FABRICACION DE PLACAS COMBUSTIBLES MONOLÍTICAS CON ALEACIÓN URANIO-MOLIBDENO PARA USO EN REACTORES NUCLEARES DE INVESTIGACIÓN

J. Lisboa[*] *, J. Marin, M. Barrera, H. Pesenti*

- ✓ Este artículo forma parte del "Volumen Suplemento" **S1** de *la Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales* (*RLMM*). Los suplementos de la RLMM son números especiales de la revista dedicados a publicar memorias de congresos.
- ✓ Este suplemento constituye las memorias del congreso "*X Iberoamericano de Metalurgia y Materiales (X IBEROMET)*" celebrado en Cartagena, Colombia, del 13 al 17 de Octubre de 2008.
- ✓ La selección y arbitraje de los trabajos que aparecen en este suplemento fue responsabilidad del Comité Organizador del *X IBEROMET*, quien nombró una comisión *ad-hoc* para este fin (véase editorial de este suplemento).
- ✓ La *RLMM* no sometió estos artículos al proceso regular de arbitraje que utiliza la revista para los números regulares de la misma.
- ✓ Se recomendó el uso de las "Instrucciones para Autores" establecidas por la *RLMM* para la elaboración de los artículos. No obstante, la revisión principal del formato de los artículos que aparecen en este suplemento fue responsabilidad del Comité Organizador del *X IBEROMET*.

Suplemento de la Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales 2009; **S1** (2): 665-674

FABRICACION DE PLACAS COMBUSTIBLES MONOLÍTICAS CON ALEACIÓN URANIO-MOLIBDENO PARA USO EN REACTORES NUCLEARES DE INVESTIGACIÓN

J. Lisboa[*] *, J. Marin, M. Barrera, H. Pesenti*

Departamento de Materiales Nucleares, Comisión Chilena de Energía Nuclear, CCHEN, Santiago de Chile

E-mail: jlisboa@cchen.cl

Trabajos presentados en el X CONGRESO IBEROAMERICANO DE METALURGIA Y MATERIALES IBEROMET
Cartagena de Indias (Colombia), 13 al 17 de Octubre de 2008

Selección de trabajos a cargo de los organizadores del evento

Publicado On-Line el 29-Jul-2009
Disponible en: *www.polimeros.labb.usb.ve/RLMM/home.html*

Resumen

El programa internacional de reducción de enriquecimiento en reactores de investigación, ha ido evolucionando hacia el desarrollo de combustibles nucleares cada vez de mayor densidad de uranio. Actualmente, la investigación se centra en combustibles basados en aleaciones UMo. En combustible tipo disperso UMo-Al se ha detectado la formación de $(U,Mo)Al_3$ y $(U,Mo)Al_4$ a temperaturas cercanas a 580°C y algo similar ocurre con la irradiación, provocando un swelling adicional en la placa combustible debido al aumento de volumen generado por la interacción química que ocurre entre las partículas de UMo y Al. Una forma de disminuir área superficial es usar combustible monolítico. En este trabajo se presenta el desarrollo de combustible monolítico mediante el proceso de colaminación de UMo y cladding Al-6061.
Se fabricaron láminas de UMo con espesores entre 300-500 μm obtenidas por laminación en caliente con reducciones de ≈90%. Las láminas se caracterizaron mediante ensayos de tensión, obteniendo valores de UTS entre 700 y 1000 MPa para las diferentes aleaciones de UMo, estos resultados, se complementaron con análisis de DRX. Las láminas de UMo se recubrieron con aluminio mediante sputtering, y el seguimiento de la colaminación se realizó a través de análisis radiográficos y técnica de scanner por ultrasonido.

Palabras Claves: *Combustible, Monolítico, Laminación,Uranio*

Abstract

The international program for reduced enrichment for nuclear research reactors has evolved towards the development of nuclear fuels increasingly higher density of uranium. Currently, research is focused on fuel based on UMo alloys. In UMo-Al dispersed fuel types, the formation of $(U,Mo)Al_3$ $(U,Mo)Al_4$ at temperatures near 580°C has been detected. A similar situation occurs with radiation, causing an additional swelling of the fuel plate, due to the chemical interactions that occurs between particles of UMo and Al. The surface area however, can be reduced by using monolithic fuel. This paper presents the development of monolithic fuel through the process of hot rolling of UMo and cladding of Al-6061.

UMo foils were manufactured with thicknesses between 300-500 μm by hot rolling with approximately 90% reduction. The foils were evaluated by tension tests, with UTS values between 700 and 1000 MPa for different UMo alloys; these results were complemented by DRX analysis. The foils of UMo were coated with pure aluminum by sputtering, and monitoring of the hot rolling was done by radiographic analysis and ultrasonic scanner test.

Keywords*: Fuel, Monolithic, Rolling,Uranium*

1. INTRODUCCION

Desde 1980 la política de USA ha estimulado el uso de uranio LEU (Low Enriched Uranium) en combustibles para todos los nuevos diseños de reactores de investigación en todo el mundo y para la conversión de reactores existentes de alto enriquecimiento [1]. Por esta razón, la comunidad internacional de reactores de investigación y ensayos, ha decidido el uso de uranio LEU en vez de uranio HEU (High Enriched Uranium) de acuerdo a políticas de no proliferación bajo el programa RERTR (Reduced Enrichment for Research and Test Reactor) [2]. La necesidad de convertir los reactores de investigación de núcleos combustibles de HEU a combustibles LEU, esto es, combustible con un contenido en U-235 menor a 20% en peso,

ha llevado a la búsqueda de diferentes aleaciones y compuestos con un alto contenido de uranio, mayor a los utilizados tradicionalmente [3].

