



## Comportamiento en fatiga de cintas superconductoras multifilamento BSCCO 2223

A. SALAZAR<sup>A</sup>, J. Y. PASTOR<sup>B</sup> Y J. LLORCA<sup>B</sup>

a) Departamento de Ciencia e Ingeniería de Materiales, Escuela Superior de Ciencias Experimentales y Tecnología, Universidad Rey Juan Carlos-Móstoles,

C/ Tulipán, s/n, 28933-Móstoles, Madrid-España

b) Departamento de Ciencia de Materiales, E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Universidad Politécnica de Madrid.

C/ Profesor Aranguren s/n, 28040 Madrid-España.

Las propiedades mecánicas y la evolución de la corriente crítica durante una sollicitación mecánica han sido evaluadas en tres cintas comerciales multifilamento formadas por una aleación Ag-Mg reforzada con fibras superconductoras cerámicas de alta temperatura crítica  $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_{10+x}$  (denominadas cintas BSCCO 2223). Estas cintas fueron sometidas a una sollicitación monótona creciente y a fatiga mecánica a 77 K a lo largo de la dirección longitudinal. Los resultados obtenidos revelan que las propiedades de transporte eléctrico no se ven afectadas bajo tensiones monótonas crecientes si la tensión máxima a tracción es inferior al límite elástico de la cinta definido a partir del 0.2% de deformación ingenieril. Sin embargo, la corriente crítica se reduce entre un 10% y 20% bajo una sollicitación cíclica, lo que indica que la vida en servicio de estas cintas está condicionada por su comportamiento bajo fatiga mecánica.

*Palabras clave:* cintas superconductoras  $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_{10+x}$  (BSCCO 2223), corriente crítica, fractura y fatiga, propiedades mecánicas.

### Fatigue behaviour of multifilamentary BSCCO 2223 superconducting tapes

The mechanical properties and the critical current were studied in three commercial multi-filamentary BSCCO 2223 tapes (formed by  $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_{10+x}$  high-temperature ceramic superconductors embedded in a Ag-Mg alloy) subjected to monotonic and fatigue tension at 77 K in the longitudinal direction. It was found that transport properties were not comprised under monotonic tensions if the maximum tensile stress remained below the conventional 0.2% yield strength. This magnitude was reduced by 10% to 20% in the case of fatigue loading, and the service life of the tape was dictated by the mechanical fatigue life.

*Keywords:*  $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_{10+x}$  (BSCCO 2223) superconducting tapes, critical current, fracture and fatigue, mechanical properties.

### 1. INTRODUCCIÓN

Los superconductores cerámicos de alta temperatura crítica BSCCO 2223 presentan unas buenas propiedades de transporte eléctrico para aplicaciones tecnológicas a 77 K, pero su aplicación industrial está limitada por sus pobres propiedades mecánicas (deformaciones de rotura  $\approx 0.05\%$ ) [1-2]. Con el fin de mejorar estas propiedades se han desarrollado cintas superconductoras en las que los filamentos cerámicos superconductores están embutidos en una aleación de Ag. La ventaja de estas cintas frente a los cerámicos superconductores masivos estriba en que estas cintas son flexibles (lo que facilita su manipulación), se pueden fabricar grandes longitudes (del orden de kilómetros), y el recubrimiento metálico externo protege a los filamentos de las agresiones externas y deriva la corriente eléctrica en el caso de que el cerámico superconductor falle.

Los estudios realizados sobre cintas monofilamento sometidas a deformación axial mostraron que la deformación crítica (definida como la deformación mecánica máxima que puede tolerar la cinta sin que se degrade la corriente crítica) era del orden del 0.2% y coincidía con el comienzo de la deformación plástica [3-6]. Con la división del núcleo cerámico en múltiples fibras se redujeron las pérdidas ac (hecho importante puesto que la mayor parte de las aplicaciones de estos materiales es en alterna) y también se mejoró la tolerancia al daño, puesto que la fractura frágil de una fibra no interrumpía el flujo de corriente [5]. Esta deformación

crítica pudo aumentarse hasta el 0.4% reforzando la cinta con dos finas láminas de acero inoxidable soldadas a su superficie [7-8].

Mientras que el comportamiento de las cintas monofilamento y multifilamento bajo cargas monótonas crecientes a lo largo de la dirección longitudinal ha sido ampliamente estudiado [7-12], existe un importante desconocimiento sobre su comportamiento eléctrico y mecánico bajo sollicitaciones cíclicas [13-15]. Las cintas superconductoras van a estar sometidas a fatiga mecánica durante su vida en servicio en aplicaciones como imanes superconductores, cables de alta tensión o motores eléctricos. Estas cargas cíclicas aparecen en los distintos componentes industriales debido a: ciclos térmicos entre temperaturas criogénicas y temperatura ambiente, fluctuaciones de la corriente eléctrica que atraviesa las bobinas superconductoras con el consecuente cambio en las fuerzas de Lorentz, cambios en las fuerzas centrífugas debido a las aceleraciones y desaceleraciones de los motores eléctricos, etc. Es por ello que la fatiga mecánica limita la aplicación de estas cintas en los distintos componentes industriales siendo imprescindible conocer los micromecanismos de deformación y fractura bajo sollicitaciones cíclicas axiales. La presente investigación se ha centrado en analizar la respuesta superconductora y mecánica de tres cintas multifilamento comerciales sometidas a fatiga mecánica a lo largo de su eje a 77 K. Los resultados de los ensayos mecánicos junto con el

análisis de las superficies de fractura mediante microscopía electrónica de barrido han permitido entender la evolución del daño en las cintas superconductoras sometidas a deformación cíclica axial.

## 2.- MATERIALES Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES.

Se han estudiado tres cintas multifilamento comerciales BSCCO 2223 procesadas mediante la técnica "polvo en tubo": la cinta denominada Zerome fue suministrada por la empresa Nordic Superconductor Technology y las cintas denominadas HCW (High Current Wire) y HSRW (High Strength Reinforced Wire) fueron suministradas por American Superconductor [16].

