

MODIFICACIÓN DE LAS PROPIEDADES SUPERCONDUCTORAS DE CAPAS DE $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ EXPUESTAS A LA ACCIÓN DE LAS RADIACIONES GAMMA.

Antonio Leyva*, Mario Mora*, Guido Martín*, Alberto Martínez**

*Centro de Estudios Aplicados al Desarrollo Nuclear. ** Instituto de Ciencia y Tecnología Nucleares.

RESUMEN:

Se presentan los resultados del estudio de los efectos provocados por la radiación γ de 1.33 MeV hasta la dosis de 450 KGy sobre la temperatura crítica, resistividad, densidad de corriente crítica y energía de activación de los centros de anclaje en capas gruesas de YBCO. Los principales mecanismos que a nivel microscópico intervienen en los efectos observados son analizados en este trabajo.

ABSTRACT:

The results of the study of the effects caused by the 1.33 MeV γ irradiation in doses up to 450 KGy on the critical temperature, resistivity, critical current density and pinning activation energy in YBCO thick films, are presented. The principal microscopical mechanisms causing the observed effects are also analyzed.

INTRODUCCIÓN.

El empleo creciente de dispositivos en base a materiales superconductores de altas temperaturas (SCAT) en disímiles ramas de la ciencia y la técnica, donde se incluyen esferas en las que las condiciones radiacionales son agresivas, hace que muchos especialistas dirijan sus esfuerzos a tratar de dilucidar los efectos que producen las radiaciones ionizantes sobre estos materiales y mediante qué mecanismos actúan.

Una parte de estos trabajos son dedicados a la interacción de las radiaciones γ con los SCAT, por ser estas muy abundantes en cualquier medio y porque, aunque su acción es generalmente indirecta, sí puede provocar sensibles daños para diferentes dosis y energías. Por ejemplo, la radiación γ de energía 1.33 MeV proveniente del Co^{60} al interactuar con el material puede dar origen a electrones de Compton con una energía cinética de hasta 1 Mev capaces de desplazar de su posición a los átomos más débilmente enlazados en la estructura, que para el YBCO son los oxígenos

(~ 30 eV de energía umbral), provocando el surgimiento de vacancias que juegan un importantísimo rol en las propiedades de estos materiales.

Los autores de [1] reportan la disminución ligera de la temperatura de transición y el aumento de la densidad de corriente crítica intragranular (J_{cg}) de cerámicas SCAT del tipo YBCO para dosis de hasta 600 Gy de radiación γ del Co^{60} .

Otros autores como [2,3] observan el constante deterioro del material superconductor y por consiguiente de sus propiedades con la dosis de exposición, resultados opuestos a los de algunos como [4] que observan que en el proceso de irradiación no sólo se mantienen inalterables las propiedades del SCAT, sino que en condiciones específicas se logran fortalecer.

En [5], donde se exponen cerámicas YBCO y BSCCO hasta dosis de 725 kGy, la situación es más compleja con momentos de fortalecimiento y/o debilitamiento de las propiedades superconductoras.

En general se puede hablar de un cuadro muy diversificado y en muchos casos contradictorio en estos estudios, donde incluso se habla de la existencia de un "efecto de muestra" [6].

En el presente trabajo se reportan los resultados obtenidos en el proceso de irradiación de capas gruesas SCAT del tipo YBCO con una fuente de Co^{60} .

EXPERIMENTO.

Las capas fueron preparadas por "spray-pirólisis" según se reporta en [7]. El grosor de las mismas osciló entre 10 y 15 μm .

Las propiedades galvanomagnéticas, así como las temperaturas de transición fueron medidas con el empleo de un criostato de N_2 líquido equipado de una bobina inductora y un sistema de medición basado en un arreglo de cuatro contactos [8].

Se estimó la energía de activación por el método reportado en [9] para dos valores diferentes de corriente (I_{bias}); un caso igual a la corriente crítica de la capa I_c y otro para 100 mA.

