

# CARACTERIZACIÓN DE LA ZONA DE INTERACCIÓN EN PARES DE DIFUSIÓN A 550°C U-Mo-Zr/Al Y U-Mo-Zr/Al-A356.

Komar Varela C.<sup>1</sup>, Aricó S.<sup>1</sup>, Mirandou M.<sup>1</sup>, Balart S.<sup>1</sup>, Gribaudo L.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> *Departamento Materiales - Gerencia de Investigación, Desarrollo y Asistencia Técnica - Gerencia de Área Energía Nuclear - Comisión Nacional de Energía Atómica. Avda. Gral. Paz 1499, B1650KNA, San Martín, Argentina.*

<sup>2</sup> *Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Tecnológicas. Avda. Rivadavia 1917, C1033AAJ, Buenos Aires, Argentina.*

E-mail (autor responsable): arico@cnea.gov.ar  
E-mail (alternativo): carolinakomar@gmail.com

## Resumen

Se realizaron experiencias fuera de reactor en pares de difusión química U-7%Mo-1%Zr/Al y U-7%Mo-1%Zr/Al A356. En este trabajo se presentan los resultados de la caracterización morfológica e identificación de fases presentes en la zona de interacción que se forma al ser sometidos a un tratamiento isotérmico de 1,5 h a 550°C. Las técnicas utilizadas fueron: microscopía óptica y electrónica de barrido, difracción de rayos X y microanálisis cuantitativo por sonda electrónica.

En la zona de interacción correspondiente al par U-7%Mo-1%Zr/Al se identificaron las fases  $UAl_3$ ,  $UAl_4$ ,  $Al_{20}Mo_2U$  y  $Al_{43}Mo_4U_6$ . Estas cuatro fases fueron identificadas en pares U-7%Mo/Al a 580°C en trabajos anteriores.

En la zona de interacción correspondiente al par U-7%Mo-1%Zr/Al A356 se identificaron las fases  $U(Al,Si)_3$  (con una concentración de 25 %at.Si) y  $Si_5U_3$ . Este compuesto rico en Si sólo pudo ser identificado mediante la utilización de radiación sincrotrón en experiencias realizadas en el Laboratorio Nacional de Luz Sincrotrón, Campinas, Brasil.

## Introducción

El desarrollo de nuevos combustibles nucleares de bajo enriquecimiento para reactores de investigación y producción de radioisótopos requiere el conocimiento de propiedades y comportamientos de un conjunto de aleaciones de U, con las que la reducción de la concentración del isótopo fisionable  $^{235}U$  se compensa con un aumento en la densidad de este elemento dentro del combustible. Uno de estos conjuntos lo integran las aleaciones de U con diversos contenidos de aleantes que permiten retener, por templado, en forma metaestable, la solución sólida reconocida como fase  $\gamma U$ .

Las aleaciones de U con 6-10 % en peso de Mo cumplen con esta condición, de allí que son consideradas buenas candidatas si se pretende reducir el enriquecimiento por debajo del 20 % en peso.

En los combustibles “dispersos tipo placa” usados en los reactores de investigación, las partículas de U-Mo se mezclan con polvo de aluminio puro (matriz) y se colaminan entre placas una aleación de Al. El contacto íntimo existente entre las partículas

y la matriz permite, durante la irradiación, la interdifusión de los materiales con la consecuente formación de nuevas fases. Estudios pos-irradiación han demostrado un mal comportamiento de los combustibles dentro del reactor manifestándose mediante un inaceptable hinchado y la presencia de porosidad localizada entre estas zonas de interacción y el aluminio. Esta porosidad, para altos niveles de quemado, conlleva a la separación de las partículas combustibles de la matriz llevando a la falla catastrófica [1,2,3].

En consecuencia, se propuso la modificación de la aleación U-Mo y/o del Al de la matriz mediante la incorporación de nuevos aleantes [4]. En este sentido, comienzan simultáneamente en distintos laboratorios del mundo, una serie de experiencias de difusión química fuera de reactor en pares de difusión U-Mo-*X* / Al-*Y* con el objetivo de caracterizar los productos que se forman en diversas condiciones térmicas en la zona de interacción (ZI).

J.M Park. y col. [5,6] realizaron estudios de la ZI en pares de difusión U-Mo-Zr / Al-Si. Entre sus resultados más destacables se encuentra que la adición de Zr a la aleación U-7%Mo y de Si al Al reduce el espesor de la ZI, en comparación con el espesor correspondiente a la ZI formada entre U-Mo-Zr y Al puro. Mediante mediciones de composición, los autores encuentran que la concentración de Zr en la ZI es pequeña, mientras que la de Si es alta con respecto a la concentración inicial de los componentes. El efecto del Zr en la aleación U-Mo se potencia cuando existe Si en el Al. Basándose en medidas de composición, los autores proponen a la fase U(Al,Si)<sub>2</sub> como la fase rica en Si en la ZI.