El estudio microestructural se llevó a cabo con un microscopio electrónico de barrido. Las cintas fueron cortadas perpendicularmente al eje principal y las secciones transversales obtenidas fueron embutidas en una resina conductora y posteriormente pulidas hasta un acabado de 1  $\mu\text{m}$ .

La resistencia mecánica de las aleaciones Ag-Mg del recubrimiento metálico externo se determinó a partir de ensayos de microdureza Vickers en un microdurómetro AKASHI MVK-EIII utilizando una carga de 0.1 N.

Los ensayos de tracción y de fatiga mecánica de las cintas a 77 K se realizaron a lo largo de la dirección longitudinal de la cinta en máquinas servo-hidráulicas (Instron Serie 8500 Plus, UK). Las cintas tenían una longitud de 90 mm y se sujetaron mediante mordazas de latón especialmente diseñadas para muestras con espesores del orden de centenares de micras. La longitud libre entre mordazas fue de 60 mm. Las mordazas estaban conectadas al actuador y a la célula de carga mediante sendas rótulas para asegurar el alineamiento del sistema. Un tubo de acero inoxidable recubierto de poliuretano, que hizo las veces de criostato, se subió desde la parte inferior hasta la altura deseada para que todo el sistema de ensayo quedara completamente sumergido. La sujeción y sellado del criostato se consiguió a través de juntas tóricas especiales colocadas en la superficie de una pieza de acero inoxidable que roscaba a la rótula inferior y que aprisionaba la base inferior del criostato. Finalmente, dos piezas de PVC se colocaron en los extremos inferior y superior del tren de carga para aislar eléctricamente la cinta de la máquina de ensayos. Además, las paredes interiores del criostato de acero inoxidable se recubrieron con una manta de fibra de vidrio para evitar que los cables se tocasen entre sí [8].

La deformación se midió durante el ensayo con un extensómetro de bajo peso (Epsilon Model 3442). La corriente se suministró mediante dos fuentes de alimentación (Sorensen DC 8V-125A) conectadas en paralelo a dos mallas flexibles de Cu. Las dos conexiones de voltaje se realizaron con cable de Cu de 0.1 mm de diámetro soldado a la cinta y con una separación de 3 cm. Los otros dos extremos fueron conectados a un multímetro (Hewlett Packard HP 34401A) que permitió medir el valor de la corriente crítica utilizando como criterio la aparición de un campo eléctrico de 1  $\mu\text{V}/\text{cm}$  [8].

Antes de comenzar el ensayo se llenó todo el criostato con nitrógeno líquido mientras se aplicaba una pequeña carga constante de tracción de 10 N a fin de mantener el sistema alineado y evitar sobrecargas o la flexión de la cinta debido al enfriamiento. Se vertió nitrógeno líquido hasta que el actuador de la máquina dejó de moverse para compensar las contracciones térmicas diferenciales y mantener la carga constante. El ensayo

se inició al alcanzarse esta condición de equilibrio, que permite asegurar que se había alcanzado el equilibrio térmico en el tren de carga. Los ensayos de tracción se realizaron en control de posición, con distintas velocidades del actuador dependiendo del tipo de cinta ensayada, más concretamente a velocidades de 150, 200 y 800  $\mu\text{m}/\text{min}$  en los ensayos realizados sobre las cintas Zerome, HCW y HSRW, respectivamente. La elección de velocidades se realizó en función de la composición de las fases metálicas, para evitar una duración excesiva de los ensayos realizados en aquellas cintas que son más dúctiles. Los ensayos de fatiga se realizaron en control de carga, con una onda de carga sinusoidal. La frecuencia de ensayo fue de 40 Hz, y la relación de tensiones, R, definida como el cociente entre la tensión mínima y la tensión máxima fue igual a 0.1.

Inicialmente se midió la corriente crítica de la cinta a 77 K, y luego se midió la corriente crítica a 77 K para incrementos de carga de 10 N durante los ensayos de tracción y cada cierto número de ciclos en los ensayos de fatiga. Las superficies de fractura se examinaron con ayuda de un microscopio electrónico de barrido. Además, la sección longitudinal de las cintas ensayadas a fatiga se embutió en una resina conductora y se pulió hasta eliminar el recubrimiento metálico con el fin de determinar los micromecanismos de fractura de los filamentos cerámicos mediante el microscopio electrónico de barrido.

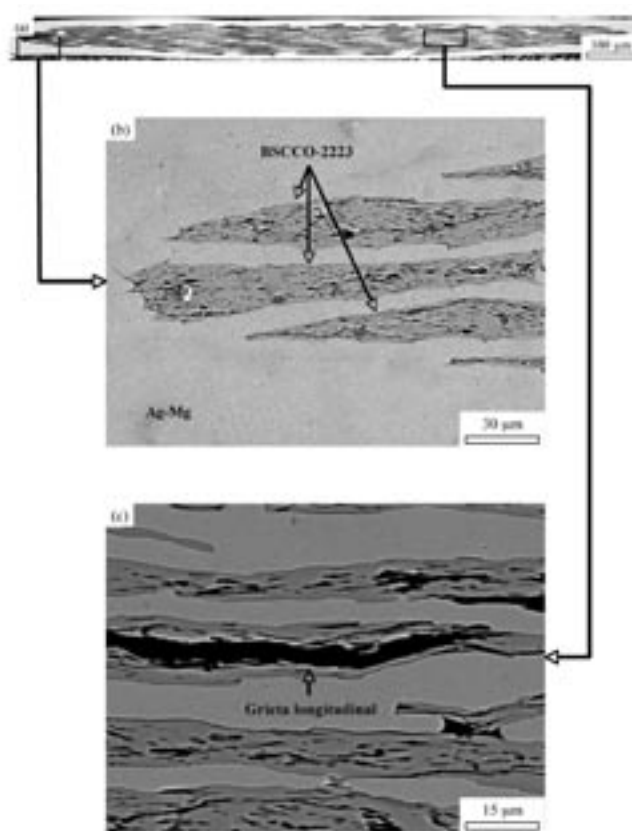


Fig. 1.- Sección transversal de la cinta Zerome: (a) Vista panorámica. (b) Detalle de los filamentos cerámicos elipsoidales embebidos en la aleación de Ag-Mg. (c) Microestructura texturada de los filamentos cerámicos en la que puede observarse las grietas perpendiculares al eje c así como la microporosidad.

