



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

FACULTAD DE QUÍMICA

“DESARROLLOS Y AVANCES DE LOS TRATAMIENTOS DE ENVEJECIMIENTO ARTIFICIAL (TEMPER T5, T6, T7) APLICADO A PIEZAS DE ALUMINIO FABRICADAS POR PROCESO DE COLADA A PRESIÓN (HPDC)”

T E S I S A

QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE:

INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO

P R E S E N T A:

DAYANA CASILLAS LÓPEZ



MÉXICO, CDMX.

ABRIL

AÑO 2022



Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

JURADO ASIGNADO

PRESIDENTE PROF: GARCÍA HINOJOSA JOSE ALEJANDRO
VOCAL PROF: GARCÍA GALÁN SERGIO
SECRETARIO PROF: ARANDA VILLADA VICTOR ANTONIO
SUPLENTE 1 PROF: SÁNCHEZ SANTIAGO ARTURO ALEJANDRO
SUPLENTE 2 PROF: OJEDA RAMIREZ BALBINA

SITIO DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA

Facultad de Química UNAM, Edificio D,
Departamento de Ingeniería Química,
De manera remota.

ASESOR DEL TEMA: Dr. GARCÍA HINOJOSA JOSE ALEJANDRO _____

SUSTENTANTE: CASILLAS LÓPEZ DAYANA _____

AGRADECIMIENTOS

EN MEMORIA DE MI MAMÁ, MI GRANDE AMIGA Y AMOR.

A tí madre amada que con tu reciente partida te llevaste gran parte de mi corazón y vida, quiero agradecerte tu amor incondicional e inmenso hacia mí y para mis hijas, toda una vida no me alcanzaría para poder disfrutarte todo lo que ya no pude, te solté de mis brazos y te perdí para siempre, pero me quedé llena de tu amor, te amo y amaré cada uno de tus recuerdos, cada día de mi vida, te dedico este logro y los que vengan, todos son y serán motivo de la inspiración que tu recuerdo me otorga, te debo tu vida misma por dedicarte de lleno a enseñarme cómo vivir la mía.

A MI PAPÁ, UN INCONDICIONAL.

A mi padre, aquel amigo sobreprotector a quien amaré también por el resto de la vida que me queda, por su trabajo inmenso, por los juegos de pequeña, por su tiempo y la fuerza con la que siempre te vi luchar y salir adelante solo, quien me enseñó tanto con su historia personal de perseverancia. Gracias a Dios porque aún estás conmigo.

A MIS PEQUEÑOS AMORES.

A mis hijos a quienes amo con todo mi ser, a quien dedico también cada uno de mis logros, mis grandes inspiraciones para salir adelante y luchando en vida, gracias por elegirme su mamá, siempre estaré con ustedes para darles mi mano, mi amor y mi vida entera.

A MI SOBRINO YAEL.

Que realmente fue mi hermanito menor, quien siempre me demostró su cariño, compañía, respeto y amistad incondicional, siempre estaré para ayudarte.

A ÁNGEL CABELLOS.

En su memoria, por regalarme mi primer libro en la primaria y por tomarse el tiempo para ello.

A MI AMIGA DE CUATRO PATITAS, DUQUESA.

Índice General.

Designación del tema	Descripción	Página
Capítulo 1. Introducción y generalidades.		
1.1	Proceso de colada a presión para piezas de aluminio y microestructuras (Al HPDC).	10
1.1.1	Generalidades de la temperatura de inyección y sus consecuencias.	11
1.2	Efecto de la temperatura del metal fundido.	13
1.3	Características de los HPDC y su efecto en la porosidad.	13
1.4	Porosidad en Die Casting.	14
1.4.1	Tipos de porosidad.	15
1.4.2	Normas de regulación de la porosidad en industria automotriz.	16
CAPÍTULO 2. Metodología de investigación bibliográfica.		18
CAPÍTULO 3. Planteamiento del problema.		
3.1	Fundamentos teóricos del Aluminio.	18
3.2	Clasificación para las aleaciones aplicadas en procesos de fundición de aluminio.	19
3.3	Objetivos de los tratamientos térmicos en piezas coladas base aluminio.	20
3.4	Tratamientos térmicos convencionales aplicados a aleaciones de fundición base aluminio y su designación.	20
3.5	Características principales de cada condición en los tratamientos térmicos (T4, T5, T6 y T7).	21
Capítulo 4. Efecto de los tratamientos térmicos de las aleaciones Al-Si en la formación de zonas GP.		
4.1	Zonas de Guinier - Preston	26
Capítulo 5. Generalidades de las etapas y CQ involucradas en el tratamiento térmico.		
5.1	Subdivisión, crecimiento, solubilización - esferoidización.	28
5.2	Composición química de aleaciones de Al para colada a presión y equivalencias.	31

Capítulo 6. Ampollamiento durante el tratamiento térmico y su prevención.		
6.1	Pruebas de ampollamiento en la aleación 360.	36
6.2	Pruebas de ampollamiento en la aleación 380 y variantes.	38
Capítulo 7. Pruebas comparativas de tratamientos térmicos T4, T5, T6		
7.1	Tiempos y temperaturas aplicables a los tratamientos térmicos T4, T5, T6 y su correspondiente modificación en las propiedades mecánicas.	46
7.2	Efecto del aumento progresivo de Zn como elemento aleante en las propiedades mecánicas, posterior a la aplicación de los tratamientos térmicos T5 y T6.	49
7.3	Efecto del tratamiento térmico T6 sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de una aleación de Al-Si-Cu fundida a tres grados de vacío: 1013, 200 y 100 mbar.	54
	Capítulo 8. Discusión general de resultados.	60
	Capítulo 9. Conclusiones.	65
	Bibliografía.	66
	Bibliografía de páginas web.	67
	Referencias secundarias.	68

Índice de figuras.

Designación de figura	Descripción de la figura	Página
Capítulo 1. Introducción y generalidades.		
1.1	Pasos del proceso de fundición a presión (Takach, 1993). Cámara fría horizontal (Figura superior) y cámara fría vertical (Figura inferior).	11
1.2	(a) y (b) Microestructura típica de una aleación A380/LM24 (Makhlouf et al., 1998).	13
1.3	Microestructura que muestra un tamaño de grano bimodal con dendritas finas y globulares con eutéctico muy fino que no se alcanza a resolver (micrografía de R.N. Lumley, CSIRO).	13
1.4	Microestructuras de la aleación A380 a) Microestructura superficial de la fundición y b) microestructura interna que muestra el tamaño y morfología del eutéctico solidificado, Lumley et al., 2008.	15
1.5	Porosidad en componentes fabricados a alta presión, International Research Journal of Engineering and Technology (IRJET), 2020.	15
1.6	Porosidad por gas. International Research Journal of Engineering and Technology (IRJET), 2020.	16
1.7	La porosidad del gas es redonda con paredes lisas (a veces brillante) y a menudo agrupada (pero no siempre). Su aspecto no es puntiagudo, ni dentado, ni tiene aspecto de grieta.	

	International Research Journal of Engineering and Technology (IRJET), 2020.	16
1.8	Porosidad por contracción. International Research Journal of Engineering and Technology (IRJET), 2020.	17
1.9	ASTM E 505: Radiografías de referencia para la inspección de piezas fundidas a presión de aluminio, International Research Journal of Engineering and Technology (IRJET), 2020.	18
Capítulo 3. Fundamentos teóricos del Aluminio.		
3.1	Etapas del tratamiento térmico de una aleación de Al – 4% Cu. [3b]	25
3.2	Diagrama de tratamiento térmico de las aleaciones de aluminio. [2b]	26
Capítulo 4. Efecto de los tratamientos térmicos de las aleaciones Al-Si en la formación de zonas GP.		
4.1	Secuencia de precipitación en las aleaciones aluminio-silicio-magnesio. Efecto de los tratamientos térmicos en las aleaciones aluminio-silicio.	27
Capítulo 5. Generalidades de las etapas y CQ involucradas en el tratamiento térmico.		
5.1	Evolución de la dureza y resistencia de una aleación de aluminio en la etapa de envejecimiento artificial, Avances e Investigación en Ingeniería 13 (2010).	28
5.2	Representación de la evolución experimentada por los cristales de silicio eutéctico (Al-13Si), durante el tratamiento de esferoidización: a) Estructura original, cristales de silicio ramificado, b) Primera fase del proceso de subdivisión de cristales, c) Engrosamiento y disminución del número de partículas, d) Estructura final idealizada, partículas esféricas. [2b]	30
5.3	1) Influencia de la forma de las partículas de silicio en la fluencia de la fase α durante el ensayo de dureza. (a) Forma esférica, (b) Morfologías aciculares ramificadas, 2) Dibujo esquematizado del efecto que tiene la forma de las inclusiones o de la segunda fase en la aparición de microgrietas en un ensayo de tracción (c) Forma esférica (d) Cristales de aristas agudas.	31
5.4	Microestructura interna de una aleación A380, puede apreciarse el tamaño y morfología del eutéctico. Lumley et al, 2008.	32
5.5	Aleación de HPDC C380 en estado de colada que muestra la porosidad, la esquina superior izquierda está hacia el centro del molde, mientras que la esquina inferior derecha está hacia el borde del molde. Lumley et al, 2005.	33
5.6	Cambios en el tamaño de la dendrita a través de una fundición a presión de la aleación A380 mostrando (izquierda) el centro de la fundición y (derecha) la región superficial de la pieza.	34

	M.T.Murray M.Murray, 2011.	
Capítulo 6. Ampollamiento durante el tratamiento térmico y su prevención.		
6.1	Apariencia superficial de una aleación 360, sometida a diferentes tiempos y temperaturas de tratamiento térmico. R.N. LUMLEY, R.G. O'DONNELL, D.R. GUNASEGARAM, and M. GIVORD, 2007.	32
6.2	microestructuras con la porosidad y ampollamiento desarrollado a diferentes tiempos y temperaturas. R.N. LUMLEY, R.G. O'DONNELL, D.R. GUNASEGARAM, and M. GIVORD, 2007.	35
6.3	Curvas de dureza-tiempo para la aleación 360, envejecida a 180°C tras diferentes procedimientos de tratamiento en solución. LUMLEY R.N. , O'DONNELL R.G., D.R. GUNASEGARAM, 2007.	36
6.4	Desarrollo del tratamiento de soluciones para la aleación 380, sometido a diferentes temperaturas durante un tiempo de 15 minutos, la velocidad de inyección fue de 26m/s. METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS, VOLUME 38A, 2007.	38
6.5	Determinación de la duración óptima del tratamiento térmico de solución a diferentes tiempos a 490°C, las flechas muestran las ampollas formadas. METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS, VOLUME 38A, 2007.	39
6.6	Respuesta de envejecimiento a 150°C en función de la temperatura de tratamiento de la solución para muestras de la aleación 380 tratadas en solución durante 15 minutos, METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS, VOLUME 38A, 2007.	40
6.7	Cambios en la magnitud del SDAS y la finesa del Si eutéctico a través de una fundición a presión de la aleación A380 mostrando (izquierda) el centro de la fundición y (derecha) la región superficial de la pieza (micrografías cortesía de R.N. Lumley, CSIRO).	41
Capítulo 7. Pruebas comparativas de tratamientos térmicos T4, T5, T6.		
7.1	Curvas de tiempo - dureza de la aleación 380 sometida a un tratamiento de envejecimiento T5 y T6 a 150°C en comparación con un tratamiento de envejecimiento T4 a 25°C. La temperatura de tratamiento de la solución para las muestras T4 y T6 fue de 490°C, durante 15 min, (METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS, VOLUME 38A, 2007).	43
7.2	Curvas de dureza-tiempo para la aleación 380 envejecida a 150°C, 165°C y 177°C, tras el tratamiento de la solución a 490 C	43

	durante 15 min. (METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS, VOLUME 38A, 2007).	
7.3	Comparaciones de las superficies y microestructuras internas de una solución de aleación A360 tratada en diferentes condiciones, (Lumley., 2007b).	45
7.4	Respuestas de endurecimiento para la aleación A360 envejecida a 180°C, siguiendo diferentes condiciones de tratamiento de solución (Lumley, 2007a).	46
7.5	Efecto de la temperatura de solubilización en la resistencia a la tensión y cedencia, a dos velocidades de ensayo, comparada con los valores de la aleación en condiciones de colada. (Lumley et al., 2007b).	47
7.6	Figuras a y b que muestran de propiedades mecánicas %E vs resistencia a la cedencia y resistencia a la tensión vs resistencia a la cedencia, para diferentes condiciones de colada, solubilización, T4 y T6, Lumley et al., 2007.	48
7.7	Dureza Brinell de las aleaciones estudiadas tras el envejecimiento a (a) 125 °C; (b) 175 °C; (c) 225 °C; (d) resistencia a la tracción, (e) límite elástico; (f) alargamiento (tiempo de envejecimiento - 3 h, CA - como fundición estado de fundición, O. Trudonoshyna, P. Randelzhofer , C. Körnera, 2021.	51
7.8	Figuras a, b y c. Cambios en las concentraciones de elementos de las aleaciones estudiadas durante el tratamiento térmico en función del contenido de Zn en la aleación y de la temperatura del tratamiento térmico (los valores están redondeados a décimas) [en%]: (a) Mg; (b) Si; (c) Zn. O. Trudonoshyna, P. Randelzhofer , C. Körnera, 2021.	53
7.9	Dureza Brinell de las aleaciones estudiadas después del tratamiento T6 completo con tratamiento en solución (a) ST520 ° C + AA175, (b) ST520 ° C + AA225, c) ST480 ° C + AA175, ST480 ° C + AA225. O. Trudonoshyna, P. Randelzhofer , C. Körnera, 2021.	54
7.10	Microestructuras de las fundiciones a presión en condiciones de colada en tres grados de vacío: 1013 mbar (a, d), 200 mbar (b, e), 100 mbar (c, f). Hanxue Cao, Qicai Sol, Qingqing Pu, Luhan Wang y colaboradores, 2019.	56
7.11	Micrografías ópticas de las fundiciones a presión tratadas con T6 bajo tres grados de vacío: 1013 mbar (a, d), 200 mbar (b, e), 100 mbar (c, f). Hanxue Cao, Qicai Sol, Qingqing Pu, Luhan Wang y colaboradores, 2019.	57
7.12	Relación de aspecto del Si eutéctico de las fundiciones a presión. Hanxue Cao, Qicai Sol, Qingqing Pu, Luhan Wang y	58

	colaboradores, 2019.	
7.13	Lograr la fundición a presión de aluminio y magnesio de pared delgada a través de la optimización de aleaciones y la simulación de procesos. Reproducido de Taub, A., De Moor, E., Luo, A., et al., 2019. Materiales para aligeramiento automotriz. Revisión anual de investigación de materiales 49, 327–359.	59

Índice de Tablas.

Designación de tabla	Descripción de la tabla	Página
Capítulo 4. Efecto de los tratamientos térmicos de las aleaciones Al-Si en la formación de zonas GP.		
4.1	Secuencia observada a menudo en las aleaciones endurecibles por envejecimiento.	26
Capítulo 5. Generalidades de las etapas y CQ involucradas en el tratamiento térmico.		
5.1	Composición química de aleaciones de Al para colada a presión y equivalencias.	31
Capítulo 6. Ampollamiento durante el tratamiento térmico y su prevención.		
6.1	Condiciones de tratamiento térmico y propiedades de tracción de la aleación 360 HPDC. METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS, VOLUME 38A, 2007.	38
6.2	Efecto de la temperatura de tratamiento de la solución en las propiedades de tracción de la aleación 380 envejecida, (METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS, VOLUME 38A, 2007).	40
Capítulo 7. Pruebas comparativas de tratamientos térmicos T4, T5, T6.		
7.1	Resultados de tracción de la aleación HPDC 380 envejecida a las temperaturas T4, T5, T6 y T7, METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS, VOLUME 38A, 2007.	44
7.2	Composición de nueve aleaciones evaluadas, Lumley et al. (2007).	48
7.3	Temperaturas de uso industrial del tratamiento térmico para aleaciones de aluminio tratadas térmicamente, O. Trudonoshyna, P. Randelzhofer, C. Körner, 2021.	49

7.4	Composición química de las aleaciones investigadas (equilibrio de Al). O. Trudonoshyna, P. Randelzhofer, C. Körner, 2021.	50
7.5	Composiciones químicas (wt. %) de las aleaciones utilizadas en este estudio analizadas por <u>XRF</u> . Hanxue Cao, Qicai Sol, Qingqing Pu, Luhan Wang y colaboradores, 2019	55
7.6	Parámetros del proceso HPDC. Hanxue Cao, Qicai Sol, Qingqing Pu, Luhan Wang y colaboradores, 2019.	56
7.7	Comparación de HPDC convencional, HPDC asistida por vacío y fundición a presión de alto/súper vacío, Advanced Metal Casting, Alan A Luo, 2022.	59

CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN Y GENERALIDADES.

El proceso de fundición a presión del aluminio es relativamente sencillo en su concepto. Un pistón y un cilindro empujan el aluminio fundido en una matriz y luego aplican una alta presión. Sin embargo, es más fácil de entender si se detallan los pasos del proceso (Figura 1.1).

El aluminio fundido se funde en un horno y luego se transporta al horno de mantenimiento. Este horno de retención suele mantener el metal a una temperatura de entre 650°C y 700°C. A continuación, un sistema automatizado de carga o un horno de dosificación presenta el metal a la máquina de fundición a presión. Los hornos de dosificación utilizan la presión del aire para empujar el metal a lo largo de un tubo calentado.

Cerca del horno de mantenimiento se encuentra el extremo de inyección de la máquina de fundición a presión. Ésta se compone de un cilindro, llamado camisa de inyección, y de un pistón, llamado émbolo. El émbolo es empujado hacia delante por un cilindro hidráulico relativamente grande. En la parte superior de inyección hay una abertura que permite verter el aluminio fundido. El sistema hidráulico se controla mediante un ordenador que sincroniza cuidadosamente la velocidad y la fuerza cuando el émbolo se mueve hacia delante, en el caso de equipos de última generación.

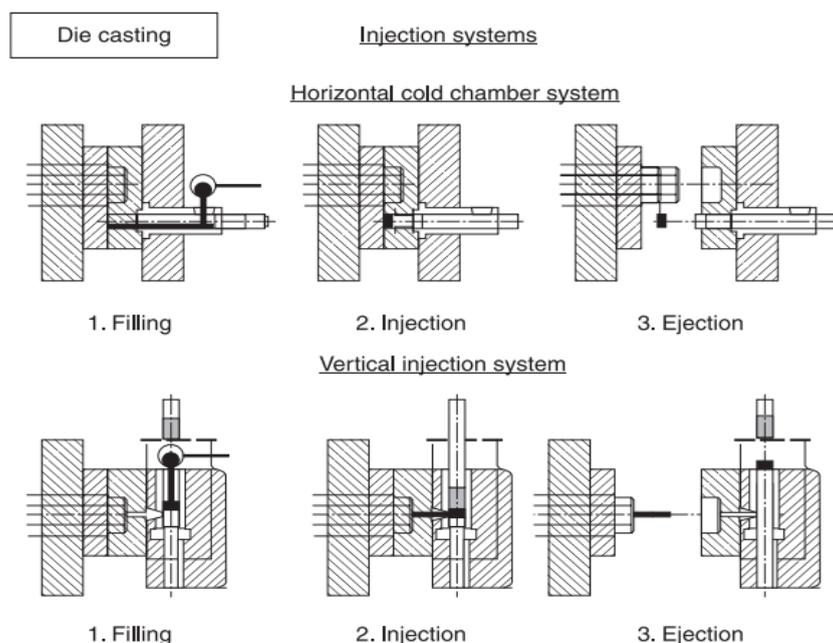


Figura 1.1. Pasos del proceso de fundición a presión (Takach, 1993). Cámara fría horizontal (Figura superior) y cámara fría vertical (Figura inferior).

Las aleaciones de aluminio utilizadas para el HPDC son principalmente las basadas en las series 3XX.X como las 360 (Al-9,5Si-0,5Mg) y 380 (Al-8,5Si-3,5Cu), además de sus variantes 363 y 390. Estas aleaciones se basan en el sistema Al-Si y tienen microestructuras que contienen α -Al en una matriz que consiste principalmente en placas del eutéctico Al-Si, en las que los %Fe son altos hasta de 2% en algunas aleaciones. Ambas tienen potencial para incrementar sus propiedades mediante un tratamiento térmico de endurecimiento por envejecimiento, ya que contienen Cu y Mg como elementos de aleación. En la aleación 360, el nivel de Cu es bajo (máximo 0,6 % en peso), aunque se requiere de 0,45 a 0,6 % en peso de Mg. La aleación 380 tiene un contenido de Cu relativamente alto (3,0 a 4,0 % en peso), lo que debería favorecer una buena respuesta al endurecimiento por envejecimiento, si se pudiera tratar en solución. En este caso, el Mg se incluye sólo como impureza (máximo 0,3 % en peso) impureza (máximo 0,3 % en peso para las aleaciones C380 y D380).

Las aleaciones 380, A380 y C380 también permiten la presencia de hasta 3,0 % en peso de Zn para mejorar el mecanizado, pero es poco probable que este elemento promueva la precipitación en ausencia de niveles más altos de Mg.

El proceso de tratamiento en solución de otras aleaciones fundidas de Al-Si que responden al tratamiento térmico se ha estudiado con detalle. Aunque en la práctica es habitual aplicar tratamientos de solubilización hasta 16 horas. [R.N. LUMLEY 2007]

1.1 Proceso de colada a presión para piezas de aluminio y microestructuras (Al HPDC).

Las microestructuras de las aleaciones típicas de fundición a presión son complejas porque:

- Suelen ser una aleación secundaria y, por tanto, tienen elementos que pueden formar fases complejas e intermetálicas. No son una aleación binaria simple.
- La solidificación no se produce únicamente dentro de la cavidad. El metal suele empezar a solidificarse mediante la formación de dendritas, el metal termina de solidificarse dentro de la cavidad, donde la tasa de crecimiento dendrítico es mucho mayor. Por lo tanto, se forman pequeñas dendritas en la cavidad con un SDAS muy pequeño del orden de las 8-15 μm .

El estudio de la microestructura de las aleaciones de fundición a presión se lleva a cabo al menos desde 1929 (Dix y Keller, 1929). En el libro de Makhlof et al. (1998) se ofrece una excelente revisión de los datos sobre la microestructura de las aleaciones de fundición a presión de Al-Si. En la Figura 1.2 se presenta un ejemplo de microestructuras típicas de una aleación A380.