En este trabajo se presentan los resultados de la caracterización microestructural de la ZI formada en pares de difusión U-7%Mo-1%Zr/Al A356 (7,1 %Si) y U-7%Mo-1%Zr/Al tratados isotérmicamente durante 1,5 h a 550°C. Las técnicas utilizadas fueron: microscopía óptica (MO) y electrónica de barrido (MEB), microanálisis cuantitativo en sonda electrónica (WDS) y difracción de rayos X (DRX). La principal contribución de este trabajo es la identificación de fases en la ZI usando radiación sincrotrón en el Laboratorio Nacional de Luz Sincrotrón (LNLS) Campinas, Brasil.

## **Procedimiento experimental**

El desarrollo experimental de este trabajo consiste en distintas etapas: fabricación de las aleaciones de U, homogeneizado en composición de las mismas y su implementación como componente en una experiencia de interdifusión.

Se fabricaron dos aleaciones de U (55 g), la primera con una concentración en peso de 7% Mo (denominada U-Mo) y la segunda con una concentración de 7% Mo y 1% Zr (U-Mo-Zr). La fundición se realizó en un horno de arco con electrodo no consumible de tungsteno y crisol de cobre. Se trabajó bajo atmósfera de argón de alta pureza. Se utilizaron como aleantes: U empobrecido al 0,2% (impurezas principales: 50 ppm Fe; 60 ppm Mg; 24 ppm Si), Mo 99,97% (impurezas principales: <20 ppm O<sub>2</sub>; <10 ppm N<sub>2</sub>; <10 ppm C; 100 ppm W; 8 ppm Si; 2 ppm Ni) y Zr 99,85% (170 ppm Fe, 420 ppm O). Las aleaciones fueron encapsuladas en tubos de cuarzo bajo atmósfera inerte y recocidas durante 2 h a 1000 °C para lograr la homogeneización en composición. Una vez finalizado el tratamiento se templó en agua sin rotura del tubo para retener la fase metaestable  $\gamma$ U.

Los pares de difusión fueron confeccionados utilizando como componentes las aleaciones U-Mo y U-Mo-Zr previamente homogeneizadas, Al 4N y la aleación comercial de Al A356 (7.1% Si, 0.37% Mg, 0.1% Fe, 0.1% Ti, 0.002% Zn, 0.001% Sr) de fundición.

Los componentes se colocaron en un dispositivo compuesto por dos placas de acero inoxidable capaz de mantener una presión mecánica durante la experiencia. Cada dispositivo se colocó en un tubo de cuarzo, se selló bajo atmósfera inerte, se recoció isotéricamente durante 1,5 h a 550°C y se templó en agua sin rotura. La duración del recocido se determinó estableciendo un compromiso tal que resulte lo suficientemente extenso como para poder lograr una ZI apreciable y a su vez minimizar el grado de descomposición de la fase  $\gamma$ U [7].

Se fabricaron dos configuraciones. En la Figura 1 se presenta la configuración usada para estudiar una superficie perpendicular al frente de difusión en los pares U-Mo/Al, U-Mo-Zr/Al, U-Mo/Al A356 y U-Mo-Zr/Al A356. Así, este “multipar difusivo” permite estudiar las ZI formables en idénticas condiciones experimentales, permitiendo establecer una comparación directa de los resultados obtenidos. La Figura 2 presenta el arreglo experimental que permitió realizar estudios sobre distintos planos paralelos al frente de difusión. El soporte de base roscada sirve para montar la muestra en una pulidora de caras paralelas. Así, se pudieron realizar sucesivos pulidos y obtener difractogramas de rayos X a distintas profundidades de la ZI, comenzando desde la aleación de Al hasta el componente U-Mo-Zr. La imagen de la superficie pulida revela que el plano de pulido no coincide con la superficie interfacial.

Las técnicas de caracterización utilizadas fueron: microscopía óptica (Olympus BX60M) y electrónica de barrido (FEI QUANTA 200) para observaciones morfológicas, microanálisis cuantitativo con microsonda electrónica (CAMECA SX50) para medir concentraciones y difracción de rayos X para identificar las fases cristalográficamente.

Las mediciones de composición se realizaron operando con un potencial acelerador de 20 KV. Se recalibró el equipo al inicio de cada sesión de medición con patrones puros de U, Mo, Zr, Al y Si.

Las experiencias de difracción se realizaron de dos formas: en un equipo convencional PW3710 Philips utilizando radiación  $\text{CuK}\alpha$  a temperatura ambiente y mediante radiación sincrotrón en la línea XRD1 del Laboratorio Nacional de Luz Sincrotrón de Campinas (Brasil) seleccionando una energía de trabajo de 8,01433 eV. En ambas experiencias se trabajó sobre muestras masivas y los difractogramas fueron analizados con el programa PowderCell 2.3 el cual permite identificar fases presentes y estimar parámetros de red mediante un ajuste con difractogramas teóricos [8].