Debido a esta reducción en el enriquecimiento de U-235 en la conversión de LEU, la densidad total de átomos de uranio en el combustible, debe ser incrementada convenientemente. La gran mayoría de los reactores se han convertido utilizando U_3Si_2 como combustible, con el cual se ha podido calificar hasta una densidad de 4.8 gU/cm^3. Sin embargo, los reactores con un alto flujo neutrónico, requieren combustibles con mayor carga de uranio [1, 2, 3].

Hay 2 tipos de combustibles que se acercan o reúnen este criterio de densidad; aleaciones de uranio metálico y la familia de compuestos intermetálicos U_6Me, donde Me = Fe, Mn, Ni o Ge. El comportamiento bajo irradiación de combustible disperso tipo placa de U_6Fe y U_6Mn es muy deficiente en placas delgadas debido a la aparición de swelling y como consecuencia un quemado relativamente bajo. Aleaciones de uranio metálico son entonces, por defecto, los materiales con el potencial para ser usados como fase combustible LEU dispersa de alta densidad para reactores de investigación de alta potencia.

Se ha demostrado que la fase de uranio metálico γ (estructura bcc) es más resistente al swelling que la fase de uranio α (estructura ortorrómbica) sometido a condiciones de irradiación de bajo quemado a altas temperaturas. La fase γ cúbica no es estable termodinámicamente bajo las condiciones de interés (fabricación e irradiación). Sin embargo, algunas aleaciones de uranio pueden retener indefinidamente la fase γ en forma metaestable a temperatura ambiente y por largos períodos de tiempo a temperaturas elevadas. De particular interés son las aleaciones U-Mo y U-Nb-Zr. [1].

En los últimos años se ha enfatizado en la investigación de combustibles basados en aleaciones U-Mo, debido al aceptable comportamiento bajo irradiación y propiedades mecánicas. Estas aleaciones poseen un amplio rango de concentración de Mo, sin embargo las más estudiadas están en rangos de 6 a 10 % en peso de Mo, en las cuales se procura obtener la solución sólida de Mo en fase γ. Bajo los 560°C la fase γ puede existir solamente en estado metaestable, porque de acuerdo al diagrama de equilibrio binario U-Mo, bajo 560°C la fase γ se descompone en U-α y γ' (U_2Mo). Por consiguiente, en la fabricación de combustible y en servicio es muy importante retener la fase γ bajo los 560°C [3,4,5].

Los combustibles dispersos usualmente consisten en partículas cerámicas de un compuesto de uranio en una matriz con una alta conductividad térmica. Para el caso de combustibles tipo disperso de UMo-Al, junto con la descomposición de la fase γ, se forma una capa de reacción de diferente extensión entre la matriz de Al y las partículas de UMo, dependiendo de la temperatura, contenido de Mo de la aleación y del grado de descomposición de la fase metaestable γ. En el sistema UMo-Al se ha detectado la formación de $(U,Mo)Al_3$ y $(U,Mo)Al_4$ a temperaturas cercanas a 580°C y como consecuencia del proceso de interdifusión entre el UMo disperso y el aluminio, la formación de poros en la matriz de Al. La baja conductividad térmica de estos compuestos tiene un mayor efecto en la temperatura alcanzada por el combustible y se convierte en una fuente de swelling en las placas combustible [3,4,5,6].

A pesar de que el crecimiento de estos compuestos intermetálicos es un proceso controlado difusionalmente, se ha demostrado que durante la irradiación, se incrementa la temperatura y en consecuencia se incrementa la interacción y crecimiento de estos compuestos ternarios, lo que se traduce finalmente en una acelerado daño de la placa combustible. Finalmente, debido a que en el diseño de los elementos combustibles, el espesor de la placa es un parámetro muy estricto, la presencia de estos compuestos, los cambios en el volumen específico y en las propiedades termomecánicas del conjunto, reducen significativamente la vida útil de los elementos combustibles. [2,3,4]

La compatibilidad térmica de aleaciones UMo, atomizadas centrífugamente, con aluminio ha sido estudiada y los resultados muestran que para aleaciones U-2% en peso de Mo, en adelante U2Mo, existe un incremento de 26% en volumen a 400°C, este gran cambio de volumen se atribuye a la formación de poros y grietas en las cercanías de la interdifusión. Sin embargo, para aleaciones U-10% en peso de Mo, en adelante U10Mo, este cambio volumétrico es mínimo. La diferencia en este comportamiento es debido principalmente a que las partículas de U10Mo están mucho más supersaturadas con Mo sustitucional que las partículas U2Mo. La difusión de aluminio en las partículas de U2Mo es relativamente más rápida en los bordes de grano con uranio puro, formando UAl_3

casi completamente, mientras que el Mo supersaturado en las partículas de U10Mo inhiben la difusión de átomos de aluminio. Además, la aleación U10Mo muestra una compatibilidad térmica superior con el aluminio comparado con la aleación U2Mo. [7, 8].