### 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

#### 3.1. Microestructura

La sección transversal de la cinta Zerome se muestra en la Fig. 1. El núcleo cerámico está constituido por 83 filamentos cerámicos con forma elipsoidal (eje mayor  $\approx 350\mu\text{m}$ , eje menor  $\approx 20\mu\text{m}$ ) embutidos en una aleación Ag-Mg. Este corazón formado por un compuesto cerámico-metal se encuentra a su vez encapsulado por una capa metálica de la misma aleación Ag-Mg de  $\sim 50\mu\text{m}$  de espesor. Las cintas HCW y HSRW presentaron una estructura similar aunque el número de filamentos cerámicos en el núcleo era sólo de 56 y sus dimensiones eran ligeramente diferentes ( $\approx 250\mu\text{m}$  por  $\approx 30$

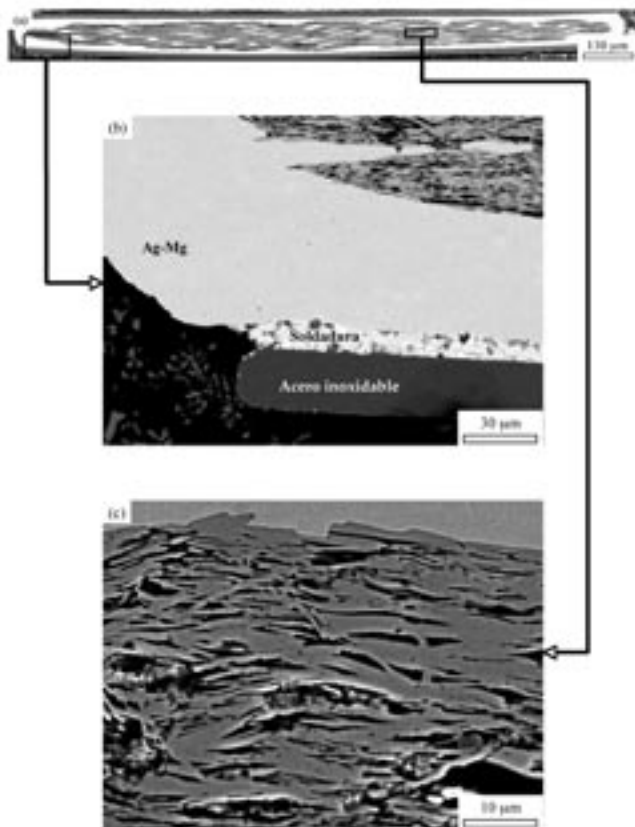


Fig. 2.- Sección transversal de la cinta HSRW. (a) Vista panorámica. (b) Detalle de la cinta en el que se muestra los filamentos cerámicos, el recubrimiento metálico Ag-Mg y una de las láminas de acero inoxidable soldada a la cinta. (c) Microestructura texturada de los filamentos cerámicos en la que puede observarse la microporosidad.

$\mu\text{m}$ ). Además, la cinta HSRW está reforzada por dos láminas de acero inoxidable de  $\sim 35\mu\text{m}$  de espesor soldadas mediante la deposición de una aleación Sn-Pb sobre las superficies de la cinta (Fig. 2). El área ocupada por los filamentos cerámicos era aproximadamente el 40% de la sección total de la cinta. En todos los casos se observó una buena adherencia entre los filamentos cerámicos y la matriz de Ag-Mg, y entre ésta y las láminas de acero inoxidable en el caso de HSRW. Aunque el recubrimiento metálico no reveló la presencia de ningún defecto debido al procesado, el núcleo cerámico presentó microporos y grietas longitudinales (Fig. 1c y 2c).

Los monofilamentos cerámicos estaban formados por granos ortorrómbicos de la fase superconductora BSCCO 2223 que se sinterizaron durante el recocido entre  $800\text{-}900\text{ }^\circ\text{C}$  a la que

fue sometida la cinta. Los filamentos presentaron una marcada textura con los planos cristalográficos ab orientados a lo largo del eje de la cinta (Fig. 1c y 2c). Estos granos superconductores tendieron a apilarse formando dominios, que estaban formados por haces de granos apilados en la dirección perpendicular al eje c y cuyo espesor era del orden de micras. La microporosidad se observó en la intersección entre los dominios desalineados y las grietas longitudinales eran perpendiculares al eje c de los dominios.

La corriente crítica de cada cinta a  $77\text{ K}$  en ausencia de deformación mecánica,  $I_{\text{CO}}$ , se midió mediante el método de cuatro puntas y los valores obtenidos se muestran en la Tabla I. La marcada textura de los granos superconductores BSCCO 2223 fue la responsable de los excelentes valores de la corriente crítica, particularmente en las cintas HCW y HSRW.

