

## EVOLUCIÓN DE LA CORRIENTE CRÍTICA A 77 K CON LA TENSIÓN LONGITUDINAL EN CINTAS SUPERCONDUCTORAS $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_{10+d}/\text{Ag}$

A. Salazar, J. Y. Pastor y J. LLorca

Departamento de Ciencia de Materiales, Universidad Politécnica de Madrid,  
E.T.S. de Ingenieros de Caminos, C/ Profesor Aranguren s/n, 28040-Madrid

**Resumen.** Las cintas superconductoras están formadas por filamentos de cerámicos superconductores de alta temperatura crítica embebidos en una matriz metálica. Las cintas son capaces de transportar 140 A a 77 K, pero sus propiedades mecánicas y la variación de la corriente crítica con la deformación no se conocen bien. En este trabajo se estudia el comportamiento en tracción a 300 K y 77 K de tres tipos distintos de cintas superconductoras Bi-2223/Ag fabricadas mediante el proceso PIT (“powder in tube”) así como la evolución de la corriente crítica en función de la tensión aplicada. Los resultados mostraron que el comportamiento mecánico es elastoplástico independientemente de la temperatura pero la resistencia mecánica aumentó notablemente a 77 K. La corriente crítica permaneció constante durante la deformación elástica a 77 K, degradándose rápidamente al comenzar la deformación plástica.

**Abstract.** High temperature superconducting tapes are formed by high temperature superconducting ceramic filaments embeded in a metallic matrix. These tapes are capable of carrying 140 A at 77 K but their mechanical properties as well as the evolution of the critical current with strain are poorly understood. In the present work the tensile behaviour at 300 K and 77 K is studied on three different types of Bi-2223/Ag superconducting tapes manufactured via the powder in tube technique as well as the evolution of the critical current with the applied stress. The results indicated that the tapes showed an elastoplastic behaviour at both temperatures but they were significantly stronger at 77 K. The critical current did not change during the elastic deformation at 77 K, but decreased abruptly at the onset of the plastic deformation.

### 1. INTRODUCCIÓN

Las cintas multifilamento Bi-2223/Ag fabricadas mediante la técnica PIT (“powder in tube”) [1-2] son capaces de transportar una corriente crítica de hasta 170 A a 77 K [3] y se utilizan para fabricar cables de potencia capaces de llegar hasta 125 MVA [4-6]. Además, esta extraordinaria capacidad de transporte permitiría sustituir las bobinas de cobre de los motores eléctricos por bobinados de cintas superconductoras con un núcleo de aire, reduciéndose el peso y el volumen en un tercio, así como los costes de mantenimiento, las vibraciones y el ruido por la eliminación del núcleo de hierro [7].

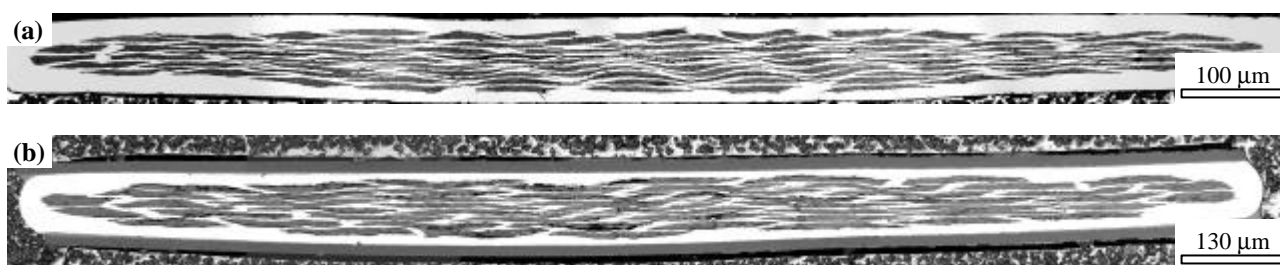
A pesar de que las propiedades de transporte de estas cintas han superado con creces los mínimos requeridos para las distintas aplicaciones comerciales, es importante que posean buenas propiedades mecánicas para soportar las tensiones a tracción generadas durante la manipulación, el bobinado o por las intensas fuerzas de Lorentz inducidas en presencia de campos magnéticos y corrientes eléctricas. Los estudios realizados sobre cintas monofilamentos muestran cómo la corriente crítica a 77 K se degrada en función de la tensión a tracción [8-9] y de la resistencia al bobinado [10-11]. En el primer caso los estudios concluyen que la corriente comienza a degradarse una vez superado el límite elástico a 77 K mientras en el segundo caso la

