

DESARROLLO DE ALEACIONES DE ALUMINIO DE ELEVADAS
PRESTACIONES MECÁNICAS Y MÉTODO DE PREDICCIÓN DE
VIDA A FATIGA ORIENTADOS A COMPONENTES DE
AUTOMOCIÓN

RAQUEL HIDALGO COCA

Directores de Tesis:

Dr. Jon Ander Esnaola Ramos

Dr. Nuria Herrero-Dorca



Tesis dirigida a la obtención del título de

Doctor por Mondragon Unibertsitatea

Departamento de Mecánica y Producción Industrial

Mondragon Unibertsitatea

Marzo 2019

Prefacio

Declaración de Originalidad

Declaro a través de este documento que esta tesis, y el trabajo presentado en ella con sus resultados fueron hechos totalmente por mí, en el Departamento de Mecánica y Producción Industrial de la Escuela Politécnica Superior de Mondragon Unibertsitatea.



Raquel Hidalgo

Marzo 2019

Derechos de autor y reproducción

Los derechos de autor de esta tesis pertenecen a Raquel Hidalgo Coca, 2019.

Autorizo a Mondragon Unibertsitatea a reproducir este documento, por completo o en parte, para otras instituciones o individuos con objetivos exclusivamente académicos.

Agradecimientos

Llegados a este punto, que supone el final de este trabajo y de una etapa de mi vida, me gustaría dedicar unas palabras de agradecimiento a aquellas personas que han hecho posible que haya llegado hasta aquí.

En primer lugar a mis directores, Jon Ander y Nuria, por darme la oportunidad de realizar esta tesis y por su apoyo y orientación a lo largo de estos años. De igual forma a Iñaki, Iñigo y Miren por su ayuda y consejos.

En segundo lugar a los alumnos Jon Germán y Danel Oruna por sus horas de dedicación en el laboratorio puliendo muestras de aluminio y realizando ensayos.

También a las empresas participantes en el proyecto ALPRE en el que está enmarcada esta tesis: Edertek, Fagor Ederlan y Mapsa, en especial a las personas que han colaborado en la realización de las pruebas.

Como no, a mis compañeros, los que me recibieron en un principio, muchos de los cuales ya han pasado “al lado oscuro” y los que han ido llegando, porque sólo vosotros sabéis las dificultades que esto conlleva y cómo superarlas a base de charlas terapéuticas en los cafés y las comidas.

A la gente que he conocido gracias a mi estancia en Mondragón, esa “family Mordor” con la que he disfrutado de las mejores tradiciones vascas: pintxopotes, sagardoteguis... tan necesarias para la desconexión.

Al resto de amigos que, aunque en la distancia y sin conocer muy bien de qué va todo esto, siempre han tenido palabras de ánimo y han compartido mi alegría con cada pequeño avance que iba consiguiendo.

Y como suelen decir, dejo lo mejor para el final, a mi familia, en especial a mis padres, que siempre han apoyado todas mis decisiones aunque ello supusiera estar más cerca de mis metas y más lejos de ellos. Y a Luis por estar, compartir, entender, creer...

...a todos, gracias, eskerrik asko!

Resumen

Las restricciones en cuanto a emisiones de CO₂ a la atmósfera promovidas por la Unión Europea han obligado a reducir el peso de los vehículos y con ello, de los componentes que los integran. Esto ha originado una transición de materiales, de la fundición de hierro a las aleaciones de aluminio, debido a su menor densidad. Sin embargo, las aleaciones de aluminio presentan unas propiedades mecánicas inferiores, y por tanto, dificultades en cuanto a cumplir con los requerimientos exigibles a las piezas, principalmente en aquellas zonas sometidas a mayores esfuerzos. Por lo tanto, la presente tesis se centra en la mejora del comportamiento en servicio de componentes de aluminio fabricados por fundición en baja presión y sometidos a cargas severas, como pueden ser las llantas o los portamanguetas.

En primer lugar, se han desarrollado aleaciones de aluminio alternativas a la A356 (Al-Si-Mg), que es la más empleada en la actualidad, con el objetivo de mejorar sus propiedades mecánicas. Para ello se ha optado por dos vías: añadir Cu a la composición de la aleación A356, dando lugar a aleaciones Al-Si-Cu-Mg en las que es necesario aunar una buena resistencia y elongación con una buena resistencia frente a corrosión, y adaptar la composición de la familia 7xxx (Al-Zn-Mg) de forja para poder ser utilizada en procesos de fundición. En ambos casos, el estudio se ha centrado tanto en el diseño de la composición como en el del tratamiento térmico óptimo a aplicar. Como resultado se han obtenido dos aleaciones, una de cada familia, que, tratadas térmicamente, alcanzan hasta 357 MPa de límite elástico, 398 MPa de resistencia máxima y 11,1 % de elongación, lo que supone una mejora de 90, 53 y 120 %, respectivamente, las propiedades a tracción de la aleación A356.

Asimismo, por su situación en el vehículo, estos componentes están sometidos a cargas severas en el tiempo, lo que puede causar la rotura por fatiga. El comportamiento a fatiga de un componente depende de diversos factores tales como la calidad superficial, concentradores de tensiones, tensiones residuales,... además, en componentes fundidos, los defectos introducidos durante el proceso son determinantes en el mismo. De entre ellos, la porosidad es la que presenta una mayor repercusión. Los modelos específicos desarrollados hasta la fecha no contemplan adecuadamente la influencia de este factor en la vida a fatiga, lo que da lugar a errores en la predicción. Como alternativa, en la presente tesis se presenta un modelo de predicción de vida a fatiga específico para aleaciones de aluminio de fundición que tiene en cuenta el efecto de la porosidad en las etapas de iniciación y propagación y con el que se consiguen predicciones con errores logarítmicos menores del 2 %.

Abstract

The restrictions on CO₂ emissions into the atmosphere promoted by the European Union have obliged manufacturers to reduce the weight of their vehicles and, in turn, their individual components. This has led to a transition of materials, from cast iron to aluminium alloys, thanks to their lower density. However, aluminium alloys present inferior mechanical properties, and difficulties, therefore, in terms of complying with the requirements required of the parts, especially in those areas subjected to greater stresses. Hence, the present thesis is centred on the improvement of behaviour in service of components manufactured in low-pressure die-casting and subjected to strict loads, as could be the case with wheel rings and knuckle arms.

Firstly, aluminium alloy alternatives to A356 (Al-Si-Mg), the most used currently, have been developed with the objective of increasing its mechanical properties. To this end, two routes were chosen: adding Cu to the A356 composition resulting in Al-Si-Cu-Mg alloys, in which it is necessary to combine high strength and elongation with good resistance to corrosion; and adapting 7xxx wrought alloys compositions series to be used in foundry processes. In both cases, the study was focused on the design of the composition and the optimum heat treatment to be applied. As a result, two alloys were obtained, one from each family which, once heat treated, reach up to 357 MPa of yield strength, 398 MPa of UTS and 11.1% of elongation, representing an improvement of 90, 53 y 120% respectively in the tensile properties of the A356 alloy.

Additionally, due to their position in the vehicle, these components are subjected to high stresses over time, which can cause fatigue failure. The fatigue behaviour of a part depends on different factors, such as surface quality, stress concentrators, residual stresses... Furthermore, in casting components, defects introduced during this process are determining. Among these, porosity is the one that has a greater impact. The specific models developed thus far do not consider sufficiently the influence of this factor on fatigue life, with the result that they may provide errors in the estimation. As an alternative, in the present thesis, a new prediction model for fatigue life estimation in casting aluminium alloys is presented. It considers the effect of porosity in both initiation and propagation stages, giving predictions with logarithmic errors no greater than 2%.

Laburpena

Azken urteetan Europar Batasunak CO₂ isurketekiko ezartzen joan den muga gero eta errestriktiboek ibilgailuen pisua murriztera bultzatu dute, eta ondorioz, ibilgailuak osatzen dituzten konponenteen pisua. Hori dela eta, konponente estrukturaletan erabilitako materialeen eraldaketa bat suposatzen du galdaratutako burnizko konponentetarik aluminiozkoetara, azken honek duen dentsitate baxua medio. Ala ere, aluminio aleazioek propietate mekaniko mugatuagoak dituzte eta, ondorioz, aluminiozko konponenteek zailtasunak izan ditzakete konponente estrukturaletan eskatzen zaien karga eta bizitza betekizunei aurre egiteko. Muga honi aurre egite aldera, tesi honek presio baxuko aluminio galdaraketa bidez garatutako konponenteen zerbitzu portaera hobetzeko ekarpenak egitea du helburu.

Lehenik eta behin, gaur egun gehien erabilia den A356 (Al-Si-Mg) aluminio aleazioaren alternatiba diren bi aleazio berri garatu dira. Hortarako bi garapen bide nagusi landu dira: A356 aleazioei Cu gehitzea (Al-Si-Cu-Mg) beste elementu aleanteak doituz erresistentzia, elongazio eta korrosiorako portaera orekatzeko, eta forjako 7xxx (Al-Zn-Mg) familiaren egokitzapena galdaratua izan ahal izateko. Bi garapenetan, aleazioaren diseinuaz gain aplikatutako tratamendu termikoaren optimizazioa landu da. Garapenaren fruitu, 357 MPa-aerteko muga elastikoa, 398 MPa-arte erresistentzia máximo eta %11,1-eko elongazioak lortu dira, non %90, %53 eta %120eko hobekuntza suposatzen duen ezaugarri bakoitzean erreferentziazko A356 aleazioarekiko galdarekta prozesu bera erabiliaz.

Bestalde, konponente estrukturaletan karga ziklikoak jasan behar izaten dituzte beraien erabilieran zear, eta ondorioz neke arazoak izan ditzakete. Konponente batek nekera duen konportamendua faktore askok mugatu dezakete: gainazal kalitateak, tentsio konzentradoreak, ondar tentsioak, ... are gehiago, galdaraketa bidezko konponenteetan, fabrikazio prozesuan sortutako defektuek berebiziko pisua dute. Defektu ezberdinen artean porositatea da garrantzia gehien duena. Aldiz, gaur egunerarte garatutako neke modeloek ez dute behar bezela kontutan hartzen parámetro honek konponentearen bizitzan duen eragina, eta ondorioz bizitza estimazioetan errore handiak egiten dira. Hori dela eta, tesi hontan galdaraketako aluminio aleazioentzako bizitza estimatzeko modelo espezifikoak garatu dira porositateak pitzaduren sorrera eta garapenean duen eragina kontutan harturik. Aztertutako kasuetan modeloek %2 azpiko errore logaritmikoak erakutsi ditu.

Contenido

Glosario	i
Lista de Figuras	i
Lista de Tablas.....	v
1 Introducción.....	1
1.1 Motivación	1
1.2 Objetivos.....	3
1.3 Organización de la memoria	3
2 Revisión bibliográfica.....	5
2.1 Aleaciones de aluminio Al-Si	5
2.1.1 Elementos aleantes	6
2.1.2 Microestructura.....	11
2.1.3 Tratamientos térmicos	12
2.1.4 Propiedades a tracción de la aleación A356	13
2.1.5 Problemática: agrietamiento en caliente y corrosión	13
2.2 Aleaciones Al-Si-Cu-Mg	16
2.2.1 Efecto del Cu y Mg.....	16
2.2.2 Microestructura y fases presentes en las aleaciones Al-Si-Cu-Mg.....	18
2.2.3 Tratamiento térmico de las aleaciones Al-Si-Cu-Mg	19
2.2.4 Posibles problemas asociados a las aleaciones Al-Si-Cu-Mg.....	23
2.3 Aleaciones de forja	24
2.3.1 Efecto de los elementos aleantes	25
2.3.2 Microestructura de las aleaciones de forja fundibles	28
2.3.3 Tratamiento térmico de las aleaciones Al-Zn-Mg	30
2.3.4 Posibles problemas asociados a las aleaciones Al-Zn-Mg.....	30
2.4 Fatiga en las aleaciones de aluminio de fundición	32
2.4.1 Fenómeno de fatiga	32
2.4.2 Comportamiento a fatiga HCF de las aleaciones de aluminio de fundición	34
2.4.3 Modelos de predicción de vida a fatiga específicos para aleaciones de aluminio de fundición	40
2.4.4 Técnicas de simulación de inicio y propagación de grieta.....	45
2.5 Conclusiones de la revisión bibliográfica	49

3	Desarrollo de aleaciones de aluminio alternativas a la aleación A356	53
3.1	Diseño de aleaciones	53
3.1.1	Metodología.....	53
3.1.2	Técnicas.....	54
3.2	Desarrollo de aleaciones Al-Si-Cu-Mg.....	58
3.2.1	Composiciones Al-Si-Cu-Mg	58
3.2.2	Microestructura de las aleaciones Al-Si-Cu-Mg <i>as-cast</i> y fases presentes.....	59
3.2.3	Diseño del tratamiento térmico a aplicar en de las aleaciones Al-Si-Cu-Mg	62
3.2.4	Dureza de las aleaciones Al-Si-Cu-Mg	68
3.2.5	Corrosión de las aleaciones Al-Si-Cu-Mg	69
3.2.6	Elección de la composición Al-Si-Cu-Mg y tratamiento térmico definitivos.....	70
3.2.7	Comparación del comportamiento a tracción de la aleación seleccionada y la A356	71
3.3	Desarrollo de aleaciones Al-Zn-Mg.....	72
3.3.1	Composiciones Al-Zn-Mg.....	73
3.3.2	Estudio del agrietamiento en caliente en las aleaciones Al-Zn-Mg.....	74
3.3.3	Microestructura de las aleaciones Al-Zn-Mg y fases presentes.....	75
3.3.4	Diseño del tratamiento térmico a aplicar en aleaciones Al-Zn-Mg	79
3.3.5	Dureza de las aleaciones Al-Zn-Mg	82
3.3.6	Corrosión en las aleaciones Al-Zn-Mg.....	83
3.3.7	Efecto del contenido en Si y el tratamiento térmico en las propiedades a tracción	85
3.3.8	Comparación del comportamiento a tracción de la aleación seleccionada y la A356	87
3.4	Conclusiones del capítulo	88
4	Desarrollo de un modelo de predicción de vida a fatiga que contempla la influencia de la porosidad en las etapas de iniciación y propagación.	91
4.1	Procedimiento teórico	92
4.1.1	Modelo de propagación de grieta en función de la porosidad	92
4.1.2	Modelo de iniciación de grieta en función del poro de inicio.....	94
4.1.3	Estimación de vida total	96
4.2	Procedimiento experimental	96
4.2.1	Caracterización de la curva S-N	96
4.2.2	Análisis fractográfico	97
4.2.3	Ensayos para la validación experimental.....	97
4.3	Análisis de resultados	97
4.3.1	Caracterización de la curva S-N	97
4.3.2	Análisis fractográfico	98

4.3.3	Modelo de propagación	99
4.3.4	Modelo de iniciación	100
4.3.5	Modelo de predicción de vida de la aleación A356-T6 de BP considerando la porosidad	103
4.3.6	Validación del modelo	103
4.4	Conclusiones del capítulo	106
5	Conclusiones y líneas futuras.....	107
5.1	Conclusiones generales	107
5.2	Líneas futuras	108
5.3	Publicaciones	111

Glosario

<i>AFD</i>	Diámetro de Feret medio (mm)
BP	Baja Presión
$C(N_b)$	Función correctora
d_v	Distancia vertical del poro de inicio a la superficie (mm)
f_p	Porosidad fractográfica media (%)
HCF	Fatiga en altos ciclos
K_{max}	Factor de intensidad de tensiones máximo (MPa \sqrt{mm})
LCF	Fatiga en bajos ciclos
MP	Molde permanente
N_b	Número de ciclos calculado con la ecuación de Basquin
N_{exp}	Vida total experimental
N_i	Ciclos correspondientes a iniciación
N_p	Ciclos correspondientes a propagación
N_t	Vida total calculada con el modelo
p_r	Ratio de la velocidad de propagación
$R_{0,2}$	Límite elástico
R_m	Resistencia a tracción
S_a	Amplitud de tensión (MPa)
SDAS	Espaciado de dendritas secundarias (Secondary Dendrite Arm Spacing)
TT	Tratamiento Térmico
α	Ratio entre los ciclos de iniciación y los totales
φ	Diámetro Féret del poro inicial (mm)

Lista de figuras

Figura 1-1. Contenido de aluminio por vehículo en Norte América. Gráfico basado en [2].	1
Figura 1-2. Factores que influyen en el consumo de combustible de los vehículos. Basada en [4].	2
Figura 1-3. a) Esquema de la situación de los portamanguetas y las llantas en un vehículo[8] b) Esquema del proceso de inyección por BP [9].	3
Figura 1-4. Esquema de la organización de la memoria de tesis.	4
Figura 2-1. Variación de las propiedades a tracción de aleaciones Al-Si-Mg en función del contenido en Si para tres porcentajes de Mg 0,1, 0,15 y 0,30 %. Basada en [13].	7
Figura 2-2. Micrografías de varios intermetálicos comunes con contenido en Fe en una aleación Al-5Si-1Cu-0.5Mg-(Fe). (a) Plaquetas β -Al ₅ FeSi; (b) Fase α -Al ₈ Fe ₂ Si chinesca; (c) Fase π -Al ₈ FeMg ₃ Si ₆ creciendo a partir de β ; (d) fase π con forma chinesca [16].	8
Figura 2-3. Valores máximos de elongación en función de SDAS y el contenidos en Fe en una aleación Al-7%Si-0,4% Mg. Basada en [16].	9
Figura 2-4. Distribución de los intermetálicos α -AlFeMnSi (1) y β -AlFeSi.(2) en una aleación Al-7.5Si-0.3Mg-0.6Fe-0.3Mn [23].	10
Figura 2-5. Variación del grado de modificado del Si eutéctico desde A) Sin modificar a F) Completamente modificado [12].	10
Figura 2-6. Aleación Al-7Si mostrando el efecto del refinamiento de grano. a) Sin refinador de grano. b) Grano refinado [12].	11
Figura 2-7. Microestructura de la aleación A356. A) Dendritas de aluminio y eutéctico b) Fases presentes [27].	11
Figura 2-8. Diagrama de fases Al-Cu donde se indican los rangos de temperatura para el solubilizado, revenido y envejecimiento. Basado en [12].	12
Figura 2-9. Efecto del refinamiento de grano en la susceptibilidad al agrietamiento en caliente [34].	14
Figura 2-10. Distintas formas de corrosión por picadura. Basada en [35].	15
Figura 2-11. Ejemplo de IGC [36].	15
Figura 2-12. Efecto del contenido en Cu en el porcentaje de porosidad volumétrica. Basada en [39].	16
Figura 2-13. Efecto en las propiedades mecánicas del contenido en Mg en una aleación Al-9Si-3.5Cu a) As cast y b) Tras T6. Basada en [43].	17
Figura 2-14. Microestructura de una aleación Al-11Si-0.8Cu-0.4Mg modificada con Sr. 1- Región eutéctica parcialmente modificada. 2- Completamente modificada [49].	17
Figura 2-15. a) Microestructura de una aleación Al-11Si-0.5Cu-0.3Mg b) Zoom [38].	18
Figura 2-16. Diagrama de fase del sistema Al-11Si-0.3Mg-Cu utilizando el software Panda. Basada en [38].	18
Figura 2-17. a) Composición de aleaciones Al-Si-Cu-Mg con distintos Cu/Mg ratios b) Patrones de difracción de rayos X correspondientes a estas aleaciones [50].	19
Figura 2-18. Imágenes obtenidas con SEM mostrando las fases presentes en estado as cast de aleaciones a) Al-6,5Si-0,5Cu-0,3Mg y b) Al-6,5Si-0,5Cu-0,5Mg [46].	19
Figura 2-19. Curvas de envejecimiento de aleaciones Al-Si-Mg con distintas adiciones de Cu. a) Al-7Si-0.5Mg basada en [60] y b) Al-8Si-0.4Mg. Basada en [59].	21

Figura 2-20. Propiedades mecánicas de aleaciones Al-8Si-3Cu-0.5Mg envejecidas a 170°C (símbolos abiertos) y 210°C (símbolos cerrados) a) Límite elástico b) Resistencia máxima c) Elongación. Basados en [47].	22
Figura 2-21. a) Propiedades a tracción en aleaciones Al-Zn-Mg en función del ratio Zn:Mg. b, c y d) Densidad de precipitados en aleaciones con ratio Zn:Mg de 13, 6 y 4,5 respectivamente. Basado en [78].	26
Figura 2-22. Microestructura de una aleación Al-5,5Zn-2,5Mg-1,5Cu as cast [84]	28
Figura 2-23. Microestructura as cast obtenida con SEM de una aleación Al-6Zn-1,3Mg con a) 0,1 % Ti b) 0,2 % Ti [75].	29
Figura 2-24. Morfología de las fases η - MgZn ₂ , S (Al ₂ CuMg) y Al ₇ Cu ₂ Fe [88].	29
Figura 2-25. Microestructura as cast obtenida con SEM de una aleación Al-4.8Zn-2.7Mg-0.13Si rheo-high pressure die cast [90].	29
Figura 2-26. Diagramas de tendencia al agrietamiento en caliente para aleaciones Al-Zn-Mg a) sin Cu b) con 0.5 % Cu [105].	32
Figura 2-27. Esquema de la evolución de la grieta a lo largo de la vida a fatiga. Basado en [107].	32
Figura 2-28. Curva S-N estándar para a) un material que presenta límite de fatiga y b) material que no lo presenta. [3].	33
Figura 2-29. Comparación del comportamiento a fatiga de una aleación Al-Si-Cu con y sin tratamiento HIP. Basado en [117].	35
Figura 2-30. Ejemplos de medidas de porosidad. a) Metalográfica [123] b) Volumétrica [123] c) Fractográfica [6]	36
Figura 2-31. Relación entre la porosidad fractográfica y la vida a fatiga de una aleación de aluminio ante distintas amplitudes de carga. Basada en [6].	36
Figura 2-32. Imagen de la superficie de fractura. a) I-región de iniciación, II-región de propagación y III-región de rotura, b) poro superficial que la inicia [130].	37
Figura 2-33. Curvas S-N correspondiente a una aleación A357-T6 de referencia frente a otras con defectos internos y superficiales introducidos de forma artificial. Basado en [132].	37
Figura 2-34. Sección longitudinal de las superficies de fractura mostrando los poros responsables del inicio de grieta. a) Aleación A319 fabricada por baja presión. b) A356-T6 fabricada mediante lost foam. [135].	38
Figura 2-35. Representación esquemática que muestra dos tipos de porosidad en la superficie. Las flechas delgadas indican el lugar de inicio de la grieta y las gruesas la dirección de propagación de la misma [135].	38
Figura 2-36. Tipologías de porosidad en las aleaciones de aluminio. a) Poro de gas y b) Poro por contracción.	39
Figura 2-37. Efecto del tamaño y forma de los poros iniciales en la vida a fatiga de una aleación de fundición Al-7Si-0.6Mg. Basada en [136].	39
Figura 2-38. Iniciación de la fatiga en una aleación Al0.7Si sometida a HIP en películas de óxidos [144].	40
Figura 2-39. Iniciación de grieta como consecuencia del despegue entre una inclusión y la matriz [107].	40
Figura 2-40. Curva S-N para distintas probabilidades de fallo. Basada en [110].	41
Figura 2-41. Diagrama basado en los modelos de Kitagawa-Takahashi, El-Haddad y Chapetti [114].	43
Figura 2-42. Comparación entre las predicciones calculadas con los modelos de LEFM, Murakami, TDC y DSG y los ensayos reales bajo cargas de tipo axial [149].	44
Figura 2-43. Campo de tensiones en la punta de fisura [156].	45
Figura 2-44. Curva de crecimiento de grieta en un material dúctil [157].	46
Figura 2-45. Esquema de los modos de rotura en fractura [158].	46

Figura 2-46. Diagrama de flujo mostrando el cálculo del FIT y la propagación de grieta.	47
Figura 2-47. Ejemplos de influencia de la posición de poros en el FIT, a) poro enfrentado a la grieta y b) poro situado a la derecha de la grieta.	48
Figura 2-48. Simulación del crecimiento de grieta a través de poros intracorticales en huesos.	48
Figura 2-49. Modelo de propagación de grieta en un soldadura con presencia aleatoria de poros e inclusiones, a) estado inicial b) N=60000 ciclos y c) N=80000 ciclos.	48
Figura 3-1. Esquema de proceso seguido para el diseño de aleaciones en el presente capítulo.	53
Figura 3-2. Equipo utilizado para obtener las muestras DSC.	55
Figura 3-3. Ejemplo de cómo se separan e identifican las partículas de Si eutéctico en función de su circularidad. a) Microestructura original b) Partículas aciculares c) Partículas mixtas d) Partículas esféricas.	56
Figura 3-4. Imagen del a) durómetro y b) macroscopio utilizados.	57
Figura 3-5. A) Máquina utilizada en los ensayos de tracción y b) dimensiones de las probetas de tracción según norma ASTM-E4.	58
Figura 3-6. Microestructura de las aleaciones a) E5 y b) E1.	60
Figura 3-7. Detalle del cálculo termodinámico en equilibrio realizado con el software FactSage® para la identificación de fases en estado as cast en las aleaciones a) E4, b) E5 y c) E1.	61
Figura 3-8. a) Curvas DSC de calentamiento de las aleaciones E4, E5 y E1 identificando las fases presentes. b) Detalle de los picos correspondientes a las fases θ , Q y β	61
Figura 3-9. Microestructura obtenida con SEM mostrando las fases de las aleaciones a) E1, b) E2, c) E3, d) E4 y e) E5.	62
Figura 3-10. Curvas DSC obtenidas en la aleación E1 tras los solubilizados aplicados a) SS y b) DS.	64
Figura 3-11. Fases presentes tras a) SS-6h, b) SS-8h, c) DS-520, y d) DS-530.	65
Figura 3-12. Fases fundidas en la aleación E1 tras DS-530.	65
Figura 3-13. a) Fracción con respecto al total de partículas esféricas, aciculares y mixtas. b) Tamaño medio de las partículas en la aleación E1.	66
Figura 3-14. Microestructura comparando la globulización del Si eutéctico tras a) SS-6H y b) DS-520.	66
Figura 3-15. Curvas de envejecimiento a 160°C para las aleaciones E4, E5 y E1 después de a) SS-8h y b) DS-520.	67
Figura 3-16. Ejemplos de los tipos de corrosión identificados en las muestras.	69
Figura 3-17. Máxima longitud de corrosión en la aleación E1 tras dos condiciones de tratamiento térmico: SS+E y DS+E.	70
Figura 3-18. Longitud de corrosión máxima medida en cada aleación después del ensayo.	70
Figura 3-19. Fases presentes en la aleación E envejecimiento previo a a) SS-8h y b) DS-520.	72
Figura 3-20. Curvas de solidificación para las aleaciones A356, E1 y Z1 obtenidas con el software FactSage®. Las líneas discontinuas corresponden a enfriamiento Scheil y las continuas a enfriamiento en equilibrio.	74
Figura 3-21. a) Imagen de la zona en forma de “T” del molde probetero donde no se observan grietas. b) Imagen de la misma zona en rayos X.	75
Figura 3-22. Microestructuras obtenidas con microscopio óptico de las aleaciones a) Z1 b) Z2 c) Z3 d) Z4 e) Z5 y f) Z6.	76
Figura 3-23. Cálculo termodinámico con FactSage® para las aleaciones a) Z5 y b) Z6.	77
Figura 3-24. Curvas DSC y derivadas de las aleaciones Z2, Z5 y Z6.	78
Figura 3-25. Microestructuras obtenidas con SEM mostrando las fases presentes en las aleaciones desarrolladas. a) Z2 y b) Z6.	78
Figura 3-26. Curvas DSC después de los solubilizados en la aleación Z2.	80

Figura 3-27. Imágenes obtenidas mediante SEM mostrando la microestructura de la aleación Z2 después de los distintos solubilizados a) SS b) DS-3 c) DS-4 y d) DS-5.....	81
Figura 3-28. Microestructura mostrando los restos de fase Mg_2Si tras un DS-4.....	81
Figura 3-29. Dureza Brinell a lo largo del tiempo en aleación Z5 tras SS y DS.	82
Figura 3-30. Resultados de dureza Brinell en las aleaciones Al-Zn-Mg tras SS/DS-4 y envejecimiento a $160\text{ }^\circ\text{C}/3\text{h}$	82
Figura 3-31. Máximas longitudes de corrosión medidas en las muestras Al-Zn-Mg del estudio previo. El relleno rayado indica corrosión por picadura y el relleno sólido IGC.	84
Figura 3-32. Comparación de la corrosión observada en las muestras Al-Zn-Mg del estudio previo y la aleación A356-T6. a) Picadura en Z2-SS+E, b) Intergranular en Z6-SS+E, c) Picadura en A356-T6 y d) Intergranular en A356-T6.....	85
Figura 3-33. Propiedades a tracción de las aleaciones Z y Z+Si as cast y tras tratamiento térmico. a) Resistencia a tracción, b) límite elástico y c) elongación.	86
Figura 3-34. Comparación tratamiento térmico aplicado a la aleación A356 vs. Z+Si.	87
Figura 4-1. a) Modelo de propagación XFEM de deformación plana en 2D y b) detalle del mallado alrededor de los poros.....	93
Figura 4-2. a) Modelo XFEM de deformación plana en 2D utilizado en el estudio de sensibilidad para la obtención de K_{max} . b) Detalle del mallado alrededor de los poros.....	95
Figura 4-3. a) Dimensiones de las probetas y b) zonas de extracción de las probetas.....	97
Figura 4-4. Curva S-N de caracterización.	98
Figura 4-5. Ejemplos de a) superficie de fractura con los poros identificados y b) poro inicial.....	98
Figura 4-6. Ejemplos de poros de inicio situados en la superficie e identificados en las probetas ensayadas durante la caracterización a amplitudes de carga de a) 120 MPa, b) 90 MPa y c) 70 MPa.	99
Figura 4-7. Superficie de respuesta $p_r(f_p, DFM)$	100
Figura 4-8. Resultados del estudio de sensibilidad a dos niveles llevado a cabo para la obtención del modelo de K_{max}	101
Figura 4-9. Superficie de respuesta $K_{max}(\phi, d_v)$	101
Figura 4-10. Superficie que relaciona α , K_{max} y N_b	102
Figura 4-11. Curva S-N correspondiente a los ensayos de validación.....	103
Figura 4-12. Comparación entre la predicción de vida a fatiga del modelo propuesto y la experimental.	105
Figura 4-13. Comparación del error de predicción del modelo propuesto y de la ecuación de Basquin.	106
Figura 4-14. Superficies de fractura de las probetas a) C_80_1 y b) C_80_2.	106
Figura 5-1. Imágenes tomadas durante la fabricación de demostradores con las aleaciones desarrolladas. a) Máquina de BP utilizada y b) Llantas fabricadas.	109
Figura 5-2. Escaneo y representación de un poro de contracción realizado con tomografía computarizada de rayos X [151].	111

Lista de tablas

Tabla 2-1. Propiedades a tracción de la aleación A356 con distintas adiciones de Mg [15].	7
Tabla 2-2. Propiedades a tracción as cast y tras tratamiento térmico de la aleación A356.	13
Tabla 2-3. Aleaciones Al-Si-Cu-Mg extraídas de bibliografía, tratamiento térmico aplicado y propiedades mecánicas resultantes.	23
Tabla 2-4. Rango de resistencias a tracción de las familias 6xxx y 7xxx de aluminio para forja [30].	24
Tabla 2-5. Ejemplos de composiciones y tratamientos aplicados a aleaciones de forja utilizadas en fundición.	25
Tabla 2-6. Composición y propiedades a tracción de las aleaciones de forja 7005 y 7129.	26
Tabla 2-7. Tratamientos térmicos aplicados a aleaciones de la serie 7xxx.	30
Tabla 3-1. Composiciones objetivo de las aleaciones Al-Si-Cu-Mg desarrolladas.	59
Tabla 3-2. Diferencias entre los contenidos definidos para cada elemento y los reales en las aleaciones Al-Si-Cu-Mg del estudio previo.	59
Tabla 3-3. Tratamientos de solubilizado aplicados a la aleación E1.	63
Tabla 3-4. Durezas Brinell de las aleaciones Al-Si-Cu-Mg y A356 as cast y tras tratamiento térmico.	68
Tabla 3-6. Propiedades a tracción de las aleaciones E y A356 as cast y tras tratamiento térmico.	71
Tabla 3-7. Composiciones objetivo y composiciones reales de las aleaciones Al-Zn-Mg desarrolladas en el estudio previo.	73
Tabla 3-8. Composiciones reales de las aleaciones desarrolladas.	74
Tabla 3-9. Cálculo de los rangos de solidificaciones para las aleaciones A356, E1 y Z1 para enfriamiento tipo Scheil y en equilibrio.	75
Tabla 3-10. Tamaño de grano de las aleaciones Z1-Z6.	76
Tabla 3-11. Resumen de las fases intermetálicas observadas en las aleaciones.	79
Tabla 3-12. Tratamientos de solubilizado aplicados a la aleación Z2.	80
Tabla 3-13. Tipos de corrosión observados en las aleaciones Al-Zn-Mg del estudio previo.	84
Tabla 3-14. Composiciones objetivo y definitivas de las aleaciones Z5 y Z5*.	86
Tabla 3-15. Propiedades a tracción de las aleaciones Z+Si y A356 as cast y tras tratamiento térmico.	87
Tabla 4-1. Casos considerados para la obtención de la superficie de respuesta $p_r(f_p, DFM)$.	93
Tabla 4-2. Variables y rangos seleccionados para la elaboración del modelo de intensidad de tensiones basado en el poro de inicio.	95
Tabla 4-3. Valores de ϕ y d_v utilizados en la obtención del modelo de K_{max} de la aleación A356-T6 de BP.	95
Tabla 4-4. Resultados del análisis fractográfico llevado a cabo en las probetas utilizadas en la caracterización.	99
Tabla 4-5. Resultados del análisis fractográfico llevado a cabo en las probetas utilizadas en la validación.	104
Tabla 4-6. Comparación de la vida calculada con el modelo frente a la experimental en las probetas empleadas en la caracterización.	104
Tabla 4-7. Comparación de la vida calculada con el modelo frente a la experimental en las probetas utilizadas para la validación.	105

Introducción

En este capítulo se expone en primer lugar la motivación que ha llevado al desarrollo del presente trabajo de investigación. A continuación, se definen los objetivos principales del mismo y, finalmente, se describe la organización de los capítulos llevada a cabo en la presente tesis para alcanzar los objetivos propuestos.

1.1 Motivación

La concentración atmosférica de CO₂ ha sufrido un considerable aumento en el siglo XX lo que, según algunos científicos está provocando el conocido cambio climático. Los vehículos representan una de las principales fuentes de emisiones de CO₂ a la atmósfera, siendo los responsables de alrededor del 12 % del total. Al ser la protección del medio ambiente una de las principales preocupaciones de la sociedad actual, en el año 2014 se introdujo una ley que exige reducir, para el año 2020, en aproximadamente un 40 % las emisiones de los vehículos. De no cumplir este objetivo, los fabricantes se exponen a penalizaciones de hasta 95 € por g/km [1]. Debido a esto, presionados por los grandes constructores de vehículos, los fabricantes de componentes para automoción se enfrentan a la necesidad de aligerar el peso de sus piezas y de esta exigencia deriva la motivación del presente proyecto de investigación.

Para cumplir con este requerimiento, la industria del automóvil comenzó hace años una transición de materiales, desde la fundición de hierro, que era el material más empleado en los componentes de los vehículos, hacia las aleaciones de aluminio. Con esta transición se favorece la reducción del peso de los componentes y, con ello, la del vehículo completo, ya que la densidad del aluminio es menor que la de la fundición de hierro. Por este motivo, la presencia de aluminio en los vehículos ha ido aumentando en los últimos años y se espera que siga así en años venideros, como refleja el gráfico de la Figura 1-1.

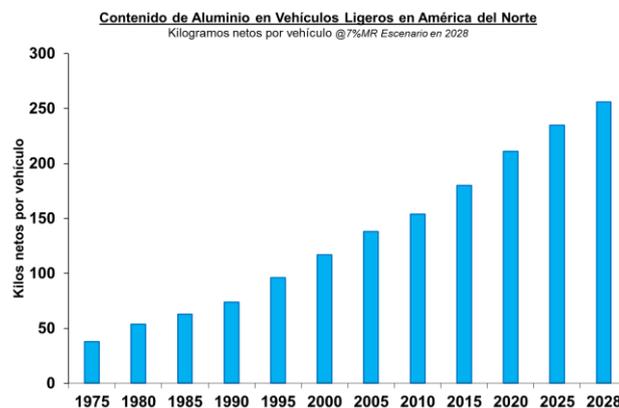


Figura 1-1. Contenido de aluminio por vehículo en Norte América. Gráfico basado en [2].