El combustible UMo tipo monolítico aparece como la mejor opción para ser usado en combustible LEU en reactores de alto flujo neutrónico, debido a la alta densidad de esta aleación. Además, hay diferencias significativas en la complejidad de operación para el proceso de obtención de combustible monolítico comparado con el proceso de combustible tipo disperso.

Para el combustible monolítico, los requerimientos de producción dependen de varias etapas o procesos que están determinados por las capacidades de las plantas de fabricación de combustibles. [9, 10].

El primer paso para la producción de combustible monolítico es la obtención de láminas delgadas de aleaciones UMo. En este proceso, las láminas deben tener espesores entre 200 y 500 μm los cuales son obtenidos mediante laminación en caliente y laminación en frío. Las aleaciones metálicas de uranio se endurecen por deformación en forma muy rápida durante el proceso de laminación, por lo cual se recomienda realizar etapas de recocidos intermedios entre los pasos de laminación en frío [9]. A diferencia del combustible tipo disperso, donde el combustible puede ser fabricado por el método de pegado con el cladding de aluminio estructural mediante laminación tradicional, el combustible monolítico puede ser pegado al cladding mediante diferentes métodos .

Los más utilizados son el Hot Isostatic Pressing (HIP), donde se usa simultáneamente la aplicación de calor y presión para obtener un pegado metalúrgico entre ambas aleaciones, este proceso se lleva a cabo bajo una atmósfera de argón y vacío parcial. Un segundo método es el Friction Stir Welding (FSW) el cual ha sido usado para producir la mayoría de las miniplacas monolíticas irradiadas. Este método está comenzando a usarse para fabricar el primer elemento combustible a tamaño real para pruebas bajo irradiación. El tercer método de pegado corresponde al Transient Liquid Phase Bonding (TLPB), el cual no ha sido muy estudiado hasta ahora. [10, 11].

2. PARTE EXPERIMENTAL

2.1. Preparación de la aleación UMo

Para el desarrollo del trabajo se consideró una colada de uranio metálico y 2 aleaciones de UMo, a saber, U-7%Mo y U-10%Mo. Las aleaciones se obtuvieron mediante fusión en horno de inducción ubicado al interior de una cámara multipropósito con atmósfera controlada. Estos lingotes se fabricaron a partir de uranio natural y molibdeno metálico previamente limpiados en solución ácida HNO_3 de grado técnico. La fusión se realizó en crisol de alta alúmina y la colada se realizó en molde de grafito. Con el objeto de mejorar la calidad superficial de los lingotes, se diseñó y fabricó un sistema optimizado de lingotera cerrada del tipo semi-dourville, montada en forma solidaria con el crisol. El diseño de esta lingotera se muestra en la figura 1.



Figura 1. Lingotera de grafito.

Una vez fundidos, los lingotes fueron recocidos a 950°C por 24 horas en vacío (10–5 Torr) y enfriados luego en argón a fin de homogenizar la microestructura, induciendo la transformación de fase alfa residual, localizada en bordes de grano, en fase γ metaestable. Las aleaciones UMo obtenidas presentan una geometría rectangular con espesor variable entre 3 mm y 6 mm, según la colada que corresponda.

2.2. Obtención de láminas de U y UMo

Estas aleaciones deben ser protegidas de la oxidación durante el proceso de laminación en caliente, para ello se utilizó la técnica de encapsulado en cladding de acero de bajo carbono. Como el objetivo principal de esta etapa es la obtención de láminas delgadas de U y UMo, fue

necesario evitar la adherencia e interacción entre el la aleación y el acero, para ello se recubrió las superficies de acero que toman contacto con el lingote y el mismo lingote de U y UMo con una emulsión de óxido de itrio (Itria) y etanol. Una vez impregnadas con la capa protectora y secadas las superficies, el conjunto es ensamblado y soldado mediante soldadura TIG.

El proceso de laminación en caliente se inicia con un recocido de 1 hora a 630°C para U y 680°C para UMo, en un horno de resistencias Lindberg y las reducciones de espesor del conjunto fueron 5% en las 4 primeras pasadas para luego aumentar la reducción a 10% en cada pasada, con recocidos intermedios de 10 minutos entre cada etapa de reducción. Durante la laminación en caliente cada 5 etapas de reducción los conjuntos son retirados del horno y llevados a control metrológico mediante técnicas radiográficas. La deformación alcanzada está en el rango de 80% y 96% de reducción total en el conjunto acero-UMo-acero.

Para la etapa de laminación en frío fue necesario realizar un tratamiento superficial a las láminas obtenidas con el objeto de eliminar el recubrimiento de óxido de itrio, para luego encapsular las láminas de U y UMo al interior de sobres de acero inoxidable del tipo 304, principalmente para la protección de los rodillos de laminación y evitar posibles contaminaciones asociadas a la manipulación de las aleaciones. Las reducciones aplicadas en esta etapa no superan el 3% en cada paso de laminación, alcanzando valores entre 7% y 14% de reducción total.

Las láminas de U y UMo obtenidas en laminación en caliente, así como las obtenidas en laminación en frío fueron caracterizadas mecánicamente mediante ensayos de tracción normalizados de acuerdo a la norma ASTM E-345, especial para foil metálicos.

