

**UNIVERSIDAD NACIONAL DE GENERAL SAN MARTÍN
COMISIÓN NACIONAL DE ENERGÍA ATÓMICA
INSTITUTO DE TECNOLOGÍA
“Prof. Jorge A. Sabato”**

**Caracterización de aleaciones de aluminio de la serie 5000
para uso en combustibles nucleares tipo MTR y blancos de
producción de radioisótopos por fisión.**

por Michelle Jazmin Faletti

Director

Ing. Juan Manuel Giordano

Codirector

Jefe de planta ECRI. Daniel Podestá

(*) Trabajo de Seminario - Ingeniería en Materiales

República Argentina

2025

Resumen

Este trabajo explora la viabilidad de sustituir la aleación de aluminio convencional (AA 6061) en elementos combustibles para reactores de investigación por una de la serie 5000. En particular, se evaluó la aleación AA 5052 mediante diversos ensayos y los resultados obtenidos se compararon con datos de AA 5754 y AA 6061. Se planteó como objetivo principal determinar si las propiedades de la 5052 cumplen con los requisitos de fabricación y los estándares de seguridad de los elementos combustibles. Los resultados son prometedores, pero se debe continuar con pruebas para ajustar los parámetros de fabricación y evaluar el comportamiento bajo irradiación del material.

Para comprobar que la composición química se ajusta a su especificación se emplearon técnicas como ICP óptico, espectrometría de chispa y análisis EDS. El estado metalúrgico se analizó con metalografías y con microscopio de barrido electrónico, se observó la anisotropía de los granos debida a la laminación, el crecimiento de grano tras el recocido y la reducción de tamaño de los precipitados. Se realizó un ensayo de 600 h en las condiciones termohidráulicas del reactor para evaluar la resistencia a la corrosión, pero se detectaron anomalías en el ensayo por lo que el mismo debe repetirse. En los ensayos de tracción, se demostró que la 5052 tiene mayor tensión de fluencia, mayor resistencia a la tracción y mayor capacidad de deformación que la 6061. Además, al analizar los resultados de las pruebas de decapado, se observó que con mayor tiempo de ataque químico se obtiene mejor unión metalúrgica. Las metalografías de dogboning permitieron comprobar que el uso de 5052 en el cladding reduce significativamente el efecto de dogboning. Si bien se requieren más pruebas para poner a punto el proceso de fabricación con 5052, la aleación se adapta bien al proceso.

Palabras claves: Dogboning, Núcleo, Revestimiento, RA-10, Elementos combustibles.

Abstract

This work explores the feasibility of replacing the conventional aluminum alloy (AA 6061) in research reactor fuel assemblies by one of the 5000 series. In particular, the AA 5052 alloy was evaluated by means of several tests and the results obtained were compared with data from AA 5754 and AA 6061. The main objective was to determine whether the properties of 5052 meet manufacturing requirements and fuel element safety standards. The results are promising, but further testing is needed to adjust the manufacturing parameters and to evaluate the material's behavior under irradiation.

Techniques such as optical ICP, spark spectrometry and EDS analysis were used to verify that the chemical composition conforms to its specification. The metallurgical state was analyzed with metallography and scanning electron microscopy, grain anisotropy due to lamination, grain growth after annealing and precipitate size reduction were observed. A 600 hours test was performed in the thermohydraulic conditions of the reactor to evaluate the corrosion resistance, but anomalies were detected in the test so the test must be repeated. In tensile tests, 5052 was shown to have higher yield stress, higher tensile strength and higher deformation capacity than 6061.

In addition, when analyzing the results of the pickling tests, it was observed that the longer the chemical etching time, the better the metallurgical bonding. Dogboning metallographs showed that

the use of 5052 in cladding significantly reduces the dogboning effect. Although further testing is required to fine-tune the manufacturing process with 5052, the alloy is well suited to the process.

Keywords: *Dogboning, Meat, Cladding, RA-10, Fuel plates.*

Agradecimientos

Este trabajo fue posible gracias al apoyo del Instituto de Tecnología “Prof. Jorge A. Sabato” en conjunto con la Universidad Nacional de San Martín (UNSAM) y la Comisión Nacional de Energía Atómica (CNEA).

Agradecimientos especiales para el Departamento de Elementos Combustibles para Reactores de Investigación (ECRI) quienes no sólo brindaron los recursos para el trabajo sino también la guía y colaboración para la realización del mismo. También se agradece la colaboración del Laboratorio de Compuestos de Uranio (LACDU), del Departamento de Corrosión, del Departamento de Caracterización y Fractomecánica y al Departamento de Materiales por la realización de los ensayos.

Agradezco a mis compañeros, por hacer este camino más ameno. Finalmente, agradezco a mi familia, a mis amigas y amigos y a mi gato, quienes me han dado apoyo incondicional desde el principio.

Abreviaturas y definiciones

- Dummy: placa o elemento combustible sin uranio.
- Meat: núcleo de compuesto de uranio dentro de la placa combustible.
- Cladding: recubrimiento de aluminio que confina al núcleo.
- Mini placa: placa combustible de dimensiones menores a la tradicional.

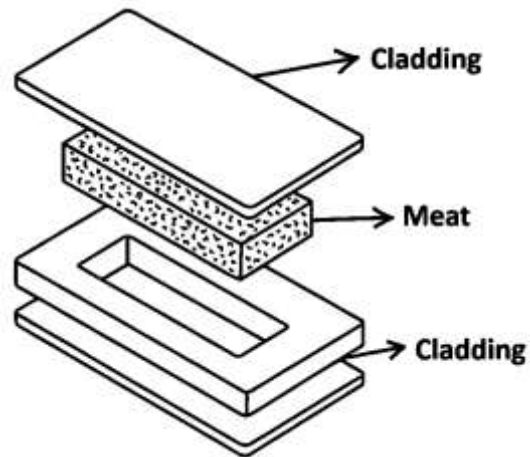


Figura 1: Representación gráfica del meat y cladding en la placa combustible

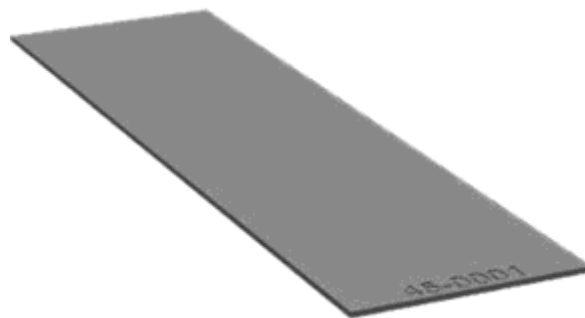


Figura 2: Mini placa

Índice

1	Introducción	8
1.1	Institución y encuadre	8
1.2	Contexto	8
1.3	Marco teórico	13
1.3.1	Aleaciones de aluminio	13
1.3.2	Técnicas para determinar la composición química	19
1.3.3	Fabricación del elemento combustible	22
1.3.4	Laminación	24
1.3.5	Dogboning	27
1.3.6	Aleaciones de aluminio para revestimiento en placas combustibles	29
2	Procedimiento experimental	32
2.1	Compra de materia prima	32
2.2	Composición química	32
2.2.1	ICP óptico	32
2.2.2	Espectrometría de emisión con chispa	33
2.2.3	Microscopía de barrido electrónico y EDS	33
2.3	Evaluación de la microestructura del material	34
2.4	Ensayo de corrosión generalizada	34
2.5	Fabricación de placas “dummy”	36
2.6	Ensayo de plegado	40
2.7	Ensayo de tracción	40
2.8	Decapado y rugosidad superficial	41
2.9	Grano compartido	42
2.10	Fabricación de mini placas con núcleo de uranio depletado	42
2.11	Metalografía de dogboning	43
3	Resultados y discusiones	44
3.1	Composición química	44
3.1.1	ICP óptico y espectrómetro de chispa	44
3.1.2	Microscopio de barrido electrónico y EDS	45

3.2	Evaluación de la microestructura del material.....	48
3.3	Ensayo de corrosión generalizada.....	50
3.4	Fabricación de placas “dummy”	53
3.5	Ensayo de plegado	54
3.6	Ensayo de tracción	56
3.7	Decapado y rugosidad superficial	59
3.8	Grano compartido	63
3.9	Fabricación de placas con núcleo	66
3.10	Metalografía de dogboning	68
4	Conclusiones	72
5	Referencias.....	74
6	Anexos	76
A.	Propiedades de tracción a T ambiente de AA 1100 recocido e irradiado.....	76
B.	Efecto de la fluencia (>1 MeV) en la inmersión densidad de 1100.....	77
C.	Diagrama uranio-aluminio	78
D.	Resultados EDS	79
E.	Resultados ensayos de tracción en AA 5052.....	85
F.	Fichas técnicas de AA 5052 y AA 6061 de CES EduPack	88

1 Introducción

1.1 Institución y encuadre

El presente trabajo se desarrolló en las instalaciones del Departamento de Elementos Combustibles para Reactores de Investigación (ECRI) perteneciente la Gerencia de Combustibles Nucleares de la Comisión Nacional de Energía Atómica (CNEA). Situado en el Centro Atómico Constituyentes desde la década de 1960, el ECRI se dedica a la fabricación y desarrollo de elementos combustibles y blancos de irradiación para la producción de radioisótopos por fisión. Además, realiza actividades de desarrollo tecnológico asociadas a estos productos. La planta es una instalación de CLASE 1 según la Autoridad Regulatoria Nuclear (ARN), cuenta con una Licencia de Operación vigente y con certificación ISO 9001:2015 y AR 10.6.1. Además, el ECRI ha desempeñado un papel pionero en el desarrollo de blancos de irradiación con uranio de bajo enriquecimiento (LEU), utilizados para la producción de radioisótopos de uso medicinal como el Mo-99, siendo reconocido internacionalmente por este avance tecnológico.

El ECRI tiene una destacada trayectoria en la producción de elementos combustibles y blancos de irradiación tanto para uso nacional como internacional, exportando su tecnología a países como Australia, Egipto, Perú, Irán y Argelia, entre otros. Entre las producciones más relevantes se encuentran los elementos combustibles para reactores como el RA-2, RA-3, RA-6, RA-10 (en Argentina), OPAL (en Australia), y ETRR (en Egipto). Actualmente, el ECRI se encarga de la fabricación de los blancos de irradiación del RA-3, los elementos combustibles del RA-10 y otras tareas de desarrollo.

Es pertinente aclarar que, durante el desarrollo de este trabajo se cumplieron rigurosamente todas las normativas y protocolos de seguridad vigentes, garantizando un ambiente controlado en cada etapa del proyecto. Además, es importante destacar que, en mi calidad de estudiante, mi participación se limitó a actividades de desarrollo y análisis, en ningún momento estuve involucrada en la manipulación de material radiactivo, la cual estuvo a cargo del personal con licencia y autorización específica otorgada por la Autoridad Regulatoria Nuclear (ARN).

1.2 Contexto

Reactores de investigación

Entre los reactores nucleares se pueden diferenciar dos tipos: los reactores de potencia y los reactores de investigación. Los reactores de potencia son aquellos que usan el calor obtenido de la fisión nuclear para generar energía eléctrica. En cambio, los reactores de investigación se usan como fuente de neutrones para experimentos, irradiación de materiales y para la obtención de radioisótopos usados en la medicina nuclear.(1) Además, proporcionan un entorno controlado esencial para estudiar el comportamiento de los materiales a nivel atómico, comprender las interacciones de neutrones e investigar los efectos de la radiación. A nivel mundial hay más de 220 reactores de investigación en 54 países que contribuyen notoriamente al entendimiento de la física nuclear, la ciencia de los materiales y la medicina, generando beneficios importantes para la ciencia, la tecnología y la sociedad. (2)

La eficiente producción de radioisótopos y el desarrollo de nuevos radiofármacos son fundamentales para el diagnóstico y el tratamiento contra el cáncer y otras enfermedades. Los radiofármacos son drogas que combinan un radioisótopo con alguna molécula biológica activa, emitiendo radiación que es rastreable y facilitando la localización de tejidos tumorosos y células cancerosas. Entre los radioisótopos usados en la medicina nuclear se encuentran el Molibdeno-99 (Mo-99), el Yodo-131 (I-131), el Holmio-166 (Ho-166) y el Lutecio-177 (Lu-177), entre otros. El I-131, utilizado para diagnosticar y tratar el cáncer de tiroides, fue uno de los primeros radioisótopos producidos en un reactor de investigación a principios de la década de 1940. El Molibdeno-99, isótopo padre del Tecnecio-99m (Tc-99m) es el isótopo más utilizado en diagnóstico, empleado en tomografía computada con emisión por fotón único (SPECT). Sin los reactores de investigación, la disponibilidad de estos radioisótopos médicos se vería severamente limitada, lo que afectaría significativamente las capacidades de diagnóstico y las opciones de tratamiento para diversas enfermedades. La contribución directa de los reactores de investigación al desarrollo y la producción de radioisótopos médicos subraya su papel crítico en la atención médica moderna, impactando directamente la calidad de vida. (2)

RA-10

El reactor RA-10, actualmente en construcción en el Centro Atómico Ezeiza en Argentina, es un reactor de investigación multipropósito de vanguardia, tipo piscina abierta, con una potencia térmica de 30 MW. Esta instalación multipropósito está diseñada para reemplazar el reactor RA-3 existente y mejorar significativamente las capacidades de Argentina en investigación nuclear, técnicas neutrónicas, dopaje de silicio y producción de radioisótopos.(3,4)

Un objetivo principal del proyecto RA-10 es consolidar y expandir el suministro de radioisótopos para usos médicos, industriales y agrícolas, con el fin de satisfacer las demandas nacionales e internacionales. Se proyecta que el reactor tendrá la capacidad de cubrir aproximadamente el 20% de la demanda mundial de Molibdeno-99. Más allá de la producción de radioisótopos, el RA-10 servirá como un centro importante de investigación científica y tecnológica. Albergará el Laboratorio Argentino de Haces de Neutrones (LAHN), que proporcionará instrumentos de clase mundial para investigación de vanguardia en ciencia de materiales, biología, bioquímica y otros campos que utilizan técnicas neutrónicas. El reactor también permitirá la producción de silicio dopado de grado electrónico, una materia prima crítica para aplicaciones electrónicas avanzadas, y fuentes industriales de iridio utilizadas para evaluar la integridad y calidad de construcciones y componentes industriales a gran escala. Además, la inclusión del Laboratorio de Ensayo de Materiales Irradiados (LEMI) permitirá el estudio del comportamiento de materiales de uso nuclear, ampliando las capacidades de Argentina para producir y calificar nuevos combustibles y componentes para futuros reactores experimentales y de potencia.(3,5)

El uranio de alto enriquecimiento (HEU) tiene un porcentaje de isótopo fisible U-235 mayor a 90% mientras que el uranio de bajo enriquecimiento (LEU) se mantiene por debajo del 20%. El elemento combustible para el RA-10 es de tipo placa con núcleo de siliciuro de uranio (U_3Si_2) con LEU. La adopción de LEU para el combustible del RA-10 se alinea con los esfuerzos globales para minimizar el uso de HEU en aplicaciones nucleares para usos pacíficos. De esta manera se reduce significativamente el riesgo de proliferación de armas nucleares en comparación con el

HEU. Esta elección demuestra el compromiso de Argentina con la no proliferación de armas nucleares y los estándares internacionales de seguridad, reflejando un enfoque responsable para el desarrollo y la utilización de la tecnología nuclear. (3,4,6)

El reactor RA-10 representa una inversión nacional estratégica para Argentina, posicionando al país como un importante actor regional y global en la producción de radioisótopos y el avance de la ciencia y la tecnología nuclear. Su diseño multipropósito y capacidades avanzadas fomentarán la innovación en diversos sectores. La escala del proyecto RA-10, con su enfoque tanto en la producción como en la investigación, significa un compromiso nacional a largo plazo para aprovechar la tecnología nuclear en beneficio social y crecimiento económico.(4,5)

Elementos combustibles para reactores de investigación

En los reactores de potencia el combustible generalmente se encuentra en forma de pastilla compuesta por óxido de uranio. En cambio, en los reactores de investigación, el elemento combustible puede ser en forma de pin o placa, siendo de tipo placa en la mayoría de los reactores. En cada placa, el material físil está dispersado en una matriz de aluminio cubierto por un cladding de aleación de aluminio. El uso de aluminio para fabricar este tipo de elementos combustibles se remonta a los años 50, por lo que los procedimientos están bien establecidos y documentados. En particular, si un reactor usa elementos combustibles tipo placa y usa agua liviana como moderador y como refrigerante, se denomina tipo MTR. Si bien la temperatura de operación es baja, las condiciones de operación de este tipo de reactores son severas en otros aspectos. Para lograr un alto flujo de neutrones, se necesita una densidad de potencia de 17 kW/cm^3 , en contraste con los reactores de potencia, donde este valor es de 5 kW/cm^3 . Además, el quemado es más intenso, por lo que el elemento combustible debe soportar el daño estructural causado por la fisión y contener los productos de fisión gaseosos que se acumulan. Dado que el objetivo principal es maximizar el flujo de neutrones, históricamente los elementos combustibles para reactores de investigación utilizaban uranio altamente enriquecido (HEU). Por este motivo, en comparación a los elementos combustibles para reactores de potencia, los elementos combustibles para reactores de investigación requieren significativamente menos cantidad de uranio. (1,7)



Figura 3: Elemento combustible para RA-10

RERTR: Programa de reducción de enriquecimiento para reactores de investigación y de prueba (Reduced Enrichment for Research and Test Reactors)

Eventualmente comenzó a crecer la preocupación por el uso bélico del uranio de alto enriquecimiento por lo que, en 1978, se inició el programa Reduced Enrichment for Research and Test Reactors (RERTR) cuyo objetivo principal es desarrollar la tecnología necesaria para que los reactores de investigación usen uranio de bajo enriquecimiento (LEU) en vez de uranio altamente enriquecido (HEU). El HEU tiene un porcentaje de U-235 mayor a 90% mientras que el LEU debe mantenerse por debajo del 20%. Este cambio debe hacerse sin comprometer el rendimiento, la economía y la seguridad del reactor. Considerando un máximo de 50% de fracción en volumen de fase físil en el meat, asegurando una matriz continua de aluminio, se obtiene una densidad de uranio de 3,2 gU/cm³ en el caso de dispersiones de U₃O₈, 2,3 gU/cm³ en el caso de dispersiones UAl_x y 4,8gU/cm³ en dispersiones de U₃Si₂.(7)

En la búsqueda de optimizar los elementos combustibles se pueden optar por cuatro caminos:

- Aumentar la densidad de uranio en el compuesto de uranio.
- Aumentar la fracción en volumen del compuesto de uranio en el meat.
- Disminuir el número de placas.
- Reducir el espesor de cladding. (8)

Por un lado, aumentar la densidad de uranio en el compuesto de uranio implica calificar un nuevo compuesto. En el trabajo de Durazzo y Riella (2015) se discute la posibilidad de obtener 7-8 gU/cm³ usando una aleación U-Mo, aunque se debe estudiar el comportamiento bajo irradiación. Por otro lado, aumentar la fracción en volumen del compuesto de uranio en el meat implica superar los límites de fabricabilidad debido a defectos de fabricación. Asimismo, disminuir el número de placas por elemento combustible permite aumentar el espesor de cada una. Esto aumenta el volumen de meat por elemento combustible, pero cambia las condiciones termohidráulicas del núcleo. Finalmente, reducir el espesor de cladding permite aumentar el volumen del meat sin modificar la cantidad de placas combustibles o el espesor de las mismas.(8)

En el trabajo de Durand et al. (1992) se explora la posibilidad de aumentar la fracción en volumen de fase combustible en el meat. Al aumentar la fracción de fase combustible U₃Si₂ en un 25% se obtiene una densidad de uranio de 6 gU/cm³. Este aumento en la densidad de uranio conduce inhomogeneidad en la distribución de uranio, inhomogeneidad del espesor de núcleo a lo largo de la placa combustible y aumento de la cantidad de partículas fuera del núcleo. La presencia de estos defectos indica que el proceso de fabricación estándar no es apropiado para núcleos de mayor densidad de uranio. Por ello, CERCA centró sus esfuerzos en ajustar los parámetros de fabricación y optimizar el proceso. De esta manera lograron más uniformidad del espesor de núcleo a lo largo de la placa combustible, correcta unión entre el núcleo y el cladding, mayor homogeneidad de uranio en el núcleo y menor cantidad de partículas fuera de núcleo. (9)

Aluminio en elementos combustibles y componentes para reactores de investigación

La elección del aluminio como material para el cladding de los elementos combustibles y para otros componentes en reactores de investigación se fundamenta en diversos factores, entre ellos su bajo costo, su baja sección eficaz para la captura de neutrones térmicos y su resistencia a la corrosión a baja temperatura.(10,11) En el interior del reactor, la mayor parte de la energía se libera en forma de calor, con más del 80% generado por la fisión del combustible, mientras que el resto se produce por el bombardeo de partículas en los materiales no fisibles. En reactores de potencia, este calor es esencial para la generación de electricidad; sin embargo, en los reactores de investigación este calor es indeseable porque debe ser disipado, razón por la cual se busca minimizar la producción de calor en los materiales no fisibles y extraerlo del elemento combustible de forma rápida. En general, la generación de calor aumenta en los materiales de mayor densidad y menor calor específico, y una mayor sección transversal de absorción y dispersión de neutrones no solo incrementa dicha generación de calor, sino que también reduce la eficiencia del reactor. Por otro lado, la velocidad de extracción del calor depende de la conductividad térmica del material. Es decir, el material adecuado debe tener de baja densidad, alto calor específico, alta conductividad térmica y baja sección eficaz para la captura de neutrones térmicos. En comparación con otros materiales utilizados en el cladding, el aluminio presenta ventajas significativas: su densidad es entre la mitad y un tercio de la de otros recubrimientos, su calor específico es el doble y su conductividad térmica se sitúa entre 5 y 10 veces por encima. Además, su sección transversal de absorción de neutrones es mucho menor que la de otros materiales, a excepción del zirconio de grado nuclear, cuyo precio es considerablemente mayor. (12)

Tabla 1: Propiedades relevantes de materiales en reactores.(12)

Material	Densidad (kg/m ³)	Calor específico (J/kg.K)	Conduc- tividad térmica (W/m.K)	Tf (°C)	E (GPa)	CTE, lin. (×10 ⁻⁶ 1/K)	Sección eficaz de captura (barns)	
							σ_{abs}	σ_s
Aluminio	2700	887-963	160-230	660	70	23	0,23	1,5
Zirconio	6490	254-285	8-40	1852	88-98	5,7	0,19	6,4
Acero austenítico	~8000	377-565	11-21	~142 5	190- 201	~16	~3,0	~10
Acero ferrítico	~7900	440-494	17-42	~152 5	200- 210	~12	2,5	11
Uranio	1900	111-167	11-28	1132	176- 208	13,9	7,6	8,9

El comportamiento del aluminio frente a la irradiación es predecible: la radiación incrementa su dureza, límite elástico y resistencia a la rotura, mientras que reduce su ductilidad (Anexo 1). También se observa una disminución en la densidad atribuible a la condensación de vacancias (Anexo 2)(13,14)

Desde el punto de vista comercial, el aluminio es particularmente atractivo por ser abundante, de bajo costo y por poseer una excelente procesabilidad. Su alta ductilidad y maleabilidad permiten darle forma mediante laminado, forja, extrusión, estirado y embutido. Además, es ligero, soldable y su excelente resistencia a la corrosión se debe a la formación de una capa pasiva de óxido de aluminio hidratado que protege la superficie del material. La susceptibilidad a la corrosión en rendija, la corrosión galvánica y la corrosión bajo tensión puede minimizarse mediante el control riguroso de la calidad del agua. (12,14)

En un elemento combustible, el aluminio cumple una doble función: actúa como matriz de conducción térmica en la que se dispersan las partículas del combustible y, simultáneamente, como material de revestimiento. Este recubrimiento protege el combustible del ataque corrosivo del agua de refrigeración, retiene los productos de fisión y facilita la transferencia del calor generado tanto en el combustible como en la matriz hacia el refrigerante incluso durante su etapa de almacenamiento en piletas.(12)

1.3 Marco teórico

1.3.1 Aleaciones de aluminio

El aluminio, el segundo elemento metálico más abundante en la Tierra, se convirtió en un competidor económico en ingeniería a finales del siglo XIX. Sin embargo, la baja resistencia del aluminio en comparación a otros metales resulta un factor limitante en su uso. Las propiedades del material dependen directamente de la composición química y de la microestructura. Esta última, a su vez, depende del historial termomecánico, es decir, las condiciones de solidificación y enfriamiento, los tratamientos térmicos y/o los procesos de deformación plástica a los que fue sometido. En particular, el aluminio puro en estado recocido tiene una tensión de fluencia de 10 MPa mientras que, en una aleación de alta resistencia tratada térmicamente, puede superar los 550 MPa, obteniendo un incremento de más de 5000%. La mayoría de las propiedades de interés metalúrgico, como lo son la resistencia mecánica y la conductividad eléctrica, son dependientes del trabajado en frío, de los aleantes, de la presencia de defectos, del tamaño de grano y de la distribución, tipo y tamaño de las segundas fases. (15–18)

Mecanismos de endurecimiento

La deformación plástica depende del movimiento de dislocaciones en el material por lo que, para endurecer el material, se debe dificultar el movimiento de dislocaciones. Se conocen cuatro métodos para aumentar la resistencia del aluminio: endurecimiento por solución sólida, endurecimiento por reducción de tamaño de grano, endurecimiento por trabajado en frío y endurecimiento por precipitación. (17,18)

Endurecimiento por solución sólida

En el endurecimiento por solución sólida, los aleantes en solución provocan una distorsión en la red cristalina dificultando el movimiento de dislocaciones. Para que el endurecimiento sea apreciable los aleantes deben tener buena solubilidad en el aluminio. El poder endurecedor de este método proviene de la diferencia de tamaño atómico o de la diferencia de módulo elástico del soluto y del solvente. En este sentido, el Cu, el Mn y el Mg destacan por su poder endurecedor. En la Fig. 4 se observa que tanto el límite elástico (YS) como la resistencia última a la tracción (UTS) aumentan con el aumento de contenido de Mg, mientras que el alargamiento disminuye bruscamente incluso con pequeñas adiciones de Mg. El aumento más rápido de la tensión última a la rotura en comparación con el límite elástico se explica por el efecto adicional del Mg en el endurecimiento por deformación. El magnesio también se añade en combinación con otros elementos, especialmente cobre y zinc, para mejorar aún más la resistencia. (17,19)

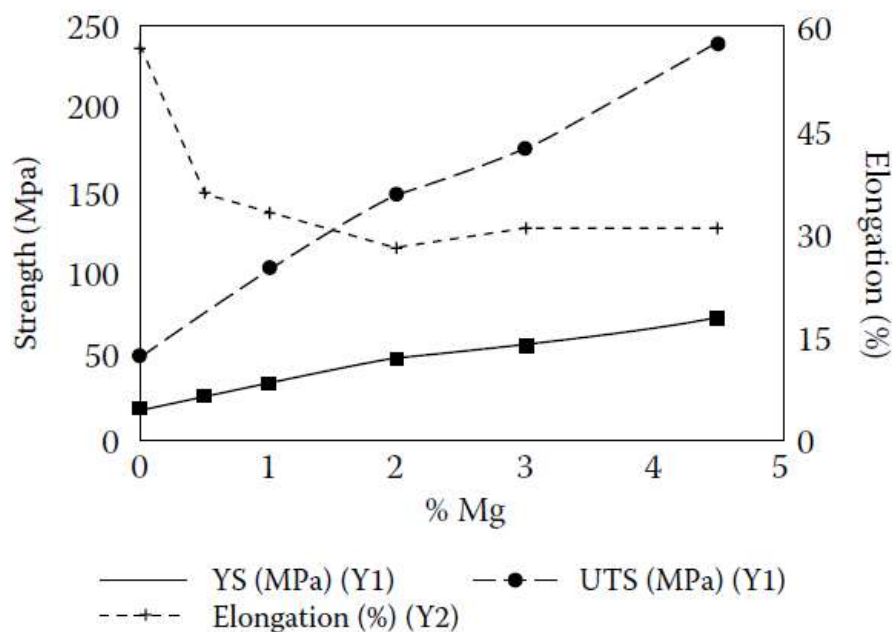


Figura 4: Efecto del Mg en solución sobre las propiedades de tracción de aleaciones binarias Al-Mg en estado recocido (17)

Endurecimiento por reducción de tamaño de grano

El efecto del tamaño de grano en la resistencia de la aleación se expresa comúnmente mediante la conocida ecuación de Hall-Petch:

$$\sigma_y = \sigma_0 + k d^{\frac{1}{2}}$$

donde σ_y es la tensión de fluencia de la aleación, σ_0 la tensión de fricción, del tamaño medio de grano y k es el coeficiente de refuerzo por límite de grano que representa la dificultad del movimiento de dislocaciones a través de los granos. Dado que el valor de k es aproximadamente cinco

veces menor que el de las aleaciones ferrosas, el efecto del tamaño de grano en las aleaciones de aluminio no es muy fuerte (Fig. 5). (17,18)

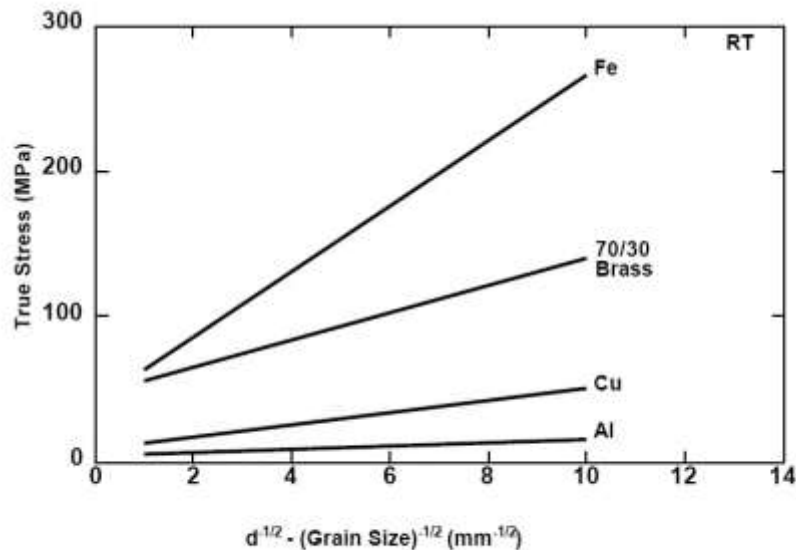


Figura 5: Endurecimiento por reducción de tamaño de grano (15)

Endurecimiento por deformación

La deformación en frío modifica las propiedades de los metales por la formación de nuevas dislocaciones. Al aumentar la densidad de dislocaciones del material la movilidad de las mismas disminuye. En la mayoría de metales el trabajado en frío aumenta la resistencia a la tracción, el límite elástico y la dureza a expensas de la ductilidad y la conformabilidad. Este mecanismo de endurecimiento suele combinarse con el endurecimiento por solución sólida para endurecer aleaciones no tratables térmicamente.(17,18)

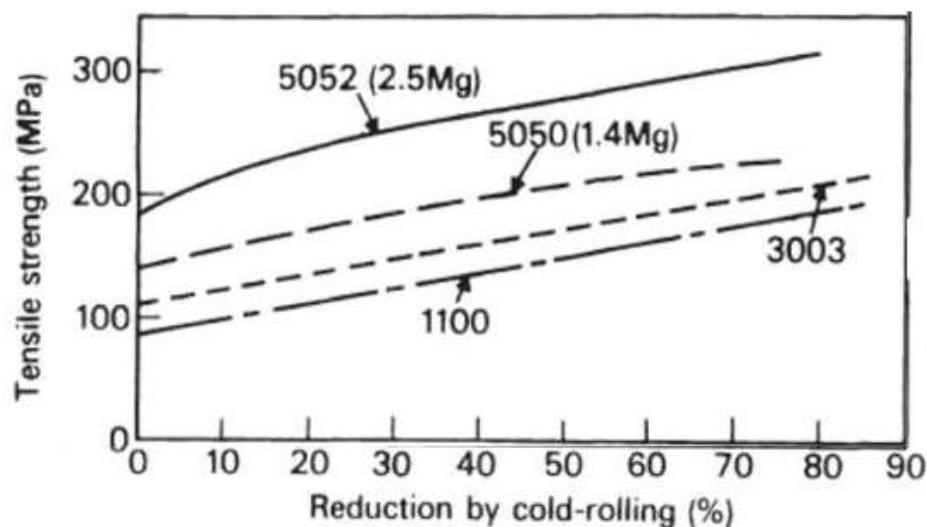


Figura 6: Endurecimiento por deformación en aleaciones de aluminio (15)

Endurecimiento por precipitación

El mecanismo de endurecimiento por precipitación es el más usado en aleaciones de aluminio, dando lugar a una clasificación según su respuesta a este método. Las aleaciones denominadas “termotratables”, como las pertenecientes a las series 2xxx, 6xxx, y 7xxx, son aquellas que pueden ser endurecidas por medio de un tratamiento térmico. En estas aleaciones, se puede combinar este mecanismo de endurecimiento con el endurecimiento por deformación, logrando un endurecimiento significativo del material, aunque a costa de una disminución en su formabilidad. Las aleaciones denominadas “no termotratables”, como lo son las de las series 1xxx, 3xxx, 4xxx y 5xxx, son aquellas que no pueden ser significativamente endurecidas por medio de tratamientos térmicos. En este caso, el endurecimiento proviene de los elementos aleantes en solución sólida y puede ser complementado con endurecimiento por deformación. (15,16,20)

Las partículas dispersas actúan como obstáculos al movimiento de dislocaciones ya que, al encontrarse con una partícula la dislocación debe cortarla o rodearla. En ambos casos, la dislocación requiere una fuerza extra para poder avanzar. El mecanismo por el cual avance la dislocación será el que requiera menor energía, dependiendo directamente del tamaño de la partícula y de la dureza de la misma. Si la partícula es pequeña y/o de baja dureza, la dislocación la romperá para avanzar. En cambio, para partículas de mayor tamaño o demasiado resistentes, se activa el mecanismo de Orowan, en el que la dislocación rodea a la partícula dejando atrás un lazo de dislocación. Además, si la partícula es coherente con la matriz genera una mayor distorsión de red, dificultando aún más el movimiento de dislocaciones. A mayor tamaño de partícula, aumenta la energía necesaria para romperla y disminuye la energía para rodearla. De esta manera, se puede determinar un tamaño de partícula óptimo con el que se consigue el mayor endurecimiento posible. El tamaño de partícula crítico dependerá de las propiedades propias de la partícula. (16–19)

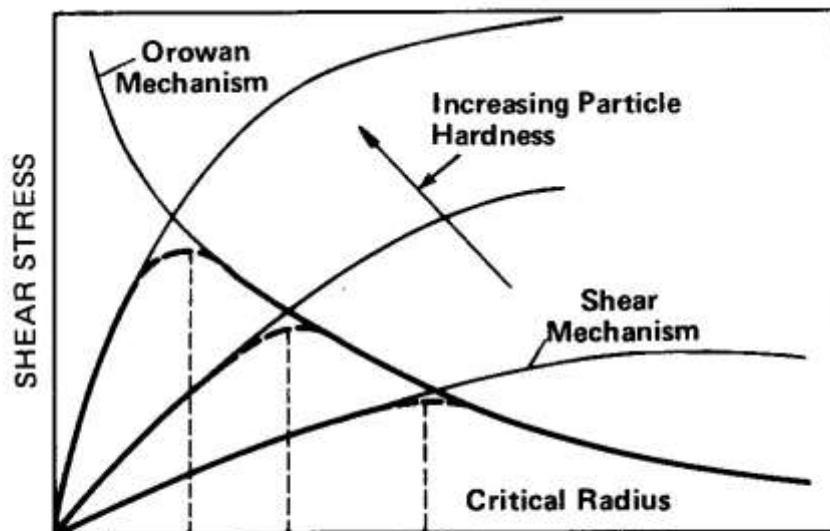


Figura 7: Mecanismos de endurecimiento por precipitación (19)

El tratamiento térmico consiste en tres etapas: solubilización, temple y envejecimiento.