Con esta transición de materiales, además de reducir el peso de los vehículos, se disminuyen las emisiones de CO₂ ya que, como se ilustra en la Figura 1-2, el peso del vehículo supone un 23 % de consumo total de combustible. Sin embargo, el aluminio, en comparación con el hierro, presenta ciertas limitaciones en cuanto a conseguir las propiedades mecánicas exigidas a las piezas, principalmente en aquellas zonas sometidas a mayores sollicitaciones.

Mientras que la fundición de grafito esferoidal soporta hasta 450 MPa de carga de rotura con un límite elástico de 300 MPa como mínimo, la aleación de aluminio A356 (Al-7Si-0,3Mg), que es la aleación de fundición más utilizada en el sector automoción, alcanza valores de 280 MPa y 210 MPa respectivamente. Asimismo, los valores de alargamiento se sitúan entre 6-8 % frente a 10-12 % en la fundición [3]. En vista de lo anterior, se plantea la necesidad de desarrollar nuevas aleaciones de aluminio de altas prestaciones para su aplicación en componentes de seguridad ubicados en el chasis de los vehículos y sometidos a cargas severas.

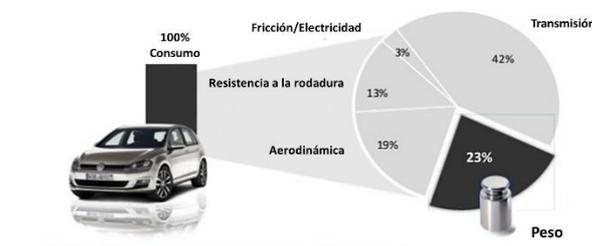


Figura 1-2. Factores que influyen en el consumo de combustible de los vehículos. Basada en [4].

Por tanto, este trabajo se centra en la mejora del comportamiento en servicio de estos componentes, entre los que se encuentran las llantas o los portamanguetas (Figura 1-3.a). Por su situación en el vehículo, estos componentes están sometidos a cargas cíclicas en el tiempo, lo que puede inducir a la rotura de los mismos por fatiga. El comportamiento a fatiga de un componente depende de diversos parámetros tales como el tipo de carga, la calidad superficial, detalles geométricos que induzcan concentraciones de tensiones o tensiones residuales. En piezas fundidas, además de las anteriores, la presencia de defectos, principalmente porosidad e inclusiones, también afecta a este fenómeno. Según diversos autores, de entre ellos, la porosidad es la que más perjudicial [5–7].

Para reducir la presencia de defectos, este tipo de componentes se fabrican por inyección a Baja Presión (BP). En la Figura 1-3.b se muestra un esquema de este proceso. Se trata de una tecnología donde el metal líquido se encuentra en un horno mantenedor situado en la parte inferior y mediante la aplicación de aire a presión, el metal fluye hacia arriba, llenando el molde minimizando las turbulencias. La ventaja más importante de esta tecnología de fabricación es que se reducen la porosidad y los defectos generados por la oxidación, ya que el metal no se expone al aire.

Sin embargo, incluso utilizando el proceso de BP, la presencia de defectos en las piezas es inevitable. Son muchos los modelos de comportamiento propuestos para caracterizar y entender la influencia de estas irregularidades en el comportamiento a fatiga de estas aleaciones. Sin embargo, se trata de métodos imprecisos o difícilmente trasladables a la industria. Por este motivo, como los fabricantes de componentes deben asegurar un alto nivel de fiabilidad en sus piezas, se valen de un coeficiente de minoración conservador, lo que conlleva al sobredimensionamiento de las piezas, y por tanto, problemas a la hora de cumplir con los las restricciones en cuanto a peso exigidas por los constructores de vehículos.

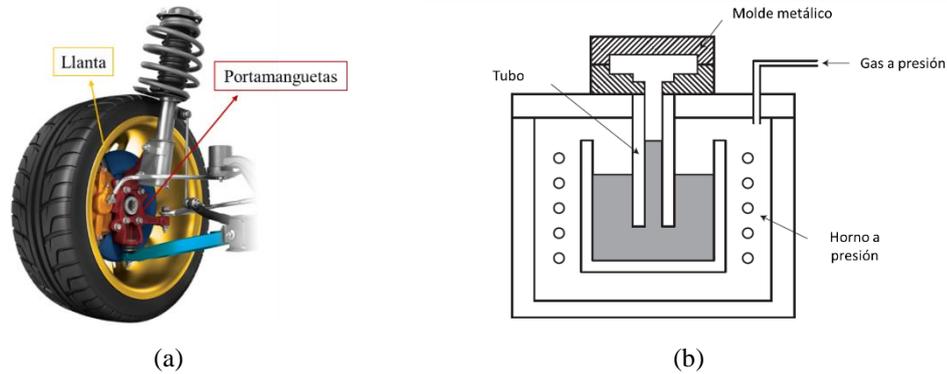


Figura 1-3. a) Esquema de la situación de los portamanguetas y las llantas en un vehículo[8] b) Esquema del proceso de inyección por BP [9].

En vista de todo lo anterior, en la presente tesis se desarrollan aleaciones de aluminio con características de resistencia y elongación superiores a la aleación A356, lo que supone una mejora del comportamiento estático y dinámico de componentes de seguridad fabricados en BP. Por otro lado, se desarrolla un modelo de fatiga que considera de forma adecuada el efecto de la porosidad en el comportamiento a fatiga de aleaciones de aluminio. Con ello se consigue una mayor precisión en la predicción en comparación con los modelos disponibles. Esto permitirá a la industria una optimización del diseño de componentes y con ello, un aligeramiento en las piezas fabricadas a futuro.

1.2 Objetivos

El objetivo principal del presente trabajo de investigación es la mejora estática y dinámica del comportamiento de componentes de vehículos sometidos a elevadas cargas cíclicas, como pueden ser las llantas o los portamanguetas, fabricados por fundición a BP. Para este propósito se han establecido los siguientes objetivos específicos:

- Desarrollar aleaciones alternativas a la aleación A356 que mejoren sus propiedades mecánicas en cuanto a resistencia y elongación, las cuales repercuten tanto en el comportamiento mecánico estático como dinámico.
- Elaborar un modelo de predicción de vida a fatiga aplicable a componentes de aluminio fabricados por fundición a BP que tenga en cuenta la influencia de la porosidad.

1.3 Organización de la memoria

Con el fin de alcanzar los objetivos fijados en el apartado 1.2, el documento de tesis se ha dividido en tres bloques tal y como se muestra en la Figura 1-4. En primer lugar se realiza una revisión bibliográfica general y a continuación se desarrollan dos capítulos que dan respuesta a los dos objetivos específicos fijados en la presente tesis. El primero de ellos se centra en la mejora del comportamiento estático y el segundo en el dinámico. La mejora del comportamiento estático se plantea desde el desarrollo de aleaciones que mejoren el comportamiento a tracción de la aleación A356 y la mejora del comportamiento dinámico desde la elaboración de un modelo de predicción de vida a fatiga que contemple el efecto de la porosidad.

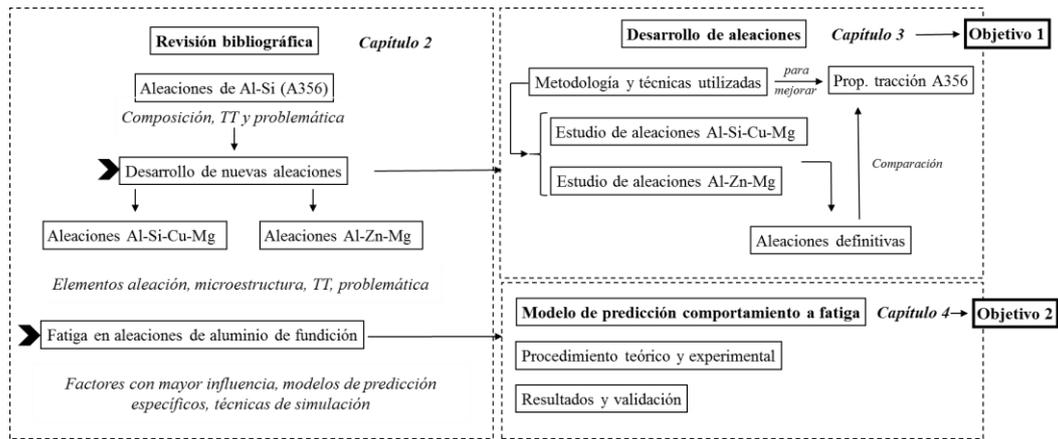


Figura 1-4. Esquema de la organización de la memoria de tesis.

El capítulo 2, correspondiente a la revisión bibliográfica, recoge información general sobre las aleaciones de aluminio Al-Si de fundición, analizando los elementos de aleación de los que se componen, los tratamientos térmicos (TT) que se utilizan y la problemática que pueden presentar estas aleaciones durante la fabricación, agrietamiento en caliente, y en servicio, corrosión. Asimismo, recoge alternativas para la mejora de propiedades de la aleación A356 mediante la modificación de la composición y el desarrollo de aleaciones típicas de foja para poder ser utilizadas en procesos de fundición. Finalmente, se estudia el fenómeno de fatiga en aleaciones de aluminio de fundición identificando los factores que más afectan en la etapa de iniciación y propagación y los modelos de predicción específicos desarrollados hasta el momento. Posteriormente, se muestran las técnicas numéricas más utilizadas en la simulación del inicio y propagación de grietas de fatiga. El capítulo concluye con las principales conclusiones extraídas de la revisión bibliográfica.

El capítulo 3 se centra en el desarrollo de aleaciones Al-Si-Cu-Mg y Al-Zn-Mg que mejoren las propiedades a tracción de la aleación A356. Primeramente se describe la metodología seguida en el diseño de aleaciones y las técnicas utilizadas. Después, para cada una de las familias, se realiza un estudio previo del que se extrae la elección de una composición definitiva y el tratamiento térmico a aplicar. Finalmente se comparan las propiedades a tracción de estas aleaciones con las que presenta la aleación A356.

En el capítulo 4 se presenta el modelo de predicción de vida a fatiga específico para aleaciones de aluminio de fundición desarrollado en la presente tesis. Dicho modelo tiene en cuenta el efecto de la porosidad tanto en la etapa de iniciación como en la de propagación. El modelo desarrollado se ha implementado para el caso de la aleación A356-T6 fabricada a BP. En el presente capítulo se describe el procedimiento teórico del modelo desarrollado así como su implementación y validación experimental.

Por último, en el capítulo 5, se recogen las principales conclusiones y aportaciones de este trabajo. Además, se identifican las principales líneas futuras de trabajo en este ámbito para dar respuesta a los principales retos identificados en el estado del arte.

Revisión bibliográfica

En este capítulo se analizan las aleaciones de aluminio de fundición Al-Si centrándose en la aleación A356. Para ello, se estudian los elementos presentes en la composición, la microestructura, los tratamientos térmicos más utilizados y los problemas que pueden presentar: corrosión y agrietamiento en caliente. A continuación, se proponen justificadamente dos vías de desarrollo de aleaciones alternativas que pueden mejorar el comportamiento mecánico de la aleación A356. La primera vía que se plantea es la modificación de la composición de la aleación A356 mediante la incorporación de Cu. La segunda vía pretende adaptar la composición de aleaciones de forja para poder ser utilizadas en procesos de fundición. Estas dos vías dan lugar a dos familias de aleaciones, Al-Si-Cu-Mg y Al-Zn-Mg, de las que se estudia el efecto de sus elementos de composición, los posibles elementos de aleación que puedan mejorar sus características, la microestructura presente incluyendo las fases que se forman tras la solidificación, los tratamientos térmicos más adecuados a aplicar para conseguir las propiedades óptimas y los posibles problemas que pueden presentar, así como formas de evitarlos mediante cambios en la composición. A continuación, como la tesis está dirigida a componentes fundidos sometidos a cargas cíclicas severas, se hace un estudio del fenómeno de fatiga en aleaciones de aluminio de fundición, centrándose en cómo afectan los principales factores en las etapas de inicio y propagación de grieta, los modelos de predicción de vida a fatiga específicos y las técnicas de simulación de iniciación y propagación disponibles. El capítulo finaliza con las conclusiones derivadas de la revisión bibliográfica.

2.1 Aleaciones de aluminio Al-Si

Debido a su baja densidad, alta resistencia específica, rigidez y buena reciclabilidad, las aleaciones de aluminio se han convertido en unos materiales muy atractivos para la industria automovilística y aeroespacial. Tanto es así, que la presencia de aluminio en los coches ha ido aumentando en los últimos años y se espera que esta tendencia continúe en los años venideros. Cabe destacar que, según el informe de Ducker Worldwide sobre el contenido de aluminio en los vehículos [10], se espera que en el año 2020, del total de aluminio presente en los vehículos, el 64 % sea fabricado mediante procesos de fundición, por lo que las aleaciones de aluminio de fundición son, y serán, unos materiales muy demandados por la industria.

Por las aplicaciones a las que están destinadas, las aleaciones de aluminio de fundición deben cumplir una gran variedad de características entre las que destacan una alta resistencia a la corrosión, buenas propiedades mecánicas (resistencia a la tracción, límite elástico y elongación) y buena colabilidad. Esta última es particularmente importante para los procesos de fundición ya que implica que el metal no sufra agrietamiento en caliente, posea una fluidez excelente en estado fundido y produzca la mínima porosidad por contracción. Precisamente debido a su alta colabilidad, las aleaciones Al-Si han sido las aleaciones de

fundición más utilizadas en los últimos 60 años. De hecho, el 90 % de los productos fundidos se fabrican con estas aleaciones [11].

De entre todas las aleaciones Al-Si de fundición, la A356 (Al-7Si-0.3Mg) es la más utilizada, especialmente en las industrias automovilística y aeroespacial, debido a su alta colabilidad y ratio resistencia/peso. Esta aleación puede emplearse en distintos procesos de fundición; desde el moldeo en arena hasta la fundición a BP. A continuación se estudia más en detalle la aleación A356, analizando los elementos presentes en la composición de la misma, la microestructura, el tratamiento térmico más empleado y las propiedades que presenta.

2.1.1 **Elementos aleantes**

Los elementos aleantes se añaden a los metales base para modificar sus propiedades y adecuarlas a la aplicación para la que están destinados. Entre los efectos que se pueden conseguir están el endurecimiento por precipitación, el refinamiento de grano, la modificación de fases, la resistencia al desgaste...

Existen una gran variedad de elementos que pueden utilizarse como aleantes. En concreto, la aleación A356 se compone de Al-7Si-0,3Mg. El Si es un elemento mayoritario y se añade para aportar colabilidad y fluidez, seguido del Mg, que aporta la resistencia. El Fe es considerado un elemento impureza ya que, en la mayoría de aleaciones, perjudica las propiedades mecánicas. También existen elementos minoritarios que pueden aportar ventajas al añadirlos a estas aleaciones como el Mn, Sr o Ti. A continuación se analizan los efectos de los elementos mencionados más en detalle.

➤ **Elementos mayoritarios**

Silicio

El Si es el elemento de aleación principal en las aleaciones de aluminio de fundición y entre sus efectos más destacados está el aumento de la fluidez que, de ser alta, permite el empleo de moldes con paredes delgadas y diseños más complejos [12].

Este elemento tiene baja densidad ($2,34 \text{ g/cm}^3$), lo que es una ventaja si se quiere reducir el peso de los componentes, y también tiene una baja solubilidad en el Al, lo que provoca que se formen precipitados de Si de alta dureza, que proporcionan a las aleaciones un buen comportamiento frente al desgaste.

Dependiendo del porcentaje de Si, las aleaciones de aluminio se dividen en tres grupos: hipoeutécticas (<12 %Si), eutécticas (12-13 %Si) e hipereutécticas (14-25 %Si). En la Figura 2-1 se muestra la variación de las propiedades a tracción de aleaciones Al-Si-Mg en función del contenido en Si y Mg. Como se puede ver, al fijar el Mg en 0,3 % y variar el contenido en Si, la resistencia última a tracción, el límite elástico y la elongación apenas varían. Sin embargo, en contenidos menores a 0,3 %, se produce un aumento progresivo de la resistencia última a tracción y el límite elástico para el rango de Si comprendido entre 4-11 %, y un descenso de estas propiedades a partir de un contenido del 11 %. Esto se puede relacionar con el tamaño, forma y distribución de las partículas de Si. Cuando el Si está presente como partículas finas y bien distribuidas en la microestructura, la resistencia de las aleaciones mejora. Por el contrario, cuando el Si aparece como partículas poliédricas gruesas, lo que ocurre a partir del eutéctico, la resistencia se ve perjudicada [13].

En cuanto a la elongación, disminuye al aumentar el contenido en Si ya que, independientemente de la morfología de la fase Si en estado *as cast*, su presencia es perjudicial para la ductilidad de las aleaciones.

Una forma de modificar la morfología y con ello, mejorar este comportamiento en las aleaciones hipoeutécticas es mediante la adición de Sr que se explicará en detalle en el apartado de elementos minoritarios.

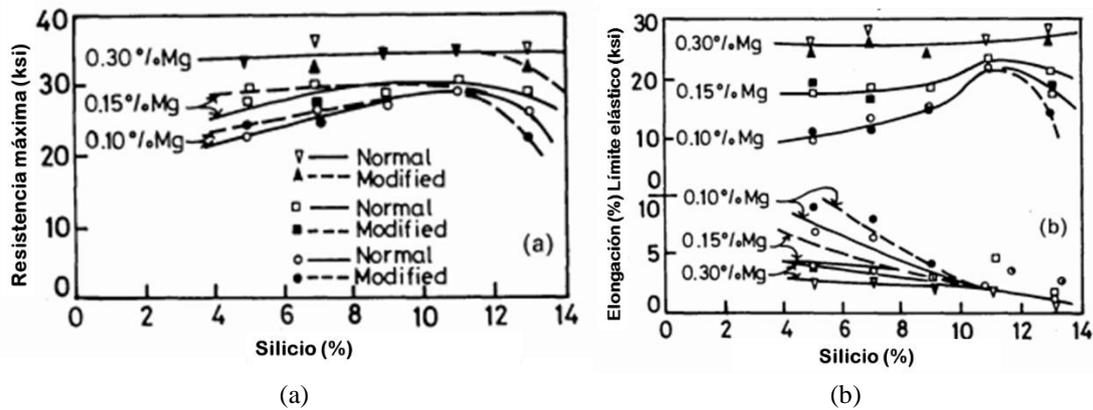


Figura 2-1. Variación de las propiedades a tracción de aleaciones Al-Si-Mg en función del contenido en Si para tres porcentajes de Mg 0,1, 0,15 y 0,30 %. Basada en [13].

El Si también condiciona el tamaño y la distribución de las fases presentes en la microestructura. Un contenido en Si comprendido entre 7-9 % provoca un refinamiento del tamaño de las fases con contenido en Fe (β -Al₅FeSi) y una distribución más uniforme de estos intermetálicos en la zona interdendrítica e intergranular. Unos intermetálicos mejor repartidos provocan que el crecimiento y la propagación de microgrietas nucleadas en estas partículas sea más difícil y conlleva mayor plasticidad local, lo que resulta en un aumento de la ductilidad de las aleaciones [14]. En contraposición, en las aleaciones con menor contenido en Si (5 %) se forman clusters de fase β a lo largo de los límites de grano, lo cual perjudica las propiedades mecánicas.

Magnesio

La adición de Mg a aleaciones Al-Si aumenta la resistencia a tracción y el límite elástico de las mismas. Sin embargo, también provoca una disminución de la elongación como se puede observar en la Tabla 2-1 extraída del trabajo de Kori *et al.*[15]. El aumento en la resistencia y límite elástico se debe a la precipitación de fase Mg₂Si que se forma por la combinación de Si y Mg y por un aumento en la dureza de la matriz. El efecto perjudicial en la ductilidad puede estar relacionado precisamente con este aumento de dureza de la matriz y con la formación de una mayor cantidad de intermetálicos de Fe, en particular, fase π -Al₈FeMg₃Si₆.

Tabla 2-1. Propiedades a tracción de la aleación A356 con distintas adiciones de Mg [15].

%Mg	Límite elástico (MPa)	Resistencia a tracción (MPa)	Elongación (%)
0,3 (A356)	136	212	3,5
0,4	154	216	2,46
0,5	158	219	2,29
0,6	161	223	2,13
0,7	163	235	1,58

➤ **Elementos minoritarios**

Hierro

La presencia de Fe como impureza en aleaciones de aluminio es muy común. Aunque el hierro es altamente soluble en el aluminio en estado líquido, tiene una solubilidad muy baja en estado sólido y por eso, tiende a combinarse con otros elementos para formar partículas intermetálicas. Las fases dominantes en la aleación A356 son la hexagonal α -Al₈Fe₂Si y la ortorrómbica β -Al₃FeSi. Cuando el Mg está presente junto con Si, como ocurre en la aleación A356, también puede formarse la fase π -Al₈FeMg₃Si₆.

Las fases intermetálicas mencionadas anteriormente son fácilmente distinguibles en las microestructuras de las aleaciones Al-Si y pueden diferenciarse por su forma predominante. La fase β -Al₃FeSi tiene forma de plaqueta pero aparece como agujas en la sección metalográfica (Figura 2-2.a). Por otro lado, las fases α y π tienen una morfología de “letra china” (Figura 2-2.b y c).

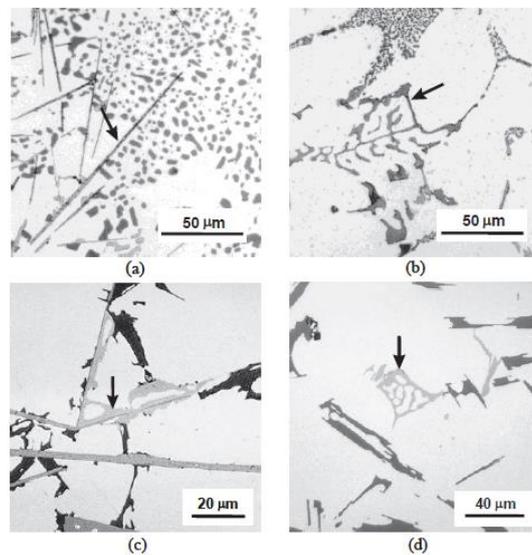


Figura 2-2. Micrografías de varios intermetálicos comunes con contenido en Fe en una aleación Al-5Si-1Cu-0.5Mg-(Fe). (a) Plaquetas β -Al₃FeSi; (b) Fase α -Al₈Fe₂Si chinesca; (c) Fase π -Al₈FeMg₃Si₆ creciendo a partir de β ; (d) fase π con forma chinesca [16].

El efecto del hierro en las propiedades mecánicas del aluminio ha sido analizado por muchos autores [17–19]. Está altamente comprobado que cuando los niveles de Fe aumentan, la ductilidad de las aleaciones Al-Si disminuye. Esto se acompaña normalmente de un descenso de la resistencia a tracción. Sin embargo, en general, el límite elástico no se ve afectado por la presencia de hierro.

Un mayor contenido en Fe produce mayor cantidad de intermetálicos con Fe, los cuales son más fácilmente fracturables bajo tracción que la matriz de aluminio o las partículas de silicio. Además, debido a su forma alargada, crean concentradores de tensiones que propician que las microgrietas se inicien en estas partículas, y conjuntamente, proporcionan caminos de fácil propagación para las macrogrietas [20], lo que se traduce en una disminución de la ductilidad (Figura 2-3).

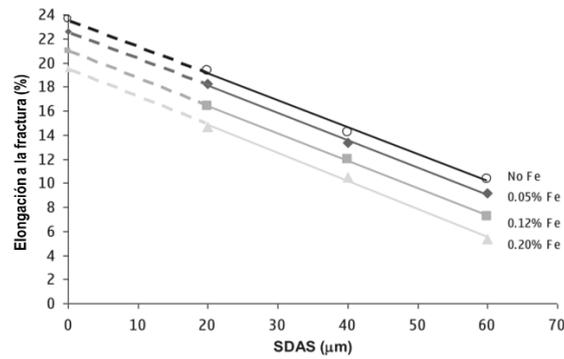


Figura 2-3. Valores máximos de elongación en función de SDAS y el contenidos en Fe en una aleación Al-7%Si-0,4% Mg. Basada en [16].

Además el hierro tiene un efecto negativo en la colabilidad porque incrementa la tendencia a formar porosidad, lo cual también es perjudicial para la ductilidad. Según la bibliografía son dos los motivos por los que la porosidad aumenta en presencia de Fe. El primero defiende que altos niveles de hierro provocan más partículas β -Al₅FeSi, que tienden a actuar como lugares de nucleación de porosidad. El segundo es que las plaquetas β -Al₅FeSi impiden el flujo del líquido inter-dendrítico durante el llenado y por esto se forma la porosidad por contracción más rápidamente [21]. Ambas teorías relacionan la porosidad con la presencia de la fase β -Al₅FeSi, cuya temperatura de formación es alta (570 °C) y no puede eliminarse simplemente con un tratamiento térmico.

Finalmente cabe resaltar que el efecto del Fe será más o menos perjudicial en función del proceso de fundición que se utilice. En inyección por ejemplo, la presencia de hierro ayuda a evitar la soldadura entre pieza y molde. Sin embargo, si la velocidad de solidificación es más lenta (molde permanente, moldeo en arena...) la presencia de Fe tiene un efecto negativo incluso en bajas concentraciones y se vuelve más serio una vez que se ha traspasado cierto umbral (que depende de la composición de la aleación).

Manganeso

La fase β -Al₅FeSi no se puede eliminar mediante un tratamiento térmico. Sin embargo, su presencia se puede reducir aumentando la velocidad de solidificación o añadiendo Mn a la composición. La velocidad de solidificación resultante en los procesos de fundición más utilizados en la industria, en los que se emplean moldes permanentes o de arena, provoca la aparición de esta fase. Por este motivo, la única forma de contrarrestar su efecto negativo en estos procesos es mediante la adición de Mn.

La adición de Mn en aleaciones Al-Si tiene un efecto termodinámico que provoca la expansión de la región α -AlFeMnSi, promoviendo la formación de esta fase en detrimento de la fase β . La fase α tiene una forma chinesca que resulta menos perjudicial para la ductilidad que la fase β [22] (Figura 2-4).

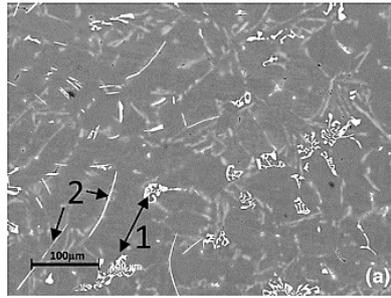


Figura 2-4. Distribución de los intermetálicos α -AlFeMnSi (1) y β -AlFeSi.(2) en una aleación Al-7.5Si-0.3Mg-0.6Fe-0.3Mn [23].

Estroncio

El estroncio se añade a las aleaciones Al-Si eutécticas e hipoeutécticas para modificar la morfología y la microestructura de la fase eutéctica de silicio y provocar un aumento de la elongación. En aleaciones sin modificar, el Si posee una forma de plaqueta que provoca altos concentradores de tensiones y con ello, dificultades para alcanzar una buena resistencia y ductilidad. Mediante la modificación con Sr, se produce un cambio en la forma de las partículas de Si eutéctico, de plaqueta a fibra, que no es tan perjudicial para las propiedades mecánicas al no alcanzarse picos de tensiones tan elevados como en el caso anterior. En la Figura 2-5 se muestra la evolución en la forma del Si eutéctico desde una aleación sin modificar a una completamente modificada.

Debe conocerse cuál es el contenido óptimo de Sr a añadir ya que en niveles inferiores no se alcanzará el grado de modificado deseado y en superiores no se logrará un mayor grado de modificado y además se pueden formar fases perjudiciales para las propiedades como la Al_2Si_2Sr . En aleaciones Al-Si la cantidad recomendada se sitúa entre 0,008 y 0,04 % [12].

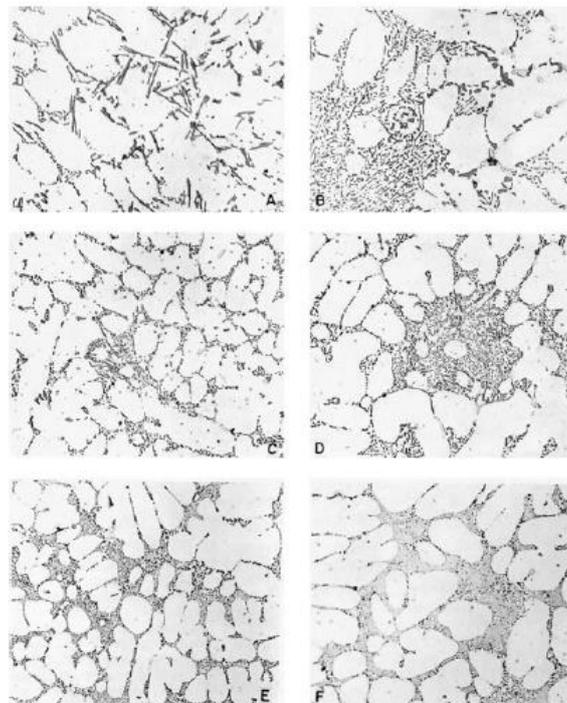


Figura 2-5. Variación del grado de modificado del Si eutéctico desde A) Sin modificar a F) Completamente modificado [12].

Titanio

El titanio y el boro se utilizan para refinar los granos primarios de aluminio. El titanio añadido a una aleación de aluminio forma $TiAl_3$, que sirve como nucleador de las dendritas de aluminio primario, y provoca un menor tamaño de grano [24]. Jones *et al.* [25] probaron que el refinamiento de grano es más efectivo (del orden de 5 veces más) cuando se utiliza Titanio junto con Boro. En este caso son las partículas de TiB_2 las que actúan como nucleadores. La Figura 2-6 muestra la diferencia entre una aleación con el grano refinado (b) y otra sin él (a).

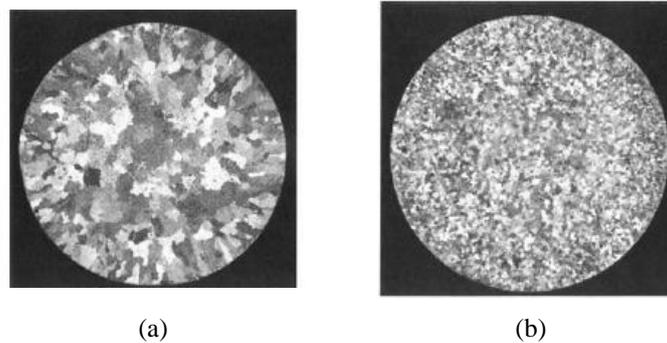


Figura 2-6. Aleación Al-7Si mostrando el efecto del refinamiento de grano. a) Sin refinador de grano. b) Grano refinado [12].

Con el refinamiento de grano se consiguen aleaciones con granos equiaxiales de pequeño tamaño que presentan una alta tenacidad, un alto límite elástico y buena colabilidad. Las cantidades de Ti a añadir se sitúan típicamente en el rango de 0,05 a 0,15 % en peso de Ti [26].

2.1.2 Microestructura

La aleación A356 perteneciente a la familia Al-Si-Mg se compone principalmente de dendritas de α -Al entre las que precipita el producto eutéctico formado por Si y α -Al (Figura 2-7.a). Las fases presentes se ilustran en la Figura 2-7.b, cabe destacar la fase Mg_2Si , que es la que provoca el endurecimiento por precipitación tras el tratamiento térmico. Las fases β - Al_3FeSi y π - $Al_8FeMg_3Si_6$ surgen como consecuencia de la presencia de Fe residual en la composición.

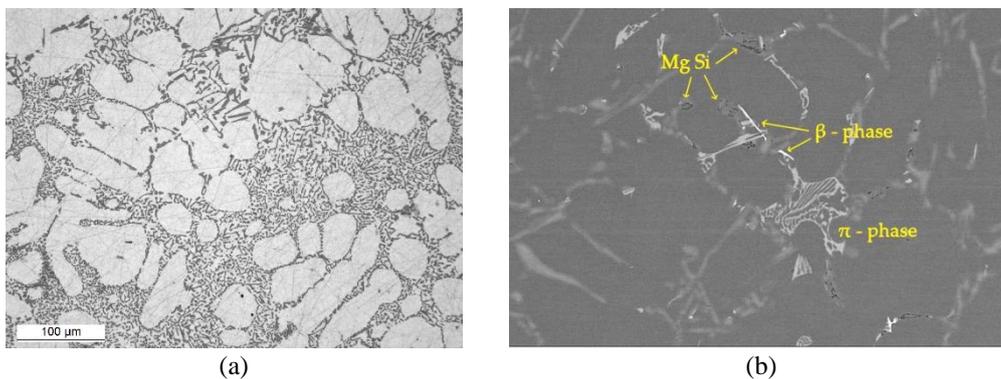


Figura 2-7. Microestructura de la aleación A356. A) Dendritas de aluminio y eutéctico b) Fases presentes [27].

2.1.3 Tratamientos térmicos

El término tratamiento térmico referido a aleaciones de aluminio se corresponde con cualquier operación de calentamiento o enfriamiento que se emplea con el objetivo de aumentar la resistencia y la dureza de aleaciones de forja o fundición. Las aleaciones en las que se produce este cambio de resistencia o dureza como consecuencia de un tratamiento térmico son las denominadas “tratables térmicamente” para distinguirlas de las que no lo son [28].

Una característica fundamental que deben cumplir los sistemas de aleaciones para que puedan ser endurecidas por precipitación es que la solubilidad aumente a medida que se aumenta la temperatura como ocurre por ejemplo en el sistema Al-Cu (Figura 2-8). Las principales aleaciones de aluminio que presentan endurecimiento por precipitación son: Al-Cu, Al-Cu-Mg, Al-Mg-Si, Al-Zn-Mg y Al-Zn-Mg-Cu.

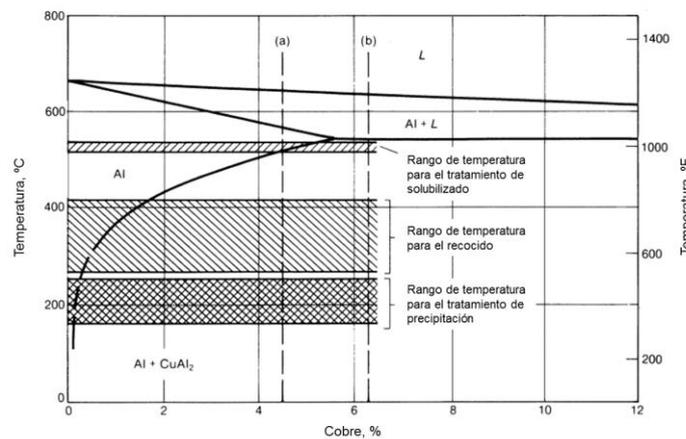


Figura 2-8. Diagrama de fases Al-Cu donde se indican los rangos de temperatura para el solubilizado, revenido y envejecimiento. Basado en [12].

Hay muchos tratamientos térmicos aplicables a las aleaciones de aluminio. Para un mayor entendimiento e internalización, se utiliza la nomenclatura propuesta por la Asociación Americana del Aluminio que es la que sigue:

- F: *as-cast*.
- O: recocido.
- T4: disolución + temple.
- T5: envejecimiento artificial partiendo de condición *as cast*.
- T6: disolución + temple + envejecimiento artificial.
- T7: disolución + temple + envejecimiento sobreenvejecimiento.

De entre los anteriores, el tratamiento térmico más empleado en las aleaciones de aluminio de fundición es el denominado T6 que consiste en tres etapas: solubilizado, temple y envejecimiento:

- Solubilizado: se realiza a elevada temperatura con el objetivo de disolver las fases que precipitarán posteriormente. Además, con este tratamiento también se globuliza el Si eutéctico, lo que resulta positivo para las propiedades mecánicas, especialmente para la ductilidad. En aleaciones modificadas con Sr, donde el Si presenta una morfología fibrosa, la globulización es más sencilla de alcanzar que en microestructuras no modificadas.
- Temple: lo que se pretende con el temple es retener la mayor fracción de elementos en disolución para conseguir una solución supersaturada metaestable. Para ello se requiere pasar lo más rápidamente posible de la temperatura de disolución a la temperatura ambiente.