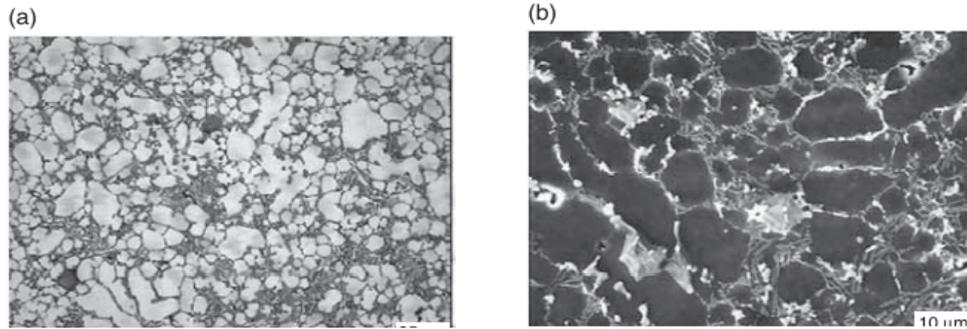


Figura 1.2. (a) y (b) Microestructura típica de una aleación A380/LM24 (Makhlouf et al., 1998).

Como puede verse en la Figura 1.3, los tamaños de las dendritas son bimodales, con dendritas más grandes que se forman en la galleta de inyección y dendritas más pequeñas que se forman en la pieza (cavidad del molde).

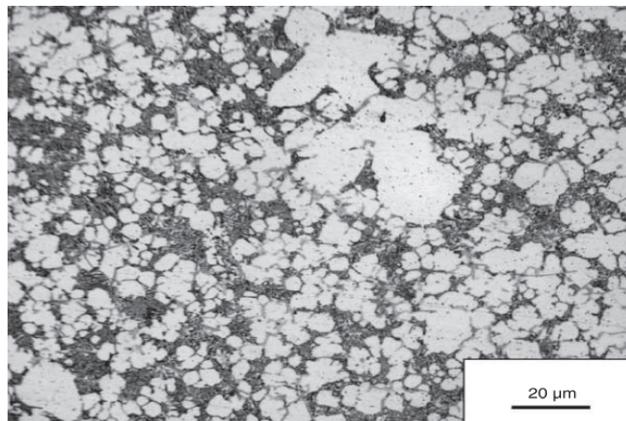


Figura 1.3. Microestructura que muestra dendritas finas y globulares con eutéctico muy fino que no se alcanza a resolver (micrografía de R.N. Lumley, CSIRO).

1.1.1 Generalidades de la temperatura de inyección y sus consecuencias.

En las máquinas pequeñas (alrededor de 250 toneladas de fuerza de cierre o menos) la cantidad de metal que se vierte en la cámara de inyección es pequeña. La elevada superficie de contacto del metal líquido vertido y la cámara de inyección hace que el aluminio fundido pierda rápidamente el calor y con esto comience la solidificación desde los canales de inyección. Con máquinas más grandes (con una fuerza de cierre de 1200 toneladas o más) la cantidad de aluminio vertido es una proporción mucho mayor, por tanto, el metal sólo pierde una pequeña cantidad de calor lo que ayuda a que la densidad del metal fundido pueda transitar de una mejor manera por los canales de inyección, sin comenzar una solidificación en los canales de inyección y con ello la presencia de dendritas bimodales (diferentes tamaños de dendrita) en la estructura final. La temperatura de la cámara de inyección y del metal vertido también es importante para determinar la proporción de dendritas pre-solidificadas en la colada final. Si la cámara de inyección está relativamente

caliente (300°C según Gershenzon et al., 1999), prácticamente no se produce ninguna solidificación en esta zona.

Los defectos de solidificación de la aleación de aluminio fundido afectan seriamente el rendimiento de las piezas fundidas, y el control o eliminación de los defectos de solidificación es de gran importancia para mejorar el rendimiento de las piezas fundidas a presión. A medida que los requisitos para las propiedades integrales de las aleaciones son cada vez más altos.

1.2 Efecto de la temperatura del metal fundido.

El efecto de la temperatura del metal fundido es importante, ya que normalmente el metal está entre 650°C y 680°C, pero si el aluminio fundido está a más de 700°C, la cantidad de hidrógeno disuelto será excesivo, el nivel de magnesio en la masa fundida tiende a oxidarse a esa temperatura y la tasa de crecimiento de la escoria o los óxidos se acelera. La microestructura comprende cuboides de silicio y fases eutécticas de silicio incrustadas en una matriz de alfa-aluminio (Suárez-Pena et al., 2007). También están presentes agujas intermetálicas de fase b Al_5FeSi , comunes en las aleaciones Al-Si. De la misma manera es frecuente la presencia de precipitados con morfología de símbolos chinos con una composición similar a la fase a $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ (Makhlouf et al., 1998). Las partículas de lodo aciculares y poliédricas de la fase a están casi siempre presentes.

1.3 Características de los HPDC y su efecto en la porosidad.

Después de revisar la información anterior se sabe que existen dos características importantes de los HPDC producidos convencionalmente son: (i) la alta turbulencia experimentada por el disparo de metal fundido cuando es forzado a entrar a alta velocidad en el molde y (ii) la velocidad muy rápida de solidificación. Debido a esto, las piezas fundidas a menudo contienen poros internos que comprenden gases atrapados, como aire, hidrógeno o vapores, formados por la descomposición de lubricantes orgánicos y/o deficiente desgasificación. El contenido de gas dentro de las piezas fundidas a alta presión varía entre 10 y 50 cc/100 g (normalizado a temperatura y presión ambiente) (Badini et al., 2002). La contracción del metal durante la solidificación y los defectos como películas de óxido o juntas frías (cold shuts) también pueden provocar porosidad. La rápida velocidad de solidificación también significa que las microestructuras desarrolladas dentro de una fundición inyectada a alta presión generalmente no son homogéneas. La capa superficial de metal suele ser mucho más fina y de mayor integridad en comparación con la estructura interna de la pieza fundida, especialmente cuando hay variaciones de espesor. En la figura 1.4 se muestran ejemplos de la microestructura superficial y las microestructuras interiores de un molde común de HPDC A380. (R.N . LUMLEY, CSIRO, 2010).

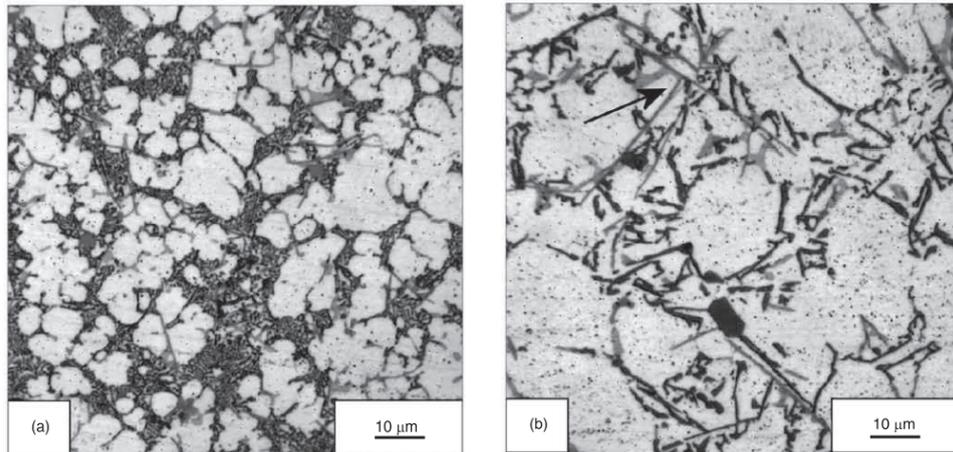


Figura 1.4. Microestructuras de la aleación A380 a) Microestructura superficial de la fundición y b) microestructura interna que muestra el tamaño y morfología del eutéctico solidificado, Lumley et al., 2008.

1.4 Porosidad en piezas de colada a presión.

La porosidad se refiere simplemente a los huecos o vacíos en una pieza de fundición a presión, ya sea en la superficie en forma de porosidad superficial o en la porosidad interna. Mientras que las piezas de fundición a presión tienen un buen acabado superficial y con dimensionalmente precisas, la porosidad interior de la pieza no puede ignorarse, pero lo más importante es que puede controlarse en términos de calidad de la pieza.

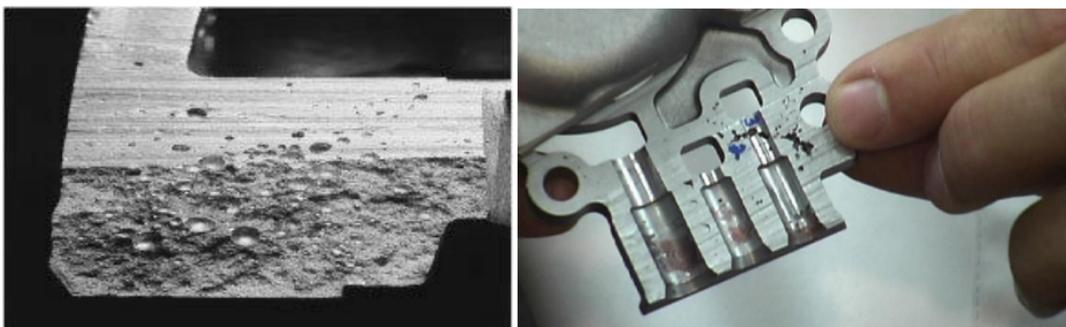


Figura 1.5. Porosidad en componentes fabricados a alta presión, International Research Journal of Engineering and Technology (IRJET), 2020.

Normalmente, esta porosidad se produce cuando el aire queda atrapado en el metal durante la inyección, dejando a menudo huecos en la parte superior de la matriz o llenando un molde con demasiada lentitud y haciendo que la solidificación se produzca demasiado pronto. También puede producirse cuando el aire utilizado para forzar el metal fundido en el molde no se expulsa completamente o no puede escapar a través de los respiraderos/venteos y rebosaderos.

1.4.1 Tipos de porosidad en piezas coladas a presión.

Porosidad relacionada con el gas.

La porosidad relacionada con el gas es causada por gases atrapados en el molde o en el aluminio líquido. La porosidad por gas es redonda y generalmente lisa, aunque puede ser ovalada hasta cierto punto por la presión.

Hay tres fuentes principales y generales de porosidad por gas en las piezas fundidas a presión:

- El aire que se introduce en la cavidad del molde durante la primera y la segunda fase (fase de inyección, punto de cambio).
- Gas procedente del lubricante.
- Alto nivel de gas hidrógeno (H_2) disuelto en el aluminio en fase líquida.

La porosidad del gas es siempre flotante y estará cerca de la parte superior de la colada.



Figura 1.6 Porosidad por gas. International Research Journal of Engineering and Technology (IRJET), 2020.

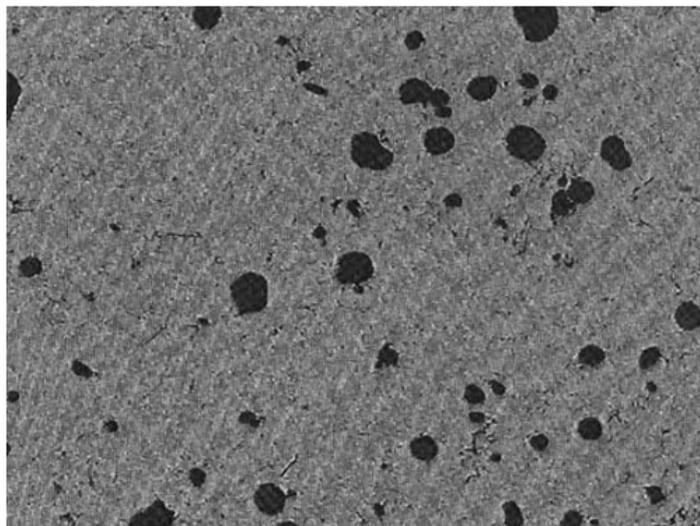


Figura 1.7 La porosidad del gas es redonda con paredes lisas.

(a veces brillante) y a menudo agrupada (pero no siempre). Su aspecto no es puntiagudo, ni dentado, ni tiene aspecto de grieta. International Research Journal of Engineering and Technology (IRJET), 2020.

Porosidad por contracción.

Cuando una pieza de fundición se solidifica en el interior del molde, siempre se reduce su tamaño, asociado a la contracción en estado líquido, líquido-sólido y sólido. Los defectos de porosidad por contracción son cavidades dentro de los componentes que pueden causar el debilitamiento del material y, si se sitúan en la superficie, pueden empeorar la calidad estética y la resistencia a la corrosión. A diferencia de la porosidad por contracción tendrá un aspecto rugoso, irregular, dentado o lineal, además de no cumplir con las dimensiones de la pieza.

La porosidad por contracción aparece durante la fase de solidificación del material, que comienza con la fase de llenado del molde y termina cuando cada parte del material está completamente solidificado. La causa de su formación es la contracción del material y, por esta razón, la porosidad es tan intensa cuando la tasa de contracción es alta. En el centro de las secciones gruesas, esta contracción puede acabar en forma de muchos pequeños huecos conocidos como "porosidad por contracción o porosidad por rechupe (shrinkage porosity).

Si la porosidad por contracción tiene un diámetro pequeño y se limita al centro de las secciones gruesas, no suele causar problemas. Sin embargo, si es de mayor tamaño, o está unida, puede debilitar gravemente una pieza fundida. También es un problema para las piezas fundidas que deben ser herméticas y son sometidas a pruebas hidrostáticas.



Figura 1.8 Porosidad por contracción. International Research Journal of Engineering and Technology (IRJET), 2020.

1.4.2. Normas de regulación de la porosidad en industria automotriz.

Existe una gran variedad de normas y especificaciones en la industria relacionadas con los defectos de porosidad y en la industria automotriz, algunas son las siguientes:

ASTM E505 que es la Norma Americana de Radiografías de Referencia para la Inspección de Fundición a Presión de Aluminio y Magnesio en fundición a presión de aluminio y magnesio;

Especificación VDG P 201, que es la norma alemana para los déficits de volumen de las piezas fundidas de metales no férricos.

NOTA: Empresas como Ford, el grupo Renault y los OEM indios utilizan la norma ASTM E505 para la especificación de la porosidad.

Definición de la norma: esta norma define básicamente imágenes radiográficas de referencia basadas en los niveles de porosidad. Estas imágenes de referencia se comparan con la imagen radiográfica del componente para definir el nivel de porosidad basado en la comparación de imágenes.

Esta norma se refiere a la porosidad interna que se inspecciona mediante una prueba radiográfica 2D (rayos X). Hay cuatro niveles de porosidad según ASTM (figura 1.9)

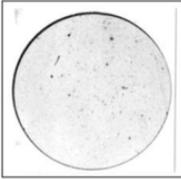
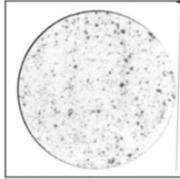
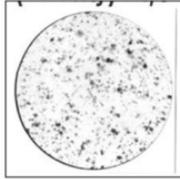
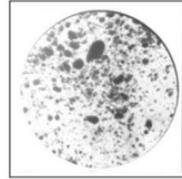
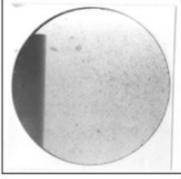
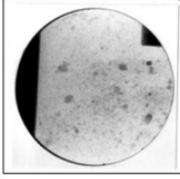
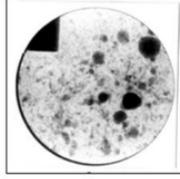
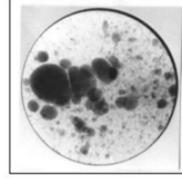
	Grade 1	Grade 2	Grade 3	Grade 4
Category A Porosity (~3.2mm)				
Category A Porosity (3.2~15.8mm)				

Figura 1.9 ASTM E 505: Radiografías de referencia para la inspección de piezas fundidas a presión de aluminio, International Research Journal of Engineering and Technology (IRJET), 2020.

Si bien es normal cierto nivel de porosidad en las fundiciones a presión, la existencia de poros internos que contienen gases a presión presenta una desventaja

significativa porque los componentes fabricados con aleaciones de HPDC que son endurecibles por envejecimiento no pueden tratarse en solución en las mismas condiciones que se usan para otras aleaciones de fundición (por ejemplo, a 540 °C durante ocho horas). Los poros que contienen gas atrapados dentro de la microestructura se expanden dando como resultado una formación de ampollas que es inaceptable en la superficie. También puede producirse un hinchamiento que cambie las dimensiones de las piezas fundidas a presión y pueda afectar negativamente a las propiedades mecánicas. Sin embargo, se ha demostrado recientemente que aún son posibles respuestas significativas al endurecimiento por envejecimiento si se reducen las temperaturas y los tiempos de tratamiento de la solución (por ejemplo, Lumley et al., 2005, 2006, 2007a, 2007b). Como resultado, las propiedades mecánicas de las aleaciones de HPDC comunes pueden mejorarse sustancialmente.

CAPÍTULO 2. METODOLOGÍA DE INVESTIGACIÓN BIBLIOGRÁFICA

Se llevaron a cabo los siguientes pasos en el orden correspondiente.

1. Definición del problema: se buscó que la información fuera lo suficientemente clara para poder realizar una búsqueda bibliográfica que responda a las necesidades del proyecto, y que además aportara al estado de la técnica, de manera que conduce a un escenario bastante amplio y permite la retroalimentación de la investigación.

2. Búsqueda de la información: para el proceso de investigación bibliográfica se contó con material informativo como libros, revistas de divulgación o de investigación científica, sitios Web y demás información necesaria para iniciar la búsqueda. La búsqueda bibliográfica se hizo desde una perspectiva estructurada y profesional.

3. Organización de la información: se organizó de manera sistemática la documentación encontrada, en la del alto aporte como en la complementaria.

4. Análisis de la información: se analizó la información ya organizada, indagando sobre cuáles son los documentos más útiles para la temática en estudio y aunque se leyeron otros artículos que no aportaron a la resolución original del problema se incluirán en otra bibliografía. El análisis de la información fue primordial ya que con ella se identificó el aporte a realizar. En esta fase se empleó un pensamiento crítico y se realizó en paralelo con la primera, dado que es un proceso constante. Es un ciclo donde se reafirmaron las ideas planteadas en la formulación del problema y conociendo bien el problema, la solución se presentó al alcance.

CAPITULO 3. PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA.

Los tratamientos térmicos aplicados a las piezas producidas por colada a presión requieren ajustes en las condiciones de tratamiento térmico de solución para poder obtener las máximas propiedades mecánicas, controlando variables como: los rangos de tiempo y temperatura empleados en los tratamientos térmicos de envejecimiento.

3.1 Fundamentos teóricos del Aluminio.

En la mayoría de los casos, las fundiciones de aluminio son elegidas como la solución más rentable en función de la materia prima y el costo de producción. Sin embargo, el conocimiento de los requisitos de servicio del uso final y la forma de optimizar la eficacia del diseño y/o reducir los costos de producción en la fabricación (por ejemplo, la reproducibilidad) pueden cambiar el diseño de producción en la fabricación. Una pieza de fundición con un buen diseño puede tener un tamaño o forma que favorezca la distorsión en el tratamiento térmico. Es posible una gran variedad de aplicaciones. El método de fundición también es una consideración importante. Las piezas de fundición que se requieren en grandes cantidades favorecen los moldes permanentes, la fundición a presión o la fundición en arena automatizada (siempre que el tamaño y las características de diseño de la pieza de fundición y las aleaciones disponibles sean adecuadas). La fundición en arena se utiliza a menudo para producir piezas con cavidades huecas y una disposición compleja de nervaduras o cavidades y para piezas que no son adecuadas para la fundición en moldes metálicos. La fundición en arena en general es de bajo costo, pero el precio unitario de las piezas fundidas y de la pieza acabada puede ser elevado. La fundición a presión suele requerir el mayor costo de inversión, pero también el menor precio por pieza en grandes cantidades.

3.2 Clasificación para las aleaciones aplicadas en procesos de fundición de aluminio.

La ANSI emplea cuatro números para las aleaciones para procesos de fundición de aluminio, pero incorpora un punto decimal antes del último dígito para marcar la diferencia del vaciado ya sea directo o en lingotes.

El primer dígito indica el aleante principal. Para las series 2xx.x al 9xx.x, el grupo de aleación es determinada por el elemento de aleación presente en mayor porcentaje.

Serie 1xx.x, pertenece al aluminio sin alear, mínimo 99 % Al.

Serie 2xx.x, cobre como mayor elemento de aleación.

Serie 3xx.x, silicio con cobre y/o magnesio son los mayores elementos aleantes.

Serie 4xx.x, silicio como mayor elemento de aleación.

Serie 5xx.x, magnesio como mayor elemento de aleación.

Serie 6xx.x, no está en uso.

Serie 7xx.x, zinc como mayor elemento de aleación.

Serie 8xx.x, estaño como mayor elemento de aleación.
Serie 9xx.x, otros elementos y aleaciones en desarrollo.

El segundo y tercer dígito indican en la serie 1xx.x el porcentaje mínimo de pureza que excede al 99%, en las series del 2xx.x al 9xx.x no tiene especial significado sirviendo únicamente para identificar diferentes aleaciones en el grupo. El último dígito, que está a la derecha del punto decimal, indica la forma del producto, por ejemplo, xxx.0 indica que fue vaciada directamente en molde, la xxx.1 indica que fue vaciada en lingote con límites de composición química, y la xxx.2 indica los lingotes cuya composición química difiere de los límites establecidos para xxx.1 pero que está comprendida entre los límites nominales para lingotes.

Si la aleación fue modificada o tiene ciertas impurezas se indica con un serial de letras delante de la designación de la aleación. La designación de las letras se hace en secuencia alfabética omitiendo las letras I, O, Q y X. La letra X se reserva para aleaciones experimentales. [Palas Zúñiga M. A., 2012]

3.3 Objetivos de los tratamientos térmicos en piezas coladas base aluminio.

Los principales objetivos de la aplicación de los tratamientos térmicos en piezas coladas base aluminio son los siguientes

- Promover composiciones químicas homogéneas.
- Eliminar estructuras de colada.
- Mejorar propiedades mecánicas (principal).
- Mejorar las propiedades químicas.
- Mejorar la estabilidad térmica de la pieza.

3.4 Tratamientos térmicos convencionales aplicados a aleaciones de fundición base aluminio y su designación.

Los tratamientos térmicos de los aluminios son de bastante importancia para modificar sustancialmente sus propiedades, un fenómeno que afecta las aleaciones de aluminio aún a temperatura ambiente es conocido como envejecimiento natural, si se realiza a una temperatura mayor ocurre un tratamiento térmico de precipitación conocido como envejecimiento artificial. [1a]

Designación y Tratamientos térmicos (Temper) aplicados a aleaciones coladas base aluminio.

La identificación de los tratamientos térmicos convencionales que se aplican a piezas coladas base aluminio se clasifica de la siguiente manera:

F Condiciones de colada.

T4 Tratamiento de solubilización y envejecimiento natural

T5 Envejecimiento artificial, antes de alcanzar el punto máximo de propiedades

mecánicas en la curva de envejecimiento.

T6 Tratamiento de solubilización y envejecimiento artificial total.

T7 Tratamiento de solubilización y estabilización, después de alcanzar el punto máximo de propiedades mecánicas en la curva de envejecimiento.

