

ESTUDIO DE ALEACIÓN DE ALUMINIO DE ALTA RESISTENCIA

Lacoste, Juan L., Cozzarín, Ana L (*); González, Alfredo C.
Departamento de Mecánica, Facultad de Ingeniería, Universidad Nacional de La Plata, (UNLP),
1900, BA, Argentina

(*). Email: acozzarin@ing.unlp.edu.ar

Palabras Claves: aluminio, alta resistencia, procesado, tratamientos térmicos

Introducción

Actualmente, en el grupo de trabajo en formación perteneciente al Departamento de Mecánica, Investigación y Desarrollo en Procesos Industriales y Servicios Tecnológicos - ProInTec I&D se está trabajando en el desarrollo de aleaciones de aluminio de alta resistencia. A este tipo de materiales, pertenecen las aleaciones de aluminio de la serie 2XXX, en las que el principal elemento aleante es el Cu, el cual reviste una gran importancia debido a su elevada solubilidad a altas temperaturas y, en caso de requerirse, al efecto de endurecimiento que provoca mediante un adecuado tratamiento térmico de precipitación.

Las aleaciones de aluminio de alta resistencia presentan su principal aplicación en la fabricación de aeronaves, misiles y en la industria aeroespacial en general, como así también, en accesorios y tanques para líquidos combustibles y de oxígeno. De las pertenecientes a la serie 2XXX, en el grupo se encuentran entre otras bajo estudio, las aleaciones AA2219 y AA2319, las cuales se diferencian únicamente en el porcentaje de Titanio, siendo mayor, en la nombrada en último término.

Más precisamente, cuando se realizan piezas soldadas de aleación de aluminio AA2219 con el agregado de aporte, se utiliza alambre de aleación AA2319 para realizar el cordón de soldadura. Estas aleaciones no se producen en nuestro país y sólo puede obtenerse como material importado ya procesado. Esta presentación se ha centrado en el análisis y estudio de las técnicas de fusión para la obtención de la aleación AA2319, como así también su procesado mediante deformación plástica por laminación, tanto en caliente como en frío y los tratamientos térmicos intermedios necesarios, con el fin de lograr porcentajes de deformación elevados. Todo esto, en busca alcanzar un espesor final comparable con el del alambre para aporte de soldadura trefilado importado.

Desarrollo experimental

El proceso de fusión para la generación de la aleación fue llevado a cabo íntegramente en la Facultad, en el taller de Fundición ubicado en el subsuelo del Departamento de Mecánica. Para ello, se generó un procedimiento de colada planteando los lineamientos referentes al proceso tales como temperaturas, tiempos, orden de agregado de los aleantes, etc. La carga preparada para la fusión fue de 10 kg, utilizando algunos de los aleantes en estado puro (Cu, Zr y V) y otros en liga madre al 10 % (Mn y Ti) a partir de los cuales se obtuvieron dos placas de aleación AA2319 físicamente sanas.

Por otro lado, con el objetivo de conocer la composición química resultante del material, luego del procedimiento de colada, cada una de las placas obtenidas fue expuesta a un análisis químico según el método de espectrometría por emisión óptica. De esta manera, se obtuvo el porcentaje de cada uno de los elementos químicos componentes de la aleación (ver Tabla 1).

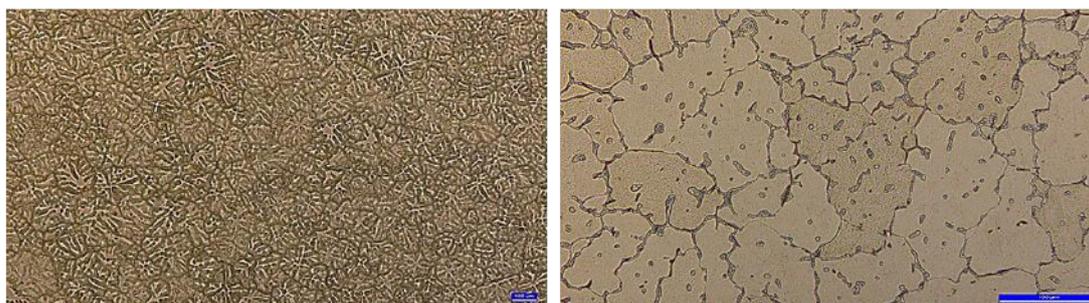


Figura 1: Placas obtenidas por fusión (izquierda). Microestructura de colada (Derecha).
Aumento: 200x