## Resultados

Al finalizar el tratamiento isotérmico a 550°C se ha observado que la aleación U-Mo-Zr presenta un grado importante de descomposición con morfología tipo celular laminar.

*Zona de interacción en el par U-7%Mo-1%Zr / Al a T=550°C.*

En la Figura 3 se presenta una micrografía que ejemplifica el aspecto general de la ZI en el par U-Mo-Zr/Al recocido durante 1,5 h a 550°C. Se observa una interfase irregular con espesores comprendidos entre 25 y 150  $\mu\text{m}$ .

En las mediciones de composición no se ha detectado la presencia de Al en el componente U-Mo-Zr ni tampoco U, Mo ó Zr en el componente Al.

El análisis de los distintos difractogramas de rayos X en equipo convencional, tomados a distintas profundidades, permitió identificar la presencia de las fases  $\gamma\text{U}$ ,  $\alpha\text{U}$  y Al que forman parte de los componentes del par de difusión y las fases  $\text{UAl}_3$ ,  $\text{UAl}_4$ ,  $\text{Al}_{20}\text{Mo}_2\text{U}$  y  $\text{Al}_{43}\text{Mo}_4\text{U}_6$  que forman parte de la ZI. A modo de ejemplo, se presenta en la Figura 4 la superposición de dos difractogramas tomados a distintas profundidades. El difractograma denominado DRX1 corresponde a una zona cercana al componente Al y el DRX2 a una zona cercana al componente U-Mo-Zr. Se destacan los picos identificados correspondientes a las distintas fases presentes en la ZI.

*Zona de interacción en el par U-7%Mo-1%Zr / Al A356 a  $T=550^\circ\text{C}$ .*

En la Figura 5 se presenta una micrografía que ejemplifica el aspecto general de la ZI en el par U-Mo-Zr/Al A356 recocido durante 1,5 h a  $550^\circ\text{C}$ . Se observa una interfase irregular (Figura 5a) con espesores comprendidos entre 3 y 12  $\mu\text{m}$ . Se puede observar como producto de la experiencia de interdifusión entre la ZI y el componente Al A356 una zona libre de precipitados característicos de la aleación A356 (ZLP) con un espesor uniforme de aproximadamente 25  $\mu\text{m}$  (Figura 5b).

Se realizaron mediciones de composición mediante un barrido espacial atravesando la ZI desde la ZLP en el Al A356 hasta el componente U-Mo-Zr. Las concentraciones relativas de U, Mo y Zr no mostraron diferencias significativas por lo que se asume, para relacionar las concentraciones medidas con las fases que le correspondan, que estos tres elementos ocuparían una misma subred en cada compuesto identificable. Así, a modo de ejemplo, se presentan los resultados de uno de los barridos espaciales graficados en un triángulo de Gibbs, representando un corte isotérmico pseudoternario Al, Si, (U+Mo+Zr) a  $550^\circ\text{C}$  (Figura 6).

La identificación cristalográfica de las fases se realizó mediante difractogramas de rayos X utilizando radiación sincrotrón. La Figura 7 corresponde a una profundidad en la cual no se identificaron fases pertenecientes al componente Al A356. Las fases  $\gamma\text{U}$  y  $\alpha\text{U}$  pertenecen al componente U-Mo-Zr, Las fases  $\text{U}(\text{Al},\text{Si})_3$  y  $\text{Si}_5\text{U}_3$  corresponden a la ZI. Algunos picos relativamente menores no han podido ser identificados como alguna de las fases esperables. La fase  $\text{U}(\text{Al},\text{Si})_3$  fue identificada con un parámetro de red  $a=4,21 \text{ \AA}$ . Los parámetros de red del compuesto  $\text{Si}_5\text{U}_3$  resultaron  $a=3,940 \text{ \AA}$  y  $c=4,055 \text{ \AA}$ .

## **Discusión**

La irregularidad observada en los espesores medidos en la ZI se debe a que el componente Al o Al A356 puede interactuar, durante el recocido, con la fase  $\gamma\text{U}$  (espesores menores) o con los productos de la descomposición tipo celular laminar de esta fase (espesores mayores). Similares resultados fueron informados en [9] en la ZI del par U-7%Mo/Al a  $580^\circ\text{C}$  y en [10] para U-7Mo/Al 6061 a  $550^\circ\text{C}$ . Según los resultados de estos trabajos la presencia de la fase  $\text{Al}_{43}\text{Mo}_4\text{U}_6$  en la ZI del par U-Mo-Zr/Al del presente trabajo se puede asociar a la interdifusión entre el Al y los productos de la descomposición de la fase  $\gamma\text{U}$  con morfología tipo celular laminar.