1. Solubilización: se calienta el material hasta una temperatura ligeramente inferior al punto de fusión del eutéctico, donde la solubilidad de los solutos es máxima. Es necesario que la solubilidad de los solutos aumente con la temperatura. Se mantiene esta temperatura el tiempo necesario para lograr la disolución completa. Si la temperatura o el tiempo son insuficientes, la disolución queda incompleta.
2. Temple: consiste en un enfriamiento rápido para inhibir la precipitación inmediata de los solutos disueltos. El resultado es una solución sólida sobresaturada, estable a temperatura ambiente gracias a la baja movilidad atómica. Para un temple eficaz, se debe minimizar el tiempo de traslado del material desde el horno hasta el baño de enfriamiento y emplear un medio con suficiente inercia térmica para alcanzar la velocidad de enfriamiento adecuada.
3. Envejecimiento: el material se mantiene a temperatura moderada durante un periodo controlado, promoviendo la precipitación fina y homogénea de partículas submicroscópicas. Si el envejecimiento es a temperatura ambiente se denomina “envejecimiento natural”, si la temperatura es mayor se denomina “envejecimiento artificial”. Con el tiempo, aumenta tanto la fracción volumétrica como el tamaño de las partículas. Si el tiempo es excesivo, las partículas crecen demasiado y se alejan entre ellas, favoreciendo el mecanismo de Orowan y disminuyendo el endurecimiento, fenómeno conocido como “sobreenvejecimiento”. (16–19)

El endurecimiento del material se pierde al aumentar la temperatura del mismo. Esto se debe a que aumenta la movilidad de los átomos y las dislocaciones. En los materiales endurecidos por precipitación se da el sobreenvejecimiento, la difusión de solutos causa que las partículas endurecedoras crezcan en tamaño y se distancien, perdiendo el poder endurecedor. En los materiales endurecidos por refinamiento de grano, la temperatura genera crecimiento de grano y, en aquellos materiales endurecidos por deformación, la temperatura aumenta la movilidad de las dislocaciones permitiendo que se reacomoden. En este sentido, el endurecimiento por solución sólida resulta ventajoso ya que permanece a altas temperaturas. (18)

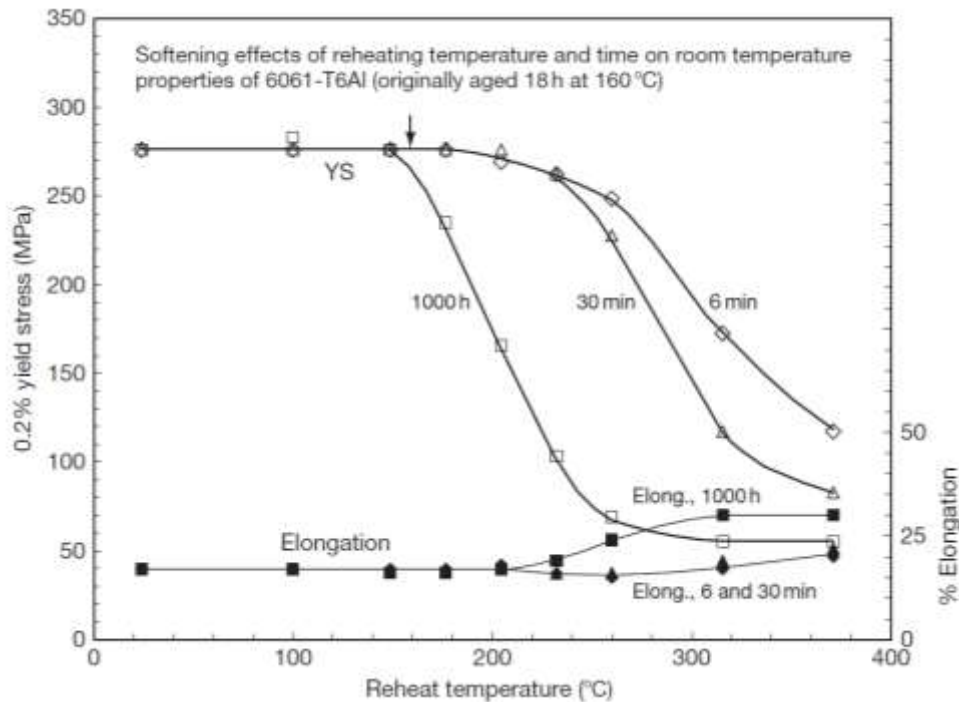


Figura 8: Efecto de la temperatura y el tiempo de recalentamiento en las propiedades a temperatura ambiente del aluminio 6061-T6 (16)

Aleantes

En cuanto a los aleantes, los más comunes en aleaciones de aluminio son Mg, Mn, Cu, Zn y Si. Estos elementos tienen buena solubilidad en aluminio y la misma aumenta con el incremento de la temperatura, condición fundamental para el mecanismo de endurecimiento por solución sólida. Además, el endurecimiento por solución sólida es más intenso cuando la diferencia de radio atómico del soluto y el solvente es mayor. En particular, el manganeso tiene un gran efecto de endurecimiento por solución sólida en aleaciones binarias, pero, en aleaciones comerciales, puede estar mayormente precipitado, reduciendo su efecto endurecedor. Las principales aleaciones endurecidas por solución sólida son aquellas con magnesio, comúnmente combinado con pequeñas cantidades de metales de transición como Cr, Mn y Zr para controlar el tamaño de grano y Fe y Si como impurezas en partículas intermetálicas. Los elementos con baja solubilidad, como lo son Fe, Ni, Ti, Mn y Cr, tienden a formar segundas fases (Al_3Mg_2 , Al_6Mn , Al_{12}Cr , Al_8Cr_5 , Al_3Fe , $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$, Mg_2Si). La presencia de estas segundas fases precipitadas aumenta tanto la resistencia como la dureza incluso cuando no son submicroscópicas. Esto es debido a que estas partículas de forma irregular tienden a precipitar en borde de grano o entre los brazos de las dendritas, por lo que limita el crecimiento de grano y la recrystalización. (15,16). Algunos elementos, como B, Hf, Li, Co y Cd, se consideran venenos nucleares por tener alta sección eficaz de absorción de neutrones, al capturar neutrones reduce la reactividad del núcleo.

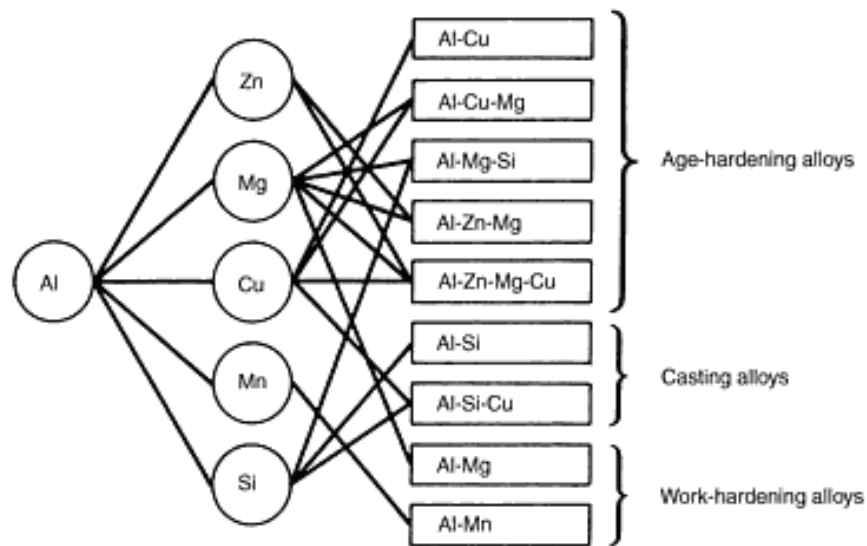


Figura 9: Aleantes comunes en aleaciones de aluminio (17)

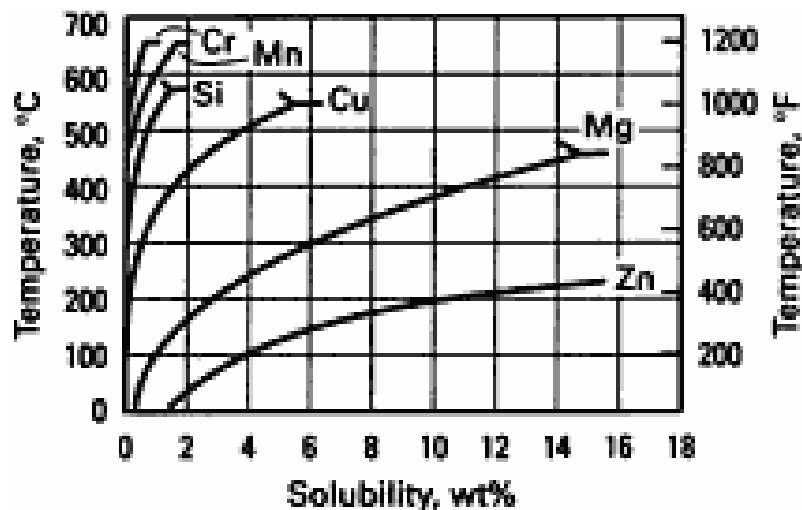


Figura 10: Solubilidad de los aleantes en función de la temperatura (20)

1.3.2 Técnicas para determinar la composición química ICP Óptico

La espectrometría de emisión óptica con plasma acoplado inductivamente (ICP-OES) se fundamenta en la generación de un plasma de argón extraordinariamente caliente y estable, capaz de atomizar y excitar casi por completo los elementos presentes en una muestra. Todo inicia en la antorcha de ICP, formada por tres tubos concéntricos de cuarzo por los que circula argón a caudales de 5 a 20 L/min. Alrededor de la parte superior de los tubos se dispone una bobina de inducción

refrigerada por agua, alimentada por un generador de radiofrecuencia. Tras un chisporroteo inicial de un circuito de Tesla que ioniza el gas, los iones y electrones inducidos oscilan bajo el campo magnético, provocando un calentamiento óhmico que eleva la temperatura del plasma por encima de los 6000 K. Un flujo tangencial de argón mantiene aisladas térmicamente las paredes de cuarzo y centra radialmente la columna de plasma, garantizando su estabilidad y uniformidad térmica.(21)

La muestra llega al plasma en forma de aerosol o vapor. El método más habitual emplea un nebulizador concéntrico de vidrio que, por el efecto Bernoulli, aspira la solución y la disgrega en gotas finas transportadas por un flujo de argón de aproximadamente 1 L/min. La atomización y la excitación final de los átomos ocurren siempre en el plasma, donde las temperaturas de residencia—entre 5 500 y 8 000 K durante unos pocos milisegundos—aseguran una destrucción molecular casi completa y minimizan las interferencias químicas y espectrales.(21)

Una vez dentro del plasma, los átomos y los iones excitados emiten luz en longitudes de onda características. En la región óptica óptima se recolecta la luz emitida y un sistema policromador basado en redes de difracción separa esa luz en todos sus componentes espectrales. Luego, un arreglo de detectores registra de manera simultánea decenas o incluso cientos de líneas de emisión. La configuración puede ser radial, observando perpendicularmente al eje del plasma, o axial, alineada con él; la vista axial entrega intensidades mayores y límites de detección hasta treinta veces inferiores, aunque exige gestionar cuidadosamente la cola fría del plasma para evitar interferencias de óxidos y la degradación de ópticas.(21)

La cuantificación de la composición química se basa en la proporcionalidad entre la intensidad de la señal emitida y la concentración del elemento en la muestra. Para cada elemento se elige una o varias líneas libres de solapamientos, y se construyen curvas de calibración a partir de estándares con concentraciones conocidas. Al comparar las intensidades medidas con estas curvas, es posible determinar con precisión de partes por millón o incluso por billón la cantidad de cada elemento. Gracias a la uniformidad térmica del plasma y a su entorno químicamente inerte, las curvas suelen mantenerse lineales a lo largo de varios órdenes de magnitud de concentración, lo que permite un análisis rápido, con alta precisión y bajo límite de detección.(21)

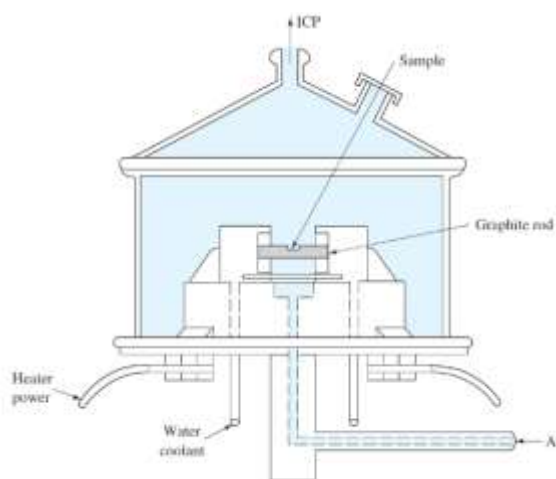
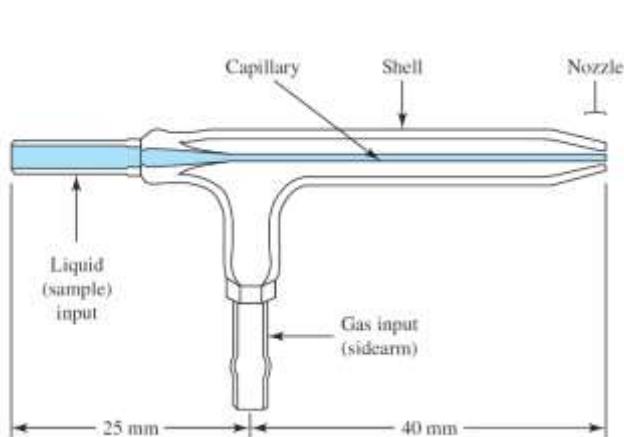


Figura 11: Nebulizador concéntrico de vidrio (21) **Figura 12:** Dispositivo de vaporización (21)

Espectrometría de emisión con chispa

La espectrometría de emisión con chispa se basa en convertir la superficie del metal en una fuente luminosa de la cual se puede obtener información elemental. Para ello, el material actúa como cátodo dentro de una cámara de argón, mientras un electrodo inerte actúa de ánodo. Al descargarse la energía de un condensador entre ambos, se genera una chispa de alta temperatura que vaporiza una pequeña porción de material en fracciones de milisegundo. En ese instante, los átomos y iones liberados se excitan y, al decaer a estados de menor energía, emiten fotones con energía característica.(21)

La luz emitida se colecta mediante un sistema óptico para luego ingresar en un sistema de dispersión, ya sea monocromador o policromador. En el dispersor, las redes de difracción separan las longitudes de onda, y un arreglo de detectores CCD o fotomultiplicadores mide la intensidad de cada línea elemental en cada pulso de chispa. La configuración multicanal permite el análisis de múltiples elementos sin necesidad de barrido mecánico del instrumento. Además, el dispositivo es capaz de repetir centenares de pulsos por segundo acumulando señales transitorias que, promediadas, proporcionan una lectura estable y representativa de la composición. Para traducir esas intensidades en concentraciones reales, el instrumental se calibra con estándares metálicos de composición conocida. Al comparar la señal media de cada línea espectral con las curvas de los patrones, se puede determinar la composición química del material. Si bien esta técnica es superficial, permite analizar la muestra sólida sin preparación química previa y enfocarse en distintos puntos de la pieza mediante sistemas de electrodos rotatorios o de múltiples posiciones.(21)

Microscopía de barrido electrónico y EDS

La microscopía electrónica de barrido (SEM) consiste en hacer incidir un haz de electrones sobre la superficie de la muestra dentro de una cámara de alto vacío, haciendo un barrido bidimensional. Cuando los electrones primarios impactan en el material liberan electrones secundarios y generan retrodispersión al chocar con átomos de alto número atómico; estas emisiones son captadas por detectores y se convierten en una imagen de alta resolución que refleja con precisión la topografía, textura y las variaciones de densidad de la superficie.(21)

Si se integra al SEM un detector de energía dispersiva de rayos X (EDS) se puede conocer la composición química del material. El bombardeo electrónico provoca huecos en las capas internas de los átomos; los electrones de niveles superiores caen a esos huecos y emiten rayos X con energías características de cada elemento. Midiendo el espectro de estas energías, el sistema EDS identifica los picos característicos y cuantifica su abundancia relativa según la altura de cada pico. De esta manera, es posible obtener un análisis puntual y hacer un barrido bidimensional para elaborar mapas elementales de la muestra, logrando una correlación directa entre las estructuras morfológicas observadas y su composición química.(21)

1.3.3 Fabricación del elemento combustible

El elemento combustible tipo MTR consiste un ensamble de placas de combustible separadas con una distancia que permita el flujo de agua entre las mismas. Cada placa contiene un núcleo con el material físil recubierto completamente por aluminio. En la Fig. 13 se presenta un diagrama de flujo del proceso de fabricación del elemento combustible. A continuación, se describen detalladamente cada uno de los pasos involucrados.

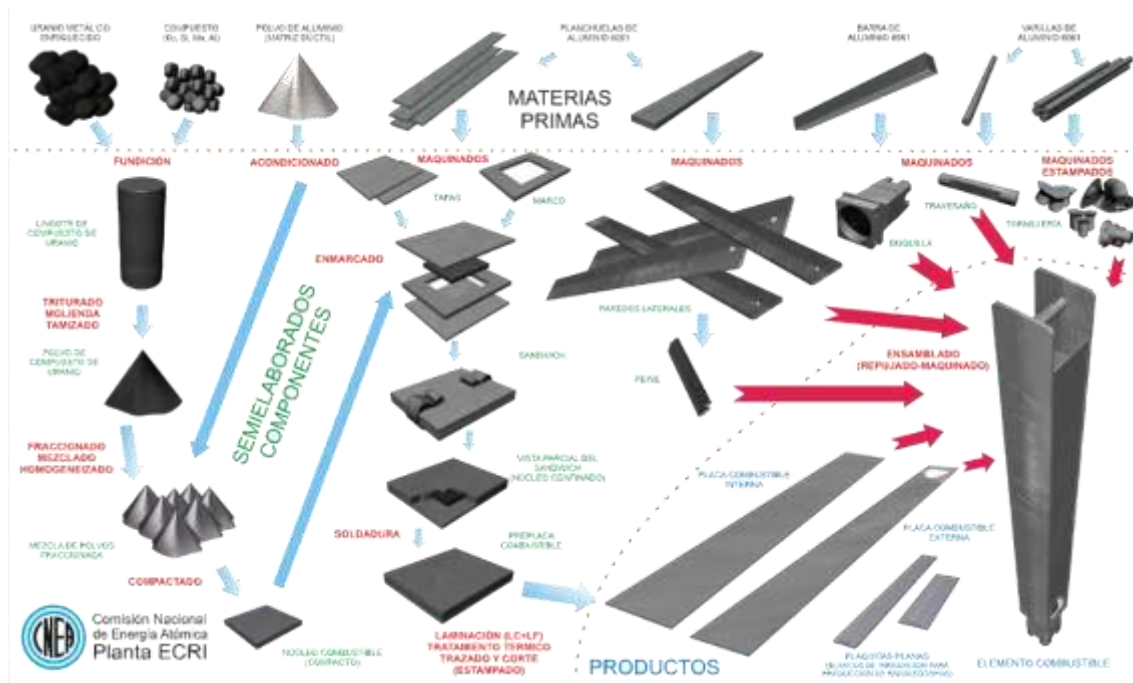


Figura 13: Diagrama de flujo del proceso de fabricación del elemento combustible.
(Documentación interna del ECRI)

El proceso de fabricación se inicia mezclando uranio metálico y silicio en un crisol de zirconia estabilizado con magnesia e ytria que se ingresa en un horno de inducción. Dentro del horno, la temperatura debe superar los 1800°C para asegurar la correcta fusión y homogeneización del material. Al solidificar se forma un lingote de U_3Si_2 que es llevado a caja de guantes donde es triturado manualmente, luego en una trituradora de mandíbula y finalmente en un molino de bolas planetario hasta obtener partículas de 150-44 μm . Debido a que el U_3Si_2 es pirofórico, se debe asegurar una atmósfera de bajo oxígeno en la caja de guantes. El polvo obtenido se mezcla con polvo de aluminio degasado. Dado que los polvos tienen distinta densidad y distintos tamaños de partículas se debe usar una mezcladora de polvos que asegure la correcta mezcla de los polvos.

La mezcla de polvos se compacta para formar el núcleo, el cual se introduce dentro de un marco y dos tapas de aluminio, quedando así totalmente recubierto (Fig. 14). Se realiza una soldadura parcial en el perímetro del conjunto de manera que permita el escape de gases. (1,7,22,23)

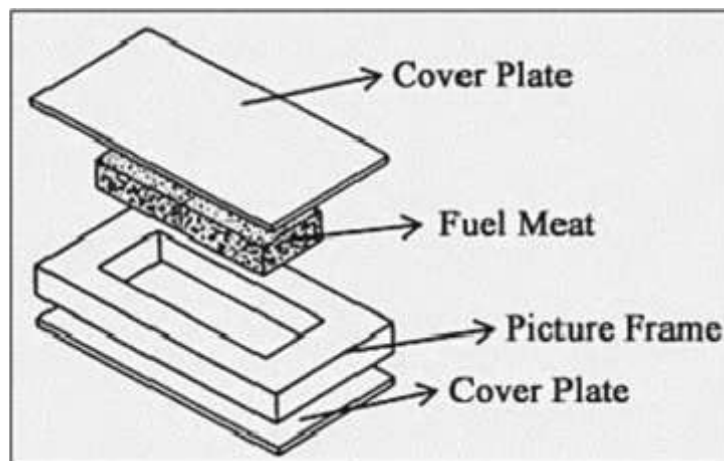


Figura 14: Componentes de la placa combustible. (7)

El conjunto es ingresado en el horno precalentado a una temperatura de entre 425-500°C para luego ser sometido al proceso de laminación en caliente que consiste en una secuencia bien establecida de pasadas de laminación en un laminador dúo. Esta secuencia define detalladamente la temperatura, la reducción de espesor en cada pasada y la velocidad de los rodillos. El objetivo principal de la laminación en caliente, aparte de lograr las dimensiones deseadas, es lograr la unión metalúrgica entre el marco y las tapas del conjunto, si esto sucede se dice que hubo soldadura por colaminado, un tipo de soldadura en fase sólida. Una vez que la placa alcanza las dimensiones requeridas se le aplica un tratamiento térmico para liberar las tensiones remanentes, el mismo consiste en un calentamiento a la misma temperatura de laminación por una hora seguido de un enfriamiento en horno. Luego, se inspeccionan las placas visualmente buscando ampollas creadas por oclusión de gases en zonas donde no hubo colaminación, de esta manera se verifica la correcta unión metalúrgica entre el marco y las tapas. Posteriormente, la laminación en frío se realiza en el mismo laminador dúo, pero a temperatura ambiente, la reducción de espesor total es aproximadamente 5%. Con el fin de eliminar las ondulaciones provocadas por la laminación en caliente y el curvado por el tratamiento térmico, las placas son enderezadas y aplanadas en la enderezadora. Finalmente, se realiza una radiografía a la placa para verificar precisamente la posición del núcleo y así determinar el corte que se realizará. Posterior al corte se aplica un decapado final y se realiza el control de calidad que incluye control dimensional y presencia de rayas.(1,7,22,23)

El diseño del elemento combustible varía según el reactor, en el caso del RA-10, cada elemento combustible está compuesto por 21 placas combustibles separadas por un espacio que permite el flujo de refrigerante entre las mismas. Durante el ensamblado, cada placa se asegura a su posición gracias a una herramienta de repujado que deforma el material de las paredes generando presión

en las placas combustibles y restringiendo así el movimiento de las mismas. De esta manera se obtiene el elemento combustible terminado y el mismo está listo para su transporte. (6)

1.3.4 Laminación

La laminación se destaca como uno de los procesos metalúrgicos más importantes ya que es un paso fundamental en la cadena de producción de la mayoría de los productos. El proceso comienza con un lingote obtenido mediante la solidificación del material fundido en un molde o por colada continua; de este modo, la microestructura inicial del material es la establecida durante la solidificación. Durante el proceso de laminación esta microestructura se rompe, los granos se deforman quedando alargados en el sentido de la laminación. Los lingotes se laminan para producir productos primarios comúnmente denominados “desbastes”, tales como planchones, palanquillas o tochos. Estos desbastes, a su vez, se utilizan en una segunda etapa de laminación para obtener una variedad de productos: desde productos planos (placas, chapas y láminas finas) hasta productos con secciones cuadradas o redondas y perfiles estructurales.(24)

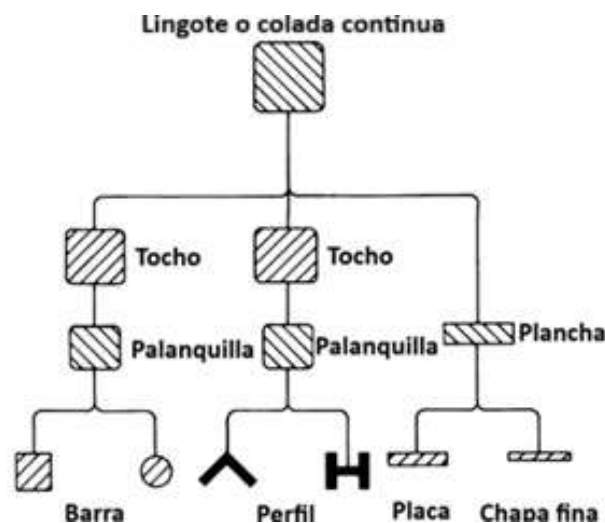


Figura 15: Secuencia de laminación para la fabricación de barras, perfiles, placas y chapas finas (25)

El proceso de laminación se da en el campo de deformación plástica de los metales, de manera que la deformación aplicada permanece luego de retirada la fuerza actuante y el volumen permanece constante. Si el ancho del material es al menos diez veces mayor al espesor del mismo se denomina laminación plana y se considera que el ensanchamiento es prácticamente despreciable. En este proceso, se hace pasar al material entre dos rodillos que giran a la misma velocidad y en sentidos opuestos. Estos rodillos están dispuestos de manera que la separación entre los mismos es menor al espesor del material. A medida que el material avanza los rodillos aplican una tensión de compresión que reduce la sección del material y aumenta su longitud. Además, hay tensiones de corte debidas a la fricción entre el material y los rodillos, esta fricción es la responsable de que el material sea mordido por los rodillos y pueda avanzar.