La irradiación se realizó a temperatura ambiente, en una cámara gamma modelo MPX- γ -25M dotada de una fuente de Co^{60} y calibrada a una potencia de dosis de $6.08 \text{ Gy} \cdot \text{min}^{-1}$.

RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

A medida que transcurre el proceso de irradiación de las capas y debido al lento y constante deterioro, en primer lugar de las fronteras intergranulares, se observa un paulatino incremento de la resistividad óhmica ρ . En la Figura 1 se muestra como ρ , determinada a tres valores diferentes de temperatura, va a tener un comportamiento monótono creciente durante todo el proceso de irradiación, contrario a lo obtenido por los autores de [6], y que indica que ciertamente se forman centros de dispersión de electrones que afectan la conductividad general del material. En esto influyen no sólo los defectos que en la zona se crean, sino también la acumulación de estos procedentes del interior de los granos y que migraron hacia la superficie.

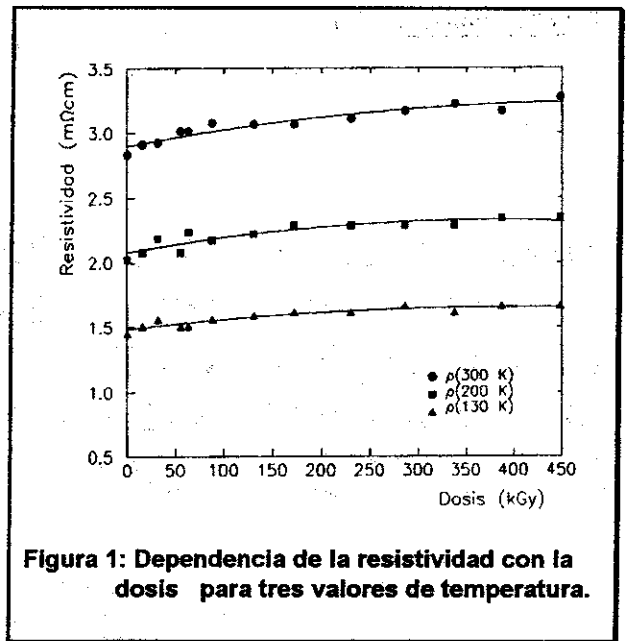


Figura 1: Dependencia de la resistividad con la dosis para tres valores de temperatura.

Otra evidencia que indica el deterioro de las juntas lo constituye el comportamiento de las pendientes de las curvas de las características voltampericas (Figuras 2 y 3). Tomando convencionalmente como ajuste de estas curvas la dependencia del tipo $V = kI^n$ [15], se observó que n , parámetro reflejo de la calidad de la red de juntas intergranulares, disminuye su valor a medida que aumenta la dosis de exposición.