Tabla 1: Composición química típica de la aleación AA2319 y las correspondientes a las placas fundidas en la Facultad de Ingeniería ProInTec I&D.

Aleación	Cu	Mn	Ti	Zr	V
AA2319	5,8 – 6,8	0,2 – 0,4	0,1 – 0,2	0,1 – 0,25	0,05 – 0,15
Placa 1	6,58	0,258	0,1	0,15	0,03
Placa 2	6,58	0,261	0,1	0,15	0,04

La composición química de las placas obtenidas se encuentra dentro de los límites establecidos por la composición química típica de la aleación AA2319, con excepción del Vanadio que se encuentra levemente por debajo del valor mínimo establecido.

Una vez obtenidas las placas y habiendo corroborado su composición química, se sometieron ambas a un tratamiento térmico de homogeneizado. Para ello, las placas se colocaron en un horno eléctrico de resistencias durante 24 horas a una temperatura de 520 ± 5 °C encontrándose todo el proceso controlado a partir de una muestra testigo de características análogas a las placas en el interior del horno, mediante un programa de adquisición de datos. El objetivo principal de este tratamiento térmico consiste en disolver la fase presente en límites de grano y a su vez incorporarla en solución. Para lograr esto, luego de transcurrido el tiempo de permanencia en el horno las placas fueron enfriadas rápidamente (enfriamiento en agua a temperatura ambiente) siendo la microestructura resultante luego del procedimiento descrito, la siguiente.

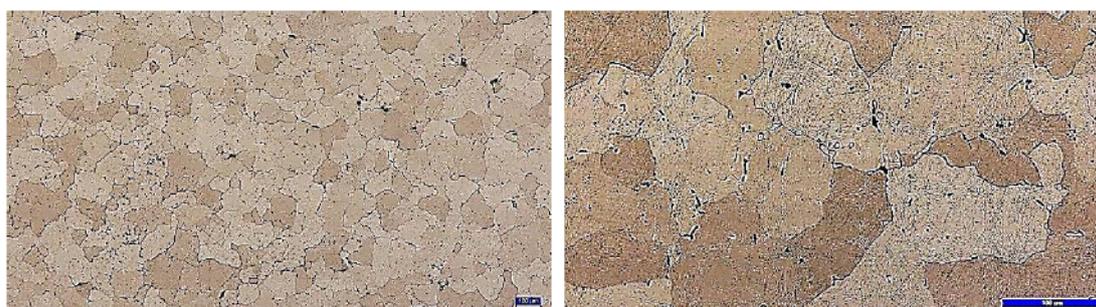


Figura 2: Muestra homogeneizada 24 horas. Aumento: Izquierda: 50x Derecha: 200x

La primera etapa de procesado de la aleación AA2319 ha consistido en someter al material a un proceso de deformación plástica en caliente, más precisamente, laminación a 520 °C, a esta temperatura la aleación antes mencionada se encuentra en su estado de máxima solubilidad facilitando el proceso de deformación plástica. Durante toda la operación de laminado, fueron cuidadosamente controlados los valores de temperatura en los que se encontraban las placas. Para ello, se utilizó una muestra testigo con termocupla, la cual

conectada a un equipo adquirente de datos en tiempo real acompañó cada una de las etapas de laminado. De esta manera, el proceso se desarrolló con la certeza que cada una de las pasadas por el equipo, de cada una de las placas se hizo a la temperatura requerida.

