

Estudio comparativo de las propiedades metalúrgicas y de la resistencia a la corrosión de la aleación de aluminio EN AC-46500 obtenida por moldeo a presión y por moldeo en estado semisólido

Leire Solaberrieta-Ostolaza,
Javier Fernández-Carrasquilla
Universidad Pública de Navarra (España)

DOI: <http://dx.doi.org/10.6036/7674>

1. INTRODUCCIÓN

Las aleaciones del grupo EN AC-46500, según la norma UNE 38001, son muy utilizadas en la industria del aluminio que produce piezas por moldeo. Esto se debe a las buenas propiedades mecánicas que presentan este tipo de aleaciones debido a su microestructura y sobre todo a la composición de la misma [1]. En lo que respecta a su inyección, es predominante el tradicional proceso de fundición por inyección a alta presión, denominado HPDC [3], si bien los procesos de fundición donde se trabaja con el material en estado semisólido (SSM) muestran un gran potencial y su implantación puede resultar interesante debido a las ventajas que pueden presentar.

El interés de técnicas, como la inyección por moldeo de aleaciones de aluminio en estado semisólido (SSM), radica en la necesidad de reducir los posibles defectos en las piezas acabadas. En dicha técnica, la mayor viscosidad de la aleación metálica debido a la coexistencia de una fase líquida y una fase sólida esferoidal, mejora el llenado de la cavidad en condiciones de flujo laminar, lo que facilita la eliminación de la porosidad provocada por las burbujas de gas atrapado en la pieza. Un menor porcentaje de porosidad, debido a que el material es inyectado en estado semisólido disminuye la contracción durante la solidificación, y en consecuencia, una disminución de la cantidad de gas atrapado a presión en la pieza, permite la posibilidad de realizar tratamientos térmicos sobre los componentes producidos que pueden incrementar su resistencia mecánica o su límite elástico [2,10,13].

La inyección del material a bajas temperaturas y parcialmente solidificado,

reduce el tiempo de enfriamiento de la pieza y a su vez, la presencia de una fase solidificada facilita la eliminación del calor latente de fusión de la fase líquida inyectada. Además, la menor fatiga térmica del molde puede hacer de éste un proceso económicamente viable si lo comparamos con los procesos metalúrgicos vigentes. Es por ello, que el interés por este proceso de producción se está incrementando en la industria metalúrgica, ya que presenta numerosas ventajas respecto a otros procesos ya implantados [3].

Las ventajas que presenta la inyección en estado semisólido durante el proceso de fabricación respecto a la inyección en estado líquido [4], hace necesario conocer cómo actúa el material, los cambios que puede presentar en la microestructura o incluso las alteraciones que puede experimentar en las propiedades mecánicas durante el proceso [5], así como evaluar las propiedades mecánicas y la resistencia a la corrosión de las piezas acabadas.

En el proceso HPDC, por el contrario, se podría definir como un proceso de fundición o fusión y moldeo, que consiste en verter el metal en el contenedor del molde mediante un pistón a través de la cavidad de éste, con la forma del componente que se desea fabricar y esperar a que solidifi-

que durante el enfriamiento, obteniendo así una o varias piezas.

Cabe destacar que mediante esta técnica se elaboran elementos con formas complejas, productos finales económicos y con microestructura homogénea (no orientada), aunque con más o menos micro-defectos internos producidos por gases ocluidos y por el mismo proceso de solidificación. En ocasiones, esta técnica es la única que permite obtener dichos componentes complejos. El esquema del proceso, puede verse en la Figura 1.

La técnica SSR es una de las tecnologías más recientes, con una patente americana desarrollada a partir del 2002 [6,14]. Esta consiste en inyectar la aleación en estado pastoso obtenida por un tratamiento combinado de agitación y enfriamiento del caldo líquido, que se encuentra a una temperatura ligeramente superior a la temperatura *liquidus*, sumergiendo un cilindro, por lo general de grafito, dentro de la aleación fundida. Este último actúa como elemento refrigerante ya que cuando el caldo líquido toma contacto con el cilindro, que se agita vigorosamente, se enfría unos pocos grados por debajo de la temperatura de *liquidus*, iniciándose así la solidificación. El cilindro se mantiene en la pasta durante intervalos de tiempo muy cortos, en este caso la velocidad de agitación no debe superar las 60 rpm. La fase más crítica del proceso se encuentra en la obtención del primer 1% en volumen de fracción sólida no dendrítica. Después de algunos segundos de agitación, la temperatura de la fundición disminuye a valores que corresponden a la fracción sólida buscada, momento en el que se retira el agitador.

El intervalo de solidificación puede aumentar o disminuir en función de la aleación que se escoja. En el caso de las aleaciones de la serie EN AC-46500, dicho intervalo de solidificación es re-

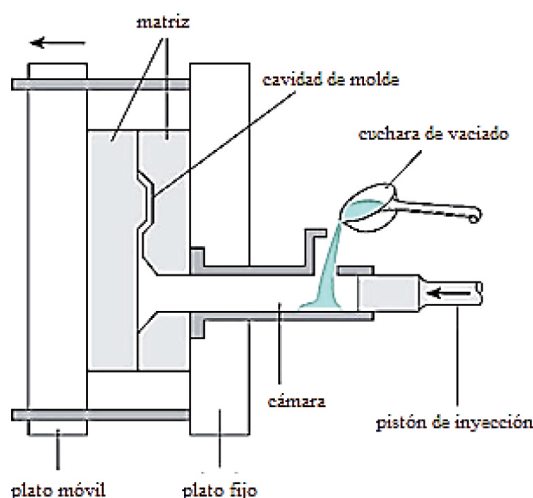


Fig. 1: Esquema del proceso HPDC. [13]