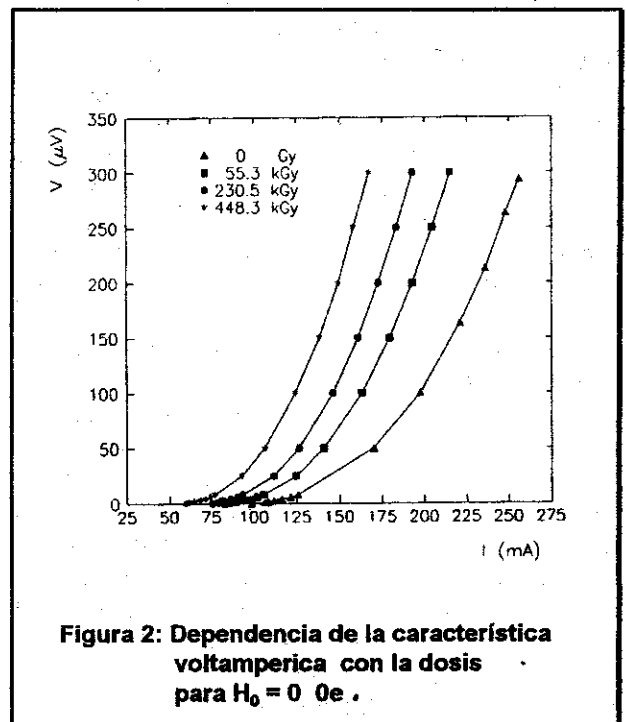
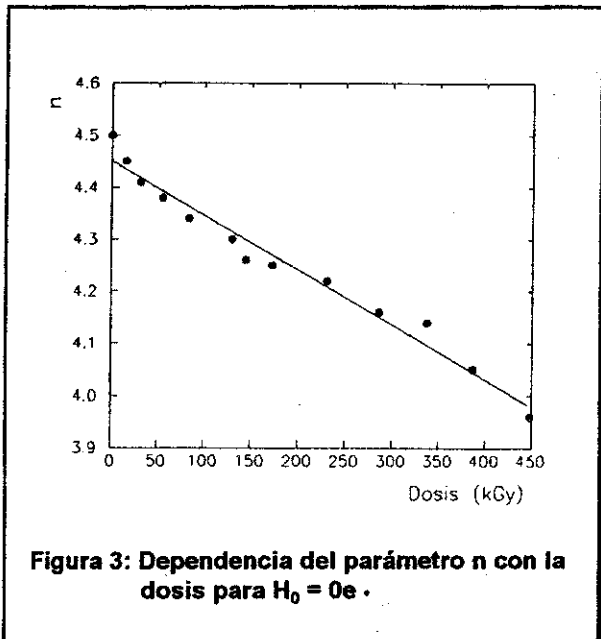
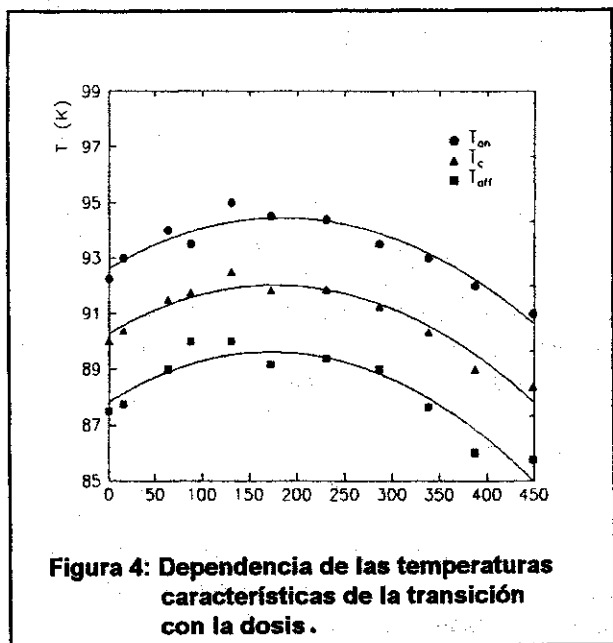


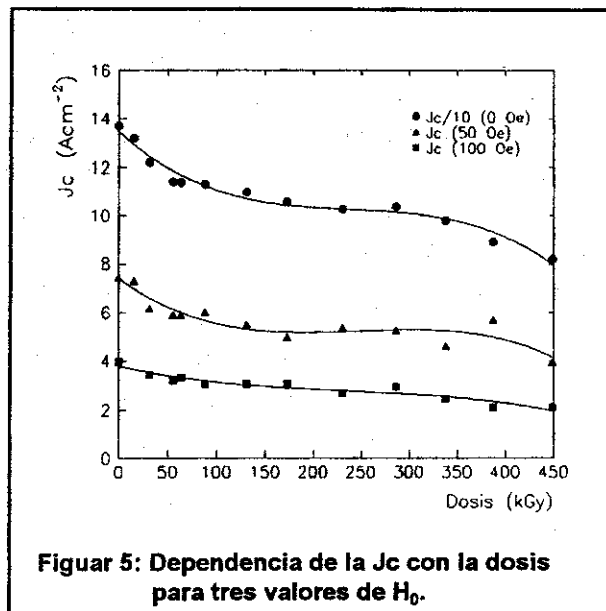
Figura 2: Dependencia de la característica voltamperica con la dosis para $H_0 = 0 \text{ Oe}$.