Con el objeto de comparar el comportamiento de las aleaciones de U y UMo durante la etapa de laminación en caliente y frío, se consideró trabajar con 2 direcciones de laminación, una en sentido de orientación de la colada y otra en sentido transversal al de colada. Este seguimiento se llevó a cabo en un difractómetro Siemens D5000 con geometría θ-θ, usando radiaciones CuK_α con ranuras de divergencia y recibimiento de 0.8° y 0.2 mm, respectivamente. Los difractogramas fueron hechos en un rango de 2θ entre 10 a 110°, con un tamaño de pasos de 0.03° y con 10 segundos por cada paso.

2.3. Colaminación de aleación UMo y Al-6061

Finalmente, para realizar el pegado entre la lámina de aleación UMo y el cladding de aleación Al-6061, se utilizó la técnica de colaminación en caliente. Con este fin, las láminas de UMo se recubrieron con aluminio puro depositado a través del proceso de Sputtering con el cual se logró depositar una capa de aluminio puro de un espesor de 3000 angstroms. Una vez realizado el depósito de aluminio las aleaciones UMo fueron encapsuladas en tapas de Al-6061 previamente decapadas con NaOH y neutralizadas con HNO_3, como se observa en la figura 2.

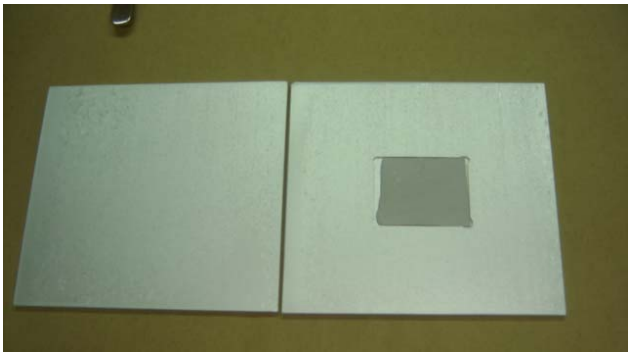


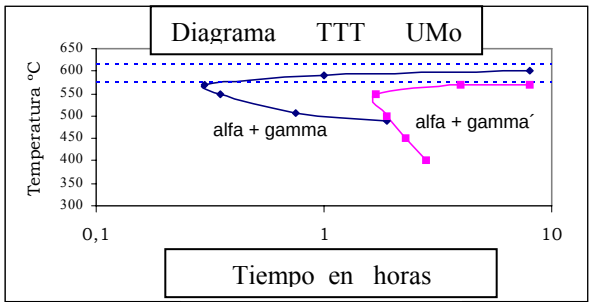
Figura 2. Encapsulado de UMo en Al-6061.

Con el objeto de evitar la transformación alotrópica de la fase gamma cúbica metaestable a la fase alfa ortorrómbica estable a temperatura ambiente durante el proceso de colaminación, se utilizó una temperatura de 450°C para la laminación en caliente, de esta manera, se asegura que durante el proceso no se tocarán las curvas de transformación isotérmica, de acuerdo al diagrama TTT de enfriamiento isotérmico de la figura 3 [12].

Las reducciones aplicadas fueron de 10% en cada paso de laminación, y al igual que la etapa de obtención de láminas de UMo, la colaminación se realizó con recocidos intermedios entre cada etapa de reducción.

El seguimiento del comportamiento de las aleaciones de UMo durante esta etapa se realizó a través de análisis radiográfico utilizando una placa radiográfica con densidad de película AGFA-D7 cuya sensibilidad es intermedia, aplicando 100 kV, 8 mA y una exposición de 8 segundos. Para la evaluación del pegado metalúrgico se utilizó la técnica de inspección ultrasónica por inmersión, utilizando un transductor focalizado Panametrics Modelo V-316-SU de 20 MHz, mediante el cual se realiza un barrido automático de la aleación de UMo, la que se encuentra sumergida en un estanque

con agua, el sistema es controlado por un Software que permite visualizar las señales ultrasónicas de las aleaciones UMo en A, B, C-Scan, detectando las



discontinuidades existentes en las interfases.

Figura 3. Diagrama de transformación isotérmica, TTT para una aleación UMo.

3. RESULTADOS Y DISCUSION

Las dimensiones de los lingotes obtenidos son de 88 mm de longitud, 58 mm de ancho y un espesor promedio de 3 mm. Los lingotes fueron cortados a dimensiones preestablecidas de acuerdo a las dimensiones finales de láminas de UMo requeridas.

En la tabla 1 se presentan las dimensiones de las aleaciones obtenidas, las muestras FUN01 y FUN02 corresponden a uranio metálico, las muestras UMo1 y UMo4 corresponden a aleación U-10%Mo y las muestras UMo-L1 y UMo-L4 corresponde a aleación U-7%Mo.

Tabla 1. Dimensiones de muestras de colada.

Identificación	*Espesor*	*Ancho*	*Largo*
	mm	mm	mm
FUN01 (U)	4.94	21.56	42.03
FUN02 (U)	6.02	30.07	39.52
UMo1 (U-10%Mo)	3.16	44.40	58.37
UMo4 (U-10%Mo)	3.11	31.56	40.99
UMo-L1 (U-7%Mo)	2.66	-	-
UMo-L4 (U-7%Mo)	2.66	-	-

En la tabla 2 se presentan los resultados de la laminación en caliente de las aleaciones, indicando el porcentaje de reducción total aplicado en cada caso.