0 Relevado de tensiones y recocido

3.5 Características principales de cada condición en los tratamientos térmicos

Condición F de fundición o colada (temper “as fabricated” o “as cast”)

- Piezas entregadas en condiciones de colada
- Menor costo, pero menos consistentes y estables cuando se calientan
- Las propiedades dependen del proceso de colada (tipo de molde)

T4 (Temper o condición T4)

- Solubilización y temple en agua
- Condiciones (temper) dimensionalmente inestable
- Alta ductilidad y conductividad (la pieza puede ser reconformada)
- Usada comúnmente para un subsecuente tratamiento de envejecimiento artificial
- Ayuda al quemado de restos de corazones internos

T5 (Temper o condición T5)

- Envejecimiento artificial partiendo de la condición F
- Se llama frecuentemente tratamiento de estabilización (se usa para evitar la expansión durante el servicio)

T6 (Temper o condición T6)

- Envejecido artificialmente desde la condición T4
- Se alcanza la máxima dureza y resistencia
- Temperaturas de envejecimiento oscilan entre 155 y 200 °C

T7 (Temper o condición T7)

- Altas temperaturas en el tratamiento de envejecimiento
- También actúa como tratamiento de estabilización (propiedades más predecibles).
- Se puede realizar un sobre-envejecimiento intencional
- No se alcanzan las máximas resistencia, pero sí cierta ductilidad
- Las temperaturas de envejecimiento normalmente son mayores a 225 °C
- Se aplica a aleación muy fuertes para mantener algo de ductilidad [García Hinojosa, IMEDAL 2020].

Algunas características propias de cada tratamiento térmico se mencionan en el artículo The Heat Treat Doctor una publicación realizada por Daniel H. Herring en el año 2010 y se mencionan a continuación.

Tratamiento de solución - Condición T4.

Las piezas fundidas se calientan a una temperatura justo por debajo del punto de fusión de la aleación (que depende de la composición química) y se mantienen a esta temperatura (que depende de la aleación y del espesor de la sección transversal) el tiempo suficiente para que los elementos de aleación entren en solución sólida. Tras el enfriamiento, estos elementos se encuentran en un estado metaestable sobresaturado. Los medios de enfriamiento incluyen agua, agua hirviendo o polímero.

Precipitación (envejecimiento) - Condición T5 o T51.

El tratamiento de envejecimiento artificial se lleva a cabo a temperaturas superiores a la temperatura ambiente, normalmente en el rango de 150-200°C (300-400°F) se utilizan para estabilizar las piezas fundidas dimensionalmente (mejorando un poco las propiedades mecánicas) y para mejorar la maquinabilidad. Los tiempos de remojo (retención) pueden variar entre dos y 24 horas, dependiendo de la aleación y del grosor de la sección transversal de la pieza. Las temperaturas más bajas y los tiempos más largos favorecen la precipitación y, a menudo, mejoran las propiedades mecánicas.

Tratamiento por solución y endurecimiento por precipitación - Condición T6 o T61.

El tratamiento por disolución seguido del endurecimiento por precipitación (envejecimiento) produce la mayor resistencia y propiedades mecánicas (resistencia a la tracción y al límite elástico) manteniendo la ductilidad (alargamiento). El endurecimiento por precipitación (envejecimiento) estabiliza las propiedades.

Tratamiento en solución y estabilización - Condición T7

Las piezas fundidas utilizadas para el servicio a altas temperaturas pueden beneficiarse de un tratamiento de solución y estabilización entre 200-250°C (400-480°F) para estabilizar las propiedades mecánicas cuando el componente se expone a temperaturas cercanas o en este rango. Este tratamiento térmico mejora en gran medida las propiedades mecánicas, estabiliza las piezas fundidas y suele dar lugar a un valor ligeramente inferior de resistencia a la tracción y al límite elástico, pero a un mayor valor de alargamiento en comparación con la serie T6 de tratamientos térmicos.

Alivio de tensiones y recocido - Condición TS

El alivio de tensiones y el recocido pueden utilizarse para eliminar las tensiones en

una pieza fundida o para ablandar el componente para posteriores operaciones de conformación o trabajo mecánico. El alivio de tensiones se suele realizar entre 200-250°C (400-480°F) mientras que el recocido se realiza alrededor de 300-400°C (575-750°F).

Como ejemplo en la figura 3.1, se muestran los rangos de temperaturas para el tratamiento térmico de solubilización de una aleación Al- Cu, así como su tratamiento térmico de temple y tratamiento térmico de precipitación o envejecimiento. El rango de temperatura para el tratamiento de solubilización es debajo del punto de fusión eutéctico de 548 °C, para 5.65 wt% Cu.

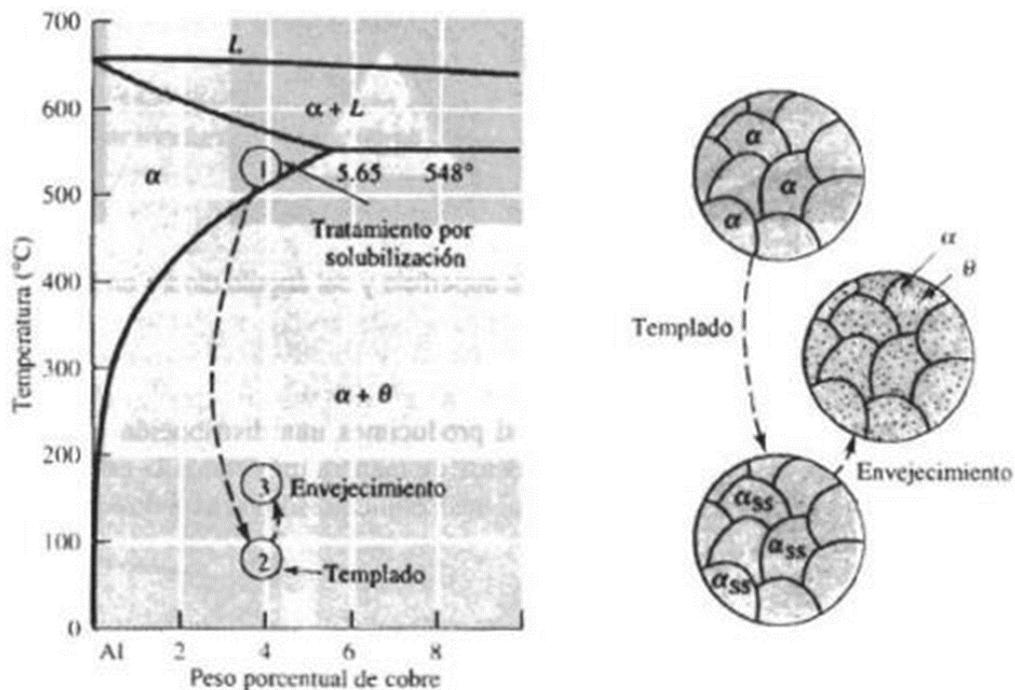


Figura 3.1. Etapas del tratamiento térmico de una aleación de Al – 4% Cu. [3b]

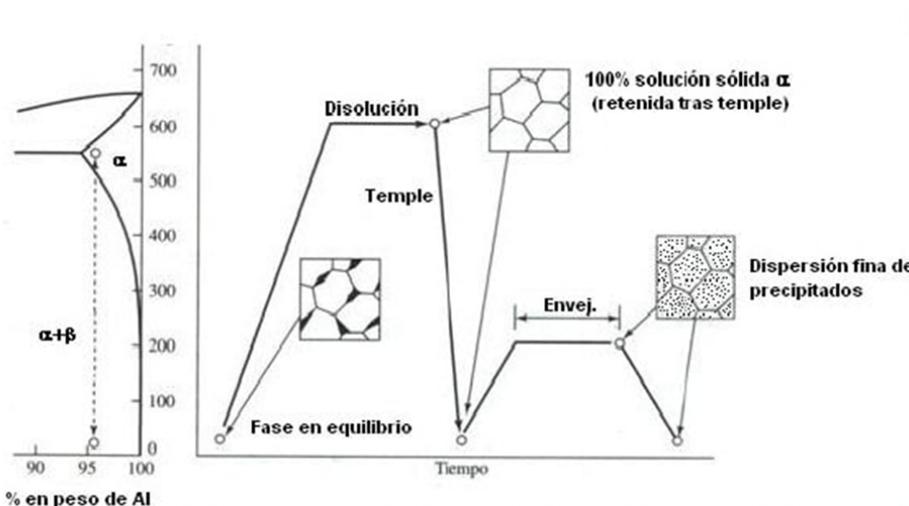


Figura 3.2. Diagrama y ciclo de tratamiento térmico de las aleaciones de aluminio. [2b]

CAPÍTULO 4. EFECTO DE LOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS DE LAS ALEACIONES Al-Si EN LA FORMACIÓN DE ZONAS GP.

En los tratamientos térmicos Aguilar Schafer, menciona que por este motivo si la aleación se temple se obtiene una solución sólida metaestable, sobresaturada de soluto, con los átomos de soluto colocados de manera aleatoria en nudos de la red cúbica de caras centradas del aluminio, formando una solución sólida sustitucional. Después de la puesta en solución (generalmente entre 400 y 550 °C dependiendo de la aleación), el endurecimiento por envejecimiento se debe a la formación de precipitados coherentes con la matriz, a partir de esta solución sobresaturada.

4.1 Zonas de Guinier – Preston.

Durante la etapa de envejecimiento natural, la aleación endurece progresiva y espontáneamente y la solución sólida se descompone para dar lugar a la formación de pequeñas zonas o agrupaciones de átomos de soluto (zonas de Guinier - Preston o zonas GP). Estas agrupaciones están siempre situadas en los nudos de la red de aluminio, y están constituidas por pequeñas porciones de planos cristalográficos de la red de aluminio enriquecidas en átomos de soluto.

En la Tabla 4.1 se describen las características morfológicas, cristalográficas y estructurales de las zonas GP, precipitados de transición metaestables. En la Fig. 4.1 se muestra una representación esquemática de la evolución de estos precipitados desde las estructuras GP hasta las condiciones de equilibrio.

Tabla 4.1. Secuencia observada a menudo en las aleaciones endurecibles por envejecimiento.

Estado bruto de temple	→ → envejecimiento → →		→sobreenvejecimiento
α_0	$\alpha_1 + GP$	$\alpha_2 + \beta'$	$\alpha_3 + \beta$
solución sólida	zonas GP	Precipitados metaestables β'	Precipitados de equilibrio β
ccc	Precipitados coherentes	Precipitados coherentes o semicoherentes	Precipitados incoherentes

Para que un endurecimiento estructural sea importante se requiere la formación de una gran densidad y una homogeneidad en el reparto de precipitados metaestables en la matriz.

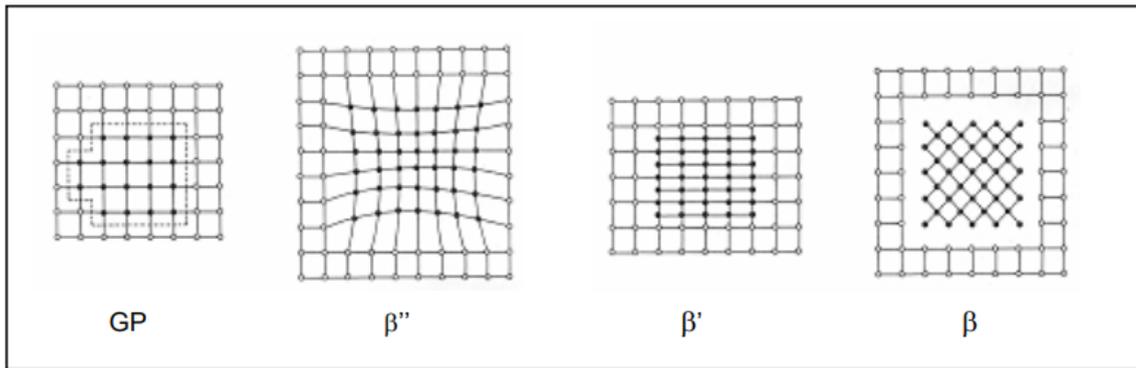


Figura 4.1. Secuencia de precipitación en las aleaciones aluminio-silicio-magnesio, efecto de los tratamientos térmicos en las aleaciones aluminio-silicio.

CAPÍTULO 5. Generalidades de las etapas y CQ involucradas en el tratamiento térmico.

Como menciona Bohórquez 2010, en su estudio sobre Influencia del tratamiento térmico de envejecimiento en las propiedades mecánicas, la temperatura de tratamiento juega un papel importante en la determinación de las características de las partículas de silicio, así como el tiempo de tratamiento (Figura 5.1). La velocidad de transformación es directamente proporcional a la temperatura del tratamiento. Lo que indica que el proceso es muy sensible a las fluctuaciones de la temperatura. La temperatura por seleccionar para llevar a cabo el tratamiento térmico depende de la composición química de la aleación. El incrementar la temperatura supone facilitar la difusión de los átomos de silicio con lo que se logra una buena homogeneización en la matriz de acuerdo con lo siguiente.

I) Mantenido a temperatura ambiente después del temple.

II) Mantenido a temperatura de envejecimiento después del temple y maduración a temperatura ambiente.

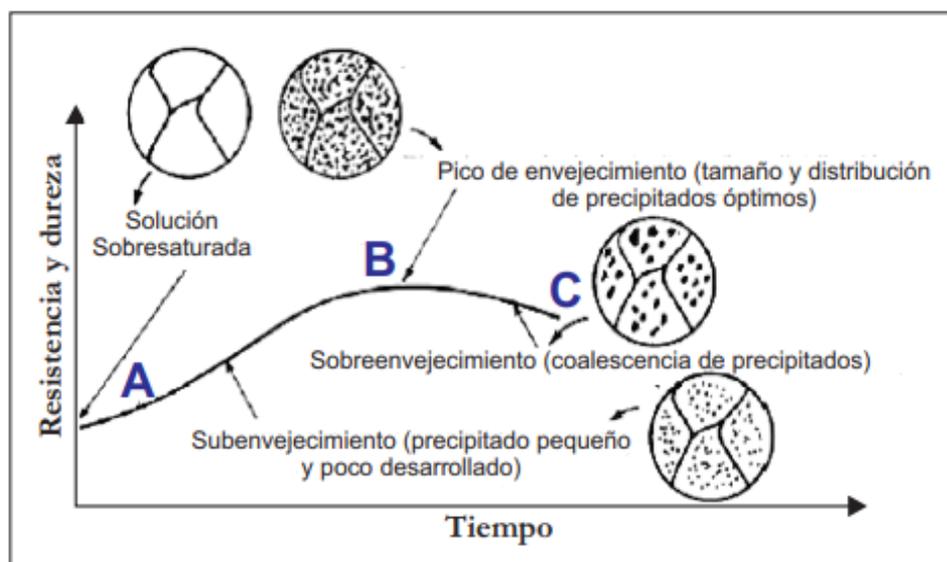


Figura 5.1. Evolución de la dureza y resistencia de una aleación de aluminio en la etapa de envejecimiento artificial, Avances e Investigación en Ingeniería 13 (2010).

Por lo que se puede deducir que la temperatura de tratamiento se elige en función de la composición química, ya que temperaturas demasiado altas suponen la fusión de los intermetálicos situados en el límite de grano, que tienen una temperatura de fusión próxima a la temperatura eutéctica del sistema aluminio-silicio.

5.1 Subdivisión, crecimiento, solubilización - esferoidización.

La etapa de solubilización promueve la esferoidización de Si autéctico, permiten variar la forma y la distribución de los cristales de silicio eutéctico. La esferoidización

se produce al calentar las muestras a temperaturas altas, próximas a la temperatura eutéctica, [500-550 °C], durante tiempos prolongados. La evolución del silicio depende de la estructura de partida y de la temperatura de tratamiento elegida. Así pues, el tratamiento de esferoidización puede potenciar las características mecánicas de la aleación aumentando la plasticidad y el alargamiento, sin pérdida de la resistencia mecánica. Como consecuencia del tratamiento de esferoidización, las partículas de silicio experimentan una evolución en la que cabe distinguir tres etapas o fases que se comentan a continuación:

1ª Etapa de subdivisión o escalonamiento: este primer estadio de la evolución de los cristales de silicio aparece en aquellos puntos más activos de la superficie del cristal, con mayor energía libre. Los contornos o aristas vivas de los cristales aparecen redondeados después de la subdivisión, debido a la redisolución parcial del silicio eutéctico. En el caso de los cristales de silicio eutéctico pertenecientes a aleaciones sin modificar, esta primera etapa de escalonamiento aparece claramente. Mientras que en el caso de aleaciones modificadas, con silicio eutéctico, no se detecta escalonamiento debido a que los cristales de silicio se presentan ya redondeados. Sin embargo, en el caso de que exista silicio no modificado, sí se produce esta primera etapa.

Los poliedros de silicio primario suelen cambiar de morfología para tiempos de tratamiento prolongados cuando la temperatura es baja, pero cuando son temperaturas cercanas a la eutéctica, 550 °C, la evolución es más rápida.

2ª Etapa de crecimiento: tras producirse la subdivisión de las partículas de silicio, el siguiente paso es el de crecimiento, en el que unas partículas crecen a expensas de otras por la falta de homogeneidad del silicio en la fase matriz, lo que supone la existencia de un gradiente de concentración, y provoca un flujo o trasiego de átomos de silicio, desde las partículas de menor radio hacia las de mayor, con el fin de mantener el equilibrio de la interfase. En esta condición se consigue una redistribución más homogénea de las partículas de silicio, disminuye el número total de partículas, y su forma se hace más esférica. Este proceso se desarrolla de forma continua a tiempos de tratamiento prolongados.

3ª Etapa de esferoidización: se tiende a la forma más estable de las partículas de silicio, que es la esférica; la etapa de esferoidización se superpone a la de crecimiento. La evolución descrita se puede considerar válida para cualquier estructura, independientemente del contenido de silicio de la aleación. Un esquema de esta evolución se esquematiza en la Fig. 5.2 [2a]

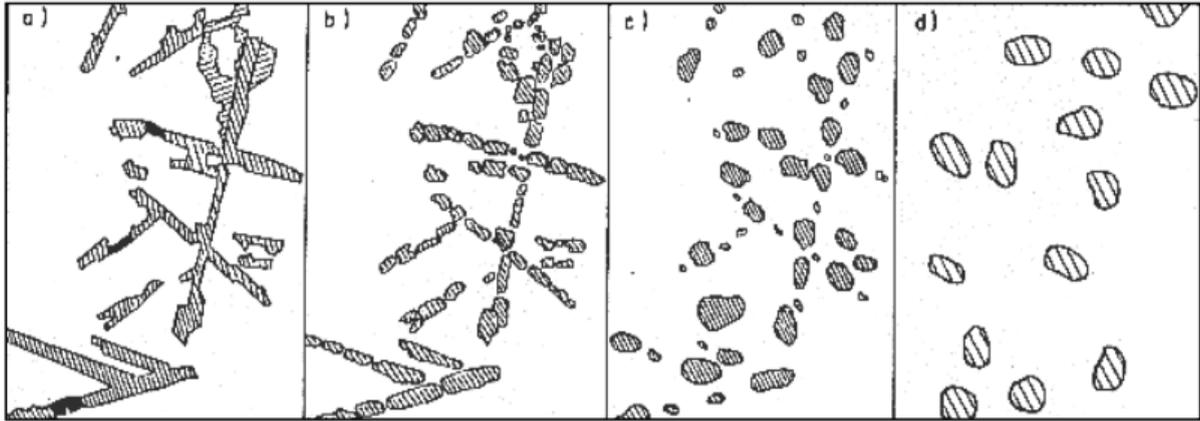


Figura 5.2. Representación de la evolución experimentada por los cristales de silicio eutéctico (Al-13Si), durante el tratamiento de esferoidización: a) Estructura original, cristales de silicio ramificado, b) Primera fase del proceso de subdivisión de cristales, c) Engrosamiento y disminución del número de partículas, d) Estructura final idealizada, partículas esféricas. [2b]

Las aleaciones de aluminio-silicio que han sido sometidas al proceso de modificación presentan un mayor grado de esferoidización que las no modificadas a tiempos de tratamiento menores. Esta misma situación se observa en las aleaciones moldeadas en molde permanente, con eutéctico fino, respecto a las moldeadas en arena. En las partículas de silicio el diámetro medio, la relación de tamaños y el número de partículas varían en función del tiempo de tratamiento y la temperatura.

La temperatura de tratamiento se elige en función de la composición química, ya que temperaturas demasiado altas suponen la fusión de los intermetálicos situados en regiones interdendríticas, que tienen una temperatura de fusión próxima a la temperatura eutéctica del sistema aluminio-silicio. Generalmente, estos intermetálicos contienen hierro. En las aleaciones aluminio-silicio sin modificar, los cristales de silicio eutéctico tienen forma acicular y ramificada, con contornos puntiagudos que favorecen la aparición de microgrietas y reducen la ductilidad de la aleación (Figura 5.3). Por otra parte, el silicio modificado, con formas redondeadas o más o menos esféricas, aumenta la plasticidad de la aleación y su resistencia a la propagación de grietas. La resistencia a la fatiga y a la rotura mejoran con tratamientos térmicos prolongados.

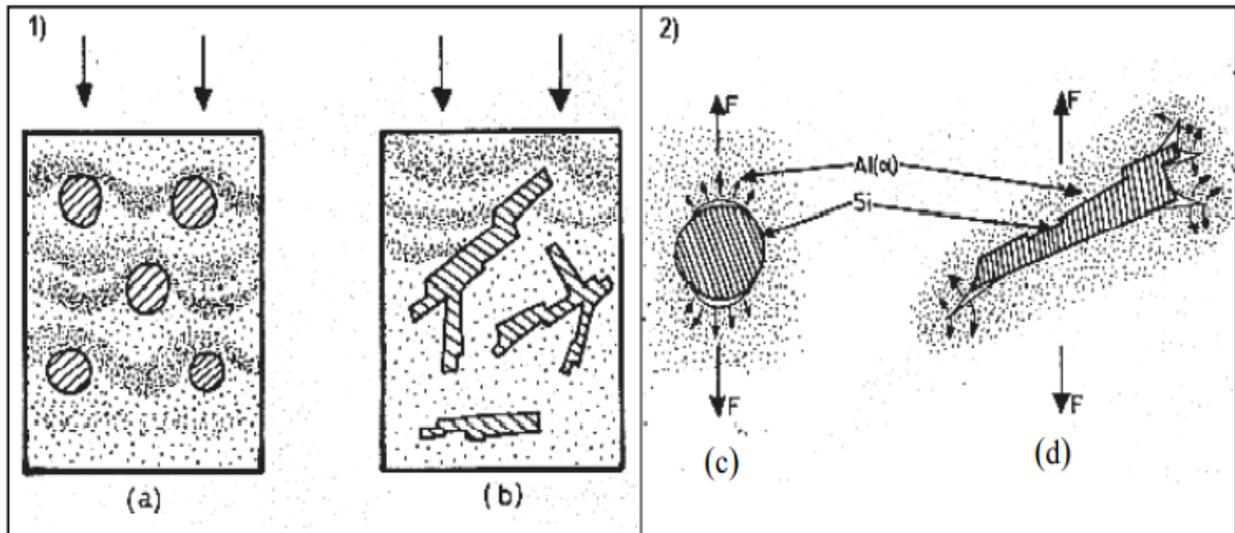


Figura 5.3. 1) Influencia de la forma de las partículas de silicio en la fluencia de la fase α durante el ensayo de dureza. (a) Forma esférica, (b) Morfologías aciculares ramificadas, 2) Dibujo esquematizado del efecto que tiene la forma de las inclusiones o de la segunda fase en la aparición de microgrietas en un ensayo de tracción (c) Forma esférica (d) Cristales de aristas agudas.