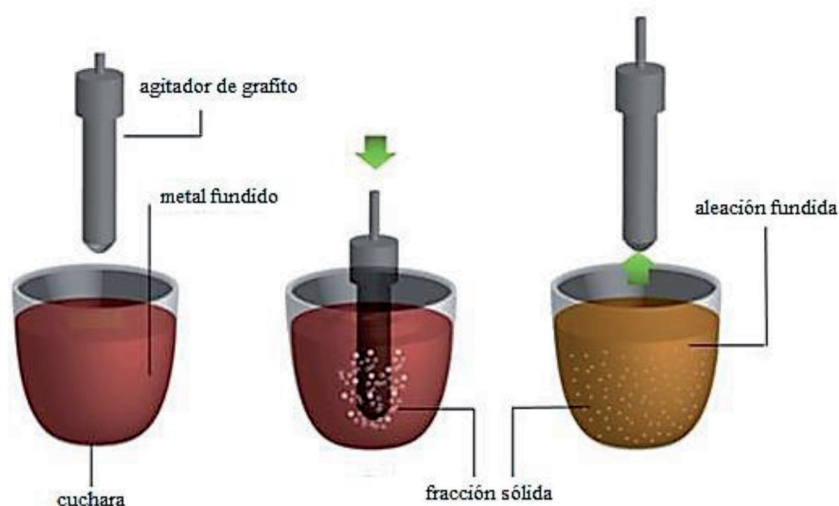


Fig. 2: Esquema del proceso Semi Solid Rheocasting. [13]

ducido. El esquema del proceso se describe a continuación (Figura 2).

Por todo ello, en este estudio se preten-

de evaluar las posibles ventajas del proceso SSR frente a un proceso de inyección por moldeo consolidado, como es el HPDC.

Si	Cu	Zn	Mg	Fe	Mn	Ni	Pb	Sn	Ti	Al
8,61	2,35	1,12	0,35	0,93	0,22	0,08	0,10	0,02	0,04	resto

Tabla I: Composición química de la aleación EN AC-46500(% en peso)



Fig. 3: Detalle de los reposabrazos de un autobús conformado por HPDC

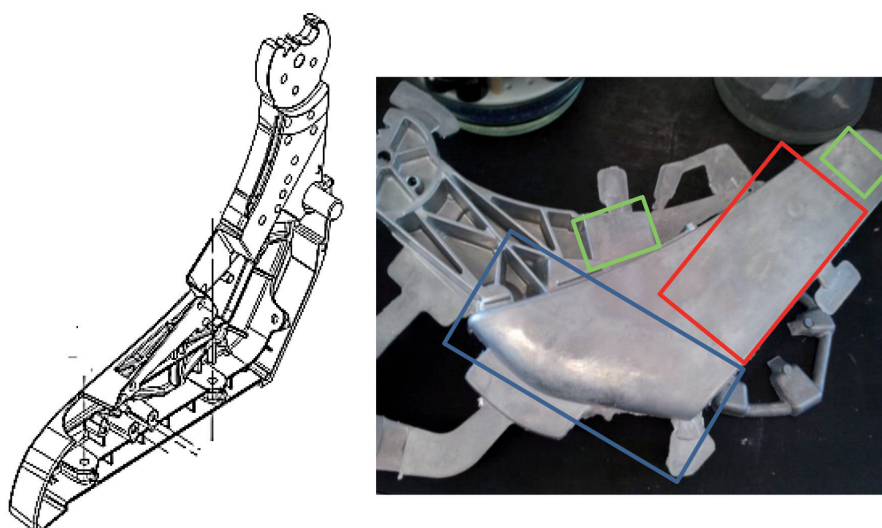


Fig. 4: Esquema explicativo de las zonas de extracción de las probetas

2. MATERIALES Y METODOS

Para la consecución del presente trabajo se ha dispuesto de dos tipos de componentes procedentes de una misma aleación. El material utilizado en el estudio, ha sido la aleación de aluminio EN AC-46500, también denominada AlSi9Cu3. El primer grupo de muestras ensayadas, pertenecen a componentes fabricados mediante el proceso HPDC, mientras que el segundo se obtienen mediante el proceso de fabricación SSR.

La composición de la aleación utilizada se indica a continuación (Tabla I).

Los componentes estudiados se observan en las Figuras 3 y 4, donde se pueden observar las piezas sometidas a estudio.

La caracterización del material se ha realizado mediante microscopio óptico OLYMPUS BX 60 y un microscopio electrónico de barrido (SEM) JEOL JSM-5610 LV dotado de una sonda de fluorescencia de rayos X marca OXFORD.

La extracción de las probetas para la consecución de los ensayos, tanto mecánicos como de corrosión acelerada, ha presentado cierta dificultad debido a lo intrincado de su forma. Se han escogido diversas zonas ya que al ser piezas obtenidas mediante un proceso de moldeo, existen algunas de mayor interés frente a otras, como por ejemplo, aquellas que presentan muchos nervios u otras donde existe un cambio de espesor apreciable. En la Figura 4, se señalan las diferentes zonas de las que se han extraído las muestras para la consecución de los ensayos.

Para la realización de este trabajo, se ha contado con dos reposabrazos pertenecientes a dos lotes diferentes de donde se han extraído las probetas ensayadas. Dicha extracción se ha llevado a cabo mediante la utilización de máquina-herramienta convencional. El mecanizado se ha realizado mediante tornos paralelo Pinacho, fresadoras Kondia y una rectificadora.

En la Figura 4 se delimita en rojo el área de donde se han extraído las probetas que posteriormente han sido ensayadas a tracción. Dichos ensayos se han realizado de acuerdo a la norma UNE- EN 10002-1: 2001. Se ha empleado una máquina de ensayos de tracción y compresión electromecánica de doble husillo EM2/200/FR fabricada por Microtest S.A. con una carga de 40 kN. Los ensayos se han realizado con una velocidad de deformación de 10 N.s⁻¹ y se han ensayado un total de seis probetas cuyas dimensiones se muestran en la Figura 5.

El valor de la resistencia al choque se ha obtenido mediante ensayos de impacto con Péndulo de Charpy, según la norma

ASTM E23-72. Las dimensiones de las probetas se indican en las Figura 6. En este caso, las probetas se han extraído de las zonas señaladas en verde, siendo un total de seis las probetas ensayadas.