La técnica de encapsulado utilizada para la fabricación de láminas de U y UMo dio muy buenos resultados, la incorporación de óxido de itrio permitió efectivamente inhibir el pegado entre las muestras y el acero de bajo carbono, en la figura 4 se muestra el conjunto abierto para una de las láminas obtenidas.

Estas láminas debieron ser decapadas superficialmente con HNO_3 para eliminar tanto el óxido de itrio como el óxido de uranio superficial.

Tabla 2. Dimensiones de muestras laminadas en caliente.

Aleación	*T*	*Reducción*	*Espesor*	*Ancho*	*Largo*
	°C	%	mm	mm	mm
FUN01[a]	630	95.93	0.201	46	501
FUN02[b]	630	94.52	0.330	33	676
UMo1[a]	680	84.97	0.475	61	283
UMo4[b]	680	87.07	0.402	33	265
UMo-L1[a]	680	81.65	0.508	-	-
UMo-L4[b]	680	81.39	0.490	-	-

a: Laminadas en sentido longitudinal; *b*: Laminadas en sentido transversal.

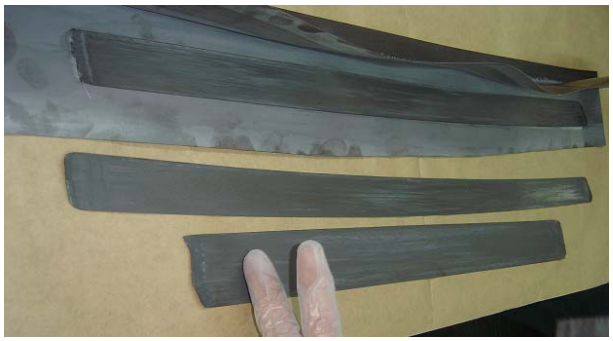


Figura 4. Extracción de láminas del conjunto.

El comportamiento del uranio metálico durante la laminación se evaluó a través de películas radiográficas, cuyos resultados manifiestan un gran alargamiento en ambas láminas, incrementándose fuertemente para reducciones sobre 95% para la lámina FUN-01, laminada longitudinalmente, en comparación con la FUN-02 que fue laminada en forma transversal. Estas láminas fueron ensayadas mecánicamente mediante ensayo de tracción cuyos resultados se muestran en la figura 5. La resistencia obtenida en la lámina FUN-01 de 392 MPa comparada con la obtenida en la lámina FUN-02 de 479 MPa, explica la diferencia alcanzada en el alargamiento que alcanzó a 2394% para la FUN-01 y 1711% en la FUN-02.

La influencia del sentido de laminación en la resistencia final obtenida, permite inferir que, para el caso de uranio metálico laminando en forma transversal, se incrementa la resistencia de la lámina obtenida. Como resultado principal del desarrollo de

combustible monolítico, se logró obtener láminas de UMo con espesor en el rango de 400-500 µm a través de laminación en caliente aplicando reducciones entre 85-87 %., las láminas mostradas en la figura 6, presentan una superficie limpia y sin rugosidad aparente. Se verifica nuevamente que la técnica de encapsulado para la obtención de láminas delgadas es apta para aleaciones de UMo.

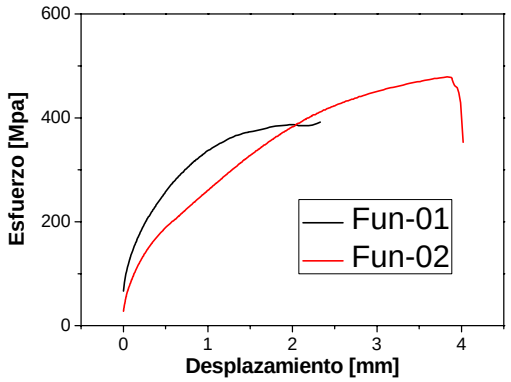


Figura 5. Ensayo de tracción láminas delgadas de uranio.



Figura 6. Láminas de aleación UMo.

La tabla 3 resume los resultados obtenidos en la etapa de laminación en frío de las aleaciones UMo1 y UMo4.

Tabla 3. Laminación en frío de aleaciones UMo.

Aleación	*Reducción*	*Espesor*	*Largo inicial*	*Largo final*
	%	mm	mm	mm
UMo1[a]	12.32	0.417	100.87	113.63
UMo4[b]	7.24	0.373	100.92	106.88
UMo-L1	10.00	0.457	100.70	111.25
UMo-L4	14.37	0.420	100.34	116.93

a: Laminadas en sentido longitudinal; *b*: Laminadas en sentido transversal.

El incremento en la resistencia de las aleaciones laminadas en frío se muestran en la figura 7. La aleación U-7%Mo presenta una resistencia a tracción de 713 MPa en laminación en caliente y una resistencia de 764 MPa alcanzada con una reducción en frío de 10%. Con la aleación U-10%Mo se alcanza una resistencia a tracción de 972 MPa en laminación en caliente y una resistencia de 1092 MPa con una reducción en frío de 12.32%.