El porcentaje de deformación de las placas por laminación en caliente fue de aproximadamente un 68 %, alcanzando un espesor de 9 mm. Una vez finalizado el proceso de laminación, las placas fueron devueltas al horno y mantenidas durante 10 minutos a 520 °C, para ser finalmente enfriadas rápidamente en agua. El resultado de la operación descrita fue altamente satisfactorio, obteniéndose placas físicamente sanas.



Figura 3: Placas deformadas en caliente

Posteriormente, se extrajeron muestras de la sección transversal de las placas en la dirección de laminación y se pulieron las superficies con paño y pasta de diamante de 1 μm . Con el fin de exponer las características de la microestructura del material, las muestras fueron sumergidas en reactivo Graff Reagent durante 30 segundos, y luego en Keller, 10 segundos. Como resultado de esta operación se obtuvieron las metalografías que se muestran a continuación.

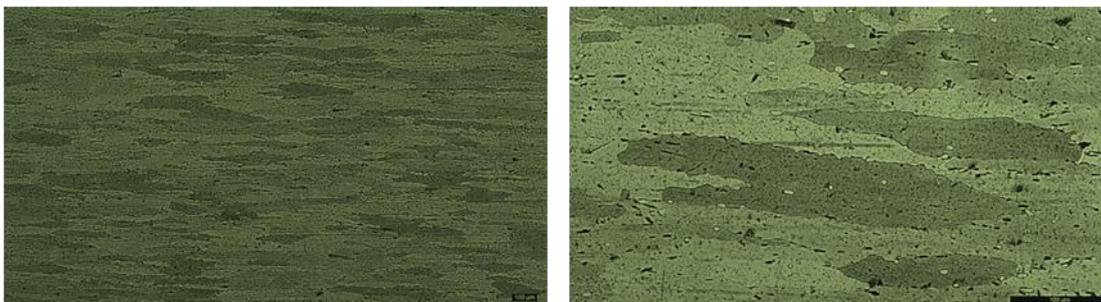


Figura 4: Muestra laminada en caliente. Aumento: Izquierda: 50x Derecha: 200x

Habiendo alcanzado el espesor requerido por deformación plástica en caliente se decide establecer una condición de partida clara para el estudio de los distintos porcentajes de deformación en frío y tratamientos térmicos de recocido de recristalización. El hecho de comenzar con deformaciones en frío a partir de este espesor básicamente se sustenta en el conocimiento de la respuesta de la aleación AA2219, ante procesos de deformación plástica por laminación en frío, gracias a estudios realizados por el grupo anteriormente. De esta manera, al pretender alcanzar espesores del orden de los 2 mm, se presenta un rango de posibles porcentajes de deformación que permite estudiar de manera más completa la respuesta del material a este proceso, sus límites, y la influencia de las distintas variables al tratar térmicamente el material en estados diferentes.

Como se dijo, pretendiendo establecer un punto de partida claro y reproducible, se busca comenzar el proceso de deformación plástica en frío con el material en la condición

de mayor ductilidad posible. Para ello se efectúa sobre la aleación un recocido de ablandamiento, o recocido completo cuyo objetivo último consiste en regenerar la ductilidad de la aleación en el mayor grado posible. Como consecuencia de este tratamiento térmico, resulta una microestructura de precipitado grueso y espaciado, además del alivio de tensiones generadas que puedan existir por deformaciones previas del material. Para alcanzar esta condición, se requiere exponer al material durante un periodo de 2 a 3 horas a 415 °C, seguido de un enfriamiento lento y controlado que debe ser inferior a 30 °C/h, hasta alcanzar una temperatura de 290 °C. Una vez alcanzado este valor de temperatura, la condición de enfriamiento no presenta importancia. Una vez efectuado el tratamiento térmico sobre las placas se obtuvieron las micrografías que se presentan a continuación.