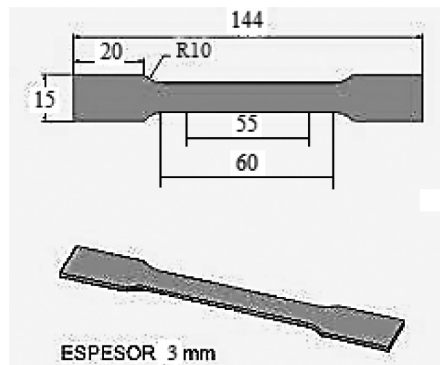


Fig. 5: Dimensiones de las probetas de tracción

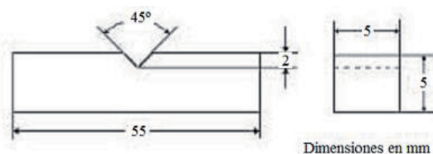


Fig. 6: Dimensiones de las probetas de Charpy

La zona de la Figura 4 delimitada en azul, es de donde se han obtenido las muestras ensayadas en las cámaras de corrosión acelerada.

Para evaluar, de forma cualitativa, la resistencia a la corrosión de los componentes, las probetas a ensayar han sido introducidas en la cámara de niebla salina y la cámara Kesternich (atmósfera industrial). El ensayo ha sido realizado según norma ASTM B-117 en el primer caso, y de acuerdo a la norma DIN 50018 en el segundo. El seguimiento se ha llevado a cabo tomando fotografías de la superficie de las muestras al finalizar cada ciclo del ensayo. En la Figura 7 se aprecian las dimensiones de las muestras ensayadas en las cámaras de corrosión acelerada.

La determinación cuantitativa del grado de corrosión de los componentes se ha realizado mediante ensayos electroquímicos, según la norma ASTM G61-86. La solución que actúa como electrolito ha sido de NaCl al 3,5 %, con el fin de reproducir las mismas condiciones de la cámara de niebla salina. La curva de polarización se obtiene con una velocidad de barrido de $1,6 \cdot 10^{-3}$ V/s y el rango de barrido va desde -0,1V hasta 0,1V.

3. RESULTADOS

El análisis mediante microscopía óptica, en el caso de las muestras fabricadas mediante el proceso HPDC, muestra

una microestructura de grano y precipitado fino (Figuras 8-a y 8-b). El tamaño de grano, de acuerdo al índice G, es de 6. Además, puede apreciarse la forma arborescente de la aleación y la forma acicular y ramificada de los cristales de silicio eutéctico. También se observa la morfología de escritura china debida a los intermetálicos que contienen hierro y a la cantidad de manganeso presente en la aleación.

Mediante el microscopio electrónico de barrido se ha observado que la microestructura presenta partículas correspondientes a las fases de Si, Mg_2Si , $CuAl_2$ y compuestos intermetálicos $[Al(Si,Fe,Mn,Cu), Al(Si,Fe,Mn,Cu,Cr)]$ dentro de una matriz de solución sólida, rica en aluminio. La fase constituida por Mg_2Si , se manifiesta en forma de partículas de tamaño muy pequeño y localizadas dentro de las partículas de Si, prácticamente en todos los casos. Entre los microconstituyentes presentes, se encontraron un número reducido de pequeñas partículas aciculares de $Fe_2Si_2Al_9$ que permanecieron asociadas a las partículas de Fe_3SiAl_{12} , presentándose ambas en casi todas las muestras. Es notable el crecimiento del

grano dendrítico y regiones con alta concentración de partículas, principalmente de las fases de Si y de Mg_2Si .

En el caso de las muestras obtenidas por el método SSR, se aprecia una microestructura homogénea y de grano grueso, siendo el tamaño de grano, según el índice G, de 2 (Figuras 8-c y 8-d). Además, en las microfotografías se observan granos más redondeados y se diferencia con mayor claridad la forma en la que se distribuyen los precipitados, presentando la muestra una combinación de partículas angulares con partículas redondeadas y aglomeradas. Cabe destacar, la presencia de esferoides eutécticos ocluidos en la fase α , que aparecen sin deformaciones y des-cohesionados, actuando así como dispersoides de tensiones (fases dispersas o precipitadas en el interior de los cristales de aluminio, con un tamaño de 0.05 a 0.5 μm , formados principalmente por Si y Mg). La fase de Si, se encuentra constituida por partículas gruesas de Si tipo placa y angulares, concentrándose en determinadas regiones, y siendo estas partículas más redondeadas y de menor tamaño. El micro-constituyente Fe_3SiAl_{12} se presenta

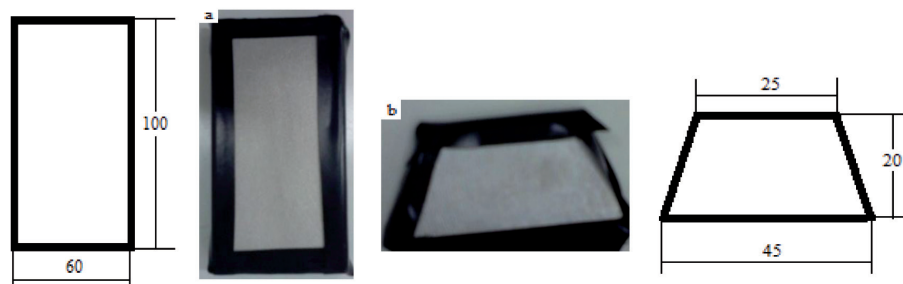


Fig. 7: Dimensiones y fotografías de las muestras ensayadas en las cámaras de corrosión acelerada. a) Muestras obtenidas mediante HPDC. b) Muestras obtenidas mediante SSR