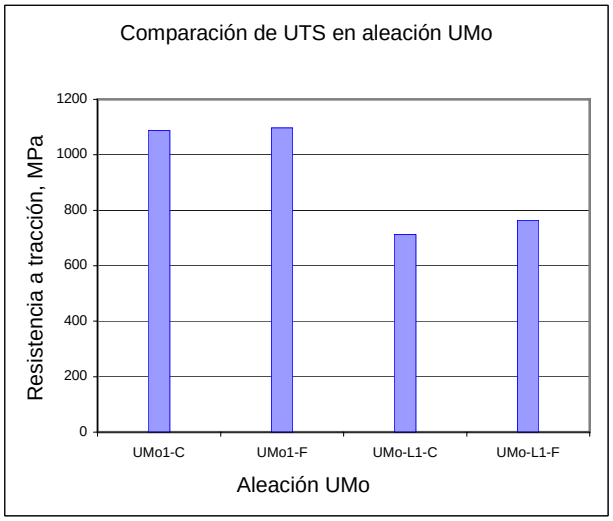


Figura 7. Comparación UTS en aleación UMo.

Evidentemente, el hecho de que la aleación UMo1 presenta mayor contenido de molibdeno en solución, se refleja en un aumento de la resistencia mecánica de la aleación.

Desde el punto de vista de la textura de las láminas delgadas obtenidas, luego de las etapas de laminación en caliente y frío, no se presentan cambios significativos en la orientación estructural.

La aleación UMo de colada (UMo1 y UMo4) con estructura cúbica *Im3m* (229) [13], presenta la característica cristalización orientada en el plano (110) del uranio γ, señalada en la figura 8. Además, se observa una diferencia de amplitud en las bases de los picos, donde la muestra UMo4 manifiesta una mayor cantidad de incoherencias estructurales, que podría deberse a diferentes gradientes térmicos durante el enfriamiento en la colada.

El sentido de laminación (UMo1 y UMo4), con respecto a la textura (110), fueron [110] y [010], respectivamente. Para la aleación UMo1, laminada longitudinalmente, prevalecen los planos (110), (200) y (211), y la textura que se privilegia es la del plano (211), como se observa en la figura 9.

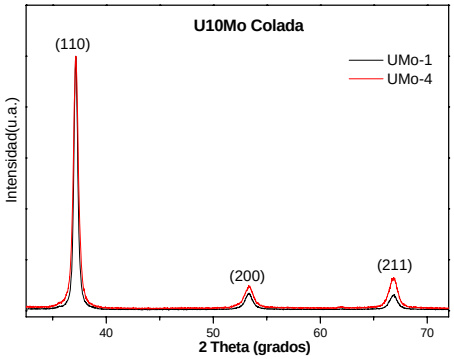


Figura 8. DRX aleación UMo de colada.

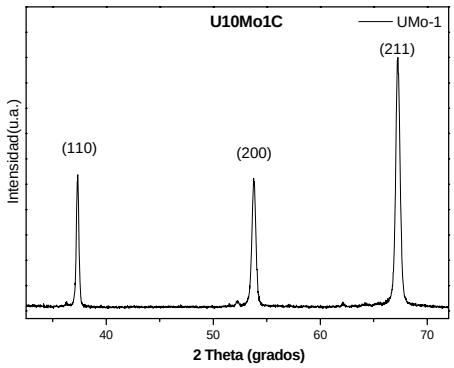


Figura 9. DRX aleación UMo1 laminada en caliente.

El proceso de laminación en frío de la aleación UMo1, con una deformación de 12.32%, produce un cambio en la orientación preferencial, prevaleciendo ahora la textura Goss, (110)[001], induciendo a su vez, la reducción de las intensidades de los planos (200) y (211), como se observa en la figura 10.

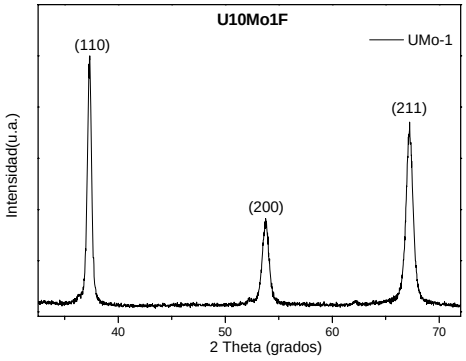


Figura 10. DRX aleación UMo1 laminada en frío.

Comparando los perfiles de difracción, es posible ver que la aleación en estado de laminación en frío, presenta una mayor tensión estructural, corroborando los resultados del ensayo de tracción de la figura 7. [14].

La aleación UMo4, laminada transversalmente, durante la laminación en caliente, presenta los mismos planos que la aleación UMo1, esto es, (110), (200) y (211) pero la diferencia está en que las texturas que más se privilegian son la de los planos (110) y (211), como se observa en la figura 11.

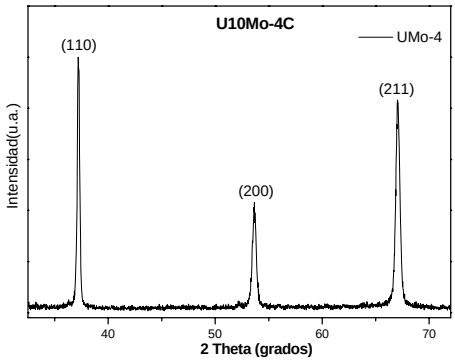


Figura 11. DRX aleación UMo4 laminada en caliente.