- Envejecimiento: esta etapa se realiza a alta temperatura y el objetivo es precipitar los elementos en disolución.

En la aleación A356, el objetivo del tratamiento térmico es mejorar las propiedades mecánicas de la aleación mediante la disolución y precipitación de la fase Mg_2Si y la globalización de Si eutéctico. La temperatura de solubilizado más utilizada es $540\text{ }^\circ\text{C}$ [17,29] y los tiempos suelen variar entre 4-12 h en función del engrosamiento de la microestructura. En cuanto al envejecimiento, la temperatura suele situarse entre los $150\text{-}180\text{ }^\circ\text{C}$ por tiempos que van desde las 3 hasta las 24 h. Estas temperaturas y tiempos se eligen en función de las propiedades que requiere la aplicación a la que se destinan los componentes fabricados con esta aleación.

Además del aumento de resistencia como consecuencia del endurecimiento por precipitación, el tratamiento térmico también presenta otros efectos beneficiosos como la eliminación de la microsegregación, la reducción de las tensiones residuales o la disminución de la susceptibilidad a la corrosión.

2.1.4 Propiedades a tracción de la aleación A356

En la Tabla 2-2 se muestran las propiedades a tracción *as cast* y tras tratamiento térmico de la aleación A356 fabricada en Molde Permanente (MP) y en Baja Presión (BP). Los valores de BP han sido proporcionados por Edertek y obtenidos en probetas extraídas de portamanguetas. Como se puede observar, las propiedades obtenidas en BP son superiores a las conseguidas en MP ya que la calidad del caldo que se consigue en esta técnica es superior y el número de defectos que se introduce en la aleación durante el proceso es menor.

Cabe destacar que las propiedades mejoran considerablemente tras el tratamiento térmico, llegando a alcanzar, en el caso de BP, un límite elástico de 230 MPa, resistencia a tracción de 300 MPa y elongación de 7,2 %. Esta mejora de las propiedades se debe al endurecimiento por precipitación de la fase Mg_2Si .

Tabla 2-2. Propiedades a tracción *as cast* y tras tratamiento térmico de la aleación A356.

	Método de fabricación	Límite elástico (MPa)	Resistencia a tracción (MPa)	Elongación (%)
<i>As cast</i>	MP [30]	125	180	5
	BP	150	200	9
T6	MP [30]	185	260	5
	BP	230	300	7,2

2.1.5 Problemática: agrietamiento en caliente y corrosión

En las aleaciones de aluminio de fundición pueden darse algunos fenómenos no deseables, como el agrietamiento en caliente o la corrosión, que se analizan con más detalle en este apartado.

➤ Agrietamiento en caliente

El agrietamiento en caliente, también conocido como *hot tearing*, es un defecto irreversible que presentan las piezas de fundición. Se manifiesta como grietas superficiales visibles a simple vista y/o interiores, que son indetectables mediante inspección visual. Estas grietas se generan durante la solidificación de las piezas, normalmente cuando aún están dentro del molde, y se relacionan con la aparición de tensiones por la contracción que sufre la aleación durante la solidificación. En general, las grietas aparecen en las esquinas

interiores o en las curvas, donde la contracción está limitada por el molde. Se trata de un fenómeno complejo ya que muchos factores contribuyen a su aparición, por lo que ha sido objeto de diversos estudios.

La composición química puede considerarse el principal factor que controla el agrietamiento en caliente y que determina el rango de solidificación, fracción del eutéctico, estructura del grano y solidificación de la aleación. Las aleaciones con un rango de solidificación alto son más susceptibles al agrietamiento en caliente. Esto se atribuye a que los altos rangos de solidificación amplían el rango de temperaturas vulnerables a este fenómeno [31].

La cantidad de eutéctico en aleaciones Al-Si también es un factor que influye en este fenómeno. Los trabajos analizados muestran que la tendencia al agrietamiento en caliente está relacionada con la cantidad de líquido eutéctico presente en las últimas etapas de la solidificación. Una menor cantidad de eutéctico aumenta la susceptibilidad al agrietamiento en caliente [32].

El agrietamiento en caliente también se ve potenciado por el contenido en Fe. La presencia de intermetálicos β -Fe con forma de plaqueta impide que el líquido fluya durante la solidificación. Por el contrario, la formación de fase α en lugar de β es más favorable ya que esta fase se forma a una temperatura más alta y permite que el líquido tenga más tiempo para fluir durante la contracción [33].

El tamaño de grano es otro de los factores que debe tenerse en cuenta. Muchos estudios muestran que el refinamiento de grano mejora la resistencia al agrietamiento en caliente. Un ejemplo se muestra en el trabajo de D'Elia *et al.* [34] donde utilizaron Ti-B para refinar el grano de la aleación A319 (6,15 % Si, 3,65 % Cu, 0,47 % Fe, 0,31 % Mn). Los resultados mostraron que la reducción en la susceptibilidad al agrietamiento en caliente iba asociada con la disminución del tamaño de grano (Figura 2-9).

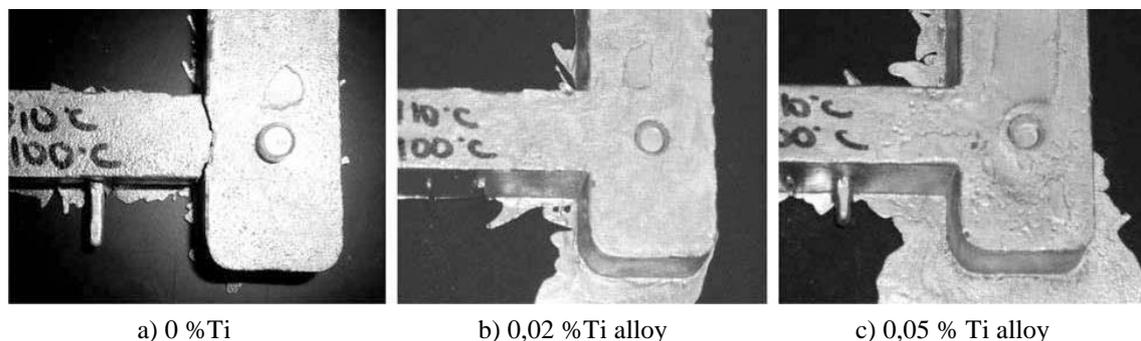


Figura 2-9. Efecto del refinamiento de grano en la susceptibilidad al agrietamiento en caliente [34].

➤ Corrosión

La corrosión se define como el deterioro de un material a consecuencia de un ataque electroquímico causado por el entorno en el que se encuentra: atmósfera, agua, disolución... Las aleaciones de aluminio en general se caracterizan por tener una alta resistencia a la corrosión. Sin embargo, pueden presentar algunos tipos de corrosión bajo ciertas condiciones como picadura o corrosión intergranular (IGC).

Corrosión por picadura

Esta forma de corrosión se identifica por la formación de cavidades de forma irregular en la superficie del metal. Su forma y diámetro dependen del metal, el medio y las condiciones de servicio. El aluminio es propenso a sufrir corrosión por picaduras por la acción del agua del mar y la humedad. La corrosión se produce al poner en contacto el metal con el medio y aparece en las primeras semanas de exposición.

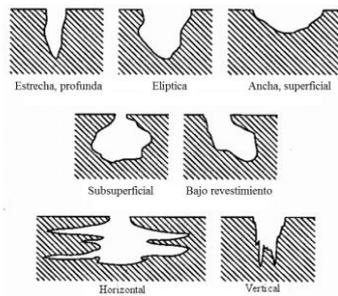


Figura 2-10. Distintas formas de corrosión por picadura. Basada en [35].

Corrosión intergranular

Este tipo de corrosión sigue direcciones preferenciales a lo largo de los bordes de grano. No produce mucha pérdida de masa y no es detectable por el ojo humano por lo que debe observarse en el microscopio. La propagación comienza en las picaduras. No existe una relación entre la longitud de penetración y el diámetro de las picaduras, lo que significa que puede empezar en picaduras de tamaño muy pequeño.

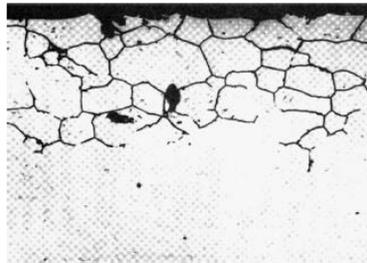


Figura 2-11. Ejemplo de IGC [36].

La IGC es causada por la diferencia de potenciales electroquímicos entre el centro y el borde del grano, donde precipitan las fases intermetálicas. El potencial de disolución de las fases intermetálicas es distinto al de la matriz de aluminio y puede ser [36]:

- Menos electronegativo que la matriz (Al_3Fe , Al_2Cu): estos compuestos son catódicos con respecto a la matriz por lo que en el caso de IGC será ésta la que se disuelva.
- Más electronegativo que la matriz (MgZn_2 , Al_3Mg_2 y Mg_2Si): son anódicos con respecto a la matriz por lo que en el caso de corrosión se disolverán ellos.

Corrosión en la aleación A356

En la aleación A356, el Si es catódico con respecto a la matriz de aluminio lo que puede provocar la formación de micropares galvánicos dando lugar a corrosión localizada. Sin embargo, se trata de una corrosión mínima, ya que la densidad de corriente es baja como resultado de la alta polarización de las partículas de Si.

En lo que respecta al Fe, la fase $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ es más noble que la matriz, lo que provoca que la aleación sea susceptible a la corrosión localizada. En presencia de Mn, éste modifica la forma de la fase β dando lugar a $\alpha\text{-AlFeMnSi}$, que reduce el efecto catódico del hierro creando micropares galvánicos de menor intensidad [37], lo que produce una mejora en la resistencia a la corrosión localizada. Por otro lado, la fase $\pi\text{-Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ también es catódica con respecto a la matriz, sin embargo, es menos perjudicial que las fases mencionadas anteriormente debido a la presencia de Mg. Al contrario que las fases con Fe, la fase Mg_2Si es anódica con respecto a la matriz, lo que puede mejorar la corrosión localizada.

2.2 Aleaciones Al-Si-Cu-Mg

El Cu aumenta la resistencia de las aleaciones Al-Si-Mg, tanto en estado *as cast* como tras el tratamiento térmico, debido principalmente a la precipitación de la fase θ -Al₂Cu. Este efecto se observa no sólo a temperatura ambiente sino también a alta temperatura. Por este motivo, en los últimos años, se ha añadido Cu a este tipo de aleaciones con el objetivo de mejorar las propiedades mecánicas de las mismas y se ha observado que, en general, esta adición provoca una mejora de la resistencia aunque a expensas de la ductilidad [38].

En este apartado se analizan las aleaciones Al-Si-Cu-Mg. En primer lugar, se estudian los efectos en las propiedades resultantes de la variación de las cantidades de Cu y Mg. A continuación, se analizan los tratamientos térmicos aplicados centrándose en la etapa de solubilizado y envejecimiento. Finalmente se consideran los principales problemas que puede presentar la adición de Cu y las posibles formas de evitarlos.

2.2.1 Efecto del Cu y Mg

En este apartado se estudian las posibles formas de contrarrestar los efectos negativos de la adición de Cu, que se basan en la modificación de los rangos de los elementos mayoritarios: Cu y Mg.

➤ Cobre

Además de su efecto en las propiedades mecánicas, el Cu también afecta a la formación de porosidad como muestra la Figura 2-12 obtenida del trabajo de Shabestari *et al.* [39]. A medida que aumenta el porcentaje de Cu, mayor es la porosidad en las muestras. Esta tendencia también se observa en los trabajos Cáceres *et al.* [40] y Lu *et al.* [38]. Este fenómeno puede ser debido a dos mecanismos: en primer lugar, la adición de Cu provoca una reacción ternaria a 525 °C, lo que provoca que exista líquido ternario que solidifica cuando la mayor parte de la pieza ya es sólida y que, por tanto, existan zonas difíciles de alimentar. Por otra parte, un aumento del contenido en Cu disminuye el coeficiente de actividad del hidrógeno y con ello la solubilidad del hidrógeno en el aluminio. Debido a esto, durante la solidificación de las aleaciones que contienen Cu, la porosidad se forma rápidamente. Además, este efecto es más pronunciado en procesos donde la velocidad de solidificación es baja [39].

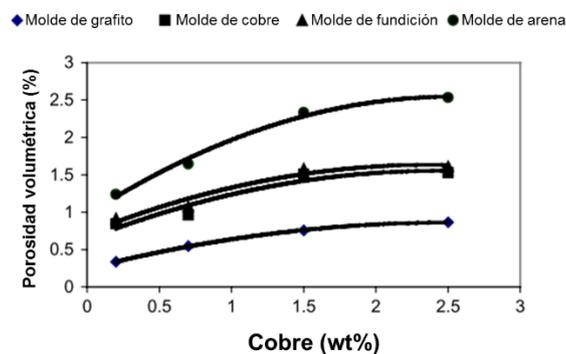


Figura 2-12. Efecto del contenido en Cu en el porcentaje de porosidad volumétrica. Basada en [39].

➤ **Magnesio**

El efecto del contenido en Mg en aleaciones Al-Si-Cu ha sido objeto de estudio de diversos trabajos de la bibliografía [41–46]. En estado *as cast*, el aumento en el contenido de Mg supone un aumento considerable del límite elástico y la tensión última de rotura y un descenso en la elongación (Figura 2-13.a). Sin embargo, existe cierta discordancia sobre el efecto del Mg en la mejora de las propiedades tras el T6. Como se puede observar en la Figura 2-13.b, tras el tratamiento T6, un aumento de Mg aumenta ligeramente el límite elástico y la tensión última de rotura tiende a disminuir, al igual que la elongación. Sin embargo, otros autores sí que han observado un aumento en la resistencia de aleaciones Al-Si-Cu-Mg al aumentar el contenido en Mg tras un tratamiento T6 [41,45,47]. A pesar de ello, el aumento de resistencia en estos casos también estaba asociado a una pérdida de ductilidad. Este fenómeno se relaciona con la precipitación de fase Q- $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ durante el envejecimiento.

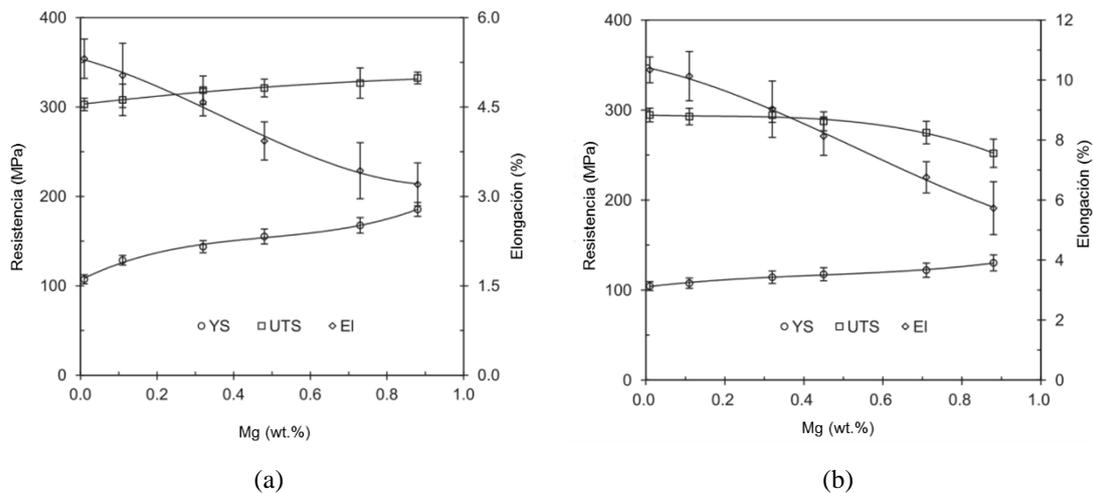


Figura 2-13. Efecto en las propiedades mecánicas del contenido en Mg en una aleación Al-9Si-3.5Cu a) *As cast* y b) *Tras T6*. Basada en [43].

Otro efecto de la adición de Mg a aleaciones Al-Si-Cu es la mejora de la respuesta al envejecimiento. Según Sjölander *et al.* [47] con la adición de 0,5 % de Mg en una aleación Al-8Si-3Cu el tiempo en alcanzar la resistencia pico disminuye de 170 a 20 h.

En este punto es importante destacar que, en aleaciones Al-Si-Mg-Cu, algunos autores [48,49] han observado que el Mg impide el efecto modificador del Sr. Esto se puede apreciar en la microestructura, que presenta unas zonas con el Si completamente modificado mientras que en otras las partículas se encuentran parcialmente modificadas (Figura 2-14). Los estudios apuntan a que este efecto puede ser debido a la precipitación de $\text{Mg}_2\text{Sr}(\text{Si},\text{Al})$ cuya formación se produce antes que la reacción eutéctica.

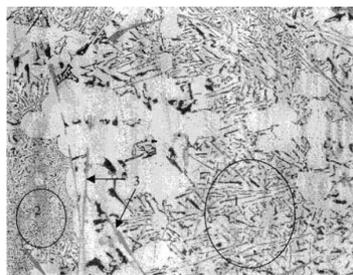


Figura 2-14. Microestructura de una aleación Al-11Si-0.8Cu-0.4Mg modificada con Sr. 1- Región eutéctica parcialmente modificada. 2- Completamente modificada [49].

2.2.2 Microestructura y fases presentes en las aleaciones Al-Si-Cu-Mg

La microestructura de las aleaciones Al-Si-Cu-Mg en estado *as cast* está formada por granos de α -Al y partículas de Si eutéctico como se puede ver en la Figura 2-15. Las fases intermetálicas se sitúan en la región interdendrítica. Dependiendo de la cantidad de los distintos elementos en la composición de la aleación pueden aparecer unas u otras y variar su cantidad. En general, las más observadas son las fases: θ -Al₂Cu, Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆, Mg₂Si, π -Al₈FeMg₃Si₆ y β -Al₅FeSi.

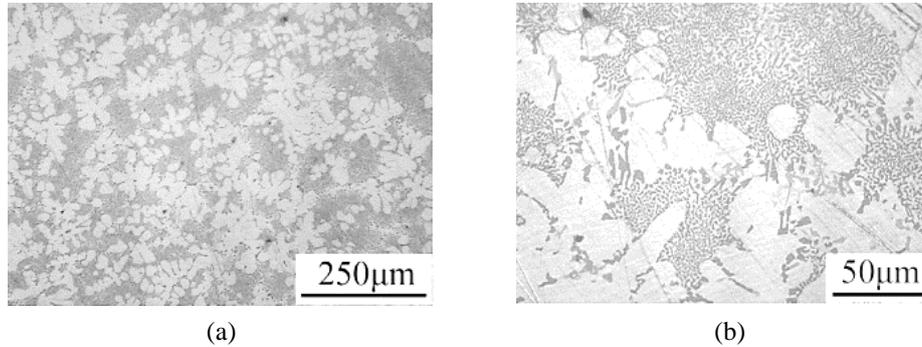


Figura 2-15. a) Microestructura de una aleación Al-11Si-0.5Cu-0.3Mg b) Zoom [38].

La aparición de unas fases u otras depende de la cantidad relativa de los elementos en la composición. La Figura 2-16 muestra el sistema Al-11Si-0.3Mg-Cu calculado con el software Panda. Como se puede observar, en una aleación Al-11Si-0.3Mg, sin Cu, el principal elemento endurecedor es la fase Mg₂Si. Al añadir Cu, aparece la fase Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆ y a medida que el contenido en Cu va aumentando, la fase Mg₂Si desaparece a expensas de la fase θ -Al₂Cu. Asimismo, al aumentar el contenido en Mg, la cantidad de las fases Q y π aumenta a la vez que se forma la fase Mg₂Si por el exceso de Mg [46].

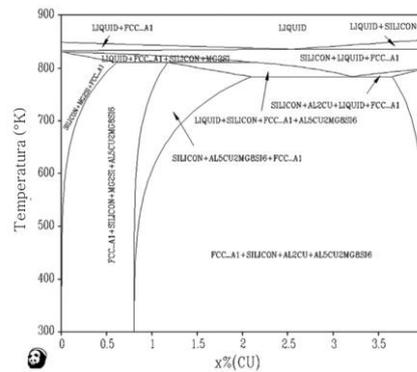
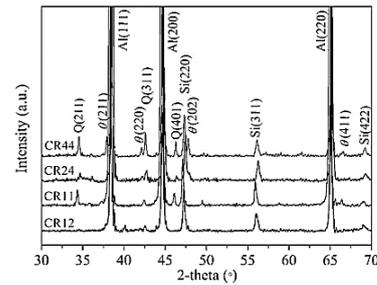


Figura 2-16. Diagrama de fase del sistema Al-11Si-0.3Mg-Cu utilizando el software Panda. Basada en [38].

El ratio entre elementos también puede influir en la cantidad total de fases presentes. En el estudio de Zheng *et al.* [50] sobre aleaciones Al-Si-Cu-Mg con distintos ratios Cu/Mg se puede observar que el ratio Cu/Mg influye en la cantidad de fases que se forman. En la Figura 2-17 se muestra la composición de las aleaciones estudiadas y sus correspondientes patrones de difracción de rayos X. Comparando los patrones de las aleaciones CR11 y CR12 se puede ver que, para un mismo contenido en Cu, un aumento en el contenido de Mg favorece la aparición de fase Q. Además, al aumentar conjuntamente el contenido en Cu y Mg (aleación CR44), la cantidad de fases θ y Q también aumenta.

Id.	Si	Cu	Mg	Ratio Cu/Mg
CR12	5.93	1.04	0.57	2
CR11	6.07	1.06	1.06	1
CR24	5.98	2.08	0.52	4
CR44	6.02	3.98	1.14	4

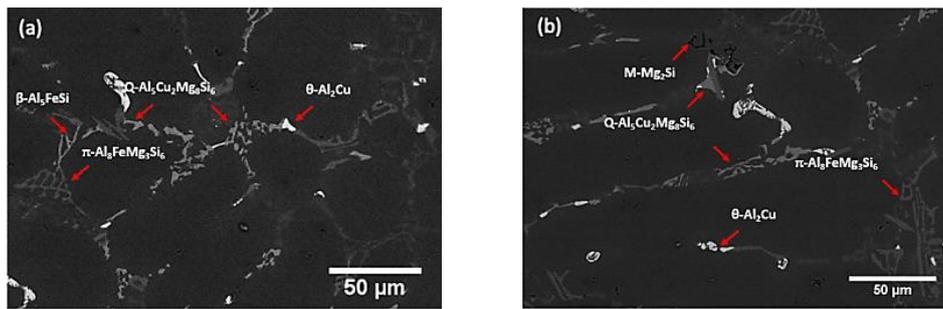


(a)

(b)

Figura 2-17. a) Composición de aleaciones Al-Si-Cu-Mg con distintos Cu/Mg ratios b) Patrones de difracción de rayos X correspondientes a estas aleaciones [50].

Con el fin de mostrar la morfología de estas fases en estado *as cast*, en la Figura 2-18 se presentan dos microestructuras de aleaciones Al-Si-Cu-Mg. Como se puede ver, la fase θ -Al₂Cu aparece en color blanco brillante y puede tener forma compacta o de eutéctico. La fase Q es de color gris y normalmente aparece asociada a la fase θ . La fase Mg₂Si tiene color negro y forma chinesca. Como consecuencia del Fe presente como impureza en las aleaciones de aluminio, aparecen las fases β -Al₅FeSi, que tiene forma de plaqueta en 3D pero en la sección metalográfica aparece como agujas y la fase π -Al₈FeMg₃Si₆ de color gris y forma chinesca.



(a)

(b)

Figura 2-18. Imágenes obtenidas con SEM mostrando las fases presentes en estado *as cast* de aleaciones a) Al-6,5Si-0,5Cu-0,3Mg y b) Al-6,5Si-0,5Cu-0,5Mg [46].

2.2.3 Tratamiento térmico de las aleaciones Al-Si-Cu-Mg

El tratamiento térmico más utilizado en las aleaciones Al-Si-Cu-Mg es el denominado T6, analizado en el apartado 2.1.3, que consta de tres etapas: solubilizado, temple y envejecimiento. A continuación se analizan en profundidad las etapas de solubilizado y envejecimiento empleadas en este tipo de aleaciones.

➤ Solubilizado

Es sabido que las fases solubles que contienen cobre en las aleaciones Al-Si-Cu-Mg son la fase θ -Al₂Cu y Q-Al₃Mg₉Si₇Cu₂. Por ello, son éstas las que se deben disolver durante el solubilizado. Para diseñar el solubilizado es importante conocer las temperaturas de formación de estas fases. En las aleaciones Al-Si-Cu-Mg, la fase θ normalmente se forma a 507 °C mientras que la fase Q aparece a 525 °C [46,51,52].

El control de la temperatura de solubilizado es muy importante ya que, en el caso de superar el punto de fusión de las fases presentes, las propiedades mecánicas se ven afectadas. Como la temperatura de fusión de la fase θ es de 507 °C, ésta es la máxima temperatura a la que puede realizarse el tratamiento de

solubilizado en estas aleaciones [53]. De hecho, siguiendo esta limitación, en la conocida aleación A319 (Al-9Si-3Cu), tradicionalmente el solubilizado se realiza a 495 °C.

Por otro lado, para conseguir las mejores propiedades mecánicas, es necesario alcanzar el máximo grado de disolución posible de ambas fases, θ y Q. Sin embargo, con la limitación en la temperatura del tratamiento fijada en 507 °C no es posible disolver la fase Q. Por este motivo, en el caso de aleaciones Al-Si-Cu-Mg, donde existe más de una fase soluble, se puede recurrir a un tratamiento de solubilizado en diferentes pasos de forma que las fases formadas a menor temperatura, la θ en este caso, se disuelven durante la primera etapa, lo que permite aumentar la temperatura del tratamiento en una segunda etapa para disolver las fases más estables, la Q en este caso. El resultado es un alto grado de disolución de ambas fases.

Siguiendo esta línea, Sokolowski *et al.* [54] utilizaron un doble solubilizado consistente en una primera etapa a 495 °C/8 h seguida de una segunda etapa a 520 °C/2 h en una aleación A319 y observaron que, con respecto a un solubilizado simple, con el doble solubilizado la disolución de elementos en la matriz de Al era mayor, se aumentaba la homogeneidad de la aleación y esto se traducía en una mejora de la resistencia y la ductilidad.

En cuanto al tiempo necesario para la completa disolución de las fases, hay cierta controversia. Esto se debe a que el tamaño de la microestructura se debe tener en cuenta a la hora de diseñar el tratamiento térmico ya que las microestructuras gruesas (valores de SDAS altos), que son el resultado de bajas velocidades de enfriamiento, requieren mayores tiempos de solubilizado. El motivo es que las fases intermetálicas en estas microestructuras son de mayor tamaño y por ello, más difíciles de disolver. Como un ejemplo de este fenómeno, Sjölander [55] observó que en una aleación A319 reduciendo el SDAS de 60 a 10 μm , el tiempo necesario para disolver la fase θ se reducía de 8-12 h a 10-30 min.

La presencia de otros elementos de aleación también afecta al tiempo de solubilizado. En lo que se refiere a la fase θ , según Sjölander [55], en una aleación A319 se puede alcanzar su completa disolución en un rango de temperaturas de entre 490-505 °C y por tiempos comprendidos entre 8-12 h para un SDAS de 40-60 μm . Sin embargo, Lombardi *et al.* [56] tras un solubilizado a 500 °C durante 8 h en una aleación Al-8Si-2,7Cu-0,3Mg, no alcanzaron la completa disolución de la fase θ en SDAS comprendidos entre 18-35 μm . Esto indica que la adición de Mg puede afectar al tiempo necesario de disolución de la fase θ .

Por otro lado, en lo relativo a la fase Q, en aleaciones con contenidos en Cu cercanos al 4 %, comienza a disolverse a partir de 530 °C [55]. En cuanto a aleaciones con menores contenidos en Cu, Zheng *et al.* [57] consiguen buenos resultados a tracción en aleaciones Al-6Si-2Cu-0.5Mg aplicando un solubilizado en dos etapas: la primera a 470 °C durante 6 h y la segunda a 530 °C durante 2 h, pero no hacen referencia al grado de disolución de las fases tras el tratamiento.

Junto con la disolución de las fases, otro de los objetivos del solubilizado es la globulización del Si eutéctico que depende fuertemente de la microestructura en estado *as-cast*, pero también de la temperatura a la que se realice el tratamiento. Un ejemplo se encuentra en el trabajo de Costa *et al.* [58] donde estudiaron la globulización de las partículas de Si en una aleación Al-5,5Si-3Cu y comprobaron que cuanto mayor era el tiempo de solubilizado, mayor era el número de partículas con forma esférica resultante al final del tratamiento. Además, tomando un tiempo de solubilizado fijo, la cantidad de partículas esféricas disminuía a medida que la microestructura se engrosaba.

➤ Envejecimiento

La resistencia tras el tratamiento térmico en aleaciones Al-Si-Cu-Mg es mucho mayor que la obtenida en aleaciones Al-Si-Mg. Además, la capacidad de respuesta al envejecimiento, que se puede medir como la

diferencia en valores de dureza entre las muestras tras el temple y tras el envejecimiento, también aumenta al incorporar Mg a una aleación Al-Si-Cu.

En aleaciones Al-Si-Cu-Mg se han observado distintas combinaciones de precipitados que aportan la resistencia en esta condición. El tipo de precipitados depende de la composición de la aleación, del historial térmico y del envejecimiento aplicado. Los precipitados que pueden aparecer en esta condición son Mg_2Si , θ y Q y lo hacen de forma combinada, pudiendo aparecer bien Mg_2Si y θ o bien θ y Q. Los trabajos de Wang *et al.* [59] y Li *et al.* [60] son dos claros ejemplos. En ambos casos añadieron las mismas cantidades de Cu (0-4 %) a aleaciones Al-Si-Mg, con ligeras variaciones en los porcentajes de Si y Mg, y estudiaron la respuesta al envejecimiento. Cabe destacar que las temperaturas y tiempos de solubilizado eran distintas en ambos casos así como la temperatura de envejecimiento, que era de 160 °C en el caso de Wang y 175 °C para el caso de Li. Según Li *et al.*, el tiempo en alcanzar la resistencia pico es el mismo en aleaciones Al-Si-Mg y Al-Si-Cu-Mg (Figura 2-19.a), lo que indica que los precipitados son los mismos en ambas aleaciones. Sin embargo, según Wang *et al.*, el tiempo en alcanzar la resistencia máxima es menor en las aleaciones Al-Si-Mg (Figura 2-19.b), lo que indica un cambio en la secuencia de precipitación como consecuencia de la adición de Cu.

Según los resultados obtenidos con TEM, en la máxima condición de resistencia, Li *et al.* observaron los precipitados Mg_2Si y θ y una pequeña cantidad de Q. Por otro lado, Wang *et al.* confirmaron que en su caso se trataba básicamente de los precipitados Q en las aleaciones con 1 % de Cu y de Q junto con θ en las aleaciones con 3 % de Cu. De ambas investigaciones se concluye que tanto la fase Mg_2Si como la Q se pueden formar durante el envejecimiento artificial y esto depende del historial térmico de la aleación. Además, el tiempo en alcanzar la máxima resistencia es menor en el caso de formarse Mg_2Si .

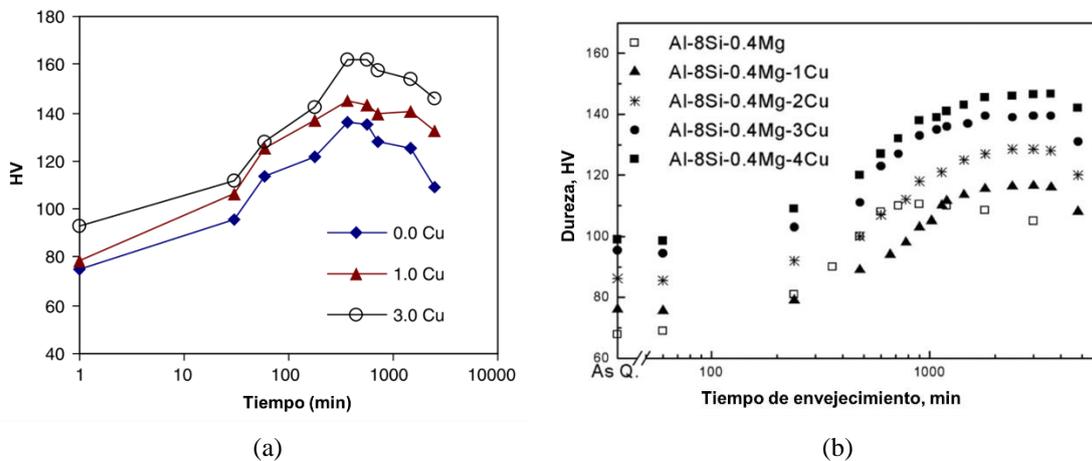


Figura 2-19. Curvas de envejecimiento de aleaciones Al-Si-Mg con distintas adiciones de Cu. a) Al-7Si-0.5Mg basada en [60] y b) Al-8Si-0.4Mg. Basada en [59].

En cuanto a la influencia del envejecimiento en las propiedades mecánicas resultantes, en la Figura 2-20 extraída del trabajo de Sjölander *et al.* [47] se muestra el límite elástico y la resistencia máxima de una aleación Al-8Si-3Cu-0,5Mg envejecida a dos temperaturas distintas: 170 y 210 °C. El límite elástico máximo alcanzado para una temperatura de envejecimiento de 210 °C es 25 MPa menor que el obtenido a una temperatura de 170 °C. Este descenso en el límite elástico al aumentar la temperatura de envejecimiento ya ha sido observado por otros autores y se puede deber a la formación de una mayor fracción de fase Q o de precipitados de mayor tamaño a altas temperaturas de envejecimiento. En lo relativo a elongación, en la microestructura más fina, aumenta al alcanzar el sobre-envejecimiento, tendencia que ha sido observada en otras aleaciones de la familia 319. En cambio, en las dos microestructuras más gruesas los valores de elongación son bajos para tiempos comprendidos entre 10-100 h, lo que se corresponde con altos valores

de límite elástico. La posible causa de estos bajos valores está relacionada con la presencia de fases intermetálicas de mayor tamaño, que no se disuelven tras el tratamiento.

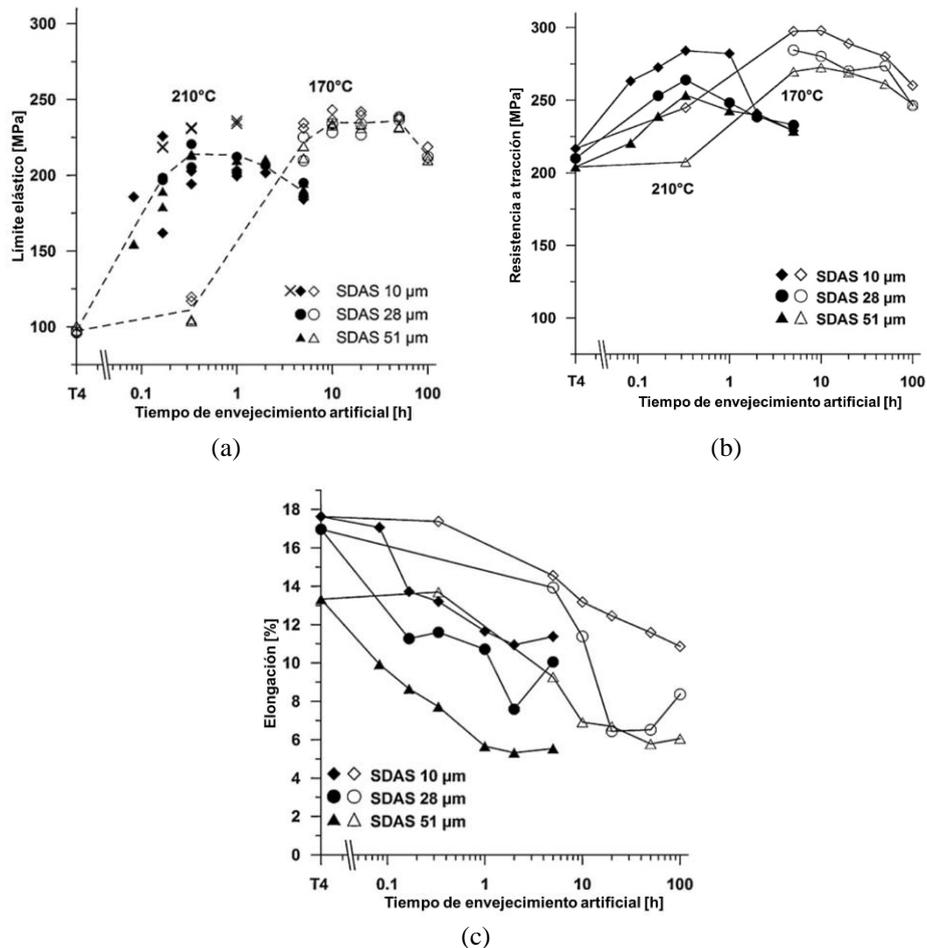


Figura 2-20. Propiedades mecánicas de aleaciones Al-8Si-3Cu-0.5Mg envejecidas a 170°C (símbolos abiertos) y 210°C (símbolos cerrados) a) Límite elástico b) Resistencia máxima c) Elongación. Basados en [47].