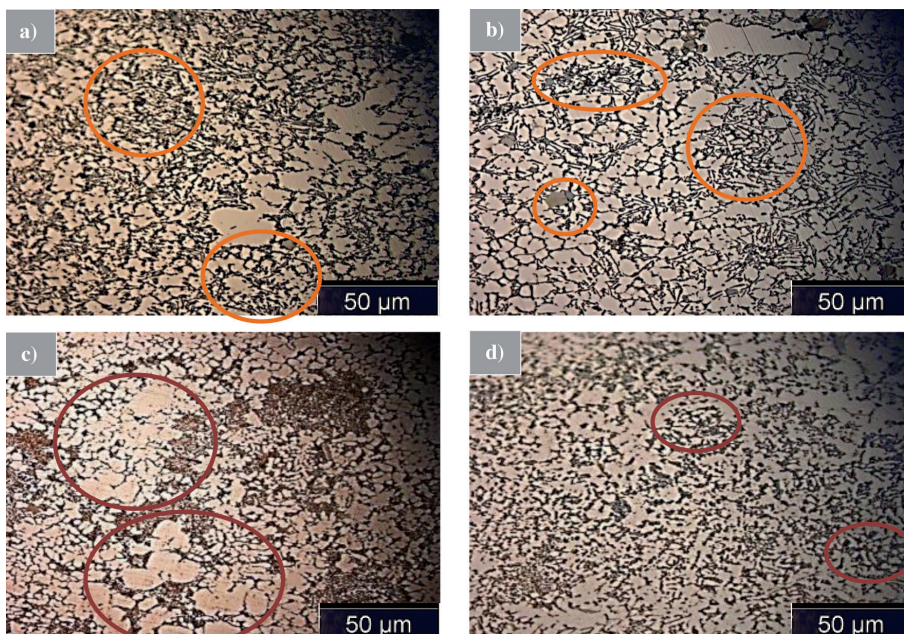


Fig. 8: Micrografías de las muestras sumergidas en el reactivo HF y Barker: a) HPDC con HF b) HPDC con Barker c) SSR con HF d) SSR con Barker

como agrupaciones de partículas en forma de escritura china de color gris pálido en las muestras pulidas y gris pardo en las que han sido atacadas químicamente, en cantidades menores y de menor tamaño en la mayoría de los casos tal y como puede observarse en la Figura 8.

Las microfractografías obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido de las superficies de fractura de las probetas, obtenidas por HPDC, ensayadas a tracción y a impacto mediante péndulo Charpy, muestran una fractura dúctil (ver Figura 9-a y 9-b). Pueden apreciarse las cúpulas de eje normal, siendo una cúpula el relieve de la superficie de fractura formado por un agregado de pequeñas cavidades separadas por tabiques que se elevan sobre la superficie general de la fractura. El borde de los tabiques conforma una red, de disposición y ancho más o menos regular. Observada con el microscopio electrónico de barrido, dicha red aparece en color blanco en contraste con el tono más oscuro de las cavidades que define, dando un aspecto muy característico al relieve de la superficie de fractura. También se aprecian los serpentines de deslizamiento, siendo estos el relieve de microdeformación plástica constituido por un conjunto de ondulaciones suaves aproximadamente paralelas en general, pero que a veces confluyen o entrecruzan entre sí. Dichos serpentines que, en general se manifiestan en aleaciones de red cúbica centrada en las caras tales como el aluminio, se sitúan en las superficies interiores de las cúpulas de gran desarrollo, antes citadas, o en determinadas áreas cuasi planas denominadas zonas estiradas, tal y como se recoge en la norma UNE 7220:2004. Además se observan pseudofacetas en la superficie, propias de la rotura dúctil que experimentan las piezas obtenidas mediante el proceso tradicional de fundición. Las superficies que presentan una mayor claridad, están mayoritariamente constituidas por aluminio y silicio.

En las siguientes fractografías (Figuras 9-c y 9-d) perteneciente al componente fabricado por SSR, pueden verse estriaciones en la superficie de rotura, además de las variaciones de altura que se han formado en la superficie debido a una fractura brusca o violenta, característico de una rotura semifrágil. Las estriaciones son específicas de las superficies de fractura por fatiga, constituidas por un conjunto de marcas paralelas y ligeramente curvadas, situadas sobre mesetas de contornos más o menos irregulares, que se delimitan sobre el fondo general de la fractura. Dichas marcas se elevan sobre la superficie de la

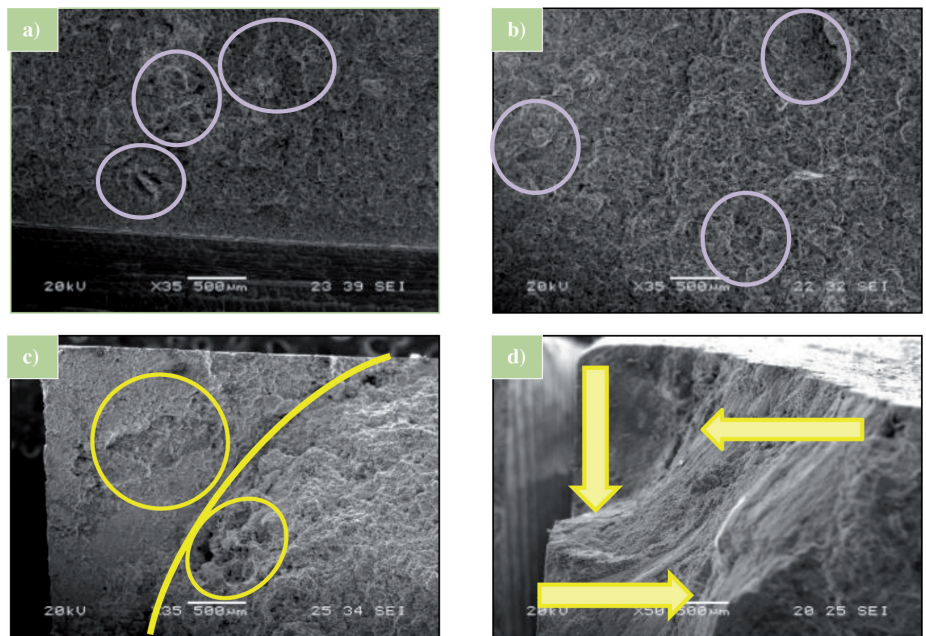


Fig. 9: Microfractografías de las muestras ensayadas a tracción y a impacto, para muestras obtenidas mediante a) y b) el proceso HPDC y c) y d) el proceso SSR