degradación se inicia a partir de deformaciones del 0.2%. Las propiedades mecánicas pueden mejorarse con una multidivisión del núcleo cerámico [10], añadiendo Ag al corazón superconductor [12], aumentando la resistencia del recubrimiento de Ag mediante una aleación [13] o añadiendo un refuerzo externo a la cinta [13]. Aún así, los estudios realizados sobre las propiedades mecánicas de cintas superconductoras multifilamento son muy escasos, a excepción de los controles realizados por las empresas fabricantes y suministradoras de estos materiales.

En este trabajo de investigación se pretende analizar precisamente estos efectos mediante el estudio de tres tipos de cintas multifilamento Bi-2223/Ag fabricadas mediante la técnica PIT (“powder in tube”). La investigación realizada incluye la caracterización de su comportamiento mecánico en tracción a 300 K y 77 K, el efecto del recubrimiento metálico y del número de filamentos cerámicos en sus propiedades mecánicas y la evolución de la corriente crítica a 77 K en función de la tensión aplicada.

### 2. MATERIALES

Se estudiaron tres tipos de cintas multifilamento Bi-2223/Ag: Zerome, HCW y HSRW. La primera fue suministrada por la empresa Nordic Superconductor



**Fig. 1.** Sección transversal de las cintas multifilamento Zerome (a) y HSRW (b). En esta última se observan, además de los filamentos cerámicos recubiertos de Ag, dos láminas de acero inoxidable.

Technologies y las dos últimas por American Superconductors.

Todas las cintas fueron fabricadas mediante la técnica PIT (“powder in tube”) [1-2] en la que se emplearon tubos de una aleación de Ag. Estos tubos se rellenan con el polvo cerámico que posee la estequiometría del compuesto final,  $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_{10+\delta}$ , y se extrujen individualmente para reducir su sección. Un conjunto de estos tubos se empaquetan en un tubo de diámetro mayor y se someten a un proceso de extrusión y laminación, seguido posteriormente de tratamientos térmicos sucesivos entre 800 y 900 °C para sinterizar el cerámico superconductor.

El empleo de Ag frente a otro metal se debe a que no reacciona con el cerámico superconductor durante los prolongados tratamientos térmicos y es permeable al oxígeno, aunque suele emplearse una aleación Ag-Mg porque mejora las propiedades mecánicas de las cintas [13-14].

Las cintas multifilamento estudiadas tienen un recubrimiento externo de una aleación Ag-Mg siendo la diferencia más significativa entre ellas la presencia de un refuerzo adicional en las cintas HSRW. Este refuerzo está constituido por dos finas láminas de acero inoxidable soldadas a las caras de la cinta tal y como puede observarse en la sección transversal de la Fig. 1b. La corriente crítica de cada cinta,  $I_c$ , a 77 K, sus dimensiones, el número de filamentos y la fracción volumétrica de cerámico superconductor,  $f_c$ , y de Ag,  $f_m$ , están recogidos en la Tabla 1.

**Tabla 1.** Número de filamentos cerámicos, corriente crítica,  $I_c$  a 77 K, dimensiones (espesor, e, y ancho, w), fracción volumétrica de cerámico,  $f_c$ , y fracción volumétrica del recubrimiento,  $f_m$ , de las cintas Zerome, HCW y HSRW.