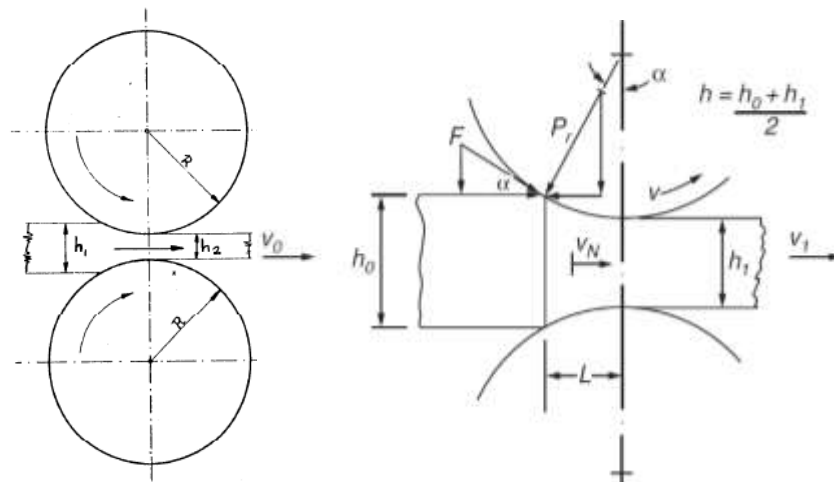


Figura 16: Esquema básico de laminación (25)

Condición de agarre: La condición de agarre se alcanza cuando la componente horizontal de la fuerza de fricción (F) es mayor o igual a la componente horizontal de la fuerza radial impartida por los cilindros (P_r).

$$F \cdot \cos(\alpha) \geq P_r \cdot \sin(\alpha)$$

$$\frac{F}{P_r} \geq \tan(\alpha)$$

Además, por definición:

$$F = \mu P_r$$

$$\frac{F}{P_r} = \mu$$

Por lo tanto:

$$\mu \geq \tan(\alpha)$$

Si esta condición se cumple, el material avanza entre los rodillos sin necesidad de ayuda externa. Además, en la Fig. 16, se observa que el ángulo α está determinado por el punto de contacto del material con los rodillos. Si se analiza esta relación se puede concluir que el coeficiente de fricción determina el máximo espesor laminable. Por este motivo, es común modificar el coeficiente de fricción de manera estratégica. Aumentar la rugosidad de los cilindros en las primeras etapas de laminación permite laminar mayores espesores. Sin embargo, esta técnica no es recomendable en la terminación ya que baja la calidad superficial, que ya de por sí se ve deteriorada por la oxidación a alta temperatura.

Continuidad de avance: La continuidad de avance se da si el producto entre el área y la velocidad de avance es constante en todos los puntos del arco de contacto entre el rodillo y el material.

$$v_0 A_0 = v_n A_n = v_1 A_1$$

Asumiendo deformación plana, toda reducción en el espesor se traduce a un incremento en el largo y el ancho se considera constante, por lo que la ecuación resulta:

$$v_0 h_0 = v_n h_n = v_1 h_1 \text{ (Ecuación de continuidad)}$$

De esta manera, a medida que el espesor se reduce, la velocidad del material aumenta. A su vez, los rodillos rotan con una velocidad (v) intermedia entre la velocidad del material en la entrada (v_0) y la velocidad del material en la salida (v_1), por lo que se puede determinar un punto de no deslizamiento (o punto neutral) en el cual la velocidad del material es igual a la velocidad de giro de los rodillos. Previo al punto neutral, el material se mueve a menor velocidad que los rodillos, dando lugar al “backward slip” o “deslizamiento hacia atrás”. En cambio, posterior al punto neutral, el material se mueve a mayor velocidad que los rodillos, dando lugar al “forward slip” o “deslizamiento hacia adelante”. Este movimiento relativo entre superficies es útil en cierto aspecto, pero puede traer problemas de lubricación durante la laminación. Al representar gráficamente la fricción en cada punto se obtiene la “friction hill” o “colina de fricción” cuya forma depende de la reducción del material y de la lubricación. El pico de esta colina se da en el punto neutral y, a medida que la reducción aumenta, el pico se acerca a al punto de salida del material. La predicción de la forma de este perfil de fricción y la distribución de las tensiones de corte es uno de los objetivos de la teoría de laminación, aunque actualmente se usa la fuerza separatriz como un indicador más fiable. (24–26)

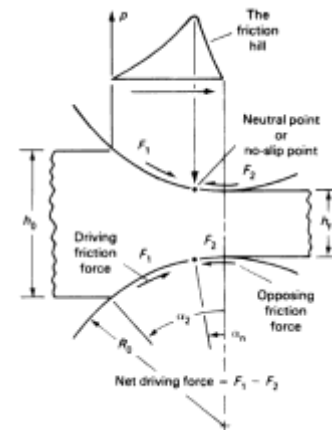


Figura 17: Fricción durante el laminado (27)

La deformación del material es elástica o plástica, si la deformación es elástica el material recupera su forma original luego de retirada la carga que aplica la deformación. En cambio, si la fuerza actuante supera el límite elástico, la deformación es plástica y el material se mantiene deformado luego de retirar la carga. La deformación total es la suma de la deformación elástica y la deformación plástica, por lo que al retirar la carga se recupera la deformación elástica y la deformación plástica permanece. Por este motivo, la fuerza separatriz de los rodillos debe ser suficiente para superar el límite elástico del material y así causar una reducción de espesor permanente. En esencia, la deformación plástica consiste en causar un desplazamiento de las partículas del material respecto a las demás sin romper al material, es por esto que se debe aplicar a materiales que exhiban suficiente plasticidad. (27)

En un material compuesto con metal y cerámico, la deformación es distinta en cada material debido a las diferencias inherentes en sus propiedades mecánicas. Las capas metálicas, generalmente dúctiles, pueden absorber y redistribuir las tensiones aplicadas durante la laminación mediante deformación plástica, adaptándose a los cambios de forma sin sufrir fracturas. En contraste, la capa

cerámica, con un módulo de elasticidad significativamente mayor y mínima ductilidad, se comporta de forma más rígida, lo que restringe su deformación y la hace susceptible a fracturarse bajo altas tensiones. Esto provoca una respuesta anisotrópica durante el laminado, donde cada fase se deforma de manera distinta.

1.3.5 Dogboning

El efecto "dogboning" es una distorsión geométrica común que puede ocurrir durante el proceso de laminación de elementos combustibles tipo placa. Se puede considerar la placa como un material compuesto ya que cuenta con un núcleo central que contiene el material fisible, a menudo un cerámico como el siliciuro de uranio (U_3Si_2) y un revestimiento metálico exterior, típicamente hecho de una aleación de aluminio. La presencia de la fase cerámica dura y frágil (U_3Si_2) dentro del núcleo aumenta su resistencia y reduce su ductilidad en comparación con el revestimiento de aluminio. Sumado a esto, la resistencia del aluminio disminuye considerablemente a altas temperaturas, aumentando su maleabilidad. Esta diferencia de resistencia entre el combustible y el revestimiento causa un defecto durante la laminación de la placa combustible. A medida que la placa pasa a través de los rodillos, las fuerzas de compresión aplicadas hacen que ambos materiales se deformen, pero la disparidad en las propiedades mecánicas provoca que la deformación sea desigual. La menor tensión de fluencia del revestimiento de aluminio le permite deformarse significativamente en la dirección longitudinal y la mayor tensión de fluencia del meat restringe el alargamiento del mismo. Esto resulta en un abultamiento y engrosamiento del núcleo cerca de los extremos acompañado de una deformación en la punta del mismo. El término "dogboning" se refiere a la forma resultante del engrosamiento núcleo después del laminado señalando su similitud con la forma de un hueso de perro. Además, se denomina "cola de pescado" a la bifurcación de la punta del núcleo, esto se debe a que, cerca de la superficie, la velocidad de deformación es mayor. (1,7,22,23,28,29)

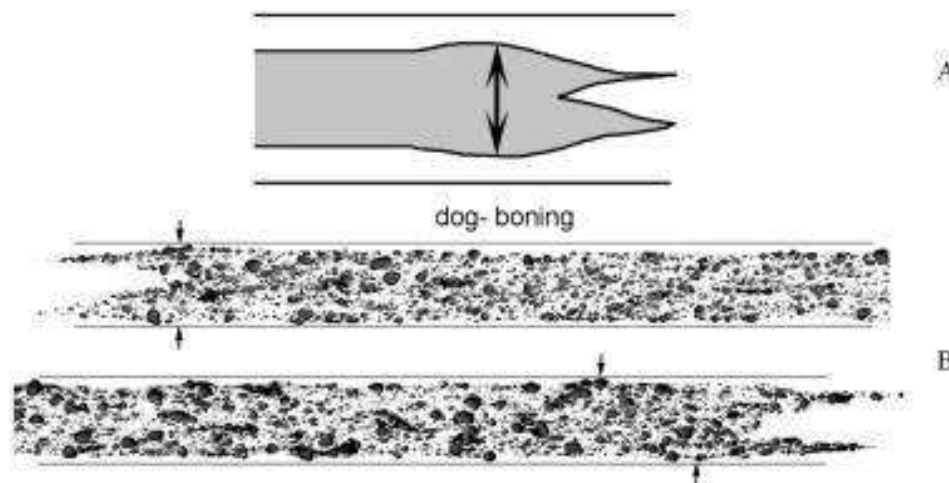


Figura 18: Representación gráfica del dogbone (1)

Las consecuencias del dogbone impactan directamente en los márgenes de seguridad y rendimiento de las placas combustibles, por lo que la minimización de este efecto es un objetivo crítico en el

proceso de fabricación. La consecuencia más significativa es la reducción del espesor del revestimiento de aluminio en los extremos de la placa, precisamente donde el combustible se abulta. La función principal del revestimiento es proporcionar un sello hermético alrededor del combustible, evitando la liberación de materiales radiactivos y protegiendo el combustible del refrigerante. Una reducción en el espesor del revestimiento debilita esta barrera, pudiendo comprometer su integridad estructural y su capacidad para contener los productos de fisión. También puede aumentar la susceptibilidad del cladding a la corrosión. Por otro lado, el dogbone genera un aumento localizado de la concentración de uranio. La distribución no uniforme de uranio puede provocar variaciones en el perfil del flujo de neutrones dentro del núcleo del reactor, causando puntos calientes localizados con mayor generación de energía y mayor temperatura, lo que podría generar problemas de seguridad. El mínimo espesor de cladding en la zona de dogboning está especificado y el no cumplimiento puede resultar en el rechazo de la placa combustible. (1,7,22,23)

Minimización del dogboning

Se han desarrollado e implementado varios métodos para minimizar el efecto de dogboning durante el laminado de elementos combustibles tipo placa:

- Cladding más resistente: el uso de una aleación de aluminio de mayor resistencia para el revestimiento podría reducir la deformación diferencial y, por lo tanto, minimizar el dogboning. (28)
- Control de parámetros de laminación: el control cuidadoso de la temperatura, la reducción del espesor y la velocidad de los rodillos en cada pasada pueden influir en el flujo del material y ayudar a minimizar el efecto de dogboning. El uso de reducciones más pequeñas por pasada podría permitir una deformación más controlada y reducir la tendencia del combustible a abultarse en los extremos. Según López et al. (2021) se minimiza el dogboning cuando las pasadas de laminación no superan el 5 % de reducción.(30)
- Cambio en la geometría del meat: la introducción de una ligera conicidad o introducir un chflán en los extremos del núcleo puede ayudar a compensar el abultamiento durante la laminación y dar como resultado un espesor final más uniforme. (22,31)
- Agregado de un filler: en el estudio de Huber et al. (2022) se emplea un filler de aluminio reforzado con partículas de SiC; este filler se agrega entre el meat y el cladding y las propiedades mecánicas del mismo se aproximan a las del núcleo de combustible, lo que atenúa el efecto dogboning. Además, el filler centra al núcleo durante la soldadura del conjunto y evita el escape de partículas sueltas.(29)

La simulación por elementos finitos permite reproducir numéricamente el proceso de laminación de las placas combustibles, modelando la interacción entre el núcleo, el cladding y los rodillos de laminación. Al asignar a cada material sus propiedades mecánicas y térmicas reales, el modelo puede predecir con alta fidelidad cómo difieren los desplazamientos y las tensiones, identificando así el origen y la magnitud del dogboning. A partir del modelo digital, es posible ensayar virtualmente diferentes estrategias de mitigación del dogboning sin necesidad de fabricar prototipos físicos. De este modo, la simulación por elementos finitos acelera la optimización del proceso y reduce los costos experimentales. Minimizar eficazmente el efecto dogboning en el laminado de placas

combustibles es necesario para garantizar que la placa combustible cumpla con los estándares de calidad y seguridad requeridos.(1,26)

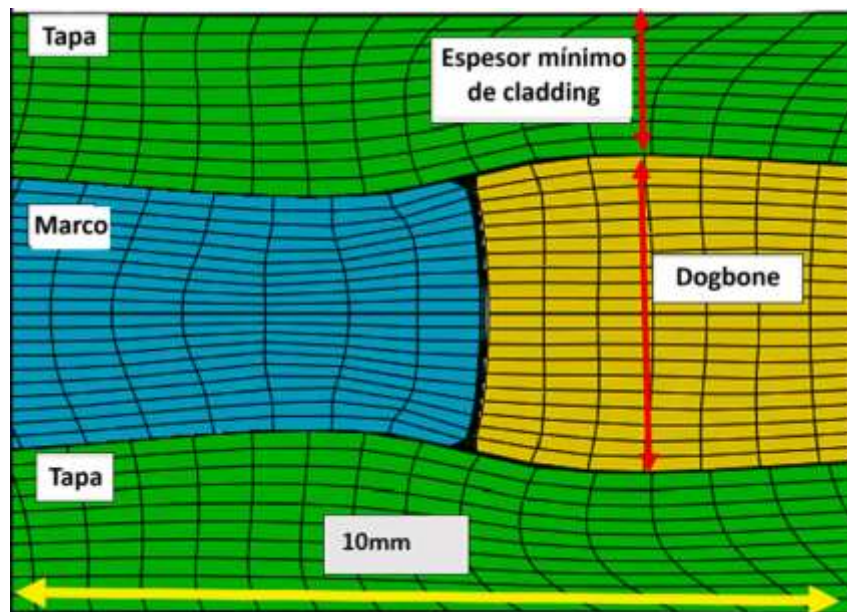


Figura 19: Simulación con elementos finitos de la placa combustible.(30)

1.3.6 Aleaciones de aluminio para revestimiento en placas combustibles

El reactor RA-10 tiene como objetivo un alto rendimiento en la producción de radioisótopos, lo que exige un flujo de neutrones elevado y un quemado intenso del combustible. Con uranio de bajo enriquecimiento (LEU), esos requisitos sólo se satisfacen aumentando la fracción en volumen del compuesto de uranio, lo que a su vez genera un marcado contraste en las propiedades mecánicas en comparación al cladding, resultando en un dogboning pronunciado. Por este motivo, es crucial que el proyecto RA-10 considere e implemente cuidadosamente las estrategias de mitigación de dogboning para garantizar la seguridad y confiabilidad de los elementos combustibles.

Una de las estrategias de mitigación de dogboning consiste en usar un material con mayor resistencia para el revestimiento. Actualmente, el elemento combustible para el RA-10 usa AA 6061 como material para el cladding. Al ser una aleación termotratable, las propiedades mecánicas de la AA 6061 decaen significativamente con el aumento de la temperatura durante la laminación. En el presente trabajo se explora la posibilidad de reemplazar esta aleación por una que mantenga buenas propiedades mecánicas a alta temperatura. En particular, se evalúan las aleaciones de la serie 5000, como lo son la AA 5754 y la AA 5052. En estas aleaciones, el mecanismo de endurecimiento principal es el de solución sólida por lo que su resistencia exhibe menor dependencia con la temperatura.

Tabla 2: Composición química de las aleaciones de aluminio 6061, 5754 y 5052 (16)

Elemento	6061	5754	5052
Mg (%)	0,8-1,2	2,6-3,6	2,2-2,8
Si (%)	0,4-0,8	<0,4	<0,25
Cu (%)	0,15-0,4	<0,1	<0,1
Cr (%)	0,04-0,35	<0,3	0,15-0,35
Fe (%)	<0,7	<0,4	<0,4
Zn (%)	<0,25	<0,2	<0,1
Mn (%)	<0,15	<0,5	<0,1
Ti (%)	<0,15	<0,15	-
(Mn + Cr) (%)	-	0,10-0,6	-
Otros (%)	<0,05 c/u <0,15 total	<0,05 c/u - <0,15 total	<0,05 c/u - <0,15 total
Al (%)	rem	rem	Rem

Tabla 3: Propiedades características de las aleaciones de aluminio 6061, 5754 y 5052(15,16)

Propiedad	6061	5754	5052
Densidad (g/cm ³)	2,70	2,67	2,68
Módulo elástico (GPa)	68,9	69	69
Límite elástico (MPa)	276	193	215
Resistencia a tracción (MPa)	310	276	228
Alargamiento (%)	12	12	12
Dureza Brinell (HB)	95	70	60
Conductividad térmica ($\frac{W}{mK}$)	167	138	138
Conductividad eléctrica (% IACS)	33	34	35
Termotratable	Si	No	No

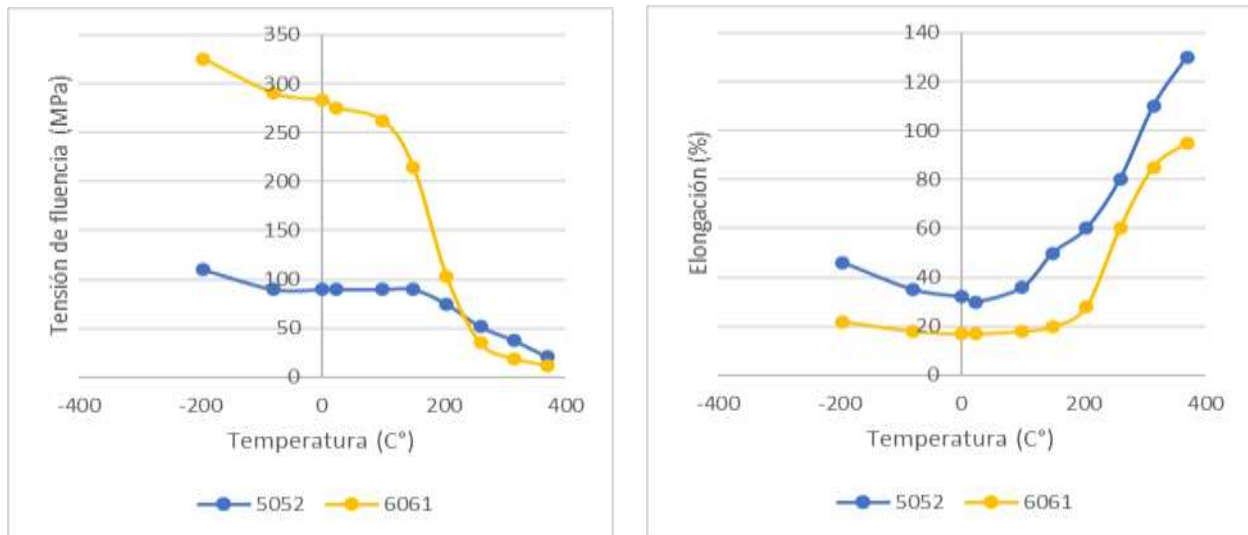


Figura 20: Influencia de la temperatura en la tensión de fluencia y en la elongación (16)

En la Fig. 20 se ilustra la influencia de la temperatura en la tensión de fluencia y en la elongación del material, utilizando datos extraídos del ASM Specialty Handbook – Aluminum and Aluminum Alloys (1993). Se observa que, con el incremento de temperatura, la tensión de fluencia disminuye y la elongación aumenta en ambas aleaciones. Es notable que la aleación AA 5052 exhibe una mayor capacidad de deformación en todo el rango de temperatura evaluado. En cuanto a la tensión de fluencia, se destaca que la caída es más abrupta en la aleación AA 6061, esto se debe a que su mecanismo de endurecimiento principal es altamente sensible a la temperatura. Aunque a altas temperaturas las tensiones de fluencia de ambas aleaciones tienden a aproximarse, cabe destacar que, a 370 °C, la tensión de fluencia de la AA 5052 es de 21 MPa, frente a 12 MPa en la AA 6061, lo que representa un valor aproximadamente un 75 % superior. (16)

La aleación AA 5052, a la temperatura de laminación, presenta mayor resistencia y mayor capacidad de deformación que la AA 6061, lo que indica que se podrían obtener mejores resultados si se usa para el cladding de la placa combustible. El cambio de material en el elemento combustible es una decisión de alta trascendencia, que exige evaluar rigurosamente su respuesta a cada etapa de fabricación de las placas combustibles. Para esto, se aplican diversas técnicas de caracterización para determinar las propiedades del material y se realizan una serie de ensayos para comprobar el comportamiento del nuevo material ante el proceso de fabricación.

2 Procedimiento experimental

En este trabajo se realizaron una serie de pruebas y ensayos con el fin de evaluar el comportamiento del material durante el proceso de fabricación. Algunos de estos ensayos, como el blister test y el plegado, son parte de las instancias de control de calidad de los elementos combustibles. Sin embargo otros, como las pruebas de decapado, se realizaron particularmente para evaluar la aleación 5052 y para la puesta a punto del proceso. A continuación, se muestran los ensayos realizados:

- Ensayos de composición química
 - ICP Óptico
 - Espectrometría de emisión con chispa
 - EDS
- Microscopía de barrido electrónico
- Metalografía para evaluación de la microestructura del material
- Ensayo de corrosión generalizada
- Ensayos de verificación de colaminado
 - Blister test
 - Plegado
 - Grano compartido
- Ensayo de tracción
- Pruebas de laminación
- Pruebas de decapado
- Metalografía de dogboning

2.1 Compra de materia prima

Para dar inicio al proyecto, era fundamental contar con el material requerido, por lo que se realizó una investigación considerando diversas empresas proveedoras. En particular, se buscó adquirir chapa de aluminio AA 5052. Tras comparar distintas opciones, se procedió con la compra del material, cuyas dimensiones iniciales fueron de 1750 mm de largo, 470 mm de ancho y 5 mm de espesor. Con el objetivo de optimizar el uso del material, los primeros cortes se realizaron en dirección del ancho de la chapa. Como resultado, se obtuvieron tres planchas de 135×470×5 mm y cuatro de 105×470×5 mm las cuales se utilizaron para la fabricación de componentes para placas combustibles y probetas para ensayos.

2.2 Composición química

2.2.1 ICP óptico

La preparación de la muestra consistió en realizar varios agujeros en la chapa de aluminio hasta recolectar 5 g de la viruta resultante como se muestra en la Fig. 21. En este proceso fue fundamental mantener la limpieza tanto del material como de todas las herramientas que estuvieron en contacto con el mismo. Para realizar este ensayo se contó con la colaboración del Laboratorio de Compuestos de Uranio (LACDU) ubicado en el Centro Atómico Constituyentes donde se envió la muestra a analizar (Fig. 22).



Figura 21: Preparación del equipo para la recolección de la muestra



Figura 22: Muestra de viruta para el ensayo de composición química

2.2.2 Espectrometría de emisión con chispa

Se cortó una porción de material en estado laminado y decapado y se llevó la muestra al Departamento de Materiales donde se realizó el ensayo de espectrómetro de chispa.

2.2.3 Microscopía de barrido electrónico y EDS

Se tomaron muestras del material en distintos estados: materia prima, laminado, conjunto laminado y 3 muestras extra con distintas condiciones de decapado (sección 2.7). La preparación de las muestras consistió en cortar trozos de material de 25 mm x 25 mm. Las muestras se analizaron en el microscopio de barrido electrónico con alto vacío y se realizó análisis EDS en diversos puntos para obtener la composición química.



Figura 23: Microscopio de barrido electrónico.

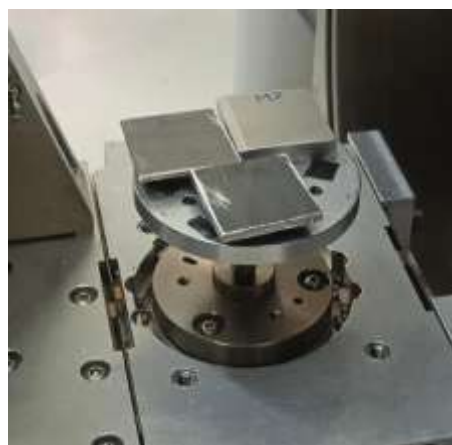


Figura 24: Muestras dispuestas dentro del microscopio de barrido electrónico.

2.3 Evaluación de la microestructura del material

Se tomaron muestras de la materia prima para evaluar la microestructura en el estado metalúrgico de la materia prima. Para esto, se identificó la dirección de laminación de la chapa y se cortaron segmentos en dirección transversal y longitudinal respecto a dicha dirección. Además, se tomaron muestras del material luego de la primera secuencia de laminación descrita en la sección 2.5. De la misma manera, las muestras tomadas fueron en dirección transversal y longitudinal a la dirección de laminación. Las cuatro muestras fueron incluidas en resina acrílica para su posterior preparación metalográfica (Fig. 25). La preparación metalográfica consistió en un desbastado con una serie de papeles de lija: 320, 400, 500, 600, 800, 1000, 1500 y 2000. Luego, se pulió en paño con pasta de diamante de 6, 3 y 1 micrón hasta que se obtuvo una superficie especular. Finalmente, se procedió al ataque químico con HF de concentración entre 0,5 y 1,5% durante 5 a 7 minutos dependiendo del estado metalúrgico del material, hasta que el ataque químico reveló los bordes de grano.



Figura 25: Muestras incluidas para su posterior preparación metalográfica.

2.4 Ensayo de corrosión generalizada

El ensayo de corrosión generalizada requiere un tiempo estimado de un mes por lo que se priorizó la fabricación de las probetas para dicho ensayo. Para ello, planchas de 135 mm de ancho se limpiaron con ultrasonido antes de ingresar al horno a 500°C durante una hora. Posteriormente se llevó a cabo la laminación en caliente que consistió en tres pasadas descritas en la Tabla 4. Cabe destacar que, tras la primera pasada, una de las placas presentó irregularidades en la superficie debido a vibraciones del material, atribuibles a una reducción de espesor excesiva. Este inconveniente fue corregido ajustando dicho parámetro antes de laminar las demás placas, las cuales no presentaron defectos.

Tabla 4: Secuencia de laminación en caliente

	Pasada 1		Pasada 2		Pasada 3	
	Espesor (mm)	Reducción (%)	Espesor (mm)	Reducción (%)	Espesor (mm)	Reducción (%)
1	3,87	23	3,42	12	3,01	12
2	4,29	14	3,47	19	3,05	12
3	4,29	14	3,47	19	3,05	12

Terminada la laminación en caliente, las placas fueron nuevamente tratadas en el horno a 500°C durante una hora. Al término de este periodo, el horno se apagó y permaneció cerrado hasta el día siguiente para garantizar un enfriamiento lento en horno. Este tratamiento térmico resultó esencial para aliviar las tensiones remanentes en las placas. Posteriormente, se llevó a cabo la laminación en frío, que consistió en una única pasada registrada en la Tabla 5. Este proceso tiene como finalidad endurecer el material mediante deformación y calibrar el espesor final. Se observa que el espesor inicial de las placas no coincide con el espesor obtenido al final de la laminación en caliente, fenómeno explicado por la contracción del material durante el enfriamiento.

Tabla 5: *Secuencia de laminación en frío*

	Espesor inicial (mm)	Espesor final (mm)	Reducción (%)
1	2,95	2,90	1,7
2	3,00	2,91	3,0
3	2,99	2,91	2,7

Finalmente, las placas fueron enviadas al Departamento de Corrosión, ubicado en el Centro Atómico Constituyentes, donde se realizó el ensayo de corrosión generalizada. El personal del Departamento de Corrosión asumió el mecanizado de las placas para ajustarlas a la geometría necesaria para dicho ensayo.

Las placas se ingresaron en el dispositivo esquematizado en la Fig. 26 en el cual se simulan las condiciones termohidráulicas del reactor. En el portaplacas identificado como (1) se colocaron una placa de AA 6061 y una placa de AA 5052 paralelas separadas por un espacio de 2,5 mm. A través del circuito primario señalado como (2) circula aceite a 175°C. De esta manera, se logra un flujo térmico de 126 W/cm² que calienta las placas de aluminio. El circuito secundario, marcado como (3) se encarga de extraer el calor de las placas haciendo circular agua a 37 °C por el espacio entre las mismas. El agua del circuito secundario se refrigera mediante un circuito terciario que no se observa en el esquema. Para medir y registrar la temperatura en las placas las mismas se instrumentan con termocuplas. El ensayo se mantuvo en las condiciones mencionadas durante 600 horas. Transcurrido el tiempo se retiraron las placas y se midió el espesor de la capa de óxido formada a lo largo del canal de pasaje de agua. La medición se realizó con un equipo de corrientes inducidas marca PosiTector, con una sonda blindada para materiales no ferrosos.

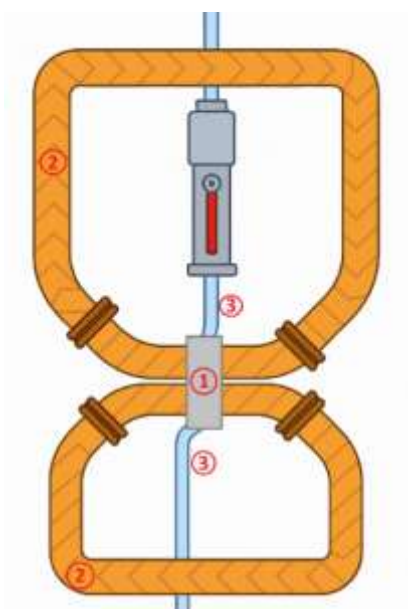


Figura 26: Esquema del dispositivo para ensayo de corrosión generalizada (32)

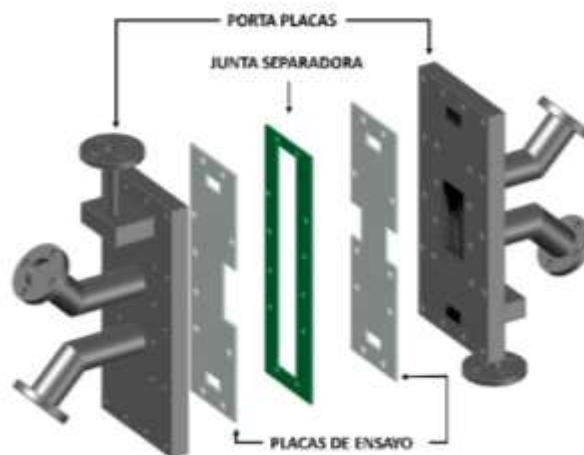


Figura 27: Esquema del portaplacas (32)

2.5 Fabricación de placas “dummy”

Las placas “dummy” son aquellas que no contienen uranio en su interior, es decir, están completamente hechas de aluminio. Este tipo de placas son fundamentales para realizar pruebas preliminares reduciendo riesgos y gastos innecesarios. Para la fabricación de estas placas, se inició con la laminación en caliente de las tiras de aluminio. Las chapas de 5 mm de espesor se limpiaron con ultrasonido y se ingresaron en el horno a una temperatura entre 425 y 500°C durante 1 hora. Transcurrido este tiempo, se aplicó la secuencia de laminación detallada en la Tabla 6. Al salir del horno y estar en contacto con los rodillos del laminador y con el aire, el material pierde temperatura, por lo cual, entre cada pasada las tiras deben ingresar al horno hasta que el material recupere la temperatura de laminación. Una vez finalizada la laminación en caliente se aplicó a las tiras un recocido total para aliviar tensiones. Este tratamiento térmico consistió en ingresarlas al horno durante una hora a una temperatura entre 425 y 500°C, cumplido el tiempo se apagó el horno quedando el material dentro enfriándose lentamente. Posteriormente se realizó la laminación en frío, que consistió en una única pasada de laminación con el material a temperatura ambiente (Tabla 7).

Tabla 6: Secuencia de laminación en caliente de las tiras.