TABLA I. PROPIEDADES DE LAS CINTA

Cinta	$I_{\text{CO}}$ (A) a $77\text{ K}$	Microdureza del recubrimiento Ag-Mg (MPa)
Zerome	50	$1006 \pm 45$
HCW	140	$555 \pm 20$
HSRW	140	$756 \pm 20$

Los valores medios de la dureza Vickers a  $300\text{ K}$  correspondientes a la aleación Ag-Mg de cada una de las cintas se presentan en la Tabla I. Los valores corresponden a la media de 5 indentaciones realizadas en las proximidades del borde de la cinta con sus correspondientes errores cuadráticos de la media. Las diferencias en la dureza se deben a las variaciones en la cantidad de Mg presente en la aleación de Ag. El Mg se caracteriza por presentar una solubilidad limitada en la Ag y las partículas de Mg se oxidan a MgO durante el largo recocido a alta temperatura [10]. Esto constituye un mecanismo de endurecimiento ya que las partículas de óxido impiden el movimiento de las dislocaciones.

TABLA II. PROPIEDADES A TRACCIÓN DE LAS CINTAS A  $77\text{ K}$

Cinta	$\sigma_y$ (MPa)	$\sigma_r$ (MPa)	$\epsilon_r$ (MPa)
Zerome	$189 \pm 1$	$192 \pm 2$	$1.6 \pm 0.5$
HCW	$115 \pm 1$	$121 \pm 4$	$4.0 \pm 0.6$
HSRW	$359 \pm 2$	$412 \pm 4$	$22 \pm 2$

#### 3.2. Comportamiento a tracción

Se realizaron 6 ensayos de tracción en cada cinta a  $77\text{ K}$ . Los resultados presentaron muy poca dispersión lo que pone de manifiesto la homogeneidad conseguida en el proceso de fabricación. Las propiedades mecánicas medias de las cintas se obtuvieron de las curvas tensión-deformación (límite elástico al 0.2%,  $\sigma_y$ , tensión de rotura,  $\sigma_r$ , y deformación de rotura,  $\epsilon_r$ ) y se encuentran recogidas en la Tabla II junto con sus correspondientes errores cuadráticos de la media. En general, todas las cintas presentaron muy poco endurecimiento durante la deformación plástica y las principales diferencias aparecieron al comienzo de la deformación plástica. La cinta HCW presentó el valor más bajo del límite elástico debido a que poseía la menor cantidad de Mg en la aleación de Ag mientras que la cinta HSRW presentó el valor más alto debido

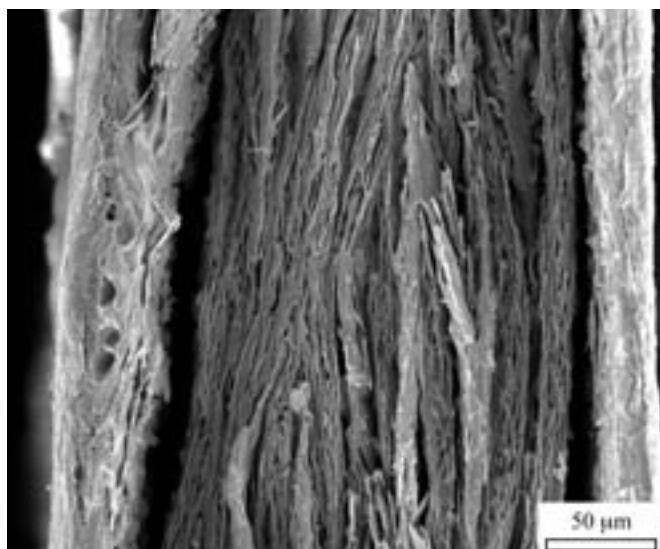


Fig. 3.- Superficie de fractura de la cinta Zerome ensayada a tracción a 77 K. Rotura dúctil del recubrimiento de Ag-Mg por nucleación, crecimiento y coalescencia de cavidades.

al refuerzo extra de las dos láminas de acero inoxidable. Las superficies de fractura de las cintas mostraron una fractura típica dúctil de las fases metálicas por nucleación, crecimiento y coalescencia de cavidades en la matriz metálica mientras que los dominios cerámicos presentaron la típica fractura frágil transgranular (Fig. 3). Especialmente en las cintas HSRW se observó una decohesión entre las láminas de acero inoxidable y la cinta debido a la diferencia en ductilidades de las dos regiones metálicas.

La evolución de la corriente crítica durante los ensayos de tracción mostró que la degradación de las propiedades de transporte era prácticamente inapreciable en la región elástica pero sufría una brusca reducción al comienzo de la deformación plástica. Los valores medios de la deformación crítica,  $\epsilon_c$  y de la tensión crítica,  $\sigma_c$  definidos como la deformación y la tensión mecánica asociada a una reducción del 5% de la corriente crítica inicial,  $I_{c0}$  están recogidos en la Tabla III. Los resultados obtenidos están de acuerdo con los obtenidos por otros autores en cintas multifilamento [6, 7, 11] y son ligeramente superiores a los valores indicados en las especificaciones técnicas proporcionadas por las empresas suministradoras [16] mostrando que la rotura de los filamentos cerámicos ocurre al comenzar la deformación plástica de la matriz metálica. Estos