	Número filamentos	$I_c$ (A)	e (mm)	w (mm)	$f_c$	$f_m$
Zerome	83	50	0,22	3,70	0,38	0,62
HCW	56	140	0,21	4,10	0,44	0,56
HSRW	56	140	0,29	4,12	0,31	0,69

**3. TÉCNICAS EXPERIMENTALES**

Las fases presentes en cada cinta se determinaron mediante el estudio microestructural de sus secciones

transversales que se embutieron en una resina conductora (Technovit 5000) y posteriormente fueron pulidas hasta un acabado de 1  $\mu\text{m}$ . El análisis microestructural se llevó a cabo con un microscopio electrónico de barrido (JEOL JSM 6300).

Se determinó la dureza Vickers de las fases metálicas presentes en las distintas cintas para poder evaluar la resistencia mecánica de la aleación Ag-Mg presente en el recubrimiento externo. Para ello se empleó un microdurómetro AKASHI MVK-EIII.

Los ensayos de tracción se llevaron a cabo a 300 y 77 K sobre las cintas con 60 mm de longitud y una distancia entre mordazas de 30 mm. Las mordazas estaban hechas de latón y fueron diseñadas especialmente para sujetar muestras con espesores del orden de centenas de micras y estaban unidas a sendas rótulas que aseguraban el alineamiento del sistema. La velocidad de ensayo a 300 K fue de 150  $\mu\text{m}/\text{min}$  para todas las cintas mientras que a 77 K las velocidades fueron de 150, 200 y 800  $\mu\text{m}/\text{min}$  para los ensayos realizados en Zerome, HCW y HSRW, respectivamente.

Todos los ensayos se realizaron en máquinas servo-hidráulicas (Instron Serie 8500 Plus, UK), la carga aplicada se midió con una célula de carga de  $\pm 1 \text{ kN}$  y la deformación con un extensómetro Epsilon Modelo 3442 modificado para que su recorrido fuese de  $\pm 980 \mu\text{m}$ .

En los ensayos criogénicos, el sistema mordaza-rótula inferior estaba conectado al actuador de posición por medio de una barra de acero inoxidable hueco, que limita su enfriamiento por su baja conductividad térmica. Una vez alineado el sistema, un tubo de acero inoxidable, recubierto de poliuretano que hace las veces de vaso Dewar, era subido desde la parte inferior hasta la altura deseada para que todo el sistema quedara completamente sumergido. La sujeción y sellado de este Dewar se conseguía a través de juntas tóricas especiales colocadas en la superficie de una pieza de acero inoxidable roscada a la rótula inferior y que aprisionaba la base inferior del Dewar. Antes de comenzar el ensayo se procedía al enfriamiento de todo el sistema, para lo cual se llenaba todo el dewar con nitrógeno líquido sumergiendo todo el sistema experimental mientras que se aplicaba una pequeña carga a tracción de 10 N. Se vertía nitrógeno líquido hasta que el actuador de la máquina dejaba de moverse para compensar las contracciones térmicas diferenciales

y mantener la carga constante. El ensayo se inició al alcanzarse esa condición de equilibrio, que permite asegurar que se había alcanzado el equilibrio térmico en el tren de carga.

En los ensayos para el estudio de la evolución de la corriente crítica a 77 K de las distintas cintas en función de la tensión de tracción aplicada, se incluyeron dos piezas de PVC en los extremos inferior y superior del tren de carga a fin de aislar eléctricamente la cinta de la máquina de ensayos. La corriente se suministró mediante dos fuentes de alimentación (Sorensen DC 8V-125A) conectadas en paralelo a dos mallas flexibles de Cu capaces de soportar 150 A que se roscaban a sendas mordazas. La detección de la transición de la fase superconductor a la fase normal se realizó con un multímetro Hewlett Packard hp 34401A utilizando el criterio de  $1 \mu\text{V}/\text{cm}$ . Las medidas de corriente se realizaron a 77 K para los distintos valores de carga soportada por las cintas hasta la rotura de las mismas.