N° Pasada	Reducción (%)	Espesor final (mm)	Velocidad a la salida (m/min)
1	16	4,20	8
2	20	3,36	8
3	15	2,85	8
4	13	2,48	10
5	6,5	2,32	10

Tabla 7: Secuencia de laminación en frío de las tiras.

Tira	Espesor inicial (mm)	Espesor final (mm)	Reducción (%)	Velocidad a la salida (m/min)
1	2,26	2,24	0,9	8
2	2,27	2,20	3,1	8
3	2,26	2,21	2,2	8
4	4,17	4,12	1,2	8
5	4,17	4,12	1,2	8

Al finalizar la laminación en frío, las tiras se cortaron según las dimensiones requeridas y se las sometió a un tratamiento de decapado con el fin de eliminar la capa superficial de óxido y obtener una rugosidad en el material que permita la correcta unión metalúrgica entre el marco y las tapas. Este proceso de decapado consistió en dos ciclos consecutivos de ataque y pasivado, cada ataque tuvo una duración de 60 segundos sumergiendo el material en hidróxido de sodio (NaOH) al 10% y cada pasivado fue de 2 minutos con el material sumergido en ácido nítrico (HNO₃) al 40%. Este proceso de decapado generó una reducción en el espesor de los componentes (Tabla 8).

Tabla 8: Variación del espesor durante el decapado

	Espesor antes (mm)	Espesor después (mm)	Δe (mm)
Marco 1	4,12	4,09	0,03
Marco 2	4,13	4,09	0,04
Tapa 1	2,20	2,16	0,04
Tapa 2	2,20	2,16	0,04
Tapa 3	2,20	2,16	0,04
Tapa 4	2,20	2,16	0,04

Posteriormente se formaron dos conjuntos, cada uno de ellos compuesto de dos tapas y un marco unidos mediante una soldadura perimetral en los bordes. En el conjunto 1 la soldadura se realizó en la totalidad del perímetro y en el conjunto 2 la soldadura fue parcial, dejando tramos libres para el escape de gases (Fig. 28). La soldadura realizada fue tipo TIG con argón como gas protector.

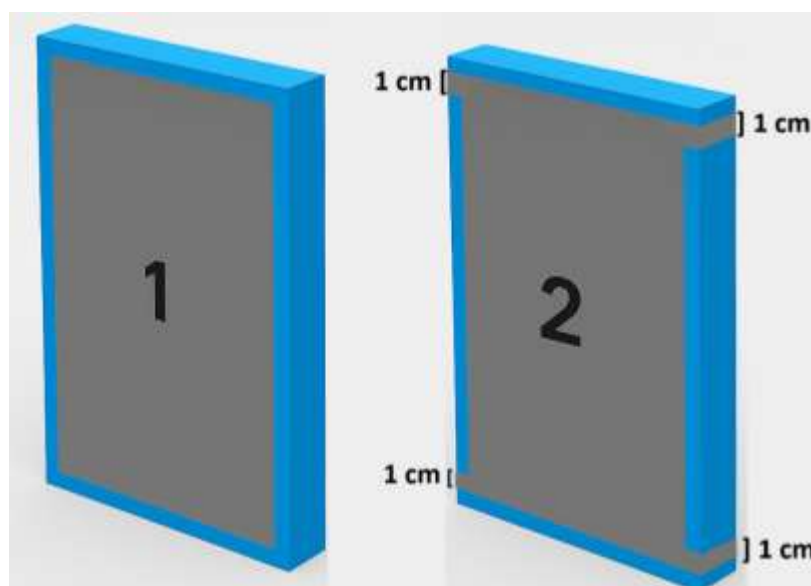


Figura 28: Soldadura perimetral total (izquierda) y parcial (derecha)

Para esto, se usó una soldadora “Miller 300” con corriente alterna y una potencia de 120 ampere, logrando una penetración de 0,5 mm.

Los conjuntos 1 y 2, a partir de ahora denominados placa 1 y 2 respectivamente, se limpiaron con ultrasonido y se ingresaron al horno durante una hora a una temperatura entre 425 y 500°C. Transcurrido ese tiempo, se inició la secuencia de laminación en caliente cuyos parámetros no se detallarán en este trabajo.

Durante la laminación, la placa 2 se adhirió al rodillo superior tomando una curvatura marcada. Se estimó que el problema surgió por escasa lubricación y excesiva reducción de espesor. Esta curvatura generó defectos en la placa que se arrastraron a las siguientes etapas, por lo que se decidió fabricar un nuevo conjunto denominado “2 bis” con la misma condición de soldadura parcial que la placa 2. Se repitió la misma secuencia de laminación para la placa 2 bis y, a partir de ahí, se continuó el análisis con la misma.



Figura 29: Placas luego de la laminación en caliente

Blister test

El blister test forma parte de las instancias de control de calidad, es un ensayo no destructivo que permite identificar fallas en el colaminado de las placas. Este ensayo consiste en un tratamiento térmico seguido de una inspección visual. Luego de la laminación en caliente, las placas ingresaron al horno durante 1 hora a la temperatura de laminación y se dejaron enfriar hasta el día siguiente con el horno apagado para asegurar un enfriamiento lento en horno. Al retirarlas del horno, se inspeccionaron visualmente las placas para identificar ampollas que contienen gases ocluidos, de esta manera se localizan fallas de colaminado en las placas. El tamaño y posición de estas ampollas puede resultar en el rechazo de las placas.

Luego del blíster test, las placas fueron sometidas a la laminación en frío que consistió en una única pasada de laminación hasta obtener el espesor requerido. Finalmente, se cortaron las placas según las dimensiones deseadas.

2.6 Ensayo de plegado

El ensayo de plegado es otra de las instancias de control de las placas. Las placas combustibles contienen un núcleo cuya posición se determina al realizar una radiografía. Considerando la posición del núcleo se determina precisamente el corte de la placa para ajustarla a las dimensiones requeridas. Los recortes resultantes se pliegan repetidamente a lo largo de la tira. De esta manera, se exige al material de tal manera que, si el colaminado no es correcto, las tapas se separan del marco y la placa se rechaza. Si a lo largo de la tira las tapas y el marco se mantienen unidos se considera que el colaminado fue completo.



Figura 30: Ensayo de plegado aprobado (arriba) y rechazado (abajo)

2.7 Ensayo de tracción

Los recortes de las placas 1 y 2 bis de la sección 2.5 se aprovecharon para fabricar probetas de tracción, las mismas se extrajeron en sentido longitudinal respecto a la dirección de laminación. Estas probetas fueron mecanizadas según las dimensiones requeridas en la norma ASTM E 8M-04 (Fig. 31) y enviadas al Departamento de Caracterización y Fractomecánica para la realización del ensayo.

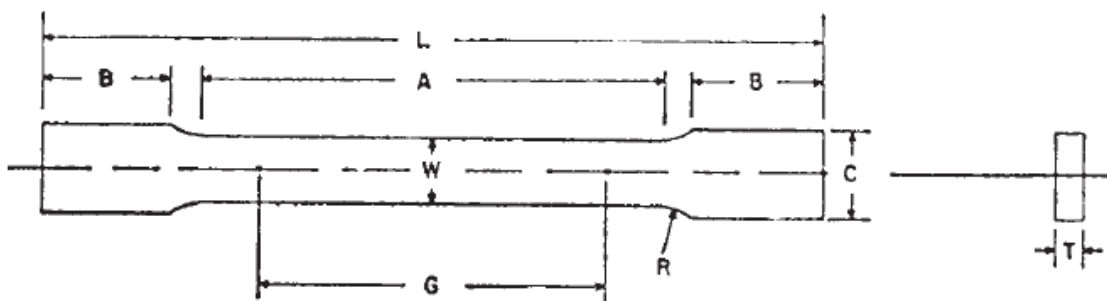


Figura 31: Plano de la probeta de tracción.

$G=200\text{ mm}$, $W=40\text{ mm}$, $R=25\text{ mm}$, $L=450\text{ mm}$, $A=225\text{ mm}$, $B=75\text{ mm}$, $C=50\text{ mm}$.

Se ensayaron tres probetas de cada placa, las mismas se colocaron en la máquina de tracción y se instrumentaron con extensómetro para la recolección de datos de la deformación. Luego de fijar correctamente las probetas se les aplicó una carga uniaxial hasta la rotura del material. El ensayo se realizó a temperatura ambiente (21°C) y la velocidad de ensayo fue de 0,9 mm/min hasta que se superó el límite de fluencia (0,2% de deformación) y luego se aumentó la velocidad a 6 mm/min. A partir de los datos obtenidos se realiza la curva de tracción y se obtienen los valores de tensión de fluencia (σ_{YS}), resistencia a la tracción (σ_{UTS}) y deformación total a la rotura.

2.8 Decapado y rugosidad superficial

Los marcos y las tapas de aluminio cuentan con una capa superficial de óxido y restos aceite de lubricación de la laminadora que deben ser eliminados antes de formar el conjunto. Si no se elimina, puede afectar a la unión entre el marco y las tapas. El procedimiento normal de decapado para los elementos combustibles del RA-10 es el siguiente:

1. Ataque químico durante 50 s con hidróxido de sodio (NaOH) al 10% a 70°C.
2. Enjuague en agua a 70°C y luego en agua a temperatura ambiente.
3. Pasivado durante 120 s con ácido nítrico (HNO₃) con una concentración de 40% a temperatura ambiente.
4. Enjuague en agua a 70°C y luego en agua a temperatura ambiente.
5. Ataque químico durante 30 s con hidróxido de sodio (NaOH) al 10% a 70°C.
6. Se repiten pasos 2, 3 y 4.

Debido a que la aleación AA 5052 presenta diferente respuesta al tratamiento de decapado respecto a la AA 6061, se realizaron pruebas para encontrar las condiciones de decapado adecuadas para la nueva aleación y así poner a punto el proceso de fabricación. Con este fin, se fabricaron 3 marcos, 6 tapas y 3 muestras de 25 mm x 25 mm. Se aplicó la secuencia de decapado descrita anteriormente reduciendo la concentración del ácido nítrico a 20% m/v y para cada grupo (tapa, marco, muestra) se modificaron los tiempos de ataque químico (Tabla 9). Los tiempos de pasivado se mantuvieron en 120 s.



Figura 32: Grupo de tapas, marco y muestra dispuestos para el tratamiento de decapado

Tabla 9: *Tiempos de ataque químico*

	1er ataque (s)	2do ataque (s)
Grupo DEC 1	60	40
Grupo DEC 2	60	60
Grupo DEC 3	80	60

Se midió la rugosidad de las muestras con un rugosímetro ST210 marca Mitutoyo. En este dispositivo de medición la rugosidad se expresa en tres parámetros: rugosidad media aritmética (R_a) que es el promedio aritmético de las desviaciones absolutas del perfil respecto a la línea media; rugosidad cuadrática media (R_q) que es la raíz cuadrada de la media de los cuadrados de las desviaciones del perfil; y altura media de perfil de cinco puntas (R_z) que es el promedio de la distancia pico-valle de las cinco crestas más altas y cinco valles más profundos.

Las tapas y el marco de cada grupo se usaron para formar tres conjuntos (DEC 1, DEC 2 Y DEC 3). Los bordes de los conjuntos se soldaron parcialmente para permitir el escape de gases como se ilustra en la Fig. 28 donde se representa la soldadura en celeste. Los conjuntos fueron laminados y cortados de la misma manera que se describe en la sección 2.5. Los recortes se aprovecharon para realizar el ensayo de plegado y el ensayo de grano compartido, y las muestras de 25 mm x 25 mm se llevaron al microscopio de barrido electrónico para evaluar la superficie.

2.9 Grano compartido

En este ensayo el objetivo es analizar si hubo unión metalúrgica entre marco y tapa. Para esto, los recortes de los conjuntos DEC 1, DEC 2 y DEC 3 se incluyeron en resina acrílica y se realizó la preparación metalográfica detallada en la sección 2.3. El ataque químico revela los bordes de grano y las interfases entre el marco y las tapas. Si los bordes de grano revelan que un mismo grano está a ambos lados de la línea de interfase se considera “grano compartido”, indicando que hubo unión metalúrgica entre las dos partes. Si no hay grano compartido, el grano se ve de un solo lado y es “cortado” por la línea de interfase. Si a lo largo de la longitud interfacial observada hay más de 40% de grano compartido la placa se considera aprobada.

2.10 Fabricación de mini placas con núcleo de uranio depletado

En esta sección es pertinente recordar que, durante todo el proceso, se acataron de forma estricta todas las normativas y protocolos de seguridad, asegurando un entorno controlado en cada etapa. Asimismo, cabe destacar que, en mi calidad de estudiante, mi intervención se limitó exclusivamente a observar, registrar los datos y analizarlos. La manipulación de material radiactivo quedó

bajo la responsabilidad del personal licenciado y expresamente autorizado por la Autoridad Regulatoria Nuclear (ARN).

Se usaron las tapas y los marcos fabricados en la sección 2.5 para formar dos conjuntos nuevos. Las condiciones de decapado de las tapas y los marcos se mantuvieron iguales a las detalladas en dicha sección. En este caso, los marcos fueron llevados a una punzadora con la que se realizó un orificio en los mismos. Al realizar el armado de los conjuntos se dispuso el marco sobre una de las tapas, en el orificio del marco se ubicó cuidadosamente un núcleo que consiste en una mezcla de polvos compactados de aluminuro de uranio depletado y aluminio de 99,5% de pureza y se colocó la otra tapa. Una vez armado el conjunto se realizó la soldadura parcial de la misma manera que se detalla en la sección 2.5. Los conjuntos fueron llevados al horno durante 1 hora a una temperatura entre 425°C y 500°C. Pasado este tiempo se inició la laminación en caliente de los conjuntos. Luego de la laminación en caliente se aplicó un recocido total a las placas con el fin de aliviar tensiones. Además, en este caso con núcleo de aluminuro, el tratamiento térmico promueve la transformación alotrópica de UAl_2 a UAl_3 y UAl_4 (Anexo 3), transformación que viene acompañada por deformación en la mini placa. El tratamiento térmico consistió en ingresarlas al horno durante una hora a la temperatura de laminación y mantenerlas en el horno apagado hasta el día siguiente asegurando un enfriamiento lento y controlado. Luego, se realizó el blister test y se continuó con la laminación en frío y enderezado de las placas. Se recortaron los bordes y se tomó una radiografía a las placas combustibles. La radiografía es uno de los pasos de control ya que permite identificar partículas fuera del núcleo y evaluar la homogeneidad del mismo. Además, permite evaluar la posición del núcleo y así se determinar precisamente el corte a realizar. Finalmente, se realizó el corte final, las dimensiones se ajustaron a una “mini placa” usada en pruebas de desarrollo.

2.11 Metalografía de dogboning

Uno de los ensayos de control de las placas es la metalografía de dogboning en el cual se evalúa el engrosamiento del núcleo en la zona de dogboning. Debido a que éste es un ensayo destructivo no se puede aplicar a la totalidad de las placas, se elige de manera aleatoria una de cada 100 placas y se le realiza el ensayo.

El personal autorizado cortó la mini placa 1 fabricada en la sección 2.10. El corte se realizó en el sentido transversal a la mini placa y en el centro de la misma. Se tomaron 3 muestras, una del medio y una en cada extremo del núcleo, donde se forma el dogboning. Las muestras se incluyeron en resina acrílica y se realizó la preparación metalográfica detallada en la sección 2.3. Se tomaron mediciones de las imágenes obtenidas con Image J. Se midió el espesor de núcleo y el espesor mínimo de cladding en las tres zonas mencionadas. A partir de estos datos se calculó el porcentaje de engrosamiento del núcleo.

3 Resultados y discusiones

3.1 Composición química

3.1.1 ICP óptico y espectrómetro de chispa

Los resultados de la composición química varían según la técnica empleada, pues cada método toma muestras de distinta naturaleza. Algunos métodos se consideran superficiales porque analizan únicamente un volumen reducido de la muestra. La espectroscopía de emisión óptica con plasma inducido (ICP Óptico) disuelve por completo la muestra en una solución, lo que permite analizar el 100 % de la muestra. En cambio, en la espectrometría de chispa, la energía incide sobre una zona limitada de la superficie, de modo que el análisis refleja exclusivamente la composición de esa región. En la Tabla 10 se comparan los resultados obtenidos por ICP óptico y por espectrómetro de chispa.

Tabla 10: Composición química de AA 5052

Elemento	Especificación	ICP Óptico	Espectrómetro
Mg (%)	2,2-2,8	$2,4 \pm 0,2$	2,22
Si (%)	<0,25	$0,100 \pm 0,020$	0,119
Cu (%)	<0,1	$0,023 \pm 0,002$	0,0219
Cr (%)	0,15-0,35	$0,141 \pm 0,014$	0,179
Fe (%)	<0,4	$0,261 \pm 0,026$	0,277
Zn (%)	<0,1	$0,024 \pm 0,002$	0,0132
Mn (%)	<0,1	$0,049 \pm 0,005$	0,0466
Hf (ppm)	-	<5	0,0510
B (ppm)	-	$12,7 \pm 1,3$	15
Co (ppm)	-	<5	<5
Cd (ppm)	-	<5	10
Li (ppm)	-	<5	3

3.1.2 Microscopio de barrido electrónico y EDS

El análisis de composición química por EDS considera un volumen de $1\ \mu\text{m}^3$ en la zona donde impacta el haz. A continuación, se muestran dos de los resultados obtenido con el EDS, uno haciendo la medición sobre la matriz (Fig. 33) y otro tomando la medición sobre un precipitado (Fig. 34), los resultados restantes se incluyen en los anexos.

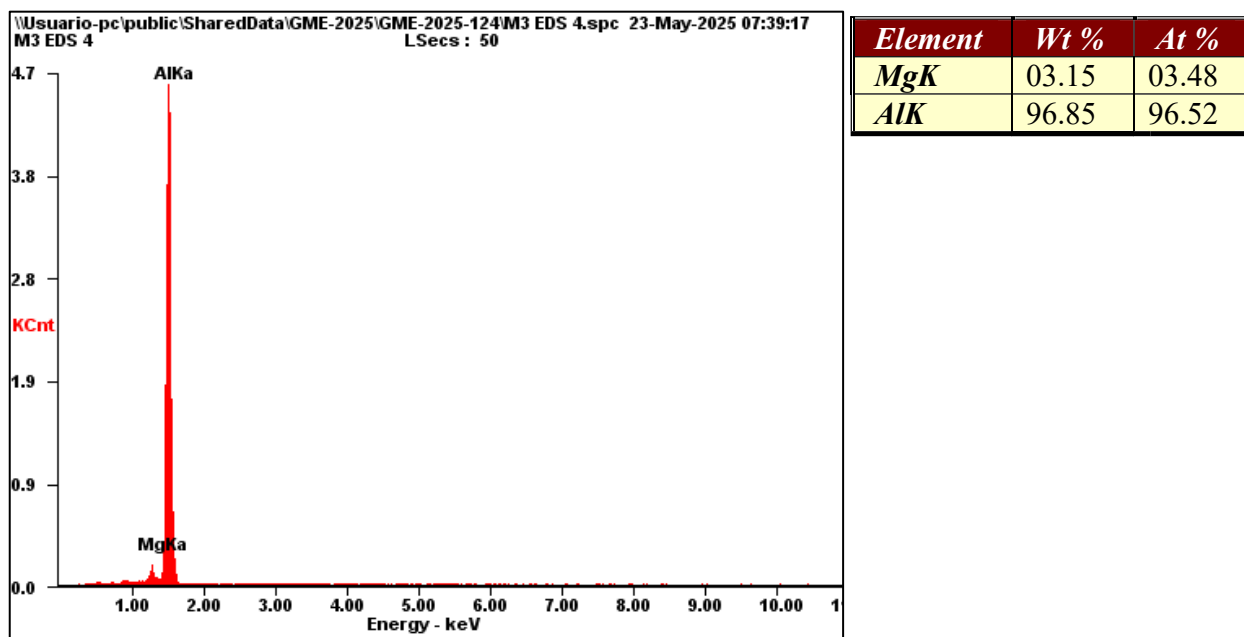


Figura 33: Resultados obtenidos del análisis EDS en la matriz.

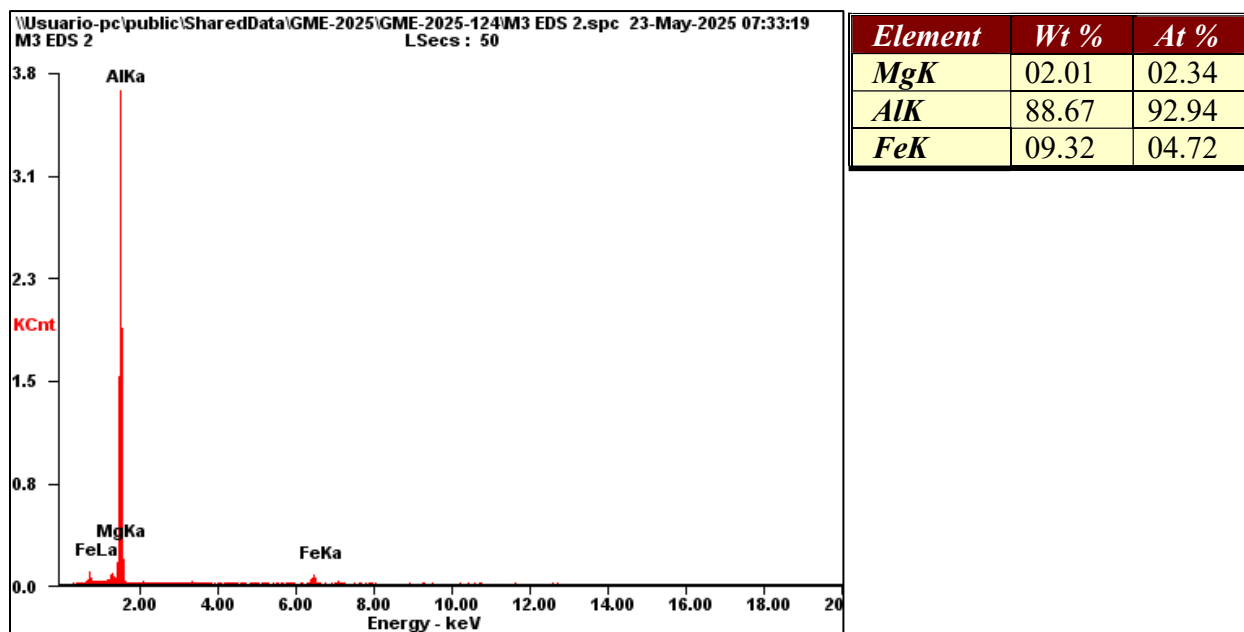


Figura 34: Resultados obtenidos del análisis EDS en un precipitado.

En el análisis EDS, además de aluminio, se encontraron elementos como Mg, Fe, Si C y O, entre otros. Estos elementos coinciden con los elementos de los precipitados mencionados en bibliografía, como Al_3Mg_2 , Al_3Fe , $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ y Mg_2Si . Además, la presencia de O puede deberse a la capa de óxido presente en las muestras sin decapar. Este análisis es cualitativo, no brinda una composición exacta de la muestra, por lo que la composición de los precipitados debe comprobarse mediante otro método.

Seguidamente se muestran las imágenes SEM del material en distintas etapas del proceso de fabricación. En la materia prima (Fig. 35) se observan precipitados de entre 2-4 μm de tamaño. Luego de la laminación (Fig. 36) los precipitados se aprecian más redondeados y su tamaño se reduce a 0,5-2 μm . De la misma manera, luego de la segunda laminación (Fig. 37) los precipitados se reducen aún más, con tamaños entre 0,4-0,7 μm . Los precipitados no se observan alargados luego de la laminación ya que los mismos son indeformables.

El material en estado laminado presenta una superficie lisa, con precipitados y algunos defectos como fisuras superficiales resultantes de la exigente deformación a la que fue sometido. Sin embargo, luego del decapado, la superficie adquiere un aspecto rugoso con hoyuelos generados por el desprendimiento de precipitados y se observan algunos precipitados aún presentes. Al comparar las mediciones, se destaca que el tamaño de los hoyuelos aumenta cuando el decapado es más intenso, este análisis se detallará en la sección 3.7. Es posible que, durante la laminación, los gases ocluidos se ubiquen en los hoyuelos y generen ampollas, pero esto debe ser estudiado con más ensayos.

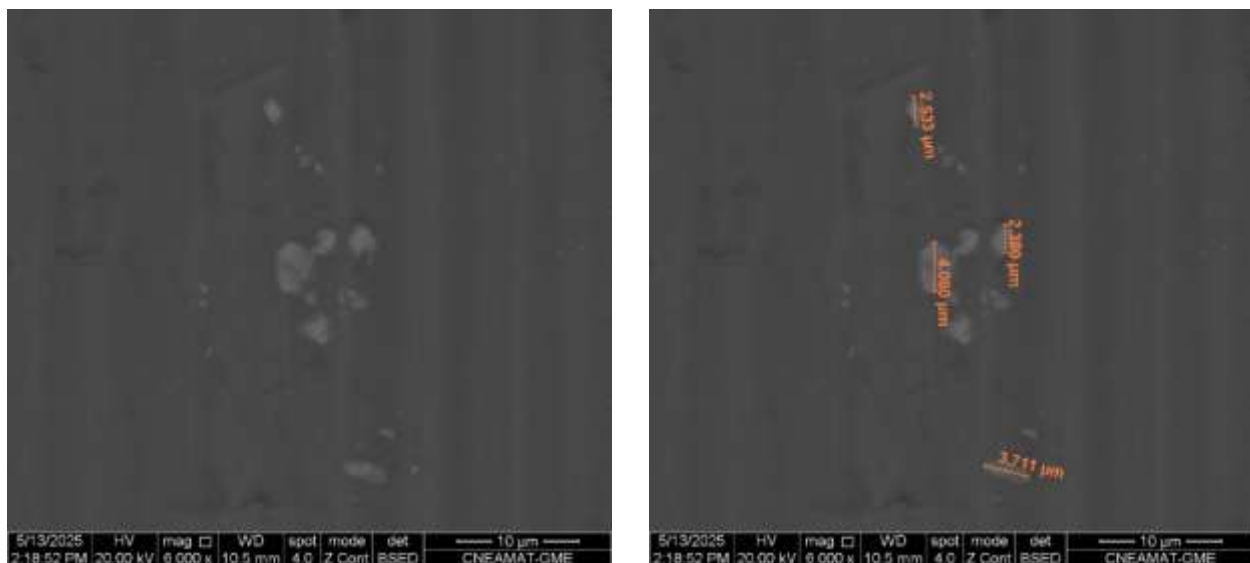


Figura 35: Materia prima

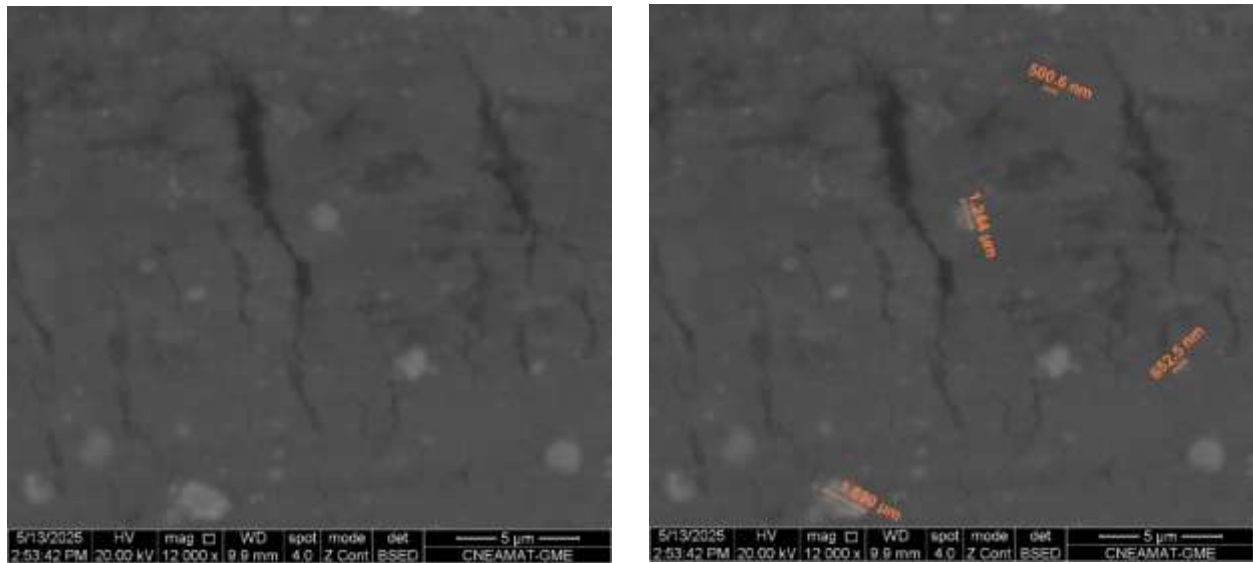


Figura 36: Tapa y marco

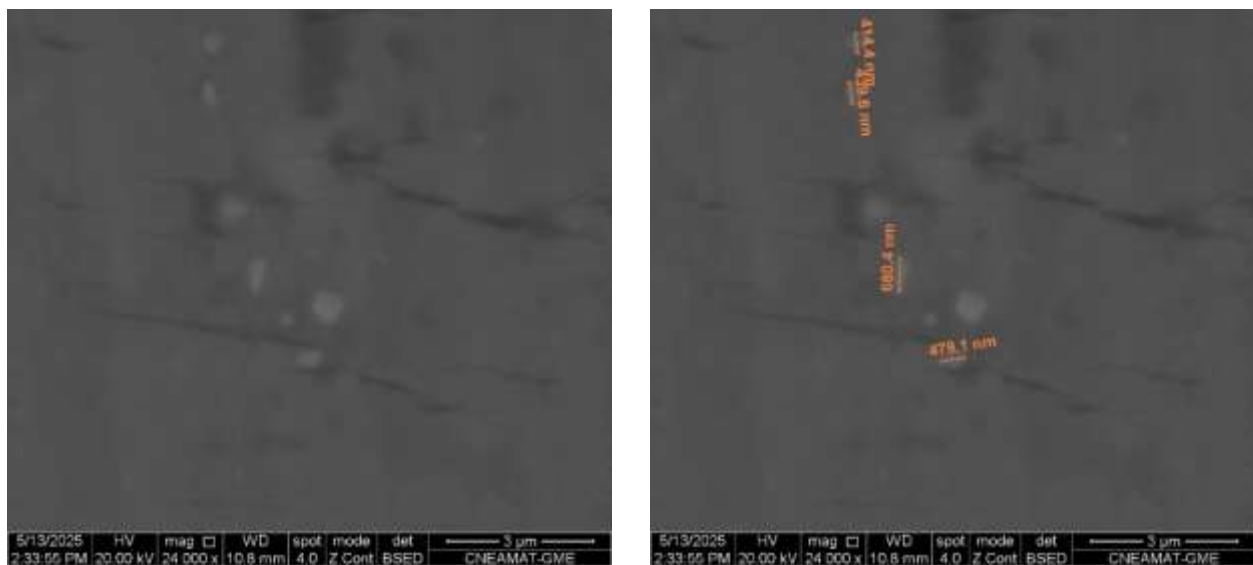


Figura 37: Conjunto laminado

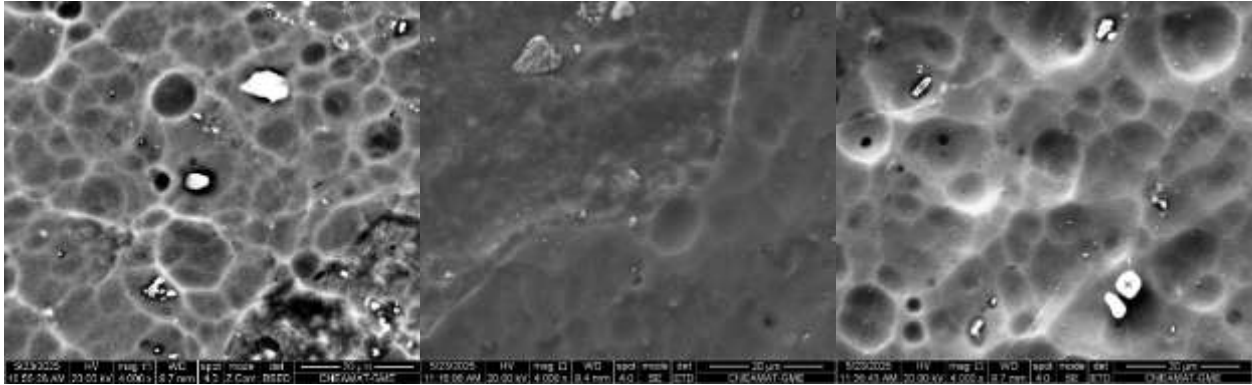


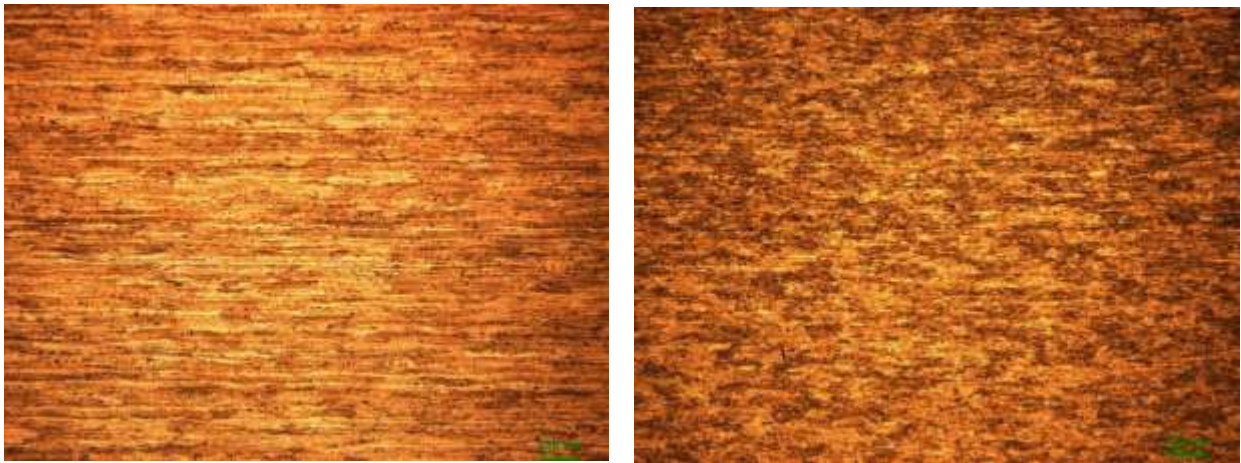
Figura 38: Decapado 1

Figura 39: Decapado 2

Figura 40: Decapado 3

3.2 Evaluación de la microestructura del material

Se comparó la microestructura de la materia prima en sentido longitudinal y transversal al sentido de laminación (Fig. 41). En sentido longitudinal se observan granos más grandes y alargados comparado al sentido transversal, demostrando la gran deformación de los granos durante la laminación de la chapa. Luego de la primera laminación (Fig. 42), los granos resultan significativamente más grandes y no tan alargados. Además, no se observa tanta diferencia entre el sentido longitudinal y transversal. Esto se debe a que durante la laminación en caliente y durante el recocido se activan mecanismos de recuperación del material como recrystalización y crecimiento de grano.