Tabla III. TENSIÓN Y DEFORMACIÓN CRÍTICA DE LAS CINTAS A 77 K

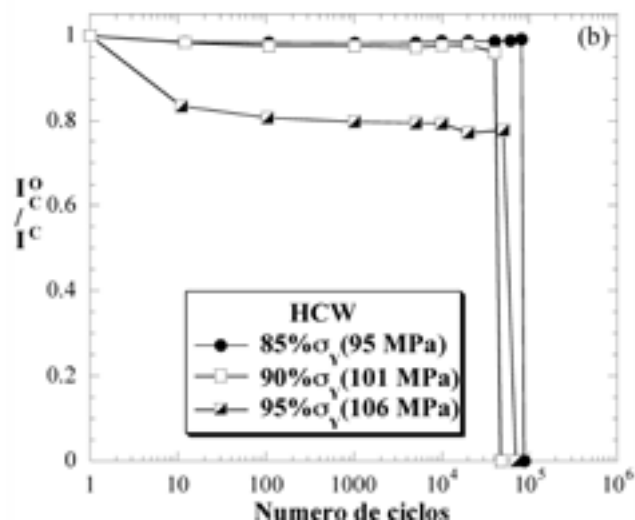
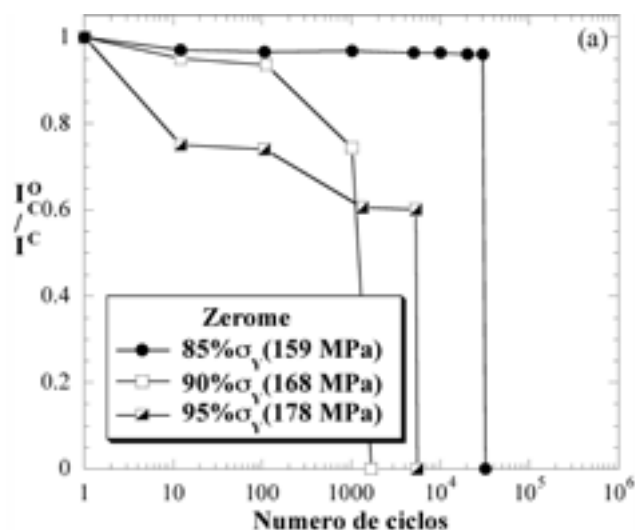
Cinta	$\epsilon_c$ (MPa)	$\sigma_c$ (MPa)	$\sigma_f$ (MPa)
Zerome	$0.35 \pm 0.02$	$184 \pm 2$	159
HCW	$0.25 \pm 0.03$	$114 \pm 1$	101
HSRW	$0.41 \pm 0.06$	$347 \pm 8$	282

resultados ponen de manifiesto que, para finalidades prácticas, el límite elástico al 0.2% denota la tensión a tracción máxima que pueden soportar las cintas sin degradación significativa de las propiedades de transporte. De este modo, aumentando el límite elástico de la matriz de Ag aleándola con Mg o Mn y reforzando la cinta con dos láminas de acero inoxidable se mejoran la tensión y la deformación crítica. El refuerzo con láminas de acero inoxidable también conduce a una reducción suave de la corriente crítica con la deformación aplicada, así

las cintas HSRW aún eran capaces de transportar un 20% de  $I_{c0}$  bajo deformaciones de tracción del 0.7%. Por el contrario, la corriente crítica caía bruscamente a cero en las cintas Zerome y HCW al comienzo de la deformación plástica.

### 3.3. Comportamiento en fatiga

Mientras que el comportamiento mecánico y eléctrico bajo una carga monótona creciente a lo largo del eje de la cinta ha sido ampliamente estudiado, apenas existe información sobre el comportamiento mecánico y eléctrico cuando las cintas están sometidas a fatiga mecánica. Para investigar este comportamiento, las cintas fueron ensayadas con una amplitud de tensión constante y una relación de tensiones igual a 0.1, a una frecuencia de 40 Hz con onda de carga sinusoidal. Los primeros ensayos se realizaron para una tensión máxima del ciclo de fatiga muy próxima al límite elástico de la cinta (Tabla II) y en los ensayos sucesivos se disminuyó en intervalos de  $0.05\sigma_f$ . La caracterización de la cinta se consideró finalizada cuando la corriente crítica se mantenía constante durante todo el ensayo (hasta el fallo mecánico) para una tensión máxima de cada ciclo,  $\sigma_f$  definido como el límite de fatiga eléctrico. Si la cinta es cargada cíclicamente por debajo de  $\sigma_f$  el daño



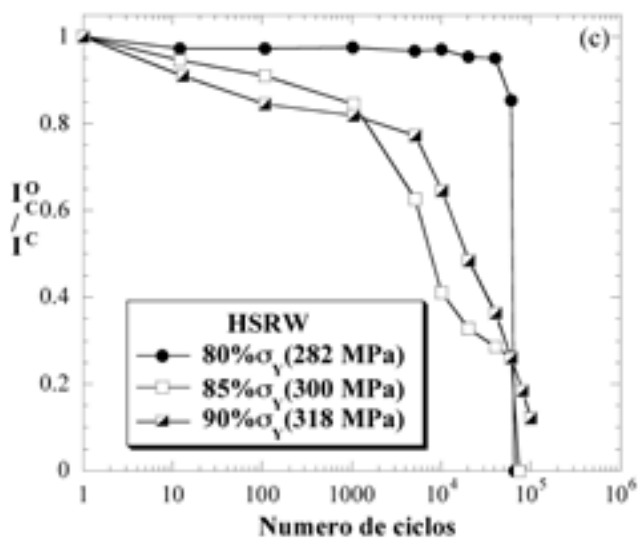


Fig. 4.- Evolución de la corriente crítica  $I_c$  (normalizada por la corriente crítica inicial,  $I_{c0}$ ) en función del número de ciclos de fatiga a 77 K: (a) Zerome, (b) HCW y (c) HSRW.

sufrido por los filamentos cerámicos antes del fallo mecánico es prácticamente despreciable. En cambio, se observó una reducción progresiva de la corriente crítica para tensiones superiores a  $\sigma_f$ , lo que indica un aumento del daño en los filamentos cerámicos con el número de ciclos. Desde el punto de vista del diseño, la tensión máxima del ciclo de carga que puede soportar la cinta sin fallo eléctrico debe ser inferior a  $\sigma_f$  y debe revisarse que la cinta pueda aguantar el número de ciclos de fatiga esperados durante la vida en servicio de los componentes tecnológicos o industriales.