Finalmente se analizaron las diferentes superficies de fractura con ayuda del microscopio electrónico de barrido (JEOL JSM 6300) para observar los mecanismos de rotura.

#### 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

##### 4.1. Comportamiento a tracción a 300 y 77 K

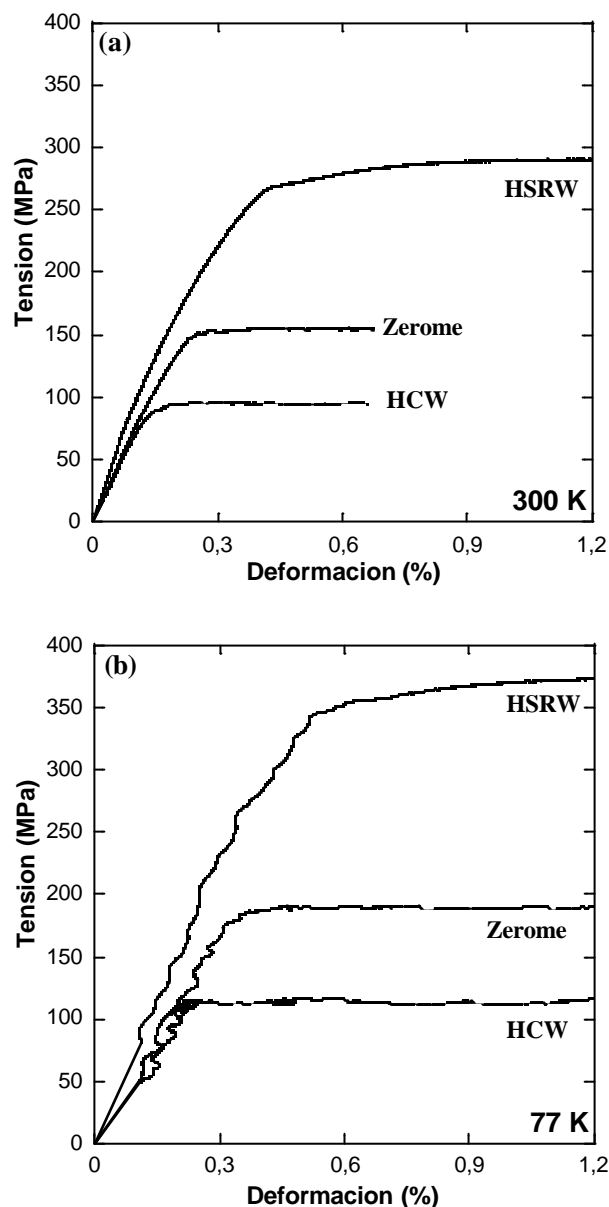
En la Tabla 2 se muestran los valores de la dureza Vickers a 300 K de las distintas fases metálicas presentes en las cintas. Los valores presentados corresponden a la media de 5 indentaciones realizadas en distintos puntos de la misma fase con sus correspondientes errores cuadráticos de la media.

**Tabla 2.** Dureza Vickers a 300 K de las distintas fases metálicas presentes de las cintas.

$H_v$ (MPa)	Zerome	HCW	HSRW
Aleación Ag	$136 \pm 6$	$75 \pm 2$	$102 \pm 2$
Acero Inoxidable	-	-	$399 \pm 6$

La dureza Vickers de la Ag pura es aproximadamente de 34 MPa [15]. Los valores medidos sobre las cintas son muy superiores debido a la presencia de Mg en la aleación de Ag. La cinta Zerome presenta una mayor proporción del elemento aleante, lo que se traduce en una mayor resistencia mecánica frente a las cintas HCW.