El comportamiento de las temperaturas características con la dosis muestra un cuadro con dos etapas bien delimitadas como se aprecia en la Figura 4. Primeramente ocurre una elevación de los valores de las temperaturas a medida que avanza el proceso, hasta un límite que se encuentra entre 120 y 150 kGy y que se pudiera considerar de saturación. En este momento la temperatura crítica (T_c) ha alcanzado un valor que supera en 2 K al inicial. A continuación se inicia una paulatina y constante caída T_c que se hace más abrupta a partir de ~ 250 kGy.



Esto corrobora lo expuesto en [9] sobre la habilidad de las radiaciones ionizantes de estimular cierto orden de equilibrio en la red cristalina. Este supuesto ordenamiento puede asociarse por ejemplo a la redistribución de oxígenos desde las posiciones O(5) a las O(4) [6]. Alcanzada esta situación y con el incremento de la dosis absorbida se sobredopa de defectos la estructura y comienza el proceso de deterioro de la T_c .



En cuanto a la dependencia de la densidad de corriente crítica de transporte (J_c) con la dosis de irradiación se apreció el cuadro presentado en la Figura 5 con un comportamiento muy similar para los tres valores de campo estudiados. En un primer intervalo que se extiende hasta ~ 60 kGy ocurre una disminución de la J_c que pudiéramos relacionar precisamente con el inicio del deterioro de las zonas de los enlaces débiles en el material granular con la correspondiente disminución de la conductividad. Le continúa un segundo intervalo en el cual se suaviza sensiblemente la caída de J_c hasta ~ 250 kGy. Ya a estas dosis T_c ha alcanzado su máximo valor por lo que su efecto sobre la J_c es más fuerte dando lugar a que la concurrencia entre este fenómeno, que refuerza la superconductividad y el analizado anteriormente que la debilita, provoque el comportamiento indicado. Finalmente, al iniciarse el deterioro del ordenamiento estructural con la consiguiente caída de T_c , la J_c comienza de nuevo una monótona y sensible disminución que debe

culminar con la desaparición de la superconductividad.

Muy interesante fue el resultado obtenido en la estimación de la E_a de los centros de anclaje o "pinning". En primer lugar se observó, que en cada una de las mediciones apareció siempre una primera componente (Figuras 6 y 7) que distaba mucho de ser el clásico decaimiento exponencial de la relajación [10,11] y que como plantea [12] tampoco es logarítmico y que algunos asocian a la presencia de supercorrientes fantasmas que se producen por la inducción del campo que se desconecta al comenzar la medición. Los autores de [12] determinan que ya a los 5 segundos de iniciada la medición debe haber desaparecido este efecto; nosotros lo observamos durante un período mucho mayor, existiendo evidencias de que la forma de la señal en los primeros momentos de la medición se ve muy afectada por las condiciones experimentales.

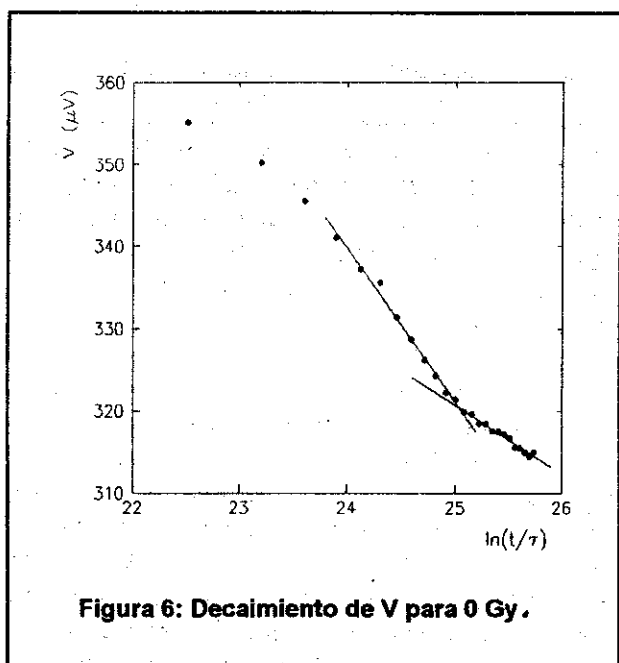


Figura 6: Decaimiento de V para 0 Gy.