En el par U-Mo-Zr/Al A356, la migración de Si a la ZI a expensas de la disolución de los precipitados característicos de la aleación A356 durante la interdifusión determinó la formación de una ZLP en la aleación de Al, contigua a la ZI. Esta ZLP se

reconoce porque, cerca de la ZI, la concentración de Si resulta insuficientemente como para re-precipitar el Si. Este efecto fue detectado e informado en detalle en [11,12,13]

Las mediciones de composición realizadas en la ZI del par U-Mo-Zr/Al A356 y presentadas en el diagrama pseudoternario Al-Si-(U-Mo-Zr) en la Figura 6 pueden ser analizadas graficándolas sobre el corte isotérmico a 400°C del diagrama de equilibrio Al-Si-U presentado por Dwigth en [14] (Figura 8). Se considera que la diferencia de temperaturas no implica cambios significativos en los dominios de existencia de las fases de interés puesto que no hay cambios importantes entre 400°C y 900°C [14]. Se puede observar, comenzando en la esquina rica en Al, que las mediciones de composición se alinean hasta intersectar el dominio de solubilidad del compuesto  $U(Al,Si)_3$ . Dicha intersección coincide con una concentración de Si en este compuesto de 25 %at. A continuación, se pueden observar puntos que superan el 30 %at de Si y finalmente tienden hacia la esquina rica en U-Mo-Zr. Situaciones similares fueron presentadas para otros pares de difusión del tipo U-Mo-X / Al-Si [5,6,11]. En todos los casos se evidencia la presencia, en la ZI, de un compuesto con una mayor concentración de Si que la medida en la fase  $U(Al,Si)_3$ .

Las experiencias de difracción de rayos X utilizando radiación sincrotrón sobre el par U-Mo-Zr/Al A356 permitieron confirmar la presencia en la ZI de la fase  $U(Al,Si)_3$  e identificar al compuesto  $Si_5U_3$ . Se considera entonces que se corresponde con las mediciones de alto contenido de Si en la ZI. Ambas fases fueron informadas además en experiencias de caracterización sobre el par U-7Mo/Al A356 a 550°C en [15].

En la Figura 9 se presenta el gráfico que muestra la variación del parámetro de red en función de la concentración de Si para la fase  $U(Al,Si)_3$  (Figura 19 del trabajo de Dwigth [14]) Se observa que, para un parámetro de red  $a=4,21$  Å, la concentración de Si correspondiente resulta ser de 25 % at, coincidente con las mediciones de composición obtenidas en este trabajo. Por otra parte, los parámetros de red del compuesto  $Si_5U_3$  ( $a=3,940$  Å y  $c=4,055$  Å) resultaron levemente aumentados comparados con los valores informados para el compuesto estequiométrico ( $a=3,896$  Å y  $c=4,017$  Å) lo que podría sugerir algún nivel de incorporación de Al en solución en el compuesto.

## Conclusiones

La caracterización morfológica realizada al par de difusión U-7%Mo-1%Zr/Al tratado isotérmicamente a 550°C durante 1,5 h permitió identificar en la zona de interacción las fases  $UAl_3$ ,  $UAl_4$ ,  $Al_{20}Mo_2U$  y  $Al_{43}Mo_4U_6$ .

Cuando el Al puro es reemplazado por una aleación de Al-Si comercial formando el par U-7%Mo-1%Zr/Al A356 y tratado isotérmicamente a 550°C durante 1,5 h en idénticas condiciones, las fases identificadas en la zona de interacción resultan ser  $U(Al,Si)_3$  con 25 at.% Si y  $Si_5U_3$ .

## Referencias

- [1] G. Hofman, M.R. Finlay y Y.S. Kim 2004 International Meeting on Reduced Enrichment for Research and Test Reactors, Viena, Austria, 7-12 noviembre, (2004).
- [2] F. Huet, J. Noirot, V. Marelle, S. Dubois, P. Boulcourt, P. Sacristan, S. Naury, P. Lemoine. Transactions of the RRFM 2005, Budapest, Hungria, 10-12 abril, (2005).