La evolución de la corriente crítica de la cinta,  $I_c$  (normalizada por la corriente crítica inicial,  $I_{c0}$ ) se ha representado en función del número de ciclos de fatiga en las Fig. 4a, 4b y 4c para las cintas Zerome, HCW y HSRW, respectivamente. En estas figuras se muestra como la corriente crítica decrece de manera más o menos continua con el número de ciclos cuando la tensión máxima cíclica es similar a  $\sigma_f$ , pero el límite de fatiga eléctrico,  $\sigma_f$ , es fácilmente distinguible en

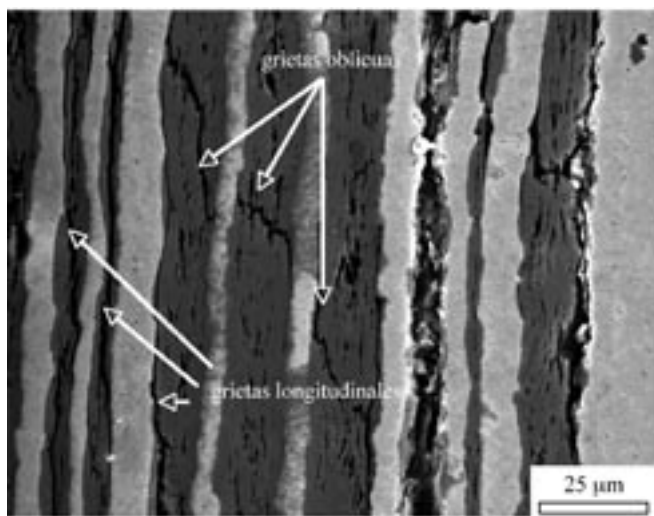


Fig. 5.- Sección longitudinal de la cinta Zerome rota por fatiga a 77 K siendo la tensión máxima del ciclo de carga de  $0.95\sigma_y$ . Pueden apreciarse las grietas longitudinales y oblicuas.

todas las cintas: la corriente crítica permaneció prácticamente constante durante todo el ensayo cayendo a cero cuando la cinta rompía de manera catastrófica. Los valores de  $\sigma_f$  se han recogido en la Tabla III y del análisis de estos datos puede apreciarse que son muy altos (aproximadamente entre  $0.8\sigma_y$  y  $0.9\sigma_y$ ). Además, las cintas fueron capaces de soportar un número significativo de ciclos de fatiga (entre 30000 y 90000) bajo este intervalo de tensión cíclica.

La degradación progresiva de la corriente crítica con el número de ciclos de las cintas sometidas a una tensión máxima del ciclo de carga superior a  $\sigma_f$  se determinó analizando las secciones longitudinales de las mismas en las que el recubrimiento metálico se había eliminado mediante pulido. Las micrografías de la cinta Zerome sometida a un ensayo de fatiga en el que la tensión máxima del ciclo de carga era de  $0.95\sigma_y$  se muestran en la Fig. 5. Se puede apreciar dos tipos de microgrietas en los monofilamentos cerámicos: orientadas en la dirección longitudinal y oblicua. Estas microgrietas también se han observado en las cintas HCW y HSRW. Las

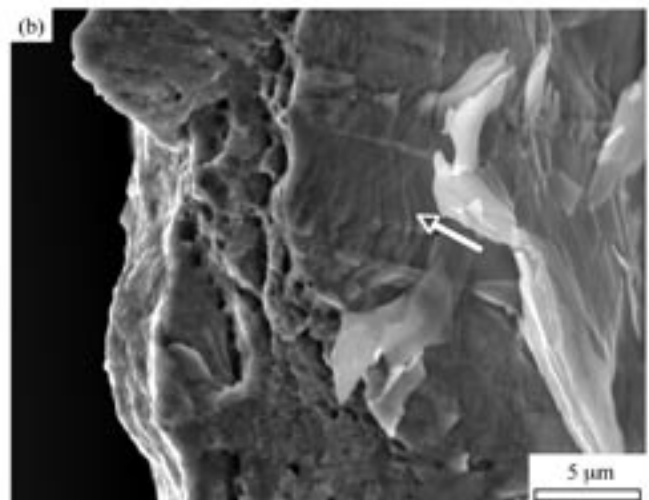
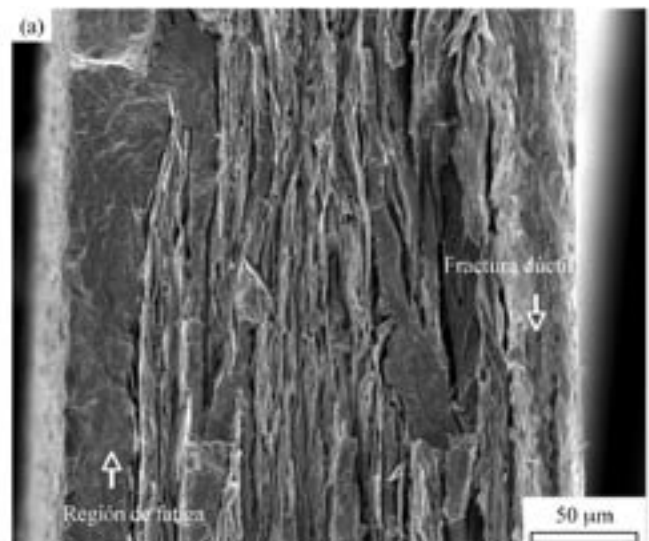


Fig. 6.- Superficie de fractura de la cinta HCW ensayada a fatiga a 77 K bajo una tensión máxima del ciclo de carga de  $0.85\sigma_y$ . (a) Vista panorámica. (b) Detalle de la superficie de fractura asociada al recubrimiento metálico Ag-Mg en la que pueden observarse las estrías de fatiga (señaladas con una flecha)

grietas longitudinales, perpendiculares al eje c de los granos, no influyeron en el transporte de corriente, y la mayoría se formaron durante el procesado de las cintas (Fig. 1c). Por el contrario, la continuidad entre las grietas oblicuas indicó