Se realizaron 6 ensayos de tracción para cada temperatura y para cada tipo de cinta. Las curvas mostraron en todos los casos un comportamiento

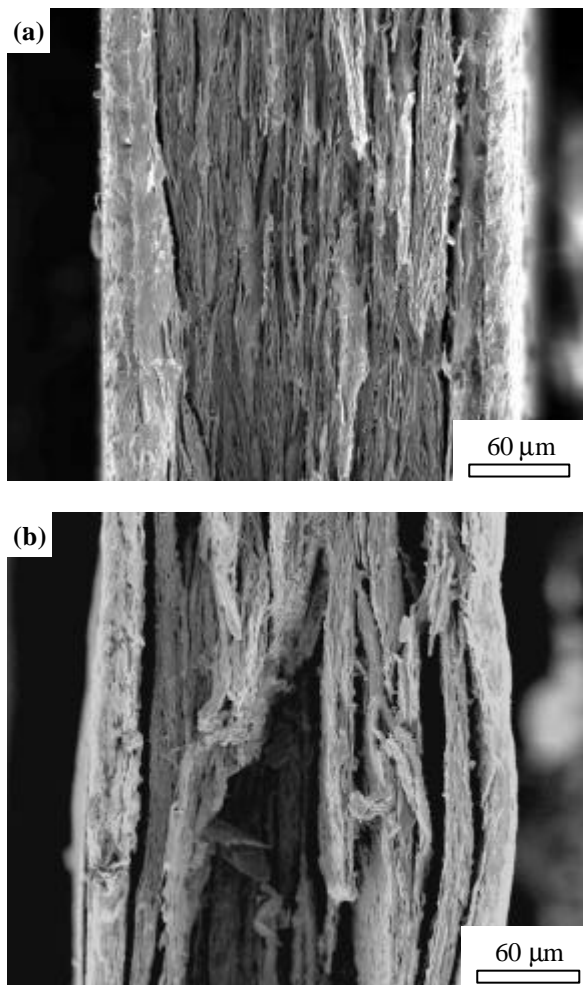


**Fig. 2.** Curvas tensión a tracción frente a deformación (a) a 300 K y (b) a 77 K.

elastoplástico. Las cintas HSRW presentaron mayor resistencia debido a su refuerzo con acero inoxidable, seguidas de las cintas Zerome de acuerdo con los resultados de los ensayos de dureza (Tabla 2).

Las propiedades mecánicas mejoraron notablemente a 77 K: el límite elástico aumentó un 20% en las cintas HCW, un 25% en las cintas Zerome y un 30% en las HSRW (Fig. 2), y la deformación de rotura aumentó en todos los casos un 700%.

En la zona plástica de la curva tensión-deformación se observaron pequeñas descargas, especialmente a 77 K (Fig. 2b). Estas descargas están asociadas a la rotura de los filamentos cerámicos y también han sido observadas en cintas monofilamento por Sugano *et al.* [9].

