

Identificación de precipitados en aleaciones U-Nb-Zr tratadas térmicamente a 850 °C

Identification of precipitates in U-Nb-Zr alloys thermally treated at 850 °C

Carolina Laura Komar Varela^{1,2}, Rubén Omar González^{1,3},
Sergio Fabián Arico^{1,3}

¹ Instituto Sábató UNSAM-CNEA, Avda. Gral. Paz 1499, B1650KNA, San Martín, Buenos Aires, Argentina
e-mail: cavarela@cnea.gov.ar

² Gcia. Ciclo del Combustible Nuclear, CNEA, Av. Gral. Paz 1499, B1650KNA, San Martín, Buenos Aires, Argentina

³ Gcia. Materiales, GAEN-CNEA, Av. Gral. Paz 1499, B1650KNA, San Martín, Buenos Aires, Argentina
e-mail: rugonz@cnea.gov.ar, arico@cnea.gov.ar

RESUMEN

Actualmente, se busca a nivel internacional, desarrollar y calificar combustibles de muy alta densidad de U para su uso en reactores de investigación de muy alto flujo. La aleación de U seleccionada debe presentar al finalizar el proceso de fabricación del combustible una estructura cristalina isótropa. Este tipo de estructuras presentan un comportamiento estable bajo irradiación. En particular, se busca retener en forma metaestable la fase γ U (o alguna fase derivada de la misma). En Argentina existen distintas líneas relacionadas con combustibles dispersos y monolíticos, en particular, se está investigando un combustible monolítico U(Mo)/Zry-4. En 2005, se inició en simultáneo la fabricación de miniplacas monolíticas U(Zr,Nb)/Zry-4.

Como parte de esta última línea de investigación, se fabricaron 10 aleaciones con densidades de U entre 7 a 10 gU/cm³. Se homogenizaron en fase γ U(Zr,Nb) mediante tratamientos isotérmicos a 850 °C, durante 1 hora y 1 día, finalizados por temple.

En este trabajo se presenta la caracterización morfológica y cristalográfica de este conjunto de aleaciones. Las fases mayoritarias identificadas fueron: γ U(Zr,Nb) (o la fase de transición γ^s derivada de la misma), δ UZr₂ y α'' (fase de transición derivada de la fase α U de equilibrio). Además, se identificaron cuatro tipos de precipitados, ricos en Zr, con distintas morfologías. Se asoció la presencia de cada uno de ellos a la etapa en la que se formaron: durante el proceso de fundición de la aleación, el tratamiento térmico y/o el proceso de temple. Este resultado permite evaluar qué parámetros es necesario controlar para obtener una aleación homogénea al momento de fabricar un combustible nuclear.

Palabras clave: Combustibles nucleares, uranio, transformaciones de fases.

ABSTRACT

At the present, the international goal is to develop and qualify a very high U density fuel for high flux research reactors. The selected U-alloy must present an isotropic crystalline structure at the end of the fuel fabrication process. These types of structures exhibit stable behavior under irradiation. In particular, it is wanted to retain as metastable the γ U phase (or some phase derivated of this). Several investigation lines are being developed in Argentina, regarding both dispersed and monolithic fuels. One of this lines is focused on development of U(Mo)/Zry-4 monolithic fuel. Simultaneously, the fabrication of U(Zr,Nb)/Zry-4 miniplates was started in 2005.

As part of this last monolithic fuel development, 10 alloys with U densities between 7-10 gU/cm³ were fabricated. These alloys were homogenized in γ U(Zr,Nb) phase by annealing at 850 °C for 1 and 24 h and finished by quenching.

In this work the morphological and crystallographic characterization of this set of alloys is presented. The major phases identified were: γ U (Zr, Nb) (or the transition phase γ^s derived from it), δ UZr₂ and α'' (transition phase derived from the equilibrium α U phase). In addition, four types of precipitates, rich in Zr, with

different morphologies were identified. The presence of each of them was associated to the stage in which they were formed: during the casting process of the alloy, the heat treatment and / or the annealing process. This result allows us to evaluate which parameters need to be controlled to obtain a homogeneous alloy at the time of making a nuclear fuel.

Keywords: Nuclear fuel, uranium, phase transformations.

1. INTRODUCCIÓN

A nivel internacional, en el marco de los programas M³ en EEUU y HERACLES en Europa, se busca desarrollar y calificar un combustible con un enriquecimiento de U inferior al 20 % at. Para que este combustible pueda ser usado en reactores de alto flujo, sin disminuir su desempeño, es necesario aumentar la densidad de U en el núcleo del combustible. Las aleaciones U(Mo) son la principal alternativa en combustibles dispersos para estos reactores [1-2]. Sin embargo, se observaron fallas en ensayos de irradiación que retrasaron su calificación, generando distintas opciones para alcanzar las densidades de U buscadas [3-5].