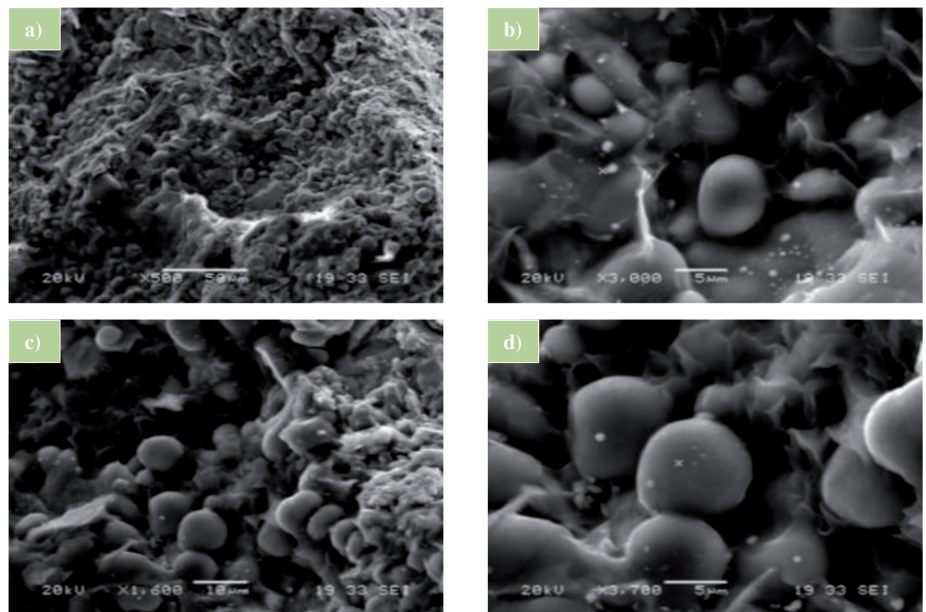


Fig. 10: Microfractografías del material globular

meseta, apreciándose claramente las gargantas o valles que las separan. Sus crestas son aproximadamente planas y sobre ellas pueden a veces apreciarse serpentines de deslizamiento muy finas paralelas a los bordes. El espaciado entre las estriaciones aumenta en general con la profundidad de la grieta, y puede no ser uniforme en una misma meseta, al estar influido por la variación de carga en el caso de espectros de sollicitación compleja.

Las mesetas y su contorno no aparecen en general relacionados con los límites de grano ni con los planos cristalográficos de la estructura del metal. El eje mayor de las mesetas coincide generalmente con la dirección local de propagación de la grieta y las marcas estriadas son perpendiculares

a ésta, con su convexidad orientada hacia el sentido de propagación de la grieta.

En la Figura 10 puede verse la estructura granular globular de la aleación SSR, apreciándose las esferas que se constituyen al aplicar el proceso de fabricación SSR. En dicha imagen, además de la citada estructura granular globular, también pueden observarse características propias de una rotura de carácter dúctil, tales como la presencia de cúpulas de eje normal, si bien en las muestras observadas en el microscopio electrónico de barrido no ha sido habitual encontrar zonas que mostrasen una rotura puramente dúctil.

En la Tabla II se muestran los valores estadísticos obtenidos para los ensayos de tracción de las muestras pertenecientes a

los componentes objeto del estudio realizado, mientras que en la Tabla III se reco-gen los resultados del ensayo a impacto.

MUESTRA		Rm (MPa)	Rp0,2 (MPa)	Ai (0,5%)
HPDC	Mínimo	213,70	138,00	5,42
	Máximo	249,23	182,33	7,84
	Promedio	226,08	167,55	6,91
	Desviación estándar	12,36	17,02	1,07
	Coefficiente de variación	0,05	0,10	0,15
SSR	Mínimo	206,67	193,00	3,10
	Máximo	238,05	237,86	3,85
	Promedio	224,08	212,66	3,36
	Desviación estándar	15,91	23,03	0,42
	Coefficiente de variación	0,07	0,11	0,12

Tabla II: Resultados de los ensayos de tracción para las muestras fabricadas por HPDC y SSR

MUESTRA	Energía Absorbida (J)
HPDC	24,7
SSR	25,8

Tabla III: Resultados del ensayo a impacto por péndulo de Charpy de las muestras obtenidas mediante HPDC y SSR

En los ensayos de corrosión acelerada realizados, se aprecia que en ambos tipos de muestras, el comienzo del proceso de corrosión se produce con gran rapidez. Al tratarse el aluminio de un elemento muy activo, en este tipo de ambiente reacciona de manera inmediata con el oxígeno. A las 24 horas del comienzo del ensayo, las piezas muestran ya el 70% de la superficie corroída en el caso de las muestras

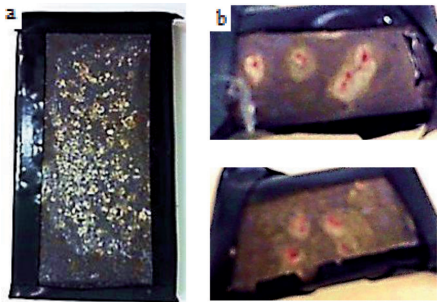


Fig. 11: Muestras ensayadas en la cámara de niebla salina, al finalizar el ensayo. a) HPDC b) SSR

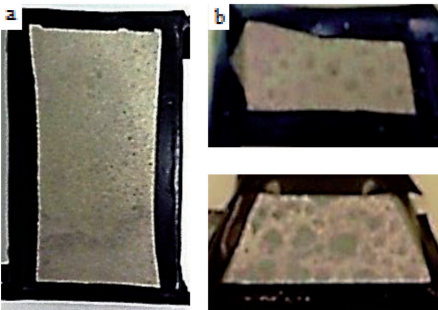


Fig. 12: Muestras ensayadas en la cámara Kesternich, al finalizar el ensayo. a) HPDC b) SSR

obtenidas mediante HPDC y del 50% para las obtenidas por el proceso SSR. Se observa el grado de corrosión alcanzado por

las muestras en las siguientes imágenes, siendo visibles los puntos de óxido en las muestras fabricadas con el método HPDC (Figura 11).

Los resultados muestran que un ambiente industrial, propio de la cámara Kesternich, es menos agresivo para la aleación estudiada que el ambiente salino. El inicio de la corrosión se produce también con rapidez ya que a las 24 horas las piezas ya muestran cierto deterioro. La degradación posterior se produce más lentamente que en la cámara de niebla salina, tanto para las piezas fabricadas por HPDC, como para aquellas obtenidas por SSR. En las muestras fabricadas por el proceso HPDC, aparecen puntos blancos a las 96 horas de ensayo, mientras que en las obtenidas mediante SSR, presentan manchas grises a las 100 horas de ensayo. En la Figura 12 se muestra el estado de las muestras, tras la finalización del ensayo.