➤ **Ejemplos de tratamientos térmicos aplicados a aleaciones Al-Si-Cu-Mg y propiedades resultantes.**

A modo de resumen se ha elaborado la Tabla 2-3 con distintos ejemplos de aleaciones Al-Si-Cu-Mg extraídas de la bibliografía consultada. En cada aleación se indican los porcentajes de los elementos de aleación, el tratamiento térmico aplicado y las propiedades mecánicas obtenidas. También se ha incluido el SDAS que, como se ha confirmado en distintos estudios, influye en la fracción, tamaño y morfología de los intermetálicos, así como en la porosidad y en la modificación del Si eutéctico, factores que afectan a las propiedades mecánicas [61–63].

Las aleaciones de la Tabla 2-3 presentan porcentajes de Si comprendidos entre 10-7 %, el Cu entre 1-2,3 % y el Mg entre 0,3 y 0,6 %. Entre los tratamientos de solubilizado utilizados, se incluye el doble solubilizado, que en principio consigue mayor disolución de las fases y homogenización de la aleación, mientras que otros optan por el tradicional (495 °C/8 h) que se utiliza en la aleación A319. Llama la atención varios solubilizados en los que la temperatura supera los 507°C, que es la temperatura teórica límite para evitar la fusión de las fases. En lo referente al envejecimiento, las temperaturas utilizadas se sitúan entre los 170 y 210 °C y los tiempos varían entre 1 y 10h.

Tabla 2-3. Aleaciones Al-Si-Cu-Mg extraídas de bibliografía, tratamiento térmico aplicado y propiedades mecánicas resultantes.

Ref.	Si	Cu	Mg	Otro	S D A S	Solubilizado	Envejecimiento	UTS (MPa)	A (%)
Ceschini 2009 [19]	10	2,3	0,3	0,05 Mn	20	496 °C/6h	175 °C/8h	360	7
Zheng 2016 [57]	6	2	0,5		15	470 °C/6h +530 °C/2h	180 °C/6h +200 °C/1h	350	5
Sandoval 2014 [64]	9	1,8	0,6	0,08 Mn	15	495 °C/8h	170 °C/10h	380	2
Shaha 2016 [65]	7	1	0,5	0,12 Mn	20	510 °C/0,5h +525 °C/4,5h	200 °C/1h	355	13
Mohamed 2013 [66]	9	1,8	0,5		15	495 °C/8h	190 °C/2h	340	-
Ceschini 2015 [62]	8,5	1,5	0,4	HIP*	20	515 °C/10h	210 °C/6h	346	6

Teniendo en cuenta las propiedades a tracción de la aleación A356 en BP (resistencia máxima de 300 MPa y alargamiento de 7 %), se puede ver que, en la mayoría de los casos, las aleaciones Al-Si-Cu-Mg de la tabla igualan o superan estos valores, independientemente del tratamiento térmico aplicado. Asimismo, atendiendo a la elongación, que es la propiedad perjudicada al incorporar Cu a las aleaciones Al-Si-Mg, se puede ver que los valores más elevados se consiguen con el doble solubilizado incluso en muestras con 2 % de Cu. Cabe mencionar que estas altas propiedades mecánicas están asociadas a unos valores de SDAS menores de 25 μm . Teniendo en cuenta que un menor tamaño de SDAS proporciona una mejora en las propiedades mecánicas y que los componentes reales pueden presentar zonas con tamaños de hasta 40 μm , uno de los retos que se plantea es conseguir mejorar las propiedades de la aleación A356 en tamaños de SDAS más cercanos a 40 μm .

2.2.4 Posibles problemas asociados a las aleaciones Al-Si-Cu-Mg.

Como se ha indicado, las aleaciones Al-Si-Cu-Mg son unas buenas candidatas para mejorar las propiedades mecánicas de la aleación A356 incluso a altas temperaturas. Sin embargo, la presencia de Cu provoca que estas aleaciones sean más propensas al agrietamiento en caliente y a la IGC [50]. A continuación se hace un estudio más detallado de cada fenómeno.

➤ Corrosión

En las aleaciones de fundición de aluminio de la serie 3xx (silicio y cobre o magnesio) el contenido en cobre afecta a la resistencia a la corrosión de las mismas. En concreto, el cobre juega un papel fundamental en la susceptibilidad a la IGC de las aleaciones de aluminio. Esta relación se atribuye al carácter noble del cobre y las fases que forma, que causan celdas galvánicas con la matriz circundante [67]. Como ejemplo, en el trabajo de Singh *et al.* [24] se cuantificó el efecto de la adición de Cu en la corrosión de la aleación A356 respecto a la adición de Mg o Si. Atendiendo a los resultados, la corrosión del material es diez veces mayor en el caso de añadir Cu, con respecto a adiciones equivalentes de los otros elementos.

En cuanto al efecto del contenido en Cu, A. Hossain *et al.* [68] investigaron la adición de distintas cantidades de Cu en una aleación Al-6Si-0.5Mg. De acuerdo a las curvas de polarización, las muestras con 2 y 4 % de contenido en cobre eran más propensas a la corrosión que las otras muestras estudiadas (0,5 y 1 %) y la

forma de corrosión era principalmente por picadura. Lo que indica que al aumentar el contenido en Cu, la susceptibilidad a la corrosión de la aleación aumenta.

El tratamiento térmico es una variable que también influye en la resistencia a la IGC ya que modifica la precipitación de fases en los límites de grano durante el envejecimiento, especialmente en la condición óptima de resistencia [69]. En el trabajo de Svenningsen *et al.* [69] en una aleación Al-Mg-Si con un contenido en cobre $\leq 0,12$ %, la susceptibilidad a la corrosión se reducía después del templado, dando lugar a muestras resistentes a la corrosión. Sin embargo, la susceptibilidad aparecía ligeramente después del envejecimiento.

Un sobrevejecimiento puede reducir e incluso eliminar esta susceptibilidad pero también conlleva una reducción en las propiedades mecánicas de la aleación. En esta línea, El-Menshawey *et al.* [70] observaron en su estudio sobre la aleación 6061 (Al-Mg-Cu-Si) que la IGC era el principal mecanismo de corrosión en muestras con tiempos de envejecimiento menores al óptimo. Por el contrario, las muestras sobrevejecidas manifestaban corrosión por picadura. H. Li *et al.* [71] confirmaron este comportamiento y además descubrieron que la IGC vuelve a aparecer después de un sobrevejecimiento severo por la formación de precipitados de fase Q en las vecindades de los límites de grano, que aceleran la disolución de las zonas anódicas.

➤ **Agrietamiento en caliente**

La introducción de Cu a una aleación Al-Si-Mg produce una disminución del punto de fusión y la temperatura eutéctica, y por tanto, aumenta el rango de solidificación de la aleación resultante. Como se ha explicado, altos rangos de solidificación fomentan la aparición del agrietamiento en caliente. Una forma de compensar este fenómeno es aumentar el contenido en Si, de esta forma, se disminuye el rango de solidificación y, además, se aumenta la fracción de eutéctico, ambos efectos positivos para combatir el agrietamiento en caliente. Un ejemplo de esta mejora se observa por ejemplo en el trabajo de Nabawy *et al.* [32], en el que aumentaron el contenido en Si en una aleación Al-2Cu-1Si reduciendo con ello el agrietamiento en caliente.

2.3 Aleaciones de forja

Las aleaciones de aluminio de forja son ampliamente utilizadas en componentes estructurales debido a sus buenas propiedades mecánicas. Como muestra de ello, en la Tabla 2-4 se presenta la resistencia a tracción de varias familias de aleaciones de forja y de la aleación A356. Como se puede ver, esta propiedad es ampliamente superior en las aleaciones de forja de las familias 6xxx y 7xxx, siendo mayor en el caso de la familia 7xxx.

Tabla 2-4. Rango de resistencias a tracción de las familias 6xxx y 7xxx de aluminio para forja [30].

Designación	Composición	Condición	Resistencia a tracción (MPa)
6xxx	Al-Mg-Si	Tratada térmicamente	150-380
7xxx	Al-Zn-Mg	Tratada térmicamente	380-520
7xxx	Al-Zn-Mg-Cu	Tratada térmicamente	520-620
A356	Al-Si-Mg	Tratada térmicamente	260

Con la finalidad de obtener componentes fundidos que presenten un comportamiento equiparable al de los componentes forjados, distintos autores de la bibliografía consultada han fundido aleaciones de forja, bien

mediante técnicas especiales de fusión y moldeo, debido a la baja colabilidad de las aleaciones, o bien mediante la adaptación de las composiciones de las aleaciones de forja para que sean fácilmente colables.

Siguiendo esta última vía, se presentan los trabajos recogidos en la Tabla 2-5 donde se resumen las composiciones, tratamientos aplicados y propiedades obtenidas en aleaciones tradicionales de forja utilizadas en fundición. Como puede observarse, la mayoría de trabajos se centran en aleaciones Al-Zn-Mg con y sin cobre, es decir, aleaciones base de la familia 7xxx. Como se muestra en la Tabla 2-5, las propiedades alcanzadas por estas aleaciones superan (algunas incluso sin tratamiento térmico) las propias de la aleación A356. Cabe destacar que estos trabajos son bastante recientes y por tanto, mediante la modificación de la composición y el tratamiento térmico, pueden mejorarse aún más las propiedades de estas aleaciones.

Tabla 2-5. Ejemplos de composiciones y tratamientos aplicados a aleaciones de forja utilizadas en fundición.

Autor	Zn	Mg	Cu	Otros	T.T.		Propiedades		
					S	E	R _{0,2}	UTS	E
Shin [72]	20-45	-	3	0,5Si	<i>As cast</i>	<i>As cast</i>	402 (45Zn)	455 (45Zn)	4,5 (20Zn)
Pourkia [73]	12	3	2,5		455°C 24h	120°C 24h	-	350	1,2
Senkov [74]	7	2,3	1,6	0,3Mn, 0,1Zr	460°C 48h	120°C 19h	290	380	6
Shin [75]	6	1,3- 1,5	-	0,1Ti 0,1Zr	480°C 1h	150°C 3h	-	380	11
Yan [76]	3,5	10	-	2,7Si, 0,1Mn	490°C 30min	180°C 60min	320	420	4,5

En base a esto, en el presente apartado se analiza el efecto de los aleantes mayoritarios de la familia 7xxx (Zn y Mg) en estas aleaciones y se estudia la posibilidad de añadir elementos aleantes en pequeñas proporciones para mejorar las propiedades mecánicas y la colabilidad. Asimismo, se presentan los tratamientos térmicos más utilizados en estas aleaciones y los posibles problemas que pueden presentar.

2.3.1 Efecto de los elementos aleantes

En este apartado se estudia el efecto de los rangos de elementos mayoritarios presentes en la composición de aleaciones Al-Zn-Mg-Cu, así como las mejoras que se pueden conseguir añadiendo algunos elementos minoritarios. Finalmente se presentan los elementos que se consideran impureza en este tipo de aleaciones y su efecto en las propiedades mecánicas.

➤ Mayoritarios

Zinc y Magnesio

En aleaciones Al-Zn-Mg-Cu para forja, las propiedades vienen controladas por la cantidad total de Mg+Zn+Cu [77]:

- Cuando el total es superior al 9 %, prevalece una alta resistencia mientras que la conformabilidad, soldabilidad y resistencia a la corrosión se subordinan a ella.
- Con un total de 6 a 8 %, la resistencia todavía es alta y poseen mejor conformabilidad y soldabilidad.

- Con un contenido inferior a 5-6 % la fabricabilidad cobra importancia y la susceptibilidad a la corrosión bajo tensión tiende a desaparecer.

En las aleaciones sin Cu, en las que la cantidad de Zn es mayor que la de Mg, el ratio Zn:Mg también debe tenerse en cuenta, ya que al disminuirlo se aumenta la resistencia y el límite elástico, como consecuencia de un aumento del número de precipitados η -MgZn₂ tras el tratamiento térmico (Figura 2-21.b, c y d). Sin embargo, la disminución de este ratio Zn:Mg también acarrea una disminución de la elongación y la resistencia a la corrosión (Figura 2-21.a) [75,78].

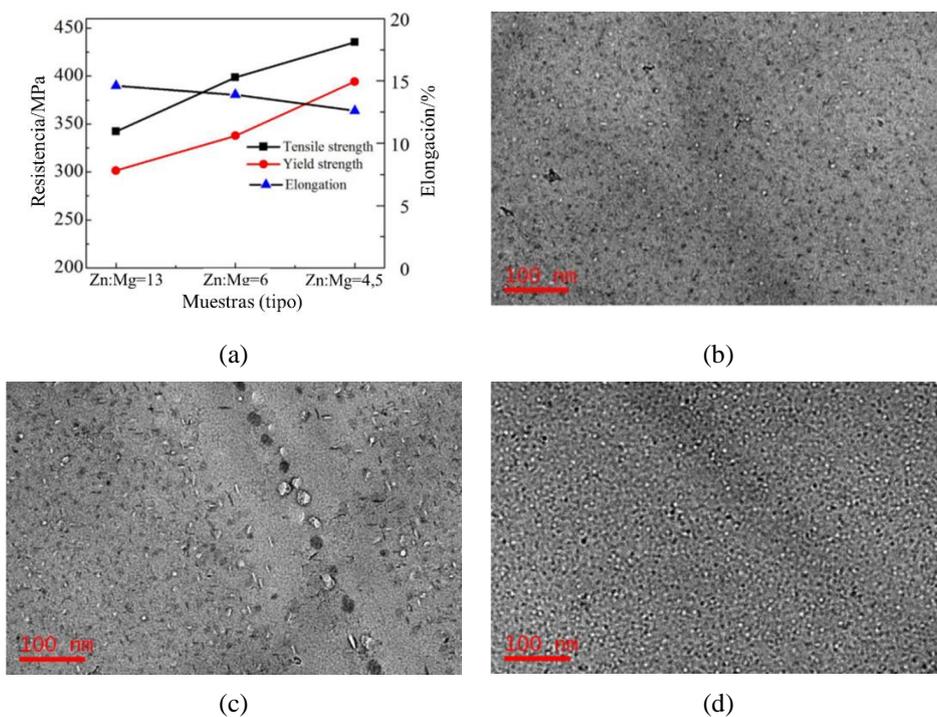


Figura 2-21. a) Propiedades a tracción en aleaciones Al-Zn-Mg en función del ratio Zn:Mg. b, c y d) Densidad de precipitados en aleaciones con ratio Zn:Mg de 13, 6 y 4,5 respectivamente. Basado en [78].

Cobre

La adición de Cu tiene un efecto similar al causado por la adición de la misma cantidad de Zn. Por lo tanto, se puede esperar que una aleación Al-Zn-Mg con cobre tenga propiedades similares a las de una aleación sin cobre con un contenido de zinc igual al contenido de zinc más cobre. En la Tabla 2-6 se muestran las propiedades a tracción de las aleaciones de forja 7005 (Al-4,5Zn-1,4Mg) y 7129 (Al-4,7Zn-1,6Mg-0,7Cu) cuya principal diferencia en composición es la presencia de Cu. Como se puede ver, al igual que sucede en las aleaciones Al-Si-Mg, la adición de Cu mejora la resistencia y límite elástico, pero, por el contrario, disminuye la elongación.

Tabla 2-6. Composición y propiedades a tracción de las aleaciones de forja 7005 y 7129.

Designación	Zn	Mg	Cu	R (MPa)	R _{0,2} (MPa)	A (%)
7005	4,5	1,4	-	350	290	13
7129	4,7	1,6	0,7	430	380	9

Sin embargo, la mejora en la resistencia depende de la cantidad de Cu que se incorpora. En el trabajo de C. Feng [79], en aleaciones Al-8Zn-2,3Mg-0,2Zr, la adición de 1,7 % de Cu proporcionaba mejores

propiedades a tracción que la adición de 2,6 %. La explicación es que en contenidos de Cu menores a 2-2,5 %, el Cu se disuelve en la matriz y contribuye a mejorar las propiedades mecánicas. Por el contrario, cuando su contenido supera este valor, se forma la fase S-Al₂CuMg, que consume un alto porcentaje de Cu y Mg tras el temple, por lo que se forman menos precipitados endurecedores η , lo que se traduce en una menor resistencia.

➤ **Minoritarios**

Titanio

La adición de refinadores de grano Al-Ti en aleaciones Al-Zn-Mg-Cu provoca la aparición de una microestructura más fina formada por granos equiaxiales, que mejora las propiedades mecánicas y reduce la segregación. Como consecuencia del refinamiento de grano también se reduce el agrietamiento en caliente [80] lo que es especialmente importante en el caso de utilizar estas aleaciones en procesos de fundición. Shin *et al.* [75] comprobaron que la adición de Ti eliminaba las grietas producidas por agrietamiento en caliente en una aleación Al-6Zn-1,3Mg-0,1Zr-xTi colada, lo que se debía principalmente a un aumento de la fluidez de la aleación.

Zirconio

El zirconio añadido a aleaciones de aluminio de forja aumenta la resistencia mecánica de las mismas por la formación de precipitados finos (Al₃Zr), reduce la sensibilidad al temple y la tendencia al agrietamiento en caliente en aleaciones de la serie 7xxx. Sin embargo, es relativamente inefectivo en el refinamiento de grano comparado con el titanio [75].

Las propiedades resultantes dependen de la cantidad de zirconio añadida. Hasta 0,15 % se forma la fase Al₃Zr metaestable, que es fina y coherente con la matriz. Por ello, es muy efectiva en aumentar la resistencia mecánica. Por el contrario, si la cantidad supera el 0,2 %, se forma una fase Al₃Zr gruesa en el material *as-cast* y las propiedades mecánicas de la aleación empeoran [81,82]. La adición de Zr también mejora el comportamiento a corrosión de las aleaciones Al-Zn-Mg, ya que crea zonas de libre precipitación y disminuye el potencial electroquímico entre el límite y el interior del grano, previniendo una posible reacción anódica [83].

➤ **Impureza**

Silicio

En las tradicionales aleaciones de forja de la familia Al-Zn-Mg, el Si se considera un elemento impureza a evitar porque al añadirlo, éste se combina preferentemente con el Mg dando lugar a la fase Mg₂Si. Debido a esto, la cantidad de fase η -MgZn₂, que es el principal precipitado endurecedor en estas aleaciones, disminuye, lo que provoca una pérdida de resistencia en las aleaciones [84]. Además, la fase Mg₂Si tiene una forma chinesca, que, al no disolverse durante los tratamientos habitualmente aplicados, facilita la aparición de microgrietas y es la responsable de la pérdida de ductilidad [85].

Sin embargo, es sabido que este elemento aumenta la colabilidad en aleaciones de aluminio, de hecho, es el aleante mayoritario en las tradicionales aleaciones de fundición. Por este motivo, en algunos trabajos de la bibliografía se ha estudiado su efecto como aleante en el desarrollo de aleaciones de forja aplicadas a fundición. Los resultados muestran que, efectivamente, en aleaciones Al-Zn-Mg la adición de Si mejora la

colabilidad, ya que disminuye el rango de solidificación de las aleaciones [84,86]. No obstante, todos los estudios apuntan a que la adición de Si reduce las propiedades a tracción [75,84,87].

Hierro

El hierro siempre está presente como impureza en las aleaciones de aluminio. En productos de forja produce un descenso en la resistencia, elongación y tenacidad a la fractura por la formación de $Al_{13}Fe_4$, cuya forma es alargada. Debido a su naturaleza frágil, provoca una pérdida acusada de ductilidad en la aleación [77]. Afortunadamente, al igual que en las aleaciones Al-Si, la morfología de esta fase se puede modificar dando lugar a una forma más china, que no es tan perjudicial para la ductilidad, mediante la adición de Mn.

2.3.2 Microestructura de las aleaciones de forja fundibles

La microestructura de estas aleaciones consiste en una matriz de aluminio en la que se encuentran otras fases dispersas. En la Figura 2-22 se muestra como ejemplo la microestructura de una aleación Al-Zn-Mg en condición de *as cast*. Las zonas blancas se corresponden con los granos de α -Al y las zonas grises indican los bordes de grano donde se encuentran las fases intermetálicas.

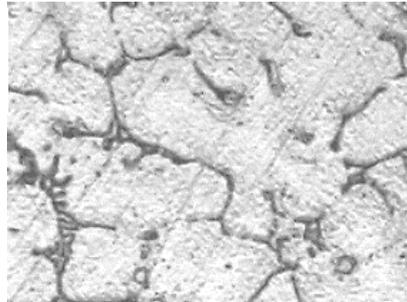


Figura 2-22. Microestructura de una aleación Al-5,5Zn-2,5Mg-1,5Cu *as cast* [84] .

En las aleaciones Al-Zn-Mg *as cast*, el ratio Zn:Mg determina la naturaleza de las fases presentes en la microestructura. Con un ratio Zn:Mg bajo, la fase predominante es la T- $Al_2Mg_3Zn_3$ mientras que si el ratio es superior a 2, se forma la fase $MgZn_2$. Es preferible obtener la η ya que es el principal elemento endurecedor. Además, el aumento de otros elementos de aleación también influye en la presencia de las dos fases mencionadas. Por ejemplo, el aumento de 0,1 a 0,2 % Ti en una aleación produce la desaparición de la fase T [75].

En la Figura 2-23 se muestra la morfología de las fases presentes en una aleación base Al-6Zn-1,3Mg. Como se puede observar la fase T- $AlMgZn$ aparece en color blanco y tiene forma de eutéctico. La fase $Al_{13}Fe_4$ es más grisácea y alargada y la fase $MgZn_2$ tiene un color blanco brillante y se sitúa preferencialmente en los bordes de grano.

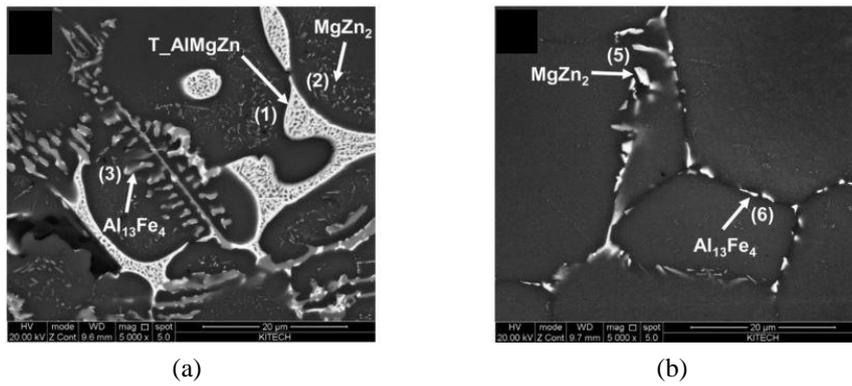


Figura 2-23. Microestructura as cast obtenida con SEM de una aleación Al-6Zn-1,3Mg con a) 0,1 % Ti b) 0,2 %Ti [75].

En aleaciones Al-Zn-Mg con cobre se desarrollan una gran variedad de fases debido a la alta solubilidad del Cu en los precipitados. Además de fases minoritarias como θ -Al₂Cu y Z-Mg₂Zn₁₁, la microestructura resultante se caracteriza por contener las fases η -MgZn₂, T-AlMgZn, S-Al₂CuMg y, en presencia de Fe, Al₇Cu₂Fe (Figura 2-24). La cantidad de Cu presente en la aleación afecta a la cantidad total de cada fase. Por ejemplo, según los cálculos termodinámicos de X. Li *et al.* [88] en una aleación Al-6.1Zn-2.3Mg, al aumentar el contenido en Cu la cantidad de fase S aumenta. Lo mismo ocurre con la fase η hasta un contenido en Cu de 1,4 %. Con contenidos en Cu superiores al 2 %, por el contrario, se forma la fase Al₇Cu₂Fe. En cambio, la fase T se reduce al aumentar el contenido en Cu y su presencia depende en gran medida del ratio Zn:Mg. Cabe mencionar que las fases T y S afectan negativamente a las propiedades de fractura por lo que el diseño de aleaciones debe orientarse a evitar su aparición [89].

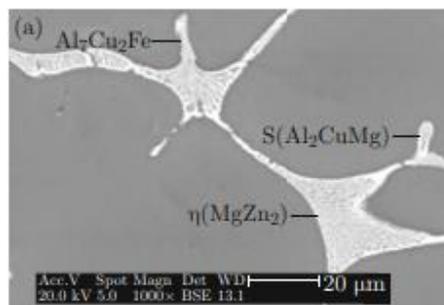


Figura 2-24. Morfología de las fases η -MgZn₂, S (Al₂CuMg) y Al₇Cu₂Fe [88].

En presencia de Si, éste se combina con el Mg y se forma la fase Mg₂Si (Figura 2-25) de color negro y forma chinesca. Como consecuencia, la cantidad de fase η -MgZn₂ se reduce, lo que provoca la disminución de propiedades mecánicas.

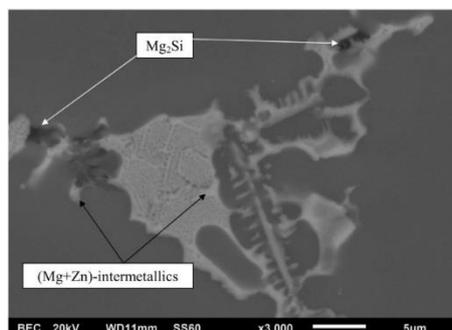


Figura 2-25. Microestructura as cast obtenida con SEM de una aleación Al-4.8Zn-2.7Mg-0.13Si rheo-high pressure die cast [90].

2.3.3 Tratamiento térmico de las aleaciones Al-Zn-Mg

Las aleaciones de la serie 7xxx (Al-Zn-Mg-Cu) son tratables térmicamente y el tratamiento más utilizado es el denominado T6. Las temperaturas de solubilizado de estas aleaciones se sitúan entre 464-515 °C mientras que los envejecimientos se llevan a cabo, en general, a 120 °C durante 24 h [28].

El objetivo del tratamiento térmico en estas aleaciones es la disolución y precipitación de la fase η -MgZn₂ cuya temperatura de formación es 478 °C [91]. En las aleaciones de forja, la cantidad remanente de esta fase tras las etapas previas a alta temperatura logra disolverse tras 5 minutos a 475 °C. Esto se debe a la alta difusividad del Mg y Zn. Como la fase T-AlMgZn también tiene presentes estos elementos en su composición, es igualmente fácil de disolver. Por el contrario, en aleaciones con Cu, la fase S-Al₂CuMg es más complicada de solubilizar ya que su temperatura de formación es superior (500 °C) y el cobre se disuelve más lentamente [91]. Por este motivo, en aleaciones con presencia de cobre, el tiempo del tratamiento puede aumentar hasta 6 h con respecto a aleaciones sin cobre [92].

En la Tabla 2-7 se presentan los distintos tratamientos térmicos aplicados a aleaciones Al-Zn-Mg-(Cu) conformadas mediante distintos procesos. Es importante destacar que en los procesos de forja existen unas etapas a alta temperatura previas al tratamiento de disolución que pueden comenzar a disolver las fases formadas durante la solidificación y permiten acortar los tiempos de solubilizado, comparándolos con los que se aplicarían en piezas fundidas. Como se puede observar, las temperaturas de solubilizado para las aleaciones con Cu son más elevadas y los tiempos más prolongados, lo que concuerda con lo explicado anteriormente. Sin embargo, al eliminar el cobre de la aleación, se puede reducir el tiempo de tratamiento a 30-60 minutos en aleaciones adaptadas a fundición. En cuanto al envejecimiento, las temperaturas varían entre 120-180 °C y en presencia de Cu los tiempos también aumentan.

Tabla 2-7. Tratamientos térmicos aplicados a aleaciones de la serie 7xxx.

Autor	Aleación	Proceso de conformado	T.T.	
			Solubilizado	Envejecimiento
ASM Handbook	7075 (Al-Zn-Mg-Cu)	Forja	480 C	120 °C/24 h
S. Chayong [93]	7075 (Al-Zn-Mg-Cu)	Thixoforming	465 °C/16 h	125 °C/24 h
Bishop [94]	7075 (Al-Zn-Mg-Cu)	Pulvimetalurgia	470 °C	125 °C/24 h
R. G hiaasiaan [95]	7050 (Al-Zn-Mg-Cu)	Controlled Diffusion Solidification	477 °C/24 h	120 °C/6 h+ 180 °C/12 h
Pourkia [73]	Al-12Zn-3Mg-2,5Cu	Fundición	455 °C/24 h	120 °C/24 h
Senkov [74]	Al-7Zn-2,3Mg-1,6Cu	Fundición	460 °C/48 h	120 °C/19 h
Shin [75]	Al-6Zn-1,3Mg	Fundición	480 °C/1 h	150 °C/3 h
Yan [76]	Al-3,5Zn-10Mg	Fundición	490 °C/ 30 min	180 °C/ 60 min

2.3.4 Posibles problemas asociados a las aleaciones Al-Zn-Mg.

➤ Corrosión en las aleaciones Al-Zn-Mg

Las aleaciones de la serie 7xxx son susceptibles a la corrosión localizada como la corrosión por picadura o IGC, especialmente las aleaciones con altos contenidos en Zn y Mg que presentan una baja resistencia frente a este fenómeno. Básicamente esto se debe a las diferencias en los potenciales electroquímicos entre

la matriz y las fases intermetálicas, que provocan que los límites de grano sean zonas susceptibles a presentar corrosión.

Al disminuir el tamaño de grano se consigue disminuir la velocidad de corrosión de las aleaciones de aluminio [96,97]. Por este motivo, las adiciones de elementos que refinan el tamaño de grano, como son el Ti y el Zr, pueden aumentar la resistencia a la corrosión de estas aleaciones [83,98,99].

Dependiendo de los porcentajes de Zn y Mg, en aleaciones Al-Zn-Mg puede aparecer la denominada fase T ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$). De ser así, la precipitación de esta fase mejora la resistencia a la IGC en aleaciones Al-Mg-Zn (con mayor cantidad de Mg con respecto al Zn) [100,101].

Por otro lado, en las aleaciones de la serie 7xxx que contienen Cu, la susceptibilidad a la corrosión de las mismas se ve afectada. Esto se debe a que las fases que contienen Cu son catódicas con respecto a la matriz, lo que provoca picaduras en las regiones cercanas a estos intermetálicos [102].

En cuanto a la adición de Si, se han encontrado pocos estudios en los que se analice el efecto de este elemento en la corrosión de esta familia de aleaciones y, además, los resultados que obtienen son contradictorios. Según Fridlyander *et al.* [103], la adición de Si empeora el comportamiento a corrosión respecto de una aleación base Al-Zn-Mg-Cu mientras que Kim *et al.* [104] sostienen que la adición de Si en estas aleaciones mejora el comportamiento a corrosión en comparación con la aleación base.

➤ **Fluidez y agrietamiento en caliente de aleaciones Al-Zn-Mg**

Los grandes problemas de utilizar aleaciones de forja en fundición son la baja fluidez y la alta tendencia al agrietamiento en caliente de las mismas. Ambos factores están influenciados por el rango de solidificación de la aleación, que en este caso es alto.

La fluidez se define como la habilidad de metales y aleaciones para fluir a través del sistema de llenado del molde. Si el rango de solidificación de la aleación es amplio, como ocurre en las aleaciones Al-Zn-Mg, la fluidez será baja, ya que a medida que la aleación va solidificando, la viscosidad va aumentando como consecuencia de la formación de cristales primarios por debajo de la temperatura de liquidus.

En aleaciones Al-Zn-Mg, un aumento del contenido en Zn de 1,5 a 5 % resulta en una disminución de la fluidez de las aleaciones. Sin embargo, un aumento en el contenido de Mg de 0,7 a 2,3 % aumenta la fluidez. Asimismo, el Si mejora esta propiedad en estas aleaciones debido a su mayor calor latente de fusión y la reducción que provoca en el rango de solidificación.

Shin *et al.* [75] utilizaron una aleación Al-6Zn-xMg-0,1Zr-0,1Ti en un proceso de moldeo en coquilla y realizaron ensayos de fluidez para comparar esta propiedad con la que presenta la aleación A356. El ensayo se realizó por fundición a baja presión en un molde multicanal. Los resultados demostraron que una aleación Al-6Zn-1,5Mg-0,1Zr-0,1Ti presenta una fluidez similar a la de la A356, lo que se asocia principalmente con el efecto del Ti como refinador de grano.

En cuanto al agrietamiento en caliente, en las aleaciones de forja, los rangos de solidificación son amplios y por esta razón son susceptibles de sufrir este fenómeno. Sin embargo, en las aleaciones de la serie 7xxx se ha observado que en ratios Mg:Zn superiores a 1,4:1 el agrietamiento en caliente no ocurriría así como cuando el contenido en Mg era mayor del 3 %. No obstante, un contenido tan elevado de Mg provoca una baja tenacidad.

En la Figura 2-26 se muestran dos diagramas de tendencia al agrietamiento en caliente para aleaciones Al-Zn-Mg con y sin cobre. Como puede observarse, para el mismo rango de composiciones Zn/Mg, en

presencia de cobre, la tendencia al agrietamiento en caliente aumenta. Por otro lado, en aleaciones sin cobre, un aumento en el contenido en zinc y disminución en magnesio, provoca mayor susceptibilidad al agrietamiento en caliente.

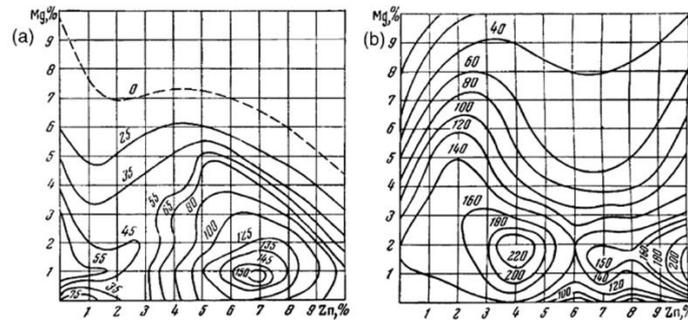


Figura 2-26. Diagramas de tendencia al agrietamiento en caliente para aleaciones Al-Zn-Mg a) sin Cu b) con 0.5 %Cu [105].

En el trabajo de Shin *et al.* mencionado anteriormente también realizaron ensayos de agrietamiento en caliente en las aleaciones desarrolladas y comprobaron que las aleaciones Al-6Zn-xMg-0,1Zr-0,1Ti con un contenido en Mg de entre 1 y 1,5 % presentaban pequeñas grietas después de la solidificación. Sin embargo, al añadir un 3 % de Si las grietas desaparecían y lo mismo ocurría al aumentar el contenido de Ti de 0,1 a 0,2 %.

2.4 Fatiga en las aleaciones de aluminio de fundición

Las aleaciones de aluminio de fundición son muy utilizadas en la industria del automóvil por su alta resistencia y bajo peso. Su empleo se destina principalmente a partes del chasis y del motor que, por su situación en el vehículo, están sometidas a elevadas cargas cíclicas a lo largo del tiempo y que por ello pueden presentar problemas de fatiga.

2.4.1 Fenómeno de fatiga

La fatiga según la norma ASTM E647-00 [106] es el proceso de cambio estructural permanente, progresivo y localizado que ocurre en un material sometido a tensiones y deformaciones variables en algún punto o puntos y que produce grietas o la fractura completa tras un número de fluctuaciones suficiente. Este fenómeno es muy complejo y a pesar de que se ha estudiado extensamente a lo largo de los últimos 150 años, desarrollando tanto técnicas experimentales como modelos de predicción, en la actualidad todavía no existen modelos que permitan predecir la vida de los componentes con absoluta fiabilidad.