Una alternativa al combustible disperso es el monolítico, actualmente en desarrollo principalmente en EEUU. En este tipo de combustibles, el núcleo es una lámina metálica de aleación de U. En Argentina, el desarrollo de combustibles monolíticos se centra en un núcleo de U(Mo) y recubrimiento de Zry-4 [6-7]. En paralelo con la fabricación de miniplacas monolíticas U(Mo)/Zry-4, se propuso comenzar el estudio de aleaciones de U-Zr-Nb con concentraciones que permitan alcanzar densidades de U de entre 7 -10 gU/cm³ [8-9]. En este caso, se pretende definir un dominio de concentraciones que permitan retener la fase γ U(Nb,Zr), que presenta un buen comportamiento bajo irradiación, una vez finalizado el proceso de fabricación de miniplacas. En una primera etapa, se fabricaron 10 aleaciones, se realizaron tratamientos isotérmicos de homogenización en fase γ U(Zr,Nb) a 850 °C durante 1 hora y 1 día finalizados por temple [10]. Estos resultados permitieron estimar una concentración umbral de Nb del orden de 3,5 % en peso para retener mayoritariamente la fase γ U(Zr,Nb). En consecuencia, se seleccionó la concentración U-33Zr-6Nb (% en peso) para fabricar los núcleos de las primeras miniplacas U(Zr,Nb)/Zry-4. Las condiciones de fabricación y la caracterización microestructural de los núcleos han sido presentadas en [11]. Además, se identificaron las transformaciones de fase estudiando la variación de la resistividad eléctrica en enfriamiento controlado con velocidades comprendidas entre 4 y 120 °C/min [12].

En este trabajo se presentan los resultados de la caracterización de las 10 aleaciones U-Zr-Nb focalizando el análisis en la identificación de las diversas fases minoritarias. El objetivo es relacionar la identificación de precipitados con la etapa del proceso térmico en la que pudieron haber sido formados, es decir, durante el proceso de fundición de la aleación, el tratamiento isotérmico a 850 °C y/o el temple. Este resultado permite evaluar qué parámetros es necesario controlar para obtener una aleación homogénea al momento de fabricar un combustible nuclear.

2. MATERIALES Y MÉTODOS

Se fabricó un conjunto de diez aleaciones de distintas concentraciones de U-Zr-Nb cuya composición nominal se presenta en la Tabla 1.

Tabla 1: Concentraciones (% en peso) de las aleaciones de U-Zr-Nb.

ALEACIÓN	U (% EN PESO)	Zr (% EN PESO)	Nb (% EN PESO)
1	56,3	43,7	0,0
2	56,2	42,0	1,8
3	61,6	32,0	6,4
4	66,8	33,2	0,0
5	66,6	30,7	2,7
6	66,1	27,1	6,8
7	75,3	24,7	0,0
8	74,9	21,6	3,5
9	74,5	18,2	7,3
10	81,9	13,9	4,2

En todos los casos, el error en la concentración es $\pm 0,1$ %.

La fabricación se realizó empleando U empobrecido en el isótopo físil ($^{235}\text{U} < 0,2 \%$ at), Nb de pureza 99,8 % y Zr de pureza 99,85 %.

El decapado de U se realizó con una solución 1:1 en volumen HNO_3 :Ácido acético. El Zr y el Nb se decaparon usando una solución de $\text{H}_2\text{O}:\text{HNO}_3:\text{HF}$ en proporción volumétrica 10:9:1. La fundición se realizó en un horno de arco con electrodo no consumible de W en crisol de Cu refrigerado, bajo atmósfera de Ar de alta pureza.

Se prepararon tres conjuntos de 10 muestras masivas (cada conjunto posee una muestra de cada aleación). El primer conjunto está compuesto por las aleaciones con la estructura resultante del proceso de fabricación (Muestras AC). El segundo conjunto se trató isotérmicamente a 850 °C durante 1 hora (Muestras H) y el tercero a 850 °C durante 1 día (Muestras D).

Las muestras fueron encapsuladas en tubos de cuarzo bajo atmósfera de Ar de alta pureza, previamente al tratamiento isotérmico de homogeneizado. Al finalizar, para lograr el enfriamiento rápido de los especímenes, se realizó un temple en agua sin rotura de los encapsulados.

La preparación superficial para caracterizar las muestras se inició con un desbaste mecánico grueso, luego se realizó un desbaste fino con papeles esmeriles de carburo de silicio de granulometría decreciente finalizando en 2500. El pulido mecánico se realizó con pasta de diamante de 1 μm . El revelado de la microestructura se finalizó mediante un pulido-ataque electroquímico y/o un ataque químico según el requerimiento, basados en experiencias publicadas por distintos autores [13-15]. Para ello se utilizó:

Ataque químico con solución $\text{H}_2\text{O}:\text{HNO}_3:\text{HF}$ (5:5:1) en volumen [13].

Pulido-ataque electroquímico con solución acuosa de H_3PO_4 50 % v/v, cátodo de acero inoxidable y potencial de 25 V [13-14].

Pulido-ataque electroquímico con solución de ácido oxálico 10 % p/v, cátodo de acero inoxidable y potencial de 4V [15].

La caracterización microestructural se realizó mediante las técnicas de microscopía óptica (MO-Olympus - BX60M) y microscopía electrónica de barrido (MEB –Philips SEM Inspect F50), y espectroscopía dispersiva en energía (EDS-EDAX Phoenix 3.2).

3. RESULTADOS Y DISCUSION

El aspecto general que presenta la estructura de fundición de las diez aleaciones, desde el punto de vista morfológico, es similar. En todas ellas se observa una fase principal con estructura dendrítica y un remanente interdendrítico. La morfología de las distintas aleaciones puede ser asociada a la solidificación de granos columnares, equiaxiales o mezcla de ambos, dependiendo de la concentración de la aleación

En las aleaciones 1 a 5 se observa una estructura compuesta mayoritariamente por granos columnares. En la Figura 1a se presenta una imagen correspondiente a la estructura de fundición observada en la muestra 5 As cast (5AC) y en la Figura 1b se presenta una imagen a mayor aumento en la que se observa en detalle el borde de grano.