5.2 Composición química de aleaciones de Al para colada a presión y equivalencias.

En el trabajo publicado por Badini y colaboradores, (2002) para las aleaciones de aluminio utilizadas para la fundición inyectada a alta presión son en su mayoría aquellas basadas en los sistemas de aleación Al-Si-Mg y Al-Si-Cu y los rangos de composición de algunas de las aleaciones más comunes utilizadas en todo el mundo se muestran en la Tabla 5.1. Dos características importantes de los HPDC producidos convencionalmente son: (i) la alta turbulencia experimentada por el disparo de metal fundido cuando es forzado a alta velocidad en una matriz y (ii) la velocidad muy rápida que se solidifica. Debido a esto, las piezas fundidas a menudo contienen poros internos que comprenden gases atrapados, como aire, hidrógeno o vapores, formados por la descomposición de lubricantes orgánicos. El contenido de gas dentro de las piezas fundidas a alta presión varía entre 10 y 50 cc/100 g (normalizado a temperatura y presión ambiente).

La rápida velocidad de solidificación también significa que las microestructuras desarrolladas dentro de una fundición inyectada a alta presión generalmente no son homogéneas. La capa superficial de metal suele ser mucho más fina y de mayor integridad en comparación con la estructura interna de la pieza fundida. En la figura 5.4 se muestran ejemplos de las microestructuras interiores de un molde común de HPDC A380. La rápida velocidad de solidificación también significa que las

microestructuras desarrolladas dentro de una fundición inyectada a alta presión generalmente no son homogéneas. La capa superficial de metal suele ser mucho más fina y de mayor integridad en comparación con la estructura interna de la pieza fundida. Si bien es normal cierto nivel de porosidad en las piezas fundidas a presión (Figura 5.5), la existencia de poros internos que contienen gases a presión presenta una desventaja significativa porque los componentes fabricados con aleaciones de HPDC que son endurecibles por envejecimiento no pueden tratarse en solución en las mismas condiciones que se utilizan para otras aleaciones de fundición (540 ° C durante ocho horas).

Tabla 5.1. Composición química de aleaciones de Al para colada a presión y equivalencias.

Alloy/wt% (Al bal)	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti	Other total
CA313 (Aus)**	7.5-9.5	1.3	3.0-4.0	0.5	0.3	0.5	3	0.35	0.25	0.2	0.2
A380 (US)	7.5-9.5	1.3	3.0-4.0	0.5	0.1	0.5	3		0.35		0.5
C380 (US)	7.5-9.5	1.3	3.0-4.0	0.5	0.1-0.3	0.5	3		0.35		0.5
A383 (US)	9.5-11.5	1.3	2.0-3.0	0.5	0.1-0.3	0.5	3		0.15		0.5
383 (US)	9.5-11.5	1.3	2.0-3.0	0.5	0.1	0.5	3		0.15		0.5
A384 (US)	10.5-12.0	1.3	3.0-4.5	0.5	0.1	0.5	1		0.35		0.5
B384 (US)	10.5-12.0	1.3	3.0-4.5	0.5	0.1-0.3	0.5	1		0.35		0.5
390 (US)	16.0-18.0	1.3	4.0-5.0	0.5	0.45-0.65	0.1	1.5			0.1	0.2
ADC10 (JIS)	7.5-9.5	1.3	2.0-4.0	0.5	0.3	0.5	1		0.3		
ADC12 (JIS)***	9.6-12.0	1.3	1.5-3.5	0.5	0.3	0.5	1		0.3		
AlSi8Cu3(Fe) (ISO)	7.5-9.5	1.3	2.5-4.0	0.6	0.3	0.5	1.2	0.3	0.2	0.2	0.5 (each)
AlSi9Cu3(Fe) (DIN 226)	8.0-11.0	1.2	2.0-3.5	0.1-0.5	0.1-0.5	0.3	1.2	0.2	0.1	0.15	0.15
SC84R (Canada)	7.5-9.5	0.7-1.2	3.0-4.0	0.5	0.45-0.75		0.7-1.2			0.1	0.15
LM2 (UK)	9-11.5	1.0	0.7-2.5	0.5	0.3	0.5	2	0.3	0.2	0.2	0.05
A360 (US)	9.0-10.0	1.3	0.6	0.35	0.4-0.6	0.5	0.5		0.15		0.25
AlSi10Mg (DIN 239B)	9.0-11.0	0.8	0.8	0.4	0.2-0.5		0.1			0.15	0.15
AK9 (CIS)	8.0-11.0	0.8	1	0.2-0.5	0.2-0.8	0.5	0.5				2.4
AK9M2 (CIS)	7.5-10.0	0.9	0.5-2.0	0.1-0.4	0.2-0.8	0.5	1.2	Pb+Sn 0.3	0.05-0.2		2.5

Notas:

* Los elementos son máximos a menos que se presenten como rangos.

** Puede contener hasta 0,1 Cr.

*** ADC12Z contiene hasta un 3% de Zn.

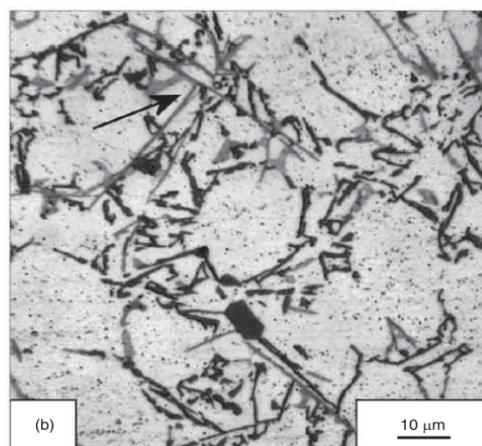


Figura 5.4. Microestructura interna de una aleación A380, puede apreciarse el tamaño y morfología del eutéctico. Lumley et al, 2008.

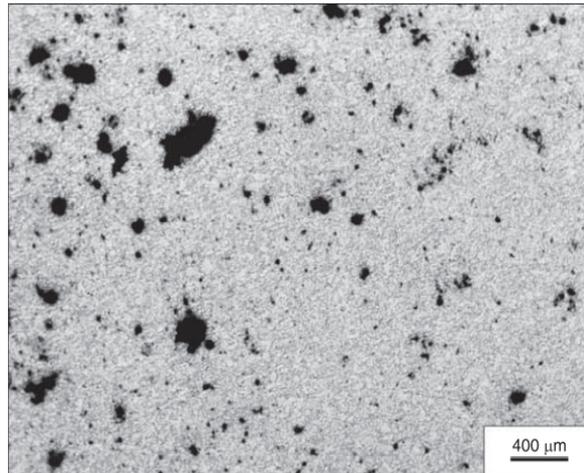


Figura 5.5 Aleación de HPDC C380 en estado de colada que muestra la porosidad, la esquina superior izquierda está hacia el centro del molde, mientras que la esquina inferior derecha está hacia el borde del molde. Lumley et al, 2005.

Se observa que la microestructura se expande dando como resultado una formación de ampollas inaceptable en la superficie. También puede producirse un hinchamiento que cambie las dimensiones de las piezas fundidas a presión y pueda afectar negativamente a las propiedades mecánicas. Sin embargo, se ha demostrado recientemente que aún son posibles respuestas significativas al endurecimiento por envejecimiento si se reducen las temperaturas y los tiempos de tratamiento de solución. Lumley et al., 2005, 2006, 2007a, 2007b.

Así mismo M.T.Murray, M.Murray 2011, mencionan que es importante llenar la cavidad con metal fundido muy rápidamente (10-150 milisegundos, dependiendo del tamaño de la pieza y de la aleación que se esté fundiendo). Para conseguir un buen acabado superficial, también es importante que el aluminio fundido entre en la matriz a gran velocidad. Normalmente, el metal fundido entra a 20-50 m/s en el caso del aluminio, esto para evitar defectos desde nivel superficial hasta nivel microestructural.

También se ha comprobado que la densidad del flujo térmico alcanza un máximo de 105 W/m² en el punto en el que se aplicaba la presión por primera vez y luego se reduce a 5×10^3 W/m² al cabo de cuatro segundos. Por lo tanto, es común tener una microestructura muy fina en la superficie y luego una estructura dendrítica/eutéctica un poco más gruesa en el centro.

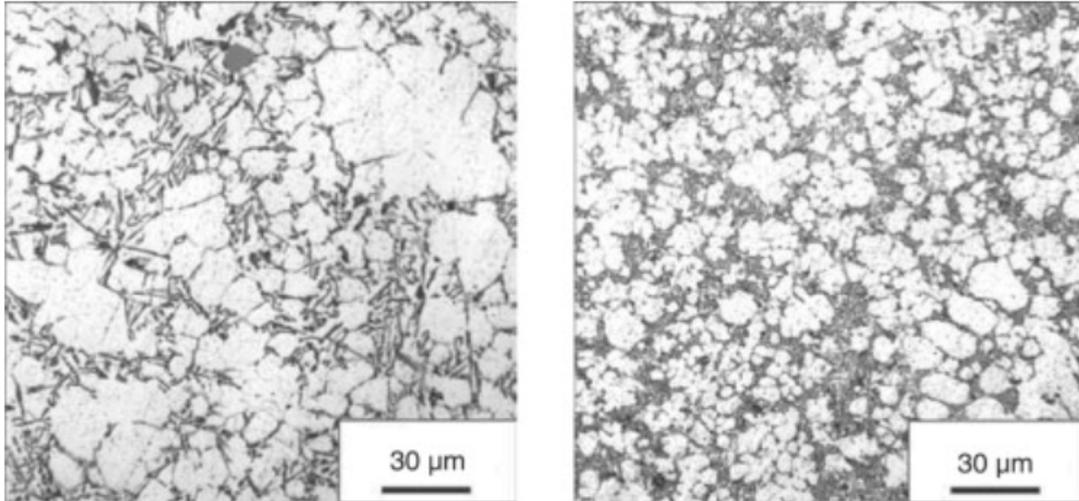


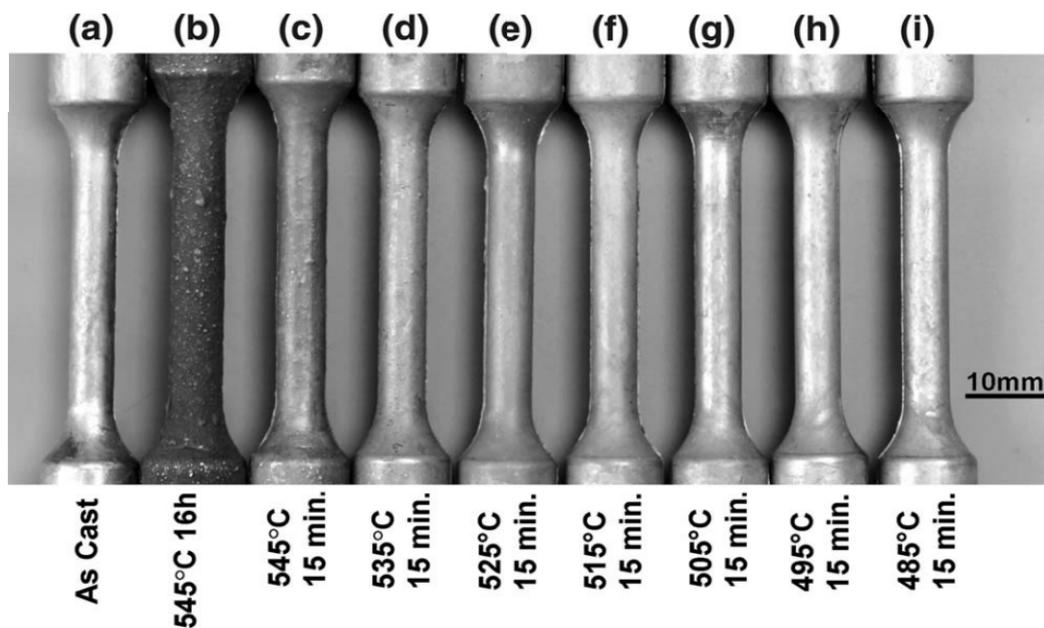
Figura 5.6. Cambios en el tamaño de la dendrita a través de una fundición a presión de la aleación A380 mostrando (izquierda) el centro de la fundición y (derecha) la región superficial de la pieza. M.T.Murray M.Murray, 2011.

CAPÍTULO 6. AMPOLLAMIENTO DURANTE EL TRATAMIENTO TÉRMICO Y SU PREVENCIÓN.

En el estudio llamado Heat Treatment of High-Pressure Die Castings, (LUMLEY R.N., O'DONNELL R.G., D.R. GUNASEGARAM, 2007), encontraron que las aleaciones de Al fundidas a alta presión no pueden calentarse normalmente a altas temperaturas debido a la presencia de poros que contienen gases atrapados, que conducen a la formación de ampollas en la superficie. Se ha descubierto que la formación de ampollas puede evitarse utilizando tiempos de tratamiento de la solución considerablemente más cortos y temperaturas más bajas. Los experimentos con las aleaciones 360 (Al-9, 5Si-0,5Mg) y 380 (Al-8,5Si3,5Cu) han demostrado que todavía es posible una fuerte respuesta al endurecimiento por envejecimiento tras estos tratamientos modificados de la solución.

En el caso de los T6, han demostrado que el endurecimiento por envejecimiento es posible después de estos tratamientos de solución modificados.

Utilizando la condición de solubilización y temple T4 se mejora la ductilidad sin sacrificar la resistencia.



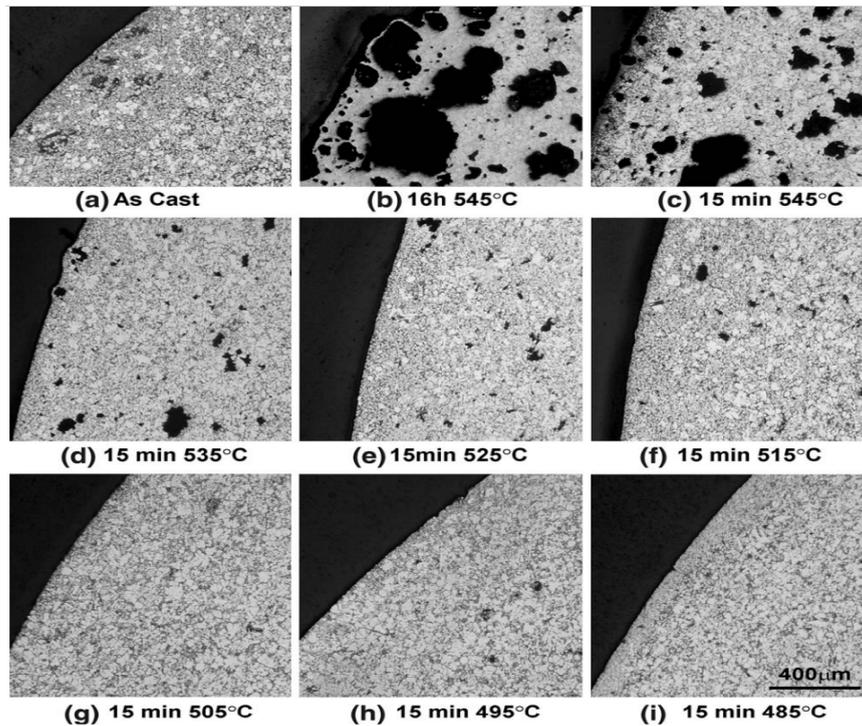


Figura 6.1. y 6.2. Arriba se observa la apariencia superficial de una aleación 360, sometida a diferentes tiempos y temperaturas de tratamiento térmico, abajo se pueden observar algunas microestructuras con la porosidad y ampollamiento desarrollado a diferentes tiempos y temperaturas. R.N. LUMLEY, R.G. O'DONNELL, D.R. GUNASEGARAM, and M. GIVORD, 2007.

6.1 Pruebas en la aleación 360.

La figura anterior muestra una comparación para la aleación 360 (Al-9Si, 0,7Fe-0,6Mg-0,3Cu-0,1Mn-0,2Zn), entre una muestra en condiciones de colada y las muestras que fueron tratadas térmicamente utilizando ciclos convencionales y modificados de tratamiento en solución. Las figuras 6.1 y 6.2 ponen de manifiesto el resultado inaceptable de utilizar un tratamiento en solución convencional y prolongado de 16 horas a 545 °C. Este tratamiento ha provocado graves ampollas en la superficie. Además, la muestra se ha vuelto dimensionalmente inestable, lo que ha provocado una expansión en las direcciones radial y longitudinal. El examen progresivo de las demás muestras (c a i) representadas en la figura 6.2 muestra que el ampollamiento disminuyó primero de forma significativa cuando el tiempo de tratamiento de la solución se redujo a 15 minutos, y luego aún más cuando se redujo la temperatura a 525 °C o menos, el ampollamiento y el cambio dimensional se eliminó en las muestras calentadas durante un tiempo estándar de 15 minutos.

Las aleaciones fueron tratadas en solución, templadas en agua y envejecido naturalmente a ~25 C* (temple T4) o envejecido hasta resistencia y dureza máximas a una temperatura elevada de 150-180 °C (temple T6), también se aplicó un temple T7 a la fundición a presión a 177 °C.

Las mediciones de dureza se utilizaron para controlar las respuestas al

envejecimiento. Como se muestra en la Figura 6.3, se encontró que los niveles de endurecimiento tras el enfriamiento y el envejecimiento eran todos relativamente altos, a pesar de la combinación de baja temperatura y el corto tiempo de tratamiento en solución de 15 minutos.

En la mayoría de los casos, las respuestas eran similares a las obtenidas con un tratamiento en solución T6 convencional para la aleación 360, de 16 horas a 545°C. Los tiempos para alcanzar el pico de dureza máxima (2 a 3 horas) también fueron similares.

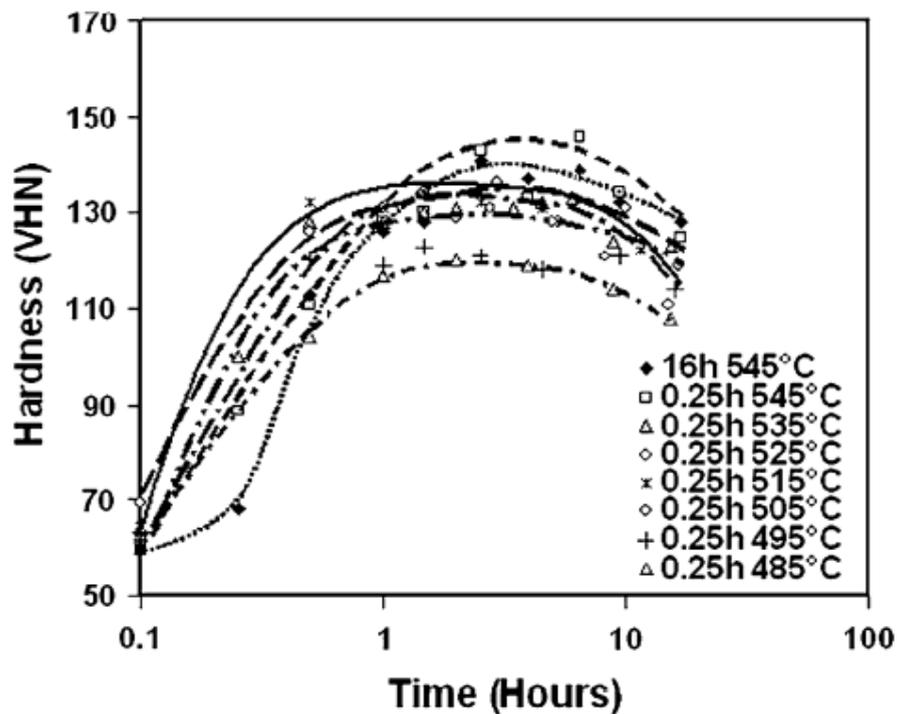


Figura 6.3. Curvas de dureza-tiempo para la aleación 360, envejecida a 180°C tras diferentes procedimientos de tratamiento en solución. LUMLEY R.N., O'DONNELL R.G., D.R. GUNASEGARAM, 2007.

En la Tabla 6.1 se indican que hay incrementos de alrededor del 80% en la tensión de prueba de 0,2% y de 20 a 30 % en la resistencia a la tracción en el temple T6, en comparación con valores de la condición de colada. En el caso del T6 las propiedades de resistencia y alargamiento aumentaron con la velocidad de disparo. El resultado con muestras que fueron tratadas en solución, templadas y envejecidas, los valores de la tensión de prueba de 0,2% y la resistencia a la tracción de tensión cambiaron poco en comparación con las propiedades de fundición, mientras que el alargamiento medio aumentó de 3,5 a 6 %.

Tabla 6.1. Condiciones de tratamiento térmico y propiedades tensiles de la aleación 360 HPDC. METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS, VOLUME 38A, 2007.

Casting Technique	Quenched from Casting (Y/N)	Solution Treatment	Aging	0.2 Pct Proof Stress (MPa)*	Tensile Strength (MPa)*	Elongation at Break (Pct)*
HPDC 26 m/s	N	NA	NA	162 (4.2)	253 (12.7)	2 (0.3)
	N	515 °C, 15 min then CWQ**	T6: 180 °C 2 h	302 (4.9)	326 (8.1)	1 (0.2)
	Y	515 °C, 15 min then CWQ	T6: 180 °C 2 h	296 (10.6)	311 (18.2)	1 (0.2)
HPDC 82 m/s	Y	525 °C, 15 min then CWQ	T6: 180 °C 2 h	296 (2.9)	308 (11.6)	1 (0.1)
	Y	NA	NA	178 (8.1)	310 (14.5)	3.5 (0.7)
	Y	525 °C, 15 min then CWQ	T6: 180 °C 2 h	320 (8.5)	373 (38)	2.5 (1.4)
HPDC 123 m/s	Y	515 °C, 15 min then CWQ	T4 (2 weeks at 25 °C)	180 (2)	310 (22)	6 (2.5)
	N	515 °C, 15 min then CWQ	T6: 180 °C 2 h	333 (3)	404 (1.7)	3 (0.6)

*Note: one standard deviation for each tensile data set is shown in parentheses.

**CWQ: cold water quench.

6.2 Pruebas en la aleación 380 y variantes.

Se desarrollaron programas similares de tratamiento térmico sin ampollas para las piezas fundidas a alta presión preparadas a partir de la aleación 380. Las muestras de tracción se trataron en solución durante 15 minutos a temperaturas que oscilaban entre 530 °C y 440 °C, se enfriaron en agua y se envejecieron a 150°C. Los acabados superficiales de estas muestras se muestran en la Figura 6.4. En el caso del tratamiento en solución a 530°C, la muestra estaba deformada y presentaba muchas ampollas en la superficie. Se observaron ampollas ocasionales a 510°C y 500°C, pero no se observó ninguna a temperaturas de 490°C o inferiores. También se estudió el efecto de diferentes tiempos de exposición a 490°C, y se comprobó que las ampollas comenzaban después de 20 minutos de tiempo total.