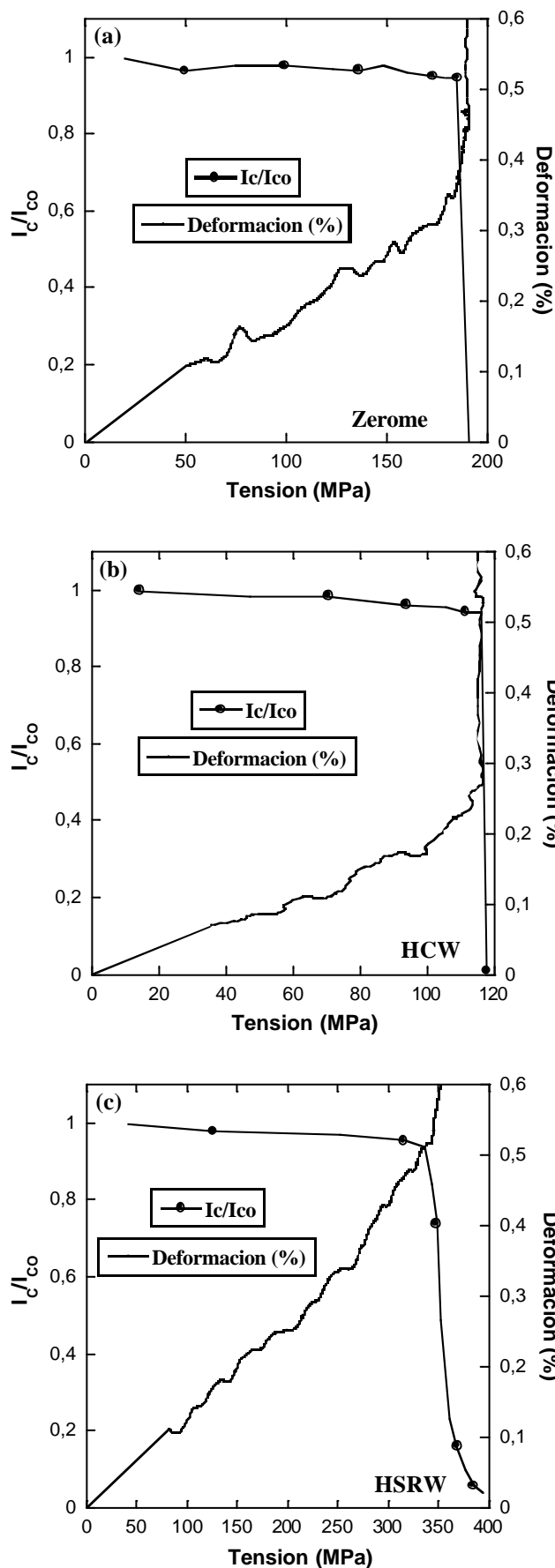


**Fig. 3.** Superficies de fractura de los ensayos a tracción en la cinta HCW (a) 300 K y (b) 77 K.

La mayor deformación de todas las cintas a 77 K queda reflejada en las superficies de fractura (Fig. 3b). Las cintas ensayadas a baja temperatura presentan mayor daño mecánico, con la presencia de enormes grietas entre las distintas fases del compuesto debido a la mayor deformación plástica sufrida por las fases metálicas.

4.2. Evolución de  $I_c$  bajo carga.

Para poder estudiar la evolución de la corriente crítica a 77 K,  $I_c$ , en función de la carga se realizaron 5 ensayos hasta rotura para cada tipo de cinta midiendo la corriente crítica para cada incremento de carga de 10 N. Previamente al inicio del ensayo se había medido la corriente crítica a 77 K de la cinta con carga nula,  $I_{c0}$ . La degradación de las propiedades de transporte de las cintas se estimó a partir de los valores de la deformación crítica,  $\epsilon_c$ , y de la tensión crítica,  $\sigma_c$ , que se definen como las magnitudes de deformación y tensión axiales aplicados sobre una cinta que producen una degradación de la corriente crítica de un 5% (Tabla 3). Los valores medidos se han obtenido comparando las curvas degradación de corriente,



**Fig. 4.** Curvas deformación-corriente crítica-tensión mecánica a 77 K: (a) Zerome, (b) HCW y (c) HSRW.

**Tabla 3.** Valores de deformación crítica,  $\epsilon_c$ , y tensión crítica,  $\sigma_c$ , de las cintas superconductoras con sus respectivos errores cuadráticos de la media.

	$\epsilon_c$ (%)	$\sigma_c$ (MPa)
<b>Zerome</b>	$0,45 \pm 0,05$	$184 \pm 8$
<b>HCW</b>	$0,24 \pm 0,05$	$106 \pm 5$
<b>HSRW</b>	$0,52 \pm 0,06$	$340 \pm 12$

$I_c/I_{c0}$ , con las curvas tensión-deformación obtenidas a 77 K (Fig. 4).

El inicio de la reducción en la corriente crítica ( $I_c/I_{c0} < 95\%$ ) corresponde al comienzo de la zona plástica de la curva tensión-deformación (Fig. 4). Los valores de la deformación crítica fueron del orden del 0.5% para las cintas Zerome y HSRW. Estas magnitudes son superiores en un 150% a las obtenidas sobre cintas monofilamento con recubrimiento puro de Ag [8] y coinciden con los valores obtenidos por Ullmann *et al.* en cintas Bi-2223 formadas por 55 filamentos y con recubrimiento de Ag aleada con Mg [11]. Sin embargo, las cintas HCW sólo presentan una deformación crítica del 0.25%, sólo ligeramente superior a la de las cintas monofilamento [8].