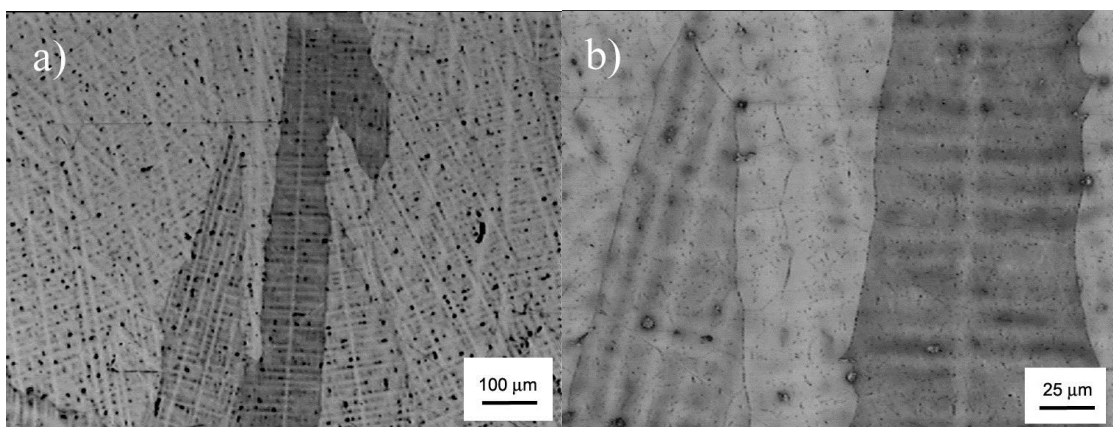


Figura 1: Aleación 5. Estructura de fundición. a) Aspecto general, granos columnares. b) Detalle del borde de grano. Revelado: Pulido-ataque electrolítico con ácido oxálico 10 % p/v, 4V. MO.

En las aleaciones 6 a 9 se observa una disminución de la proporción de granos columnares (sensiblemente menores en tamaño que en las aleaciones 1 a 5) y la formación de regiones que podrían identificarse como zonas de transición columnar-equiaxial (TCE). En la Figura 2 se presenta a modo de ejemplo la estructura de fundición de la muestra 9AC.

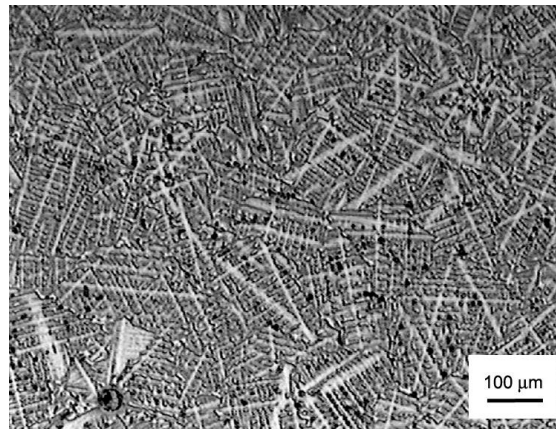


Figura 2: Aleación 9. Estructura de fundición. Granos columnares y zonas TCE. MO.

En la aleación 10, se observa que prácticamente toda la muestra está compuesta por granos equiaxiales. Aquí, el espacio interdendrítico se encuentra en mayor proporción que en las aleaciones 6 a 9 (ver Figura 3).

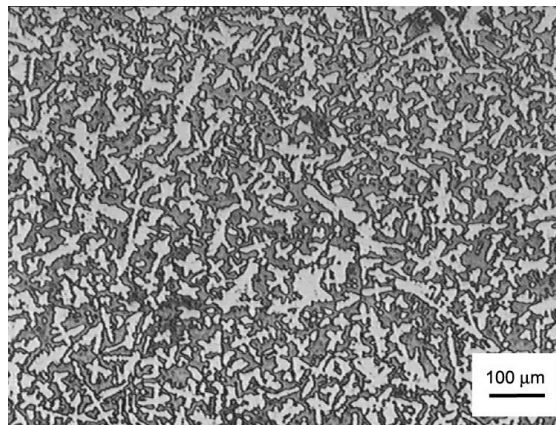


Figura 3: Aleación 10. Estructura de fundición. Granos equiaxiales. MO.

A una mayor magnificación, se observa en las aleaciones 2 a 10 la presencia de pequeños precipitados intragranulares con morfología dendrítica. La Figura 4 ejemplifica esta situación. Estos precipitados han sido nuevamente observados al finalizar los tratamientos térmicos tanto en las muestras H como en las D. La fracción en volumen de estos precipitados en las muestras no evidencia cambios significativos que merezcan ser descriptos.

En consecuencia, se considera que este tipo de precipitados no presenta una evolución significativa respecto de lo observado en las estructuras de fundición de las distintas aleaciones. Este tipo de precipitados también fue identificado en aleaciones U-Zr-Nb en condición *as-cast* por ADORNO LOPES [16].