- [3] A. Leenaers, S. Van den Berghe, E. Koonen, C. Jarousse, F. Huet,, M. Troabas , M. Boyard, S. Guillot, L Sannen , M. Verwerft. J.Nucl. Mater.335 (2004) 39-47.
- [4] Y.S. Kim, G.L.Hofman, H.J.Ryu y J. Rest. Proceedings of the 27<sup>th</sup> International Meeting on RERTR, Boston, EE. UU., 6-11 noviembre, (2005).
- [5] J.M. Park, H.J. Ryu, G.G. Lee, H.S. Kim, Y.S. Lee, C.K. Kim, “Phase Stability and Diffusion Characteristics of U-Mo-X (X = Si, Al, Zr) Alloys”, Proceedings of the 27<sup>th</sup> International Meeting on RERTR, Boston, EE. UU., 6-11 noviembre, (2005).
- [6] J. Park, H.J. Ryu, S.J. Oh, D.B. Lee, Ch.K. Kim, “Inter-diffusion Behaviours of U-Mo-Zr/Al-Si”, Proceedings of the 28<sup>th</sup> International Meeting on RERTR, Ciudad del Cabo, Sudafrica, 29 octubre – 2 noviembre, (2006).
- [7] C.L. Komar Varela, “Efecto del agregado de circonio en la aleación U-Mo propuesta como combustible nuclear”, Tesis de maestría en Ciencia y Tecnología de Materiales, Universidad Nacional de General San Martín, Argentina, Julio 2007.
- [8] W. Kraus, G. Nozle, U. Muller, PowderCell 2.3. - Pulverdiffraktogramme aus Einkristalldaten und Anpassung experimenteller Beugungsaufnahmen, 2000. [http://www.bam.de/de/service/publikationen/powder\\_cell\\_a.htm](http://www.bam.de/de/service/publikationen/powder_cell_a.htm)
- [9] M.I. Mirandou, S.N. Balart, M. Ortiz, M.S. Granovsky. J.of Nucl. Mater, 323, (2003), 29-35.
- [10] C Komar Varela, M. Mirandou, S. Aricó, S. Balart and L. Gribaudo. Transactions of the 11<sup>th</sup> International Topical Meeting ENS RRFM-IGORR, Lyon, Francia, 12-14 marzo, (2007).
- [11] M. Mirandou, M. Granovsky, M. Ortiz, S. Balart, S. Aricó, L. Gribaudo, 2004 International Meeting on RERTR, Viena, Austria, 7-12 noviembre, (2004).
- [12] M.Mirandou, S.Aricó, L.Gribaudo , S.Balart. Proceedings of the 27<sup>th</sup> International Meeting on RERTR, Boston, EE. UU., 6-11 noviembre, (2005).
- [13] M. Cornen, F. Mazaudier, X.Iltis, M.Rodier, S. Dubois, P.Lemoine. Transactions of the 11<sup>th</sup> International Topical Meeting ENS RRFM-IGORR, Lyon, Francia, 12-14 marzo, (2007).
- [14] A.E. Dwight: Report Specification N° ANL –82-14, 1982, pp 1-39.
- [15] M. Mirandou, S. Aricó, S. Balart, L. Gribaudo and A. Fortis. Proceedings of the 29<sup>th</sup> International Meeting on RERTR, Praga, Rep. Checa, 23-27 septiembre, (2007).

## **Agradecimientos**

Los autores agradecen al personal del Departamento Materiales del Centro Atómico Constituyentes por su colaboración. A R. Acuña de Aluar S.A. por la provisión de la aleación A356 y a Roosevelt Droppa Jr por su asistencia en el LNLS. Este trabajo fue parcialmente financiado por la Agencia Nacional de Promoción Científica y Tecnológica mediante el proyecto PICT N° 12-11186, por el CONICET mediante el proyecto PIP 5062, la Fundación Balseiro de Argentina y el proyecto D12A-XRD1-#5747/06, LNLS, Campinas, Brasil.

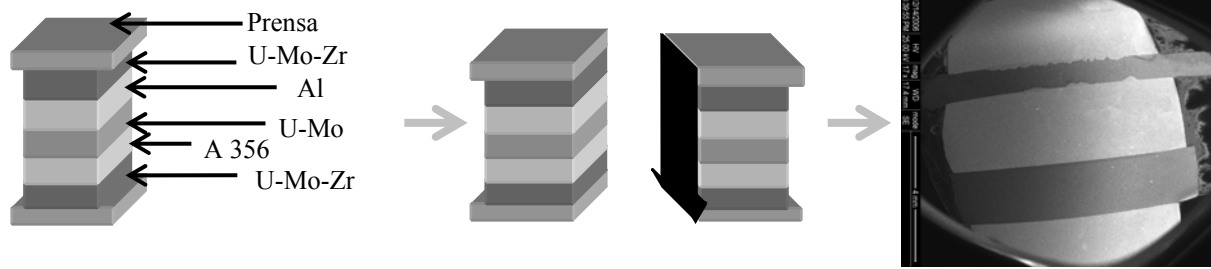


Figura 1: Configuración que permite estudiar una superficie perpendicular al frente de difusión.

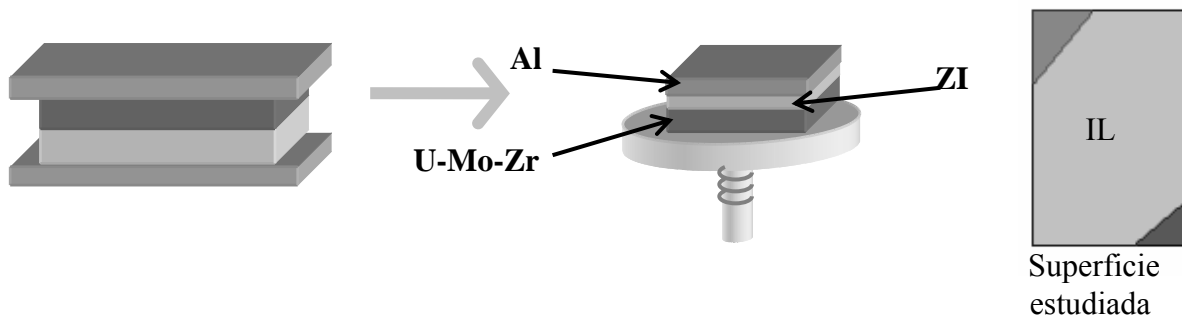


Figura 2: Configuración que permite estudiar superficies sucesivas paralelas al frente de difusión.