Durante dicho proceso se pueden distinguir tres etapas (Figura 2-27) [107]:

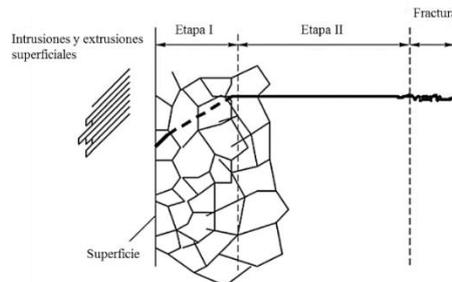


Figura 2-27. Esquema de la evolución de la grieta a lo largo de la vida a fatiga. Basado en [107].

- Etapa de iniciación o etapa I: en general, la grieta de fatiga se inicia en la superficie, puesto que existen menores restricciones en el plano de deslizamiento. Este proceso se explica a partir de un mecanismo de bandas de deslizamiento a nivel microscópico dirigido por la dirección de la máxima tensión de cizalladura. Por el efecto de capas de óxidos superficiales y el endurecimiento por deformación cíclica, los planos de deslizamiento no son reversibles por lo que, durante el proceso cíclico de la fatiga, ocurre la cedencia de los planos vecinos por deslizamientos en la dirección opuesta, generando sobre la superficie del metal extrusiones e intrusiones (microestrias), que actúan como microfisuras a partir de las cuales comienza el crecimiento del frente de la fisura. Esta etapa puede constituir una parte mayor o menor de la vida a fatiga dependiendo del nivel de tensión y la naturaleza del material. Por ejemplo, en HCF esta etapa conlleva el mayor porcentaje de vida a fatiga [108].
- Etapa de propagación o etapa II: cuando las microgrietas generadas sobrepasan el tamaño correspondiente a varios granos, se genera una distribución de tensiones inhomogénea, lo que crea una concentración de microtensiones en la punta de las microgrietas que puede activar más de un sistema de deslizamiento. Al principio, la grieta crece a través de las bandas de deslizamiento, pero dado que las restricciones debidas a los granos vecinos aumentan con el crecimiento de grieta, ésta se desvía de la orientación inicial, creciendo perpendicular a la dirección de carga.
- Rotura final: cuando la fisura alcanza un tamaño tal que el ligamento de material restante no es suficiente para resistir el pico de carga de un ciclo, se produce una rotura brusca (frágil).

Históricamente, el comportamiento a fatiga de un material se representa mediante la curva S-N o curva de Wöhler que se elabora a partir de datos experimentales. El eje vertical representa la tensión, tomada normalmente como amplitud de tensión (S_a) y el eje horizontal, habitualmente en escala logarítmica, se corresponde con el número de ciclos hasta rotura (N).

En algunas aleaciones férreas y en aleaciones de titanio, primeramente hay una disminución en la resistencia a la fatiga a medida que aumenta el número de ciclos y luego la curva se nivela. A esta parte horizontal se le denomina límite de fatiga (Figura 2-28.a). Por el contrario, muchas aleaciones no férreas, por ejemplo las de aluminio, no presentan este límite; por consiguiente, la rotura a fatiga ocurrirá independientemente de la tensión aplicada (Figura 2-28.b). En estos materiales, la respuesta a fatiga se mide con la resistencia a fatiga que es el nivel de tensión al que se produce la rotura a un determinado número de ciclos (normalmente 10^8 en aleaciones de aluminio [109]).

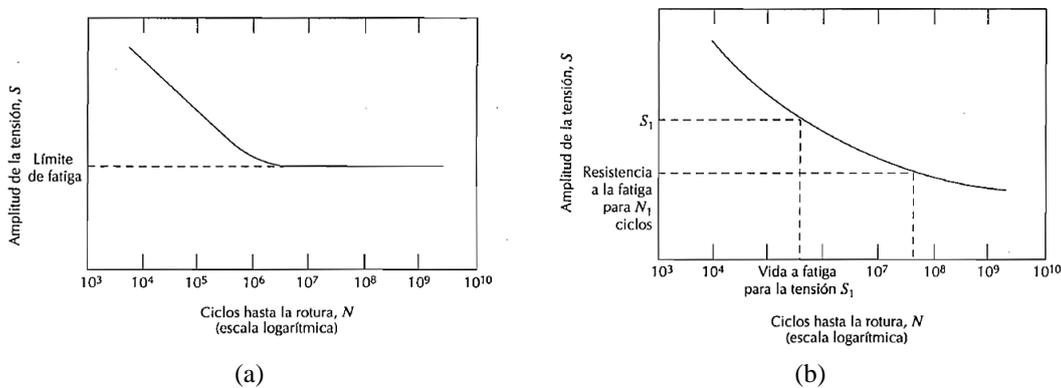


Figura 2-28. Curva S-N estándar para a) un material que presenta límite de fatiga y b) material que no lo presenta.[3]

Atendiendo al número de ciclos, la fatiga se puede dividir en los siguientes regímenes [110]:

- Fatiga a bajos ciclos (*LCF*, $N \leq 10^4$ - 10^5 ciclos): en este rango de ciclos, la tensión de ensayo es cercana al límite elástico, y por consiguiente, la relación entre la amplitud o la variación tensional no es lineal. Esta falta de linealidad se debe al desarrollo de procesos elastoplásticos en la muestra.
- Fatiga a altos ciclos (*HCF*, $10^5 < N < 10^7$ ciclos): en este caso, durante el ensayo no se alcanzan tensiones superiores al límite elástico del material, por lo que la muestra se encuentra en un régimen elástico. Como consecuencia, la relación entre la amplitud o la variación tensional es lineal.
- Fatiga a muy altos ciclos (*VHCF*, $N > 10^7$ ciclos): en este rango, las cargas son bajas y no producen bandas de deslizamiento, por lo que la fractura comienza en defectos internos.

La transición entre LCF y HCF depende de la ductilidad del material, lo cual significa que no ocurre a un valor fijo de ciclos. Esto se debe a que el régimen de LCF está caracterizado por deformaciones plásticas mientras que en HCF las deformaciones son de tipo elástico.

Este trabajo se centra en la fatiga HCF, en la que las cargas aplicadas son menores que el límite elástico y por tanto, la etapa de iniciación supone una alta fracción del número de ciclos total y los concentradores de tensiones adquieren una mayor importancia. Según esto, los aspectos microestructurales, la calidad superficial, la geometría... se vuelven especialmente influyentes y, por ello, la dispersión es una característica de este régimen, ya que estos parámetros pueden variar de unas piezas a otras [111]. En las piezas fabricadas mediante procesos de fundición, además de los anteriores, los defectos introducidos durante el proceso también influyen notablemente en el comportamiento a fatiga HCF de las mismas [112,113].

2.4.2 Comportamiento a fatiga HCF de las aleaciones de aluminio de fundición

Los diferentes aspectos característicos de las aleaciones de aluminio de fundición, bien microestructurales o bien defectos introducidos durante el proceso de fabricación, afectan al comportamiento a fatiga de las mismas ya que influyen en la etapa de iniciación, en la de propagación o en ambas.

➤ Microestructurales

En ausencia de defectos, la vida a fatiga de las aleaciones de aluminio está dominada por aspectos microestructurales como el SDAS, las partículas de Si eutéctico o las fases intermetálicas [61,114].

SDAS

El SDAS viene determinado por las condiciones de enfriamiento de la aleación. En cuanto a la influencia de este factor en la vida a fatiga, los estudios coinciden en que a medida que el SDAS aumenta, la vida a fatiga disminuye [115–117]. La explicación a este comportamiento está en la relación entre el SDAS y el tamaño de grano. Un menor tamaño de grano genera un mayor número de barreras contra la propagación de grieta, lo que se traduce en una mayor vida a fatiga.

Por otro lado, la resistencia de las dendritas de aluminio varía en función del tratamiento térmico aplicado, ya que experimentan endurecimiento por precipitación. De esta forma, al aplicar el tratamiento T6 óptimo, que disuelve y precipita la máxima cantidad de elementos presentes, se puede aumentar la resistencia de las dendritas de aluminio. Esto tiene un efecto directo en el comportamiento a fatiga de las aleaciones ya que aumenta el valor del umbral de crecimiento de grieta (ΔK_{th}) por lo que aumenta la tensión necesaria para que se inicien las grietas [118].

Partículas de Si eutéctico

Estas partículas influyen tanto en la etapa de iniciación como en la de propagación. En aleaciones sin defectos, la iniciación es generalmente el resultado de una grieta en las grandes partículas eutécticas de Si, que se atribuye principalmente a la alta concentración de tensiones locales alrededor de las mismas. Asimismo, las partículas de Si también sirven como barreras frente a la propagación de las grietas por fatiga, ya que se ha observado que la trayectoria de la grieta depende de las características de las partículas de Si [119].

En aleaciones Al-Si sin modificar, las grandes partículas de Si con forma de plaqueta afectan negativamente al inicio y propagación de grieta, resultando en una menor vida a fatiga. Por el contrario, las aleaciones modificadas con Sr y tratadas térmicamente, donde las partículas de Si han adquirido forma esférica, presentan una mayor vida a fatiga que las no modificadas [61,120].

Fases Intermetálicas

La presencia de partículas intermetálicas, en especial las que presentan Fe en su composición como la fase β -Al₅FeSi en forma de plaqueta, pueden afectar al comportamiento a fatiga de estas aleaciones en ausencia de otros defectos como la porosidad o inclusiones. Un aumento en el contenido de Fe en estas aleaciones, que conlleva una mayor cantidad de este tipo de partículas, disminuye la vida a fatiga especialmente en HCF. Estas partículas inducen el inicio de grieta y pueden reducir la velocidad de propagación de grieta cuando se encuentran en una posición inclinada con respecto a la dirección de crecimiento [17].

➤ Defectos asociados al proceso de fundición

En general, la resistencia a la fatiga de los materiales que contienen defectos es menor que la de un material sin defectos. Sin embargo, en los procesos de fundición, la presencia de estos defectos es inevitable, incluso utilizando técnicas donde la presencia de éstos se disminuye, como la BP. A continuación se analiza el efecto en el comportamiento a fatiga de los principales defectos que pueden aparecer en las aleaciones de aluminio de fundición.

Porosidad

La porosidad tiene una gran influencia en el comportamiento a fatiga de las aleaciones de aluminio. Prueba de ello es que al eliminarla, por ejemplo mediante un tratamiento de *Hot Isostatic Pressing* (HIP), la resistencia a fatiga aumenta considerablemente [5,117,121–124]. Un ejemplo de este comportamiento se ilustra en la Figura 2-29.

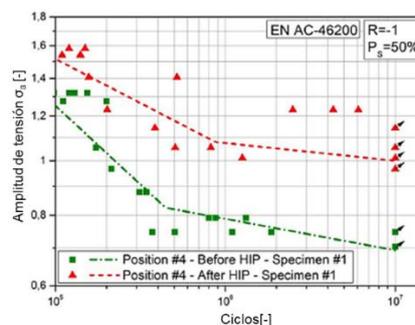


Figura 2-29. Comparación del comportamiento a fatiga de una aleación Al-Si-Cu con y sin tratamiento HIP. Basado en [117].

Fracción de porosidad

La fracción total de porosidad se puede referir a la porosidad en la superficie metalográfica, en volumen o en la superficie de fractura. En función de esto se tendrán distintos porcentajes de porosidad:

- Porosidad metalográfica: porcentaje de porosidad con respecto al área total de una sección metalográfica (Figura 2-30.a). Este porcentaje se calcula mediante un software de análisis de imagen a partir de fotos obtenidas en la sección metalográfica.
- Porosidad volumétrica: porcentaje en volumen de poros con respecto al volumen total de la probeta (Figura 2-30.b). Esta medida se puede obtener de forma tradicional, comparando la densidad de la muestra con una densidad teórica de una muestra libre de poros, o mediante técnicas más avanzadas como la microtomografía.
- Porosidad fractográfica: relación en % entre el área de poros presente en la superficie de fractura y el área total de la sección (Figura 2-30.c). Las áreas se miden con la ayuda de un software de análisis de imagen.

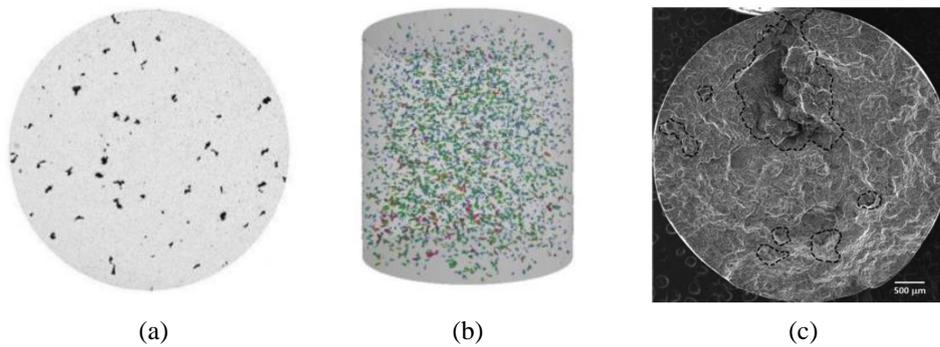


Figura 2-30. Ejemplos de medidas de porosidad. a) Metalográfica [123] b) Volumétrica [123] c) Fractográfica [6]

En general, la vida a fatiga disminuye al aumentar la fracción de porosidad en las muestras [123,125]. Además, algunos autores han descubierto que, en concreto, la porosidad fractográfica presenta una relación lineal con respecto a la vida a fatiga [6,126], como se muestra en la Figura 2-31. Esto se debe a que, una vez iniciada la grieta, la propagación de la misma se ve favorecida por la presencia de porosidad, ya que ésta avanza a través de los poros, lo que explica esta relación. Esto quiere decir que la fracción de porosidad afecta principalmente a la etapa de propagación, aumentando la velocidad de la misma y resultando en una menor vida total a fatiga.

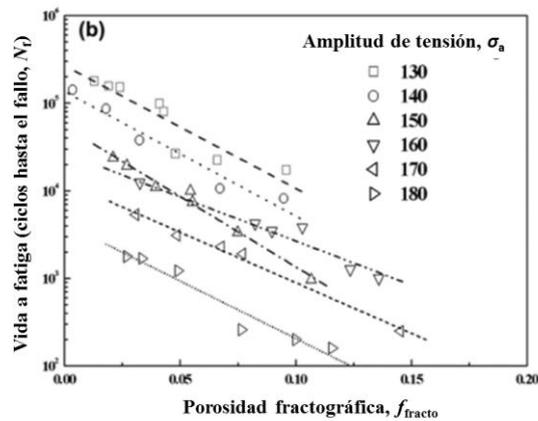


Figura 2-31. Relación entre la porosidad fractográfica y la vida a fatiga de una aleación de aluminio ante distintas amplitudes de carga. Basada en [6].

Localización de los poros

La localización de los poros también es un factor a tener en cuenta en el comportamiento a fatiga de aleaciones de aluminio, especialmente en la etapa de iniciación. Como regla general, en las aleaciones de aluminio la grieta por fatiga comienza en poros superficiales o cercanos a la superficie [127], donde los concentradores de tensiones son más elevados [128,129]. En la Figura 2-32 se muestra un ejemplo de una probeta en la que la grieta se origina en un poro superficial.

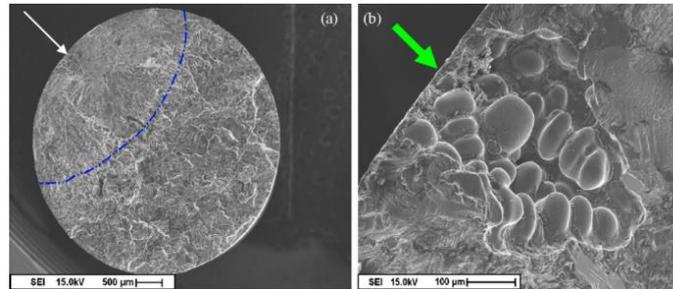


Figura 2-32. Imagen de la superficie de fractura. a) I-región de iniciación, II-región de propagación y III- región de rotura, b) poro superficial que la inicia [130].

Con respecto a los poros internos, en el trabajo de Serrano Muñoz *et al.*[131] comprobaron que la curva $S - N$ de una aleación A357-T6 con defectos internos introducidos de forma artificial (rombos verdes) es prácticamente idéntica a la del material de referencia (cuadrados negros). Sin embargo, si los defectos artificiales son introducidos en la superficie, producen una reducción significativa de la vida a fatiga (Figura 2-33).

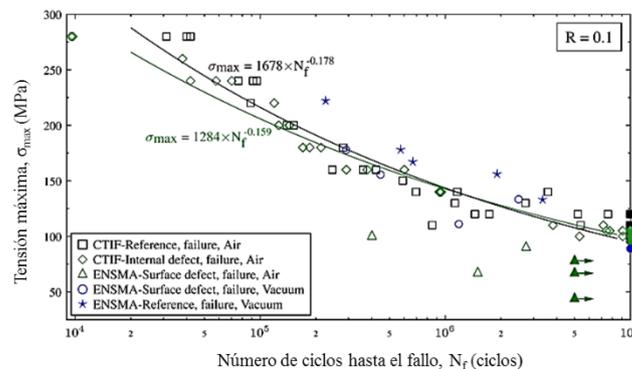


Figura 2-33. Curvas $S-N$ correspondiente a una aleación A357-T6 de referencia frente a otras con defectos internos y superficiales introducidos de forma artificial. Basado en [132].

Tamaño de los poros

Asimismo, el tamaño de los poros es un factor que tiene gran influencia en el comportamiento a fatiga. De hecho, muchos modelos de predicción se basan en el tamaño del poro de inicio para estimar la vida a fatiga [123,133,134].

Los poros reducen los ciclos necesarios para iniciar la grieta ya que crean un concentrador de tensiones en la zona adyacente a ellos. Debido a esto, en el caso de grandes poros que provocan grandes concentradores de tensiones, la etapa de iniciación se puede despreciar, por lo que la mayor parte de la vida a fatiga corresponde a la etapa de propagación [135].

Pero no sólo el tamaño del poro de inicio es importante. El tamaño de los poros durante la propagación también es significativo. Ammar *et al.*[135] estudiaron el comportamiento a fatiga de dos aleaciones con dos porosidades de naturaleza distinta. Una aleación A319 fabricada por baja presión que presentaba una gran cantidad de poros de pequeño tamaño en la superficie de fractura (poros de contracción) y una aleación A356-T6 fabricada por la técnica de *lost foam* que presentaba un solo poro de gran tamaño cerca de la superficie, como ilustran las secciones longitudinales de la Figura 2-34.

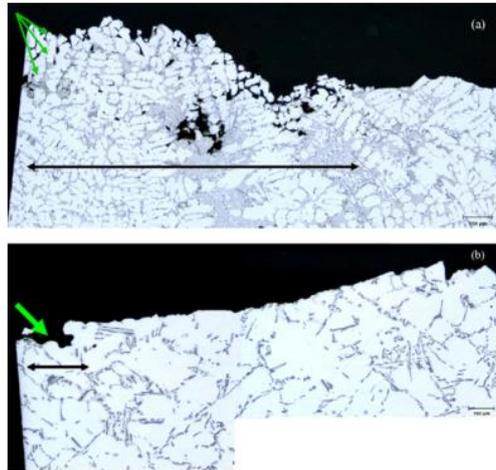


Figura 2-34. Sección longitudinal de las superficies de fractura mostrando los poros responsables del inicio de grieta. a) Aleación A319 fabricada por baja presión. b) A356-T6 fabricada mediante *lost foam*. [135].

Los mecanismos de propagación de grieta en presencia de pequeños poros cercanos frente a grandes poros aislados se ilustran en la Figura 2-35. En el primer caso, la propagación de la grieta desde un poro de pequeño tamaño al siguiente supone que ésta avance a lo largo de la matriz, la cual presenta una alta resistencia frente a la propagación de la grieta, por lo que conlleva un tiempo mayor y, por consiguiente, la vida a fatiga aumenta. En el caso de poros de mayor tamaño, los altos concentradores de tensiones asociados a los mismos incrementan la velocidad de propagación de la grieta reduciendo la vida a fatiga de la muestra.

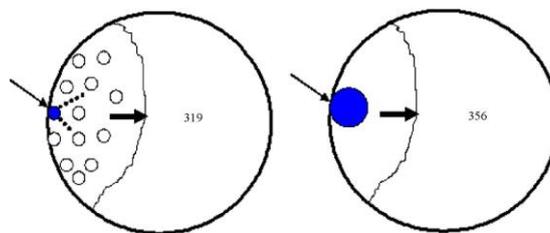


Figura 2-35. Representación esquemática que muestra dos tipos de porosidad en la superficie. Las flechas delgadas indican el lugar de inicio de la grieta y las gruesas la dirección de propagación de la misma [135].

Morfología de los poros

En las piezas fabricadas por fundición existen dos tipos de poros; los debidos al gas atrapado en el caldo y los originados por contracción. Los primeros se deben a que el hidrógeno es soluble en el aluminio y sus aleaciones. Por este motivo, se puede encontrar disuelto en las aleaciones y precipitar durante el enfriamiento y la solidificación. Los segundos son consecuencia de la contracción en la transición de líquido a sólido y se relaciona con la fracción en volumen líquido/sólido en el momento final de solidificación y con el rango de solidificación de la aleación. Estas dos tipologías de poros se pueden distinguir por su morfología: la porosidad por hidrógeno es más redondeada y la porosidad por contracción más irregular, presentando forma dendrítica, tal como se muestra en la Figura 2-36.

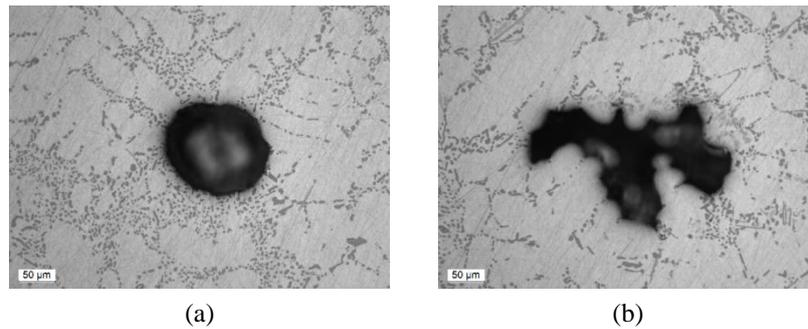


Figura 2-36. Tipologías de porosidad en las aleaciones de aluminio. a) Poro de gas y b) Poro por contracción.

Wang *et al.* [136] calificaron los poros en cuatro categorías desde los más redondeados (producidos por gas) hasta los más irregulares (producidos por contracción) para analizar la influencia de la forma de los poros de inicio en la vida a fatiga. Los resultados se presentan en la Figura 2-37. Como se puede observar, los puntos se encuentran diseminados alrededor de una línea recta sin mostrar una clara diferenciación en función de la forma.

En esta línea, son varios los autores que no incluyen la morfología de los poros como factor a tener en cuenta en sus modelos de predicción de vida a fatiga [112,137]. Sin embargo, hay otros que mantienen que la morfología juega un papel importante y que los poros de contracción son más perjudiciales que los poros de gas en el comportamiento fatiga [138–140].

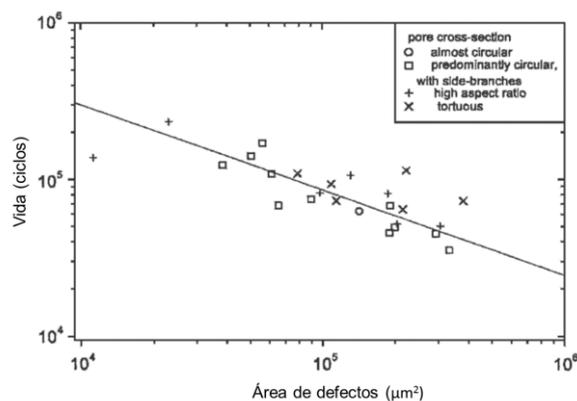


Figura 2-37. Efecto del tamaño y forma de los poros iniciales en la vida a fatiga de una aleación de fundición Al-7Si-0.6Mg. Basada en [136].

➤ Películas de óxidos

Debido a su reactividad, el aluminio se oxida rápidamente en estado líquido y sólido. El óxido que se forma en la superficie del metal fundido es protector, pero cualquier agitación o turbulencia durante la manipulación del caldo aumenta el riesgo de que el óxido penetre y forme películas de óxido que pueden actuar como concentradores de tensiones y reducir las propiedades mecánicas del componente fundido [141].

Las películas de óxidos pueden actuar como iniciadores de grietas, especialmente cuando se encuentran en zonas de concentración de tensiones [7,130,142,143]. El fallo en este caso se produce por despegue de la película de óxido con la matriz. Un ejemplo del fenómeno descrito se observa en la Figura 2-38 extraída del trabajo de Mbuya *et al.* [144].

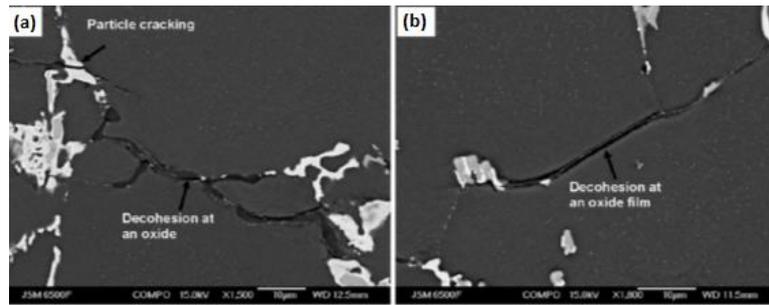


Figura 2-38. Iniciación de la fatiga en una aleación Al_{0.7}Si sometida a HIP en películas de óxidos [144].

Sin embargo, según Wang [136], en presencia de poros, las películas de óxido tienen un efecto menos perjudicial en la vida a fatiga.

➤ Inclusiones

Se considera inclusión a toda partícula extraña que aparece en la pieza fundida. Estas pueden ser metálicas, intermetálicas o no metálicas y pueden proceder del revestimiento del horno, del molde...

Las inclusiones, al igual que los poros, pueden actuar como iniciadores de grietas [62,128,144,145] ya que la baja adhesión entre la matriz y las inclusiones conlleva la formación de una cavidad que provoca un concentrador de tensiones (Figura 2-39) [107].

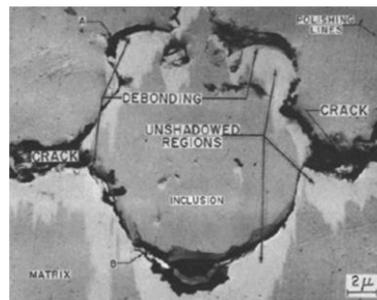


Figura 2-39. Iniciación de grieta como consecuencia del despegue entre una inclusión y la matriz [107].

Según Wang [5], la influencia en la vida a fatiga de inclusiones es insignificante si se compara con la de poros.

2.4.3 Modelos de predicción de vida a fatiga específicos para aleaciones de aluminio de fundición

El régimen de HCF se caracteriza por la elevada dispersión que presenta. En aleaciones de aluminio de fundición esta variabilidad es aún mayor por la presencia de defectos. Para poder considerarla en la predicción de vida a fatiga, tradicionalmente se hace uso de métodos estadísticos o análisis de regresión. Asimismo, también se han desarrollado métodos que tienen en cuenta la porosidad, por ser el factor que más afecta al comportamiento a fatiga, para predecir la vida total. En esta línea, existen un alto número de modelos que toman en cuenta aspectos del poro inicial para realizar la estimación. Por otro lado, aunque la fracción total de porosidad también es un parámetro importante que afecta al comportamiento a fatiga de estas aleaciones, son pocos los trabajos identificados que utilizan este factor para generar modelos de predicción. En este apartado se presentan los métodos estadísticos tradicionalmente utilizados para contemplar la variabilidad en la predicción de vida a fatiga así como los modelos específicos de predicción de vida utilizados en aleaciones de aluminio de fundición.

➤ **Consideración de la dispersión en la predicción de vida a fatiga**

La variabilidad característica del régimen HCF puede depender de diversos factores tales como la calidad superficial, las tensiones residuales, aspectos microestructurales... Para poder considerar esta dispersión en la predicción de vida a fatiga se hace uso del análisis estadístico, que caracteriza cuantitativamente esta variabilidad y estima la probabilidad asociada al fallo o a alcanzar un determinado número de ciclos de vida. Una alternativa a este método consiste en utilizar un análisis de regresión que proporciona el mejor ajuste de los datos obtenidos a partir de ensayos.

Distribuciones de probabilidad

Una magnitud como la resistencia o la vida a fatiga, que tiene una variación estadística, se denomina variable estocástica, x . La variación de esta variable en un rango determinado puede describirse cuantitativamente mediante una función de probabilidad $f(x)$ que determina la probabilidad de que la variable x tome uno de los valores recogidos en el rango de estudio. Las funciones de distribución más utilizadas en el análisis del fenómeno de fatiga son la log-normal y la de Weibull.

Distribución log-normal.

La función de probabilidad $f(x)$ se obtiene mediante la siguiente expresión (1) [110]

$$f(x) = \frac{1}{S\sqrt{2\pi}} e^{-\frac{1}{2}\left(\frac{x-\bar{x}}{S}\right)^2} \quad (1)$$

Donde \bar{x} es la media de los valores y S la desviación estándar. A partir de la función de distribución aplicada a cada nivel de carga, se pueden elaborar las curvas S-N correspondientes a las distintas probabilidades de fallo (Figura 2-40).

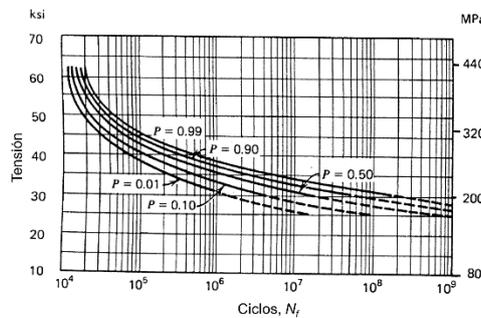


Figura 2-40. Curva S-N para distintas probabilidades de fallo. Basada en [110].

Distribución de Weibull

La función log-normal asume una variación simétrica respecto a la media. Sin embargo, la distribución de los ensayos de fatiga no lo es. Por este motivo, la distribución de Weibull es más utilizada que la log-normal. Existen dos funciones de distribución de Weibull, denominadas distribuciones de dos y tres parámetros, pero la más utilizada es la de dos parámetros, cuya ecuación es la siguiente (2) [110]:

$$F(N_f) = 1 - e^{-\left(\frac{N_f}{\theta}\right)^b} \quad (2)$$

Donde:

$F(N_f)$ = fracción de fallo en ciclos

θ = vida característica (número de ciclos cuando el 63,2 % ha fallado)

b = parámetro de forma

Análisis de regresión

El análisis de regresión se utiliza para obtener la curva que mejor se ajusta a una serie de datos. En el análisis de fatiga, la curva S-N representada en escala bilogarítmica adquiere forma de línea recta cuyos parámetros pueden estimarse utilizando una regresión lineal de mínimos cuadrados. Tomando como ejemplo una curva como la que se presenta en la ecuación (3), mediante este procedimiento se obtienen los valores de los parámetros a y b , que se pueden relacionar con los de la curva S-N de Basquin, representada en escala bilogarítmica (4), mediante las ecuaciones $a = -(1/B) \cdot \log A$ y $b = 1/B$.

$$\log N_f = a + b(\log S) \quad (3)$$

$$\log S = A(\log N_f)^B \quad (4)$$

➤ **Modelos específicos basados en el poro inicio**

Los modelos que se enumeran en esta sección tienen en cuenta distintos parámetros del poro de inicio para estimar el límite de fatiga.

Modelo paramétrico $\sqrt{\text{area}}$

En 1983 Murakami y Endo propusieron el nuevo parámetro geométrico $\sqrt{\text{area}}$ aplicable a defectos en dos y tres dimensiones. Para la obtención de este parámetro se basaron en observaciones microscópicas de crecimiento de grietas a partir de defectos superficiales y en el análisis numérico de tensiones en 3D de grietas con distintas morfologías. El parámetro $\sqrt{\text{area}}$ se define como la raíz cuadrada del área de un defecto proyectado en el plano perpendicular al de la aplicación de carga [146]. En el año 1986 propusieron las ecuaciones (5) y (6) válidas para muestras con defectos superficiales sometidas a cargas axiales y a $R=-1$. Estas ecuaciones permiten conocer los valores de ΔK_{th} y σ_w sin necesidad de realizar ensayos de fractura y son válidas para aceros por lo que el aplicarlo en aleaciones de aluminio conlleva errores [147].

$$\Delta K_{th} = 3,3 \cdot 10^{-3} (H_V + 120) (\sqrt{\text{area}})^{1/3} \quad (5)$$

$$\sigma_w = \frac{1,43 (H_V + 120)}{(\sqrt{\text{area}})^{1/6}} \quad (6)$$

El método propuesto por Murakami y Endo es solamente aplicable a aceros por lo que, para poder ser utilizado en aleaciones de aluminio de fundición, es necesario modificar las ecuaciones que lo constituyen. En este sentido, son varios los autores que han propuesto modelos basados en el de Murakami y Endo aplicables a aleaciones de aluminio. Cabe destacar el método propuesto por Noguchi *et al.* (7) que estima el límite a fatiga en aleaciones de aluminio de fundición donde el fallo se origina en defectos superficiales [148].

$$\sigma_w = \frac{1,43 (H_V + 75)}{(\sqrt{\text{area}})^{1/6}} \quad (7)$$

La aplicación de este modelo en distintos trabajos ha dado lugar a predicciones no conservativas con errores de entorno al 20 % [149,150] (Figura 2-42) así como predicciones conservativas con un error medio del 14 % [151]. Sin embargo, la gran aportación de este modelo es el parámetro $\sqrt{\text{area}}$ que se utiliza para definir el tamaño de defecto, concretamente de poros en aleaciones de aluminio, en distintos trabajos [29,116]. La elección de este parámetro viene derivada de la buena correlación que encontró Murakami entre éste y el factor de intensidad de tensiones máximo K_{\max} en el frente de grieta.

Modelos basados en la mecánica de la fractura (LEFM)

Los modelos basados en la mecánica de la fractura comenzaron con el estudio de Kitagawa y Takahashi del cual surgió lo que hoy día se conoce como diagrama Kitagawa-Takahashi [5,152] que fue posteriormente modificado por El-Haddad y Chapetti [114]. Estos modelos relacionan el umbral de propagación de grieta ΔK_{th} con la amplitud del concentrador de tensiones, que es función de la longitud de grieta y la amplitud de tensión (8). La utilización de estos modelos requiere conocer el valor de ΔK_{th} , que en aleaciones de aluminio de fundición está fuertemente influenciado por aspectos microestructurales, y por tanto, requiere de la realización de ensayos en muestras con distinta microestructura, tratamiento térmico, proceso de fabricación... Además, en caso de no conocerse y utilizar uno de la bibliografía, debe tenerse en cuenta que, aunque la diferencia entre el real y el de la bibliografía sea mínima, del orden de $1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, los errores en la estimación del límite a fatiga pueden alcanzar el 50% [147].

$$\Delta\sigma_0(a) = \frac{\Delta K_{th,eff}}{Y\sqrt{\pi \cdot a}} \quad (8)$$

Una representación esquemática del modelo de Kitagawa-Takahashi y las modificaciones propuestas por El-Haddad y Chapetti se muestra en la Figura 2-41. Según esto, un diseño seguro frente a fatiga será aquel en el que la amplitud de tensión y la correspondiente longitud de grieta (o de poro en este caso) se encuentren por debajo de las líneas calculadas con el método. Estos modelos consideran que los ciclos correspondientes a la etapa de iniciación se pueden despreciar ya que, debido a la presencia de poros, se puede suponer que la grieta ya está iniciada.

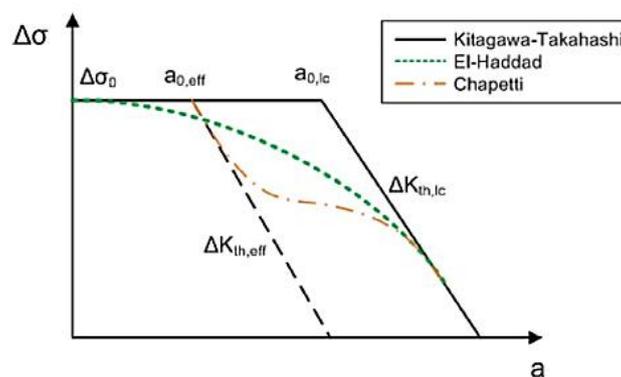


Figura 2-41. Diagrama basado en los modelos de Kitagawa-Takahashi, El-Haddad y Chapetti [114].