Durante la laminación en frío de la aleación UMo4, con una reducción de 7.24%, se fortalece la intensidad del plano (110), induciendo al igual que en la aleación UMo1, la reducción de las intensidades de los planos (200) y (211), como se observa en la figura 12.

El análisis de DRX indica que durante la laminación en caliente, la laminación longitudinal privilegia las texturas de los planos (110) y (211) y la laminación transversal privilegia la textura del plano (211). Además, se observa que durante la laminación en frío, ambas formas de laminación privilegian la textura Goss del plano (110). [15, 16].

En el proceso de laminación en caliente, se puede indicar que la aleación UMo tiende a reorientarse entorno al plano (211), mostrando el efecto de la compresión sobre el material cuando es reducido el espesor, también es posible observar que los planos (200) se acomodan a raíz del efecto del estiramiento de la lámina de UMo.

Para simplificar el análisis de los gráficos se normalizaron las estadísticas de los perfiles de difracción con respecto a la mayor intensidad.

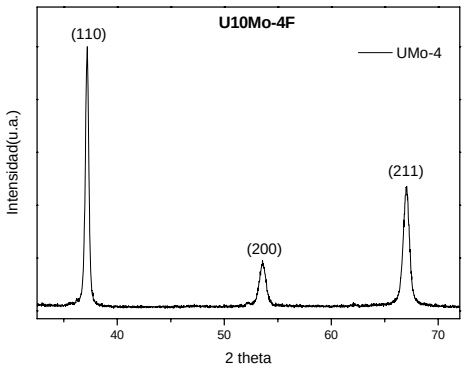


Figura 12. DRX aleación UMo4 laminada en frío.

Además se optimizaron los parámetros de celda cristalina de ambas coladas, UMo1 y UMo4, mediante el método de Rietveld (Topas v3, Bruker AXS), y se obtuvieron valores entre 3.430 y 3.454Å respectivamente, para la laminación en caliente para ambas celdas cristalinas presentan valores de 3.420Å y para la laminación en frió los valores son 3.427 y 3.421Å, respectivamente. Mostrando un leve incremento de la tensión sobre la estructura cristalina de la aleación.

Para la técnica de colaminación empleada en este trabajo, se prepararon muestras de aleación UMo con un contenido de 7% en peso de molibdeno, en condición de laminado en caliente y condición de laminado en frío, la superficie de estas muestras se prepararon de manera de lograr un buen depósito de aluminio puro mediante el proceso de Sputtering. El espesor del depósito fue de 3000 angstroms y la superficie de las tapas de aluminio estructural Al-6061 utilizado fue previamente decapada antes de armar el conjunto, como se indicó en la figura 2.

El proceso de colaminación se inició con un recocido del conjunto a una temperatura de 450°C durante 1 hora, y posteriormente se realizaron reducciones de 10% en cada paso de laminación en caliente.

Los resultados obtenidos en esta etapa no fueron los esperados, debido a que durante las etapas intermedias de recocidos el conjunto presentó hinchamiento provocado por la falta de pegado, el aire ocluído al estar a altas temperaturas provocó un aumento de volumen, por esta razón, los conjuntos fueron retirados. La temperatura de 450°C, utilizada para el proceso de colaminación, aparentemente, es muy baja para lograr una buena fluidéz de la aleación UMo durante la deformación plástica del conjunto. Es necesario trabajar a temperaturas más altas y que se encuentren sobre las curvas de transformación isotérmicas de la aleación UMo, mostradas en la figura 3, con el fin de evitar que ocurran transformaciones de la fase gamma metaestable.

El análisis radiográfico de los conjuntos colaminados, mostrados en la figura 13, revelaron una multifractura de las láminas de UMo dispuestas al interior de las tapas de Al-6061.

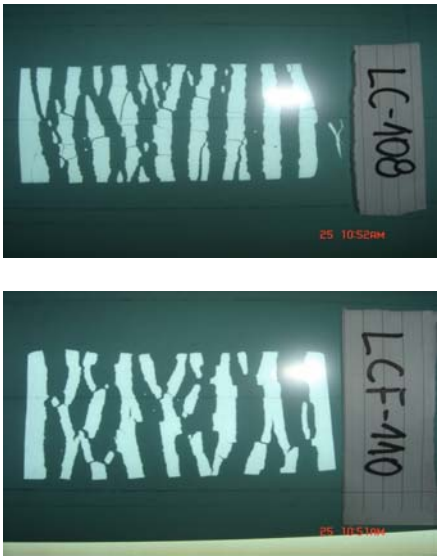


Figura 13. Radiografía de conjuntos colaminados.

Aparentemente, la diferencia de resistencia entre el cladding de Al-6061 y la aleación de UMo provocó una fractura al aplicar una reducción de 10%.

La técnica de ensayo por ultrasonido, permitió constatar la falta de pegado en los conjuntos colaminados, los defectos detectados por esta técnica, que se muestra en la figura 14, coinciden con las zonas donde están los fragmentos de la aleación UMo, tanto para la aleación laminada en caliente (imagen inferior, fig.14) como para la aleación laminada en frío.

Aparentemente, el espesor de la capa de aluminio puro depositada, fue insuficiente para realizar un contacto íntimo entre las aleaciones durante el proceso de colaminación.