Fue observada a bajas dosis (hasta ~ 50 kGy) la presencia de dos componentes exponenciales de la relajación (Figura 6), bien definidas y que a medida que transcurre el proceso de irradiación se diferencian más, llegando una de ellas a aparentemente desaparecer, mientras que la otra, la más lenta, se hace predominante (Figura 7).

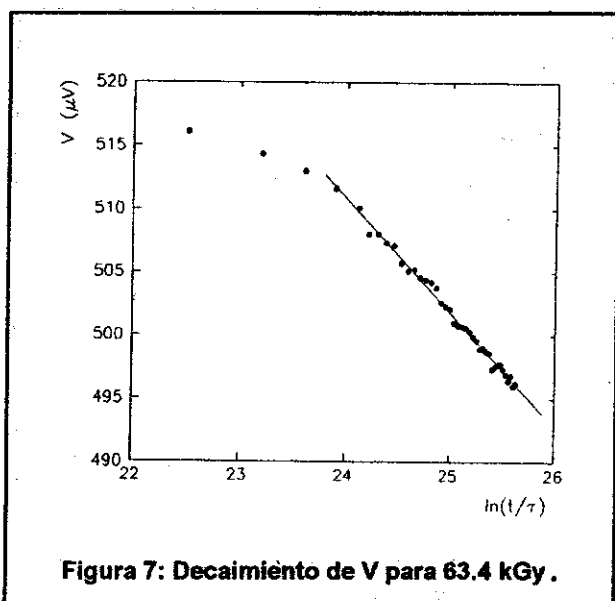


Figura 7: Decaimiento de V para 63.4 kGy.

A la componente más rápida contribuyen los centros de anclaje de energías más bajas. Estos centros van a estar constituidos, entre otros, por defectos puntuales localizados tanto dentro como fuera del grano y que con el avance del proceso de irradiación se recombinan para desaparecer o se unen para formar otros defectos más grandes, estables y probablemente más energéticos. Dentro de este grupo de defectos pudiéramos mencionar a las vacancias, fundamentalmente de O_2 , en las zonas de los planos de CuO_2 [13], así como en las cadenas Cu-O, con la diferencia que en la primera se hace más difícil cualquier efecto de recombinación u otro que las modifique debido a la alta energía umbral de desplazamiento de los átomos y a resultar una zona de difícil difusión.

La componente más lenta de la relajación se hace corresponder con los centros de anclaje más fuertes que existen en el todo el material. Aquí tenemos, entre otros, a las dislocaciones, los planos gemelos, las superficies de las fronteras y los defectos longitudinales y superficiales que existen o se pueden formar, por ejemplo, debido a la acumulación de vacancias de O_2 generadas por la radiación en las zonas de las cadenas Cu-O. También se catalogan como fuertes centros de anclaje algunas características estructurales del material que sin ser defectos de la red sí han demostrado su función en este fenómeno, como por ejemplo, las zonas comprendidas entre las parejas de planos de CuO_2 [14].

La persistencia de esta componente luego de las irradiaciones permite concluir que los centros de anclaje de tal tipo no sólo se mantienen sino que aumentan su energía como se observa en la Figura 8 donde se muestra que la tendencia general de la E_a hasta la dosis estudiada es hacia el crecimiento, lo cual indica que la J_{og} puede incrementarse no solamente a bajas dosis [1], sino también a altas dosis.