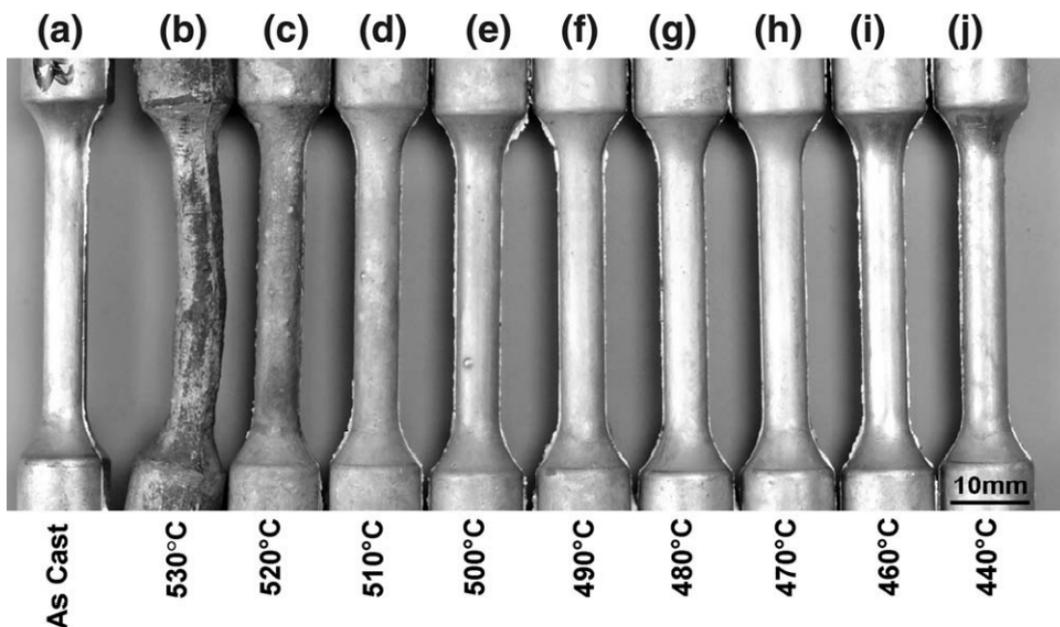


Figura 6.4. Desarrollo del tratamiento de soluciones para la aleación 380, sometido a diferentes temperaturas durante un tiempo de 15 minutos, la velocidad de inyección fue de 26m/s. METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS, VOLUME 38A, 2007.

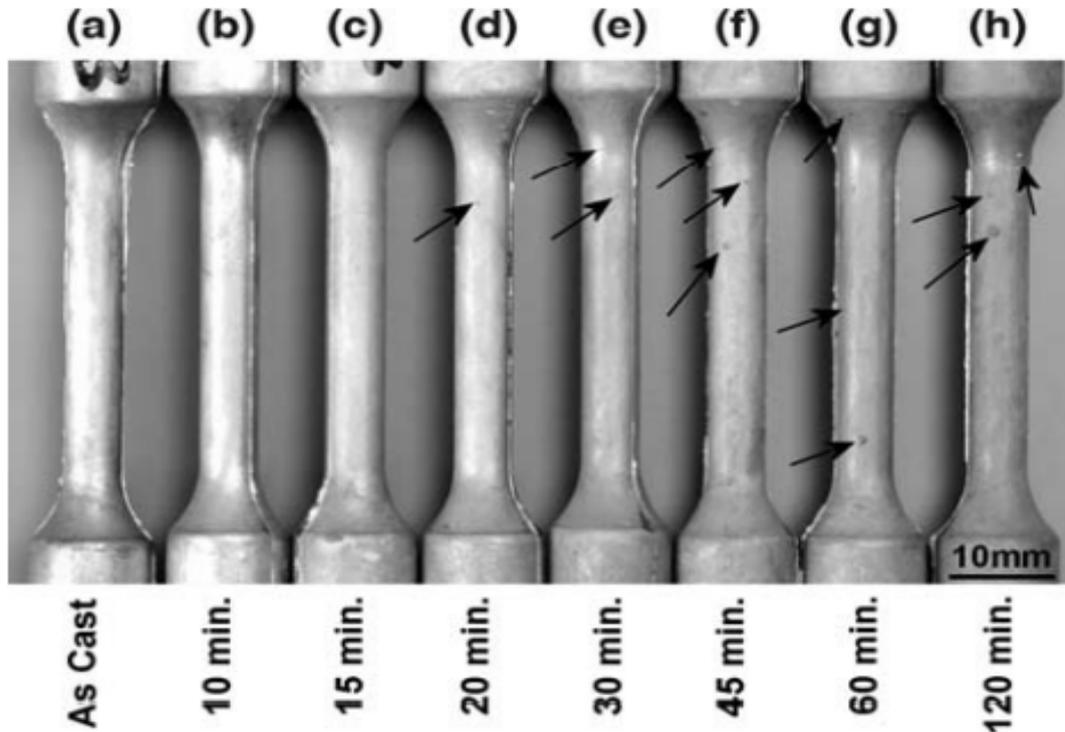


Figura 6.5. Determinación de la duración óptima del tratamiento térmico de solución a diferentes tiempos a 490°C, las flechas muestran las ampollas formadas. METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS, VOLUME 38A, 2007.

Se prepararon curvas de dureza-tiempo para la aleación 380 tratada en solución durante 15 minutos a temperaturas entre 440°C a 530°C, seguidas de enfriamiento y envejecimiento a 150°C, y se muestran en la figura 6.5. Para la mayoría de los tiempos de envejecimiento, una temperatura de tratamiento en solución en el rango de 480°C a 490°C produjo la mayor respuesta al endurecimiento por envejecimiento. A partir de 500°C se observaron ampollas en la superficie. Sorprendentemente, incluso una temperatura de tratamiento de la solución de 440°C fue suficiente para proporcionar una respuesta útil al endurecimiento por envejecimiento a 150°C, a pesar de las reducciones esperadas en la supersaturación de solutos y vacantes de solutos y vacantes en el enfriamiento.

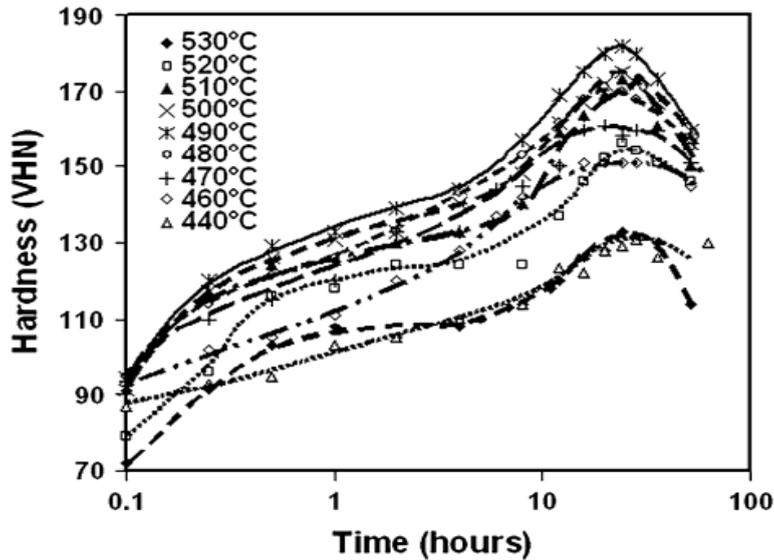


Figura 6.6. Respuesta de envejecimiento a 150°C en función de la temperatura de tratamiento de la solución para muestras de la aleación 380 tratadas en solución durante 15 minutos. METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS, VOLUME 38A, 2007.

Se pudieron alcanzar altos niveles de endurecimiento (por ejemplo, >175 VHN) para la aleación 380, lo que se refleja en los resultados de tracción de las probetas planas de la Tabla 6.2.

La elevada respuesta al fortalecimiento a las diferentes temperaturas de tratamiento de la solución puede atribuirse en parte al contenido relativamente alto de Cu, que promueve la formación de precipitados precursores de Al₂Cu. Estos precipitados también están presentes en la microestructura de la colada (las muestras se enfriaron rápidamente al aire después de la colada). Sin embargo, la figura 6.7 demuestra que, tras el tratamiento térmico, eran más finos, se dispersaron más uniformemente y están presentes en una densidad mucho mayor.

Tabla 6.2, Efecto de la temperatura de tratamiento de la solución en las propiedades de tracción de la aleación 380 envejecida, (METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS, VOLUME 38A, 2007).

Condition	Solution-Treatment Temperature	Surface Condition	0.2 Pct Proof Stress (MPa)*	Tensile Strength (MPa)*	Elongation at Break (Pct)*
Flat test bars, 26 m/s as-cast	NA	excellent	182 (10.4)	277 (24.8)	2 (0.4)
Flat test bars, 26 m/s T6	490 °C	some blisters	368 (18.5)	385 (30.6)	1 (0.2)
	480 °C	good	371 (11.7)	401 (38.3)	1 (0.6)
	470 °C	excellent	347 (13.2)	362 (31.8)	1 (0.4)
	460 °C	excellent	335 (8.1)	359 (26.4)	1 (0.4)
	440 °C	excellent	283 (6.7)	338 (33.3)	1.5 (0.7)
	Flat test bars, 82 m/s as-cast	N/A	excellent	187 (6.4)	320 (29.1)
Flat test bars, 82 m/s T6	490 °C	excellent	392 (9.9)	432 (31.7)	1.5 (0.6)
	480 °C	excellent	394 (9.9)	442 (17.4)	2 (0.6)
	470 °C	excellent	372 (7.8)	418 (16.2)	2 (0.5)
	460 °C	excellent	341 (6)	405 (23.5)	2 (1.0)
	440 °C	excellent	285 (2.5)	362 (18.1)	2 (0.6)

*Note: one standard deviation for each tensile data set is shown in parentheses.

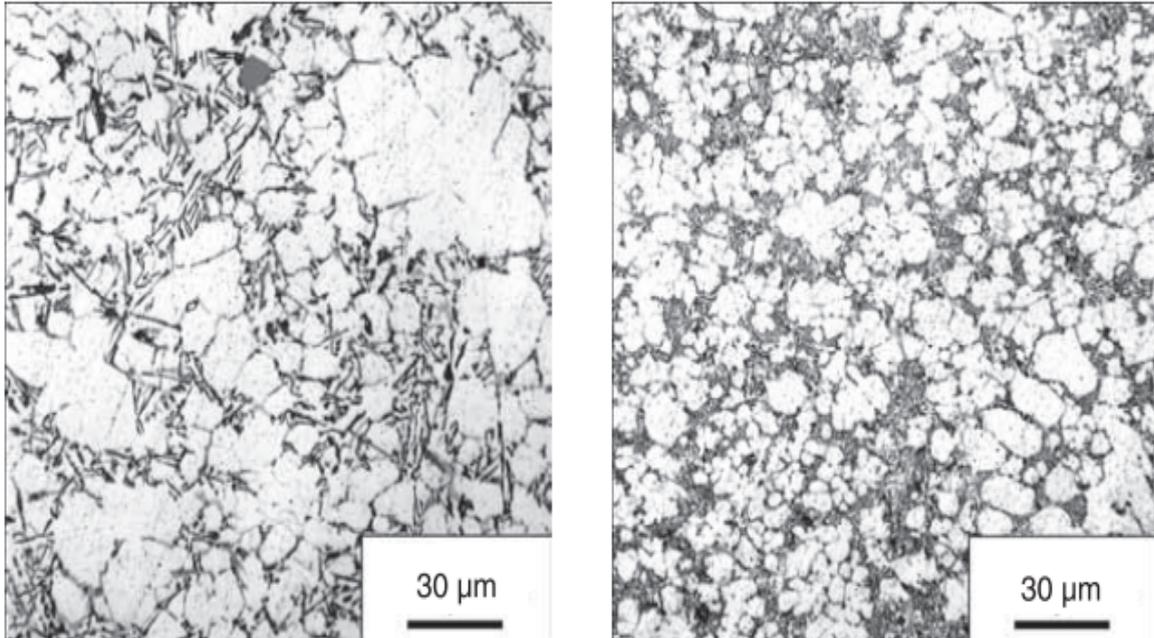


Figura 6.7. Cambios en la magnitud del SDAS y la finesa del Si eutéctico a través de una fundición a presión de la aleación A380 mostrando (izquierda) el centro de la fundición y (derecha) la región superficial de la pieza (micrográficas cortesía de R.N. Lumley, CSIRO).

CAPÍTULO 7. PRUEBAS COMPARATIVAS DE LOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS T4, T5, T6.

Se examinaron las pruebas comparativas de tratamiento térmico para los tratamientos T6, T5 y T4. El tratamiento T5 se consideró aquí para la comparación, porque no implica un paso separado de tratamiento en solución, y es una opción para el tratamiento térmico de las fundiciones a presión que elimina el paso potencial de formación de ampollas. Las muestras tratadas con solución durante 15 minutos a 490°C respondieron comparativamente bien cuando se envejecieron con un temple T6 a 150°C. Sorprendentemente, la respuesta al endurecimiento por envejecimiento durante un temple T4 a 25°C es mayor que la de las muestras a las que se les aplicó un temple T5 envejecido a 150°C. Este resultado implica que los niveles de sobresaturación de soluto y vacantes tras el enfriamiento rápido por aire después de la operación de colada son mucho menores que los de las muestras tratadas con solución con el T4 a 25°C e indica que el envejecimiento artificial no puede compensar este efecto. Para determinar el efecto de la temperatura de envejecimiento del procedimiento de tratamiento térmico T6 para la aleación 380, se generaron curvas de dureza para las temperaturas de 150°C, 165°C y 177°C (Figura 7.1), y se obtuvieron las propiedades de tracción para las diferentes condiciones de envejecimiento de las muestras de tracción cilíndricas producidas con una velocidad de inyección de 82 m/s (Tabla 7.1). El envejecimiento a 150°C resultó ser el más adecuado y duplicó con creces la tensión de prueba de 0,2 pct en comparación con la pieza en condiciones de colada, con sólo una pequeña disminución de la ductilidad de 4 a 3 pct. El envejecimiento a las temperaturas más altas de 165°C y 177°C dió lugar a pequeñas disminuciones progresivas de las propiedades de tracción, en relación con el pico de dureza, lo mismo con las propiedades de tracción, en relación con las tendencias de la dureza máxima.

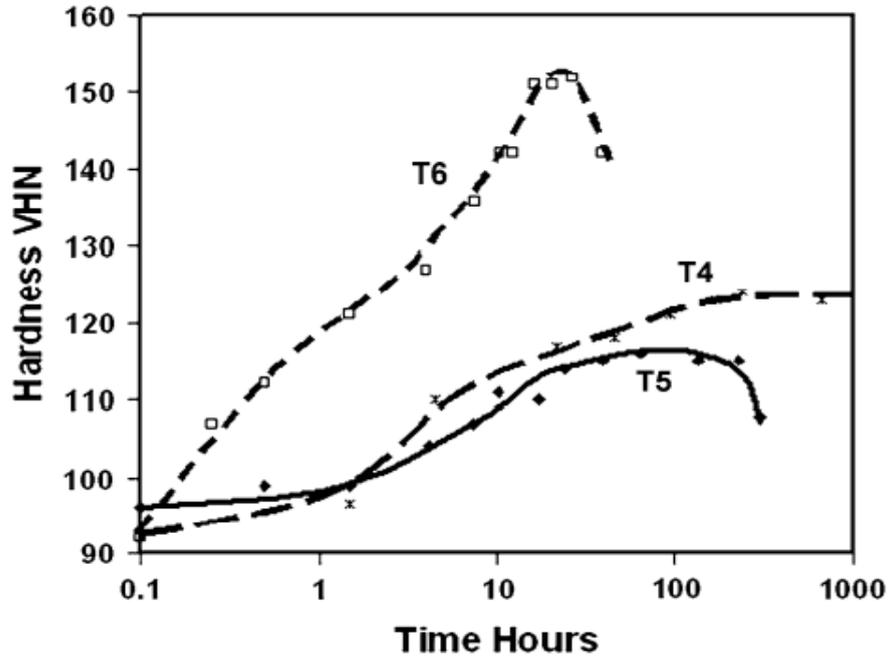


Figura 7.1. Curvas de tiempo - dureza de la aleación 380 sometida a un tratamiento de envejecimiento T5 y T6 a 150°C en comparación con un tratamiento de envejecimiento T4 a 25°C. La temperatura de tratamiento de la solución para las muestras T4 y T6 fue de 490°C, durante 15 min. METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS, VOLUME 38A, 2007.

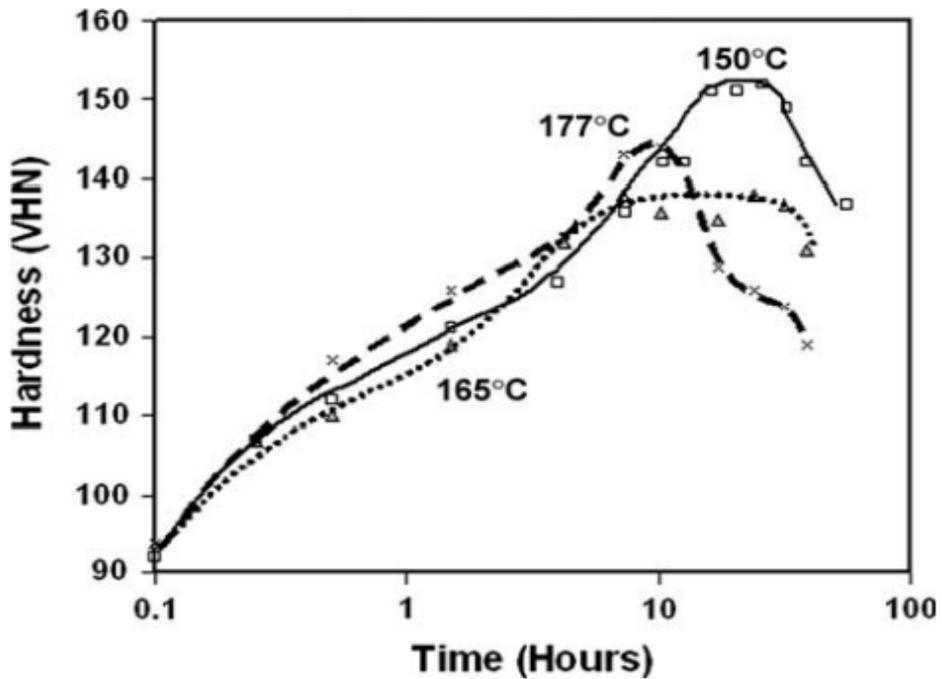


Figura 7.2. Curvas de dureza-tiempo para la aleación 380 envejecida a 150°C, 165°C y 177°C, tras el tratamiento de la solución a 490 C durante 15 min. (METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS, VOLUME 38A, 2007).

Tabla 7.1. Resultados de tracción de la aleación HPDC 380 envejecida a las temperaturas T4, T5, T6 y T7, METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS, VOLUME 38A, 2007.

Condition	0.2 Pct Proof Stress (MPa)*	Tensile Strength (MPa)*	Elongation at Break (Pct)*
As-cast	172 (2.4)	354 (4)	4 (0.3)
T5: 150 °C age	234 (2)	358 (34)	2 (0.7)
As solution treated at 490 °C, 15 min, and CWQ	126 (1.7)	338 (3)	8 (0.8)
T4: 25 °C age	217 (2.6)	387 (12.8)	6 (1.5)
T6: 150 °C age	356 (3.6)	431 (10.4)	3 (0.7)
T6 (65 °C water quench): 150 °C age	351 (2.3)	438 (7.2)	3 (0.6)
T6: 8 h, 177 °C age	320 (1.4)	404 (17.1)	3 (1)
T6: 8 h, 165 °C age	337 (0.9)	417 (10.2)	3 (0.6)
T7: 16 h, 177 °C overage	309 (1.2)	401 (6)	3.5 (0.5)

*Note: one standard deviation for each tensile data set is shown in parentheses.

La Figura 7.3 para las muestras de la aleación A360 (Al-9Si-0.7Fe-0.6Mg-0.3Cu-0.1Mn-0.2Zn), donde la aleación en condiciones de colada (a) se compara con muestras que fueron tratadas térmicamente usando varios tiempos de tratamiento de solución, y temperaturas. La aleación fue tratada por solubilización durante 16 horas a 545 °C (b) revela que esta última ha sufrido una severa formación de ampollas en la superficie y decoloración. También se ha producido un hinchamiento de modo que la muestra se ha vuelto dimensionalmente inestable en las direcciones tanto axial como longitudinal. Cuando el tiempo de tratamiento de la solución se redujo a 15 minutos (c) (tenga en cuenta que las referencias al tiempo de tratamiento de la solución incluyen el requerido para calentar), y la temperatura se redujo, (d – g), tanto la formación de ampollas como el cambio dimensional se redujeron significativamente. A temperaturas de 515 °C e inferiores (f y g), se eliminan las ampollas.

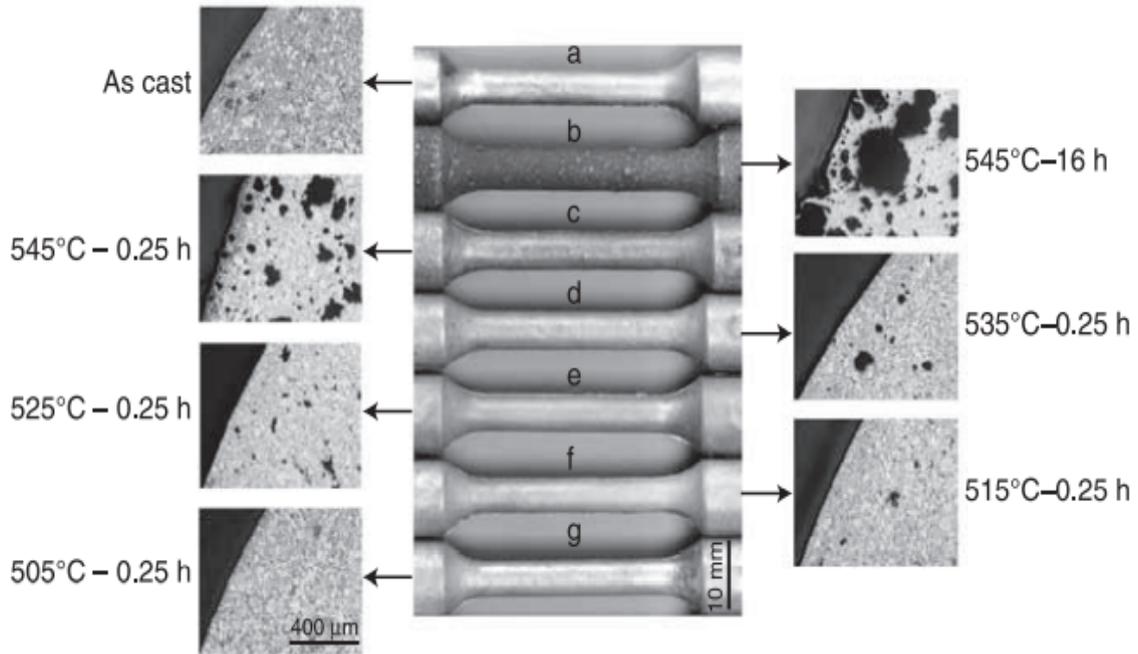


Figura 7.3. Comparaciones de las superficies y microestructuras internas de una solución de aleación A360 tratada en diferentes condiciones, (Lumley., 2007b).