*Figura 41: Materia prima con 50x de aumento.
Sentido longitudinal (izquierda) y transversal (derecha)*

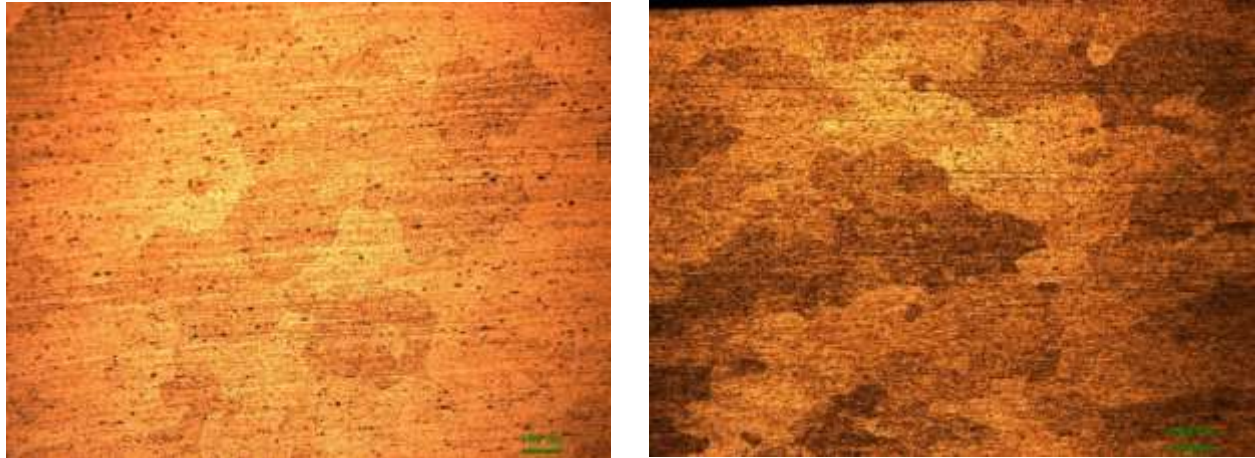


Figura 42: Marco laminado con 50x de aumento
Sentido longitudinal (izquierda) y transversal (derecha)

Por otro lado, al usar luz polarizada se observó que los precipitados polarizan la luz a diferencia de la matriz de aluminio que, por la simetría de la estructura FCC no polariza la luz. Al comparar el material antes y después de la laminación (Fig. 43 y 44) se observa que la cantidad de precipitados disminuye significativamente.

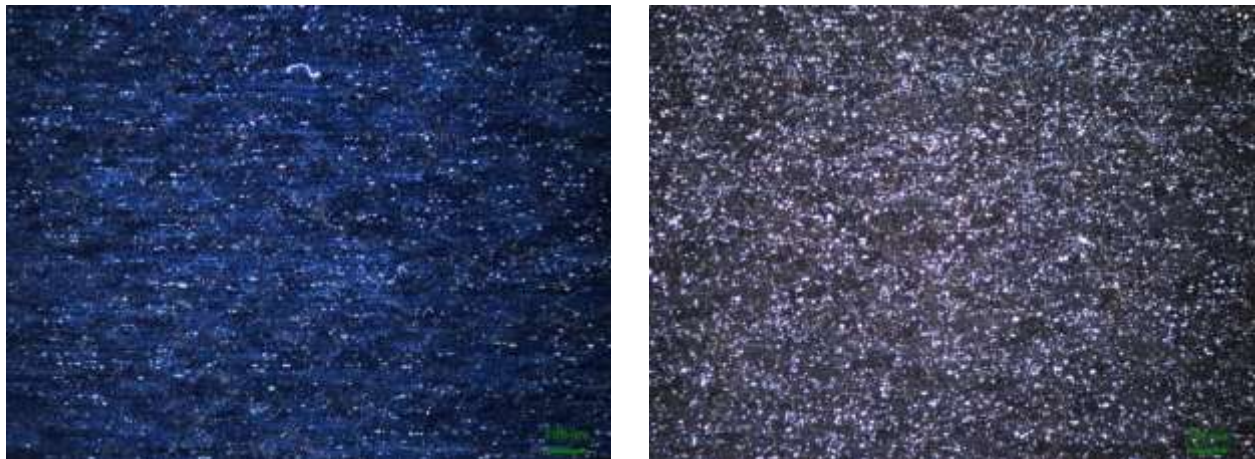


Figura 43: Materia prima con luz polarizada.
Sentido longitudinal 50x (izquierda) y sentido transversal 100x (derecha)

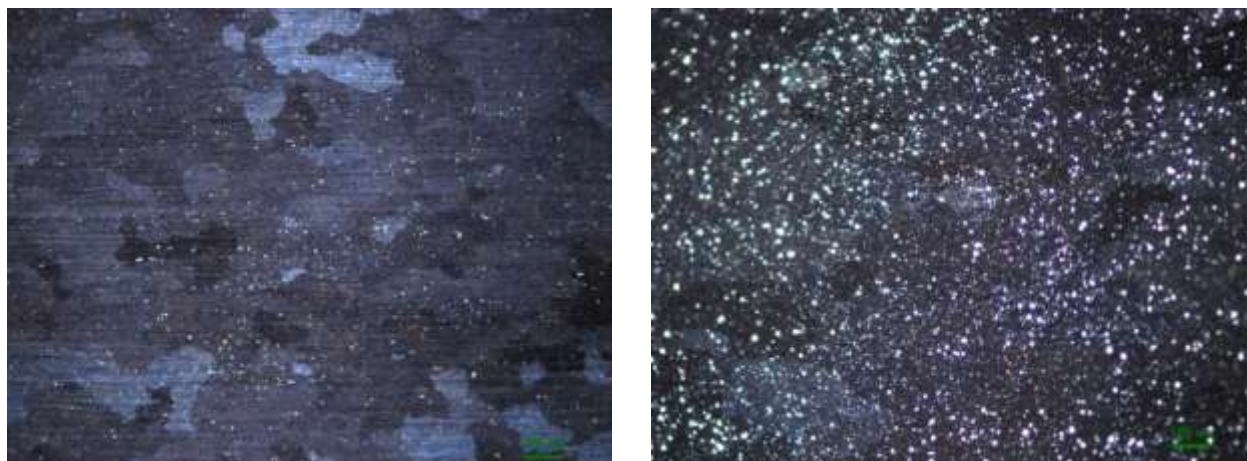


Figura 44: Marco laminado con luz polarizada
Sentido longitudinal 50x (izquierda) y sentido transversal 100x (derecha)

3.3 Ensayo de corrosión generalizada

Luego del ensayo, el material se ve deteriorado en la zona donde hubo flujo de agua (Fig. 45).



Figura 45: Probetas antes y después del ensayo de corrosión generalizada

Al comparar los resultados del espesor de la capa de óxido en AA 5052 (Fig. 46) y en AA 6061 (Fig. 47) se observa que la capa de óxido es menor en el caso de AA 6061. Esto es contrario al resultado esperado ya que, en general, las aleaciones de la serie 5000 presentan mejor resistencia a la corrosión que las de la serie 6xxx. Por ejemplo, en una experiencia anterior se realizó el mismo ensayo con AA 5754 y AA 6061 y, en dicha experiencia, la AA 5754 resultó con mayor resistencia a la corrosión (Fig. 48 y 49). Se detectaron anomalías en las condiciones del ensayo, como incoherencias en el espesor de la capa de óxido y mal funcionamiento de una termocupla. Por este motivo, se recomienda repetir el ensayo para obtener resultados más confiables y poder llegar a una conclusión.

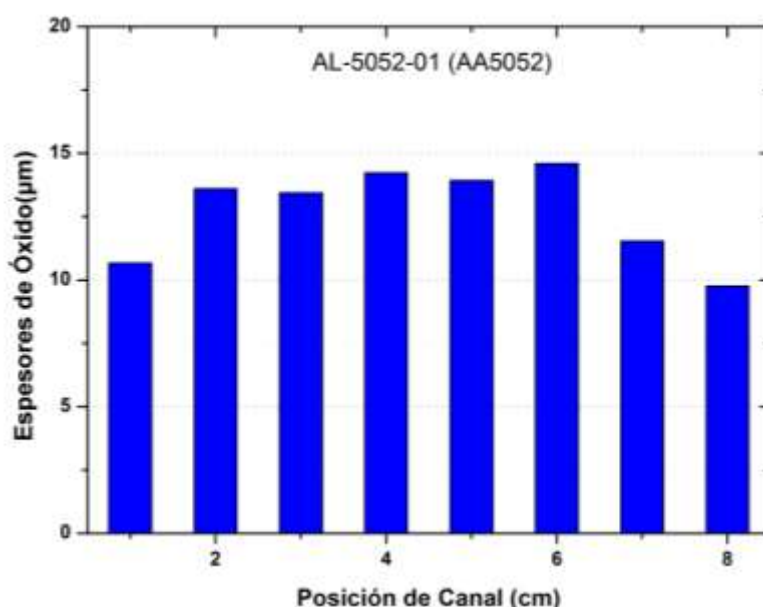


Figura 46: Espesor de la capa de óxido en AA 5052 (32)

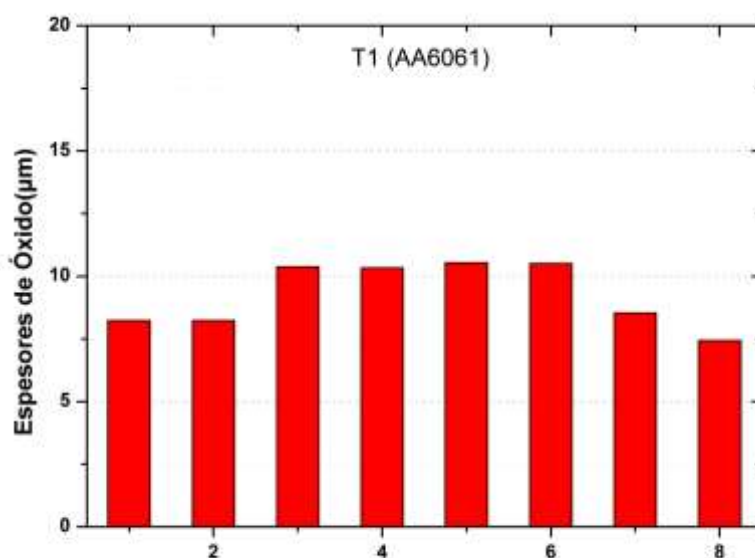


Figura 47: Espesor de la capa de óxido en AA 6061 (32)

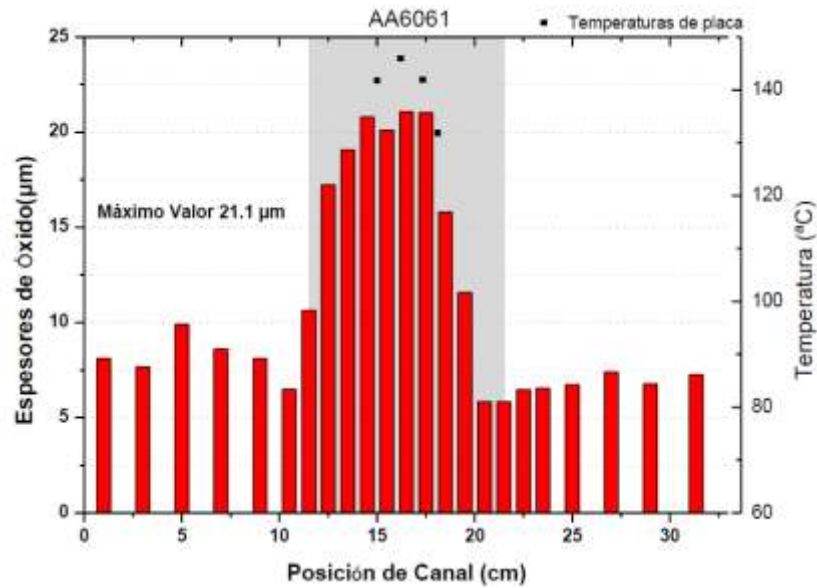


Figura 48: Espesor de la capa de óxido en AA 6061 experiencia anterior(32)

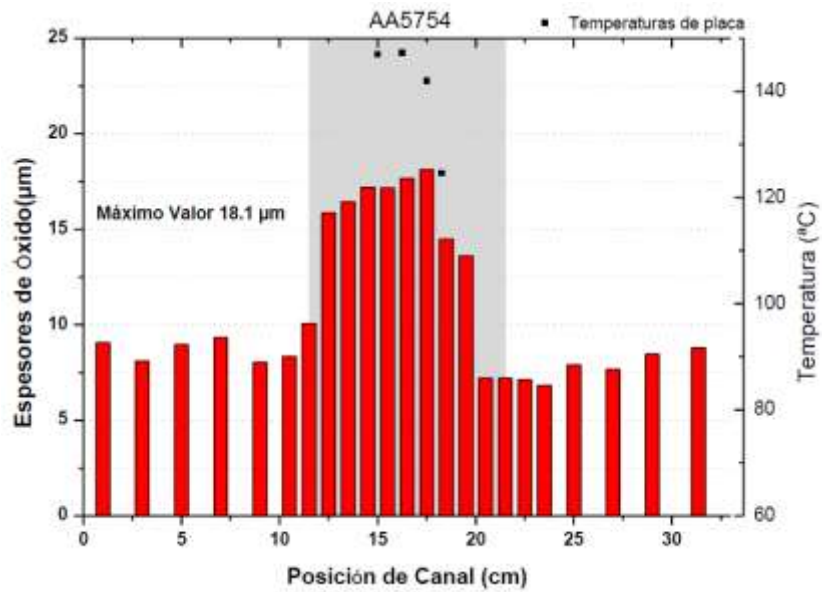


Figura 49: Espesor de la capa de óxido en AA 5754 experiencia anterior (32)

3.4 Fabricación de placas “dummy”

Durante la laminación en caliente, se observó que la fuerza separatriz entre rodillos resulta aproximadamente 50% mayor para el AA 5052 que para el AA 6061 laminado en la misma secuencia (Tabla 11). De esa manera se comprueba que la AA 5052 tiene mayor resistencia a la temperatura de laminación, esto es necesario para mitigar el efecto de dogboning en la placa.

Tabla 11: Fuerza separatriz de los rodillos durante la laminación en caliente.

Pasada	Fuerza separatriz (lbs)	
	AA 5052	AA 6061
1	24000	13000
2	28000	17000
3	32000	19000
4	34000	24000
5	42000	29000
6	43000	31000
7	41000	27000
8	33000	24000

Luego de la laminación en caliente se realizó la inspección visual de las placas (Fig. 50). Al realizar el blister test, se observa que la placa 1 tiene ampollas más grandes que la placa 2 (Fig. 51 y 52). En todos los casos, las ampollas se encontraron en los bordes de las placas, lo que indica que la presencia de estas ampollas puede deberse a porosidad generada en el cordón de soldadura.

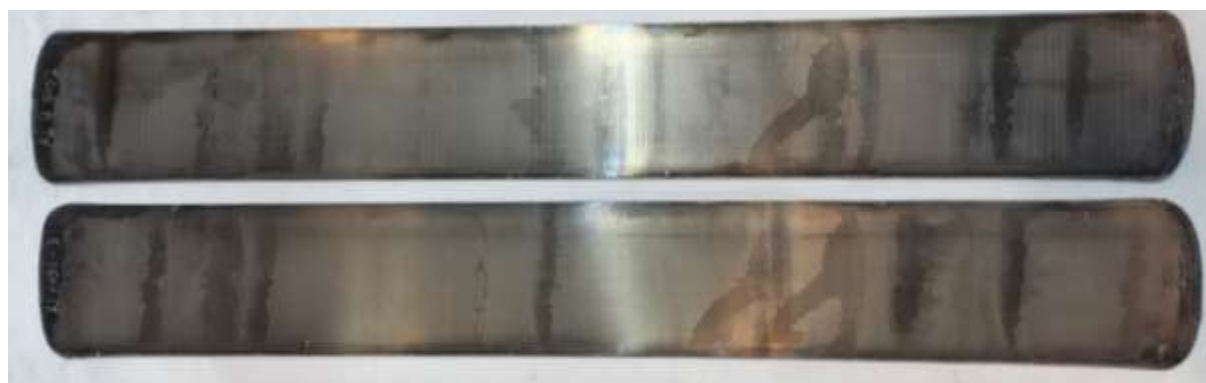


Figura 50: Placas 1 y 2 laminadas



Figura 51: Blister test en placa 1

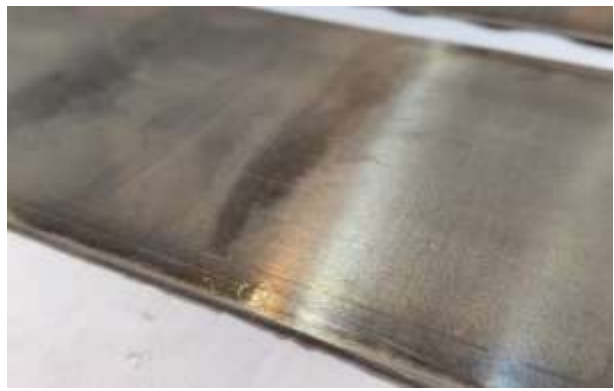


Figura 52: Blister test en placa 2

Luego de la laminación en frío y el corte con guillotina se observó que la placa 2 no colaminó correctamente (Fig. 54). Si bien la placa 1 aparentemente colaminó correctamente (Fig. 53) esto debe ser confirmado posteriormente con un ensayo de plegado.



Figura 53: Detalle de la placa 1



Figura 54: Detalle de la placa 2

3.5 Ensayo de plegado

El ensayo de plegado demostró que la placa 1 colaminó correctamente (Fig. 55) y la placa 2 no (Fig. 56). Como se mencionó anteriormente, se fabricó una placa 2 bis como reemplazo de la placa 2 ya que la misma arrastraba defectos por inconvenientes en su fabricación. Al realizar el ensayo

en la placa 2 bis se obtuvo un buen resultado (Fig. 57), de manera que la falla de la placa 2 se puede atribuir a una complicación durante la laminación y no a la condición de soldadura parcial.



Figura 55: Ensayo de plegado en placa 1



Figura 56: Ensayo de plegado en placa 2



Figura 57: Ensayo de plegado en placa 2 bis

3.6 Ensayo de tracción

Se realizó el ensayo de tracción según la norma ASTM E 8M-04 a tres probetas de la placa 1 y tres probetas de la placa 2 bis. De las 6 probetas ensayadas, 2 rompieron fuera del 50% medio, motivo por el cual los ensayos se consideraron inválidos. A continuación, se presenta una de las curvas de tracción obtenidas (Fig. 58). En la Tabla 12 se presentan las propiedades obtenidas de los ensayos válidos junto al promedio de las mismas. Seguidamente, se muestran las curvas de tracción (Fig. 59 y 60) y los resultados obtenidos (Tabla 13 y 14) en ensayos de tracción en AA 5754 y AA 6061 previamente realizados por el personal del ECRI.

Al analizar los resultados se observa que tanto la AA 5052 como la AA 5754 presentan mayor tensión de fluencia, mayor resistencia a la tracción y mayor elongación en comparación a la AA 6061. Esto es debido a que, en la serie 5xxx, se combina el endurecimiento por solución sólida con el endurecimiento por trabajado en frío. De esta manera se obtiene mayor resistencia que en la 6061 cuyo mecanismo principal de endurecimiento es el de precipitación de partículas submicroscópicas. Además, al ser termotratable, la AA 6061 presenta mayor ablandamiento al ser sometido a alta temperatura. De todas maneras, la especificación de RA-10 exige una tensión de fluencia mayor a 90 MPa, lo que se cumple con las tres aleaciones.

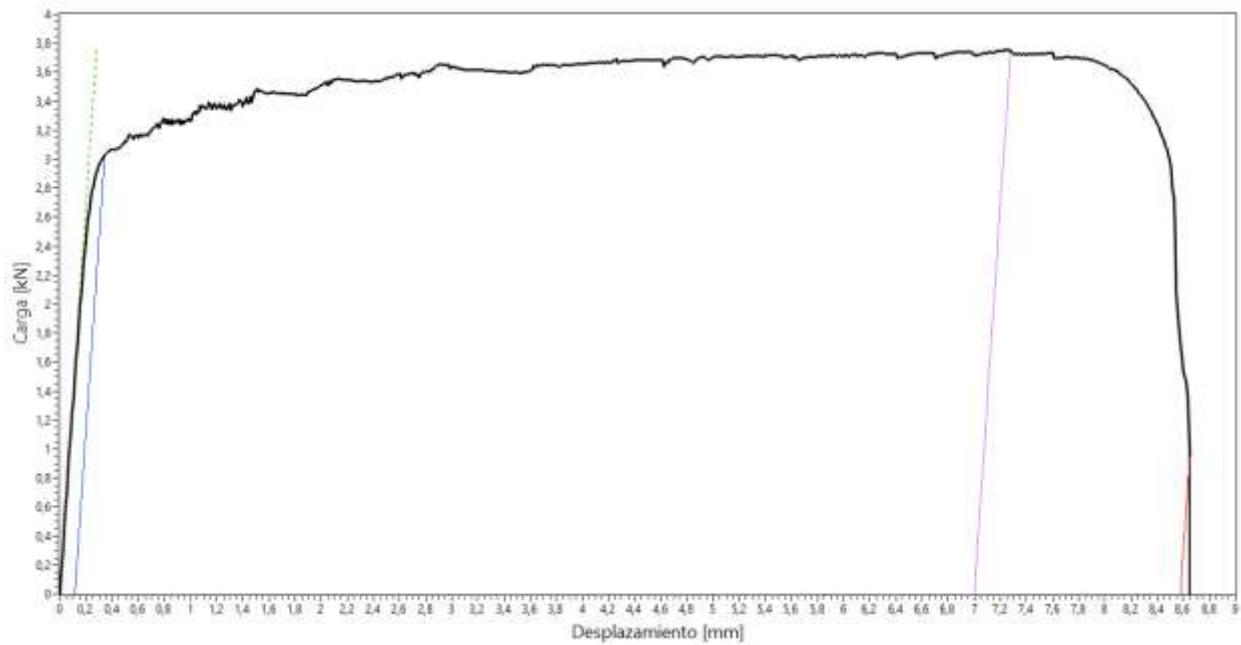


Figura 58: Curva de tracción AA 5052

Tabla 12: Resultados obtenidos de los ensayos de tracción en AA 5052

AA 5052	Tensión de fluencia σ_{YS} (MPa)	Resistencia a la tracción σ_{UTS} (MPa)	Elongación (%)
1	161,34	198,20	15,05
	161,69	195,26	14,82
2bis	139,85	184,01	19,50
	140,36	189,64	17,26
Promedio	150,81	191,78	16,66

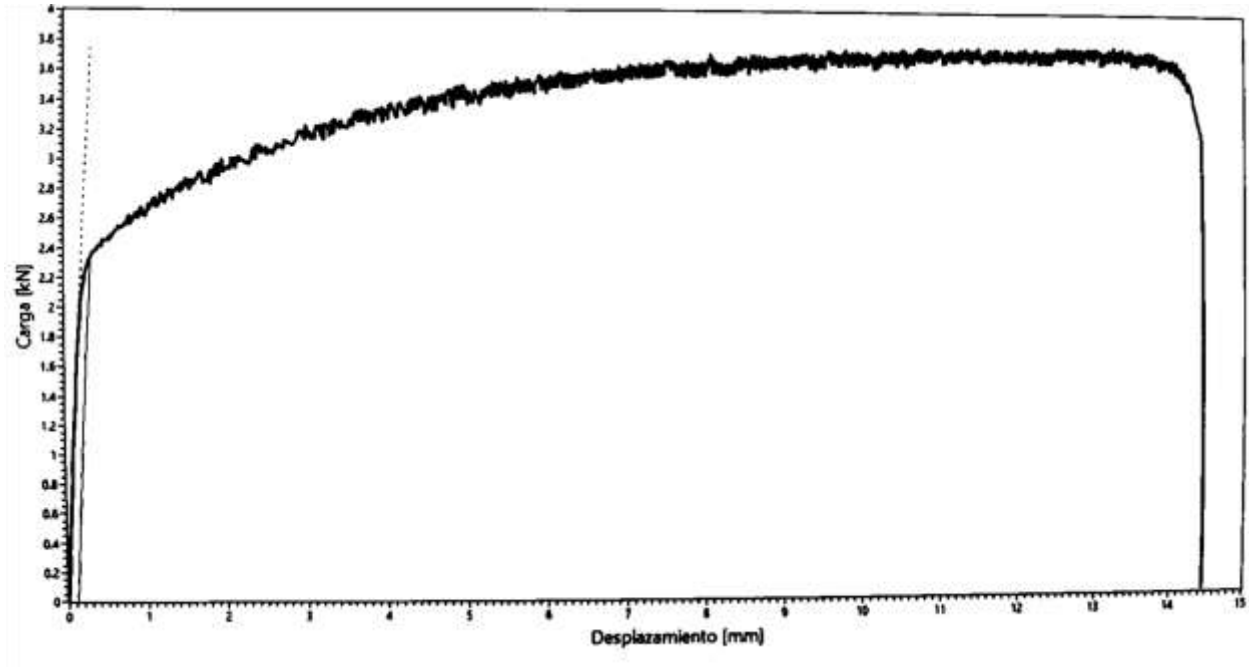


Figura 59: Curva de tracción AA 5754

Tabla 13: Resultados obtenidos de los ensayos de tracción de AA 5754

AA 5754	Tensión de fluencia σ_{YS} (MPa)	Resistencia a la tracción σ_{UTS} (MPa)	Elongación (%)
1	140,00	138,92	23,10
2	139,21	219,19	23,22
3	140,99	224,98	23,56
Promedio	140,07	194,36	23,29

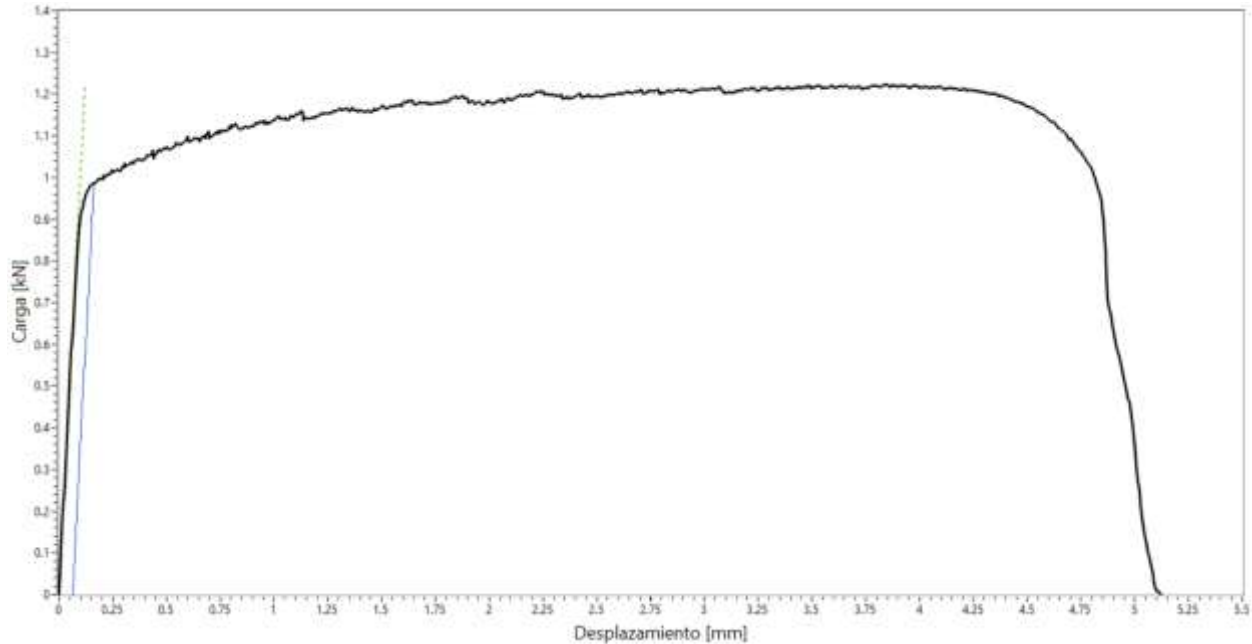


Figura 60: Curva de tracción de AA 6061

Tabla 14: Resultados obtenidos de los ensayos de tracción en AA 6061

AA 6061	Tensión de fluencia σ_{YS} (MPa)	Resistencia a la tracción σ_{UTS} (MPa)	Elongación (%)
1	115,89	147,66	20,78
2	119,97	143,63	12,09
3	120,87	149,89	17,31
4	120,53	143,45	9,94
Promedio	119,315	146,1575	15,03

3.7 Decapado y rugosidad superficial

En la Tabla 15 se comparan los resultados de rugosidad obtenidos en las muestras con distintas condiciones de decapado. Se observa que la rugosidad aumenta con un decapado más intenso, es decir, más tiempo de ataque. Antes del decapado, la superficie laminada es lisa y presenta fisuras (Fig. 61). Luego del decapado, algunos precipitados continúan adheridos a la superficie y algunos se desprenden dejando hoyuelos en su lugar (Fig. 62, 63 y 64). El tamaño de estos hoyuelos aumenta a medida que el decapado es más intenso, lo que se correlaciona con la tendencia observada en las mediciones de rugosidad mencionadas.