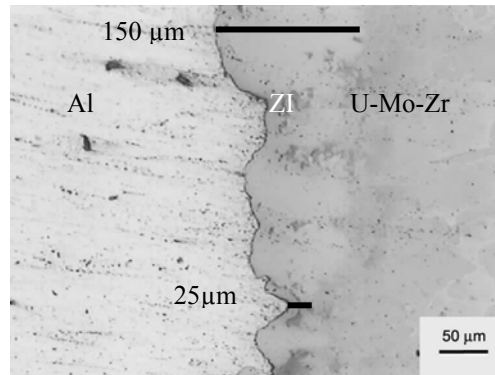


Figura 3: U-7%Mo-1%Zr/Al. Experiencia de interdifusión:  $T=550\text{ }^{\circ}\text{C}$  (1,5 h). La zona de interacción resulta irregular debido a la descomposición de la fase  $\gamma\text{U}$  en la aleación U-Mo-Zr. (MO). Pulida a diamante  $1\mu\text{m}$

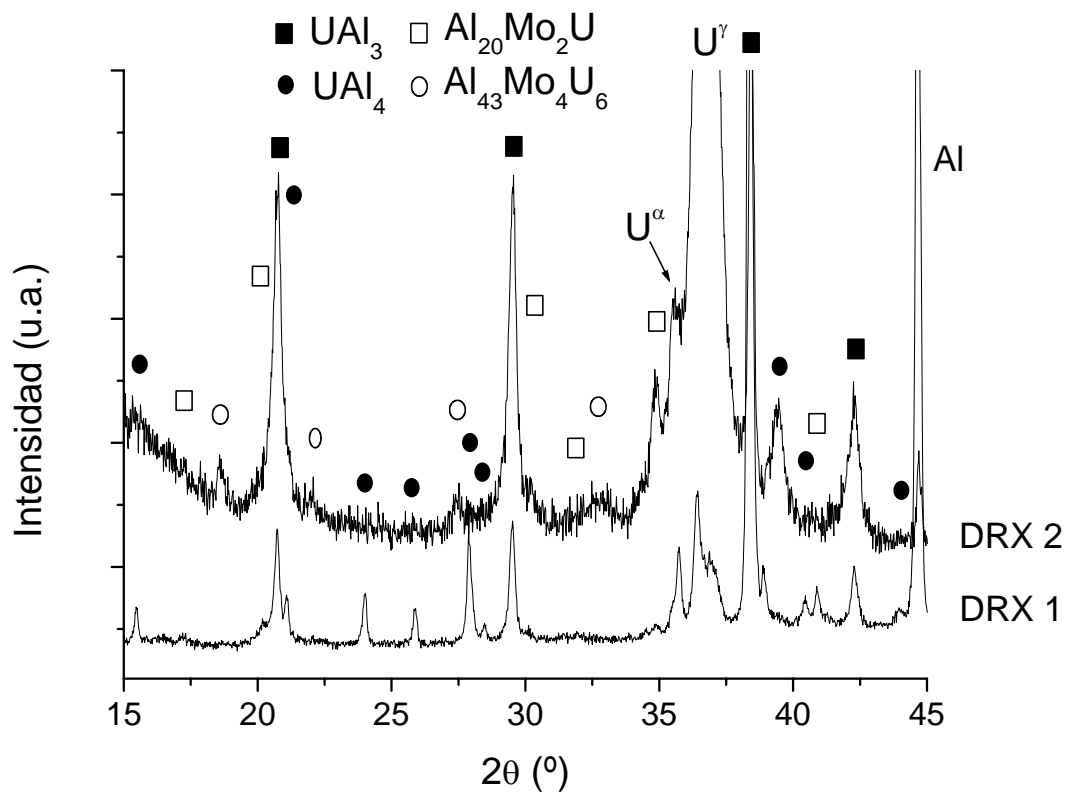


Figura 4: U-7%Mo-1%Zr / Al. Difractogramas de rayos X obtenidos con equipamiento de laboratorio convencional.