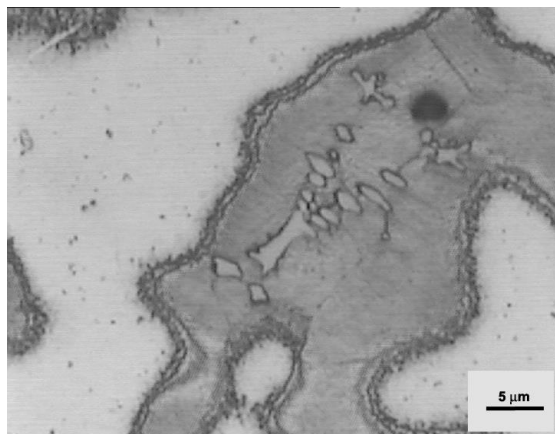


Figura 4: Aleación 10. Estructura de fundición. Precipitados intragranulares con morfología dendrítica. MO.

El conjunto de las 20 muestras tratadas isotérmicamente a 850 °C puede ser clasificado en lo que respecta a la evolución de la microestructura de fundición en dos grandes grupos. En las aleaciones 1 a 6, la morfología de dendritas principales se ha eliminado a partir del tratamiento térmico de 1 hora, mientras que en las aleaciones 7 a 10 el tratamiento térmico de 1 hora de duración resultó insuficiente para eliminarla por completo.

En las muestras 1, 2 y 4 (H y D) se identifica una matriz bifásica de granos columnares. Las dos fases que componen esta matriz presentan igual composición química, ya que son indistinguibles bajo MEB en modo electrones retrodifundidos. En la Figura 5a se presenta una imagen de la muestra 4D en la que se ilustra la estructura de granos columnares y en la Figura 5b se presenta un detalle de la matriz bifásica.

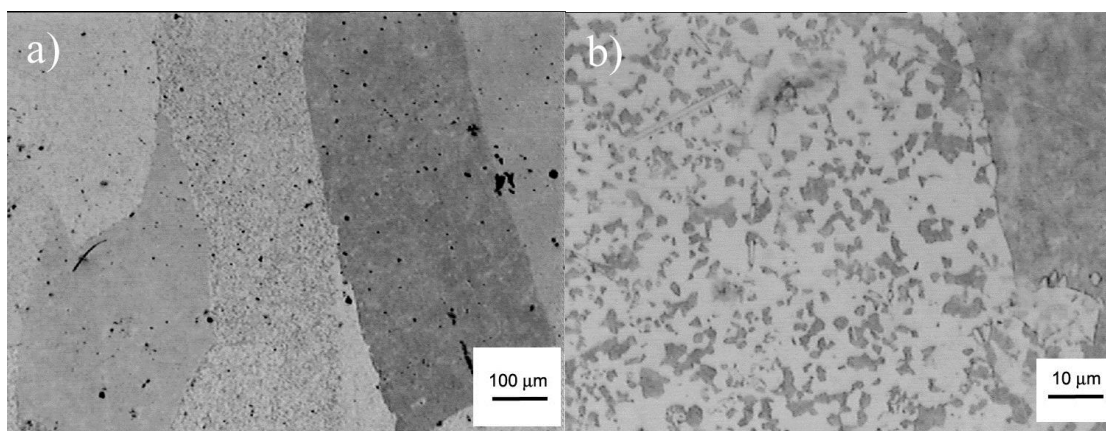


Figura 5: Muestra 4D. a) Aspecto general, granos columnares. b) Matriz con 2 fases. Revelado: Pulido-ataque electrolytico con ácido oxálico 10 % p/v, 4V. MO.

En las muestras 3, 5 y 6 (tanto H como D), en cambio, se identifica una matriz monofásica de granos columnares. En la Figura 6a se presenta como ejemplo, una micrografía de la estructura de granos columnares observada en la muestra 5D. En la Figura 6b se puede observar un detalle de la matriz monofásica.

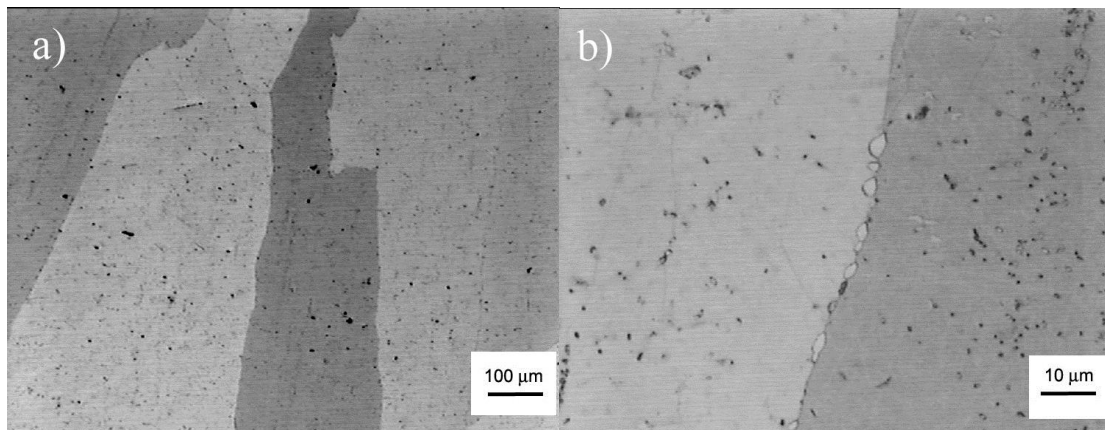


Figura 6: Muestra 5D. a) Aspecto general, granos columnares. b) Matriz homogénea. Revelado: Pulido-ataque electrolítico con ácido oxálico 10 % p/v, 4V. MO.