Tabla 15: Rugosidad superficial con distintos decapados

	Ra	Rq	Rz
AA 5052 DEC 1	0,389	0,482	2,227
AA 5052 DEC 2	0,391	0,499	2,320
AA 5052 DEC 3	0,442	0,549	2,579

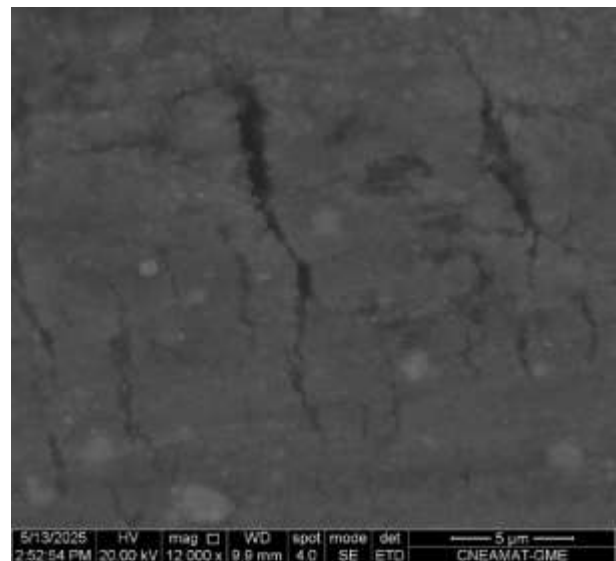
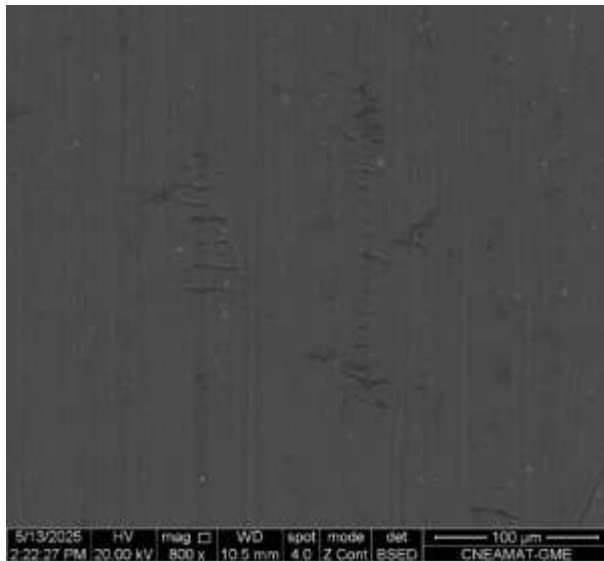


Figura 61: Imagen SEM de la materia prima (izquierda) y en estado laminado (derecha)

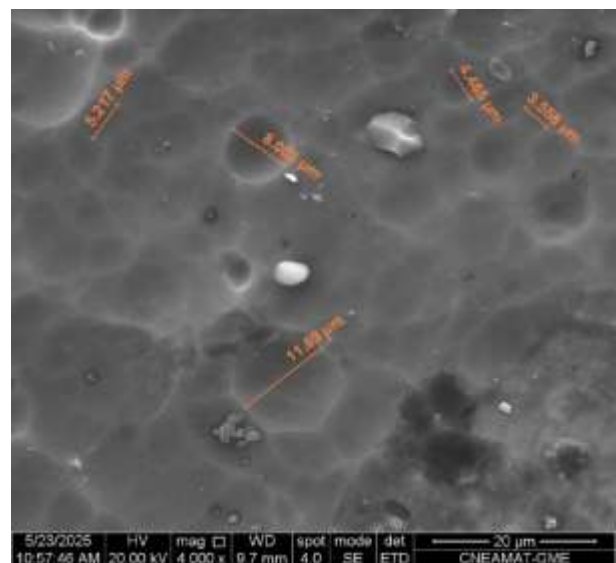
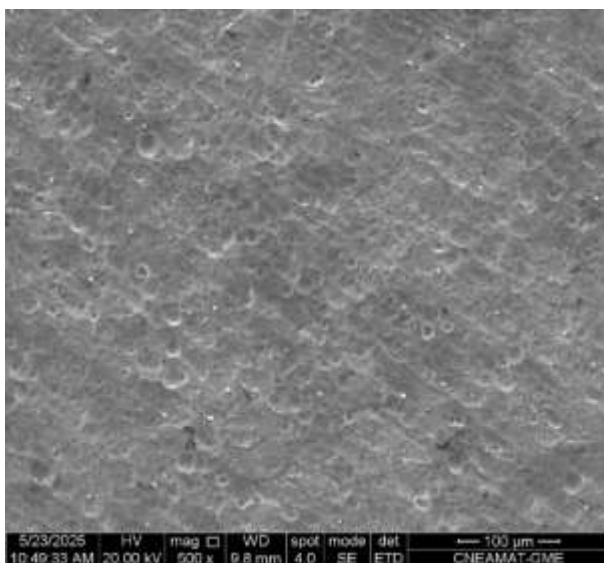


Figura 62: Imágenes SEM de AA 5051 DEC 1

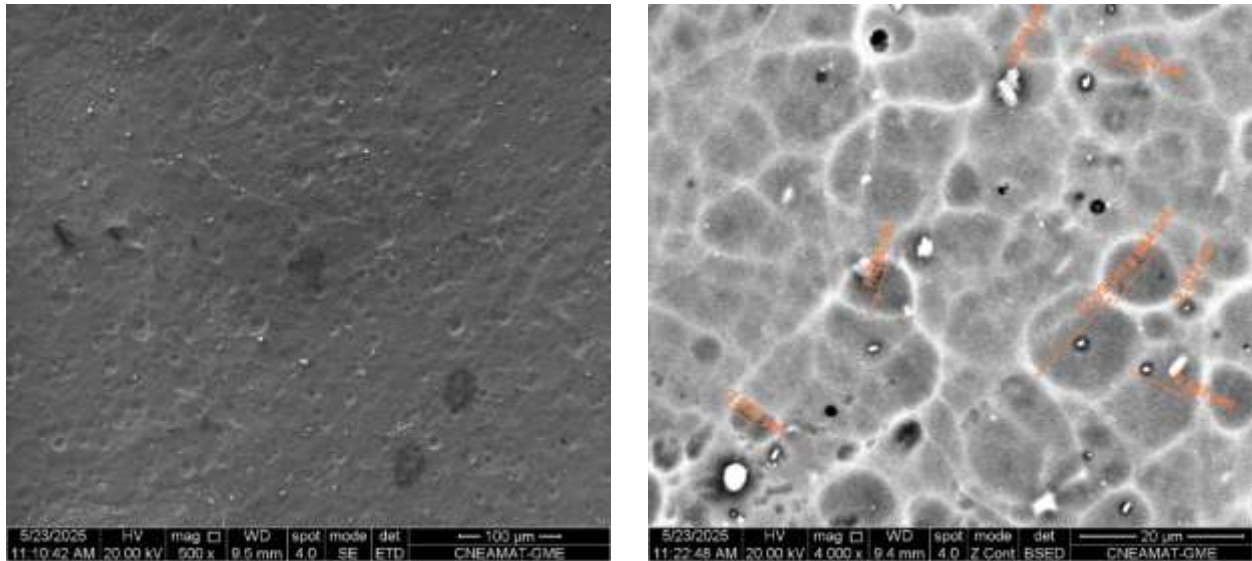


Figura 63: Imágenes SEM de AA 5052 DEC 2

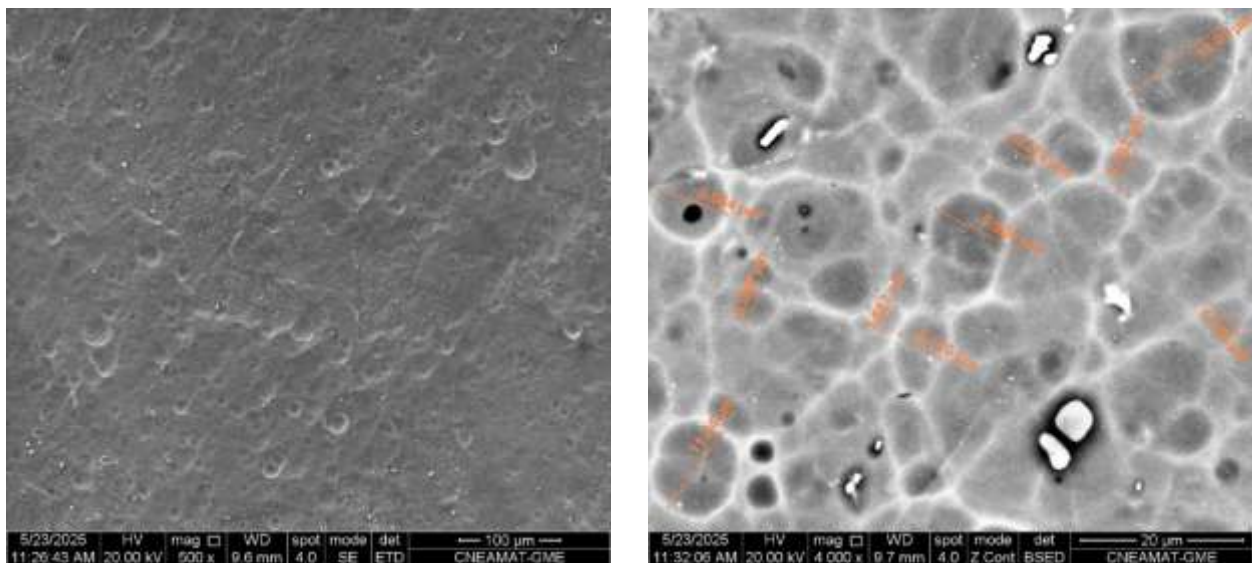
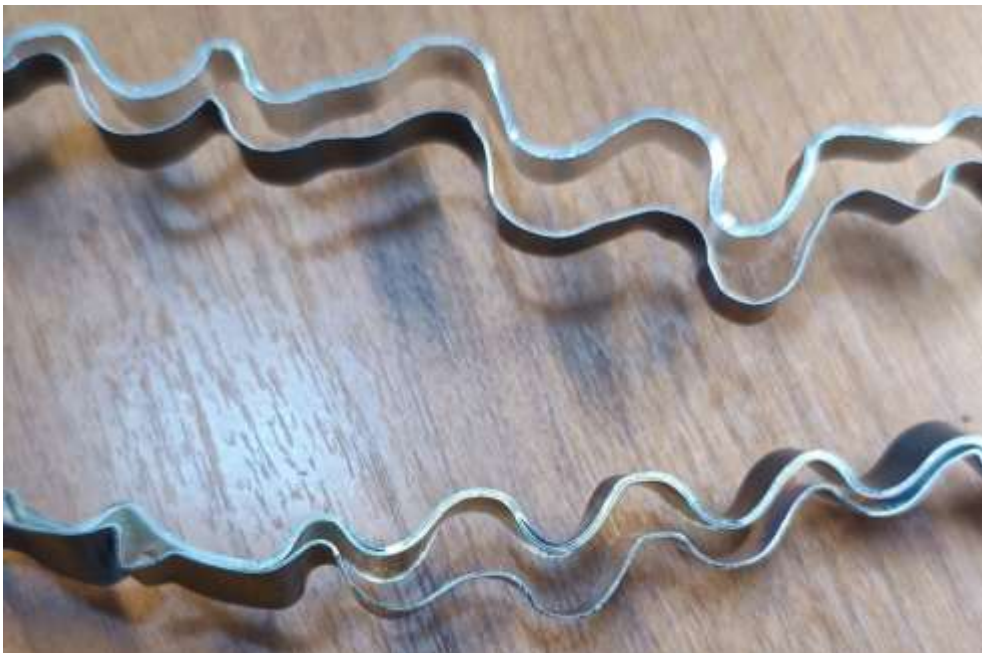


Figura 64: Imágenes SEM de AA 5052 DEC 3

Para estudiar la influencia del decapado en el colaminado de las placas se fabricaron 3 placas con distintos tiempos de decapado. A continuación, se muestran los resultados del ensayo de plegado en estas placas. Se observa que las AA 5052 DEC 1 y AA 5052 DEC 2 no colaminaron correctamente mientras que la AA 5052 DEC 3 sí (Fig. 62, 63 y 64).



***Figura 65:**Ensayo de plegado en AA 5052 DEC 1*



***Figura 66:**Ensayo de plegado en AA 5052 DEC 2*



Figura 67: Ensayo de plegado en AA 5052 DEC 3

3.8 Grano compartido

Se realizó el ensayo de grano compartido en las placas con distintos tiempos de decapado. Dado que la DEC 2 presenta una zona con despegue de superficies, la misma no se considera en el cálculo de grano compartido. A continuación, se muestran los resultados obtenidos para cada caso. Se observa que, a mayor tiempo de ataque en el decapado, mayor es el porcentaje de grano compartido obtenido en la placa. Esto puede deberse a que un ataque más intenso elimina mejor la capa de alúmina y facilita la unión metalúrgica.

A modo comparativo se presenta el resultado de un ensayo de grano compartido realizado previamente por el personal del ECRI en una placa de AA 6061. En este caso se logra un porcentaje muy alto de grano compartido, esto es debido a que el proceso está puesto a punto para la AA 6061.

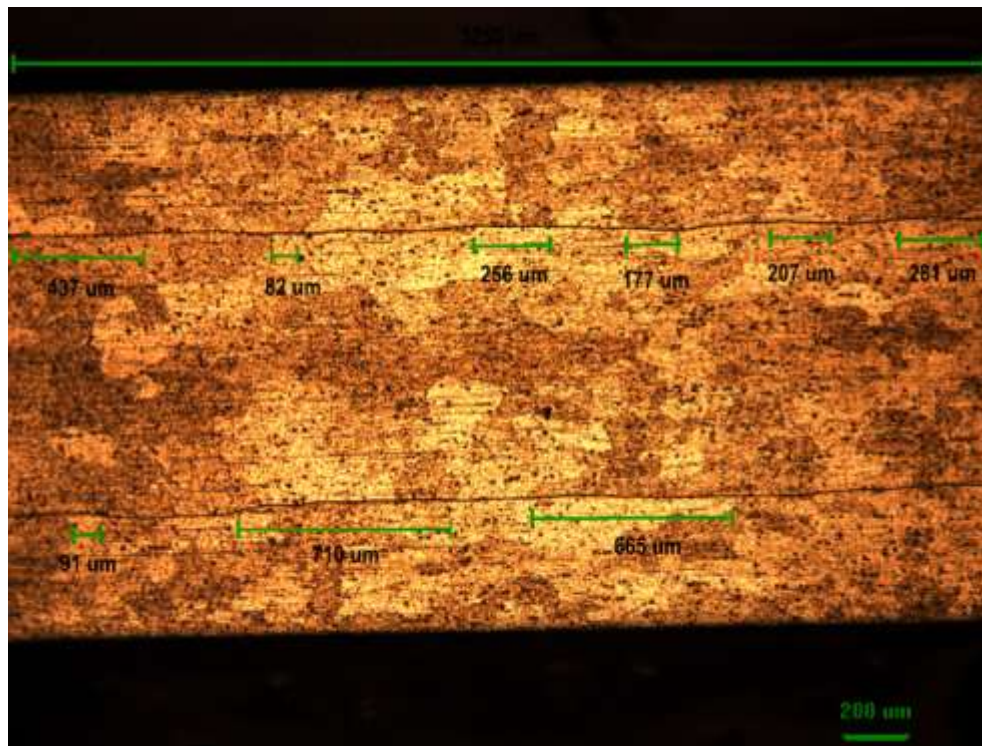


Figura 68: Grano compartido en la placa AA 5052 DEC 1

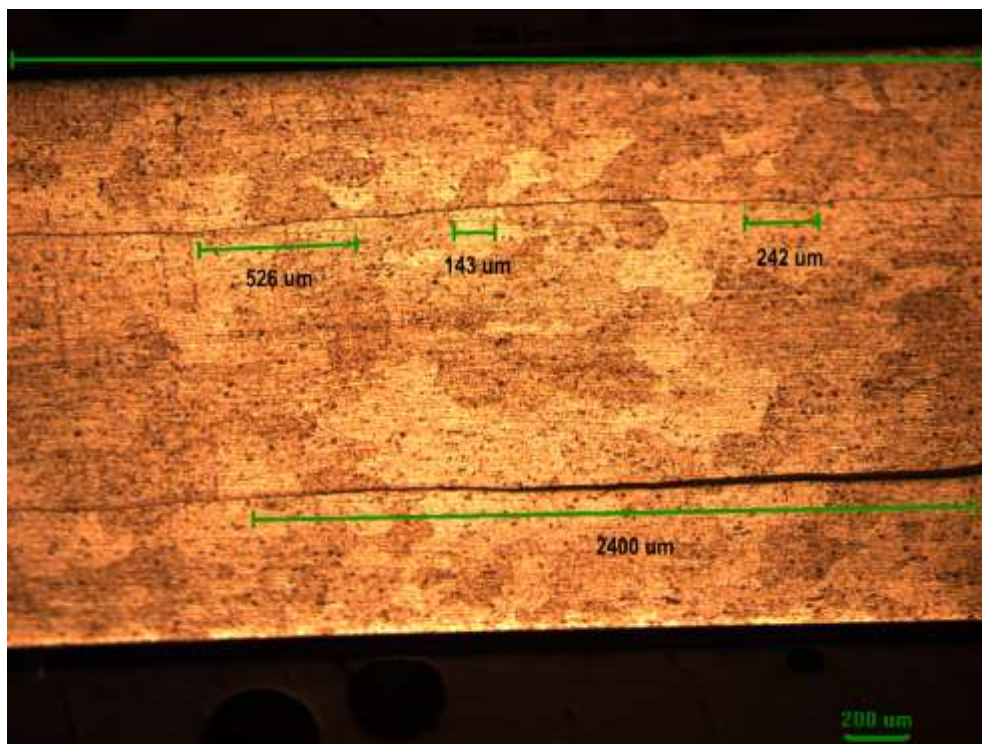


Figura 69: Grano compartido en la placa AA 5052 DEC 2

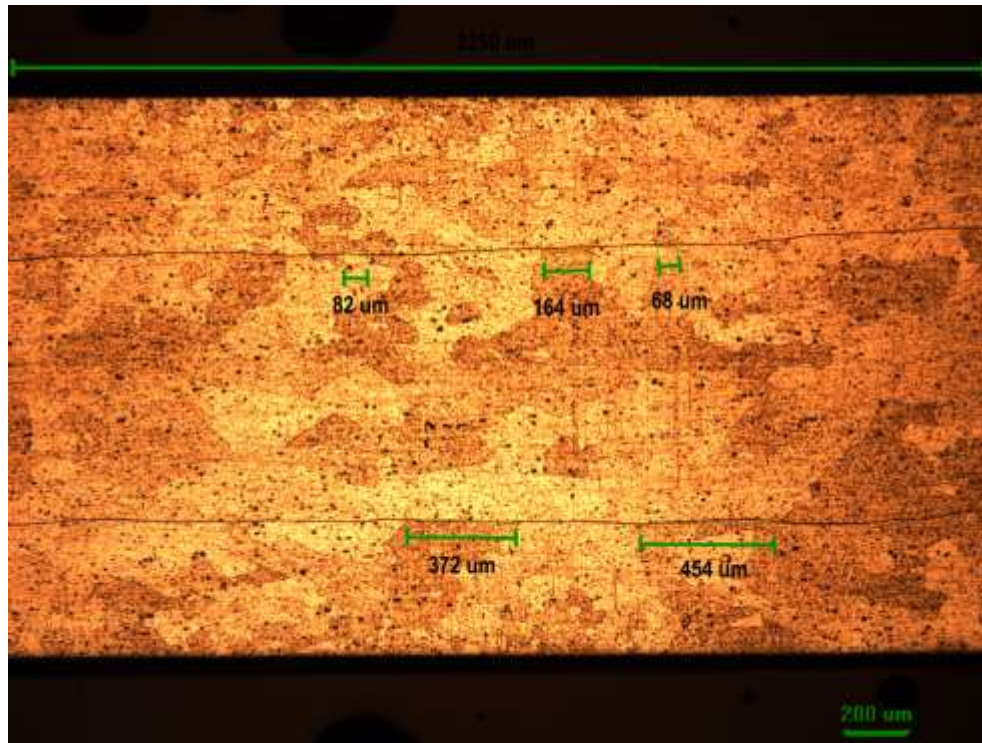


Figura 70: Grano compartido en la placa AA 5052 DEC 3

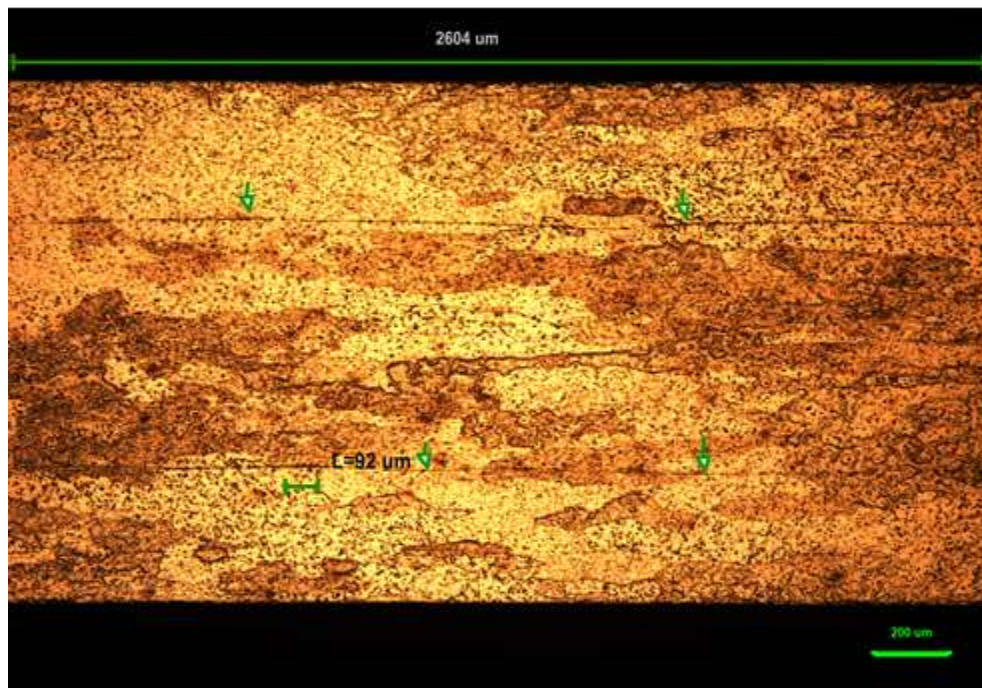


Figura 71: Grano compartido en una placa combustible fabricada con AA 6061

Tabla 16: Proporción de grano compartido

	Grano compartido (%)	Grano no compartido (%)
AA 5052 DEC 1	55	45
AA 5052 DEC 2	78	22
AA 5052 DEC 3	83	17
AA 6061	98	2

3.9 Fabricación de placas con núcleo

En la Fig. 72 se muestra el conjunto soldado antes de ser laminado y, en las Fig. 73 y Fig. 74, se muestran las placas laminadas. Luego de la laminación en caliente se aplicó un recocido a las placas, en esta etapa se liberan tensiones y la placa sufre una deformación significativa que se observa como un efecto bombé en la placa.



Figura 72: Conjunto soldado con núcleo

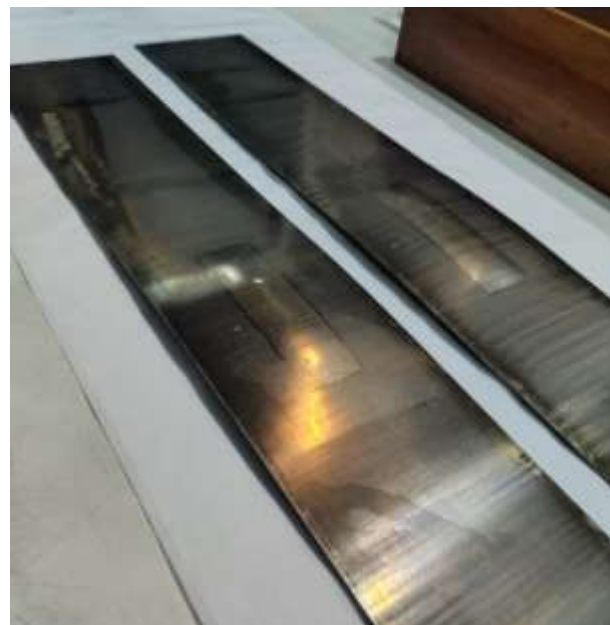


Figura 73: Placas con núcleo laminadas

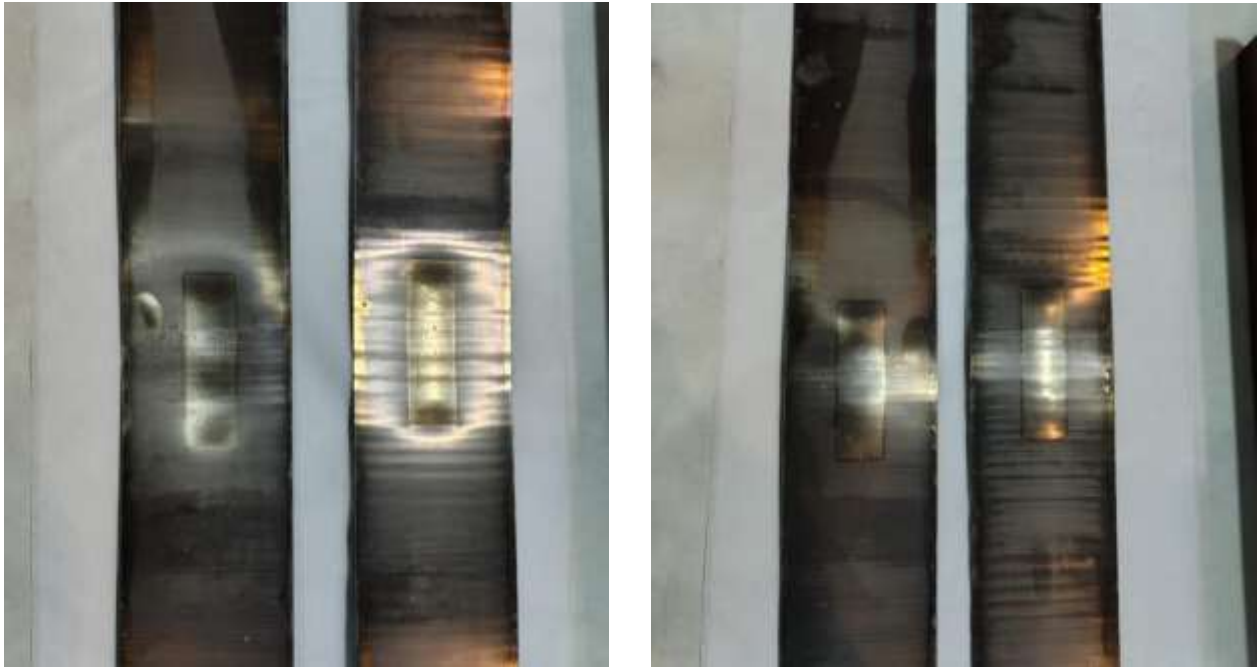


Figura 74: Vista superior e inferior de las placas laminadas.

La laminación en frío corrigió el acucharado de la placa y, gracias a la deformación, le generó endurecimiento. A continuación, se presenta la radiografía de control realizada a las miniplacas previa al corte final de las mismas (Fig. 75). En la radiografía no se observan partículas fuera del núcleo y el núcleo se aprecia homogéneo.

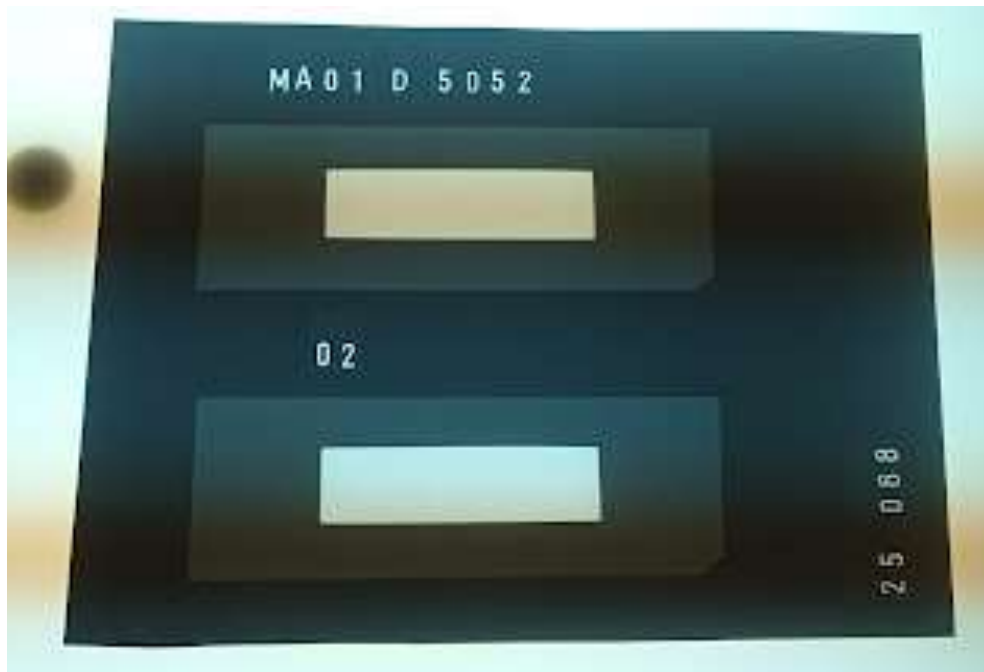


Figura 75: Radiografía de control de las mini placas.

3.10 Metalografía de dogboning

Se presentan los resultados obtenidos de la metalografía de dogboning realizada en la mini placa 1 de AA 5052 en la zona media (Fig. 76) y en los extremos del núcleo (Fig. 77 y 78). Se usó Image J para tomar medidas del espesor del núcleo y los resultados obtenidos se presentan en la Tabla 17.