La disminución de la corriente crítica producida por la tensión mecánica se debe principalmente al agrietamiento de los filamentos cerámicos que reducen la sección transversal de la cinta capaz de transportar corriente [14], puesto que las grietas se generan en el plano perpendicular a la dirección de aplicación de la carga.

Las cerámicas masivas superconductoras Bi-2223 son tremendamente frágiles y poseen deformaciones de rotura en tracción del 0.05% [16-17]. En cambio, las cintas multifilamento son capaces de soportar deformaciones axiales del 0.5% sin comprometer las propiedades superconductoras. La presencia del recubrimiento metálico genera durante el procesado tensiones residuales de compresión en el cerámico y de tracción en la Ag debido a la diferencia entre sus coeficientes de expansión térmica.

Otro efecto importante a tener en cuenta en las cintas es el efecto del tamaño de los filamentos. Cuanto menor sea el tamaño de los filamentos cerámicos, menor será el tamaño del defecto crítico y por tanto, mayores serán las deformaciones críticas [10].

La resistencia mecánica del recubrimiento metálico influye en la tensión crítica. Las cintas Zerome poseen una mayor proporción de componente aleante en el recubrimiento de Ag comparado con las cintas HCW, lo que se traduce en un aumento del 60% en la tensión crítica. A su vez, el refuerzo extra de acero inoxidable de las cintas HSRW les permite soportar las mayores tensiones antes de la caída brusca en la corriente crítica.

## 5. CONCLUSIONES

En el presente trabajo se ha investigado el comportamiento a tracción a 300 K y a 77 K de tres tipos de cintas multifilamento Bi-2223/Ag así como la evolución de la corriente crítica a 77 K en función de la tensión aplicada. Los ensayos a tracción muestran un comportamiento elastoplástico a ambas temperaturas. Las cintas HSRW presentan el mejor comportamiento debido a su refuerzo de acero inoxidable seguido de las cintas Zerome, puesto que su contenido de Mg en la aleación de Ag es muy superior al de las cintas HCW así como el número de filamentos cerámicos capaces de soportar carga. Además el comportamiento mecánico a 77 K es mucho mejor que a 300 K con un incremento del 30% en el límite elástico y del 90% en la deformación de rotura.

El análisis de la evolución de la corriente crítica a 77 K en función de la carga aplicada mostró que la corriente no se ve afectada por la tensión durante la deformación elástica, pero cae prácticamente a cero cuando comienza la deformación plástica debido al agrietamiento de las fibras cerámicas. Los valores de la deformación para los cuales se produce la degradación de la corriente son del orden de 0.5% para las cintas Zerome y HSRW y de un 0.25% para HCW, que representan un aumento del 150% y del 25% con respecto a las cintas monofilamento. Las tensiones residuales y el tamaño de los filamentos son las principales causas del notable aumento en la deformación crítica.

## AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a los doctores Juan Farré de Nordic Superconducting Technologies y Jürgen Kellers de American Superconductors su colaboración y el suministro de las superconductoras.

Este trabajo ha sido financiado por MCyT y la Unión Europea a través del proyecto de investigación FEDER-2FD97-546-C04-03.

## REFERENCIAS

- [1] Fischer B., Arndt T., Gierl J., Krauth H., Munz M., Szulczyk A., Leghissa M. y Neumüller H., "Fabrication of Bi-2223 Tapes", IEEE Transactions on Applied Superconductivity, Vol. 11, N. 1, 3261-3264 (2001).
- [2] Osamura K., Ochiai S. y Maruyama T., "Influence of Ag addition on  $J_c$  and mechanical properties of Ag/Bi2223 tapes", Advanced Superconductivity, Vol. 5, 689-692 (1993).
- [3] Huang Y. et al., "Progress in Bi-2223 Wire Performance" presentado en CEC-ICMC 2001, 16-20 Julio, 2001, Madison, Wisconsin, USA.