Con base en la figura anterior, está claro que puede haber un ciclo térmico dentro del cual las aleaciones pueden ser al menos parcialmente tratadas en solución. Posteriormente, se confirmó que la aleación A360 retuvo una respuesta relativamente alta al endurecimiento por envejecimiento a 180 °C a pesar de que el tiempo de tratamiento de la solución fue de solo 15 minutos y las temperaturas se redujeron progresivamente de 540 °C a 485 °C (Figura 7.4). En cada caso, la aleación envejeció rápidamente a 180 °C y la dureza máxima se logró después de aproximadamente dos horas.

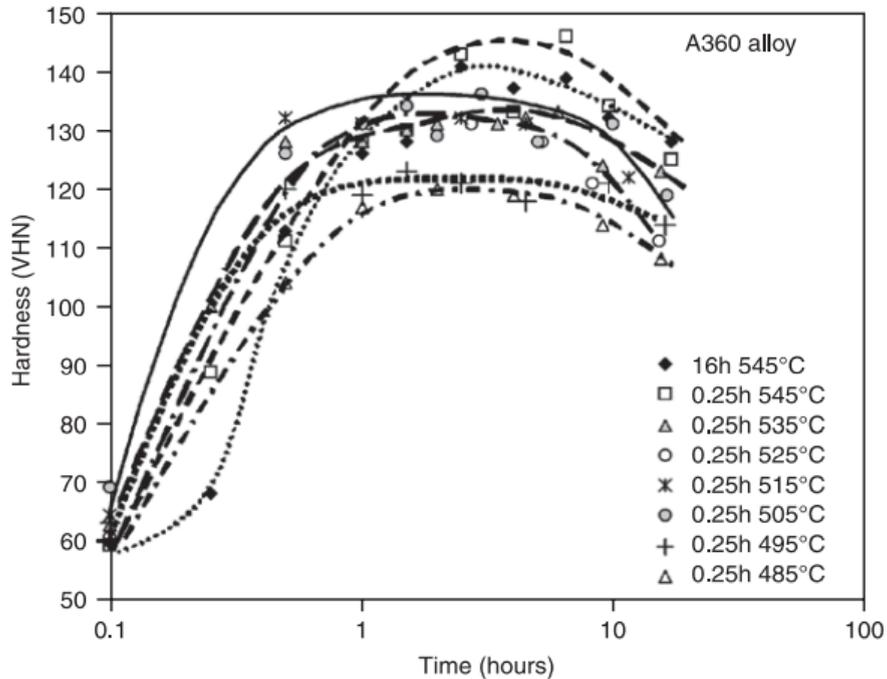


Figura 7.4. Respuestas de endurecimiento para la aleación A360 envejecida a 180°C, siguiendo diferentes condiciones de tratamiento de solución (Lumley, 2007a).

7.1 Tiempos y temperaturas aplicables a los tratamientos térmicos T4, T5, T6 y su correspondiente modificación en las propiedades mecánicas.

Se realizaron más investigaciones sobre el efecto de la temperatura del tratamiento de la solución en una aleación diferente que tenía la composición Al-8.8Si-0.86Fe-3Cu-0.2Mn-0.22Mg-0.59Zn - (<0.2 otros) que correspondía a la aleación C380. En este caso, se lograron respuestas sustanciales al endurecimiento por envejecimiento en el rango de 440 °C hasta 490 °C, con un tratamiento en solución de 15 minutos de inmersión, seguido de enfriamiento con agua y envejecimiento a 150 °C. Los tiempos para alcanzar la dureza máxima para cada temperatura de tratamiento de la solución fueron similares, aunque los valores de dureza máxima real y las propiedades de tracción disminuyeron a medida que se redujo la temperatura de tratamiento de la solución (Figura 7.5) (Lumley et al., 2007b).

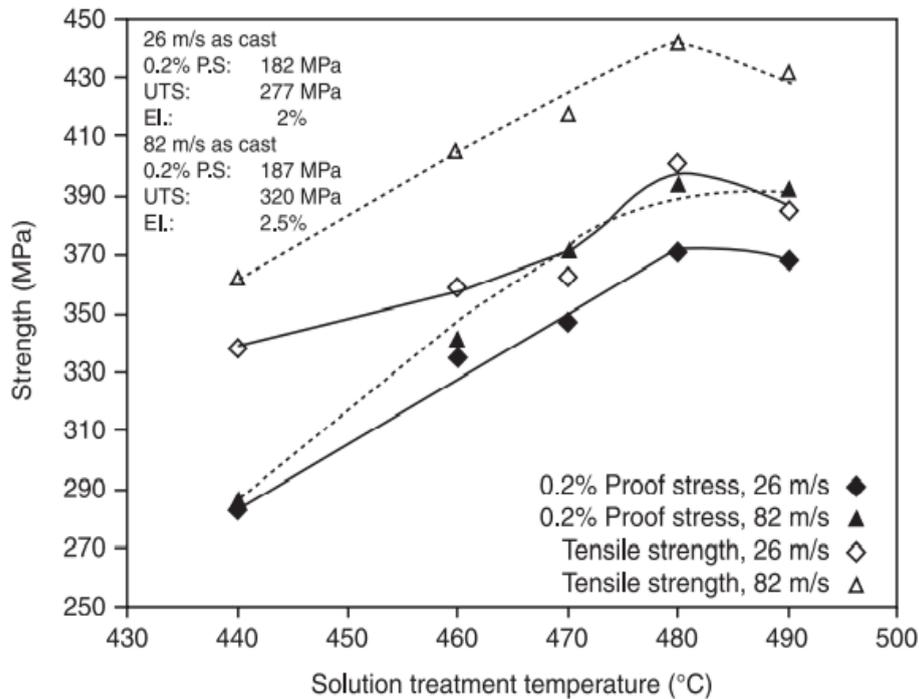


Figura 7.5. Efecto de la temperatura de solubilización en la resistencia a la tensión y cedencia, a dos velocidades de ensayo, comparada con los valores de la aleación en condiciones de colada. (Lumley et al., 2007b).

En las aleaciones de HPDC que contienen altos niveles de Si, las contribuciones que el endurecimiento por precipitación puede generar un fortalecimiento adicional, debido a la presencia del eutéctico Al-Si que se forman dentro de los granos de aluminio. Son estos precipitados los que obstaculizan el proceso de deslizamiento cristalográfico, aumentando así la resistencia mecánica.

Como se muestra con referencia a la Tabla 7.2 y la Figura 7.6, las diferencias de composición en las piezas moldeadas a presión de Al-Si-Cu pueden causar grandes variaciones en las propiedades mecánicas después del endurecimiento por envejecimiento. En este trabajo, se prepararon nueve aleaciones diferentes en condiciones de fundición, tratadas con solución, tratadas con T4 o tratadas con T6. El tratamiento de la solución se estandarizó a 490 °C durante 15 minutos de tiempo total de inmersión en un horno de aire circulante, seguido de enfriamiento con agua (Lumley et al., 2005, 2006, 2007a, 2007b). Las muestras para los temperamentos T6 se envejecieron posteriormente en aceite a 150 °C durante 24 horas y las de los temperamentos T4 se envejecieron a 25 °C durante 14 días.

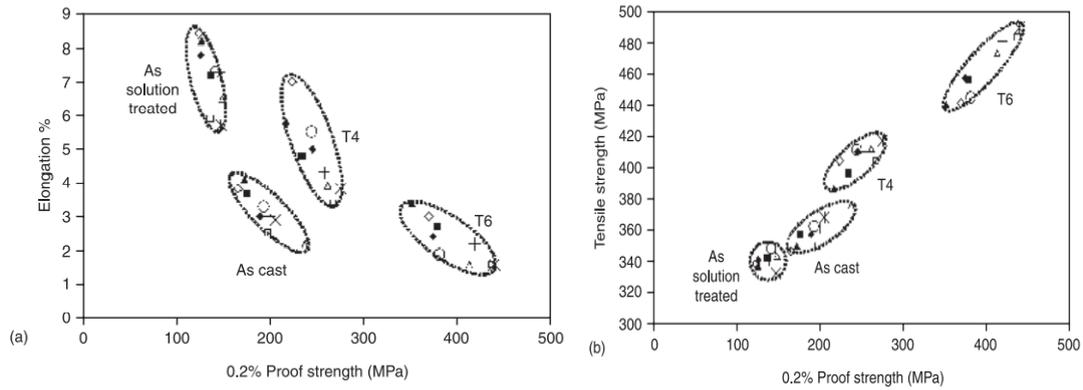


Figura 7.6. Figuras a y b que muestran de propiedades mecánicas %E vs resistencia a la cedencia y resistencia a la tensión vs resistencia a la cedencia, para diferentes condiciones de colada, solubilización, T4 y T6, Lumley et al., 2007.

Tabla 7.2. Composición de nueve aleaciones evaluadas, Lumley et al. (2007).

Alloy	Figure 10.7 legend	Al	Si	Cu	Mg	Zn	Fe	Mn	other
1 (base)	▲	Balance	9	3.1	0.1	0.53	0.86	0.16	<0.2
2	◆	Balance	9.1	3.18	0.29	0.6	0.86	0.14	<0.2
3	◇	Balance	9.2	3.11	0.09	2.9	0.9	0.16	<0.2
4	■	Balance	8.6	3.6	0.1	0.53	0.93	0.18	<0.2
5	+	Balance	8.6	3.6	0.3	0.53	1.0	0.2	<0.2
6	○	Balance	8.5	4.9	0.1	0.51	0.97	0.2	<0.2
7	*	Balance	8.7	4.9	0.27	0.51	1.0	0.21	<0.2
8	□	Balance	9.1	4.2	0.22	1.2	1.3	0.2	<0.2
9	△	Balance	8.8	4.0	0.7	0.56	1.1	0.19	<0.2

Siguiendo la línea de investigación sobre tratamientos térmicos, O. Trudonoshyna, B., P. Randelzhofera, C. Körnera, 2021, han investigado las microestructuras y las propiedades mecánicas de las aleaciones de fundición a alta presión Al-5.7Mg-2.6Si-0.7Mn-xZn después del tratamiento térmico. En estudios anteriores se ha notado que las aleaciones de Al-Mg-Si-Mn después de la colada en molde permanente y después de la fundición a presión a alta presión (HPDC) se mejoran mediante aleaciones adicionales. Los efectos más significativos se archivaron después de la adición de Sc y Zn.

La dureza se determinó mediante pruebas de dureza Brinell y Vickers. Se investigaron los efectos de T5 (envejecimiento artificial a partir del estado fundido) y los modos de tratamiento térmico de T6 completo en las aleaciones con diferente contenido de Zn (0,6–5% en peso) sobre la microestructura y las propiedades mecánicas.

Es bien sabido que las aleaciones de Al-Mg-Si pertenecen a las aleaciones con una de las temperaturas de solidus más altas y pueden ser tratadas térmicamente utilizando temperaturas de tratamiento térmico relativamente altas. A pesar de esto, la temperatura puede verse limitada debido a las características del proceso de fundición elegido. Debido al atrapamiento de los gases en la aleación fundida durante el llenado forzado, se espera que las piezas fundidas de HPDC contengan un mayor contenido de gas en comparación con las piezas fundidas por gravedad. Esto limita las posibilidades de tratamiento térmico a altas temperaturas. Los gases comprimidos se expanden durante el tratamiento térmico, lo que conduce a ampollas superficiales inaceptables, porosidades de gas dentro de las piezas fundidas e inestabilidad dimensional. Ha sido confirmado que cuando la superficie de la muestra no tiene ampollas visibles después del tratamiento, la muestra también tiene un nivel de porosidad aceptable. Por el contrario, si las ampollas fueran visibles en la superficie, la muestra tiene un nivel de porosidad inaceptable. En los estudios anteriormente mencionados se encontró que las temperaturas superiores a 540 °C son inaplicables para el tratamiento térmico de la aleación Al-Si-Mg y Al-Si-Cu. En los estudios También se confirmó que la temperatura máxima aplicable para HPDC Al-Si-Mg- (Cu) y Al-Mg-Si- (Zn) está en el rango de 480°C – 510°C.

La tabla 7.3 muestra las temperaturas comunes de uso industrial para los sistemas de aleaciones Al-Mg-Si y Al-Mg-Zn. Las diferencias son causadas por diferentes temperaturas de disolución de la fase gruesa β -Mg₂Si (hasta 593 °C en las aleaciones Al-Mg-Si) y la fase T (hasta 382 °C en las aleaciones AlMg-Zn).

Tabla 7.3. Temperaturas de uso industrial del tratamiento térmico para aleaciones de aluminio tratadas térmicamente, O. Trudonoshyna, P. Randelzhofera , C. Körnera, 2021.

Industrial-used temperatures of the heat treatment for heat-treated Al alloys [29].

Alloy systems	Temperature [°C]	
	Solution treatment	Artificial ageing
Al-Mg-Si	520–570	175–205
Al-Zn-Mg	465–510	120–150

El tratamiento térmico (T5 y T6) no conduce a un aumento notable de las propiedades mecánicas de la aleación base (Al-5.5Mg-2.5Si-0.7Mn).

El efecto débil del tratamiento térmico en la aleación base está relacionado con la relación específica Mg / Si, que conduce a la formación de una cantidad de refuerzo insignificante del precipitado β Mg₂Si.

7.2 Efecto del aumento progresivo de Zn como elemento aleante en las propiedades mecánicas, posterior a la aplicación de los tratamientos térmicos T5 y T6.

Se investigaron algunas aleaciones, la composición de las aleaciones investigadas se muestra en Tabla 7.4. Bloques comerciales de Magsimal59® producido por “Rheinfelden Alloys GmbH” (Rheinfelden, Alemania) y placas de Zn puro se utilizaron como material de partida. Bloques del comercial Magsimal59® se almacenaron en un horno precalentado a 250 °C durante 24 h para evitar la humedad antes de ser transferidos a la masa fundida con una temperatura de 720 °C. Para lograr las composiciones pretendidas Zn puro se añadieron sucesivamente cantidades de este a la aleación líquida.

Tabla 7.4. Composición química de las aleaciones investigadas (equilibrio de Al). O. Trudonoshyna, P. Randelzhofer, C. Körnera, 2021.

Alloys	Chemical composition in wt%				Zn		Impurity in wt%			
	Si	Mg	Mg/Si ratio > 1.73	Mn	in wt%	in at%	Fe < 0.2	Ti < 0.2	Be < 0.004	Cu < 0.2
Z1	2.77	5.84	2.1	0.66	0.58	0.2	0.14	0.08	0.003	0.15
Z2	2.73	5.78	2.1	0.66	1.20	0.5	0.14	0.09	0.003	0.15
Z3	2.70	5.72	2.1	0.66	1.83	0.7	0.14	0.09	0.003	0.15
Z4	2.65	5.57	2.1	0.65	2.89	1.2	0.14	0.09	0.003	0.15
Z5	2.62	5.51	2.1	0.65	3.99	1.7	0.14	0.09	0.003	0.15
Z6	2.60	5.47	2.1	0.65	5.01	2.1	0.14	0.08	0.003	0.15
Base	2.7	5.67	2.1	0.66	-	-	0.14	0.08	0.003	0.15

Nota: Las composiciones de las aleaciones se determinaron mediante espectroscopia de emisión óptica (SPECTROMAXx (Ametek, Alemania)).

Se obtuvieron placas con las dimensiones de 300 × 150 × 4 mm utilizando una unidad HPDC de cámara fría (Frech DAK 450-54 con 4500 kN de fuerza de sujeción del molde) con los siguientes parámetros: temperatura de fusión $T_{\text{metro}} = 720 \text{ } ^\circ\text{C}$, temperatura del molde $TD = 200 \text{ } ^\circ\text{C}$, velocidad del pistón $u = 2 \text{ m / s}$, presión final (post) $p = 250 \text{ bar}$.

Las muestras con el tamaño de 10 x 5 x 4 mm se colocaron en el centro del horno para lograr una velocidad de calentamiento y una distribución de temperatura iguales. Para futuros estudios de la microestructura y propiedades mecánicas, se aplicaron dos tipos de tratamiento térmico a las aleaciones estudiadas:

- Tratamiento térmico de dos pasos (T6 completo) que incluye tratamiento en solución (ST), templado en el agua y envejecimiento artificial (AA) varias veces.
- Tratamiento térmico en un solo paso (T5): AA desde el estado fundido durante varias veces.

Se obtuvieron los siguientes gráficos de propiedades mecánicas, posterior a la aplicación de los tratamientos térmicos anteriormente mencionados.

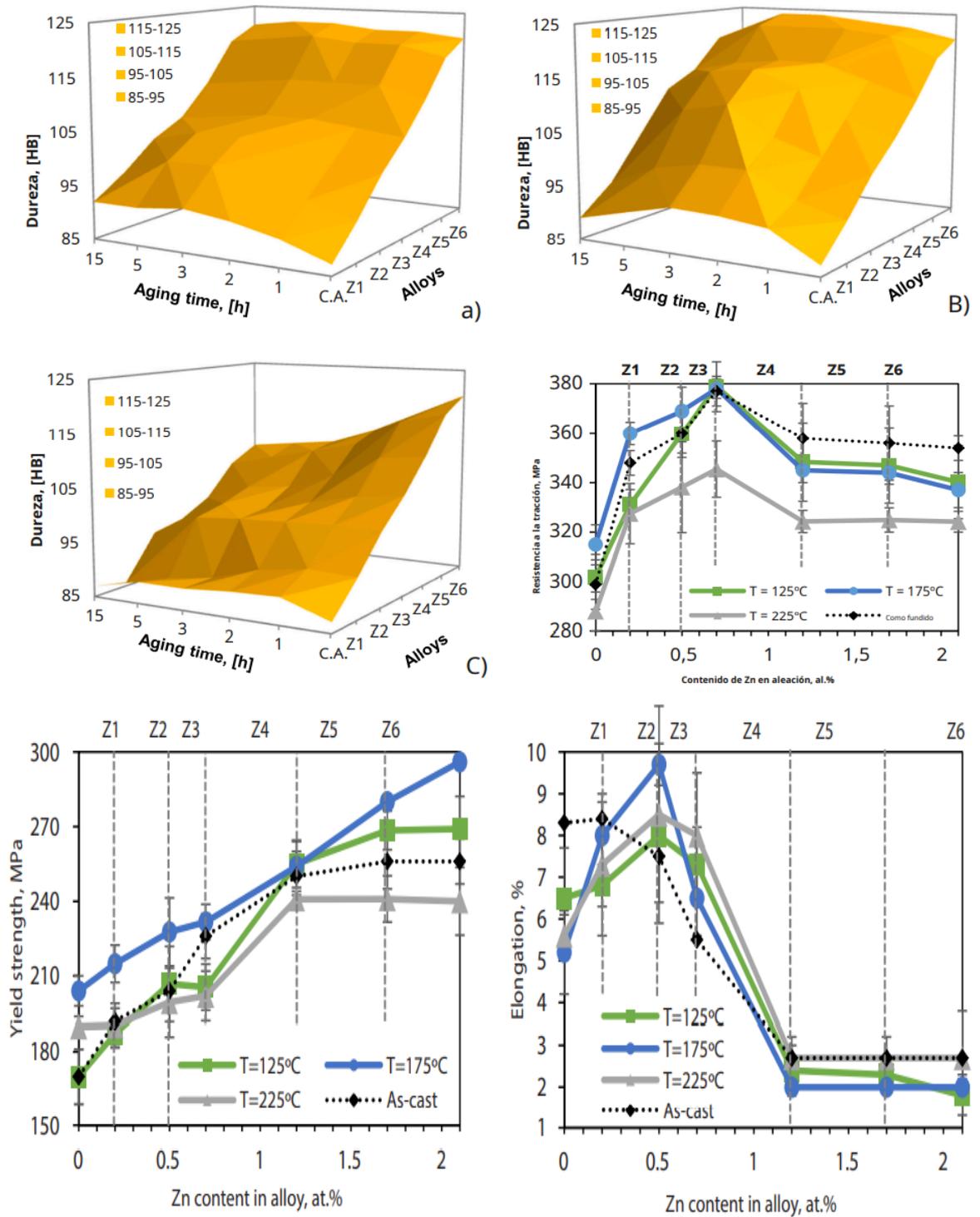


Figura 7.7. Dureza Brinell de las aleaciones estudiadas tras el envejecimiento a (a) 125 °C; (b) 175 °C; (c) 225 °C; (d) resistencia a la tracción, (e) límite elástico; (f) alargamiento (tiempo de envejecimiento - 3 h, CA - como fundición estado de fundición, O. Trudonoshyna, P. Randelzhofer, C. Körner, 2021).

La Figura 7.7 representa las propiedades mecánicas en función del contenido de Zn. Como puede verse en los diagramas de superficie, la dureza de las aleaciones

depende estrictamente de la concentración de Zn en la aleación. Diferentes temperaturas de envejecimiento y diferentes duraciones del tratamiento conducen a diferentes efectos sobre las propiedades de dureza, resistencia y alargamiento. Envejecimiento a 125 °C y 175 °C (Figura 7.7 a y b) las temperaturas conducen a la presencia de valores máximos de dureza (en el rango de 2-5 h de envejecimiento), después de lo cual ocurre el proceso de sobre-envejecimiento y la dureza de las aleaciones disminuye. El efecto del envejecimiento a 125 °C es menor que a 175 °C. El envejecimiento a temperaturas más altas (225 °C y más) conduce a procesos muy rápidos de sobre-envejecimiento y ablandamiento de las aleaciones (ya después de la primera hora de envejecimiento) (Figura 7.7 C). Los resultados de las pruebas de tracción de las aleaciones que contienen Zn para diferentes temperaturas de envejecimiento se representan para el tiempo de los valores máximos de dureza (3 h) (Figura 7.7 (d – f)). Todas las aleaciones muestran cambios similares en todas las propiedades de tracción. Por lo tanto, los valores máximos de resistencia, al igual que la dureza, pertenecen al rango de temperatura de envejecimiento de 125-175 °C. Los valores más bajos de la resistencia (tracción y fluencia) pertenecen al tratamiento térmico a 225 °C. El envejecimiento a una temperatura de 175 °C aumenta la resistencia de las aleaciones Z1 y Z2 en comparación con las condiciones de colada. También vale la pena señalar el aumento en los valores de alargamiento de las aleaciones Z2 y Z3 a todas las temperaturas de envejecimiento estudiadas en comparación con el estado tal como se fundió. El envejecimiento a una temperatura de 175 °C aumentó el límite elástico de las aleaciones, mientras que el envejecimiento a 125 °C no lo cambió.