En las muestras 7H a 10H se observa una estructura con restos de la morfología dendrítica de fundición (Figura 7a). En las muestras 7D a 10D la estructura ha evolucionado por completo para dar lugar a una morfología de granos equiaxiales con matriz homogénea (Figura 7b). En las aleaciones 7 y 10 se identifica mediante MEB en modo electrones retrodifundidos, que la matriz está compuesta por una estructura muy fina de dos componentes. El contraste generado en este modo de observación se debe a la diferencia en número atómico de los componentes de las dos fases. Esto permitiría asociar la fase gris clara con una fase rica en U (por ejemplo α U) y la fase oscura a una fase con mayor proporción de elementos con menor número atómico (por ejemplo γ U(Zr,Nb) o δ UZr₂). En la Figura 8 se presenta una imagen de la estructura identificada en la muestra 7.

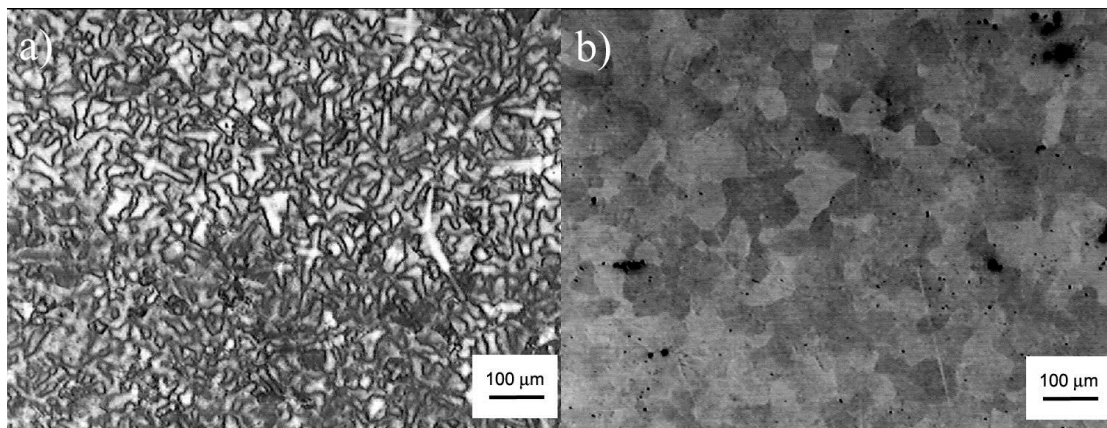


Figura 7: Muestra 10 a) 10H. Resto de morfología dendrítica proveniente de la fundición. b) 10D. Evolución completa de granos equiaxiales con matriz homogénea. Revelado: Pulido-ataque electrolítico con ácido oxálico 10 % p/v, 2V. MO.

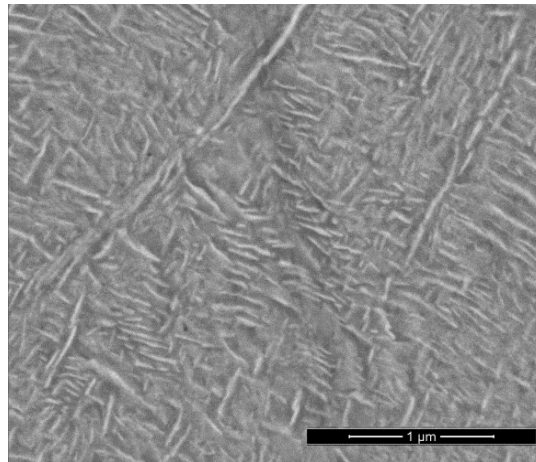


Figura 8: Muestra 7D. Estructura muy fina presente en la matriz. Pulido con pasta de diamante de 1 μ m. MEB en modo electrones retrodifundidos.

A partir de las experiencias de difracción de rayos X presentadas en [17] se han podido identificar las fases mayoritarias presentes en todas las muestras luego de los tratamientos isotérmicos a 850 °C. Estas son: γ U(Zr,Nb) (o bien, la fase de transición derivada de ella, γ^S), δ UZr₂ y α U (o bien, la fase de transición α''). Estos resultados se presentan en la Tabla 2, junto con la identificación microestructural de la matriz de cada una de las aleaciones. La información detallada de este análisis se encuentra publicada en [18].

En las distintas muestras tratadas térmicamente es posible observar además un conjunto de precipitados que no han sido observados en las estructuras de fundición (Figura 1b). Se considera por ello que la formación de los precipitados que se enuncian a continuación, es una consecuencia del tratamiento térmico propiamente dicho y/o del temple.

Tabla 2: Fases que componen la matriz en las aleaciones de U-Zr-Nb.