Figura 76: Metalografía de dogboning zona media AA 5052



Figura 77: Metalografía de dogboning zona cabeza AA 5052



Figura 78: Metalografía de dogboning zona cola AA 5052

Tabla 17: Mediciones de espesor en AA 5052

AA 5052	Espesor de núcleo (μm)	Espesor mínimo de cladding (μm)
Medio	978	438
Cabeza	1087	421
Cola	1008	402

A modo de comparación, se presentan resultados obtenidos anteriormente en una mini placa de 6061 (Fig. 79, 80 y 81). En la Tabla 18 se muestran las dimensiones medidas por medio de Image J.

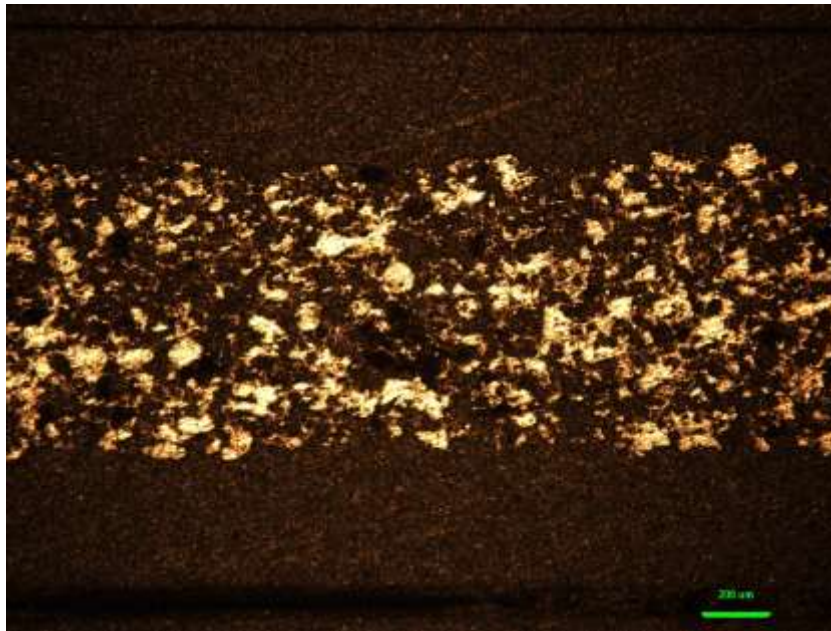


Figura 79: Metalografía de dogboning zona media AA 6061

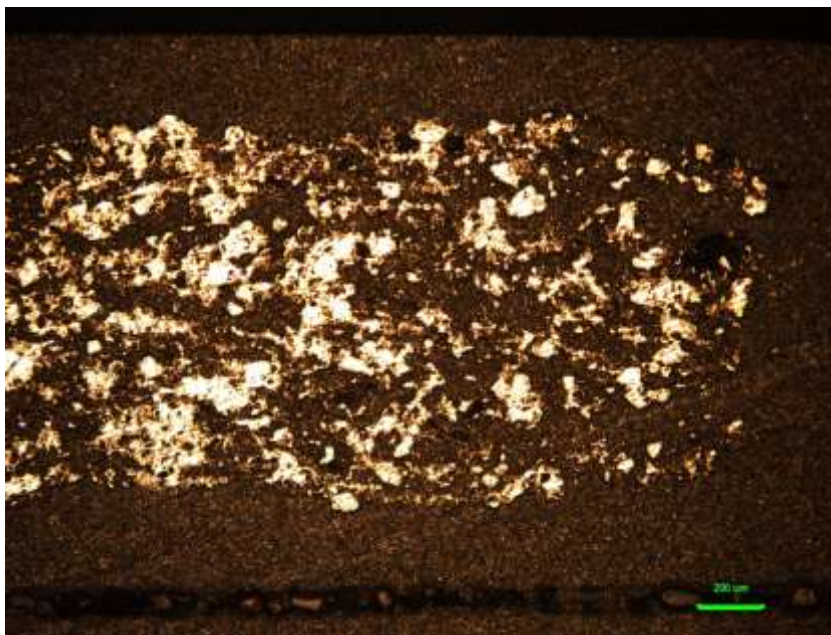


Figura 80: Metalografía de dogboning zona cola AA 6061

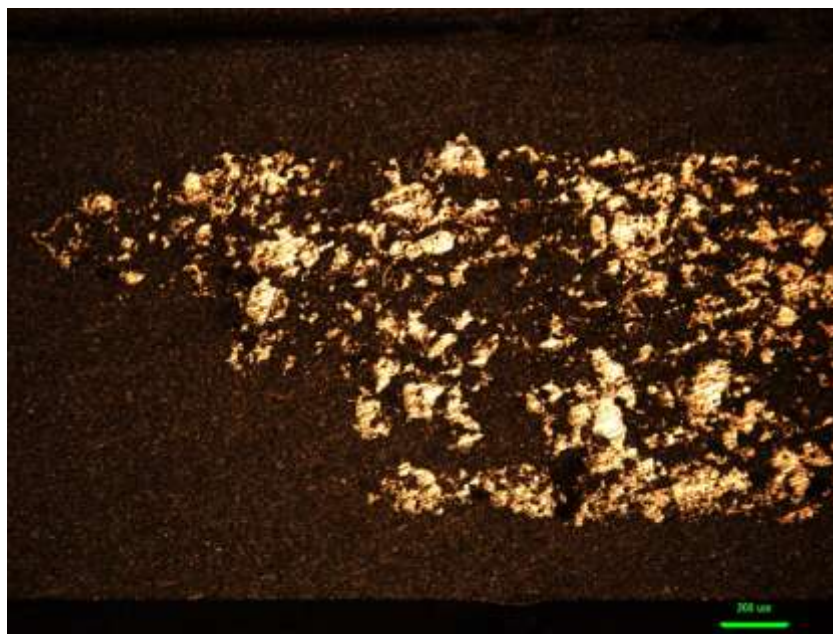


Figura 81: Metalografía de dogboning zona cabeza AA 6061

Tabla 18: Mediciones de espesor en AA 6061

AA 6061	Espesor de núcleo (μm)	Espesor mínimo de cladding (μm)
Medio	760	277
Cabeza	988	235
Cola	997	191

Al comparar los resultados obtenidos en los extremos y en el medio de las mini placas se determina que, para el caso de 6061, el máximo engrosamiento de núcleo fue de 31%. En cambio, para 5052, el máximo engrosamiento de núcleo en la zona de dogboning fue de 11%. El efecto de dogboning es considerablemente menor en el caso de AA 5052. Esto corresponde con lo esperado ya que aumentar la resistencia del cladding a la temperatura de laminación es una de las estrategias de mitigación de dogboning y, en la sección 3.4, se comprobó que la 5052 tiene más resistencia mecánica a la temperatura de laminación que la 6061.

Esta disminución del efecto dogboning es muy importante ya que permite extender el límite de fabricabilidad de la placa combustible. Al tener menos engrosamiento del núcleo, se puede aumentar la cantidad de uranio por placa, ya sea aumentando el espesor del meat o aumentando la fracción en volumen de fase fisil en el mismo. Esto debe lograrse a la vez que se cumplan los requerimientos de seguridad en cuanto al espesor mínimo de cladding. De esta manera, cada elemento combustible

resulta más eficiente y se reduce la cantidad de elementos combustibles gastados a almacenar. El almacenamiento de residuos radiactivos de alta actividad es una preocupación a nivel mundial, por lo que reducir el volumen de estos residuos es un avance para la aceptación de la energía nuclear como una fuente de energía sustentable.

4 Conclusiones

El objetivo principal de este trabajo fue explorar la viabilidad de reemplazar la aleación de aluminio usada en los elementos combustibles por una de la serie 5xxx. En particular, se evaluó la aleación AA 5052 mediante diversos ensayos y los resultados obtenidos se compararon con datos de AA 5754 y AA 6061. Si bien los resultados obtenidos son positivos se debe estudiar el comportamiento del material bajo irradiación y poner a punto el proceso de fabricación.

Se analizó la composición química del material por distintos métodos. El método de ICP Óptico analiza todo el volumen de la muestra y brinda la mayor precisión en la medición. En cambio, el espectrómetro de chispa impacta en la superficie, por lo que la composición obtenida representa sólo esa zona del material. De la misma manera, el EDS analiza un volumen pequeño ($1 \mu\text{m}^3$), en este caso se puede observar exactamente lo que se está analizando, esto es útil por ejemplo para analizar cualitativamente la composición de un precipitado en particular. Se comprobó que la composición del material corresponde con la especificación de AA 5052. Se observó la presencia de Hf, B y otros elementos indeseados, por lo que, si se seleccionara esta aleación para los elementos combustibles, debería solicitarse una colada especial libre de venenos nucleares.

Se evaluó el estado metalúrgico del material en distintos estados, se observó el alargamiento de los granos en el sentido de laminación de la chapa. También se evidenció como esta anisotropía se pierde luego de un recocido que logra un crecimiento de grano significativo. A diferencia de la matriz, los precipitados polarizan la luz, lo que indica que tienen una estructura cristalina con menor simetría. Los precipitados se midieron con el microscopio de barrido electrónico. De esta manera se demostró que los mismos se esferoidizan y reducen su tamaño luego de cada calentamiento. Además, las imágenes SEM permiten visualizar el efecto del decapado en la superficie del material. Antes del decapado la superficie es lisa, pero luego del decapado, la superficie es rugosa con hoyuelos y algunos precipitados. Estos hoyuelos podrían ocluir gases, generando ampollas que afecten al colaminado de las placas.

Para estudiar la resistencia a la corrosión del material se realizó un ensayo de 600 horas con el material expuesto a las condiciones termohidráulicas del reactor y la capa de óxido resultó más gruesa para la AA 5052 en comparación a la AA 6061. Sin embargo, se observaron anomalías en las condiciones del ensayo, debido a esto se considera necesario repetir la experiencia.

Al comparar los resultados obtenidos de los ensayos de tracción con datos de ensayos anteriores en AA 6061, la aleación 5052 no sólo presenta mayor tensión de fluencia y resistencia a la tracción, sino que también admite más porcentaje de deformación, lo que le brinda mayor tenacidad.

En cuanto a la fabricación de las placas, se comprobó que la aleación AA 5052 se adapta correctamente, aunque deben hacerse más pruebas para poner a punto el proceso y asegurar el colaminado

de las placas a lo largo de la producción. El blíster test reveló la presencia de ampollas, todas halladas en los bordes de la placa cercanas al cordón de soldadura. Esto podría indicar que las ampollas se deben a porosidad generada durante la soldadura y que, cambiando algunos parámetros del proceso, se podría reducir la cantidad de ampollas halladas. Además, las ampollas fueron de menor tamaño cuando la soldadura del conjunto permitió el escape de gases. Por otro lado, se deben realizar ajustes en el tratamiento de decapado para mejorar el colaminado de las placas. Se observó que, a mayor tiempo de ataque, se obtiene mayor rugosidad superficial y mejor colaminado debido a la correcta remoción de la capa pasiva de alúmina. Esto queda demostrado tanto con el ensayo de plegado como con el ensayo de grano compartido que exhibe mayor unión metalúrgica en las muestras con mayor tiempo de decapado.

Finalmente, al analizar las metalografías de dogboning obtenidas con 5052 se observa que el defecto de dogboning se redujo significativamente. Al laminar la mini placa con cladding de AA 5052 con un núcleo uranio depletado se obtuvo un dogboning del 11%, mucho menor que el obtenido con cladding de AA 6061 de 31%. Esto confirma que aumentar la resistencia del cladding a la temperatura de laminación disminuye el efecto de dogboning.

Hasta este punto, el trabajo demuestra un panorama positivo para el cambio de aleación del revestimiento de la placa combustible por AA 5052. Para que esto sea posible, es necesario continuar con ensayos para ajustar los parámetros de laminación, soldadura, decapado y tratamientos térmicos a los requerimientos de la nueva aleación, mejorando así el proceso. Además, se debe estudiar el comportamiento bajo irradiación de la aleación.

5 Referencias

1. Roy V, Sharma A. Investigation of dog-boning & fishtailing defects in plate type dispersion fuel Rolling: Insights from finite element analysis and defect minimization techniques. Nucl Eng Des. 2023;414:112634.
2. Grossi RM, Liou J, Tang X. RESEARCH REACTORS. IAEA BULLETIN. 2023;
3. The RA-10 reactor reaches a construction milestone and receives the visit of the Chief of Cabinet [Internet]. 2024. Disponible en: <https://www.invap.com.ar/en/the-ra-10-reactor-reaches-a-construction-milestone-and-receives-the-visit-of-the-chief-of-cabinet/>
4. BLAUMANN H, VERTULLO A, SÁNCHEZ F, BROLLO F, LONGHINO J. RA-10: A New Argentinian Multipurpose Research Reactor.
5. RA-10, Argentine Multipurpose Reactor [Internet]. Disponible en: <https://rinconeducativo.org/en/recursos-educativos/ra-10-project-argentine-multipurpose-reactor/>
6. Estévez EA, Markiewicz M, Gerding R. DISEÑO DEL ELEMENTO COMBUSTIBLE PARA EL RA 10.
7. Durazzo M, Gracher Riella H. Procedures for Manufacturing Nuclear Research Reactor Fuel Elements. 2015.
8. Ballagny A, Beylot JP, Paillere J, Durand JP, Fanjas Y, Tissier A. OPTIMIZATION OF SILICIDE FUEL ELEMENTS. 1992.
9. Durand JP, Fanjas Y, Tissier A. DEVELOPMENT OF HIGHER DENSITY FUEL AT CERCA. 1992.
10. REACTOR USE OF ALUMINUM [Internet]. Disponible en: <https://nuclearpowertraining.tpub.com/h1017v2/css/Reactor-Use-Of-Aluminum-109.htm>
11. Cunningham JE, Boyle EJ. MTR- Type Fuel Elements.
12. Farrell K. Performance of Aluminum in Research Reactors. En: Comprehensive Nuclear Materials. 2012.
13. Kangilaski M. RADIATION EFFECTS DESIGN HANDBOOK. 1971.
14. Reactor materials [Internet]. Disponible en: <https://www.arpsa.gov.au/sites/default/files/legacy/pubs/regulatory/opal/op/SAR/ch5f.pdf>
15. Davis JR. Metals Handbook Desk Edition, Second Edition. 1998.
16. Davis JR, ASM International. Aluminum and aluminum alloys. 1993.
17. Totten GE, Tiryakioglu M, Kessler O. Encyclopedia of Aluminum and Its Alloys. 2019.

18. Kammer C. Aluminium Handbook. 1999.
19. Totten GE, MacKenzie DS. Handbook of Aluminum Volume 1 Physical Metallurgy and Processes. 2003.
20. Lumley R. Fundamentals of aluminium metallurgy. 2011.
21. Skoog DA, Holler F, Crouch SR. Principles of Instrumental Analysis Seventh Edition.
22. Nuclear Regulatory Commission, Washington, DC (USA). Office of Nuclear Reactor Regulation. Safety evaluation report related to the evaluation of low-enriched uranium silicide-aluminum dispersion fuel for use in non-power reactors. 1988.
23. Durazzo M, Vieira E, Urano de Carvalho EF, Riella HG. Evolution of fuel plate parameters during deformation in rolling. 2017.
24. Dieter GE, Kuhn HA, Semiatin SL. Handbook of workability and process design. 2003.
25. Villanueva RA, Merlone GF, Nuñez P. SI. Laminación Curso de capacitación para personal de industrias. 1997.
26. Dieter GE. Mechanical metallurgy. 1961;
27. Wusatowski Z. Fundamentals of rolling. 1969.
28. Soulami A, Lavender CA, Paxton DM, Burkes D. Rolling Process Modeling Report: Finite-Element Prediction of Roll Separating Force and Rolling Defects. 2014.
29. Huber Z, Conte E, Rossiter M, Soulami A, Brooks K, Painter C, et al. A Robust Processing Approach for Producing Highly Loaded Dispersion Fuels.
30. López M, Gribaldo FR, Olivar EN, Picchetti B. ESTUDIO DEL DOG-BONE EN EL PROCESO DE FABRICACIÓN DE MINIPLACAS DE U-Mo-Zry-4.
31. Clelland DT, Merkel DR, Nickerson EK, Brooks KP, Joshi VV, Lavender CA, et al. Forming Complex Nuclear Fuel Shapes in High-Loaded Silicide Surrogates.
32. Ficha técnica CES EduPack.

6 Anexos

A. Propiedades de tracción a T ambiente de AA 1100 recocido e irradiado

TABLE 1. ROOM TEMPERATURE TENSILE PROPERTIES OF ANNEALED 1100 ALUMINUM IRRADIATED AT 50 C⁽³⁾

Fast Fluence, 10 ²¹ n/cm ²	Yield Strength, 1000 psi	Ultimate Strength, 1000 psi	Elongation, percent
0	4.8	9.7	33
8.7	48.3	55.9	9.7
8.7	43.2	53.0	6.6
11	50.6	55.4	3.0
11	46.0	53.7	3.2

(13)

B. Efecto de la fluencia (>1 MeV) en la inmersión densidad de 1100

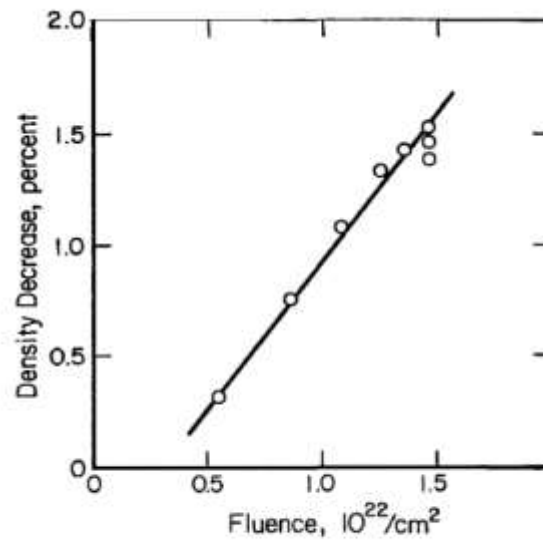
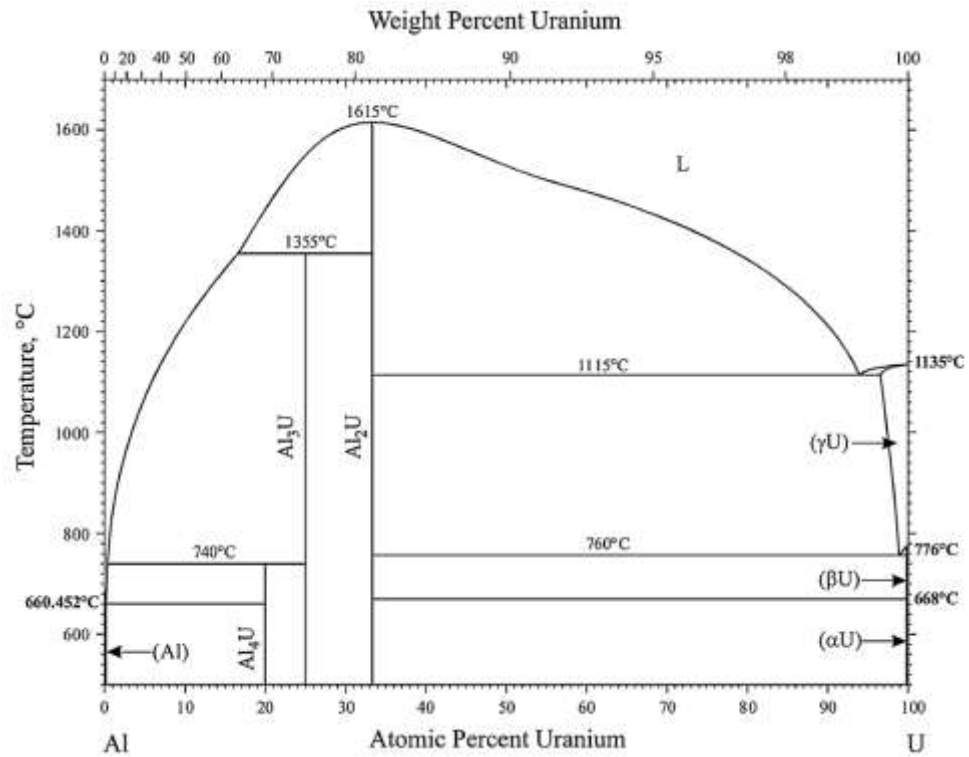


FIGURE 2. EFFECT OF TOTAL FAST-NEUTRON FLUENCE (>1 MeV) ON THE IMMERSION DENSITY OF 1100 ALUMINUM⁽⁵⁾

(13)

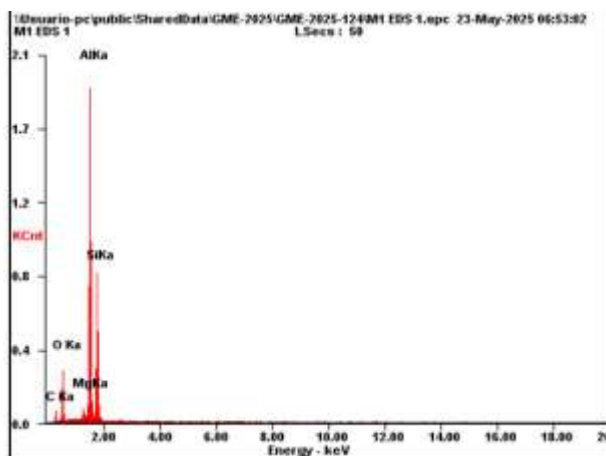
C. Diagrama uranio-aluminio



(16)

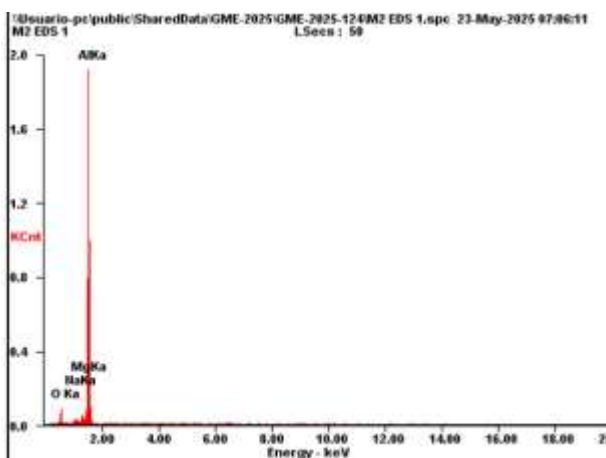
D. Resultados EDS

Muestra AA 5052 DEC 1



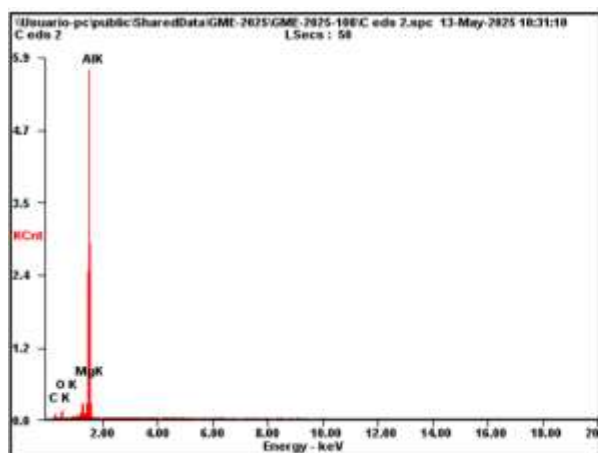
<i>Element</i>	<i>Wt %</i>	<i>At %</i>
<i>C K</i>	15.89	26.91
<i>O K</i>	20.01	25.45
<i>MgK</i>	01.26	01.06
<i>AlK</i>	35.80	26.99
<i>SiK</i>	27.04	19.59

Muestra AA 5052 DEC 2



<i>Element</i>	<i>Wt %</i>	<i>At %</i>
<i>O K</i>	10.45	16.37
<i>NaK</i>	01.50	01.63
<i>MgK</i>	02.29	02.36
<i>AlK</i>	85.76	79.64

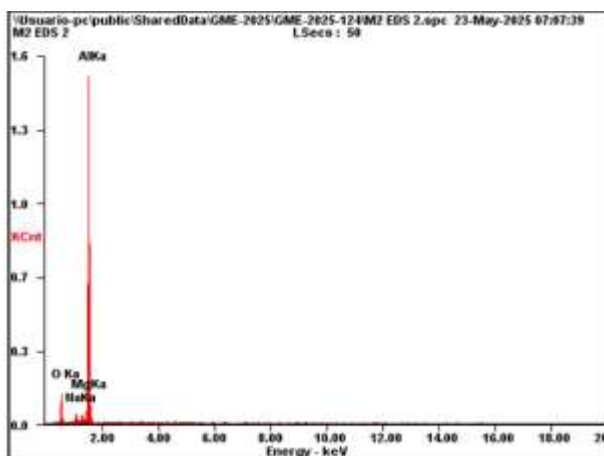
Muestra AA 5052 conjunto laminado



<i>Element</i>	<i>Wt %</i>	<i>At %</i>
<i>C K</i>	17.78	31.40
<i>O K</i>	06.64	08.81
<i>MgK</i>	04.05	03.53
<i>AlK</i>	71.53	56.25

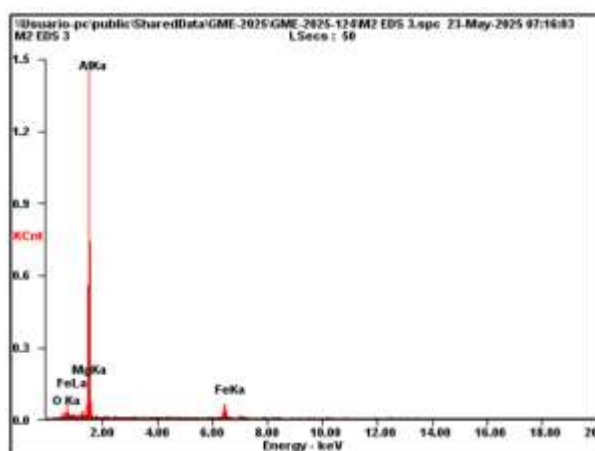
Resultados EDS (cont.)

Muestra AA 5052 DEC 2



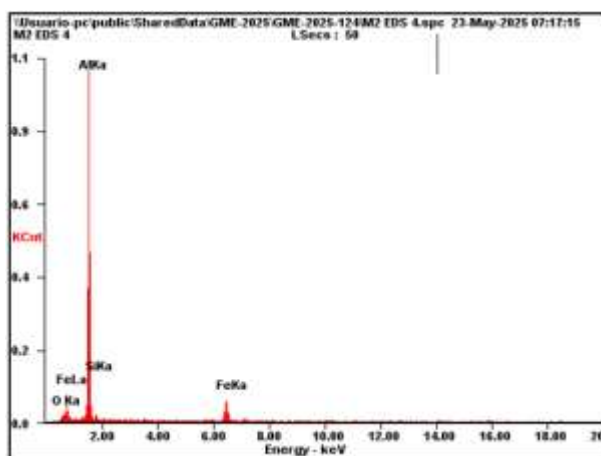
<i>Element</i>	<i>Wt %</i>	<i>At %</i>
<i>O K</i>	19.01	28.21
<i>NaK</i>	02.34	02.41
<i>MgK</i>	01.90	01.85
<i>AlK</i>	76.75	67.52

Muestra AA 5052 DEC 2



<i>Element</i>	<i>Wt %</i>	<i>At %</i>
<i>O K</i>	01.64	02.97
<i>MgK</i>	01.97	02.35
<i>AlK</i>	80.86	86.65
<i>FeK</i>	15.52	08.03

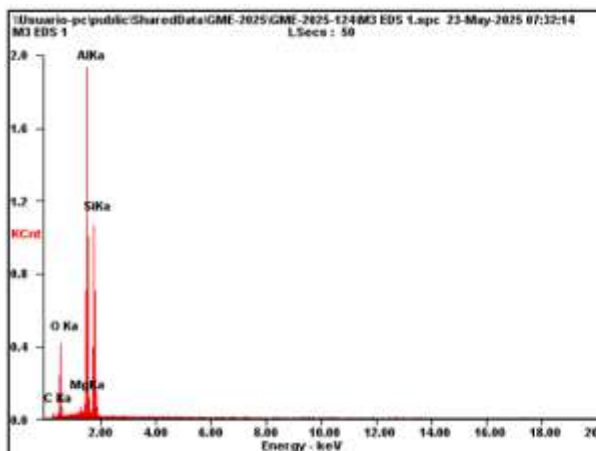
Muestra AA 5052 DEC 2



<i>Element</i>	<i>Wt %</i>	<i>At %</i>
<i>O K</i>	02.56	04.81
<i>AlK</i>	72.26	80.34
<i>SiK</i>	02.51	02.68
<i>FeK</i>	22.67	12.18

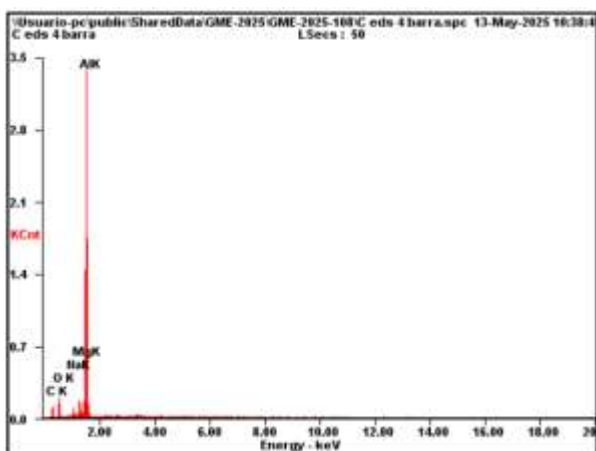
Resultados EDS (cont.)