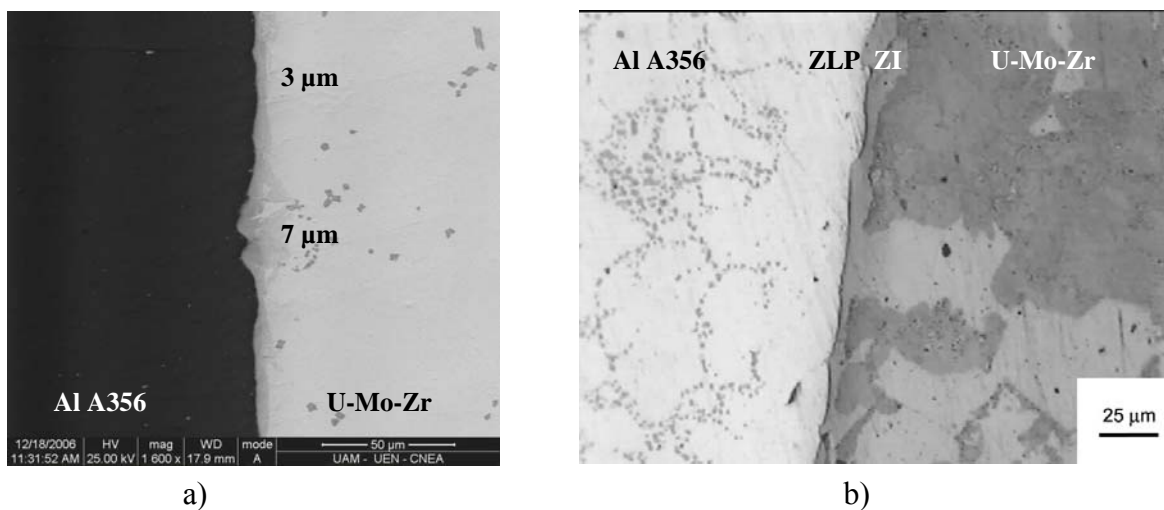


Figura 5: U-7%Mo-1%Zr/Al A356. Experiencia de interdifusión:  $T=550\text{ }^{\circ}\text{C}$  (1,5 h). a) Micrografía MEB, espesor de la zona de interacción. b) Micrografía MO, aspecto general de la zona de interdifusión.



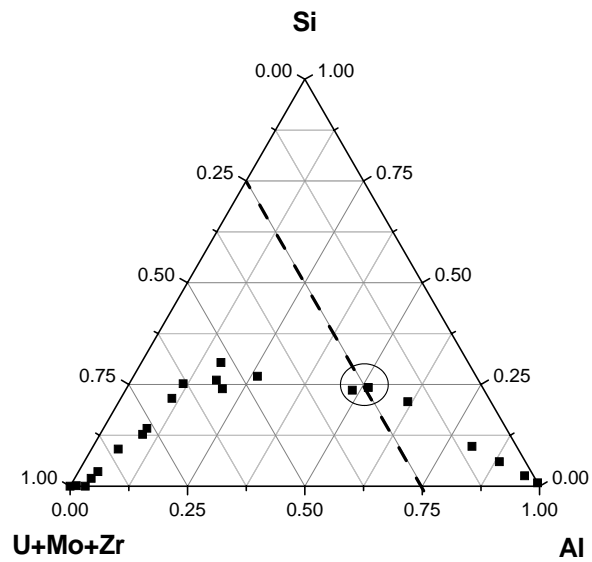


Figura 6: U-7%Mo-1%Zr/Al A356.  $T=550\text{ }^{\circ}\text{C}$  (1,5 h). Mediciones de concentración en la ZI utilizando microsonda electrónica.