Aunque algunos autores aseguran buena correlación con los resultados experimentales utilizando este método [5], otros aseguran que los errores en la predicción alcanzan hasta el 20 % [149] (Figura 2-42).

Modelos basados en determinar el estado tensional circundante a un defecto

El modelo basado en la teoría de las distancias críticas (Theory of Critical Distances -TCD) [153] y el criterio del gradiente de tensiones circundante a un defecto (Defect Stress Gradient-DSG) [154] son modelos analíticos que, mediante avanzadas técnicas computacionales o criterios analíticos como el de Eshelby, consiguen determinar el gradiente de tensiones circundante a los defectos y su influencia en el límite de fatiga. Una vez conocido el gradiente de tensiones circundante, se calcula la tensión equivalente con alguno de los criterios existentes (Crossland, Dang Van...) y se compara con la aplicada para determinar si la pieza evaluada fallará o no en función del defecto existente.

Como ejemplo de su aplicación, en el trabajo de Roy *et al.* [149] en una aleación A356-T6 estos modelos proporcionaron buenos resultados con errores conservativos de entorno al 10 % (Figura 2-42). Sin embargo, cabe mencionar que ambos modelos son muy complejos y difícilmente trasladables a la etapa de diseño de piezas fundidas reales.

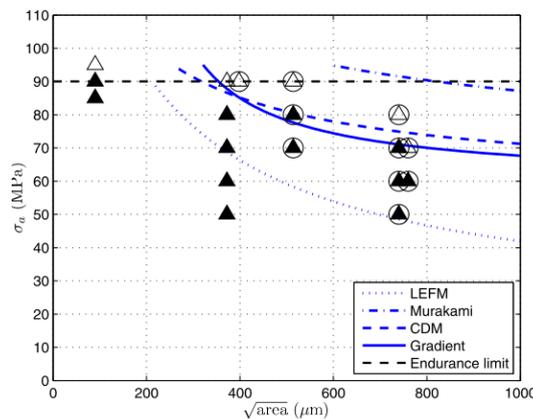


Figura 2-42. Comparación entre las predicciones calculadas con los modelos de LEFM, Murakami, TDC y DSG y los ensayos reales bajo cargas de tipo axial [149].

En esta línea también existen modelos paramétricos como el propuesto por Tijani *et al.* [139] en el que, a partir de las tensiones calculadas mediante FEM en poros reales obtenidos con microtomografía y por medio de un software matemático, se elabora una ecuación general que calcula el concentrador de tensiones de un poro en función de su tamaño, distancia a la superficie y forma. Aplicando el modelo a aleaciones Al-Si-Cu y Al-Si-Mg en las que el fallo por fatiga se inicia en poros, obtienen buena correlación entre las predicciones de vida calculadas con el modelo y los ensayos experimentales.

➤ **Modelos basados en la fracción de porosidad**

El modelo de predicción de vida a fatiga que propone Choong do Lee [155] se basa en una modificación de la ecuación de Basquin incluyendo la influencia de la microporosidad. Según sus resultados, la dependencia de la resistencia a tracción con la microporosidad se puede expresar empíricamente en términos de la susceptibilidad a los defectos (9).

$$\sigma_i = \sigma_0 [1 - f]^a \tag{9}$$

Donde σ_i es la resistencia a tracción de un material con una microporosidad f , σ_0 es la resistencia a tracción del material libre de defectos y a es la susceptibilidad a los defectos. Estos parámetros se obtienen de la pendiente de la recta resultante al representar la resistencia a tracción frente a distintos porcentajes de porosidad. La ecuación del modelo de predicción de vida a fatiga es la siguiente (10):

$$[2N_f] = \left(\frac{\sigma_a}{\sigma_0}\right)^{1/b} [1 - f]^{-a/b} \quad (10)$$

Sin embargo, los resultados experimentales no concordaban bien con los estimados por el modelo lo que, según los autores, puede ser debido, entre otros factores, a la velocidad de deformación y al endurecimiento por deformación.

2.4.4 Técnicas de simulación de inicio y propagación de grieta

La porosidad afecta tanto a la etapa de iniciación como a la de propagación por lo que se puede estudiar su influencia mediante técnicas de simulación que contemplen el inicio y la propagación de grietas. La mecánica de la fractura es la parte de la mecánica que se ocupa del estudio de la integridad estructural de partes con presencia de grietas. Aunque este campo comprende distintas metodologías, este apartado se centrará en la mecánica de la fractura lineal elástica (*Linear Elastic Fracture Mechanics-LEFM*).

En la LEFM, el estado de tensiones en la punta de la fisura viene determinado por el Factor de Intensidad de Tensiones (FIT) K_I que, para cada configuración de la grieta, se calcula a partir de una serie de coeficientes en función del radio de la circunferencia r y el ángulo θ (Figura 2-43) [156].

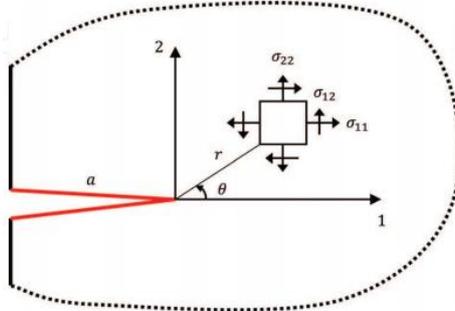


Figura 2-43. Campo de tensiones en la punta de fisura [156].

En cuanto a la propagación de grieta, el avance de la misma en cada ciclo da/dN se relaciona con el rango del FIT ΔK . En la Figura 2-44 se representa la curva característica de propagación de grieta en un material dúctil en la que se distinguen tres zonas [157];

- Fase I: esta región está relacionada con los procesos de fractura no continuas, donde el incremento de la grieta por fatiga es menor que 10^{-6} mm/ciclo y la velocidad de crecimiento de la grieta aumenta rápidamente. Existe un valor umbral ΔK_{th} por debajo del cual no se da el crecimiento de la grieta.
- Fase II: es la zona de crecimiento estable de grieta y viene gobernada por la carga aplicada y las propiedades del material. En esta zona la curva es básicamente lineal (en escala logarítmica) y se conoce como región de Paris.
- Fase III: en esta zona la velocidad de crecimiento aumenta rápidamente causando la fractura total del componente, que se da cuando el rango del factor de intensidad alcanza el valor crítico ΔK_c .

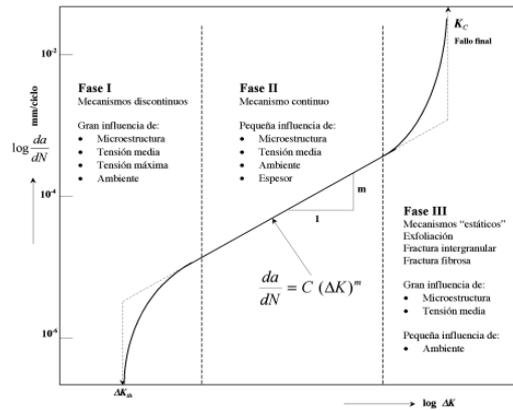


Figura 2-44. Curva de crecimiento de grieta en un material dúctil [157].

➤ **Cálculo del FIT**

Uno de los métodos más utilizados para el cálculo del FIT es la integral de interacción, que es una extensión del método propuesto por Rice de la integral J , el cual es capaz de calcular el FIT de cada modo por separado. Se diferencian tres modos de fractura para cada tipo de sollicitación (Figura 2-45). El Modo I, o de tracción, es aquel en que el esfuerzo es perpendicular al plano y al frente de la fisura. Cuando el esfuerzo es paralelo al plano de la fisura y perpendicular a su frente se denomina Modo II o de cortante. Por último, si el esfuerzo es paralelo al plano de la fisura y paralelo a su frente, se corresponde con el modo de torsión o Modo III. Un sólido puede presentar cualquiera de estos modos de rotura en fractura, o una combinación de dos o tres modos [158].

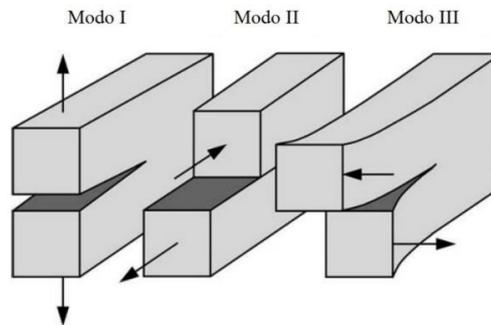


Figura 2-45. Esquema de los modos de rotura en fractura [158].

Para el cálculo de la integral de interacción es necesario conocer las tensiones y deformaciones circundantes al frente de grieta, lo cual se realiza mediante FEM. La utilización de FEM requiere que la zona alrededor del frente de grieta esté bien definida en todo momento, es decir, demanda que la malla se vaya modificando a medida que avanza la grieta. En vista de esta problemática, surgió el XFEM (eXtended Finite Element Method) que realiza una representación de la grieta independiente de la malla, por lo que se consigue simplificar algunos problemas asociados al mallado alrededor de la fisura, manteniendo al mismo tiempo la robustez del FEM. Esto se consigue empleando el método partición de la unidad PUM (del inglés Partition of Unity Method) junto con el FEM [159].

Un aspecto importante del XFEM es la representación geométrica de las grietas que van evolucionando y la definición de los elementos y los nodos que deben ser enriquecidos. Hay distintos métodos para llevar a cabo esta tarea y la elección de uno u otro depende de si se trabaja en 2D o 3D. Uno de estos métodos es LSM (*Level Set Method*) que aunque es más adecuado para 3D, también se puede utilizar en 2D [160].

➤ **Simulación del crecimiento de grieta**

Para poder simular la propagación de grieta es necesario conocer el valor del FIT a medida que va avanzando la misma, ya que para que se produzca la propagación se tiene que cumplir que el FIT calculado supere el valor umbral $\Delta K > \Delta K_{th}$. Cuando se cumple esta condición se puede calcular la velocidad y la orientación de la grieta. La velocidad de propagación viene definida por una ecuación del tipo $da/dN = f(\Delta K)$ y la más utilizada es la ecuación de Paris (11) donde C y m dependen del material [161].

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \tag{11}$$

En cuanto a la orientación de grieta, existen distintos criterios y la elección de uno u otro se basa en los mecanismos de propagación de cada material y en el cambio que se produce en las tensiones en un ciclo de fatiga. Uno de los métodos más empleados es el criterio de Máxima Tensión Tangencial (Maximum Tangential Stress o MTS) que se utiliza para el caso de cargas proporcionales y cuya ecuación para el ángulo de orientación de la grieta en el caso de una fisura bidimensional es la siguiente (12) [159]

$$\theta_0 = \pm \arccos \left(\frac{3K_{II}^2 + \sqrt{K_I^4 + 8K_I^2 K_{II}^2}}{K_I^2 + 9K_{II}^2} \right) \tag{12}$$

A modo de ejemplo, en la Figura 2-46 se presenta un diagrama de flujo del proceso de cálculo del FIT y la propagación de grieta con XFEM basado en el método propuesto por Llavori [159], que fue desarrollado para predecir el fallo en estructuras sometidas a desgaste y fatiga. En primer lugar se crea el input en Abaqus®. A continuación se genera la grieta y se identifican los elementos y los nodos que deben ser enriquecidos con la técnica de LSM. Mediante la simulación XFEM se calcula el FIT y se compara con el ΔK_{th} . En caso de ser menor la simulación finaliza porque no se produce la propagación. Por el contrario, si el valor calculado es mayor, la propagación de grieta se calcula iterativamente hasta alcanzar el criterio de fallo $\Delta K > \Delta K_{IC}$.

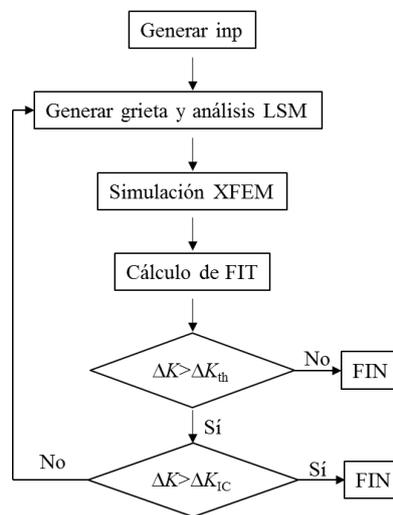


Figura 2-46. Diagrama de flujo mostrando el cálculo del FIT y la propagación de grieta.

➤ **Aplicación de técnicas de simulación en el caso de materiales con poros**

La presencia de poros o inclusiones afecta tanto al FIT como al crecimiento de grieta por lo que las técnicas computacionales de simulación mencionadas pueden aplicarse al caso particular de materiales con presencia de inhomogeneidades.

Para evaluar el efecto de los poros en el FIT, Chen *et al.*[161] hicieron uso de la técnica de la integral J y comprobaron que, en un material cerámico, los poros que se encuentran enfrentados a la grieta (Figura 2-47.a) son perjudiciales para el comportamiento del material ya que aumentan el FIT y provocan la propagación de grieta. Además, son más perjudiciales cuanto menor es la distancia entre el poro y la grieta. Sin embargo, si el poro se encuentra a un lado de la grieta (Figura 2-47.b), éste tiene un efecto beneficioso ya que disminuye el FIT con respecto a la condición sin poro.

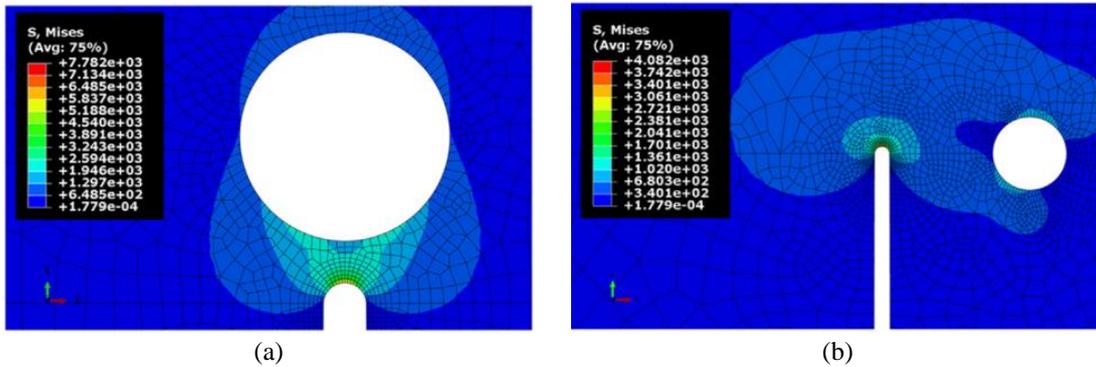


Figura 2-47. Ejemplos de influencia de la posición de poros en el FIT, a) poro enfrentado a la grieta y b) poro situado a la derecha de la grieta.

En cuanto a la simulación de propagación, N. Rodríguez-Flórez *et al.* [162] simulaban la propagación de grieta a través de poros intracorticales presentes en huesos mediante XFEM (Figura 2-48). Asimismo, con esta técnica, B. Wang *et al.*[163] simulaban el crecimiento de grieta en soldaduras donde los defectos se modelaron como poros e inclusiones colocadas aleatoriamente en el modelo (Figura 2-49).

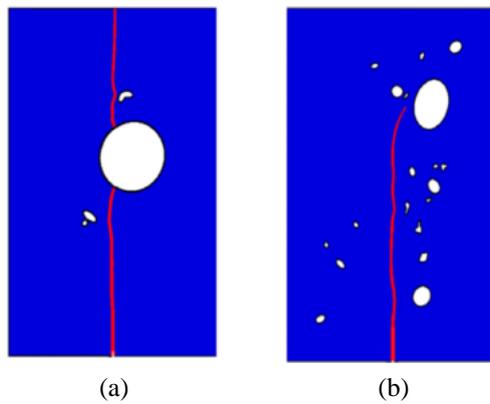


Figura 2-48. Simulación del crecimiento de grieta a través de poros intracorticales en huesos.

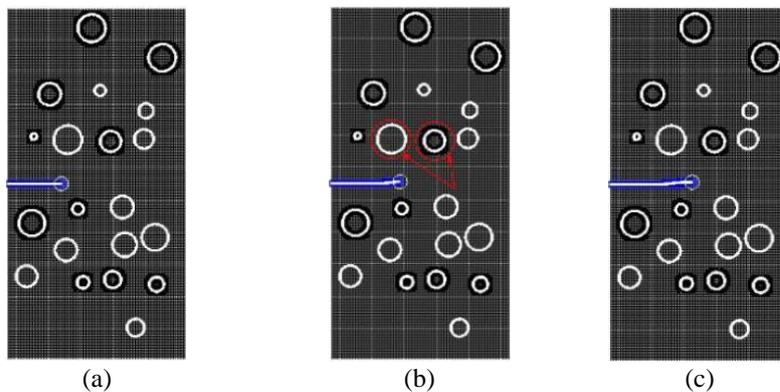


Figura 2-49. Modelo de propagación de grieta en un soldadura con presencia aleatoria de poros e inclusiones, a) estado inicial b) $N=60000$ ciclos y c) $N=80000$ ciclos.

2.5 Conclusiones de la revisión bibliográfica

La revisión del estado del arte se ha centrado por un lado, en analizar el efecto de los elementos aleantes y los tratamientos térmicos en las propiedades resultantes de aleaciones Al-Si-Cu-Mg y Al-Zn-Mg con el objetivo de desarrollar aleaciones con mejores propiedades que las que presenta la aleación A356 (capítulo 3). Y por otro lado, en estudiar el comportamiento a fatiga HCF de aleaciones de fundición de aluminio identificando los parámetros que presentan mayor influencia en las etapas de iniciación y propagación, los modelos de predicción específicos desarrollados y las técnicas de simulación del inicio y propagación de grieta para poder desarrollar el modelo que se presenta en el capítulo 4.

Aleaciones Al-Si-Cu-Mg

La primera de las vías que se propone para mejorar las propiedades mecánicas de la aleación A356 es añadir Cu a la composición base de esta aleación con el objetivo de aumentar la resistencia de la misma, dando lugar a aleaciones de base Al-Si-Cu-Mg. En esta línea ya se han encontrado trabajos en la bibliografía que aúnan una alta resistencia y elongación, siendo ésta última una de las propiedades más afectadas con la incorporación de Cu. Sin embargo, los valores de SDAS asociados a esas propiedades eran menores de 25 μm y no se conoce el comportamiento a corrosión de las mismas, que empeora al aumentar el contenido en Cu. En base a esto, el reto que se plantea es desarrollar una aleación de base Al-Si-Cu-Mg con alta resistencia mecánica, elongación y buen comportamiento frente a corrosión en valores de SDAS de en torno a 25-40 μm , que son los correspondientes a componentes reales. Para ello se ha analizado en detalle el efecto de los elementos aleantes y las características más importantes de las etapas del tratamiento térmico a aplicar.

Los efectos más importantes de los elementos mayoritarios y minoritarios presentes en la composición se recogen a continuación:

- La incorporación de Cu a aleaciones Al-Si-Mg aumenta la resistencia y el límite elástico de las aleaciones resultantes. Sin embargo, disminuye la elongación, la resistencia a la corrosión y aumenta la susceptibilidad al agrietamiento en caliente y la tendencia a la porosidad. Por ello, interesa que la cantidad a añadir de este elemento sea baja, del orden del 1-1,5 %.
- El Si en estas aleaciones aporta fluidez y colabilidad. En altos porcentajes (8-9 %) proporciona un aumento en la resistencia, límite elástico y elongación. Asimismo, reduce el rango de solidificación de las aleaciones evitando así la aparición de agrietamiento en caliente. Además disminuye y redistribuye los intermetálicos $\beta\text{-Fe}$, lo que es positivo para la ductilidad.
- El Mg, al igual que el Cu, aumenta la resistencia y el límite elástico de estas aleaciones pero disminuye la ductilidad, especialmente en contenidos superiores a 0,3 % y puede interferir negativamente en el globulizado del Si eutéctico. También aporta una mejora en la respuesta al tratamiento térmico con respecto a las aleaciones Al-Si-Cu.
- La incorporación de Mn en una cantidad correspondiente a la mitad de Fe presente en la aleación provoca la aparición de fase $\alpha\text{-Fe}$ en lugar de $\beta\text{-Fe}$. Esta modificación es beneficiosa para la ductilidad y el comportamiento a corrosión y también puede tener un efecto positivo a la hora de evitar el agrietamiento en caliente.
- El Sr se añade para modificar la forma del Si eutéctico de plaqueta a fibra, lo que supone una morfología menos perjudicial para la ductilidad y más fácilmente de globular tras el tratamiento térmico.
- El Ti se utiliza como refinador de grano. Un grano más fino mejora las propiedades a tracción y disminuye la tendencia al agrietamiento en caliente.

Como consecuencia de la presencia de estos elementos, las fases que pueden aparecer en la microestructura de estas aleaciones son: θ -Al₂Cu, Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆, Mg₂Si, π -Al₈FeMg₃Si₆ y β -Al₃FeSi. La fase β es especialmente perjudicial para la ductilidad y como su temperatura de formación es alta, su efecto negativo sólo puede contrarrestarse mediante la adición de Mn.

Estas aleaciones son tratables térmicamente. Las fases que pueden mejorar las propiedades mecánicas tras su disolución y precipitación son las fases con Cu, es decir, las fases θ y Q. Para conseguir la completa disolución de ambas fases se recomienda utilizar un solubilizado en dos etapas. La primera de ellas no debe superar los 507 °C, por ser la temperatura a la que se funde la fase θ . La temperatura de la segunda etapa debe ser cercana a 530 °C, ya que es la temperatura de formación de la fase Q. En cuanto a los tiempos necesarios, no existe unanimidad entre los trabajos consultados. En la etapa de envejecimiento, la temperatura debe ser baja, en torno a los 170 °C ya que a temperaturas superiores (200 °C) las propiedades resultantes se ven afectadas negativamente. Cabe destacar que los precipitados que aportan dureza tras el envejecimiento dependen tanto de la composición como de las temperaturas y tiempos del tratamiento térmico.

Además de un peor comportamiento a corrosión, la presencia de Cu en estas aleaciones provoca una mayor susceptibilidad al agrietamiento en caliente en comparación con aleaciones Al-Si-Mg. Además, se cumple que cuanto mayor sea la cantidad de Cu añadida, peores serán ambas propiedades. El comportamiento a corrosión puede mejorarse tras el tratamiento térmico, mientras que el agrietamiento en caliente puede evitarse añadiendo más cantidad de Si, que provoca una mayor cantidad de eutéctico y reduce el rango de solidificación, características directamente relacionadas con este fenómeno.

Aleaciones Al-Zn-Mg

Debido a sus elevadas propiedades mecánicas, las aleaciones típicamente utilizadas en forja son unas candidatas perfectas para reemplazar a la aleación A356 utilizada en fundición. Desde el punto de vista de practicidad, la vía más adecuada a seguir es la adaptación de las composiciones para que sean colables. La otra opción que se plantea es la de utilizar técnicas especiales de fundición. Sin embargo, se tratan de procesos difícilmente trasladables a la industria debido a su complejidad y sus altos costes asociados.

El objetivo que se plantea es el de conseguir aleaciones que, además de tener una adecuada colabilidad, alcancen altas propiedades mecánicas, no presenten agrietamiento en caliente y posean un buen comportamiento frente a la corrosión. Para lo cual, el estudio se centra en el diseño de la composición y el tratamiento térmico a aplicar. Debido a su buen comportamiento mecánico, se decide basar la composición en la familia 7xxx de aleaciones de forja (Al-Zn-Mg-Cu). Como la presencia de Cu puede ocasionar problemas de corrosión y aumentar la susceptibilidad al agrietamiento en caliente y las aleaciones de forja, por su composición, tienen una baja colabilidad, se propone eliminar el Cu de la composición.

En cuanto a los rangos de composición de los elementos mayoritarios, en las aleaciones Al-Zn-Mg, bajos ratios de Zn:Mg aumentan la resistencia y el límite elástico a la vez que disminuyen la elongación por lo que, para mantener ambas propiedades altas se deben seleccionar rangos medios de elementos; Zn+Mg=6-8 %. Por otro lado, las composiciones base se pueden modificar añadiendo elementos minoritarios, como el Ti y Zr que reducen el tamaño de grano, mejorando así las propiedades mecánicas. A su vez, estos elementos también mejoran el comportamiento frente a corrosión y reducen la tendencia al agrietamiento en caliente.

En lo relativo al Si, considerado una impureza en las aleaciones de forja, es un elemento que aporta colabilidad. De hecho, algunos autores han comprobado que la incorporación de Si a aleaciones Al-Zn-Mg mejora la fluidez y elimina el agrietamiento en caliente. Sin embargo, las propiedades mecánicas se reducen

como consecuencia de la aparición de fase Mg_2Si en detrimento de la fase η - $MgZn_2$, que es el principal elemento endurecedor de estas aleaciones. Esto se puede solucionar diseñando un tratamiento térmico que disuelva y precipite la fase Mg_2Si .

Las fases presentes en la microestructura de estas aleaciones dependen de los rangos de composición. El principal elemento endurecedor es la fase η - $MgZn_2$ por lo que el diseño de aleaciones debe orientarse a favorecer la aparición de esta fase. En ratios de Zn:Mg superiores a 2 puede aparecer la fase T- $Al_2Mg_3Zn_3$ que, aunque disminuye las propiedades mecánicas, mejora el comportamiento a la corrosión. Como consecuencia de la presencia de Fe como impureza, también aparece la fase $Al_{13}Fe_4$ que perjudica la ductilidad. Sin embargo su morfología puede modificarse a una menos dañina mediante la adición de Mn.

En cuanto al tratamiento térmico, el tiempo de solubilizado a aplicar en piezas fundidas debe ser mayor que el que se utiliza en productos forjados ya que estos últimos están sometidos a unas etapas previas a alta temperatura que favorecen la disolución de las fases antes del propio tratamiento de solubilizado. Al descartar el Cu de la composición, no se obtienen fases estables a altas temperaturas como la S, y por tanto, el tiempo de disolución necesario puede reducirse. En la bibliografía se ha comprobado que un solubilizado a 480 °C durante 1 hora disuelve la fase η . Sin embargo se desconoce el solubilizado adecuado para disolver esta fase junto con la Mg_2Si en el caso de aleaciones con adición de Si. En cuanto al envejecimiento, en aleaciones sin Cu, los tiempos también se reducen con respecto a aleaciones con Cu. Se han encontrado aleaciones Al-Zn-Mg que presentan buenas propiedades mecánicas tras un envejecimiento a 150 °C durante 3 h.

La fluidez, colabilidad y agrietamiento en caliente son los principales problemas a los que hacer frente al utilizar aleaciones de forja en procesos de fundición. Sin embargo, mediante cambios en la composición, como la incorporación de Ti y Zr o la eliminación de Cu, se han encontrado trabajos en los que se consigue fabricar componentes colados sin presencia de agrietamiento tras la solidificación.

Fatiga de aleaciones de aluminio de fundición

De la revisión bibliográfica llevada a cabo en este apartado se extrae que, en las aleaciones de aluminio de fundición, en las que existen defectos que se introducen durante el proceso de fabricación, éstos tienen una mayor influencia en el comportamiento a fatiga que aspectos microestructurales como el SDAS o tamaño de grano. Además, de entre estos defectos, la porosidad es la más perjudicial por encima de películas de óxido e inclusiones

El tamaño del poro de inicio y la distancia a la superficie afectan principalmente a la etapa de iniciación ya que cuanto mayor sea el tamaño de poro y menor la distancia, menores serán los ciclos necesarios para que se inicie la grieta. Con respecto a la morfología de los poros, que pueden ser más redondeados si provienen de gas o más irregulares si provienen de contracción, hay cierta controversia. Algunos autores no han encontrado evidencias de su influencia en el comportamiento a fatiga de los materiales mientras que otros incluyen este parámetro en sus modelos de predicción. En cuanto a la fase de propagación, la fracción de porosidad gana importancia ya que los poros favorecen la propagación de grieta. En este punto, también es significativo el tamaño de los poros contemplados en la fracción de porosidad.

Teniendo en cuenta que la porosidad tiene una gran influencia en el comportamiento a fatiga de estas aleaciones, los modelos de predicción específicos desarrollados hasta la fecha se basan en parámetros de la misma para estimar la vida a fatiga, especialmente en el tamaño y posición del poro de inicio para determinar el límite de fatiga del material estudiado.

El modelo de Murakami se basa en la dureza Vickers, en la que el área de la huella del penetrador es muy pequeña. Teniendo en cuenta que las aleaciones de aluminio son muy heterogéneas, presentando zonas con eutéctico, dendritas de aluminio y fases intermetálicas, y que, en la mayoría de casos presentan porosidad, ésta puede ser una propiedad muy variable y por tanto, poco representativa del material. Debido a esto, los resultados que se pueden obtener con este método pueden ser poco fiables. Por otro lado, para utilizar los modelos basados en la mecánica de la fractura, es indispensable conocer el valor de ΔK_{th} característico de la aleación el cual, debido a la heterogeneidad explicada anteriormente, es difícil de obtener, por lo que estos métodos también pueden derivar en errores. Por último, los modelos TDC y CDM se basan en modernas técnicas computacionales y son difícilmente extrapolables a la industria.

Además, todos los modelos mencionados anteriormente se basan en el poro de inicio para determinar el límite a fatiga del material. El poro de inicio que deberían tener en cuenta, por tanto, sería el correspondiente a aquellas muestras que no han alcanzado el fallo, pero, precisamente por no haber alcanzado el fallo, no se dispone de este dato. Por este motivo, el valor que suelen utilizar en estos modelos se basa en lo observado en superficies metalográficas y, por consiguiente, no es un dato del todo fiable ya que la porosidad metalográfica no es representativa de la porosidad total de la muestra. Por todos estos motivos, los modelos descritos presentan poca precisión en la predicción de vida a fatiga.

Para poder predecir fielmente el efecto de la porosidad en la vida a fatiga, debe tenerse en cuenta su influencia tanto en la etapa de iniciación como en la de propagación. Para ello, existen herramientas de simulación numérica como el XFEM que, aunque no han sido aplicadas al caso concreto de aleaciones de aluminio con poros, sí que se han encontrado trabajos en los que se utilizan para estudiar el comportamiento de otro tipo de materiales con presencia de defectos y podrían ser útiles para estudiar la influencia de este factor en las etapas de iniciación y propagación.

Desarrollo de aleaciones de aluminio alternativas a la aleación A356

Este capítulo se centra en el estudio de aleaciones de base Al-Si-Cu-Mg y Al-Zn-Mg, familias se plantean como candidatas para mejorar las propiedades de la aleación A356. En primer lugar se describen la metodología y las técnicas utilizadas para el diseño de aleaciones. A continuación, para cada una de las familias seleccionadas, se realiza un estudio previo a partir del cual se fija una composición y un tratamiento térmico definitivos. Finalmente, se evalúan las propiedades mecánicas alcanzadas por estas aleaciones y se comparan con las presentadas por la aleación A356 para verificar si, efectivamente, las propiedades obtenidas son superiores.

3.1 Diseño de aleaciones

3.1.1 Metodología

El diseño de las aleaciones llevado a cabo en del presente capítulo se esquematiza en la Figura 3-1. En primer lugar, se realiza un estudio previo en el que se acota el número de aleaciones a estudiar de cada familia y en las que se varía el porcentaje de elementos mayoritarios y la adición o no de elementos minoritarios. La elección de estos rangos y adiciones se basa en las conclusiones obtenidas en la revisión bibliográfica y el objetivo es obtener altos valores de resistencia y elongación y evitar, dentro de lo posible, el agrietamiento en caliente y la corrosión. A continuación, se lleva a cabo un análisis microestructural en el que primeramente se predicen, en función de la composición, las fases que pueden estar presentes en las aleaciones mediante el software FactSage®, y, posteriormente, se verifica la existencia o no de las mismas mediante curvas DSC y SEM.

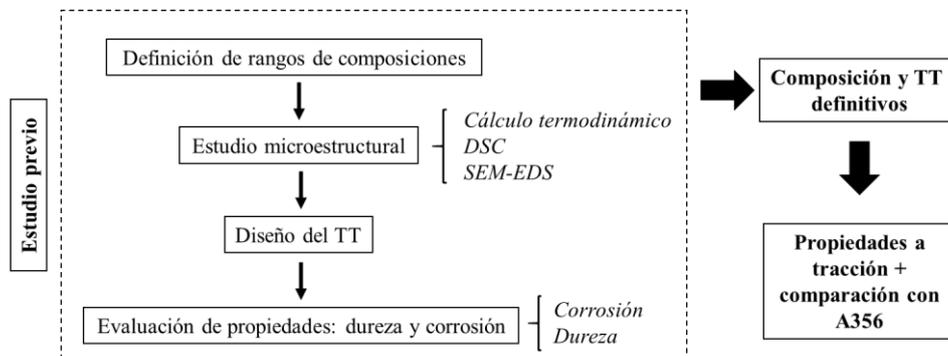


Figura 3-1. Esquema de proceso seguido para el diseño de aleaciones en el presente capítulo.

Una vez descritas las fases presentes, se identifican aquellas que pueden aportar resistencia a la aleación tras ser disueltas y precipitadas y se diseña un tratamiento térmico adecuado para tal fin. Finalmente, se evalúa la corrosión y la dureza de las aleaciones analizadas en el estudio previo y sometidas a algunos de los tratamientos propuestos. La elección de estas propiedades para fijar la composición y el tratamiento objetivo se debe a que el valor de dureza está relacionado con el de resistencia por lo que, si al compararlo con el de la aleación A356 es superior, también lo será la resistencia. Por otro lado, en el caso de que las aleaciones se destinen a llantas, la corrosión no es admisible, por lo que la aleación elegida debe, al menos, igualar el comportamiento de la aleación A356.

A partir de los resultados del estudio previo se definen la composición y el tratamiento térmico definitivos. Finalmente, se evalúan las propiedades a tracción de la misma y se comparan con las que presenta la aleación A356.

3.1.2 Técnicas

➤ **Fabricación probetas**

Las probetas fueron fabricadas mediante moldeo en coquilla, partiendo de lingotes de aluminio puro o de A356, en función de la familia de aleaciones que se fuera a fabricar (Al-Si-Cu-Mg o Al-Zn-Mg), a los que se añadían aleaciones madre. Estos elementos se introducían en un horno contenedor considerando un 100% de rendimiento para cada uno de ellos. Tras ajustar la composición, se desgasificaba el caldo para extraer el H₂ disuelto en el metal líquido. Durante este proceso se añadía desescoriante en forma de sales para sacar la escoria y los óxidos que se encontraran en el caldo hacia la superficie y retirarlos posteriormente. Una vez realizadas estas operaciones se colaba el caldo en el molde probetero para fabricar las probetas.

➤ **Evaluación del agrietamiento en caliente**

La mayoría de métodos utilizados para evaluar el agrietamiento en caliente se basan en colar las aleaciones en moldes con uniones en forma de T. De este modo, cuando comienza la solidificación de la aleación, la geometría de estos moldes impide la libre contracción de la pieza, generando unas tensiones que, de ser lo suficientemente elevadas, producen la aparición de grietas.

Para evaluar el agrietamiento en caliente se emplearon los mismos moldes que se utilizaron en la fabricación de las probetas ya que la geometría del molde presenta una zona con forma de T para este fin.

➤ **Cálculo termodinámico: FactSage®**

Las fases presentes se calcularon con el software de cálculo termodinámico FactSage®. Todo software de simulación termodinámica requiere de una base de datos y la calidad de los resultados depende de la misma. Teniendo en cuenta la naturaleza del cálculo, se decidió emplear las bases de datos SGSL (sustancias puras) y GTLM (aleaciones ligeras). La base GTLM se modificó añadiendo la descripción termodinámica de la fase cuaternaria Q-Al₃Cu₂Mg₉Si₇ considerándola como estequiométrica [164].

Los cálculos se realizaron bajo la condición de enfriamiento en equilibrio, que considera un enfriamiento lento, ya que la correlación con los picos obtenidos en las curvas DSC (explicado a continuación) es más precisa.