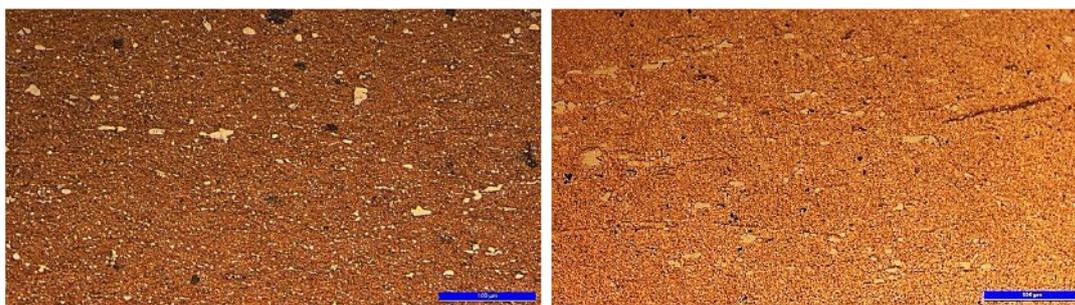


Figura 5: Muestra laminada en caliente, con recocido de ablandamiento posterior. Aumento: 200x

Como se aprecia en las imágenes, la microestructura es similar en ambas placas, notándose claramente la aglomeración de segunda fase, obteniendo de esta manera un precipitado grueso y espaciado, y por ende, una matriz de naturaleza dúctil susceptible de ser fácilmente deformada plásticamente en frío.

El objetivo de la primera etapa de deformación en frío consistió en determinar qué porcentaje de deformación máxima puede soportar el material sin fisurarse, encontrando de esta manera el umbral de deformación en el cual resulta imperativo tratar térmicamente el material para poder continuar deformándolo y reduciendo su espesor.

Además, se tomaron muestras por cada milímetro de reducción de espesor con el fin de estudiar la microestructura correspondiente a cada porcentaje de deformación, someterlas a tratamientos térmicos de recocido de recristalización con diferentes parámetros y medir los valores de dureza en cada estado.

Tal y como se dijo, el material fue deformado plásticamente en frío hasta alcanzar su umbral de tolerancia, el cual fue manifestado al superar el 57 % de deformación acumulada. En este punto, el material comenzó a fisurarse en los bordes laterales de la placa. Situación que se vió agravada y profundizada al aumentar aún más el porcentaje de deformación acumulada.

Por otro lado, un seguimiento de la evolución microestructural del material como consecuencia de la deformación impartida a través de metalografías y mediciones de dureza Brinell evidenció un importante aumento en esta propiedad.

Posteriormente, habiendo determinado la capacidad máxima de asimilación de deformación plástica en frío del material y basado en experiencias anteriores con la aleación AA2219, se comenzó un nuevo procedimiento de deformación, tratando térmicamente el material antes de alcanzar el 57 % de deformación en frío acumulada.

El recocido de recristalización fue realizado a 415 °C durante 30 minutos en un horno eléctrico de resistencias, con muestra testigo y sistema adquirente de datos en tiempo real.

A continuación se presentan dos imágenes en las que se puede observar la microestructura del material antes y luego de tratamiento de recocido de recristalización.

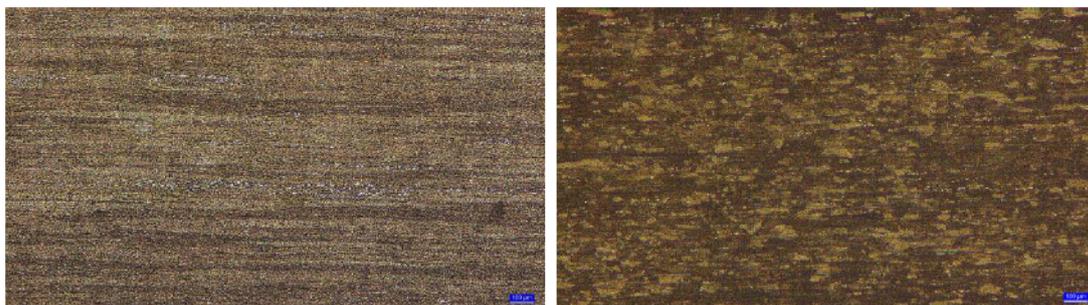


Figura 6: Microestructura resultante. Aumento: 50x Izquierda: Antes del recocido de recristalización. Derecha: Después del tratamiento térmico

Una vez realizado el tratamiento térmico se continuó deformando plásticamente en frío el material hasta alcanzar un espesor de 1,04 mm.