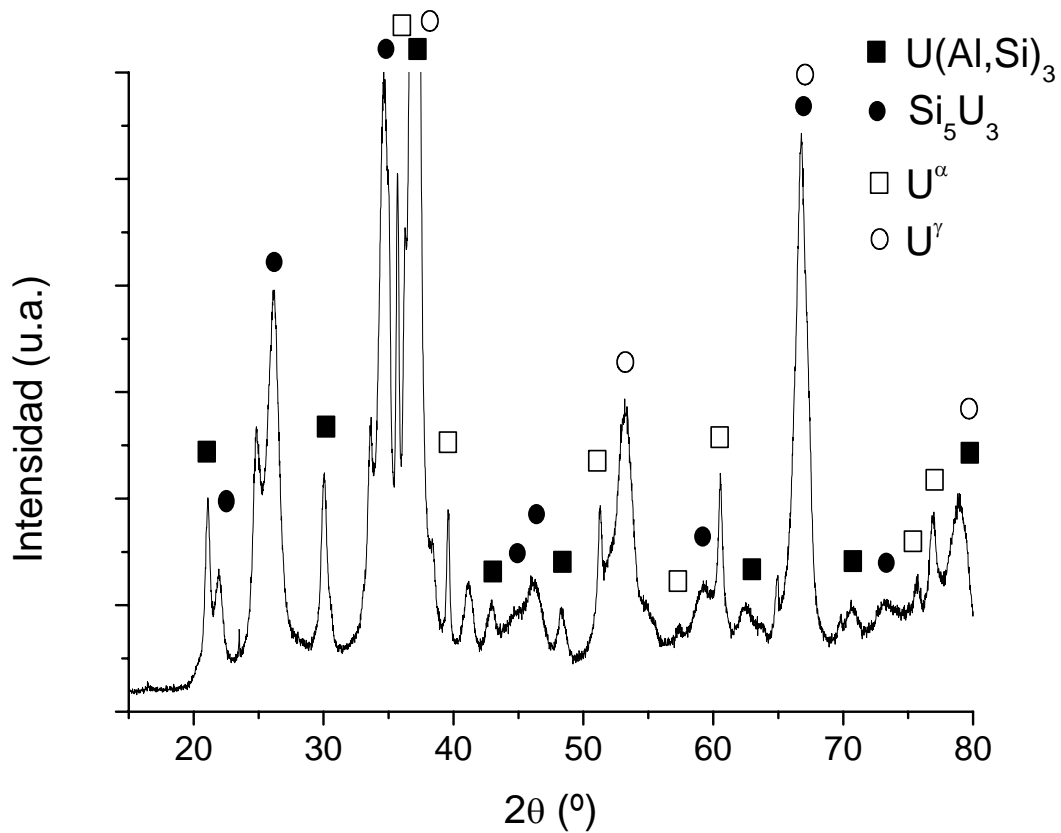


Figura 7: U-7%Mo-1%Zr / Al A356.  $T=550\text{ }^{\circ}\text{C}$  (1,5 h). Difractograma de rayos X obtenido con radiación sincrotrón.

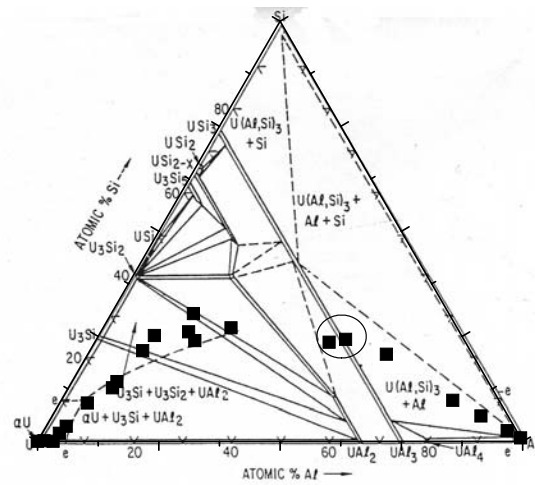


Figura 8. U-7%Mo-1%Zr/Al A356.  $T=550\text{ }^{\circ}\text{C}$  (1,5 h). Mediciones de concentración superpuestas en el corte a  $T=400\text{ }^{\circ}\text{C}$  del diagrama de equilibrio Al-Si-U (Fig 17 en [14]).

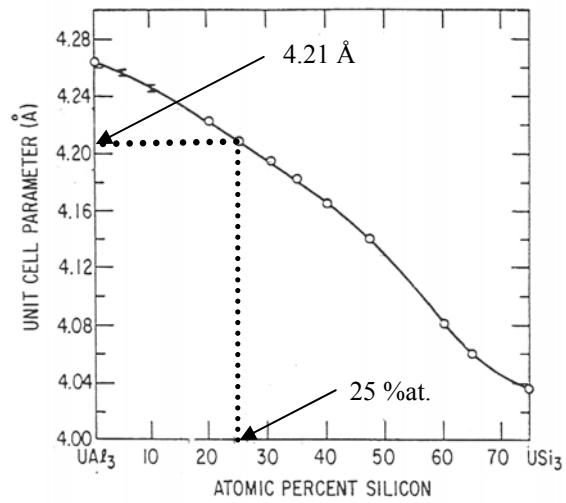


Figura 9. U-7%Mo-1%Zr/Al A356.  $T=550\text{ }^{\circ}\text{C}$  (1,5 h). Parámetro de red vs %at Si en la fase  $U(\text{Al,Si})_3$  (Fig 19 en [14]). Los resultados experimentales cumplen con la correlación esperada.

## CHARACTERIZATION OF THE INTERACTION LAYER IN DIFFUSION COUPLES U-Mo-Zr/Al AND U-Mo-Zr/Al-A356 AT 550°C.

### Abstract

Out-of-pile diffusion experiments were performed between U-7wt.%Mo-1wt.%Zr and Al or Al A356 (7,1wt.%Si) at 550°C. In this work morphological characterization and phase identification on both interaction layers are presented. They were carried out by the use of different techniques: optical and scanning electron microscopy, X-Ray diffraction and WDS microanalysis.

In the interaction layer U-7wt.%Mo-1wt.%Zr/Al, the phases  $UAl_3$ ,  $UAl_4$ ,  $Al_{20}Mo_2U$  and  $Al_{43}Mo_4U_6$  were identified. Similar results in the interaction layer of the U-7%Mo/Al at 580°C were previously obtained.

In the interaction layer U-7wt.%Mo-1wt.%Zr/Al A356, the phases  $U(Al,Si)_3$  with 25at.% Si and  $Si_5U_3$  were identified. This last phase, with a higher Si concentration, was identified with X-Ray diffraction Synchrotron radiation performed at the National Synchrotron Light Laboratory, Campinas, Brasil.