➤ DSC

La calorimetría de barrido diferencial, conocida como DSC por sus siglas en inglés *Differential Scanning Calorimetry* es una técnica termoanalítica que da como resultado una curva de flujo calorífico con respecto a la temperatura o el tiempo. El DSC tiene múltiples aplicaciones. En concreto, en este trabajo, se utilizó con dos fines. En primer lugar identificar las fases presentes en las aleaciones desarrolladas relacionando los picos de las curvas DSC, correspondientes a la fusión de las distintas fases, con la aparición de las mismas. En segundo lugar, este equipo también se utilizó para la evaluación del grado de disolución de las fases tras los distintos solubilizados aplicados. Para ello, se compararon las curvas obtenidas en las muestras solubilizadas con la curva de cada muestra *as-cast*.

El equipo utilizado fue un DSC NIETZCH STA 449 F3 (Figura 3-2). Las muestras empleadas tenían una forma cilíndrica de 6 mm de diámetro, 1,5 mm de espesor y un peso de 80 mg. Todos los ensayos consistieron en un ciclo de calentamiento a una velocidad constante de 10 °C/min.



Figura 3-2. Equipo utilizado para obtener las muestras DSC.

➤ Análisis microestructural

Microscopía óptica

Se utilizó un microscopio óptico Leica DM IRM HC para la medición del tamaño de grano y el globulizado del Si eutéctico. Previamente a la observación las muestras fueron lijadas y pulidas.

Medición tamaño de grano

Para revelar los límites de grano, las muestras se atacaron con una disolución de 5 % de HF en agua destilada. A continuación, el tamaño de grano se midió manualmente con el software Image J en 5 imágenes de cada aleación. El valor correspondiente al tamaño de grano de cada aleación se determinó como la media entre las mediciones tomadas en las 5 imágenes.

Globulizado del Si eutéctico

Tradicionalmente, el grado de modificado del eutéctico en una aleación de aluminio se define con un número que está relacionado con un patrón, por ejemplo el de la *American Foundry Society*, y se obtiene por comparación con unas imágenes estándar. Sin embargo, en este trabajo se utilizó el método propuesto

por Costa [58] que permite calcular, de forma cuantitativa, el total de partículas que han logrado una forma esférica tras el solubilizado, lo que proporciona un valor más objetivo y se elimina, por tanto, la subjetividad de la persona que realiza la observación.

Para ello, en primer lugar se tomaron 3 micrográficas tras cada condición de solubilizado con el microscopio óptico. Posteriormente, mediante el análisis de imagen del software Image J, fue posible destacar y seleccionar las partículas de eutéctico, ya que tienen un color más oscuro que la matriz y las fases restantes. Para determinar la morfología de las partículas, éstas se dividieron en tres categorías en función de su circularidad (C):

- $C < 0.5$: Partículas aciculares
- $0.5 < C < 0.7$: Partículas con forma mixta
- $C > 0.7$: Partículas esféricas

Esta separación en función de C se realizó de forma automática con el software ImageJ como se muestra en la Figura 3-3. Una vez identificadas las partículas de cada tipo, fue posible calcular la fracción de partículas aciculares, mixtas y esféricas para cada condición de solubilizado con respecto al total y el tamaño medio correspondiente a cada tipo.

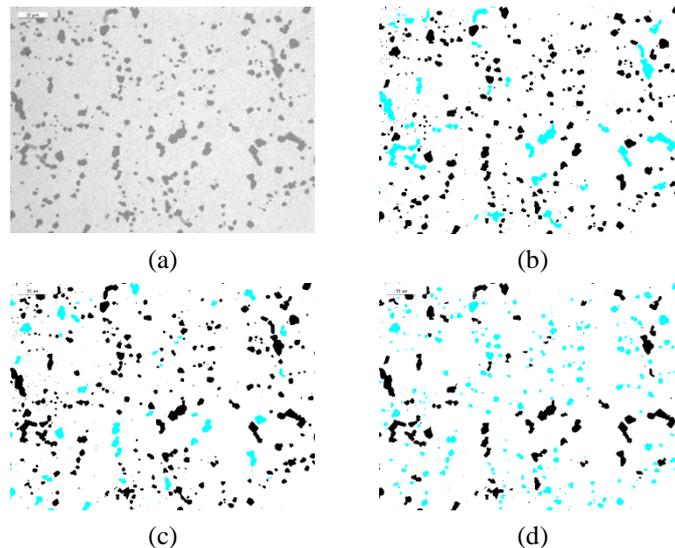


Figura 3-3. Ejemplo de cómo se separan e identifican las partículas de Si eutéctico en función de su circularidad. a) Microestructura original b) Partículas aciculares c) Partículas mixtas d) Partículas esféricas.

Microscopía electrónica de barrido-SEM

Para la identificación de las fases y la morfología de las mismas el equipo utilizado en este trabajo fue un FEI Nova Nano SEM 450 equipado con un detector Oxford AZtec Energy Dispersive Spectroscopy (EDS). Este dispositivo permite identificar cualitativamente los elementos que componen las fases. De este modo, sabiendo cuáles son las fases que pueden aparecer en las aleaciones según el cálculo termodinámico y las curvas DSC, y conociendo los elementos de los que se compone cada fase, se pueden identificar las fases presentes en la microestructura y revelar la morfología con la que aparecen.

➤ Tratamientos térmicos

Para aplicar los tratamientos térmicos, las muestras se introdujeron en un horno de resistencias con circulación de aire Nabertherm L60/14. En cada ciclo se incorporó un termopar para controlar la

temperatura real a lo largo de proceso. Tras el tratamiento de solubilizado, las muestras se templaron en agua a una temperatura de 60 °C, para evitar la posible aparición de tensiones residuales. El tiempo transcurrido entre el temple y el envejecimiento fue de 12 h. Tras el envejecimiento las muestras se dejaron enfriar a temperatura ambiente.

➤ Ensayos de dureza Brinell

Las durezas se midieron según el método Brinell y bajo la norma ASTM-E10. Para los ensayos se utilizó un durómetro HOYTOM 1002 con bola de Ø 10 mm y fuerza de 500 kg. Previamente al ensayo, las superficies se prepararon con un lijado (lija de P1200). En cada muestra se realizaron tres huellas evitando el centro, por ser una zona más propensa a la porosidad por contracción. Tras el ensayo, las huellas se midieron con un macroscopio Leica.



(a)



(b)

Figura 3-4. Imagen del a) durómetro y b) macroscopio utilizados.

➤ Ensayos de corrosión

El ensayo seleccionado para evaluar el comportamiento a corrosión de las muestras fue el correspondiente a la norma ISO 11846: “Determinación de la resistencia a IGC de aleaciones de aluminio tratables por solución”. En concreto se utilizó el método designado como “B” en esta norma que es específico para la comparación de corrosión en aleaciones de aluminio en función de su composición química y del tratamiento térmico.

Las muestras que se utilizaron en los ensayos eran cilíndricas, de 12 mm de diámetro y 15 de altura. La superficie *as-cast* expuesta durante el ensayo era de unos 5 cm² según norma.

Las muestras se sumergieron de 2 a 5 min en una solución de hidróxido sódico (40 g/l) a una temperatura de entre 50 y 60 °C. A continuación se sumergieron durante 24 h en una solución que contenía 30 g/l de cloruro sódico y 10 ml ± 1 ml de ácido clorhídrico concentrado ($\rho = 1,19$ g/ml) a temperatura ambiente. Después de esta etapa, las probetas se enjuagaron en agua corriente y luego en agua destilada, y se dejaron secar.

Después del ensayo, las probetas se cortaron transversalmente y se prepararon para un examen metalográfico. En cada muestra se identificaron las zonas atacadas determinando el tipo de corrosión; intergranular o por picadura, y se midió, con soporte del microscopio óptico, la máxima longitud de ataque para cada tipo.

➤ Ensayos de tracción

Los ensayos de tracción se realizaron en una máquina INSTRON 3369 según la norma ASTM E8. Las probetas utilizadas tenían las medidas que se muestran en la Figura 3-5. Los ensayos se realizaron a una

velocidad de 1 mm/min hasta alcanzar el límite elástico (control mediante extensómetro). Tras este punto, y hasta la rotura de la probeta, la velocidad del ensayo era de 2 mm/min.

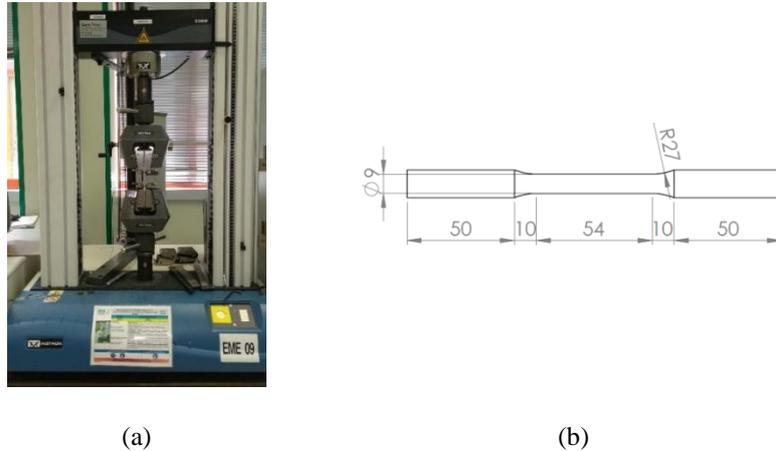


Figura 3-5. A) Máquina utilizada en los ensayos de tracción y b) dimensiones de las probetas de tracción según norma ASTM-E4.

3.2 Desarrollo de aleaciones Al-Si-Cu-Mg

En este apartado se realiza un estudio previo en cinco composiciones de base Al-Si-Cu-Mg con distintos rangos de elementos mayoritarios y adiciones de elementos minoritarios. A continuación se analiza el tratamiento T6 óptimo a aplicar, para lo cual se diseñan solubilizados simples y dobles, en los que se evalúa el grado de disolución de las fases y el globulizado de Si eutéctico, y el envejecimiento más adecuado. Después, a partir de los resultados de dureza y corrosión obtenidos en las aleaciones, se selecciona la composición y el tratamiento térmico definitivos, cuyas propiedades a tracción se comparan con las de la aleación A356.

3.2.1 Composiciones Al-Si-Cu-Mg

Una de las vías que se propone para mejorar las propiedades mecánicas de la aleación A356 es la modificación de la composición de la misma añadiendo Cu, por lo que el estudio se centra en aleaciones Al-Si-Cu-Mg. En base a las conclusiones obtenidas de la revisión bibliográfica presentada en el capítulo 2, se definen los rangos de los elementos a analizar en el presente capítulo:

- Cu: Como uno de los requerimientos exigibles, especialmente si la aleación se destina a llantas, es una alta resistencia a la corrosión, el contenido en Cu se limita a 1-1,5 %. Además, como el Cu disminuye la ductilidad, pequeñas cantidades de este elemento podrán aportar resistencia sin perder demasiada elongación. Al mismo tiempo, con pequeñas adiciones de Cu, el rango de solidificación no aumentará demasiado y la susceptibilidad al agrietamiento en caliente se mantendrá baja. De igual manera, al mantener el contenido en Cu bajo, no aumentará en exceso la porosidad de las muestras.
- Si: el estudio se basa en aleaciones hipoeutécticas con un contenido en Si comprendido entre 8-8,5 % ya que estos altos valores de Si aumentan la resistencia. Además, el Si también puede disminuir el tamaño de la fase β -Fe, lo que produce mayor ductilidad. Asimismo, un mayor contenido en fase eutéctica, con respecto a la aleación A356, previene la aparición de

agrietamiento en caliente, fenómeno que puede darse como consecuencia de la incorporación de Cu.

- Mg: aporta resistencia a la aleación pero afecta negativamente a la elongación. Por este motivo, el contenido de Mg se mantendrá bajo y variará entre 0,3-0,2 %. Se estudia si una disminución en Mg resulta en un mejor globulizado de Si y su repercusión en las propiedades mecánicas.
- Mn: se incorpora en una cantidad correspondiente a la mitad de Fe presente en la aleación para modificar la fase β -Fe a α [19]. Esto aumenta la ductilidad y ayuda a evitar la corrosión y el agrietamiento en caliente.
- Sr: se añade para modificar el Si eutéctico. La cantidad se fija en 0,002 % que entra en el rango óptimo sugerido por Zamani [165] y es la misma que utiliza Fagor Ederlan en su aleación A356.
- Ti: para refinar el grano, la cantidad total de Ti, según las recomendaciones de los autores de la bibliografía, se debe situar entre 0,05 y 0,15 %.

Con el objetivo de estudiar el efecto de todos los elementos aleantes y esas pequeñas variaciones en los rangos mencionados, se diseñan un total de cinco aleaciones con las composiciones objetivo que se muestran en la Tabla 3-1.

Tabla 3-1. Composiciones objetivo de las aleaciones Al-Si-Cu-Mg desarrolladas.

Designación	Si	Cu	Mg	Mn
E1	8,5	1,5	0,3	-
E2	8,5	1,5	0,3	Fe/2
E3	8,5	1	0,3	Fe/2
E4	8	1	0,3	Fe/2
E5	8	1	0,2	Fe/2

Después de la fabricación de las probetas se midió la composición de cada aleación con un espectrómetro de masas. En la Tabla 3-2 se muestran las desviaciones con respecto a la composición deseada. Cabe mencionar que las desviaciones observadas entran dentro de los rangos permitidos con la excepción del Mn en la aleación E5, que no alcanza la mitad de la cantidad de Fe presente en la aleación y el Si en la aleación E5.

Tabla 3-2. Diferencias entre los contenidos definidos para cada elemento y los reales en las aleaciones Al-Si-Cu-Mg del estudio previo.

Designación	Si	Cu	Mg	Mn	Fe	Ti	Sr
E1	9,19	1,56	0,32	0,006	0,14	0,12	0,012
Desviación	0,69	0,06	0,02	*	*	*	0,08
E2	9,08	1,54	0,32	0,076	0,14	0,15	0,011
Desviación	0,58	0,04	0,02	0,006	*	*	0,009
E3	8,48	1,04	0,33	0,069	0,14	0,11	0,021
Desviación	0,02	0,04	0,03	0,001	*	*	0,01
E4	8,02	0,97	0,29	0,082	0,13	0,095	0,019
Desviación	0,02	0,03	0,01	0,017	*	*	0,01
E5	7,55	1,00	0,17	0,049	0,13	0,096	0,01
Desviación	0,45	-	0,03	0,016	-	-	0,01

3.2.2 Microestructura de las aleaciones Al-Si-Cu-Mg as-cast y fases presentes

Como se puede observar en la Figura 3-6, la microestructura *as cast* de estas aleaciones está formada por dendritas de aluminio rodeadas de producto eutéctico. También se observan fases intermetálicas especialmente en la zona interdendrítica. El SDAS calculado en estas aleaciones es de 30 μm .

Como se apuntaba en la revisión bibliográfica, en las aleaciones Al-Si-Cu-Mg modificadas con Sr el Mg puede producir una interferencia y reducir el efecto modificador del Sr. En la Figura 3-6 se compara la microestructura de la aleación E5 (con 0,2 %Mg) y E1 (con 0,3 %Mg). La muestra con mayor contenido en Mg (E1) presenta algunas zonas donde el Si no se ha modificado completamente, mientras que la aleación E5 muestra un nivel de modificado correcto, por lo que se corrobora este efecto.

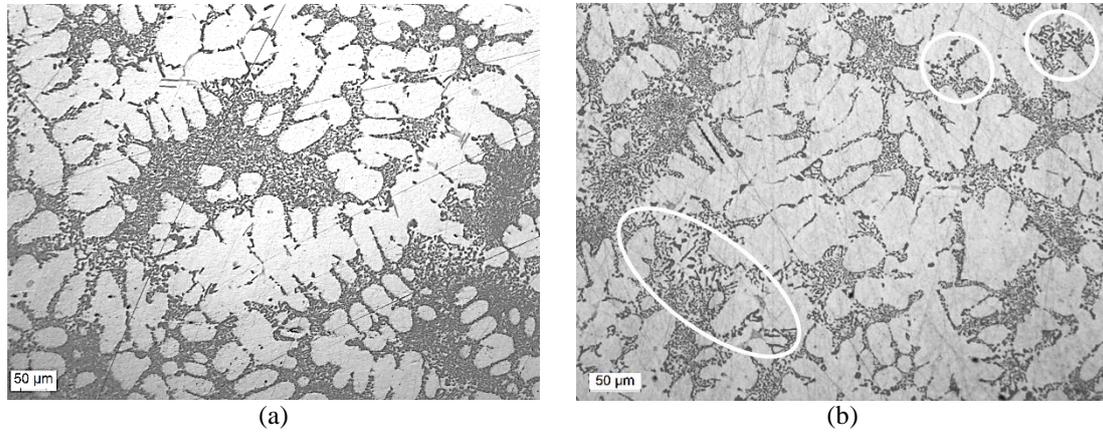
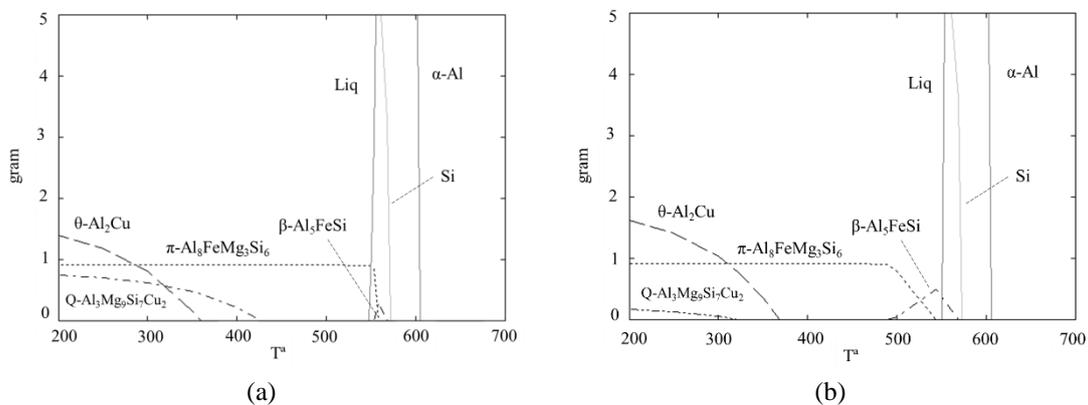


Figura 3-6. Microestructura de las aleaciones a) E5 y b) E1.

A continuación se analizan las fases presentes en las aleaciones. En primer lugar se hace un cálculo termodinámico con el software FactSage® con el objetivo de predecir las fases que pueden aparecer en las aleaciones en función de las distintas composiciones. Para ello se seleccionaron las aleaciones E4, E5 y E1 en las que los contenidos de Cu, Mg y Si varían. El Mn no se incluye en las simulaciones para facilitar los cálculos.

Los diagramas obtenidos en la simulación se muestran en la Figura 3-7. Por otro lado, en la Figura 3-8, se muestran las curvas de calentamiento DSC de las aleaciones mencionadas en las que, en base al cálculo termodinámico presentado, se han podido relacionar los distintos picos con las fases presentes. Se identifican un total de cinco picos en la curva. El primer pico se corresponde con la fase θ -Al₂Cu, el segundo con la fase Q-Al₃Cu₂Mg₉Si₇, el tercero con la β -Al₅FeSi y el cuarto y el quinto pertenecen a la transformación del eutéctico y la fusión del α -Al respectivamente. En el cálculo termodinámico, además de estas fases, también aparece la fase π -Al₃FeMg₃Si₆. Según estos resultados, la fase Mg₂Si no se forma en estas aleaciones, de forma que el Mg disponible se distribuye entre las fases Q y π .



La Figura 3-7. continúa en la página siguiente.

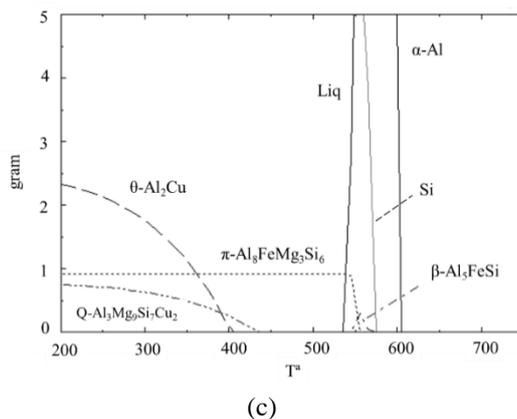


Figura 3-7. Detalle del cálculo termodinámico en equilibrio realizado con el software FactSage® para la identificación de fases en estado as cast en las aleaciones a) E4, b) E5 y c) E1.

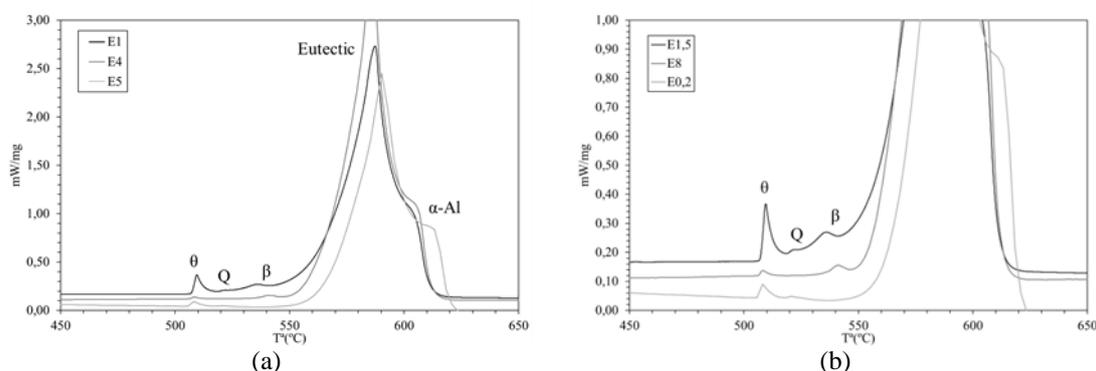


Figura 3-8. a) Curvas DSC de calentamiento de las aleaciones E4, E5 y E1 identificando las fases presentes. b) Detalle de los picos correspondientes a las fases θ , Q y β .

En cuanto a las temperaturas de formación de estas fases, atendiendo a las curvas DSC y al cálculo, la fase β es la más estable y se forma a una temperatura de 540 °C. Las fases θ -Al₂Cu y Q-Al₃Cu₂Mg₉Si₇ aparecen a 505 y 520 °C respectivamente en las curvas DSC, lo que se corresponde con las temperaturas identificadas para estas aleaciones en la bibliografía. Sin embargo, las temperaturas obtenidas en el cálculo termodinámico son menores; 420 °C en la fase Q y 350 °C en la θ .

En relación a la cantidad de cada una de las fases presentes en las distintas aleaciones, se puede ver que ésta varía dependiendo de los rangos de los elementos de composición. En base a los resultados del cálculo termodinámico y del DSC se puede ver como un aumento en el porcentaje de Cu de 1 a 1,5 % (aleaciones E4 y E1) provoca un aumento en la cantidad de fase θ -Al₂Cu, tal y como apuntan otros autores de la bibliografía [40,166]. En principio, una mayor cantidad de esta fase producirá un aumento en la dureza de la aleación tras el tratamiento térmico. Por otro lado, según el cálculo termodinámico, la reducción del contenido de Mg de 0,3 a 0,2, entre las aleaciones E4 y E5 (Figura 3-7.a y b), resulta en una disminución de la cantidad de fase Q. Sin embargo, en las curvas DSC sólo se observa un aumento de β .

Por último, para verificar si las fases identificadas en el cálculo termodinámico y en las curvas DSC se encontraban efectivamente en las aleaciones, se utilizó un SEM equipado con un detector EDS. Las fases que se identificaron en estas aleaciones se muestran en la Figura 3-9 y son: la fase θ -Al₂Cu de color blanco brillante en la imagen que puede tener forma eutéctica o de bloque, la fase Q-Al₃Si₆Cu₂Mg₈ de color gris claro y aspecto globular, la fase β -Al₃FeSi de color blanco y forma de aguja y la fase π -Al₈Mg₃FeSi₆ en color gris y de forma compacta. En las aleaciones con adición de Mn (E2-E5), la fase β puede modificarse dando lugar a la fase α -Al₁₅(FeMn)₃Si₂ que tiene forma chinesca. Aunque en la mayoría de aleaciones se alcanza el % de Mn fijado, lo que implica que sólo debería estar presente la fase α , se siguen observando

ambas fases (α y β). Una excepción se produce en la aleación E5 en la que la cantidad de Mn en la composición no alcanza la necesaria y, debido a ello, sólo se observa fase β . En la aleación E5, como resultado de un menor contenido en Mg, se observa claramente una menor cantidad de fase Q, tal y como apuntaba el cálculo.

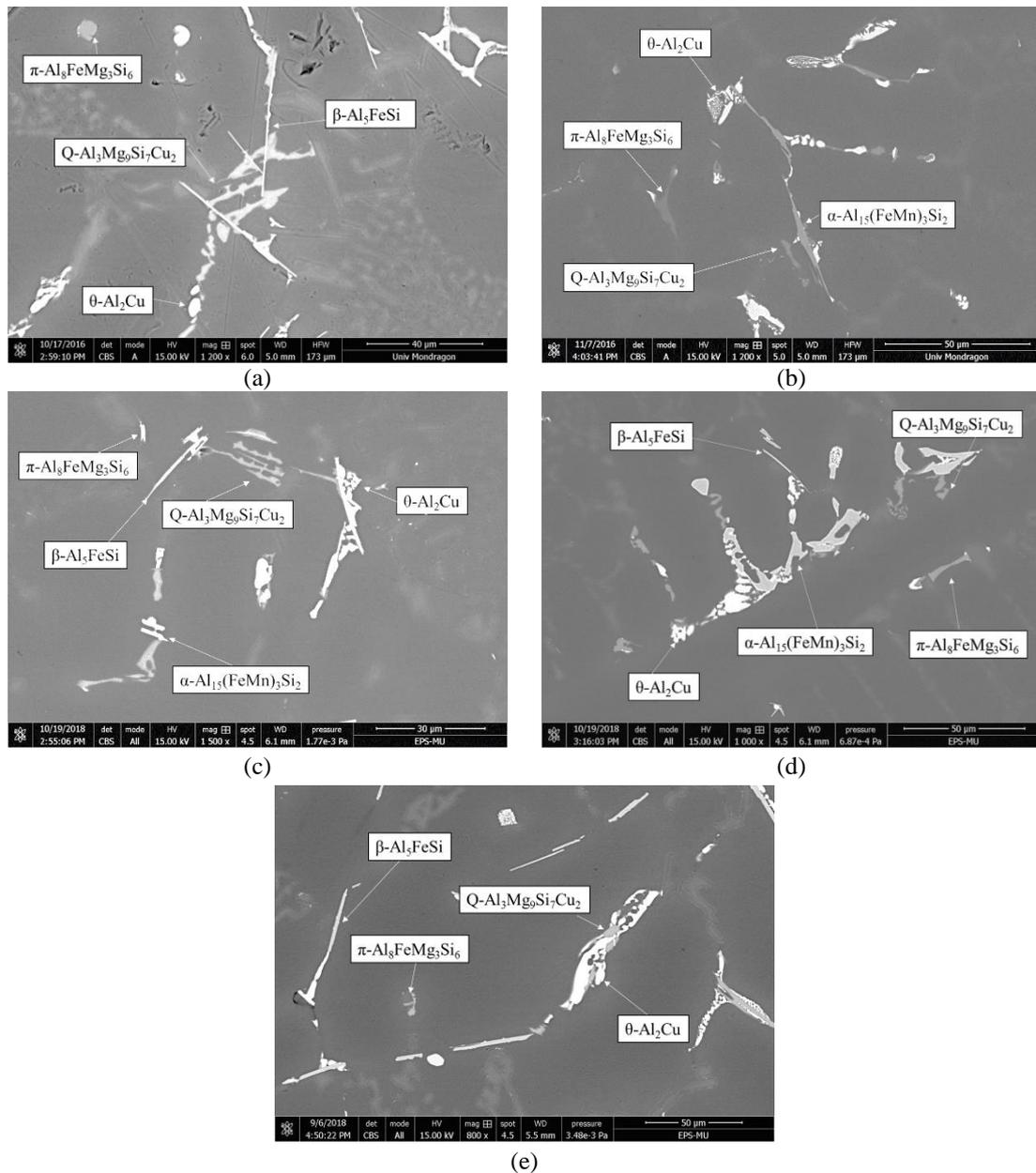


Figura 3-9. Microestructura obtenida con SEM mostrando las fases de las aleaciones a) E1, b) E2, c) E3, d) E4 y e) E5.

3.2.3 Diseño del tratamiento térmico a aplicar en de las aleaciones Al-Si-Cu-Mg

El objetivo de este apartado es diseñar el tratamiento térmico óptimo a aplicar en las aleaciones analizadas. Para ello se estudian las etapas de solubilizado y envejecimiento por separado. Los objetivos del solubilizado son disolver las fases ricas en Cu presentes en la microestructura y globulizar el Si eutéctico. Por esta razón, se estudia el grado de solubilizado de las fases y la morfología del eutéctico tras la aplicación de distintos solubilizados, simples y dobles. Por otro lado, en lo referente a la etapa de envejecimiento, cuya

finalidad es precipitar las fases disueltas durante el solubilizado para aportar dureza a la aleación, se analiza la temperatura y tiempo mínimos necesarios para proporcionar la máxima dureza.

➤ Solubilizado

De las fases identificadas en la microestructura, las que pueden provocar un aumento de la dureza como consecuencia del tratamiento térmico son las fases que contienen Cu: θ -Al₂Cu y Q-Al₃Cu₂Mg₉Si₁₇. La temperatura de este tratamiento viene limitada por la fusión de la fase θ ya que, de alcanzarse, las propiedades mecánicas tras el tratamiento se verían afectadas negativamente. Por este motivo, al formarse la fase Q a mayor temperatura, se requiere de un solubilizado en dos etapas para lograr la disolución de ambas fases. De este modo, en la primera etapa se disuelve la fase θ y se asegura la homogenización, lo que permite aumentar la temperatura de la segunda etapa que tiene el objetivo de disolver la fase Q, sin que se produzca la fusión de la fase θ .

En las aleaciones objeto de estudio en este apartado, la fase θ tiene el punto de fusión más bajo y se sitúa en torno a 508 °C tal como han mostrado los resultados de DSC (Figura 3-8). Por este motivo, la temperatura de los solubilizados simples y la primera etapa de los solubilizados dobles se fija en 505 °C. Según las curvas DSC, la fusión de la fase Q se produce a 520 °C. Sin embargo, algunos de los autores consultados en la bibliografía mantienen que esta fase es estable hasta los 530 °C por lo que, para asegurar su disolución, se seleccionan tres temperaturas para la segunda etapa de los solubilizados dobles: 520, 530 y 540 °C.

En base a lo anterior, se han planteado tres solubilizados simples (SS) durante 4, 6 y 8 h, ya que en la bibliografía no se ha encontrado un consenso en este aspecto, y tres solubilizados dobles (DS) con una primera etapa de 6 h de duración y una segunda de 2 h. Los tiempos del solubilizado doble se eligieron basándose en el trabajo de Zheng *et al.* [50] en aleaciones Al-6Si-2Cu-0,5Mg ya que los rangos de elementos son similares a los de las aleaciones del presente estudio. Un esquema de los solubilizados aplicados y su nomenclatura se muestra en la Tabla 3-3.

Tabla 3-3. Tratamientos de solubilizado aplicados a la aleación E1.

Id	1ª etapa		2ª etapa	
	Tª (°C)	t (h)	Tª (°C)	t (h)
SS-4h		4		
SS-6h	505	6		
SS-8h		8		
DS-520			520	
DS-530	505	6	530	2
DS-540			540	

Grado de disolución de las fases

Uno de los objetivos del solubilizado es alcanzar el máximo grado de disolución de las fases para que precipiten en mayor cantidad durante el envejecimiento, aumentando de esta forma la dureza resultante. Con el fin de evaluar el grado de disolución de las fases θ y Q tras cada solubilizado descrito en la Tabla 3-3, se realizaron curvas de calentamiento DSC en aleaciones que fueron previamente solubilizadas. Como los picos del DSC ya han sido ligados a las fases presentes en la muestra, es posible relacionar los cambios en las energías de los picos con el grado de disolución de las fases. Esto se consigue mediante la comparación de las curvas resultantes con las de una muestra *as cast*, de manera que si la disolución es completa, el pico de la fase desaparece. La ventaja de esta técnica es que permite conocer el grado de

disolución de las fases en toda la aleación en lugar de estar limitado a ciertas secciones de la muestra, como ocurre con una inspección visual en el SEM.

Para este ensayo se seleccionó la aleación E1 ya que, al ser la aleación con mayor contenido en Cu (1,5 %), la cantidad de fase θ es mayor que en el resto, como se ha observado en el DSC de la Figura 3-8. Por lo que, si los solubilizados aplicados son capaces de disolver esta fase en la aleación E1, también la disolverán en el resto de aleaciones, donde la cantidad de la misma es menor. Con respecto a la cantidad de fase Q, ésta se mantiene constante en todas las aleaciones salvo en la E5 (0,2% Mg), donde es menor, por lo que se aplica el mismo argumento. Las curvas resultantes tras los solubilizados simples y dobles se presentan en la Figura 3-10.

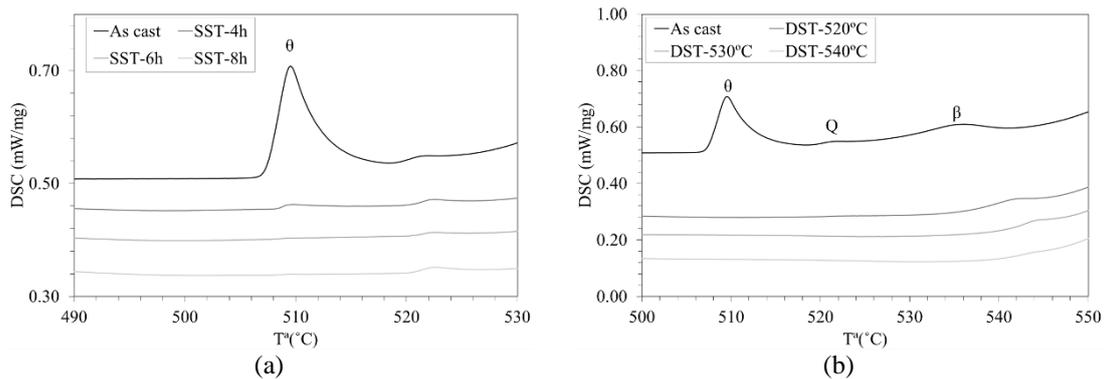


Figura 3-10. Curvas DSC obtenidas en la aleación E1 tras los solubilizados aplicados a) SS y b) DS.

Como se puede ver, el pico correspondiente a la fase θ desaparece tras un SS-6h, lo que indica la completa disolución de esta fase tras este tratamiento. Con respecto a la fase Q, el segundo pico de las curvas en la Figura 3-10.b, su disolución se consigue después de un DS-520. El tercer pico de la gráfica, identificado como la fase β , permanece constante tras todos los solubilizados aplicados, ya que como se indica en el cálculo termodinámico, esta fase es estable hasta temperaturas cercanas a solidus y por tanto, superiores a las de los solubilizados utilizados.

Para verificar las disoluciones de fase obtenidas en las curvas DSC, se realizó una inspección visual con el SEM. Se comprobó que, contrariamente a lo observado en el DSC, la fase θ es visible tras SS-6h y SS-8h (Figura 3-11.a y b), lo que indica que no se ha disuelto completamente tras estos tratamientos. Cabe destacar que tras el SS-8 h, esta fase se encontraba principalmente alrededor de los poros de contracción, que son las últimas zonas en solidificar, y por tanto, las partículas intermetálicas tienen más tiempo para crecer, dando lugar a fases de mayor tamaño. La causa de que no se detecte en las curvas DSC correspondientes puede estar en que la cantidad remanente tras estos tratamientos sea tan pequeña que se sitúe fuera de la resolución del equipo DSC.

En cuanto a la fase Q, se aprecian restos tras un DS-520 (Figura 3-11.c), por lo que los resultados tampoco concuerdan con los obtenidos en las curvas DSC. En cambio, sí se disuelve completamente tras un DSC-530 (Figura 3-11.d). Estos resultados confirman que la fase Q es más estable que la fase θ y, por lo tanto, más difícil de disolver, lo que concuerda con lo recogido en la bibliografía [46,51,52].