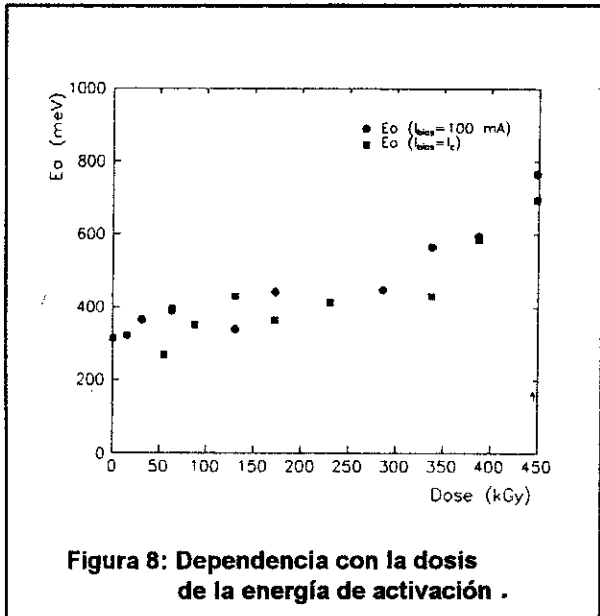


Figura 8: Dependencia con la dosis de la energía de activación.

Por último destacamos el hecho que los resultados obtenidos en este estudio no muestran una apreciable dependencia de los valores de la E_a de la magnitud de la I_{bias} escogida.

CONCLUSIONES.

El estudio realizado de los principales efectos que provoca la radiación γ del Co^{60} en las capas granulares de YBCO permitió arribar a las siguientes conclusiones:

- Para bajas dosis T_c se ve favorecida por la acción de la radiación pues se estimula el ordenamiento estructural. Un tiempo de exposición más elevado trae consigo la formación excesiva de defectos que afectan la red y conllevan al decaimiento de T_c .
- Durante toda la irradiación los valores de J_c disminuyeron sostenidamente, diferenciándose claramente tres etapas caracterizadas por la concurrencia de al menos dos fenómenos.
- La ρ mostró un constante incremento con la dosis, consecuencia del ininterrumpido deterioro de los

enlaces débiles y afectaciones en la estructura granular.

- Aumentó la E_a como resultado del incremento de la efectividad de los centros de anclaje existentes y los provocados por la radiación. Los valores medidos de E_a mostraron su independencia de la I_{bias} seleccionada.

REFERENCIAS

- Timko M., Matas S., Zentko A., et al, Journal of Alloys and Compounds, 195, p. 659, (1993).
- J. Geerk, G.Linker, O. Meyer, et al, Z. Phys. B, 67, p. 507, (1987).
- S.A. Davydov, A. E. Kerkin, A. V. Marmelshtein, et al, Fiz. Metallov i Metallovedenie, 64, 309, (1987).
- B. B. Boiko, F. P. Korshunov, G. V. Gatalskii, et al, phys. stat. sol. (a), 107, p. k139, (1988).
- Leyva A., Suárez J.C., Mora M., et al, phys. stat. sol. (a), 134, p. K29, (1992).
- G. Yu. Polyak, R. Kh. Tukhvatulin, K. G. Chan, E. M. Gasanov and E. M. Ibragimova, phys. stat. sol. (a), 122, p. k45 (1990).
- Mora M., Leyva A., Rubio E., et al, Nucleus, 17, p. (1994).
- Cruz C.M., Leyva A., Suárez J.C., et al, CEAC-R 1/91, (1991).
- Y. Nishi, S. Takagi and K. Yasuda, Phys. Letters A, 141, p. 294, (1989).
- P. W. Anderson, Phys. Rew. Lett., 9, p. 309, (1962).
- M. R. Beasley, R. Labusch and W. W. Webb, Phys. Rev., 181, p. 682, (1969).
- M. Prester and Z. Marohnic, Preprint of work resented at Critical Currents Vienna'92, (1992).
- C. J. van der Beek and P. H. Kes, Phys. Rev. B, 43, p. 13032, (1991).
- M. Tachiki and S. Takahashi, Solid State Communications, 70, p. 291, (1989).