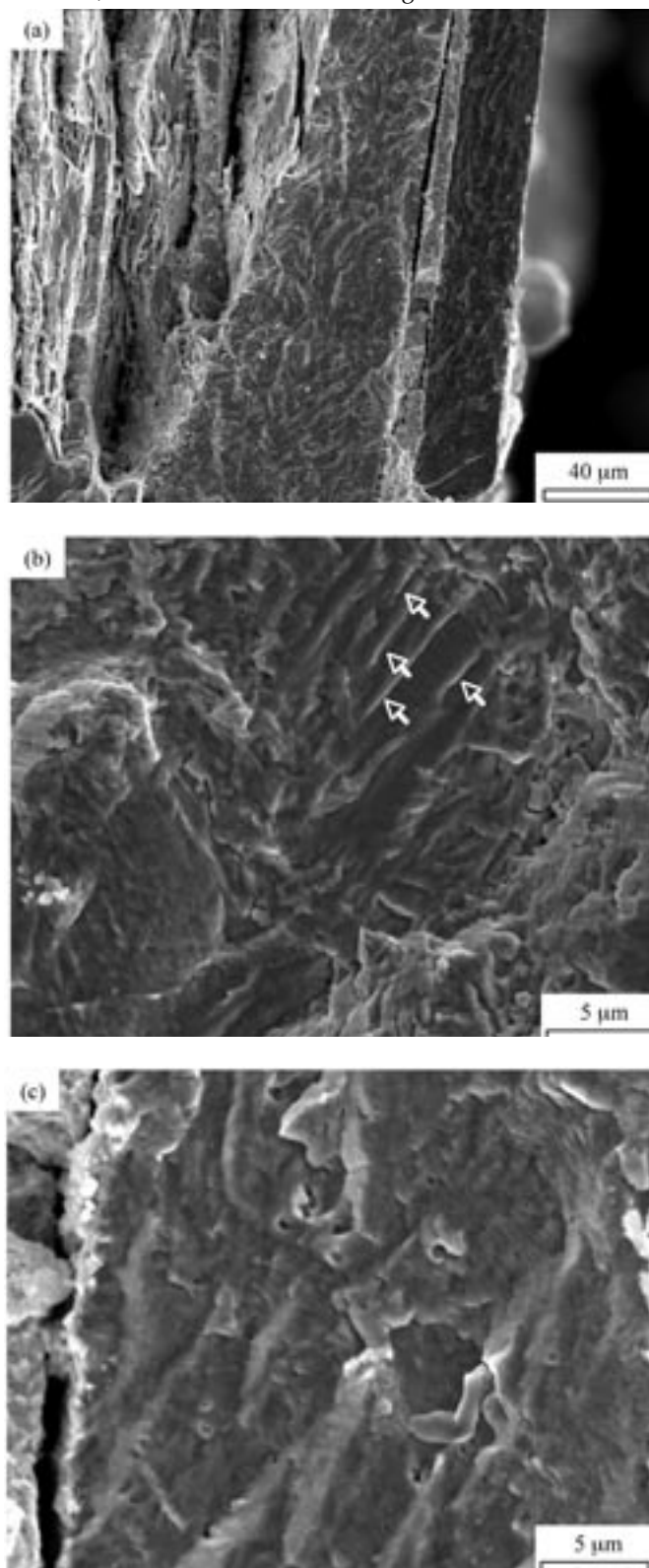


Fig. 7.- Superficie de fractura de la cinta HSRW ensayada a fatiga a 77 K bajo una tensión máxima del ciclo de carga de  $0.90\sigma_y$ . (a) Vista panorámica. (b) Detalle de la superficie de fractura del recubrimiento metálico Ag-Mg en la que las estrías de fatiga están señaladas con una flecha. (c) Detalle de la superficie de fractura asociada a la lámina de acero inoxidable.

que éstas se propagaron de un filamento a su vecino. La acumulación de daño en un filamento cerámico como resultado de la carga cíclica condujo a la nucleación y crecimiento de una grieta, que acabó fracturando el filamento. La grieta se paró en la intercara filamento/matriz pero la concentración de tensión en la punta de la grieta así como la transferencia de carga a los filamentos vecinos intactos propició la rotura del filamento cerámico más próximo. Este proceso fue el responsable de la reducción gradual de  $I_c$  con el número de ciclos observado experimentalmente.

El daño producido por la fractura progresiva de los filamentos cerámicos estaba confinado en el núcleo de la cinta por lo que no influyó en su comportamiento mecánico. La fractura por fatiga se produjo por la nucleación y crecimiento de una grieta a partir de un defecto superficial en el recubrimiento metálico tal y como puede observarse en las superficies de fractura de las cintas HCW (Fig. 6) y HSRW (Fig. 7). La grieta por fatiga se inició en el recubrimiento Ag-Mg en la cinta HCW (Fig. 6a), donde pueden apreciarse a mayor número de aumentos (Fig. 6b) las típicas estrías generadas durante el crecimiento lento de la grieta por fatiga a medida que aumentaron el número de ciclos. Esta grieta creció a lo largo del recubrimiento de Ag-Mg sin llegar a propagarse dentro del núcleo de la cinta puesto que en todos los casos la grieta se paraba en la intercara recubrimiento-núcleo lo que condujo a la decohesión entre ambas zonas. En el caso de la cinta HSRW, la grieta por fatiga se inició a partir de un defecto superficial en las láminas de acero inoxidable, creciendo principalmente a lo largo de éstas y propagándose después a través de la soldadura Sn-Pb y el recubrimiento de Ag-Mg. Como en las otras cintas, la grieta por fatiga no penetró en el interior del núcleo y se paró en la intercara núcleo-recubrimiento. La fractura final de la cinta ocurrió de manera catastrófica cuando la grieta por fatiga alcanzó un tamaño crítico, produciendo su propagación inestable.