ALEACIÓN	FASES IDENTIFICADAS
1	δ UZr ₂ + γ U(Zr,Nb)
2	δ UZr ₂ + γ U(Zr,Nb)
3	γ^S
4	δ UZr ₂ + γ U(Zr,Nb)
5	δ UZr ₂
6	γ^S
7	δ UZr ₂ + α''
8	γ U(Zr,Nb)+ α''
9	γ^S
10	γ U(Zr,Nb)+ α''

En algunos casos, se han observado precipitados en borde de grano con dos morfologías diferenciadas según el tipo de interfaz precipitado-matriz. Primeramente, aquellos que presentan una interfaz curva y que indicarían un crecimiento semejante hacia el interior de los dos granos que comparten el borde, se denominarán tipo disco. Este tipo de precipitados fue observado en las muestras 1H, 2H, 8H y 1D-9D. A modo de ejemplo la Figura 8 presenta lo observado en la Aleación 8.

El tamaño de grano medio de estos precipitados en la muestra 8H es inferior al micrón (sensiblemente inferior a lo observado para 8D, Figura 9). Este resultado se reitera cuando se comparan las muestras 1H con 1D y 2H con 2D. En consecuencia, es posible inferir que el crecimiento de este precipitado depende principalmente de la duración del tratamiento térmico por lo que su formación resulta directamente asociada a la temperatura y duración de la etapa isotérmica del proceso.

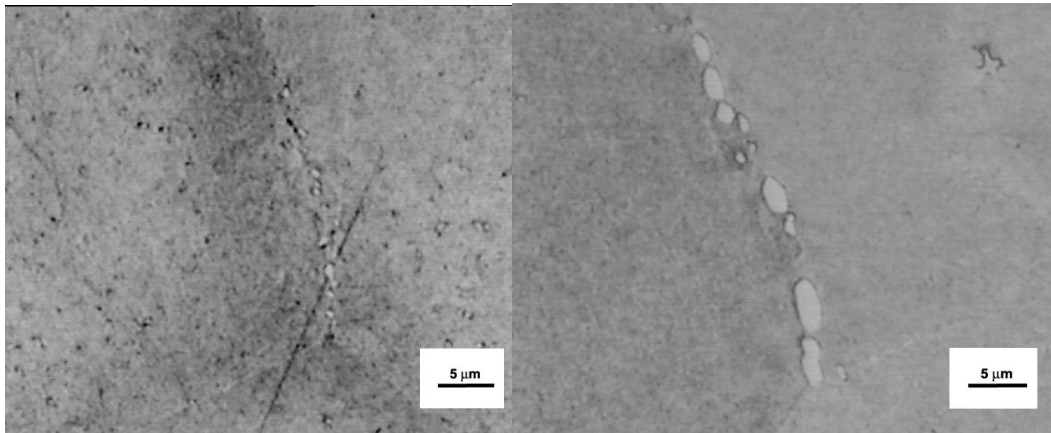


Figura 9: Aleación 8. Precipitados en borde de grano con morfología tipo disco. MO. a) Muestra 8H, b) Muestra 8D.

Por otra parte, aquellos precipitados que mayoritariamente presentan interfaces planas y que crecen preferentemente hacia el interior de uno de los granos que comparten el borde serán denominados tipo placa. Precipitados tipo placa fueron observados en las muestras 1H, 1D, 2D, 4D, 5D, 7D y 8D. La Figura 10 permite ejemplificar lo observado.

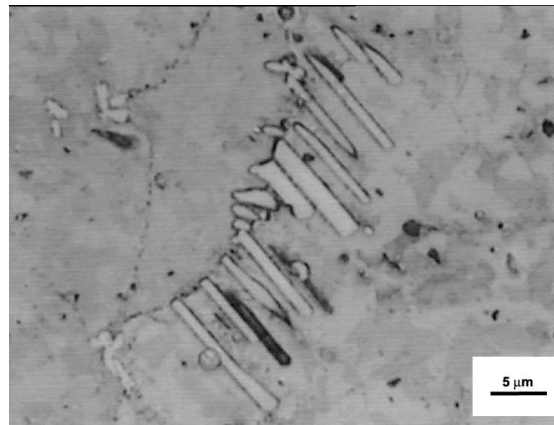


Figura 10: Muestra 4D. Precipitados en borde de grano con morfología tipo disco y placa. MO.

Finalmente, todas las muestras tratadas térmicamente presentan en su región intragranular un nuevo tipo de precipitado que presentaría una sección cuasi rectangular de dimensiones inferiores al micrón cuadrado con una longitud perpendicular a esta sección que en algunos casos supera a los 10 μm . Este nuevo tipo de precipitado lo denominaremos acicular y su aspecto general se presenta en la Figura 11.

Dado que las 10 aleaciones poseen diferente concentración química y que las muestras han sido tratadas térmicamente durante dos intervalos de tiempo distintos, el único proceso común entre las 20 muestras es el temple a partir de 850 $^{\circ}\text{C}$. Teniendo en cuenta además que las muestras de fundición fueron enfriadas en horno y no presentan precipitados aciculares, es posible asociar unívocamente la formación de estos precipitados aciculares a las condiciones de enfriamiento por temple. Entonces, deberían formarse a partir de una transformación por enfriamiento.

Todos los precipitados identificados en este conjunto de aleaciones (dendríticos, tipo disco, tipo placa y aciculares) presentan una tonalidad oscura en las imágenes obtenidas por MEB en modo electrones retrodispersados. Esto indica que son pobres en uranio. La identificación de elementos a través de microanálisis dispersivo en energía, permiten afirmar que todos estos precipitados son ricos en Zr.