La Figura 13 muestra las curvas de polarización potenciodinámica de las aleaciones EN AC-46500 HPDC (Figura-13a) y EN AC-46500 SSR (Figura-13b). Los resultados muestran que la aleación obtenida mediante el proceso SSR muestra una mayor resistencia a la corrosión que la

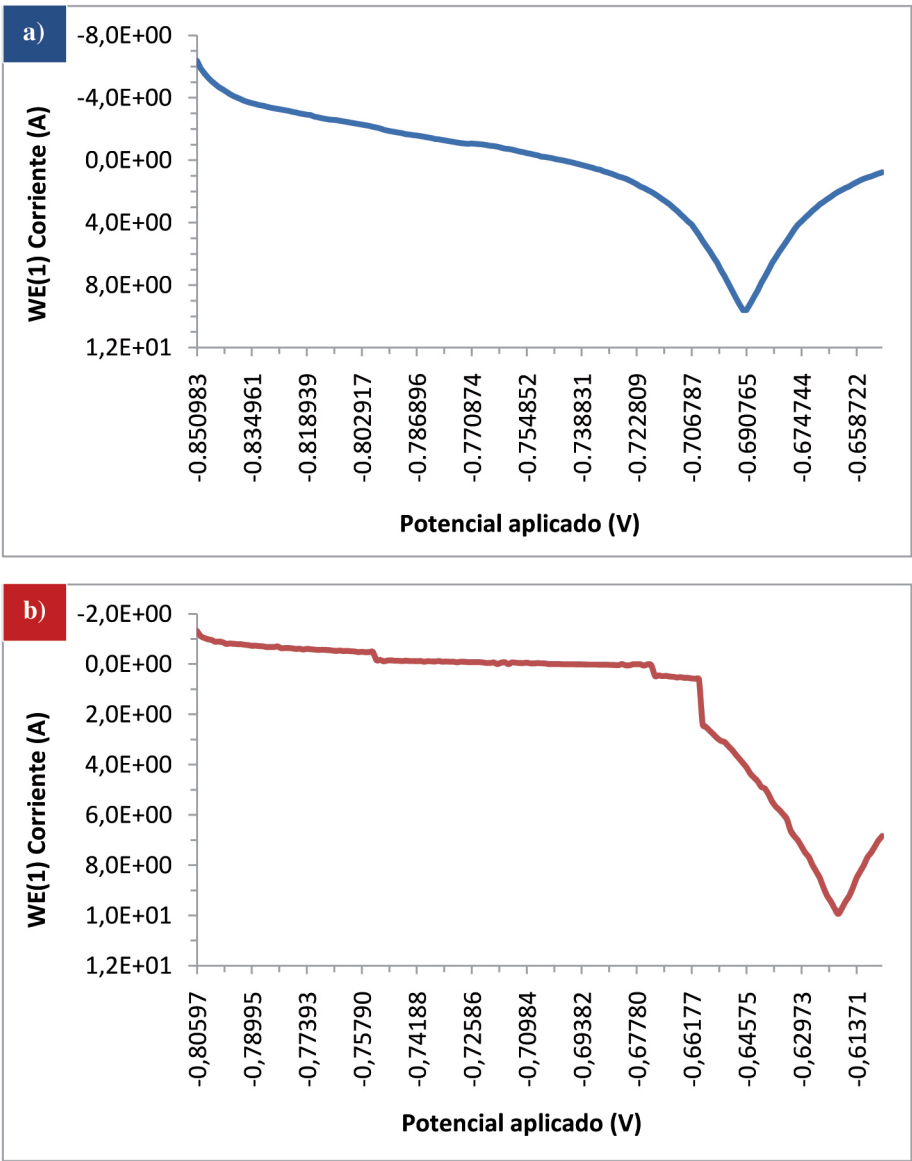


Fig. 13: Gráficas de las curvas de polarización de las muestras: a) HPDC b) SSR

aleación fabricada con el método HPDC, lo cual puede ser indicativo del efecto beneficioso de la microestructura globular. En las muestras obtenidas mediante el proceso SSR, el potencial de corrosión (E_{corr}) se desplaza hacia un valor más positivo y la densidad de corriente de corrosión (i_{corr}) disminuye considerablemente. Este comportamiento puede deberse al mayor tamaño de grano, que conlleva una menor heterogeneidad superficial, por la menor presencia límites de granos y partículas de segunda fase, que constituyen sitios activos para el ataque corrosivo.

Los valores de potencial de corrosión (E_{corr}), potencial de picadura (E_{pit}), densidad de corriente de corrosión, β_a y β_c se indican en la Tabla IV. Un criterio de evaluación de la resistencia a la corrosión por picadura es la diferencia existente entre E_{corr} y E_{pit} . Si E_{pit} es cercano a E_{corr} , se requiere poca polarización para iniciar la picadura. Así, las muestras más propensas a picaduras tendrán valores pequeños de $E_{pit}-E_{corr}$, tal y como ocurre en la muestra de la aleación obtenida por HPDC. De hecho, el valor de la velocidad de corrosión confirma esta aseveración, ya que mientras el valor de V_{corr} para la muestra obtenida por HPDC es de 0,21 mm/año, para la obtenida por SSR es de $8,5 \cdot 10^{-3}$ mm/año.

4. DISCUSIÓN

En el estudio de la microestructura que presenta la aleación EN AC-46500, se debe prestar atención a las fases que crean cuando el material solidifica, ya que estas presentarán variaciones según el proceso de moldeo por inyección utilizado.

Durante el proceso de fabricación HPDC, tanto las agujas de fase β que contienen hierro, como los distintos tipos de silicio eutéctico, pueden sufrir modificaciones debido a las altas temperaturas. A

través de mecanismos de fragmentación y globulización, los cristales de silicio eutéctico adquieren forma acicular y ramificada con contornos puntiagudos. En las micrografías que se muestran en el apartado anterior se observan las agujas formadas por los precipitados y su forma ramificada, es decir, se verifica la microestructura dendrítica del material. En el análisis químico realizado a la aleación AA 380 fabricada por HPDC, el contenido en hierro es del 1,14% y dado que es un porcentaje que supera el 0,6%, puede incidir más en la propagación de una grieta que el propio silicio eutéctico por lo que, se considera que este factor puede ser determinante en los resultados obtenidos. Según M. Baile et al.,[9] la fractura se suele producir a través de los granos gruesos de silicio eutéctico y en las fronteras de grano de los glóbulos de fase α , pero en el caso de cantidades elevadas de hierro, la presencia de este elemento es determinante en la propagación de la grieta.

