45°. Un detalle interesante en la pared del grano (círculo en fig. 4b) son los signos de ductilidad sobre las líneas de deslizamiento, llegando a conformar cavidades del orden de los nanómetros. En la micrografía de la izquierda, el desgarramiento es más difuso, con restos de ductilidad.

En la figura 5, se observan los detalles de una fractura dúctil y frágil. Con más detalles, a la izquierda, las nanocavidades en la pared del grano. La distancia entre líneas de deslizamiento es de alrededor de 500 nm, pero no es una distancia significativa.

La forma de las nanocavidades resulta ser aproximadamente equiaxial, lo cual indica que el esfuerzo aplicado es tracción simple. Estos agujeros son poco profundos, sin inclusiones o partículas de segunda fase en su interior. Si bien este estudio no lo puede determinar, pero, podría ser que estas nanocavidades se inicien en defectos reticulares de la matriz o en aglomerados de siliciuros de níquel o cromo con intercara coherente.

Es evidente que en aquellos materiales envejecidos a 485°C, se produce un leve aumento de la dureza con el tiempo y la disminución de la energía absorbida en el ensayo de impacto (tabla 2). Si bien los precipitados no se pueden observar con el estudio fractográfico por ser éstos, probablemente, coherentes o semi-coherente con la matriz, por otro lado se puede evidenciar el efecto de los mismos a través del análisis del modo de propagación de la fisura.

A 485°C, a medida que avanza el proceso de envejecimiento, se acentúa el modo de fractura mixto en las probetas. Por un lado se observan rasgos de fractura dúctil (con un modo de propagación transgranular) con microcavidades de grandes y pequeñas dimensiones. Por otro lado, se observan rastros de fragilidad intergranular, donde se observan partes de granos individuales expuestos, conformando una morfología general de aspecto rocoso y microcavidades; el debilitamiento de los límites de granos puede atribuirse a la precipitación de compuestos o elementos fragilizantes en la paredes del grano durante el tratamiento térmico.

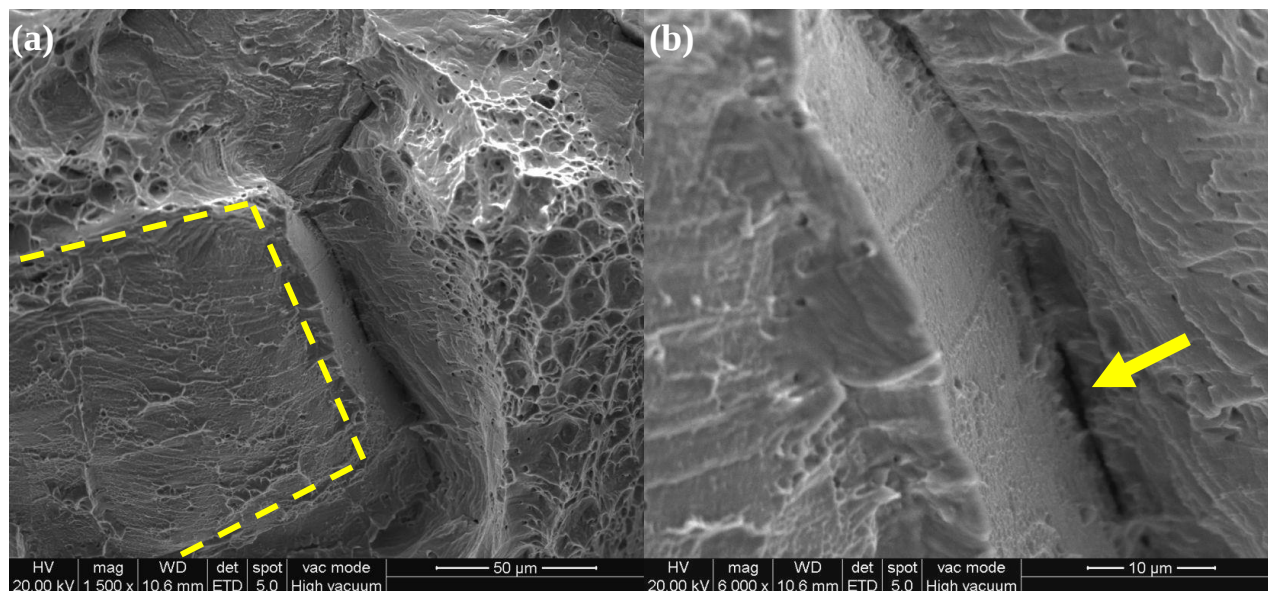


Figura 3. Encuentro de 3 granos donde se observa una fractura mixta: intergranular y transgranular.