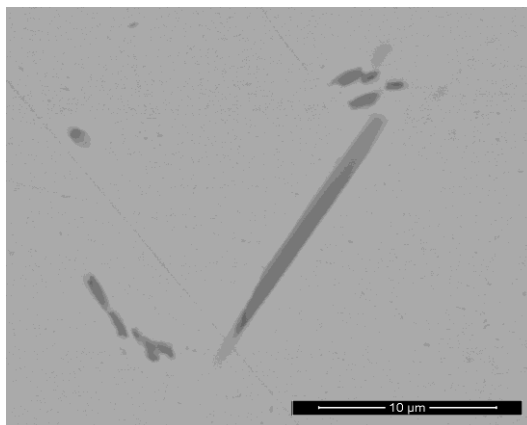


Figura 11: Muestra 4D. Precipitados intragranulares con morfología tipo acicular. MEB-electrones retrodispersados.

En los difractogramas presentados en [18], se observó un conjunto de picos de pequeña intensidad que permitirían asociar los precipitados con morfología dendrítica, tanto cruciformes como no cruciformes, a la formación de la fase γZrO_2 durante la etapa de fundición de las aleaciones.

Los precipitados con morfología tipo disco y tipo placa fueron observados en todas las muestras coexistiendo con los del tipo acicular y/o del tipo dendrítico. En trabajos publicados por otros autores, en los cuales se identificaron también los precipitados dendríticos y aciculares [16,19], no se identificaron precipitados con morfologías tipo disco y/o tipo placa formados en borde de grano. Es posible pensar entonces, que la formación de estos precipitados puede estar condicionada por la calidad de los materiales utilizados como aleantes en la fabricación de las aleaciones. A partir de esta observación, se formula como hipótesis que la formación de los mismos surge a partir de la presencia de algún carburo o carbonitruro de Zr.

Finalmente, los precipitados con morfología acicular fueron también identificados por AKABORI *et al.* en [19] en aleaciones U-Zr. En este trabajo, los autores asociaron la formación de estos precipitados con la fase αZr . Según los resultados obtenidos por DRX [18], en algunas de las aleaciones, por ejemplo la aleación 5, se identificó la presencia de esta fase. La incorporación de pequeñas concentraciones de O durante las experiencias podría facilitar la formación de la misma, permitiendo precipitarla en distintas condiciones experimentales [20, 21].

4. CONCLUSIONES

En este trabajo se presentan los resultados de la caracterización de 10 aleaciones U-Zr-Nb focalizando el análisis en la identificación de las diversas fases minoritarias y relacionando su identificación con la etapa del proceso térmico en la que pudieron haber sido formadas.

Se han identificado distintos precipitados ricos en Zr, con cuatro tipos de morfologías diferentes:

Los precipitados con morfología dendrítica (tanto cruciforme como no cruciforme) son identificables en regiones intragranulares de la matriz. Fueron asociados a la formación de la fase γZrO_2 por incorporación de oxígeno durante la etapa de fundición de las aleaciones. No presentan una evolución significativa luego de tratamientos isotérmicos realizados a 850 °C.

Dos tipos de precipitados crecen en borde de grano a partir del tratamiento térmico con dos morfologías diferentes. Los que crecen preferencialmente hacia el interior de uno de los granos (tipo placa) y los que crecen hacia ambos granos que comparten el borde (tipo disco). Ambos tipos de precipitados fueron asociados al crecimiento de carburos o carbonitruros durante el tratamiento térmico. Su formación puede estar condicionada por la calidad de los materiales utilizados como aleantes en la fabricación de las aleaciones.

Los precipitados con morfología acicular crecen en la región intragranular y se forman a partir del temple, por una transformación por enfriamiento rápido. Fueron asociados con la formación de la fase αZr , favorecida por la incorporación de pequeñas concentraciones de O.

5. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen al personal técnico de la Gerencia Materiales y del Laboratorio de Difracción de Rayos X, Departamento Física de la Materia Condensada, Gerencia de Investigación y Aplicaciones, GAIyANN-CAC-CNEA por su colaboración en el desarrollo de este trabajo.

La Agencia Nacional de Promoción Científica y Tecnológica, a través del Fondo para la Investigación Científica y Tecnológica (FONCyT), ha financiado parcialmente este trabajo mediante el proyecto PICT-2010-1351 “Desarrollo de combustibles U(Mo)-Al(Si) utilizables en reactores nucleares de investigación y producción de radioisótopos para uso médico”.