La microestructura de la aleación de aluminio EN AC.46500 obtenida por el proceso SSR, consiste en la fase principal, la fase α , rodeada de una fina capa eutéctica en la que se detectan compuestos intermetálicos. Dichos intermetálicos están compuestos de $Al(Si,Fe,Mn,Cu)$, $Al(Si,Fe,Mn,Cu,Cr)$, $\alpha-AlFeSi$, Mg_2Si y $CuAl_2$. Por otro lado, se observan constituyentes eutécticos ocluidos en los granos α . La aleación obtenida mediante el proceso SSR contiene un porcentaje de hierro del 0,93, debido a que este porcentaje también es superior al mencionado 0,6%, las fases ferríticas son más relevantes en el inicio de la fractura que las del silicio. [15]

En materiales con microestructura dendrítica, la naturaleza de los precipitados guarda una relación directa con los mecanismos de rotura. De hecho, la forma acicular y ramificada de los cristales eutécticos favorece la aparición de microgrietas, reduciendo la ductilidad de la aleación. De la misma forma, la relación entre el esfuerzo y la ductilidad de las piezas obtenidas mediante el proceso SSR depende de una mayor o menor presencia de silicio eutéctico fino y fibroso, de la presencia de precipitados de Mg_2Si redondeados o pequeñas agujas de $\beta-AlFeSi$, así como del grado de homogeneidad de su distribución. A su vez, tal y como se ha podido observar en el presente estudio, el tamaño de grano de la aleación influye en el alargamiento sufrido por el material, lo cual podría haber influido negativamente en el valor obtenido para dicha propiedad mecánica.

En cuanto al tipo de superficie de fractura que presentan las muestras ensayadas, las obtenidas por el proceso HPDC presentan una fractura de naturaleza dúctil, mientras que en las fabricadas con el proceso SSR parece ser de carácter semifrágil, de acuerdo a la norma UNE-7220:2004, si bien existen zonas en las que el tipo de fractura se asemeja a una fractura dúctil. Las microfractografías permiten determinar que el mecanismo de rotura de los componentes de la aleación, obtenidos mediante el método tradicional de moldeo por inyección, tienen lugar por la coalescencia de microhuecos, mientras que los obtenidos por el proceso SSR, sufren una fractura por descohesión o pseudodescohesión intercrystalina.

En cuanto a los valores del límite elástico y resistencia máxima obtenidos para las muestras ensayadas, éstas se comparan en la siguiente tabla con los obtenidos por otros autores (tabla V).

En los ensayos de corrosión acelerada, tanto en cámara de niebla salina, como en la cámara Kesternich, se observa que los dos tipos de muestras ensayadas son susceptibles al ataque de una atmósfera rica en cloruros o una atmósfera de SO_2 . Al estudiar con detalle las imágenes tomadas, a partir de las 24 horas, se aprecia que las muestras del proceso SSR presentan un menor grado de degradación superficial.

Según Javier Martínez Fortes [17], la aleación EN AC-46500, obtenida por ambos procesos, presentan una baja resistencia frente a los procesos de corrosión, si bien, a la fabricada mediante Semi Solid Rheocasting, presenta un mejor resultado. Dicha apreciación se ve confirmada por los resultados electroquímicos, donde el valor de la velocidad de corrosión en las muestras obtenidas por SSR es inferior al obtenido para las fabricadas por HPDC.

Dichos resultados podrían ser atribuibles al alto contenido en cobre de la aleación (2,3-2,8 %), elemento que favo-

MUESTRA	β_a (V/dec)	β_c (V/dec)	E_{corr} (V)	E_{pits} (V)	i_{corr} ($\mu A/cm^2$)	V_{corr} (mm/año)	R_p (Kohms)
HPDC	0,105	0,044	-0,740	-0,745	6,31	0,21	2,13
SSR	0,155	0,082	-0,686	-0,702	0,25	0,0085	22,50

Tabla IV: Resultados de los ensayos electroquímicos para las muestras obtenidas mediante HPDC y SSR

AUTORES		$R_{p,0.2}$ (MPa)	R_m (MPa)	A_t (0,5%)
M. Baile et al. [9]	HPDC	140	240	<1
	SSR	123	232	1,8
Claudia Boldor et al. [16]	HPDC	148	240	2,0
	SSR	165	220	1,2
Presente Estudio	HPDC	168	226	6,9
	SSR	213	224	3,4

Tabla V: Tabla resumen de los resultados a tracción

rece la corrosión por picadura. La aleación 6201 estudiada por R. Vera et al. [18], con un contenido en cobre similar a la aleación objeto de este estudio, presenta resultados similares.

5. CONCLUSIONES

- 1. El componente obtenido por el proceso tradicional presenta un grano de naturaleza dendrítica, mientras que en el fabricado con el método SSR se aprecia una microestructura globular.
- 2. Los granos, en las muestras fabricadas por el método SSR, son de mayor tamaño, presentando además una menor cantidad de precipitados.
- 3. El componente fabricado con el método tradicional presenta una fractura dúctil, mientras que en el fabricado por SSR es de naturaleza semifrágil.
- 4. El componente fabricado con el método SSR muestra un valor de límite elástico superior al fabricado con el método tradicional, si bien la resistencia a impacto es similar y el alargamiento es menor.
- 5. El ensayo electroquímico muestra que las muestras fabricadas por SSR son menos susceptibles a la corrosión que las obtenidas por HPDC.
- 6. Las muestras fabricadas por el método tradicional y por el método SSR muestran un grado de corrosión similar en un ambiente salino y en uno industrial, siendo más resistentes al industrial.

En la siguiente tabla-resumen (Tabla-VI) se indica cada uno de los aspectos recogidos en las conclusiones para cada uno de los métodos de moldeo.

Finalmente, se puede destacar el hecho de que la aleación fabricada por el método SSR no presenta peores resultados que la obtenida con el método HPDC, e incluso en algunos casos, estos resultan ser mejores. La microestructura de naturaleza globular también repercute favorablemente en el aligeramiento de las piezas fabricadas, lo que unido a la disminución de la porosidad que se produce cuando se trabaja en estado semisólido, tal y como se ha mencionado anteriormente, hacen que la posible implantación de este proceso en sectores como el de la automoción pueda ser beneficiosa en muchos aspectos.