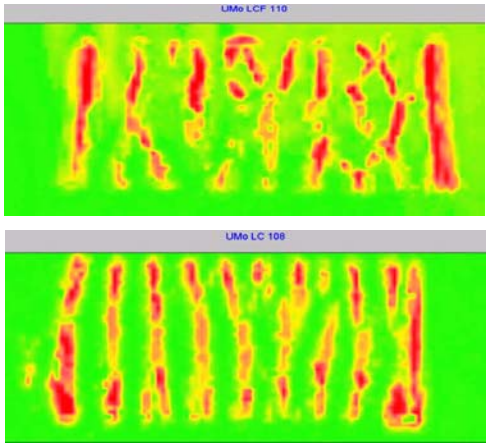


Figura 14. Imagen C-Scan de técnica ultrasónica.

4. CONCLUSIONES

El diseño de lingotera cerrada del tipo semi-dourville, montada en forma solidaria con el crisol de alta alúmina permite la obtención de lingotes con una buena calidad superficial.

La técnica de encapsulado con acero de baja aleación resultó ser muy efectiva para la fabricación de láminas de uranio y de aleaciones UMo.

Las aleaciones de UMo durante el proceso de laminación privilegian la textura del plano cristalino (110).

La técnica de metalizado Sputtering no resulta muy efectiva para depósitos metálicos en los cuales se requieren espesores que resistan grandes deformaciones plásticas.

La temperatura de colaminación utilizada no fue lo suficientemente alta para que la aleación UMo presente una buen comportamiento bajo deformación plástica.

Es necesario investigar otro tipo de técnica para realizar el depósito metálico para lograr un pegado metalúrgico entre la aleación UMo y el cladding de Al-6061.

5. AGRADECIMIENTOS

Nuestro gran reconocimiento a la estudiante Loreto Troncoso por su ayuda en la realización de este articulo.

6. REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] G. L. Hofman *et al*. "Low-temperature irradiation behavior of uranium–molybdenum alloy dispersion fuel". Journal of Nuclear Materials, Volume 304, Issues 2-3, August 2002, Pages 221-236.

[2] Ho Jin Ryu *et al*. "Reaction layer growth and reaction heat of U–Mo/Al dispersion fuels using centrifugally atomized powders". Journal of Nuclear Materials, Volume 321, Issues 2-3, September 2003, Pages 210-220.

[3] A. Soba *et al*. "An interdiffusional model for prediction of the interaction layer growth in the system uranium–molybdenum/aluminum". Journal of Nuclear Materials, Volume 360, Issue 3, March 2007, Pages 231-241.

[4] M. I. Mirandou *et al*. "Characterization of the reaction layer in U–7wt%Mo/Al diffusion couples". Journal of Nuclear Materials, Volume 323, Issue 1, November 2003, Pages 29-35.

[5] Jeong-Soo Lee *et al*. "Study of decomposition and reactions with aluminum matrix of dispersed atomized U-10 wt% Mo alloy". Journal of Nuclear Materials, Volume 306, Issues 2-3, December 2002, Pages 147-152.

[6] A. Leenaers *et al*. "Post-irradiation examination of uranium–7 wt% molybdenum atomized dispersion fuel". Journal of Nuclear Materials, Volume 335, Issue 1, October 2004, Pages 39-47.

[7] Don Bae Lee *et al*. "Thermal compatibility studies of unirradiated U---Mo alloys dispersed in aluminum". Journal of Nuclear Materials, Volume 250, Issue 1, November 1997, Pages 79-82.

[8] Ki Hwan Kim *et al*. "Thermal compatibility of centrifugally atomized U–Mo powders with aluminium in a dispersion fuel". Nuclear Engineering and design, Volume 178, Issue 1, December 1997, Pages 111-117.

[9] J.D. Sease *et al*. "Considerations in the Development of a process to Manufacture Low- Enriched Uranium Foil Fuel for the High Flux Isotope Reactor". The RERTR International Meeting, September 2007.

[10] D.E. Burkes *et al*. "Update on Mechanical Analysis of Monolithic Fuel Plates". Research Reactor Fuel Management Conference, March 2007.

[11] C.R. Clark *et al*. "Monolithic Fuel Development at Argonne National laboratory". The RERTR International Meeting, October 2003.

[12] J. Marin *et al*. "The Chilean LEU Fuel Fabrication Program. Status Report". The RERTR International Meeting, October 2003.

[13] H.H. Chiswik *et al*. "Advances in the physical metallurgy of Uranium and its alloys". International Conference on the Peaceful uses of Atomic Energy, Conf. 15, June 1958, Pages 1-35.

[14] A.P. Bol'shakov *et al*. "Strain Diagrams for Uranium and its Alloys with Molybdenum in Dynamic Uniaxial Compression and Tension and at Elevated Temperatures". J. Applied Mechanics and Technical Physic, Volume 40, Nº 6, 1999, Pages 173-179.

[15] C. S. Barrett. "Structure of Metals: Crystallographic Method, Principles, and Data". McGraw-Hill Book Company, First edition 1943.

[16] U. F. Kocks *et al*. "Texture and Anisotropy: preferred orientations in polycrystalline and their effects on the materials properties". Cambridge University Press, First edition 2000.