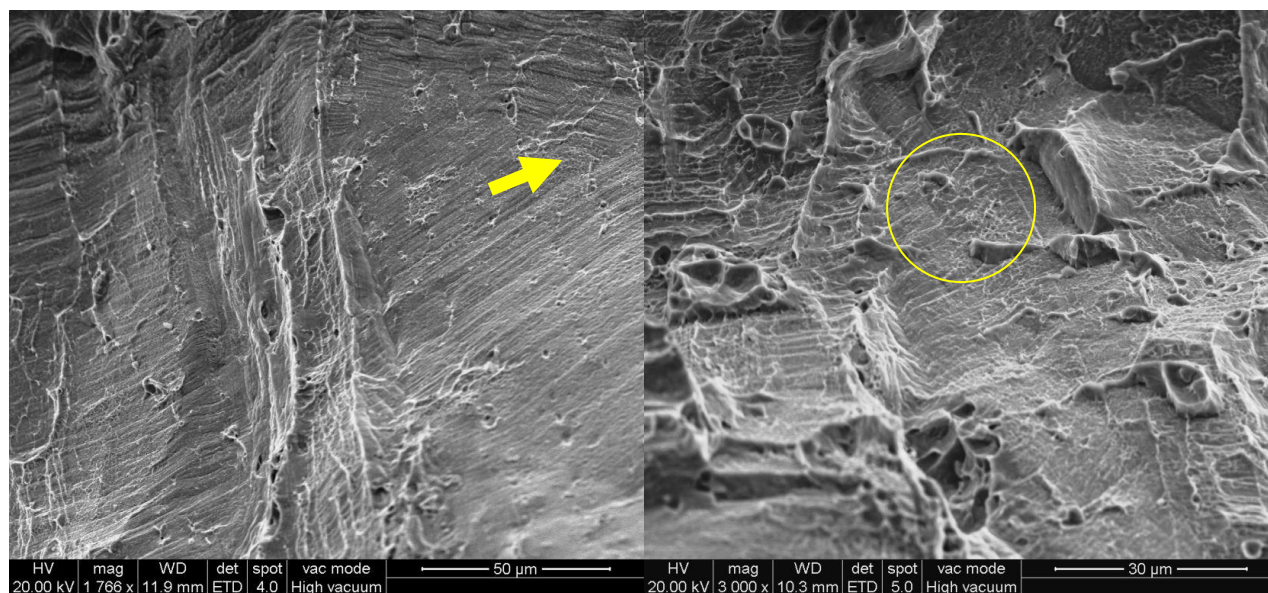


Figura 4. Paredes del borde de grano con algunos rasgos de microcavidades en un material envejecido a 485°C por 300 minutos. Esta muestra absorbe relativamente escasa energía en el ensayo de impacto (70,99 Joule) pero presenta la mayor dureza (93,5 HRB).