Por el contrario, una de las desventajas más importante a considerar, es el coste de la implantación del proceso en las plantas industriales de fundición, aunque

		Proceso HPDC	Proceso SSR
Microestructura	Microscopía óptica	Dendrítica. (G=6)	Globular. (G=2)
	Microscopía Electrónica de Barrido	Fractura de naturaleza dúctil.	Fractura de naturaleza semifrágil.
Mecánicas	Ensayos de Tracción	Resistencia a tracción similar y mayor elongación.	Mayor límite elástico y menor alargamiento.
	Resistencia al Impacto	Similar.	
Corrosión	Cámara de niebla salina	Degradación del 70% de la superficie a las 24 horas.	Degradación del 50% de la superficie a las 24 horas.
	Cámara Kesternich o de SO ₂	Aparición de puntos blancos y la superficie amarillea a las 96 horas.	Aparición de manchas grises a las 100 horas.
	Ensayos Electroquímicos	Muy susceptible a la corrosión.	Menos susceptible a la corrosión.

Tabla VI: Tabla-resumen de los aspectos recogidos en las conclusiones

estos costes pueden reducirse debido al aumento de la vida de los moldes por sufrir una menor fatiga térmica y a que existe la posibilidad de que puedan acoplarse directamente los equipos necesarios a una instalación de inyección de aluminio a alta presión, (HPDC) [19].

PARA SABER MÁS

[1] Bethencourt M., Botana FJ, Cano MJ, et al. "Behaviour of the alloy AA2017 in aqueous solutions of NaCl. Part I: Corrosion mechanisms." *Corrosion Science*. 2009. Vol 51 p. 518-524. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.corsci.2008.12.027>.

[2] Menargues S, Baile MT, Forn A. "Nuevos tratamientos T6 para aleaciones de AlSi obtenidas por conformación en estado semisólido". *Revista de Metalurgia*. 2013. Vol 49-4 p. 266-274. doi: <http://dx.doi.org/10.3989/revmetalm.1252>.

[3] Hamilton RW, Zhu Z, Dashwood RJ, et al. "Direct semi-solid forming of a powder SiC-Al PMMC: flow analysis". *Composites Part A: Applied Science and manufacturing*. 2003. Vol 34 p. 333-339. doi: [http://dx.doi.org/10.1016/S1359-835X\(03\)00030-7](http://dx.doi.org/10.1016/S1359-835X(03)00030-7).

[4] Cabibbo M, Spigarelli S, Evangelista E. "A TEM investigation on the effect of semisolid forming on precipitation processes in an Al-Mg-Si Alloy." *Material Characterization*. 2003. Vol 49 p. 193-202. doi: [http://dx.doi.org/10.1016/S1044-5803\(02\)00325-X](http://dx.doi.org/10.1016/S1044-5803(02)00325-X).

[5] Modigell M, Koke J. "Rheological modelling on semi-solid metal alloys and simulation of thixocasting processes". *Journal of Material Processing Technology*. 2001. Vol 111 p. 53-58. PII: S 0924-0136(01)00496-4.

[6] Flemings M.C., Martinez-Ayers R.A., de Figueredo A.M., et al. US Patent. N° 20020096231 [SSRTM], 2002.

[7] Jorstad J.L., "Economical Semi Solid Metal (SSM) Processing of Automotive Components". *World Congress, Detroit (USA)*. 2002. p. 1-8.

[8] Gil L, Jiménez L, Castro AC, et al. "Evaluación del efecto de la aplicación de un recubrimiento de Ni-P sobre la resistencia a la corrosión de la aleación de aluminio 7075 T6". *Revista de Metalurgia*. 2008. Vol 44-1 p. 66-73. ISSN: 0034-8570.

[9] Forn A., Martín E., Baile M.T., et al. "Propiedades mecánicas y análisis

fractográfico de componentes de aluminio conformados en estado semisólido". *Anales de Mecánica de la Fractura*. 2007. Vol 1 p. 93-98

[10] Baile, M^a T. "Estudio de la conformación de componentes aluminio-silicio en estado semisólido" *Tesis Doctoral*. UPC, Barcelona, 2005.

[11] Loué W. R., Brimont M., Pluchon C., et al. "Metallurgical aspects of thixoforining of A356.0 an A357.0 alloys". *Cambridge Scientific (USA), Conference Die Casting Innovation, NADCA Indianapolis* T95-113. 1995. p. 389-396.

[12] Forn A., Baile M. T., Martín E., et al. "The new technologies evolution in semisolid aluminium casting". *Proceedings of the 8th International Conference on Semisolid Processing of Alloys and Composites, Limassol (Chipre)*, 2004. p. 1-7.

[13] www.learneasy.info

[14] Menargues S., Baile M.T., Campillo M. et al. "Simulación del Proceso de Semisólidos Rheocasting (SSR) en un componente de automoción con PROCAST". *Fundipress Revista de la Fundición*. (Mayo) 2012. N° 39 p. 50-55.

[15] Boldor C., Ferreño D., Ruiz E., et al. "Influence of heat treatments on the properties of AlSi9Cu3 alloy parts obtained by means of HPDC and SSR processes". *Environmental Engineering and Sustainable Development Entrepreneurship*. 2013. Vol. 2- 3 p.9-20.

[16] Martínez Fortes J. "Estudio de componentes para automoción con aleaciones de Al-Si inyectadas a presión". *Proyecto fin de carrera*. UPC, Barcelona, 2012.

[17] Vera R., Schrebler R., Layana G, et al. "Corrosión por picaduras de aluminio y de la aleación Al-6201 en soluciones de NaCl". *Revista de Metalurgia*. 1998. Vol 34-3 p. 268-272. doi:10.3989/revmetalm.1998.v34.i3.793.

[18] IDRA. "SSR e SLS Technology, new solutions to reduce production costs and improve OEE in modern HPDC process". *International Aluminium exhibition*. 04-2008.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a la empresa navarra Asientos Esteban S.L y a la empresa cántabra Bravo Enterprises S.L la colaboración en este trabajo mediante la cesión desinteresada del material, sin el cual no se hubiera podido llevar a cabo.