Muestra AA 5052 DEC 3



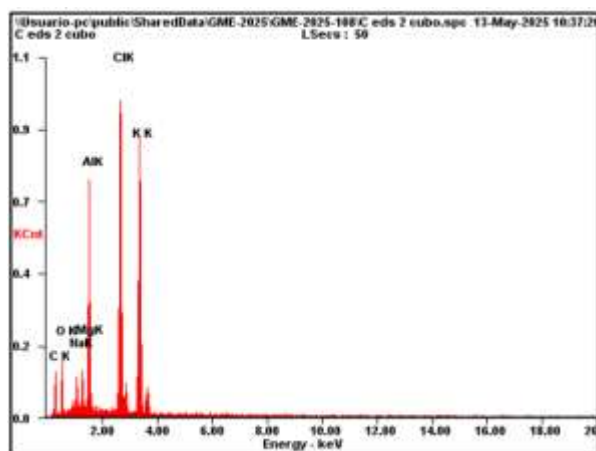
<i>Element</i>	<i>Wt %</i>	<i>At %</i>
<i>C K</i>	08.46	15.13
<i>O K</i>	23.70	31.82
<i>MgK</i>	00.88	00.78
<i>AlK</i>	33.74	26.86
<i>SiK</i>	33.21	25.40

Muestra AA 5052 conjunto laminado



<i>Element</i>	<i>Wt %</i>	<i>At %</i>
<i>C K</i>	26.31	41.55
<i>O K</i>	12.84	15.22
<i>NaK</i>	01.66	01.37
<i>MgK</i>	03.40	02.65
<i>AlK</i>	55.79	39.21

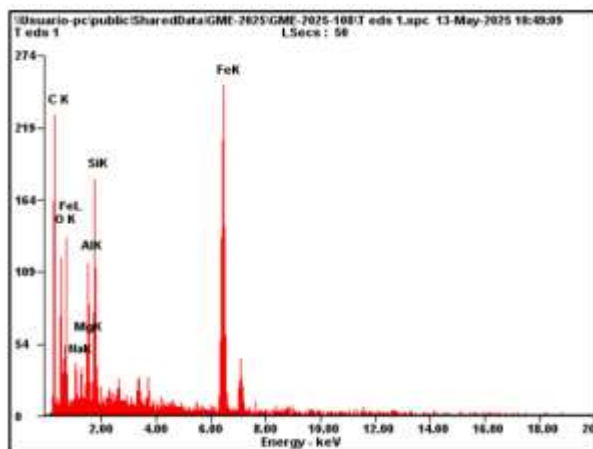
Muestra AA 5052 conjunto laminado



<i>Element</i>	<i>Wt %</i>	<i>At %</i>
<i>C K</i>	24.93	43.02
<i>O K</i>	15.14	19.61
<i>NaK</i>	02.62	02.36
<i>MgK</i>	02.56	02.18
<i>AlK</i>	11.32	08.69
<i>ClK</i>	20.55	12.01
<i>K K</i>	22.87	12.12

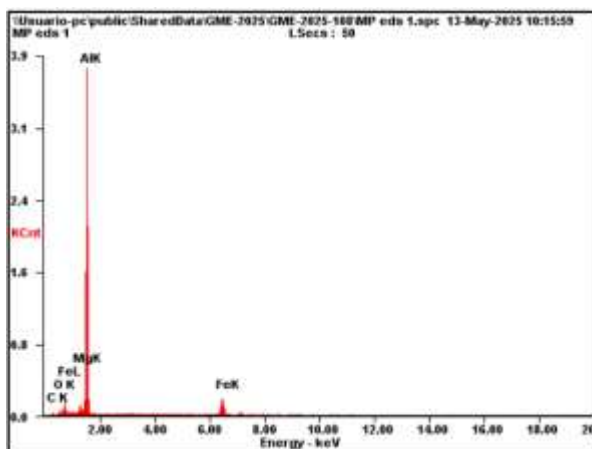
Resultados EDS (cont.)

Muestra AA 5052 tapa laminada



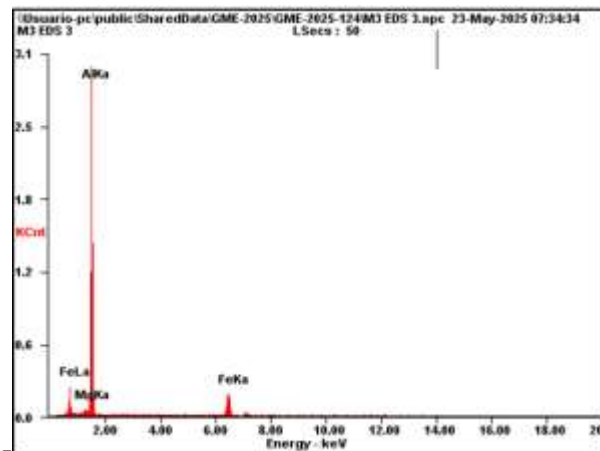
<i>Element</i>	<i>Wt %</i>	<i>At %</i>
<i>C K</i>	42.02	66.43
<i>O K</i>	10.36	12.29
<i>Na K</i>	01.91	01.58
<i>Mg K</i>	01.60	01.25
<i>Al K</i>	03.94	02.77
<i>Si K</i>	05.99	04.05
<i>Fe K</i>	34.17	11.62

Muestra AA 5052 materia prima



<i>Element</i>	<i>Wt %</i>	<i>At %</i>
<i>C K</i>	07.87	17.16
<i>O K</i>	02.54	04.16
<i>Mg K</i>	02.46	02.65
<i>Al K</i>	70.20	68.10
<i>Fe K</i>	16.93	07.93

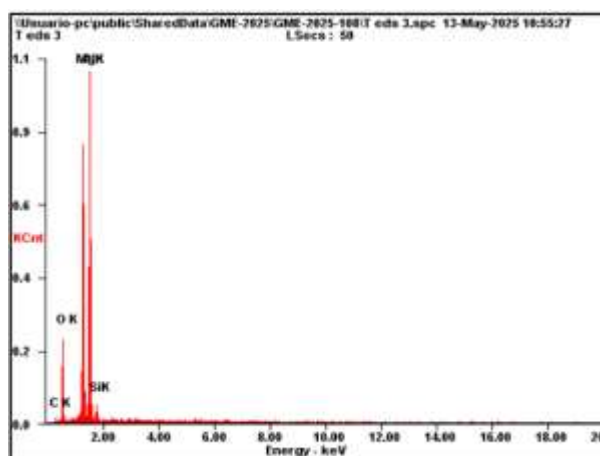
Muestra AA 5052 DEC 3



<i>Element</i>	<i>Wt %</i>	<i>At %</i>
<i>Mg K</i>	01.39	01.77
<i>Al K</i>	73.37	84.23
<i>Fe K</i>	25.24	14.00

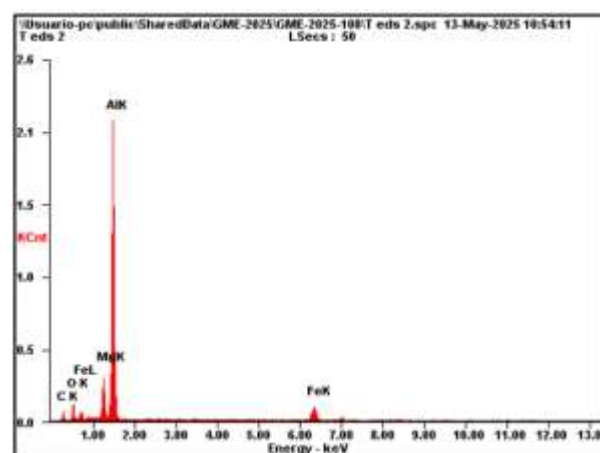
Resultados EDS (cont.)

Muestra AA 5052 tapa laminada



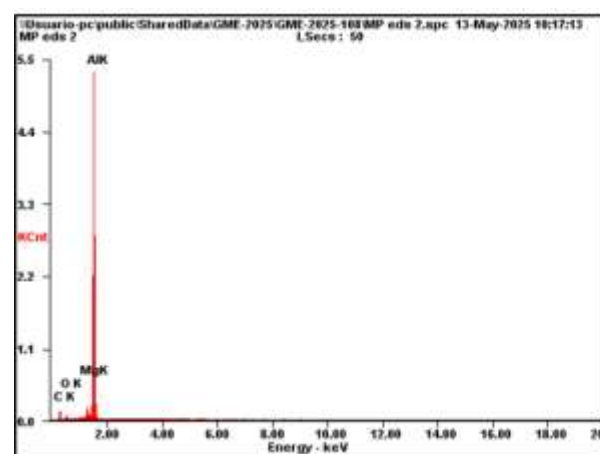
<i>Element</i>	<i>Wt %</i>	<i>At %</i>
<i>C K</i>	04.49	08.25
<i>O K</i>	20.00	27.59
<i>Mg K</i>	27.70	25.15
<i>Al K</i>	44.50	36.41
<i>Si K</i>	03.31	02.60

Muestra AA 5052 tapa laminada



<i>Element</i>	<i>Wt %</i>	<i>At %</i>
<i>C K</i>	13.84	26.43
<i>O K</i>	08.86	12.71
<i>Mg K</i>	07.45	07.03
<i>Al K</i>	57.24	48.65
<i>Fe K</i>	12.61	05.18

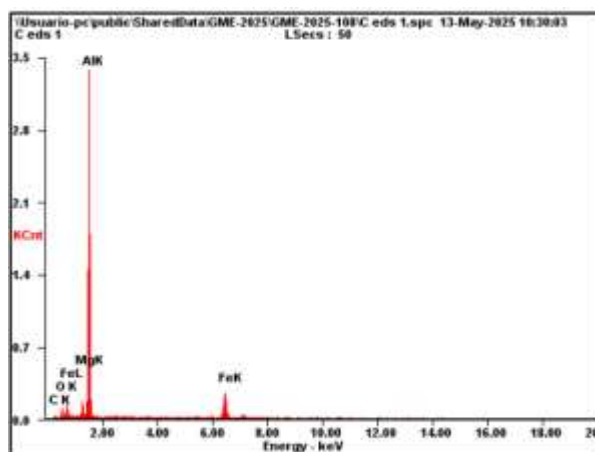
Muestra AA 5052 materia prima



<i>Element</i>	<i>Wt %</i>	<i>At %</i>
<i>C K</i>	28.10	46.00
<i>O K</i>	02.79	03.43
<i>Mg K</i>	02.56	02.07
<i>Al K</i>	66.56	48.50

Resultados EDS (cont.)

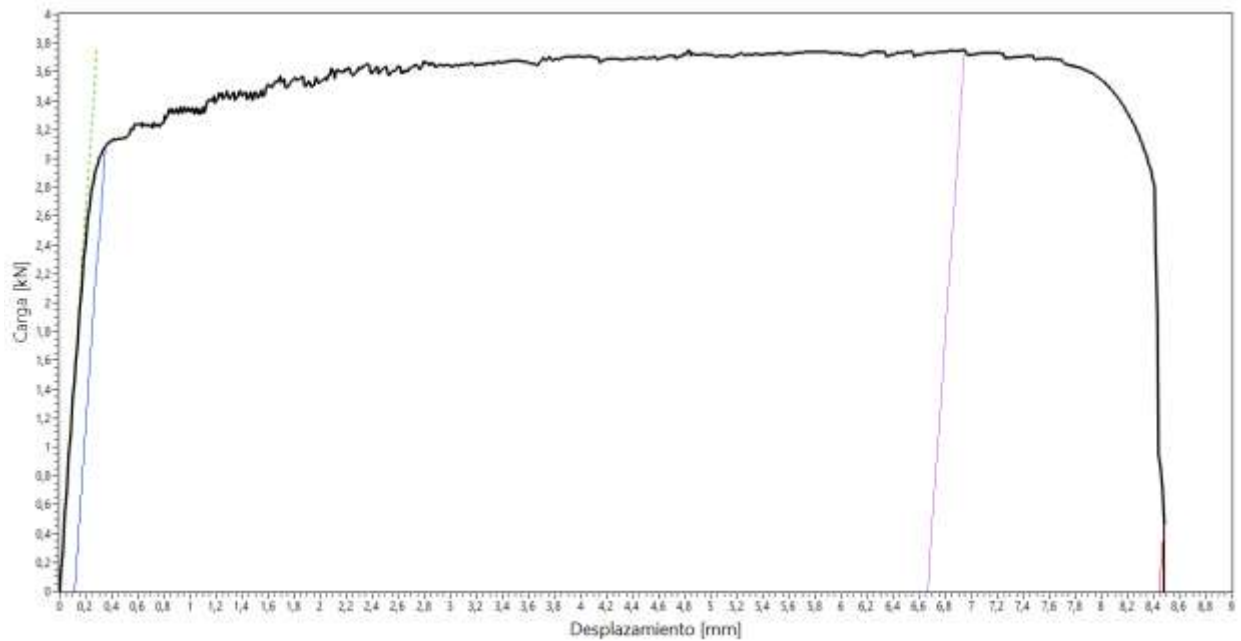
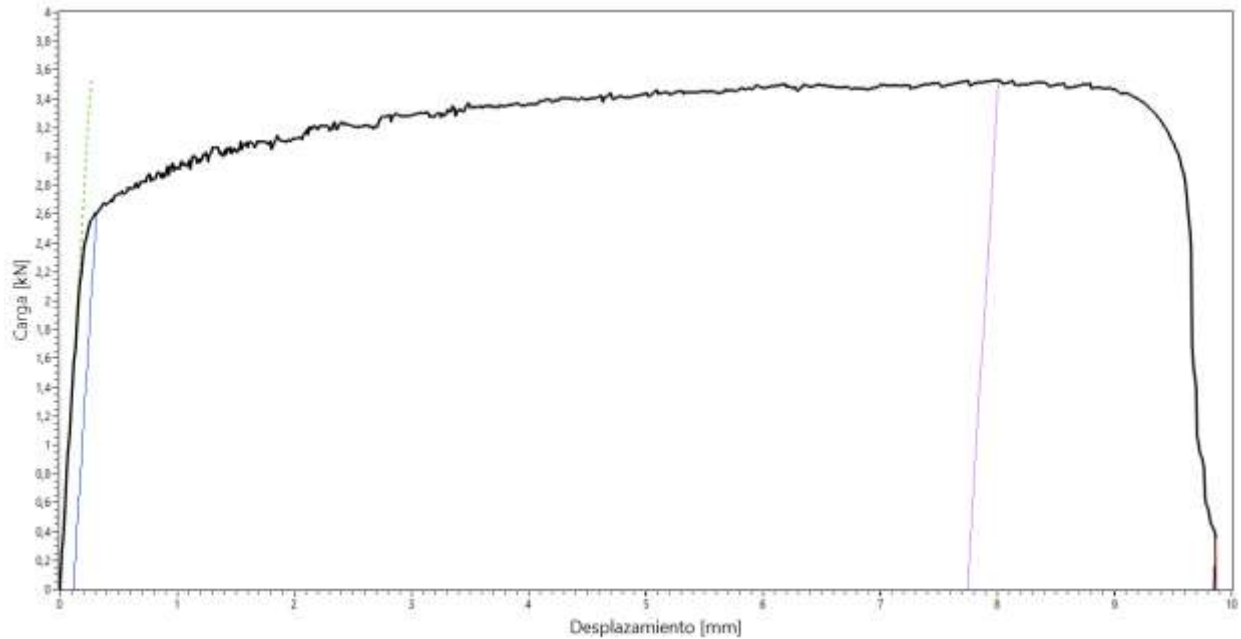
Muestra AA 5052 conjunto laminado



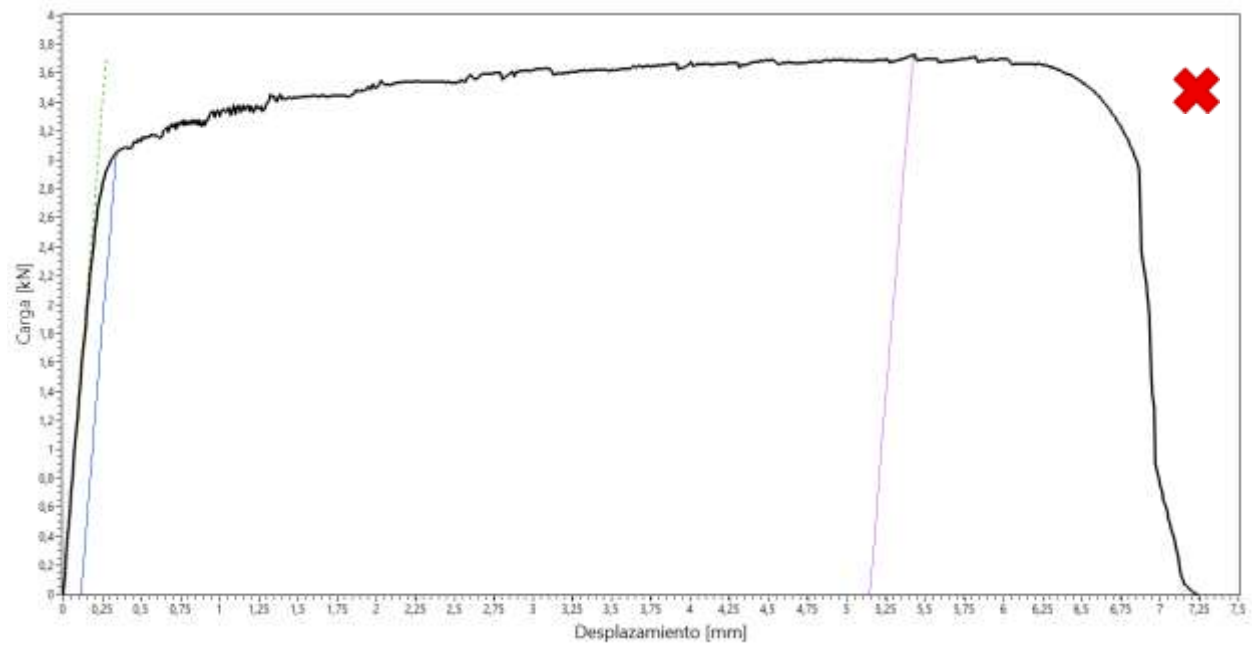
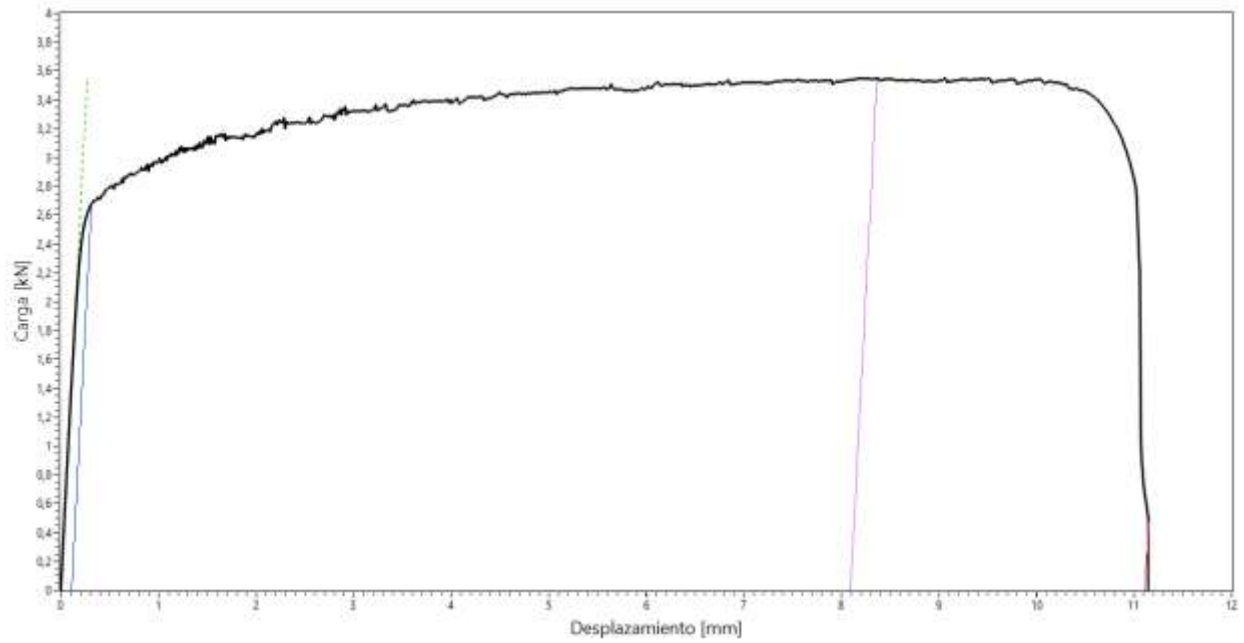
<i>Element</i>	<i>Wt %</i>	<i>At %</i>
<i>C K</i>	04.84	11.17
<i>O K</i>	03.67	06.37
<i>MgK</i>	03.71	04.23
<i>AlK</i>	65.17	66.99
<i>FeK</i>	22.61	11.23

E. Resultados ensayos de tracción en AA 5052

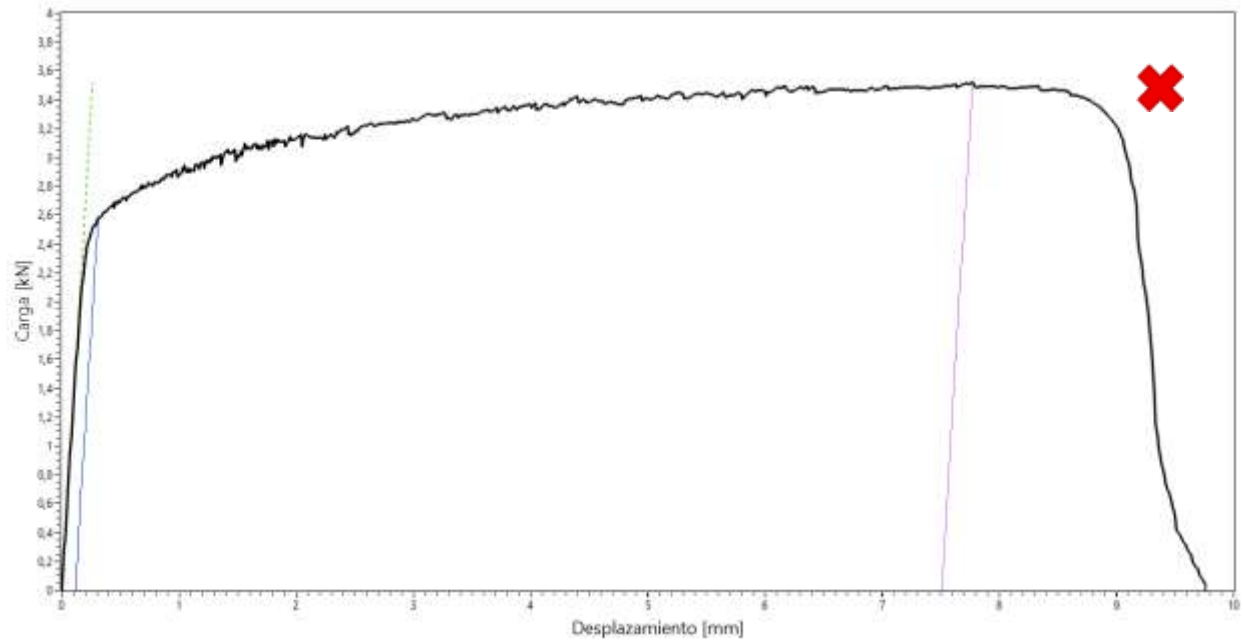
Se marcaron con **✗** los ensayos inválidos según la norma ASTM E 8M-04



Resultados ensayos de tracción en AA 5052 (cont.)



Resultados ensayos de tracción en AA 5052 (cont.)



F. Fichas técnicas de AA 5052 y AA 6061 de CES EduPack



Aluminum, 5052, wrought, H32

Page 1 of 3

General properties

Designation

5052

UNS number

A95052

Density

2.87e3 - 2.7e3 kg/m³

Price

* 9.65 - 10.6 ARS/kg

Tradenames

ALCAN M57S, Alcan Aluminum Ltd. (CANADA); BAW 5052, Alcan Wire (WALES); VAW 63/52, VAW Vereinigte Aluminium-Werke AG (GERMANY);

Composition overview

Composition (summary)

Al 2.2-2.8Mg/.15-.35Cr/.4Fe/.25Si/.1Cu/.1Mn/.1Zn

Base

Al (Aluminum)

Composition detail

Al (aluminum)	96	-	97	%
Cr (chromium)	0.15	-	0.35	%
Cu (copper)	0.1			%
Fe (iron)	0.4			%
Mg (magnesium)	2.2	-	2.8	%
Mn (manganese)	0.1			%
Si (silicon)	0.25			%
Zn (zinc)	0.1			%

Mechanical properties

Young's modulus	70	-	73.6	GPa
Flexural modulus	* 70	-	73.6	GPa
Shear modulus	27	-	28.4	GPa
Bulk modulus	68.3	-	71.8	GPa
Poisson's ratio	0.33	-	0.343	
Shape factor	35			
Yield strength (elastic limit)	152	-	172	MPa
Tensile strength	214	-	237	MPa
Compressive strength	* 152	-	168	MPa
Flexural strength (modulus of rupture)	152	-	172	MPa
Elongation	4	-	12	% strain
Hardness - Vickers	55	-	75	HV
Fatigue strength at 10 ⁷ cycles	110	-	120	MPa
Fatigue strength model (stress range)	69.7	-	82.8	MPa
<u>Parameters:</u> Stress Ratio = 0, Number of Cycles = 1e7				
Fracture toughness	* 27	-	37	MPa.m ^{0.5}
Mechanical loss coefficient (tan delta)	* 1e-4	-	0.002	



Thermal properties

Melting point	607	-	649	°C
Maximum service temperature	130	-	200	°C
Minimum service temperature	-273			°C
Thermal conductivity	140	-	152	W/m.°C
Specific heat capacity	963	-	1e3	J/kg.°C
Thermal expansion coefficient	23.7	-	24.9	µstrain/°C
Latent heat of fusion	384	-	393	kJ/kg

(32)

Fichas técnicas de AA 5052 y AA 6061 de CES EduPack (cont.)



Aluminum, 5052, wrought, H32

Page 2 of 3

Electrical properties

Electrical resistivity 4.8 - 5.2 $\mu\text{ohm.cm}$

Optical properties

Transparency Opaque

Durability: flammability

Flammability Non-flammable

Durability: fluids and sunlight

Water (fresh)	Excellent
Water (salt)	Acceptable
Weak acids	Excellent
Strong acids	Excellent
Weak alkalis	Acceptable
Strong alkalis	Unacceptable
Organic solvents	Excellent
UV radiation (sunlight)	Excellent
Oxidation at 500C	Unacceptable

Primary material production: energy, CO2 and water

Embodied energy, primary production	197	-	218	MJ/kg
CO2 footprint, primary production	11.4	-	12.6	kg/kg
Water usage	495	-	1.49e3	l/kg

Material processing: energy

Extrusion, foil rolling energy	* 7.82	-	8.65	MJ/kg
Rough rolling, forging energy	* 4.05	-	4.48	MJ/kg
Wire drawing energy	* 28.6	-	31.6	MJ/kg
Metal powder forming energy	* 24.1	-	26.6	MJ/kg
Vaporization energy	* 1.55e4	-	1.71e4	MJ/kg
Coarse machining energy (per unit wt removed)	* 1.04	-	1.15	MJ/kg
Fine machining energy (per unit wt removed)	* 6.13	-	6.77	MJ/kg
Grinding energy (per unit wt removed)	* 11.8	-	13	MJ/kg
Non-conventional machining energy (per unit wt removed)	* 155	-	171	MJ/kg

Material processing: CO2 footprint

Extrusion, foil rolling CO2	* 0.587	-	0.649	kg/kg
Rough rolling, forging CO2	* 0.304	-	0.336	kg/kg
Wire drawing CO2	* 2.14	-	2.37	kg/kg
Metal powder forming CO2	* 1.93	-	2.13	kg/kg
Vaporization CO2	* 1.16e3	-	1.28e3	kg/kg
Coarse machining CO2 (per unit wt removed)	* 0.078	-	0.0862	kg/kg
Fine machining CO2 (per unit wt removed)	* 0.46	-	0.508	kg/kg
Grinding CO2 (per unit wt removed)	* 0.884	-	0.977	kg/kg
Non-conventional machining CO2 (per unit wt removed)	* 11.6	-	12.8	kg/kg

Material recycling: energy, CO2 and recycle fraction

Recycle	✓			
Embodied energy, recycling	17.1	-	20.3	MJ/kg
CO2 footprint, recycling	0.958	-	1.21	kg/kg
Recycle fraction in current supply	40.5	-	44.7	%
Downcycle	✓			

(32)

Fichas técnicas de AA 5052 y AA 6061 de CES EduPack (cont.)



Aluminum, 6061, wrought, T6

Page 1 of 3

General properties

Designation

6061

UNS number

A96061

Density

2.67e3 - 2.73e3 kg/m³

Price

* 9.49 - 10.4 ARS/kg

Composition overview

Composition (summary)

Al1Mg1.6SiCuCr

Base

Al (Aluminum)

Composition detail

Al (aluminum)	97	-	99	%
Cr (chromium)	0	-	0.6	%
Cu (copper)	0	-	0.6	%
Mg (magnesium)	1	-		%
Si (silicon)	0	-	0.6	%

Mechanical properties

Young's modulus	68	-	74	GPa
Flexural modulus	* 68	-	74	GPa
Shear modulus	25	-	27	GPa
Bulk modulus	65	-	72	GPa
Poisson's ratio	0.325	-	0.335	
Shape factor	27			
Yield strength (elastic limit)	193	-	290	MPa
Tensile strength	241	-	320	MPa
Compressive strength	* 207	-	290	MPa
Flexural strength (modulus of rupture)	193	-	290	MPa
Elongation	12	-	17	% strain
Hardness - Vickers	95	-	105	HV
Hardness - Brinell	95	-	105	MPa
Fatigue strength at 10 ⁷ cycles	90	-	100	MPa
Fatigue strength model (stress range)	56.4	-	87.8	MPa
Parameters: Stress Ratio = 0, Number of Cycles = 1e7				
Fracture toughness	* 33	-	35	MPa.m ^{0.5}
Mechanical loss coefficient (tan delta)	* 1e-4	-	0.002	



Thermal properties

Melting point	580	-	650	°C
Maximum service temperature	110	-	170	°C
Minimum service temperature	-273	-		°C
Thermal conductivity	152	-	169	W/m.°C
Specific heat capacity	878	-	914	J/kg.°C
Thermal expansion coefficient	22.7	-	23.9	μstrain/°C
Latent heat of fusion	384	-	393	kJ/kg

Electrical properties

Electrical resistivity	3.9	-	4.1	μohm.cm
------------------------	-----	---	-----	---------

Optical properties

(32)

Fichas técnicas de AA 5052 y AA 6061 de CES EduPack (cont.)



Aluminum, 6061, wrought, T6

Page 2 of 3

Transparency

Opaque

Durability: flammability

Flammability

Non-flammable

Durability: fluids and sunlight

Water (fresh)

Excellent

Water (salt)

Acceptable

Weak acids

Excellent

Strong acids

Excellent

Weak alkalis

Acceptable

Strong alkalis

Unacceptable

Organic solvents

Excellent

UV radiation (sunlight)

Excellent

Oxidation at 500C

Unacceptable

Primary material production: energy, CO2 and water

Embodied energy, primary production	197	-	218	MJ/kg
CO2 footprint, primary production	11.4	-	12.6	kg/kg
Water usage	495	-	1.49e3	l/kg

Material processing: energy

Extrusion, foil rolling energy	* 11.8	-	13	MJ/kg
Rough rolling, forging energy	* 6.03	-	6.67	MJ/kg
Wire drawing energy	* 43.4	-	48	MJ/kg
Metal powder forming energy	* 22.2	-	24.6	MJ/kg
Vaporization energy	* 1.55e4	-	1.71e4	MJ/kg
Coarse machining energy (per unit wt removed)	* 1.34	-	1.48	MJ/kg
Fine machining energy (per unit wt removed)	* 9.1	-	10.1	MJ/kg
Grinding energy (per unit wt removed)	* 17.7	-	19.6	MJ/kg
Non-conventional machining energy (per unit wt removed)	* 155	-	171	MJ/kg

Material processing: CO2 footprint

Extrusion, foil rolling CO2	* 0.884	-	0.977	kg/kg
Rough rolling, forging CO2	* 0.452	-	0.5	kg/kg
Wire drawing CO2	* 3.25	-	3.6	kg/kg
Metal powder forming CO2	* 1.78	-	1.96	kg/kg
Vaporization CO2	* 1.16e3	-	1.28e3	kg/kg
Coarse machining CO2 (per unit wt removed)	* 0.1	-	0.111	kg/kg
Fine machining CO2 (per unit wt removed)	* 0.682	-	0.754	kg/kg
Grinding CO2 (per unit wt removed)	* 1.33	-	1.47	kg/kg
Non-conventional machining CO2 (per unit wt removed)	* 11.6	-	12.8	kg/kg

Material recycling: energy, CO2 and recycle fraction

Recycle	✓			
Embodied energy, recycling	17.1	-	20.3	MJ/kg
CO2 footprint, recycling	0.958	-	1.21	kg/kg
Recycle fraction in current supply	40.5	-	44.7	%
Downcycle	✓			
Combust for energy recovery	✗			
Landfill	✓			
Biodegrade	✗			
Arenewable resource?	✗			

(32)