6. BIBLIOGRAFIA

- [1] MEYER, M.K., HOFMAN, G.L., HAYES, S.L., *et al.*, “Low-temperature irradiation behavior of uranium-molybdenum alloy dispersion fuels”, *Journal of Nuclear Materials*, v. 304, n 2-3, pp. 221-236, Ago 2002.
- [2] SNELGROVE, J.L., HOFMAN, G.L., MEYER, M.K., *et al.*, “Development of Very-High-Density Low-Enriched-Uranium Fuels”, *Nuclear Engineering and Design*, v. 178, n 1, pp. 119-126, Dic 1997.
- [3] KOONEN, E., GUYON, H., LEMOINE, P., *et al.*, “The LEONIDAS and US Partnership for UMo Dispersion Fuel Qualification” In: *Proceedings of the 31st International Meeting on Reduced Enrichment for Research and Test Reactors (RERTR)*, pp. S3-P4, Beijing, Nov. 2009.
- [4] FRERY F., GUYON H., KOONEN E., *et al.*, “LEONIDAS UMo Dispersion Fuel Qualification Program: Progress and Prospects”, In: *Proceedings of the 32nd International Meeting on Reduced Enrichment for Research and Test Reactors (RERTR)*, pp. S3-P4, Lisboa, Oct. 2010.
- [5] CHAROLLAIS, F., LEMOINE, P., CALZAVARA, Y., *et al.*, “LEONIDAS U(Mo) Dispersion Fuel Qualification Program: Progress and Perspectives”, In: *Proceedings of the 33rd International Meeting on Reduced Enrichment for Research and Test Reactors (RERTR)*, pp. S1-P2, Santiago de Chile, Oct. 2011.
- [6] PASQUALINI E.E., “Dispersed (Coated Particles) and Monolithic (Zircalloy-4 Cladding) UMo Miniplates”, In: *Proceedings of the 27th International Meeting on Reduced Enrichment for Research and Test Reactors (RERTR)*, pp. S15-3, Santiago de Chile, Nov. 2005.
- [7] LÓPEZ, M., PICHETTI, B., GONZALEZ, A., *et al.*, “CNEA developments in U-Mo-Zry-4 miniplates and plates fabrication process” In: *Proceedings of the 15th International topical meeting on research reactor fuel management (RRFM)*, pp. 18-22, San Petersburg, Abr. 2013.
- [8] TABOADA, H., BALART, S., BOERO, N., *et al.*, “Progress on RERTR Activities in Argentina”, In: *Proceedings of the 27th International Meeting on Reduced Enrichment for Research and Test Reactors (RERTR)*, pp. S15-3, Santiago de Chile, Nov. 2005.
- [9] HERMIDA, J.D., GRIBAUDO, L.M., “Aleaciones de U-Nb-Zr para combustible monolítico, In: Informe Interno, Unidad de Actividad Materiales”, In: Comisión Nacional de Energía Atómica, 2005 (Trabajo no publicado).
- [10] ARICÓ, S.F., HERMIDA, J.D., GRIBAUDO, L.M., “Estudio de la estabilidad de la fase γ en aleaciones U-Nb-Zr”, In: *Proceedings of 6^o Congreso Binacional de Metalurgia y Materiales (CONAMET/SAM)*, Santiago de Chile, Nov-Dic. 2006.
- [11] KOMAR VARELA, C.L., LÓPEZ, M., GRIBAUDO, L.M., *et al.* “Desarrollo de miniplacas monolíticas U(Zr,Nb). Primera etapa”, In: *Proceedings of 13^o Congreso Internacional en Ciencia y Tecnología de Metalurgia y Materiales (SAM/CONAMET)*, pp. T13C21, Iguazú, Ago. 2013.
- [12] KOMAR VARELA, C.L., ARICÓ, S.F., GRIBAUDO, L.M., “Evolución de la resistividad eléctrica en función de la temperatura en aleaciones U-Zr-Nb”, In: *Proceedings of 9^o Congreso Binacional de Metalurgia y Materiales (CONAMET/SAM)*, pp. 1395-1400, Buenos Aires, 2009.
- [13] BASAK, C.B., PRABHU, N., KRISHNAN, M., "On the formation mechanism of UZr_2 phase", *Intermetallics*, v. 18, n. 9, pp. 1707-1712, Sep 2010.
- [14] BASAK, C.B., "Microstructural evaluation of U-rich U-Zr alloys under near-equilibrium condition", *Journal of Nuclear Materials*, v. 416, n 3, pp 280–287, Sep 2011.
- [15] KELLY, A.M., FIELD, R.D., THOMA, D.J., “Metallographic preparation techniques for U-6 wt% Nb”, *Journal of Nuclear Materials*, v. 429, n 1-3, pp 118-127, Oct 2012.
- [16] ADORNO LOPES, D., *Caracterização microestrutural de ligas do sistema U-Nb-Zr, no canto rico em urânio*, Tesis de M.Sc., à escola politécnica da universidade de São Paulo, San Pablo, Brasil, 2011.
- [17] KOMAR VARELA, C.L., GRIBAUDO, L.M., GONZÁLEZ, R.O., *et al.*, "Transformation behavior of the γ U(Zr,Nb) phase under continuous cooling conditions”, *Journal of Nuclear Materials*, v. 453, n 1-3, pp 124-130, Oct 2014.

- [18] KOMAR VARELA, C.L., *Estudio de aleaciones U-Nb-Zr para el desarrollo de un combustible nuclear de tipo monolítico*, Tesis de Doctorado, Instituto Sabato, CNEA-UNSAM, Buenos Aires, Argentina, 2016.
- [19] AKABORI M., ITOH A., OGAWA T., *et al.*, “Stability and structure of the δ phase of the U-Zr alloys”, *Journal of Nuclear Materials*, v. 188, pp 249-254, 1992.
- [20] ROUGH, F.A., AUSTIN, A.E., BAUER, A.A., *et al.*, The stability and existence range of the Zirconium-Uranium epsilon phase, Report BMI-1092, Battelle Memorial Institute, Columbus, 1956.
- [21] BAUER, A.A. *An evaluation of the properties and behavior of zirconium-uranium alloys*, Report BMI-1350, Battelle Memorial Institute, Columbus, 1959.