#### 4. CONCLUSIONES

Las propiedades mecánicas y la corriente crítica se midieron en cintas multifilamento BSCCO 2223 sometidas a cargas monótonas crecientes y fatiga mecánica a lo largo del eje de la cinta a 77 K. Las propiedades de tracción de las cintas, particularmente el límite elástico, aumentaron al incrementar la resistencia del recubrimiento metálico de Ag-Mg y al reforzar la cinta con dos láminas de acero inoxidable. La corriente crítica permaneció constante durante la deformación elástica de la cinta y comenzó a caer al comienzo de la deformación plástica. Desde el punto de vista del diseño, estos resultados demostraron que el límite elástico convencional al 0.2% constituye la máxima tensión a tracción que pueden soportar las cintas sin degradación significativa de sus propiedades de transporte.

El estudio del comportamiento en fatiga de las cintas supuso la definición del límite de fatiga eléctrico,  $\sigma_f$ , como la máxima tensión del ciclo de carga para la cual la corriente crítica permanece constante durante todo el ensayo hasta el fallo mecánico. Este límite se encontraba entre el 80% y el 90% del límite elástico en las tres cintas estudiadas. Si la tensión máxima sobrepasaba el límite de fatiga eléctrico, las propiedades de transporte se degradaban progresivamente. El análisis de la sección longitudinal de las cintas fatigadas mostró como el daño se produjo por la fractura sucesiva de los filamentos cerámicos. La acumulación de daño en un filamento

como resultado de la carga cíclica condujo a la nucleación y crecimiento de una grieta que acabó rompiendo el filamento. La grieta se paró en la intercara filamento/matriz pero la concentración de tensiones en la punta de la grieta así como la transferencia y distribución de la carga entre los filamentos vecinos intactos propició la nucleación de otra grieta en el filamento vecino, lo que dio lugar a la sucesiva fractura de los filamentos cerámicos durante la fatiga mecánica. El daño producido por la fractura de los filamentos cerámicos se confinó al núcleo de la cinta y no influyó en su comportamiento mecánico.

Por debajo del límite de fatiga eléctrico no se detectó ningún daño en los filamentos cerámicos, y la vida en servicio de la cinta bajo tales condiciones estuvo regida por la resistencia mecánica a la fatiga. El fallo por fatiga en todas las cintas se inició a partir de un defecto en la superficie del recubrimiento metálico o en las láminas de acero inoxidable, propagándose a lo largo de éstas sin atravesar el núcleo de la cinta hasta que alcanzó un tamaño crítico que originó la propagación inestable de la grieta.

## BIBLIOGRAFÍA

- Goretta K. C., Lanagan M. T., Brent P. J., Dorris S. E., Joo J., Picciolo J. J., Shearer R. A., Singh J. P., Wasylenko S., Winandy P. M., Wang X. W., Youngdahl C. A., Poeppel R. B., Miller D. J., Holesinger T. G., Kostic P. y Chen N., "Processing and Properties of bulk BiSrCaCuO superconductors", *Dep. Applied Super.* 2 6, 411-415 (1994).
- Salazar A., Pastor J. Y. y LLorca J., "Strength and fracture toughness of hot pressed bulk  $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$  and  $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_x/\text{Ag}$  at 77 and 300 K", *Physica C* 385 (2003) 404-414.
- Salib S., Vipulanandan C., "Tensile stress-strain-critical current relationships for silver fiber reinforced BPSCCO composite tapes", *Mat. Res. Bull.*, 32, 10, 1333-1340 (1997).
- Osamura K. y Sugano M., "Mechanical properties of powder-in-tube processed mono- and multi-filamentary Bi2223 tapes", *Physica C* 357-360 (2001) 1128-1133.
- Ekin J. W., Finnemore D. K., Li Q., Tenbrink J. y Carter W., "Effect of axial strain on the critical current of Ag-sheathed Bi-based superconductors in magnetic fields up to 25 T", *Appl. Phys. Lett* 61, 7, (1992) 858-860.
- 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 Dep. Applied Super.*, 7, 2, Junio 1997.
- King C. G., Grey, D. A., Mantone A., Herd K. G. y Laskaris E. T., "Mechanical stabilization of BSCCO-2223 superconducting tapes", *IEEE Transactions on Dep. Applied Super.* 7, 2 (1997) 2046-2050.
- Salazar A., "Propiedades mecánicas de cerámicos superconductores  $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_{8+\delta}$ ,  $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_{10+\delta}$  y sus compuestos", Tesis doctoral. Universidad Complutense de Madrid (2003).
- 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", *J. Mater. Res.*, Vol. 8, 10, (1993) 2458-2464.
- Apperley M. H., Zeng R., Darmann F. y McCaughey G., "Properties of Ag-Mg alloy sheathed Bi-2223 tapes", *Cryogenics* 40 (2000) 319-324.
- Lu Z., He Y., Yang S., Sun J., Huang X., Wang J., Duan Z., Zhang P., Yong F. y Zhou L., "Effects of axial tensile and bending strains on the critical current of Bi-2223 superconducting tapes", *Physica C* 337 (2000) 150-153.
- Park H. S., Ji B. K., Lim J. H., Joo J., Jung S.-B., Nah W., Yoo J., Ko J. y Kim H., "Characterization of the thermal conductivity and mechanical properties of sheath alloy materials for Bi-2223 superconductor tapes", *IEEE Transactions on Applied Superconductivity*, 11, 1, (2001) 3277-3280.
- Holtz R. L. y Gubser D. U., "High-cycle fatigue in high temperature superconductor motor applications", *J. Mater. Procc. Tech* in press.
- 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*, 11, 1, (2001) 3022-3025.
- Holtz R. L., Fleshler S. y Gubser D. U., "Fatigue of a reinforced high temperature superconducting tape", *Adv. Eng. Mater.*, 3, 3, (2001), 131-134.
- www.amsuper.com

Recibido: 15.01.05

Aceptado: 15.03.05