El envejecimiento a una temperatura de 225 °C redujo la resistencia de toda la serie de aleaciones. Tales cambios en las propiedades mecánicas pueden explicarse por cambios estructurales durante el tratamiento térmico.

Sin embargo, el tratamiento térmico con ciertas temperaturas no es suficiente para la disolución completa de la fase T-AlMgZn. Por lo tanto, el tratamiento térmico a 325 °C no disuelve la fase T incluso en la aleación Z2. Por otro lado, después de 3 horas de envejecimiento a 350 °C, la fase T-AlMgZn comienza a desintegrarse incluso en la aleación Z6 con mayor contenido de Zn. Tratamiento térmico con 375 °C conduce a la disolución de la fase T-AlMgZn en las aleaciones con un contenido de Zn de hasta el 5% en peso (2,1% at). Figura 7.8 muestra cambios en las concentraciones de los elementos principales en las dendritas α -Al durante el tratamiento térmico con temperaturas en el rango de 225–520 °C. Mg (Figura 7.8a) y Si (Figura 7.8b) tienen un comportamiento similar y su concentración cambia gradualmente de 2.8 a 2.6% at para Mg y de 0.4 a 0.2% at para Si. La concentración de Zn, en contraste con Mg y Si, aumenta con el aumento de la temperatura de tratamiento y en las aleaciones Z6 para 400 °C alcanza 1,7 en%. El aumento adicional de la temperatura de tratamiento no conduce a un enriquecimiento adicional de las dendritas de Al con Zn. Cabe mencionar que el tratamiento térmico no conduce a cambios significativos en la concentración de Mn (así como en Fe, Ti y otras impurezas).

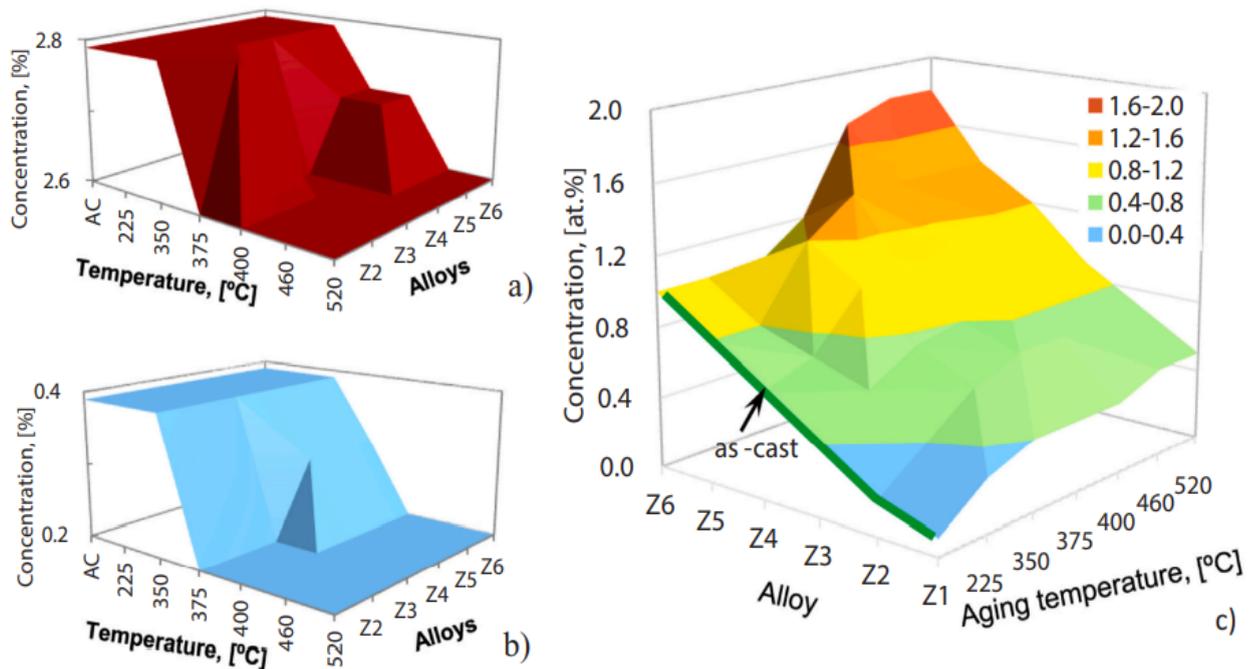


Figura 7.8. a, b y c. Cambios en las concentraciones de elementos de las aleaciones estudiadas durante el tratamiento térmico en función del contenido de Zn en la aleación y de la temperatura del tratamiento térmico (los valores están redondeados a décimas) [en%]: (a) Mg; (b) Si; (c) Zn. O. Trudonoshyna, P. Randelzhofera , C. Körnera, 2021.

Los resultados de las mediciones de dureza en función del contenido de Zn y el tiempo de envejecimiento se presentan en Figura 7.9. Como puede verse en los diagramas de superficie, una temperatura de solución más alta conduce a valores de dureza más altos. La dureza de las aleaciones depende estrictamente de la concentración de Zn en la aleación. Envejecimiento a temperaturas de 175 °C (Figura 7.8 a y c) conduce a la presencia de valores máximos de dureza, después de lo cual la dureza de las aleaciones disminuye. Los valores máximos de dureza se alcanzan en el rango de 2-3 h de envejecimiento. El envejecimiento a temperaturas de 225 °C (Figura 7.8 b y d) conduce a valores de dureza más bajos en comparación con el envejecimiento a 175 °C y la ausencia de un máximo pronunciado de dureza.

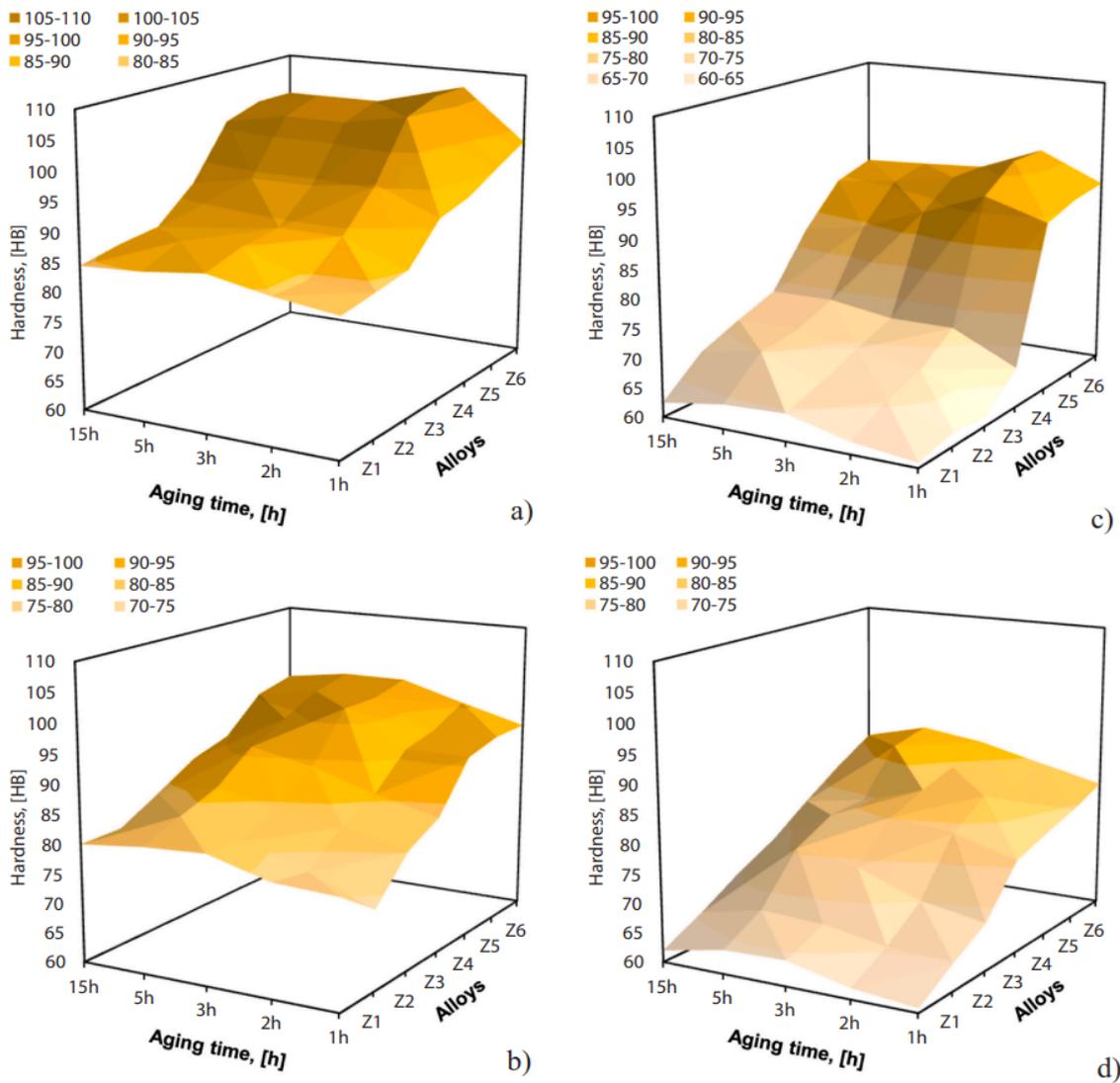


Figura 7.9. Dureza Brinell de las aleaciones estudiadas después del tratamiento T6 completo con tratamiento en solución (a) ST520 ° C + AA175, (b) ST520 ° C + AA225, c) ST480 ° C + AA175, ST480 ° C + AA225. O. Trudonoshyna, P. Randelzhofera , C. Körnera, 2021.

Se puede observar que el hecho de cambiar algunas variables como la composición química, específicamente el caso de ir aumentando gradualmente la cantidad de algún elemento aleante, repercutirá directamente en la elección de tiempos y temperaturas aplicables al emplear un tratamiento térmico de solubilidad (T4), aunado a esto también se trasladará dicho efecto a las microestructuras y propiedades mecánicas.

7.3 Efecto del tratamiento térmico T6 sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de una aleación de Al-Si-Cu fundida a tres grados de vacío: 1013, 200 y 100 mbar.

Se revisaron las correspondientes propiedades mecánicas y de microestructura después del tratamiento térmico T6 en la aleación Al-Si-Cu a tres grados de vacío, en el estado de colada, los tamaños de Si eutéctico aumentaron inesperadamente con el aumento del grado de vacío porque los óxidos pueden actuar como sitios de nucleación heterogéneos para el Si eutéctico a presión atmosférica. Además, el aumento del nivel de vacío de 1013 mbar a 100 mbar disminuyó el tamaño y la porosidad de los poros, que fue la razón principal de los aumentos del 12% y el 55% en la resistencia a la tracción y el alargamiento, respectivamente. Después del tratamiento con T6, la disminución del tamaño de los poros y la porosidad impidieron la formación de ampollas. Además, se precipitaron numerosas fases θ' para fortalecer los granos α -Al, mejorando evidentemente la resistencia a la tracción. La fractografía de aleaciones bajo 1013 mbar reveló fracturas transgranulares porque el Si eutéctico esferoidizado redujo la concentración de tensión en los límites del grano. En contraste, la fractografía de las aleaciones bajo 200 y 100 mbar mostró coexistencia de fracturas transgranulares y fracturas intergranulares debidas a la fase Si eutéctica con morfología gruesa presentada en los límites del grano. (Hanxue Cao, Qicai Sol, Qingqing Pu, Luhan Wang y colaboradores, 2019).

En particular, la aplicación exitosa de la tecnología asistida por vacío en HPDC puede reducir efectivamente el nivel de gas, lo que permite a las fundiciones a presión alcanzar sus propiedades mecánicas requeridas al someterse a un tratamiento térmico posterior.

Además, la formación de vórtices podría prevenirse en HPDC asistido por vacío, reduciendo así el número de poros y creando condiciones favorables para el tratamiento térmico posterior. En la tabla 7.5, se muestran las composiciones químicas de la aleación Al-Si-Cu empleadas en el estudio.

Tabla 7.5. Composiciones químicas (wt. %) de las aleaciones utilizadas en este estudio analizadas por XRF. Hanxue Cao, Qicai Sol, Qingqing Pu, Luhan Wang y colaboradores, 2019.

Grado de vacío (mbar)	Si	Cu	Fe	Zn	Mn	Al
100	11.28	1.67	0.72	0.52	0.17	Bal.
200	11.64	1.57	0.77	0.49	0.19	Bal.
1013	11.22	1.69	0.73	0.50	0.21	Bal.

De la misma manera se anexa la tabla 7.6, que muestra los parámetros a considerar para el estudio.

Tabla 7.6. Parámetros del proceso HPDC. Hanxue Cao, Qicai Sol, Qingqing Pu, Luhan Wang y colaboradores, 2019.

Parámetro	Datos
Temperatura de vertido	650 °C
Temperatura de la matriz	250 °C
Velocidad de disparo lenta	0,2 m/s
Velocidad de disparo rápida	5 m/s
Diámetro del émbolo	140 milímetros
Longitud de la cámara de troqueles	1200 milímetros

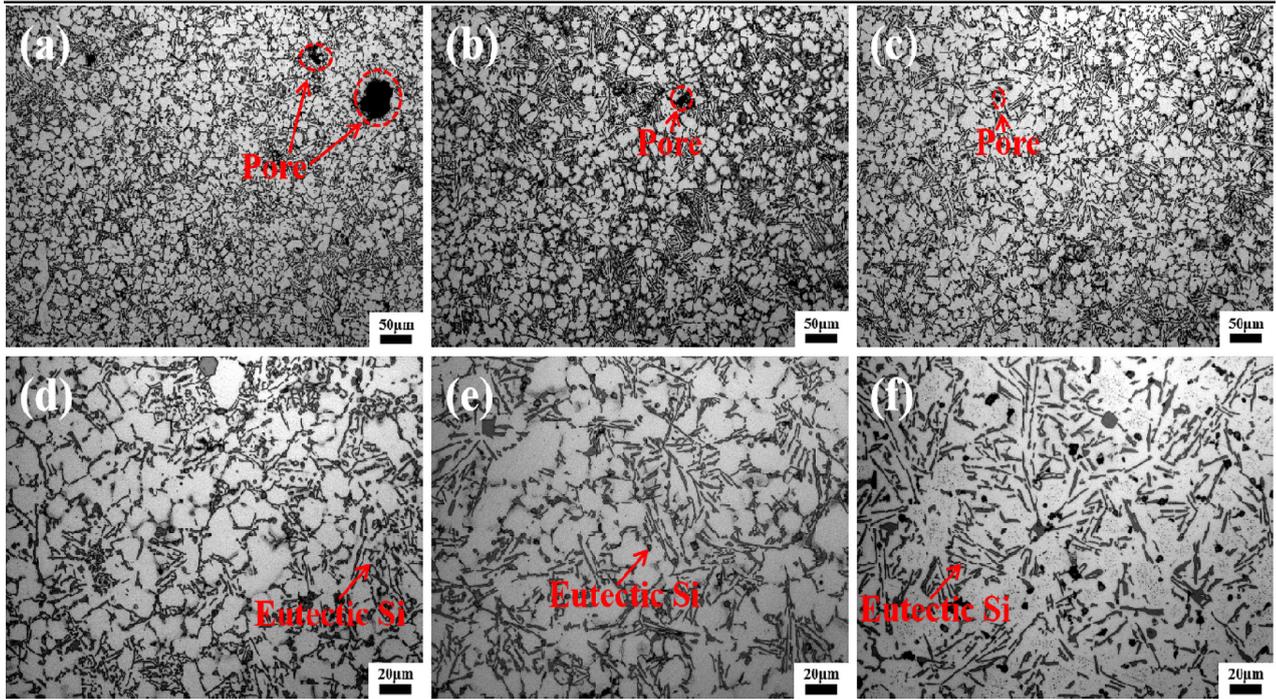


Figura 7.10. Microestructuras de las fundiciones a presión en condiciones de colada en tres grados de vacío: 1013 mbar (a, d), 200 mbar (b, e), 100 mbar (c, f). Hanxue Cao, Qicai Sol, Qingqing Pu, Luhan Wang y colaboradores, 2019.

La Figura 7.10. Muestra micrografías ópticas de las fundiciones a presión en condiciones de colada bajo tres grados de vacío. El tamaño de los poros disminuyó con el aumento de los grados de vacío (Figura 7.10 a-c). Sin embargo, todavía se aprecian algunos poros en la microestructura de las aleaciones fundidas por debajo de 200 y 100 mbar, lo que era consistente con el punto de vista reportado por Cao y colaboradores, 2017, de que aumentar el grado de vacío solo puede reducir el tamaño promedio de los poros, pero no eliminar los poros por completo. Por otro lado, las microestructuras de las fundiciones a presión consistían en fases α -Al rodeadas por las fases eutécticas de Si (Fig. 7.10 d-f), lo que demostró claramente el mecanismo de crecimiento de la dendrita. Además, la morfología del Si eutéctico bajo 1013 era más fina que la de debajo de 200 y 100 mbar.

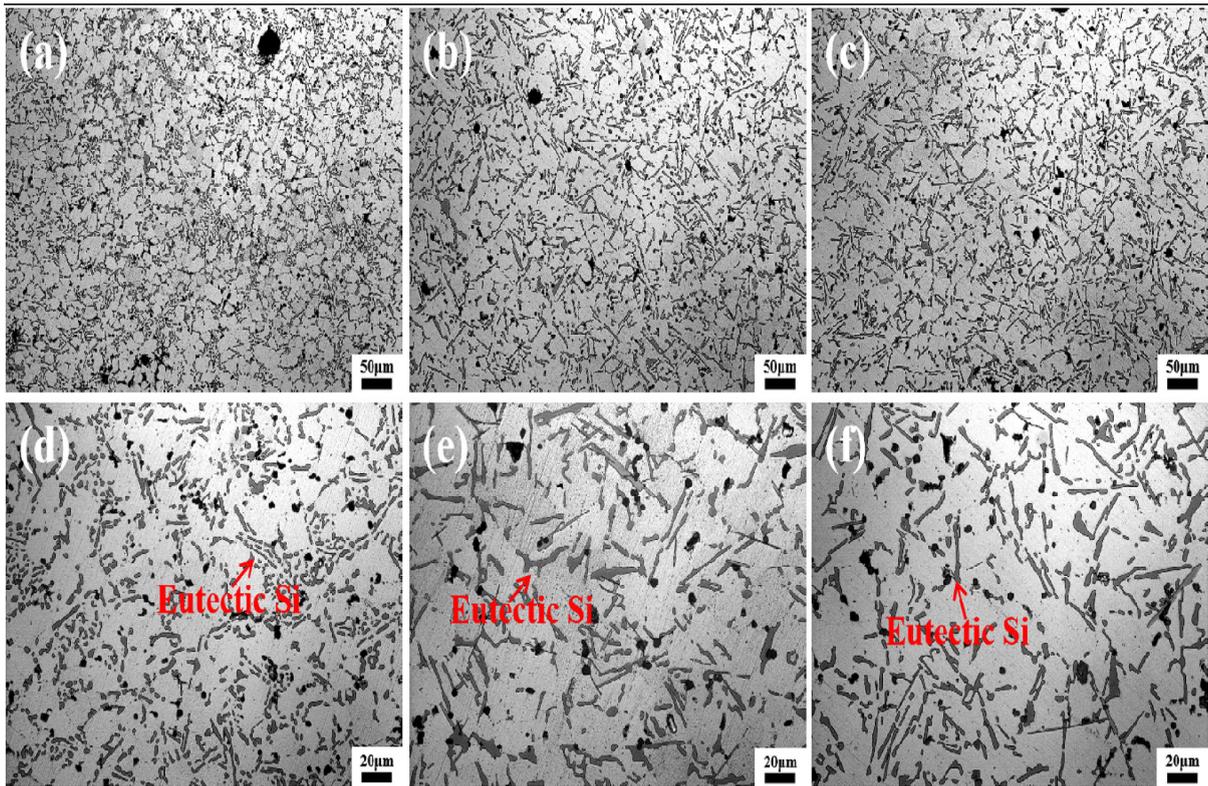


Figura 7.11. Micrografías ópticas de las fundiciones a presión tratadas con T6 bajo tres grados de vacío: 1013 mbar (a, d), 200 mbar (b, e), 100 mbar (c, f). Hanxue Cao, Qicai Sol, Qingqing Pu, Luhan Wang y colaboradores, 2019.

La figura 7.11. muestra las microestructuras de las correspondientes fundiciones a presión tratadas con T6. La relación de aspecto se utiliza a menudo para describir la morfología de la fase eutéctica de Si, que se puede definir como la relación entre el diámetro más largo que pasa a través del Si eutéctico y el diámetro más largo perpendicular a él. En este caso, cuanto mayor es el valor de la relación de aspecto del Si eutéctico, más cerca está de la morfología en forma de aguja. Por el contrario, cuanto menor es el valor de la relación de aspecto del Si eutéctico, más cerca está de la morfología esférica o fibrosa. Al analizar la relación de aspecto de las fases eutécticas de Si en el estado as-cast y T6 tratado (Figura 7.12), descubrimos que la relación de aspecto de Si eutéctico bajo 1013 mbar disminuyó en un 31,3% y 34,0%, en comparación con muestras de menos de 200 y 100 mbar, respectivamente. Después del tratamiento con T6, el valor de la relación de aspecto del Si eutéctico bajo tres grados de vacío disminuyó, lo que indica que el tratamiento con T6 puede esferoidizar efectivamente el Si eutéctico. Además, el valor de la relación de aspecto del Si eutéctico por debajo de 1013 mbar disminuyó un 32,1% y un 33,3%, en comparación con las muestras inferiores a 200 y 100 mbar, respectivamente después del tratamiento con T6.

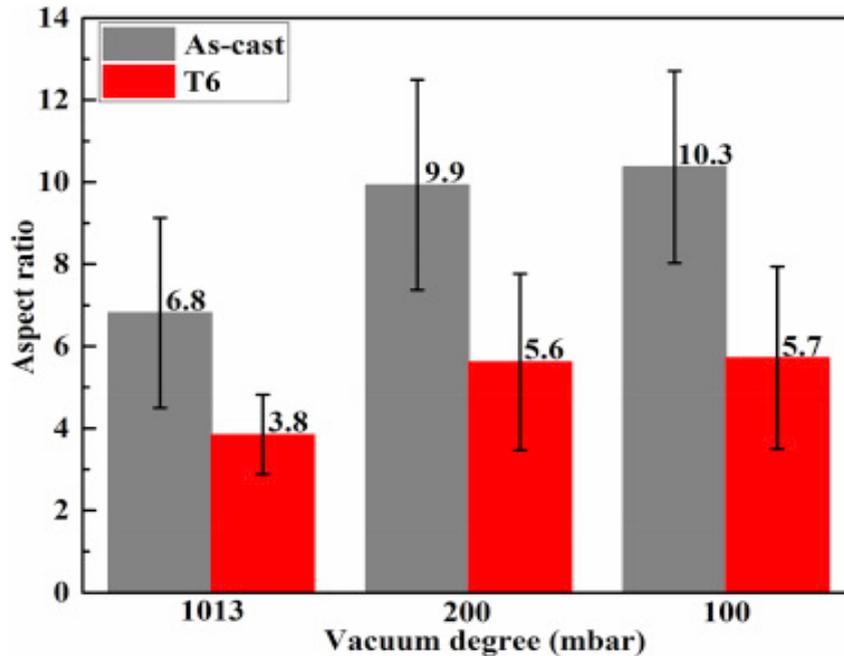


Figura 7.12. Relación de aspecto del Si eutéctico de las fundiciones a presión. Hanxue Cao, Qicai Sol, Qingqing Pu, Luhan Wang y colaboradores, 2019.