Cabe destacar que durante todas las etapas del procesado de la aleación se realizaron mediciones de dureza Brinell con el fin de realizar un seguimiento de la evolución de las propiedades mecánicas del material.

Resultados

Como fue mencionado, durante todas las etapas del procesado de la aleación se efectuaron mediciones de dureza Brinell, con el fin de verificar la evolución microestructural de la aleación. Para ello, se utilizó un durómetro Brinell con una carga de 62,5 kg y un penetrador de bolilla esférica de 2,5 mm de diámetro. Como resultado de esta tarea se obtuvieron, para cada condición, los valores que se presentan en la siguiente tabla.

Tabla 2: Evolución de la dureza Brinell en función de los tratamientos termomecánicos efectuados

Espesor de placa [mm]	Condición	Porcentaje de deformación [%]	Dureza promedio Brinell
28,3	Colada	0	65
28,3	Homogeneizada	0	90
9,00	Def. en caliente	68,2	82
9,00	Rec. Ablandamiento	68,2	48
4,48	Def. en frío desde 9mm	50	68
4,48	Rec. Recristalización	50	59
1,04	Def. en frío desde 4,48 mm	88,4	104

La tabla anterior muestra el aumento de dureza experimentado por el material como consecuencia del endurecimiento por deformación plástica provocado por el proceso. A partir de esto, el valor de dureza del material que en estado de "recocido total" es de 48 HB aumenta un 41 % debido al laminado en frío al alcanzar un espesor de 4,48 mm, que representa un porcentaje de deformación de aproximadamente 50 %. A su vez, el tratamiento térmico de recocido de recristalización efectuado una vez alcanzado ese porcentaje de deformación, impone una reducción de la dureza del material superior al 13 %, ubicándose en los 59 HB. Por último, queda expuesta la fuerte reacción de endurecimiento por deformación que sufre esta aleación, notándose que alcanza un valor de 104 HB cuando el espesor es de 1,04 mm, siendo este el mínimo espesor alcanzado que permite ubicarse en un rango de valores comparable con el diámetro de alambre de aleación AA2319 importado.

En términos microestructurales, una vez alcanzado el mínimo espesor se tomó una muestra de la sección transversal de la placa paralela a la dirección de laminación y se pulió la superficie en paño con pasta de pulir de 1 μm . análogo tratamiento se llevo a cabo con una muestra de alambre importado de 1,1 mm de diámetro de aleación AA2319. Por último, ambas muestras fueron atacadas con los reactivos químicos Graff Reagent y Keller, obteniéndose las metalografías que se muestran a continuación.