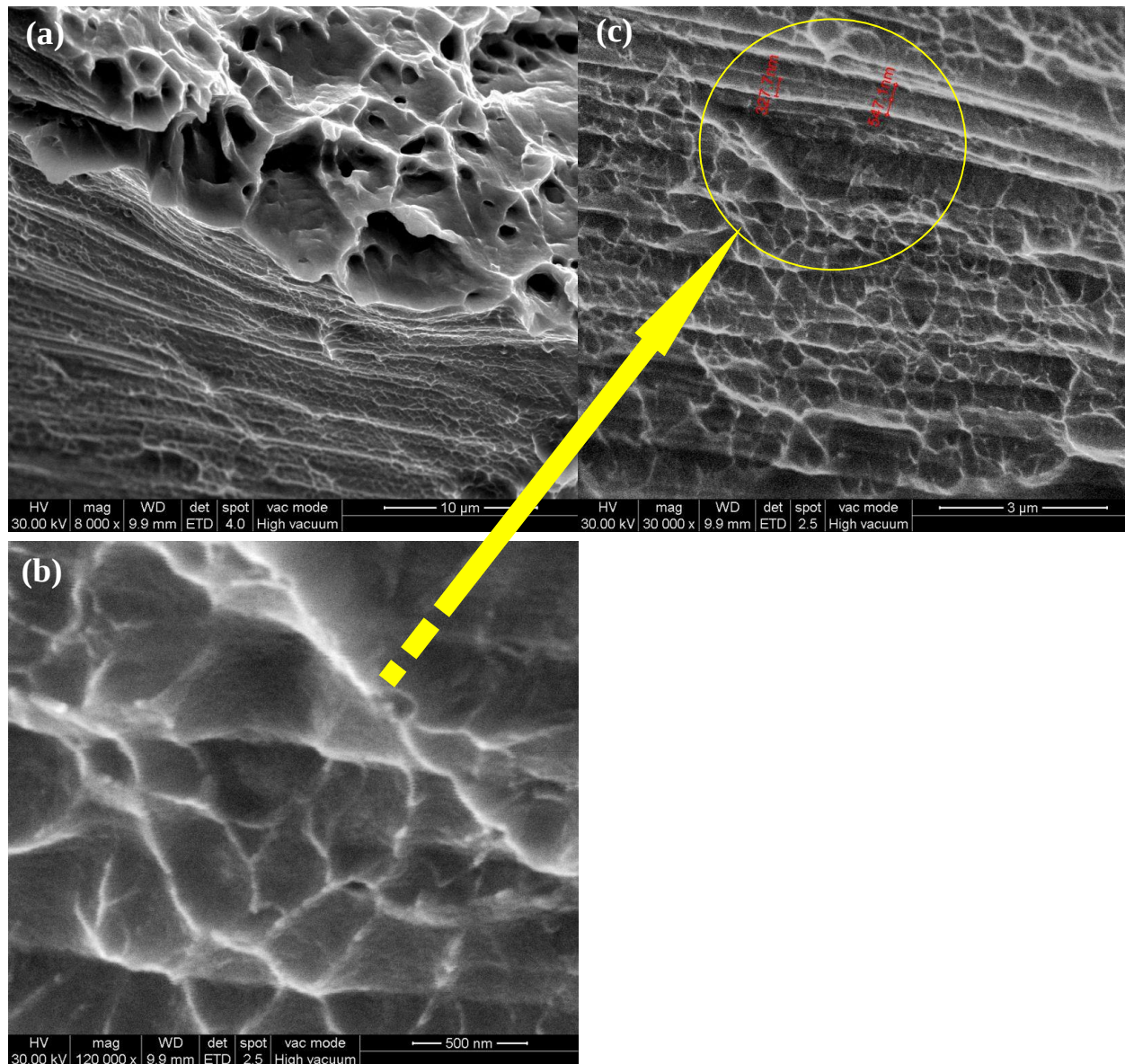


Figura 5. En la imagen superior izquierda (a), se observan claramente los dos modos de fractura: dúctil e intergranular. En esta última zona (b y c) se observan los restos de nanocavidades y líneas de deslizamiento llegando al borde de grano (imágenes siguientes).

4. CONCLUSIONES

El estudio realizado sobre la aleación termotratable CuNiSiCr, indica que la temperatura del tratamiento térmico afecta la microestructura y las propiedades de la aleación. El mecanismo de fractura es fuertemente influenciado por la temperatura y el tiempo de envejecido. Mientras que a 595°C la naturaleza de la fractura es dúctil, lográndose rápidamente el endurecimiento del material, a menores temperaturas se observa un modo de

propagación de la fisura tipo dúctil-frágil en circunstancias de una cinética de precipitación más lenta y, probablemente, una morfología de precipitados diferente. Evidentemente, el aumento de temperatura no produce la precipitación de compuestos fragilizantes en los límites de grano, o directamente la precipitación no llega a extenderse por toda la superficie del grano como para debilitarlo, con lo cual se favorece la tenacidad al impacto y se genera un material más dúctil. Esta condición (590°C de 10 a 30 minutos) puede resultar

interesante en la industria por el escaso tiempo de aplicación del tratamiento térmico. Se concluye que, el ensayo de impacto y la fractografía son herramientas adecuadas para valorar, en términos de propiedades, las diferentes condiciones estructurales resultantes de un tratamiento térmico.

Materials Park, Ohio, 1987.

5. AGRADECIMIENTOS

Los autores a agradecen a la UIDET PROINTEC I & D de la Facultad de Ingeniería de La Plata (UNLP), por facilitar el uso de sus instalaciones y equipamientos.

6. REFERENCIAS

- [1]. Corson R. US patent N° 1658186, <http://patft.uspto.gov>.
- [2]. Edens WW, Ingerson QF. US patent N° 4191601, <http://patft.uspto.gov>.
- [3]. Rdzawski Z, Stobrawa J. Materials and Technology, 1996, 9: 142–149
- [4]. Sievert TA, Manahan MR. Pendulum impact testing: a century of progress. ASTM Stock Number: STP1380. ISBN 0-8031-2864-9
- [5]. Seokmin Hong, Junghoon Lee, Kyong Su Park, Sunghak Lee. Materials Science & Engineering A 2014, 589: 165–173
- [6]. Abuhasel KhA, Ibrahim MF, Elgallad EM, Samuel FH. Materials and Design, 2016, 91: 388–397
- [7]. Liu Wanying, Lin Yuanhua, Chen Yuhai, Shi Taihe, Ambrish Singh. Rare Metal Materials and Engineering. 2017, 46, (3): 634–639
- [8]. De Albuquerque VHC, Melo TA, Gomes RM, De Lima SJG, Tavares JMRS. Materials Science and Engineering A. 2010, 528: 459–466
- [9]. Pastor A, Valles P, Amurrio I, Medina SF. Failure Analysis. 2015, 56: 520–529
- [10]. MA Dang-sheri, ZHOU j ian, CHEN Zai-zhi, ZHANG Zhong-kan, CHEN Qi-an, LI De-hui. Journal of Iron and Steel Research Int. 2009. 16(5): 56–60
- [11]. Samuel AM, Doty HW, Valtierra S, Samuel FH. Materials and Design. 2014, 53: 938–946
- [12]. Gencaga Purcek, Onur Saray, Ibrahim Karamanb, Tevfik Kucukomeroglu, Materials Science and Engineering A. 2008, 490: 403–410
- [13]. Chaoran Yang, Fuliang Le, Ricky Lee SW. Microelectronics Reliability. 2016, 62: 130–140
- [14]. Ipohorski M, Fractografía Electrónica: Su Contribución al Análisis de Fallas. Revista SAM. 2004, 1, (2): 1–16.
- [15]. Kerlins V. Fractography, ASM International,