En los últimos años se han desarrollado sistemas avanzados de monitoreo de vacío para lograr niveles de vacío más altos y para evaluar el nivel de vacío a lo largo de todo el proceso de llenado y garantizar que el sistema funcione correctamente en la fundición a presión de aluminio y magnesio. El proceso de fundición a presión de alto vacío (HVDC) se ha utilizado en la producción de fundición de aluminio de gran volumen de piezas de carrocería de automóviles, como la torre de choque. Las nuevas aleaciones de aluminio, como AURAL-2, Silafont-36 y Magsimal-59 mencionadas en la sección “Desarrollo de aleaciones de aluminio”, se han desarrollado específicamente para procesos de fundición a presión de alto vacío. De manera similar, se ha desarrollado un proceso de fundición a presión al súper vacío (SVDC) para aleaciones de magnesio, que utiliza un potente sistema de vacío, controles de vacío avanzados y sistemas de monitoreo, y diseños únicos de sistemas de inyección y matriz (Marrón et al., 2009). Las principales diferencias entre los procesos HPDC convencionales y los nuevos HVDC/SVDC se resumen en Tabla 7.7, mostrando una porosidad significativamente reducida, por lo tanto, una mejor capacidad de tratamiento térmico, soldabilidad y propiedades mecánicas (especialmente la ductilidad) debido al uso de vacío, especialmente a nivel HVDC/SDVC (<60 mbar). Se espera que los procesos de fundición a presión al vacío ganen una mayor popularidad a medida que se incorporen más fundiciones a las aplicaciones estructurales junto con la posibilidad de fundir secciones más delgadas con mayor integridad en comparación con HPDC para la reducción de masa y la integridad estructural. La investigación reciente se ha centrado en el

desarrollo de fundición de aluminio y magnesio de pared delgada mediante optimización de aleaciones y simulación avanzada de procesos (Luo, 2015; Cinquílcoet al.,2018)

Tabla 7.7. Comparación de HPDC convencional, HPDC asistida por vacío y fundición a presión de alto/súper vacío, Advanced Metal Casting, Alan A Luo, 2022.

Proceso	HPDC convencional	HPDC asistido por vacío	Fundición a presión de alto/súper vacío
Nivel de vacío	Ninguna	60–300 mbar	o60 mbar
Supervisión y controles de vacío avanzados	No	No	sí
Superficies de matriz selladas	No	sí	sí
Susceptibilidad a la porosidad gaseosa	Alto	Bajo	Muy bajo
Tratable térmicamente	No	sí	sí
soldabilidad	Pobre	Justo	Bien
Propiedades mecánicas	Resistencia moderada, baja ductilidad.	Resistencia moderada, ductilidad moderada	Alta resistencia, alta ductilidad

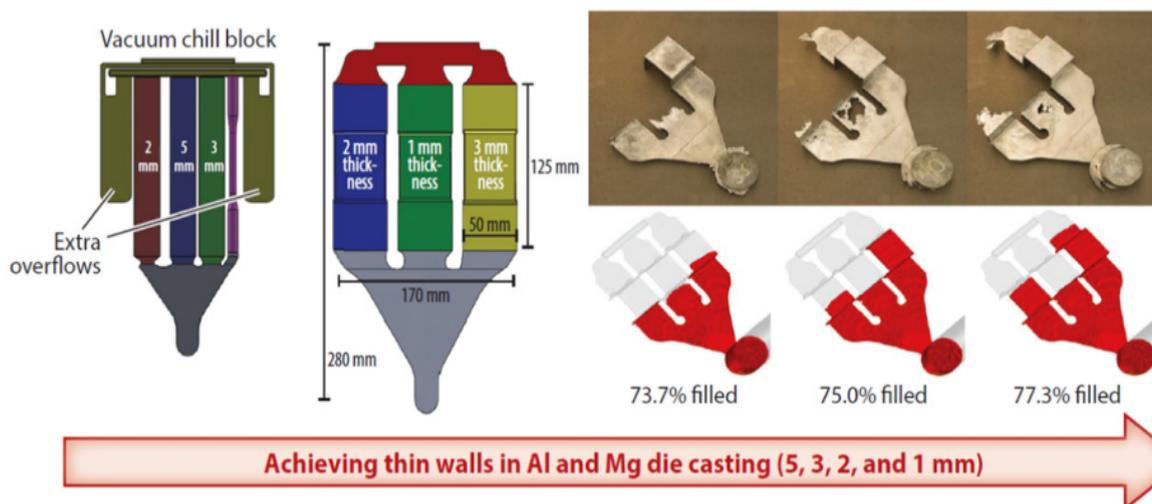


Figura 7.13. Lograr la fundición a presión de aluminio y magnesio de pared delgada a través de la optimización de aleaciones y la simulación de procesos. Reproducido de Taub, A., De Moor, E., Luo, A.,et al.,2019. Materiales para aligeramiento automotriz. Revisión anual de investigación de materiales 49, 327–359.

Alrededor de la mitad de las aleaciones de aluminio a nivel mundial se producen mediante el proceso de fundición a presión a alta presión (HPDC), como en las industrias automotrices. Las principales ventajas económicas del proceso incluyen la producción de piezas fundidas con acabados superficiales suaves, tolerancias dimensionales y detalles finos a altas tasas de producción. Sin embargo, debido a las cargas cíclicas térmicas y mecánicas y a las reacciones con el metal fundido introducido, los moldes de fundición a presión están sujetos a daños severos, que incluyen erosión, ataque químico, agrietamiento grueso y agrietamiento térmico.

CAPÍTULO 8. DISCUSIÓN GENERAL DE RESULTADOS.

Se han desarrollado procedimientos que permiten tratar térmicamente las aleaciones de Al fundidas a alta presión que responden al endurecimiento por envejecimiento sin causar ampollas en la superficie. Esencialmente, esto implica que el tratamiento térmico en solución durante tiempos mucho más cortos y a temperaturas más bajas resulta mejor para las fundiciones a presión que las temperaturas y tiempos que se emplean normalmente para las aleaciones de Al-Si-X en molde de arena y molde permanente.

La temperatura de tratamiento se elige en función de la composición química, ya que temperaturas demasiado altas suponen la fusión de los intermetálicos situados en el límite de grano, que tienen una temperatura de fusión próxima a la temperatura eutéctica del sistema aluminio-silicio.

También se pudo observar que la morfología de las dendritas depende de los parámetros de procesamiento, en el estudio de Gunasegaram (2007) produjeron muestras de tracción en una máquina de fundición a alta presión utilizando diferentes velocidades de compuerta y encontraron que a mayores velocidades de compuerta las dendritas disminuían de tamaño. Del mismo modo, observaron que el tamaño de la porosidad y la fracción del área de los poros disminuían al aumentar la velocidad del pistón. Esta combinación condujo a una mejora del límite elástico. Esto debido también a que en gran medida el tamaño de bimodalidad dendrítica depende del porcentaje de solidificación que se produce en el mango de inyección, en las máquinas pequeñas (alrededor de 250 toneladas de fuerza de cierre o menos) la cantidad de metal que se vierte en la cámara de inyección es pequeña en comparación con la masa de la cámara de inyección que resulta mayor por lo que la elevada superficie de contacto entre el metal líquido vertido y la masa de la cámara de inyección hace que el aluminio fundido pierda rápidamente el calor. Con máquinas más grandes (con una fuerza de cierre de 1200 toneladas o más) la cantidad de aluminio vertido es una proporción mucho mayor y, por tanto, el metal sólo pierde una pequeña cantidad de calor. La temperatura de la cámara de inyección y del metal vertido en él también es importante para determinar la proporción de dendritas presolidificadas en la colada final. Si la cámara de inyección está relativamente caliente (300°C según Gershenzon et al., 1999), prácticamente no se produce ninguna solidificación en el sitio. La velocidad de crecimiento es relativamente lenta, por lo que se forman grandes dendritas con una separación de brazos de dendrita relativamente grande. A continuación, el metal termina de solidificarse dentro de la cavidad, donde la tasa de crecimiento dendrítico es mucho mayor. Por lo tanto, se forman pequeñas dendritas en la cavidad con un SDAS mucho menor. Además de que suelen ser aleaciones secundarias y, por tanto, tienen un gran número de elementos que pueden formar fases complejas e intermetálicas. No son una aleación binaria simple, por lo que a los tamaños de las dendritas llegan a ser bimodales, con dendritas más grandes que se forman en el

manguito de inyección y dendritas más pequeñas que se forman en la cavidad.

Por otra parte, se espera que las piezas fundidas de HPDC contengan un mayor contenido de gas en comparación con las piezas fundidas por gravedad. Esto limita las posibilidades de tratamiento térmico a altas temperaturas, ya que los gases comprimidos se expanden durante el tratamiento térmico, lo que conduce a ampollas superficiales inaceptables, porosidades de gas dentro de las piezas fundidas e inestabilidad dimensional. Ha sido confirmado que cuando la superficie de la muestra no tiene ampollas visibles después del tratamiento, la muestra también tiene un nivel de porosidad aceptable. Por el contrario, si las ampollas fueran visibles en la superficie, la muestra tiene un nivel de porosidad inaceptable, también se determinó que las temperaturas superiores a 540°C son inaplicables para el tratamiento térmico de piezas fundidas a alta presión. También se confirmó que la temperatura máxima aplicable para HPDC Al-Si-Mg- (Cu) y Al-Mg-Si- (Zn) está en el rango de 480°C –510°C.

En el caso de la aleación 360, se han conseguido aumentos de la tensión de prueba y de la resistencia a la tracción de hasta el 80 por ciento, para el temple T6 en comparación con el estado normal de fundición. Con la aleación 380, los aumentos de la tensión de prueba llegan a ser de hasta 115 puntos porcentuales. En cada caso, la ductilidad (medida por el alargamiento a la tracción) se reduce, normalmente en un 1%. El tratamiento T4 proporcionó un aumento más moderado de la resistencia con respecto a la condición de fundición, pero se acompañó de un aumento de los valores de alargamiento. Por lo que se puede considerar que el tratamiento T4 implica que los niveles de sobresaturación de soluto y vacantes tras el enfriamiento rápido por aire después de la operación de colada son mucho menores que los de las muestras tratadas con solución con el T4 a 25°C y deja al descubierto que el envejecimiento artificial no puede compensar este efecto.

De la misma manera las propiedades de la aleación 380 tratada térmicamente pueden alterarse significativamente modificando los niveles de elementos de aleación dentro de la gama de composición especificada. Mientras que el aumento del contenido de Zn sólo tiene un efecto menor sobre las propiedades, pequeños aumentos del contenido de Mg tienen un efecto sustancial. El aumento del contenido de Cu y Mg simultáneamente tiene el mayor efecto en la mejora de las propiedades de las aleaciones. efecto en la mejora de las propiedades de las aleaciones examinadas.

De particular interés fueron las funciones de los potentes elementos endurecedores Cu, Mg, Si y Zn. Para las aleaciones de aluminio tratadas térmicamente que contienen estos elementos, el fortalecimiento de las fases de precipitado tales como $\theta'(Al_2Cu)$, $S(Al_2CuMg)$ $\beta'(Al_3(MgSi))$ y $Q'(Al_5Cu_2Mg_8Si_6)$ que se forman dentro de los granos de aluminio. Son estos precipitados los que obstaculizan el proceso de deslizamiento cristalográfico, aumentando así la resistencia mecánica. Aunque se

permite hasta un tres por ciento de Zn en algunas variantes de aleación de HPDC, generalmente no hay suficiente Mg presente para formar cantidades significativas de precipitados de la fase η' ($MgZn_2$).

El envejecimiento a una temperatura de 175°C aumentó el límite elástico de las aleaciones que contienen Zn, mientras que el envejecimiento a 125 °C no lo cambió. El envejecimiento a una temperatura de 225°C redujo la resistencia de toda la serie de aleaciones. Tales cambios en las propiedades mecánicas pueden explicarse por cambios estructurales durante el tratamiento térmico.

Según el diagrama de equilibrio de fases, T- $AlMgZn$ es una fase fusible y se puede disolver a temperaturas de tratamiento térmico relativamente bajas. En Z1 (0,2 a% de Zn), la fase T- $AlMgZn$ se disuelve a 230 °C; en Z2 (0,5 en% Zn) - a 260 °C; en Z3 (0,7 en% Zn) - a 290 °C; en Z4 (1,2 en% Zn) - a 320 °C; en Z5 (1,7 en% Zn) - a 340°C; en Z6 (2,1 en% Zn) - a 350 °C. Por lo tanto, el tratamiento térmico del grupo que contiene Zn de las aleaciones estudiadas, en contraste con las aleaciones que contienen Sc y Cr, debe seleccionarse cuidadosamente, la cantidad de de la fase T- $AlMgZn$ varía de acuerdo al contenido de Zn en la aleación, por lo que la variación en la cantidad de dicha fase presente genera que exista también una variación de las temperaturas necesarias para llevar a cabo el tratamiento térmico, por lo que el rango de temperatura empleado en el tratamiento térmicos sólo afectará en su respectiva medida dependiendo de la cantidad de fase T- $AlMgZn$ presente, teniendo resultados diferentes respecto a las propiedades mecánicas para cada %en peso de Zn contenido en la aleación.

Sin embargo, el tratamiento térmico con ciertas temperaturas no es suficiente para la disolución completa de la fase T- $AlMgZn$. Por lo tanto, el tratamiento térmico a 325 °C no disuelve la fase T incluso en la aleación Z2. Después de 3 horas de envejecimiento a 350 °C, la fase T- $AlMgZn$ comienza a desintegrarse incluso en la aleación Z6 con mayor contenido de Zn. Tratamiento térmico con 375 °C conduce a la disolución de la fase T- $AlMgZn$ en las aleaciones con un contenido de Zn de hasta el 5% en peso

Revisando otro caso en particular de otra variable, la aplicación exitosa de la tecnología asistida por vacío en HPDC puede reducir efectivamente el nivel de gas, lo que permite a las fundiciones a presión alcanzar sus propiedades mecánicas requeridas al someterse a un tratamiento térmico posterior.

La fundición a presión al vacío (VDC) es un proceso innovador en el que la presión reducida creada en la cámara de inyección y la cavidad de la matriz justo antes de la inyección no deja aire atrapado en la fundición y permite la fabricación de piezas fundidas de paredes delgadas relativamente grandes con propiedades significativamente mejoradas. Las piezas fundidas producidas con este proceso están destinadas actualmente a componentes que requieren hermeticidad a la

presión y buenas propiedades mecánicas mediante tratamiento térmico. La fundición a presión al vacío amplía las capacidades de la HPDC convencional al tiempo que preserva sus beneficios económicos (Vinarcik, 2003). Durante las últimas dos décadas, se han desarrollado dos tipos de procesos de fundición a presión al vacío para aleaciones de aluminio y magnesio.

Además, la formación de vórtices podría prevenirse en HPDC asistido por vacío, reduciendo así el número de poros y creando condiciones favorables para el tratamiento térmico posterior.

CAPÍTULO 9. CONCLUSIONES

1. Se confirmó que la temperatura máxima aplicable para HPDC Al-Si-Mg- (Cu) y Al-Mg-Si- (Zn) está en el rango de 480°C – 510 °C.
2. Después de la puesta en solución (generalmente entre 480°C y 510°C dependiendo de la aleación), el endurecimiento por envejecimiento se debe a la formación de precipitados coherentes con la matriz, a partir de esta solución sobresaturada.
3. Cambiar algunas variables como la composición química, (aumentar gradualmente la cantidad de algún elemento aleante) repercutirá directamente en la elección de tiempos y temperaturas aplicables al emplear un tratamiento térmico de solubilidad (T4), aunado a esto también se trasladará dicho efecto a las microestructuras y propiedades mecánicas.
4. El tratamiento T4 mostró que los niveles de sobresaturación de soluto tras el enfriamiento rápido por aire después de la operación de colada son mucho menores que los de las muestras tratadas en solución con el T4 a 25°C y deja al descubierto que el envejecimiento artificial no puede compensar este efecto de enfriamiento a temperatura ambiente y que esto favorece aún más la formación de zonas GP coherentes con la matriz en este tipo de enfriamiento.
5. En el caso particular de la aplicación exitosa de la tecnología asistida por vacío en HPDC puede reducir efectivamente el nivel de gas, lo que permite a las fundiciones a presión alcanzar sus propiedades mecánicas requeridas al someterse a un tratamiento térmico posterior.
6. La temperatura de la cámara de inyección y del metal vertido en él también es importante para determinar la proporción de dendritas presolidificadas en la colada final. Si la cámara de inyección está relativamente caliente (300°C según Gershenzon et al., 1999), prácticamente no se produce ninguna solidificación en el sitio.
7. El tamaño de la porosidad y la fracción del área de los poros disminúan al aumentar la velocidad del pistón.

BIBLIOGRAFÍA.

- [1] Lumley R.N., Odonnell R.G., D.R. Gunasegaram, and M. Givord, Heat Treatment of High-Pressure Die Castings. DOI: 10.1007/s11661-007-9285-4. The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International 2007.
- [2] Light Metals Flagship, Australia, Progress on the heat treatment of high pressure die castings, Woodhead Publishing Limited, 201126210.
- [3]H. Daniel Herring, Heat Treating of Aluminum Casting | 630-834-3017 | heattreatdoctor@industrialheating.com, The Heat Treat Doctor. February 2010 - IndustrialHeating.com
- [4] M.T.Murray, M.Murray, High pressure die casting of aluminium and its alloys, Associates Pty Ltd, Australia, Available online 27 March 2014. Fundamentals of Aluminium Metallurgy Production, Processing and Applications, Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering, 2011, Pages 217-261.
- [5] O. Trudonoshyna, P. Randelzhofera, C. Körner a Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Martensstraße 5, Heat treatment of high-pressure die casting Al-Mg-Si-Mn-Zn alloys91058 Erlangen, Germany b Vyatka State University, Moscow Street 36, 610000 Kirov, Kirov Region, Russia, 2019.
- [6] CSIRO Light Metals Flagship, Australia, Fundamentals of aluminium metallurgy, pág 268
- [7] Palas Zúñiga M. A., “RECONOCIMIENTO DE FASES EN ALEACIONES DE ALUMINIO EN ESTADO MOLDEADO”, tesis FQ UNAM 2012.
- [8] García Hinojosa J. A., Curso Tratamientos térmicos de aleaciones coladas base aluminio, IMEDAL 2020.
- [9] Hanxue Cao, Qicai Sun, Qingqing Pu, Luhan Wang, Mengtao Huang, Ziwei Luo, Junqi Che, Effect of vacuum degree and T6 treatment on the microstructure and mechanical properties of Al–Si–Cu alloy die castings., FEBRUARY 2020.
- [10] L. H. Van Vlack, materiales para ingeniería CECSA, 1991.
- [11] Bohórquez A., Sierra Cetina, Lemus Javier, Influencia del tratamiento térmico de envejecimiento en las propiedades mecánicas de los aluminios 6061 T6 y 6063 T5, Avances: Investigacion en Ingenieria, ISSN-e 1794-4953, Vol. 1, N°. 13 (Julio - Diciembre), 2010, págs. 20-25, 2011.

[12] Efecto de los tratamientos térmicos en las aleaciones aluminio-silicio. [Microsoft Word - 3.doc \(upc.edu\)](#), Abril 2022.

[13] Arteaga Aguedo, Romero Wilmer, Efecto del tratamiento térmico en la transformación microestructural de la aleación aluminio-silicio vaciada en moldes metálicos y su relación con las propiedades mecánicas, 2009. Vol. 16. Núm. 4. páginas 539-550 (Octubre - Diciembre 2015)

[14] Zuluaga Castrillón, Colorado Marín, Gómez Pérez, Suárez Mercado , P. Serna Giraldo, E. Aristizábal Sierra, Influencia del tratamiento térmico de envejecimiento sobre la microestructura de una aleación aluminio silicio,, 2017. MICROESTRUCTURAS.

[15] H. Cao, M. Hao, C. Shen, P. Liang, La influencia de diferentes grados de vacío en la porosidad y las propiedades mecánicas de la fundición a presión de aluminio Vacío, 146 (2017), pp. 278-281

[16] X.P .Niu(Chair.) B.H.Hual. PinwillH.Lib, Vacuum assisted high pressure die casting of aluminium alloys,, 2000.

[17] Alan A Luo, Advanced Metal Casting, 2022.

[18] Hassan A Abdulhadi, Syarifah N Aqida, Izwan Ismail, Tool Failure in Die Casting, 2019.

[19] International Research Journal of Engineering and Technology (IRJET), volumen 7, 2020.

BIBLIOGRAFÍA DE PÁGINAS WEB

[1a] [Microsoft Word - 3.doc \(upc.edu\)](#), AVANCES Investigación en Ingeniería 13 (2010).

[2b] [Materiales II- Tratamientos térmicos aleaciones no ferrosas-Semana 13... \(slideshare.net\)](#).

[3b] [PPT - Aluminio y Aleaciones de Aluminio PowerPoint Presentation, free download - ID:5921162 \(slideserve.com\)](#)

REFERENCIAS SECUNDARIAS

[1x] Baile, T. (2005). Estudio de la conformación de componentes aluminio-silicio en el estado semisólido. Catalunya, España. Universtat Politècnica de Catalunya. Pág. IX-3

[2x] Durbin T. (2005). Modeling Dissolution in aluminum alloys. Georgia, E.E.U.U. Georgia Institute of technology.

[3x] T. Sathish a, S. Karthick b a Saveetha School of Engineering, Gravity Die Casting based analysis of aluminum alloy with AC4B Nano-composite, SIMATS, Chennai - 602 105, Tamil Nadu, India b Research & Development, Apporya Technologies, Nagercoil, Tamil Nadu, India. 2019.

[4x] W.Y. Zhang, Y.H. Du, P. Zhang, Fundición por agitación sin vórtice del compuesto de Si-SiC al 1,5 % en peso, J. Aleación. Comp., 787 (2019), págs. 206-215.

[5x] C.H. Cáceres, J.R. Griffiths, Daño por el agrietamiento de partículas de silicio en una aleación de fundición Al-7Si-0.4Mg, Acta Mater., 44 (1) (1996), págs. 25-33.