- [4] Rieger J., Leghissa M., Wiezoreck J., Krämer H-P., Ries G. y Neumüller H-W., "Development of a 10 m long superconducting multistrand conductor for power transmission cables", *Superconductor Science and Technology* 11 (1998) 902-908.
- [5] Masuda, T., Watanabe, M., Suzawa C., Hirose M., Isojima S., Honjo S., Mimura T. y Takahashi Y., "Development of High  $T_C$  Superconducting Cable", presentado en "International Symposium on Superconductivity (ISS'99), Octubre 1999, Morioka, Japón.
- [6] Nassi M., Norman S., Kelley N., Wakefield C., Bogden D. y Jipping J., "High Temperature Superconducting Cable System at Detroit Edison", presentado en T&D World Expo, Abril 2000, Cincinnati, Ohio, USA.
- [7] Aized D., Gamble B. B., Sidi-Yekhelf A. y Voccio J. P., "Status of the 1000 hp HTS Motor Development", *IEEE Transactions on Applied Superconductivity*, Vol. 9, N. 2, 1197-1200 (1999).
- [8] Salib S. y Vipulanandan C., "Tensile stress-strain-Critical current relationships for silver reinforced BPSCCO composite tapes", *Materials Research Bulletin*, Vol. 32, N. 10, 1333-1340 (1997).
- [9] Sugano M., Osamura K. y Ochiai S., "Influence of dynamic and static stresses to mechanical and transport properties of Ag/Bi2223 composite superconductors", *IEEE Transactions on Applied Superconductivity*, Vol. 11, N. 1, 3022-3025 (2001).
- [10] Malachevsky M. T. y Esparza D. A., "Metal-ceramics interface response to bending and fatigue cycles in superconducting Ag-Bi2223 composites", *Physica C*, 324, (1999) 153-160.
- [11] Ullmann B., Gäbler A., Quilitz M. y Goldacker W., "Transport Critical Currents of Bi(2223) Tapes at 77 K under mechanical stress", *IEEE Transactions on Applied Superconductivity*, Vol. 7, N. 2, (1997) 2042-2045.
- [12] Singh J. P., Joo J., Vasanthamohan N. y Poeppel R. B., "Role of Ag additions in the microstructural development, strain tolerance, and critical current density of Ag-sheathed BSCCO superconducting tapes", *Journal Materials Research*, Vol. 8, N. 10, (1993) 2458-2464.
- [13] Katagiri K., Kasaba K., Shoji Y., Ishizaki M., Watanabe K., Noto K., Hiraoka M., "Stress/strain dependence of critical current in Cu-Ag externally reinforced Ag-Zr/Bi-2212 superconducting tapes", *Cryogenics* 39 (1999) 453-458.
- [14] Apperley M. H., Zeng R., Darmaann F. y McCaughey G., "Properties of Ag-Mg alloy sheathed Bi-2223 tapes", *Cryogenics* 40, (2000) 319-324.
- [15] *Metals Handbook*, Vol. 1, "Properties and selection of Metals" 8<sup>th</sup> Edición. American Society for Metals.
- [16] J.W.Ekin, D.Capone, N.Zaluzec, B.Flandermeyer, O.de Lima, A.Braginski, A.Panson, M.Janocko, M.Hong, J.Kwo y S.Liou, "Evidence for weak link and anisotropy limitations on the transport critical current in bulk polycrystalline  $Y_1Ba_2Cu_3O_x$ ", *Journal Applied Physics*, Vol.62, N° 12, 4821-4831, 1987.
- [17] J. Y. Pastor, P. Poza y J. Llorca, "Mechanical properties of Textured  $Bi_2Sr_2CaCu_2O_{8+\delta}$  High-Temperature Superconductors", *J. Am. Ceram. Soc.*, 82 (11) 3139-3144, 1999.