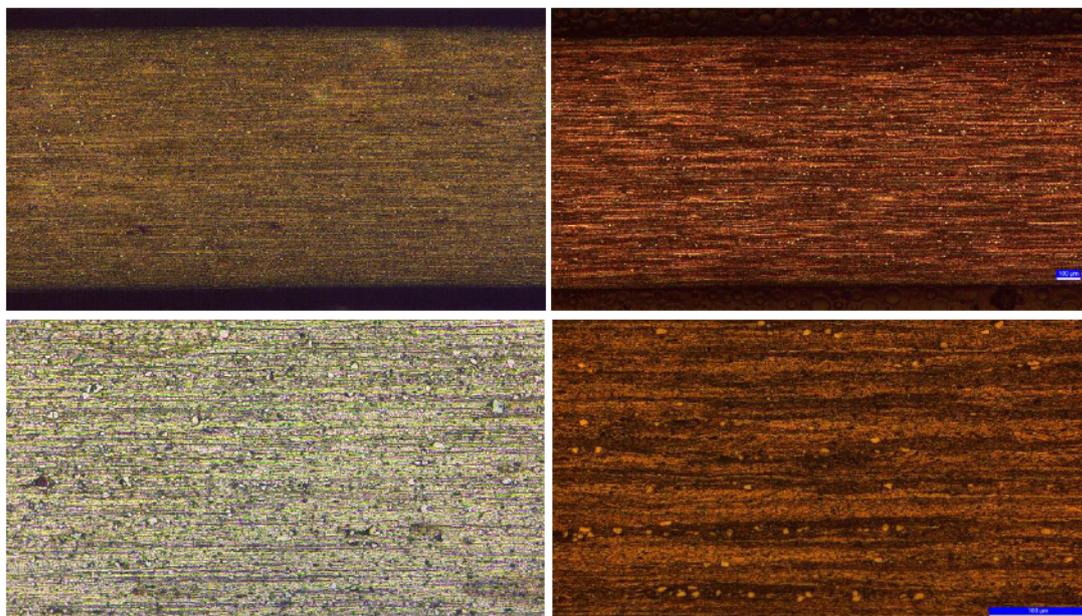


Figura 7: Microestructura resultante. Aumentos: Superior: 50x Inferiores: 200x. Izquierda: Material importado. Derecha: Material desarrollado íntegramente en ProInTec I & D.

Conclusiones

El proceso de fusión planteado para la generación de placas de aleación de aluminio AA2319 ha alcanzado un resultado altamente satisfactorio, obteniendo placas en composición química, en completo estado de sanidad física. A su vez, se ha llevado a cabo de manera eficiente el tratamiento térmico de homogeneizado sobre las placas fundidas. Para ello, es necesario mantener la temperatura en 520 $^{\circ}\text{C}$ durante 24 hs, ya que esta condición es la que garantiza un material susceptible de ser deformado plásticamente en caliente, y es éste el tiempo mínimo necesario para que la segunda fase se encuentre disuelta tal y como se muestra en la figura 2.

El proceso de deformación plástica en caliente se llevo a cabo a partir de un procedimiento propio, establecido para esta tarea en particular, dando como resultado placas físicamente sanas, sin defectos visibles inherentes al conformado con un porcentaje de deformación levemente superior al 68 %. Posteriormente, el sometimiento del material a un tratamiento térmico de recocido de ablandamiento ha dado como resultado un material de naturaleza extremadamente dúctil, situación que resulta favorable para lograr un buen procesado en frío de la aleación. Esto se puede apreciar a partir de la sensible reducción en el valor de dureza presentado por el material, la cual es del orden del 44 % luego de este tratamiento, lo cual se corresponde con la microestructura de precipitado grueso, aglomerado y espaciado que se muestra en las figura 5.

Luego, mediante laminación se ha determinado el umbral máximo de tolerancia a la deformación plástica en frío del material a partir de la aparición de grietas y fisuras en los bordes laterales paralelos a la dirección de laminación. Este valor umbral, fue alcanzado al superar el 57 % de deformación.

Por último, un tratamiento térmico de recocido de recristalización sobre el material deformado en frío, justo antes de alcanzar el porcentaje máximo de tolerancia a la deformación ha permitido alcanzar, una placa sana de aleación AA2319 de 1,04 mm de espesor. Esto, ha evidenciado una característica propia de este material que radica en su marcada respuesta al endurecimiento por deformación, alcanzando un valor de 104 HB. Además, habiendo logrado el mínimo espesor de placa, se ha podido comparar con el alambre de aleación AA2319 importado de 1,1 mm de diámetro, encontrándose una gran similitud microestructural, tal y como se observa en la figura 7. Esto muestra, que si bien ambas condiciones son alcanzadas por procesos de deformación diferentes, el resultado obtenido desde el punto de vista microestructural es análogo.

Bibliografía

- Heat Treating. ASM Handbook, Volume 4 (1991)
- Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. ASM Handbook, Volume 2 (1990)
- Manual del Aluminio. Editorial Reverté (1992)
- V. Radkte "Spin-Rolling, Welding, and Heat Treatment of Aluminium 2219 for Ariane 5 GAM High Pressure Vessel Liners."1992