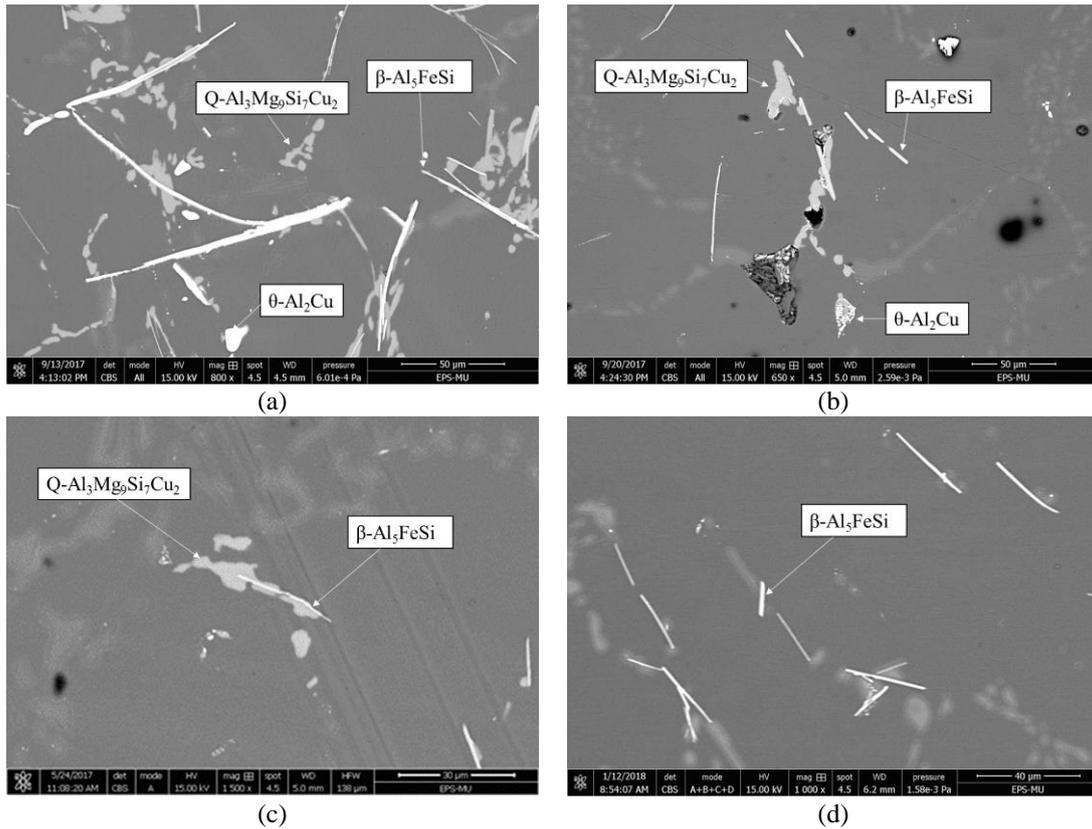


Figura 3-11. Fases presentes tras a) SS-6h, b) SS-8h, c) DS-520, y d) DS-530.

Con respecto al resto de fases presentes, la fase π -Fe sólo aparece en la microestructura *as cast*. Tal como apunta Sjolander [55], esta fase se transforma en β -Fe tras el tratamiento cuando la cantidad de Mg es baja (0,2-0,4 %). En cuanto a la fase β -Fe, es visible tras todos los tratamientos de solubilizado. Como ya se ha indicado, esta fase es muy estable y no se disuelve durante los tratamientos de solubilizado aplicados. Por tanto, la única forma de modificar su morfología y contrarrestar su efecto negativo es mediante la adición de Mn.

En conclusión, en cuanto a la disolución de fases, el solubilizado que logra disolver tanto la fase θ como la Q es el DS-530. Sin embargo, tras el DS-530 se observaban ciertas fases fundidas como puede apreciarse en la Figura 3-12, lo cual afecta negativamente a las propiedades mecánicas. Por este motivo, desde el punto de vista de disolución de fases, se establece como solubilizado recomendable a aplicar un DS-520, a pesar de que se ha observado que no disuelve completamente la fase Q en la aleación con 1,5 % de Cu.



Figura 3-12. Fases fundidas en la aleación E1 tras DS-530.

Morfología del eutéctico

En esta sección se analiza cómo las distintas temperaturas y tiempos de solubilizado afectan a la globulización del Si. Este aspecto es importante ya que cuanto mayor sea el grado de globulizado de las partículas eutécticas, menor será la probabilidad de que se generen concentradores de tensiones en las mismas, lo que resultará en una mayor ductilidad de las aleaciones.

Para ello, se estudia la influencia de cada condición de solubilizado en la morfología de las partículas del eutéctico siguiendo la metodología explicada en la sección 3.1.2. La Figura 3-13 muestra la fracción en porcentaje de partículas de cada tipo (aciculares, mixtas y esféricas) y el tamaño medio de las mismas tras cada solubilizado tomando como ejemplo la aleación E1.

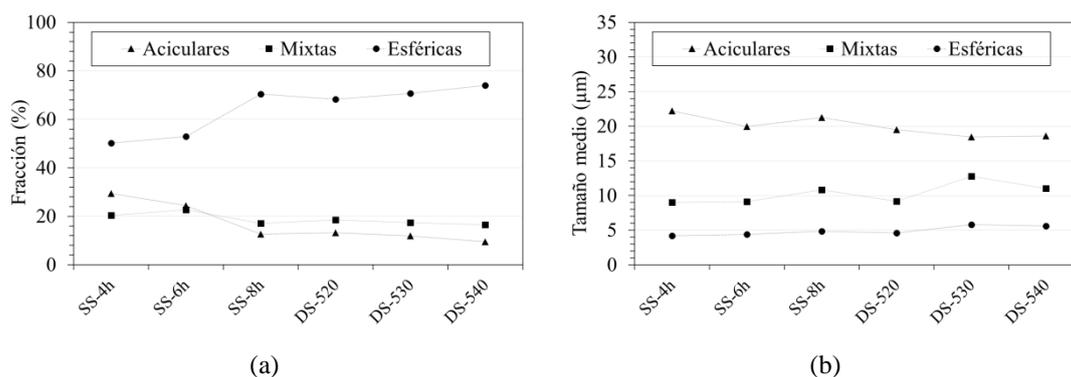


Figura 3-13. a) Fracción con respecto al total de partículas esféricas, aciculares y mixtas. b) Tamaño medio de las partículas en la aleación E1.

Atendiendo a la fracción de partículas de cada tipo, se puede ver que después del SS-8h se alcanza un 70 % de partículas esféricas y a lo largo de los DS apenas se consigue aumentar ese valor. Parece indicar que hay un valor máximo de partículas esféricas alcanzable y que, una vez obtenido, aunque se aumente la temperatura y el tiempo de tratamiento no se consigue superar ese valor. Este fenómeno podría ser derivado de la interacción entre el Mg y el Sr, que según la bibliografía, impide el efecto modificador del Sr [48,49]. Como se indicó en la Figura 3-6, una disminución del contenido en Mg resultaba en un mejor modificador del Si eutéctico.

En la Figura 3-14 se pueden apreciar visualmente estas diferencias. Tras un SS-6h se pueden observar muchas partículas con forma acicular y mixta mientras que tras un DS-520, aunque se sigue observando alguna partícula acicular, la mayoría ha alcanzado una forma esférica.

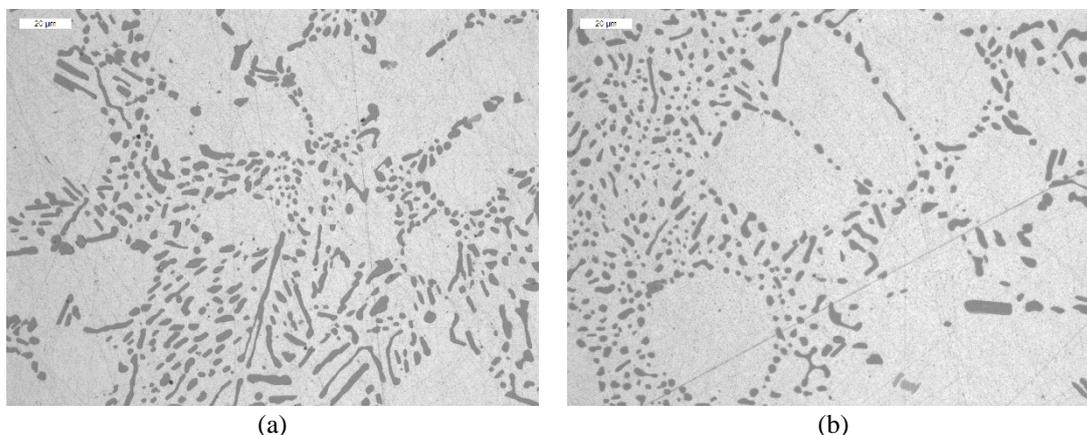


Figura 3-14. Microestructura comparando la globulización del Si eutéctico tras a) SS-6h y b) DS-520.

En cuanto al tamaño de las partículas (Figura 3-13.b), las aciculares muestran cierta tendencia a disminuir a medida que aumenta el tiempo y temperatura del solubilizado. Sin embargo, en general, los tamaños tras DS no son menores que tras el SS. Aunque, atendiendo a la Figura 3-14, se puede comprobar que tras el SS-6h se aprecian algunas partículas aciculares de gran tamaño mientras que tras el DS-520, todas las partículas aciculares presentes son de menor tamaño. Por lo que, aunque en los valores medios no existe mucha diferencia, en la microestructura sí se observa que tras el DS-520 no existen partículas aciculares de gran tamaño, lo que es positivo para la ductilidad.

En base a lo anterior se puede concluir que, desde el punto de vista de globulizado de las partículas de Si eutéctico, cualquier DS será suficiente para alcanzar el máximo de número de partículas esféricas y reducir el tamaño de las aciculares. Por lo que, uniendo con el apartado anterior, relativo al grado de disolución de las fases, el DS-520 sería el solubilizado óptimo a utilizar en estas aleaciones.

➤ Etapa de Envejecimiento

Una vez analizado el solubilizado, el siguiente paso es definir el envejecimiento más adecuado para estas aleaciones. El objetivo de esta etapa es precipitar los elementos que se han disuelto durante el solubilizado para que aporten dureza a la aleación. Por lo tanto, el envejecimiento óptimo para una temperatura definida será aquel que proporcione la máxima dureza en el menor tiempo.

La temperatura elegida para este tratamiento se fija en 160 °C ya que, por una parte, es la temperatura de envejecimiento que se utiliza en la actualidad en la aleación A356 y, en el caso de que fuera reemplazarla por estas aleaciones, la transición sería más sencilla desde el punto de vista de adaptación del proceso actual. Además, por otro lado, según la bibliografía, a temperaturas de envejecimiento altas, cercanas a 200 °C, se forma una elevada cantidad de fase Q, que provoca la disminución de la resistencia a tracción y del límite elástico, por lo que interesa aplicar el tratamiento en un rango de temperaturas medias cercanas a los 160-180 °C.

Con el objetivo de obtener el tiempo óptimo de envejecimiento para una temperatura de 160 °C, se realizaron curvas de envejecimiento a 160 °C en las aleaciones E1, E4 y E5. Estas curvas se elaboraron para dos condiciones de solubilizado distintas: SS-8h y DS-520 con el objetivo de analizar también el efecto del grado de solubilizado previo en la etapa de envejecimiento. Los resultados se muestran en la Figura 3-15. El tiempo 0 corresponde a la dureza de las muestras *as cast*.

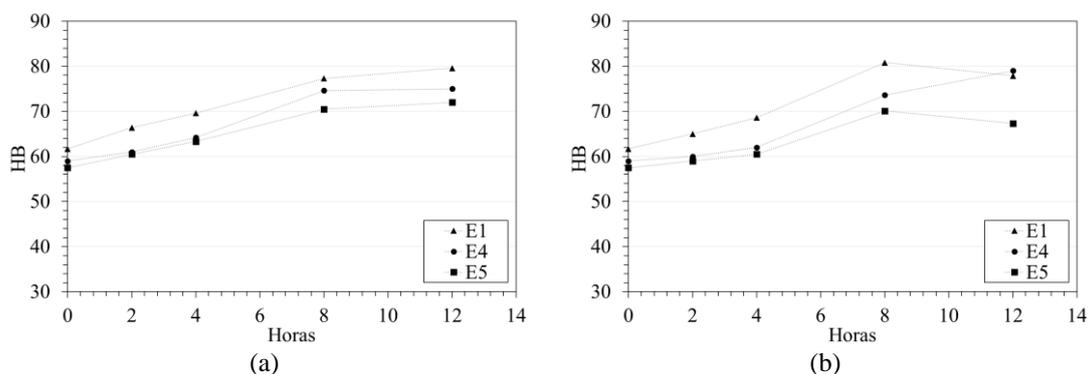


Figura 3-15. Curvas de envejecimiento a 160°C para las aleaciones E4, E5 y E1 después de a) SS-8h y b) DS-520.

Como se puede observar, tras un DS la respuesta al envejecimiento es más lenta, especialmente en las aleaciones E4 y E5, es decir, la dureza no comienza a aumentar hasta pasadas las 4 h de tratamiento. Esto se debe a la precipitación de fase Q [59] que se disuelve con el DS pero no con el SS. Además, se puede

ver que un DS provoca durezas pico más altas para cada aleación, lo que se relaciona con una mayor disolución de fases durante el solubilizado que permite una mayor precipitación durante el envejecimiento.

Comparando las curvas de envejecimiento de las diferentes aleaciones se puede ver que la curva con mayores valores de dureza es la de la aleación E1, con 1,5 % de Cu. Este mayor porcentaje de Cu conlleva mayor cantidad de fase θ que, al precipitar durante el envejecimiento, provoca la mejora de la dureza. La aleación con menor dureza es la E5 debido a la menor cantidad de Mg en su composición, que provoca menor cantidad de fase Q y como resultado, menor dureza.

En cuanto al tiempo de envejecimiento óptimo, se puede ver que, en general, a partir de 8 h de tratamiento las durezas apenas varían o decrecen como resultado de un sobre-envejecimiento. Por este motivo el envejecimiento óptimo de estas aleaciones, para ambas condiciones de solubilizado, se establece a una temperatura de 160 °C durante 8 h.

3.2.4 Dureza de las aleaciones Al-Si-Cu-Mg

La dureza es una de las propiedades seleccionadas para, en función de los resultados obtenidos, elegir la aleación y el tratamiento térmico óptimos. La elección de esta propiedad se debe a que su valor se relaciona directamente con la resistencia a tracción.

La Tabla 3-4 muestra las durezas Brinell medidas en las aleaciones *as cast* y tras tratamiento térmico. Para verificar que el DS-520 es el solubilizado óptimo a aplicar en estas aleaciones, como se ha concluido en el apartado 3.2.3, se comparan los resultados de dureza frente a un SS-8h.

Tabla 3-4. Durezas Brinell de las aleaciones Al-Si-Cu-Mg y A356 *as cast* y tras tratamiento térmico.

Id	HB (As cast)	HB (SS-8h+E)	HB (DS-520+E)
E1	66,4	81,9	83,2
E2	68,2	83,2	85,6
E3	63,5	78,5	80,2
E4	62,1	77,9	79
E5	60,1	71	73
A356 [30]	56	75 (T6)	

En vista de los resultados *as cast*, se puede concluir que un aumento en el contenido de Cu, de 1 a 1,5 % en las aleaciones E3 y E1, provoca un aumento de dureza que está relacionado con un aumento de fase θ -Al₂Cu. La disminución en el contenido de Si, de 8,5 a 8 %, entre las aleaciones E3 y E4, produce una reducción en la dureza, que se puede deber a la menor presencia de fase eutéctica. En cuanto a la adición de Mn, comparando los resultados de las aleaciones E2 y E1, resulta en un aumento de la dureza. De todas las aleaciones, la E5 es la que presenta la menor dureza, lo que, en estado *as cast* se puede atribuir principalmente a su menor contenido Si, y por tanto menos eutéctico. En general, las variaciones entre los valores de dureza son muy pequeñas y el efecto del contenido de cada aleante se ve de forma más clara tras el tratamiento térmico.

Tras los tratamientos térmicos las aleaciones siguen las tendencias mostradas en estado *as cast*. El mayor valor de dureza es alcanzado por la aleación E2 y se debe a su contenido en Cu y Mn seguido de la aleación E1. Por su parte, la aleación E5 presenta el menor valor de dureza como consecuencia de su menor contenido en Si y Mg. Con respecto al estado *as cast*, el tratamiento térmico provoca un aumento en la dureza de un 20 % aproximadamente para la condición de SS y de un 25 % en el caso de DS. Esto se debe a que tras el DS se disuelven las fases θ y Q mientras que tras el SS sólo lo hace la fase θ .

Comparando los resultados con los de la aleación A356 que también se incluyen en la tabla, se puede comprobar que, tanto en *as cast* como tras el tratamiento térmico, las aleaciones superan, para ambas condiciones de solubilizado, la dureza de la aleación A356. Por lo que, en cuanto a dureza, cualquiera de las aleaciones propuestas, excepto la E5, podrían ser seleccionadas como aleación definitiva.

3.2.5 Corrosión de las aleaciones Al-Si-Cu-Mg

La corrosión es otra propiedad a tener en cuenta a la hora de seleccionar la aleación definitiva ya que supone una restricción de cara a utilizarse en los componentes para los cuales se destinan las aleaciones analizadas en este estudio. Los potenciales de corrosión pueden cambiar bien por el tratamiento térmico aplicado o bien por la propia composición de las muestras. Por este motivo, en este apartado se analiza el efecto de ambas variables en comportamiento a corrosión.

➤ **Influencia del tratamiento térmico**

Para evaluar la influencia del tratamiento térmico en la aleación E1, que, al tratarse de la aleación con mayor contenido en Cu, presentará los valores de corrosión más altos, y por tanto, la diferencia entre las condiciones de tratamiento será mayor, se realizó el test descrito en el apartado 3.1.2 en muestras envejecidas a 160 °C/8 h tras dos condiciones de solubilizado: SS-8h y DS-520. Después del test se observaron dos tipos de corrosión en las muestras: corrosión por picadura e intergranular (IGC) a lo largo del eutéctico (Figura 3-16). En todas las muestras la máxima longitud de corrosión era consecuencia de la IGC.

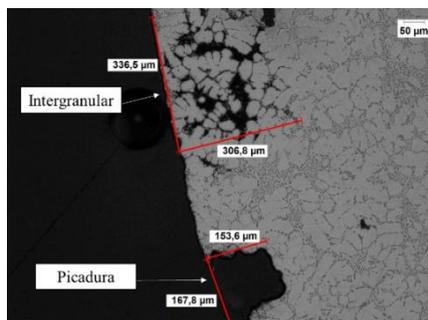


Figura 3-16. Ejemplos de los tipos de corrosión identificados en las muestras.

Los resultados del ensayo de corrosión se muestran en la Figura 3-17. La longitud de IGC en la muestra con DS+E es ligeramente superior a la obtenida tras el SS+E. Esto puede estar relacionado con la disolución de fase Q además de θ en esta condición de tratamiento térmico, que provoca mayor número de precipitados que pueden actuar como pares microgalvánicos con la matriz circundante. Atendiendo a estos resultados, el tratamiento térmico no tiene un gran efecto en el comportamiento a corrosión de esta aleación.

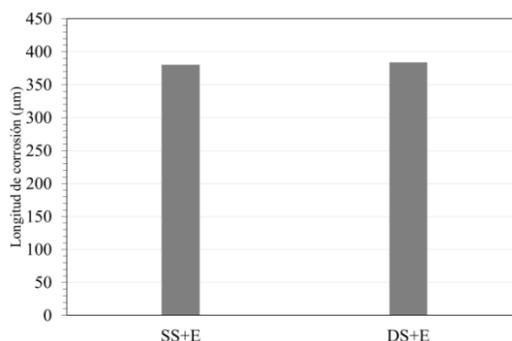


Figura 3-17. Máxima longitud de corrosión en la aleación E1 tras dos condiciones de tratamiento térmico: SS+E y DS+E.

➤ **Influencia de la composición de las muestras**

En la Figura 3-18 se muestran las máximas longitudes de corrosión medidas en cada aleación tras un DS-520 seguido de envejecimiento a 160 °C/8 h. El máximo valor obtenido corresponde a la aleación E1, con 1,5 % de Cu. Es sabido que el Cu empeora el potencial de corrosión de las aleaciones ya que la fase intermetálica θ -Al₂Cu es catódica con respecto a la matriz de aluminio lo que provoca su disolución. Por ello, al reducir el contenido de Cu a un 1 % en las aleaciones E3, E4 y E5, y con ello la cantidad de fase θ -Al₂Cu, se reduce la longitud de corrosión alcanzada. La aleación E2, a pesar de tener un 1,5 % de Cu en su composición, presenta una longitud de corrosión menor que la E1. Esto se debe a que la incorporación de Mn transforma, aunque en este caso no totalmente, la fase β en α . La fase β , al igual que la θ -Al₂Cu, también es catódica con respecto a la matriz de aluminio, sin embargo, al modificarse a α , los micropares galvánicos que se forman son menos electronegativos y, por tanto, el comportamiento frente a corrosión es mejor que el de la aleación E1.

Como se puede observar, todas las aleaciones desarrolladas tienen un peor comportamiento a corrosión que la aleación A356 como consecuencia de la incorporación de Cu a la composición. Sin embargo, el valor de la aleación E4 (con 1 % de Cu) es bastante similar y podría entrar dentro de los estándares en materia de corrosión exigidos a los componentes.

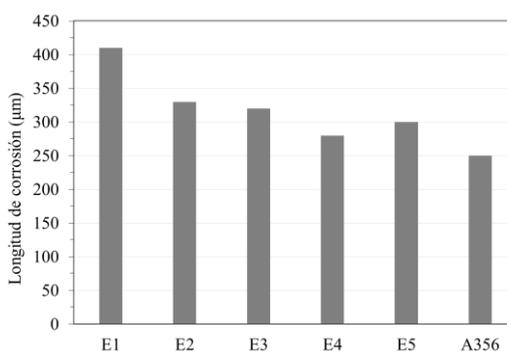


Figura 3-18. Longitud de corrosión máxima medida en cada aleación después del ensayo.

3.2.6 Elección de la composición Al-Si-Cu-Mg y tratamiento térmico definitivos

La corrosión es una propiedad clave a tener en cuenta a la hora de seleccionar la aleación definitiva por el tipo de componentes a los que puede ser destinada. Por este motivo, en base a los resultados del estudio de corrosión, se decide limitar el contenido en Cu a 1 %. El contenido en Si se fija en 8 % ya que no existe una gran diferencia en los resultados de dureza entre las aleaciones E4 y E3. Una reducción en el contenido

de Mg a 0,2 % resulta en una pérdida de dureza por lo que se decide mantener el contenido de este elemento en 0,3 %. Teniendo esto en cuenta, se elige como composición final la correspondiente a la aleación E4, que ya se ha comprobado que supera los valores de dureza de la aleación A356.

En cuanto al tratamiento térmico a aplicar, el más apropiado parece ser el DS-520 ya que proporciona valores superiores de dureza en comparación con el SS. Además el número total de partículas globulizadas se corresponde con el máximo alcanzable y no supone un empeoramiento en el comportamiento a corrosión frente a un SS. En lo referente al envejecimiento ya se ha definido que 160°C/8 h es el óptimo ya que proporciona la dureza máxima en el menor tiempo.

3.2.7 Comparación del comportamiento a tracción de la aleación seleccionada y la A356

Para finalizar el estudio, se comparan las propiedades a tracción de la aleación E4 seleccionada con las de la aleación A356 a fin de comprobar si se cumple el objetivo marcado. Para ello, en la Tabla 3-5 se muestran las propiedades a tracción *as cast* y tras tratamiento térmico de la aleación E4 y la A356. Los valores de la aleación E4 se corresponden con probetas fabricadas en molde permanente mientras que, en la aleación A356, además de esta condición, cuyos valores se obtienen de bibliografía, se incluyen los valores obtenidos de probetas extraídas de componentes fabricados en BP proporcionados por Edertek.

Tabla 3-5. Propiedades a tracción de las aleaciones E y A356 *as cast* y tras tratamiento térmico.

		Límite elástico (MPa)	Resistencia máxima (MPa)	Alargamiento (%)
As cast	E4	122± 1	253±5	7.3±1
	A356 (MP)[30]	125	180	5
	A356 (BP)	150	200	9
TT	E4-SS-8h+E	214±1	321±3	9.4±1
	E4-DS-520+E	227±1	337±1	10.5±0.1
	A356-T6 (MP)[30]	185	260	5
	A356-T6 (BP)	230	300	7.2

En primer lugar se analizan los resultados correspondientes a la aleación E4. Tras el DS la resistencia última a tracción y el límite elástico aumentan con respecto a la condición *as cast*. Este es el resultado de la disolución de las fases θ -Al₂Cu y Q-Al₃Cu₂Mg₉Si₇ ya que, como se observa en la Figura 3-19.b, tras un DS-520 y envejecimiento la única fase que se observa es la α -Fe. Esto quiere decir que las fases θ y Q se han disuelto y han precipitado con un tamaño tan pequeño que escapa a la resolución del SEM. En este caso, el DS-520 disuelve por completo ambas fases, cosa que no ocurría en el estudio de solubilizado llevado a cabo en la sección 3.2.3, ya que la aleación E4 tiene un contenido en Cu menor que la E1 (1,5 %) y por tanto menor cantidad de fase θ .

En la Tabla 3-5 se han incluido, además, las propiedades correspondientes a la condición SS-8h+E, que, como cabía esperar, son ligeramente inferiores a las obtenidas tras el DS-520+E, lo que se debe a que en esta condición sólo se disuelve y precipita la fase θ porque, como se muestra en la Figura 3-19.a, la fase Q permanece en la microestructura tras el tratamiento.

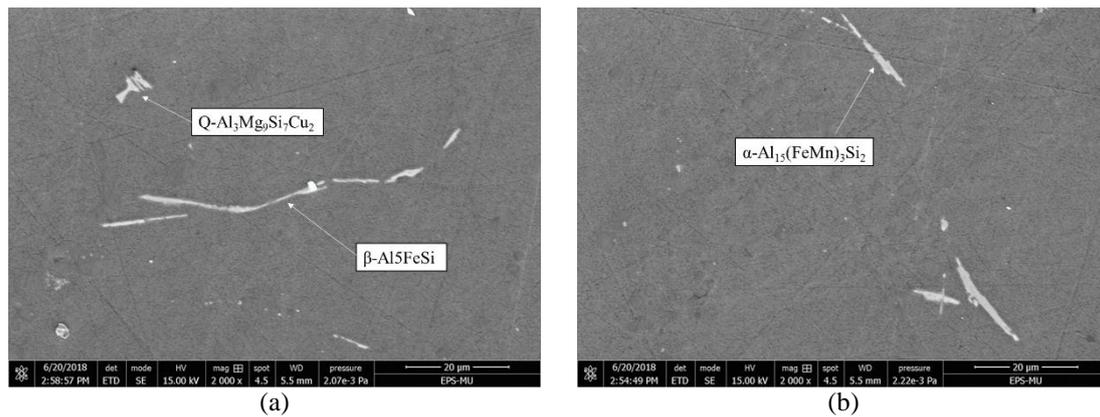


Figura 3-19. Fases presentes en la aleación E envejecimiento previo a a) SS-8h y b) DS-520.

Con respecto a la elongación, ésta también aumenta tras el tratamiento térmico. Esta mejora en la ductilidad se corresponde con la esferoidización del Si eutéctico. En la condición *as cast* presenta una morfología acicular por lo que puede actuar como concentrador de tensiones reduciendo la elongación. Tras el tratamiento térmico, la morfología se vuelve más globular y el número de partículas aciculares se reduce considerablemente, lo que produce un aumento de la ductilidad de la aleación. Además, las fases θ y Q también pueden actuar como concentradores de tensiones [54]. Como se ha indicado anteriormente, ambas fases se disuelven tras el DS-520, reduciendo de esta forma otras posibles zonas de inicio de grietas y contribuyendo positivamente a la mejora de la elongación. Cabe destacar que la elongación tras el DS es superior a la del SS, lo que se debe a un mejor globulizado del Si eutéctico y a la disolución de la fase Q. Con esto se demuestra que efectivamente, tal como se apuntaba en el estudio previo, el DS es el solubilizado óptimo a aplicar en este tipo de aleaciones, ya que los valores proporcionados son superiores a los obtenidos con el SS.

Comparando las propiedades obtenidas con las de la aleación A356 fabricada mediante el mismo proceso, molde permanente, la aleación desarrollada presenta un aumento significativo en los valores de resistencia última a tracción (29%) y límite elástico (22%) además de un aumento considerable de elongación (110%). Tradicionalmente la adición de Cu a aleaciones Al-Si-Mg se ha relacionado con una pérdida de elongación [38,47]. Sin embargo, en este trabajo se ha comprobado que este inconveniente se puede evitar mediante un adecuado tratamiento térmico.

Si los resultados se comparan con probetas de la aleación A356 fabricadas en baja presión, también se comprueba que tras el tratamiento térmico la aleación desarrollada la supera en resistencia última a tracción y elongación. Sin embargo, los valores de límite elástico son muy similares. Teniendo en cuenta que el proceso de baja presión da lugar, de base, a componentes con mejores propiedades que el molde permanente [167], se puede afirmar que la aleación desarrollada puede ser una firme candidata a reemplazar en un futuro a la aleación A356 en la fabricación de componentes de seguridad del chasis de los vehículos.

3.3 Desarrollo de aleaciones Al-Zn-Mg

En este apartado se realiza un estudio previo en seis composiciones de base Al-Zn-Mg con adiciones de elementos minoritarios. A continuación se analiza el tratamiento T6 óptimo a aplicar, para ello se diseña un solubilizado doble que disuelva las fases η -MgZn₂ y Mg₂Si y se evalúa su eficacia frente al solubilizado simple tradicional, en el que sólo se disuelve la fase η , estudiando la influencia de ambos tanto en la etapa de envejecimiento como en los resultados de dureza y corrosión. Asimismo, se estudia el efecto del tratamiento térmico junto con la adición de Si en las propiedades a tracción y finalmente, tras seleccionar

la composición de la aleación y el tratamiento definitivos, se evalúan sus propiedades con respecto a la aleación A356.

3.3.1 Composiciones Al-Zn-Mg

En base a las conclusiones de la revisión bibliográfica presentadas en el capítulo 1, se desarrollan aleaciones Al-Zn-Mg con los siguientes rangos de elementos mayoritarios y minoritarios:

- Zn y Mg: Se elige una composición que se sitúa en el rango medio $Zn+Mg= 6 - 8 \%$ en peso y para un ratio Zn:Mg bajo, con el fin de conseguir altos valores de resistencia sin perder elongación y un buen comportamiento frente a corrosión. Teniendo esto en cuenta, los rangos de Zn y Mg se fijan 5 % y 1,5 % respectivamente.
- Cu: Se decide descartar el Cu de la composición ya que puede producir problemas de corrosión y agrietamiento en caliente. Además, la presencia de Cu aumenta las temperaturas y tiempos necesarios para los tratamientos térmicos por lo que, al eliminarla, se puede conseguir un ahorro energético y de costes en dicha etapa.
- Zr: este elemento se añade con el fin de reducir la susceptibilidad a la corrosión y al agrietamiento en caliente y aumentar la resistencia. Para que esto se cumpla, la cantidad no debe superar el 0,15 % por lo que se fija en 0,1 %.
- Ti: se añade como refinador de grano, por su efecto positivo en las propiedades mecánicas, para evitar la aparición de fase T y reducir la susceptibilidad al agrietamiento en caliente. La cantidad a añadir se fija en 0,1 %.
- Si: se incorpora para aumentar la colabilidad y la fluidez de las aleaciones. Para evaluar su efecto, se han definido dos niveles, uno más bajo (0,15 %) y otro más alto (0,5 %), ya que a partir de este valor la pérdida de elongación es considerable [75].
- Mn: Se considera que el hierro siempre está presente en todas las aleaciones industriales como impureza. Por esta razón se añade Mn para modificar la morfología de las fases aciculares del Fe, que son perjudiciales tanto para la ductilidad como para la colabilidad.

Para poder analizar el efecto de cada elemento por separado, se fabrican un total de 6 aleaciones a estudiar en este apartado. Cada nueva aleación se basa en la anterior añadiendo un nuevo elemento minoritario. La aleación designada como Z1 es la aleación base Al-5Zn-1,5Mg. La aleación Z2 se trata de la aleación base con adición de 0,1 % en peso de Zr. La aleación Z3 se basa en la Z2 con adición TiBAl como refinador de grano. La aleación Z4 parte de la Z3 incorporando 0,05 % en peso de Ti. En la aleación Z5 se aumenta el contenido de Ti hasta 0,1 %. En las aleaciones Z1-Z5 el contenido en Si se fija en 0,13 % en peso. Finalmente, la aleación Z6 se basa en la Z5 aumentando la cantidad de Si a 0,5 % en peso. La Tabla 3-6 muestra las composiciones objetivo de cada una de las aleaciones a estudiar.

Tabla 3-6. Composiciones objetivo y composiciones reales de las aleaciones Al-Zn-Mg desarrolladas en el estudio previo.

Designación	Zn	Mg	Zr	Ti	Mn	Si
Z1	5	1,5	-	-	Fe/2	0,13
Z2	5	1,5	0,1	-	Fe/2	0,13
Z3	5	1,5	0,1	(TiBAl)	Fe/2	0,13
Z4	5	1,5	0,1	0,05	Fe/2	0,13
Z5	5	1,5	0,1	0,1	Fe/2	0,13
Z6	5	1,5	0,1	0,1	Fe/2	0,5

Después de la fabricación de probetas se midió el porcentaje de cada elemento en las aleaciones con un espectrómetro de masas. Las composiciones reales de las aleaciones se muestran en la Tabla 3-7. Como se puede observar, en la aleación base (Z1) no se consiguió el 5 % de Zn objetivo y el valor de Mg también situó por debajo del valor predefinido. En el resto de aleaciones los valores de Zn y Mg son aceptables. Los valores de Mn se corresponden con la mitad de la cantidad de Fe presente por lo que son correctos. El efecto del TiBAI en la aleación Z3 provoca un aumento de la cantidad de Ti de 0,009 a 0,021. El porcentaje de Ti en la aleación Z4 es de un 0,03 %, algo inferior al valor de 0,05 % deseado.

La aparición de Cu, aunque en baja cantidad, se debe a que la aleación ZAMAK utilizada en la fabricación presenta un 1 % de Cu en su composición. En este caso, el porcentaje de Cu es tan bajo que posiblemente se disuelva en la matriz y no dé lugar a fases no deseadas, como la fase S-Al₂CuMg, que pueden ser perjudiciales para las propiedades resultantes.

Tabla 3-7. Composiciones reales de las aleaciones desarrolladas.

Id,	Zn	Mg	Zr	Ti	Si	Fe	Cu	Mn
Z1	4,04	1,37	0,013	0,01	0,13	0,084	0,049	0,049
Desviación	0,96	0,13	-	-	-	-	-	0,007
Z2	4,96	1,47	0,1	0,009	0,13	0,09	0,059	0,049
Desviación	0,04	0,03	-	-	-	-	-	0,007
Z3	4,99	1,46	0,097	0,021	0,14	0,089	0,058	0,049
Desviación	0,01	0,04	0,03	-	-	-	-	0,007
Z4	5,05	1,46	0,1	0,03	0,14	0,094	0,061	0,049
Desviación	0,05	0,04	-	0,02	-	-	-	0,007
Z5	5,13	1,46	0,097	0,096	0,18	0,070	0,061	0,059
Desviación	0,13	0,04	0,03	0,04	0,03	-	-	0,024
Z6	5,07	1,52	0,097	0,14	0,56	0,079	0,066	0,057
Desviación	0,07	0,02	0,03	0,04	0,06	-	-	0,017

3.3.2 Estudio del agrietamiento en caliente en las aleaciones Al-Zn-Mg

El principal problema que se presentaba en el desarrollo de estas aleaciones era la alta tendencia al agrietamiento en caliente. Esto se debe a que el rango de solidificación que presentan es amplio, lo que aumenta las posibilidades de aparición de este fenómeno. Para comprobar la tendencia a éste fenómeno de las aleaciones desarrolladas en este apartado y compararla con la de la aleación A356 y E1 (sección 3.2), en la Figura 3-20 se presentan las curvas de enfriamiento (en equilibrio y tipo Scheil) de estas aleaciones junto con la de la aleación Z1 teórica, calculadas con el software Factsage. Para cada una de ellas se determina el rango de solidificación para el último 10 % de líquido (Tabla 3-8).

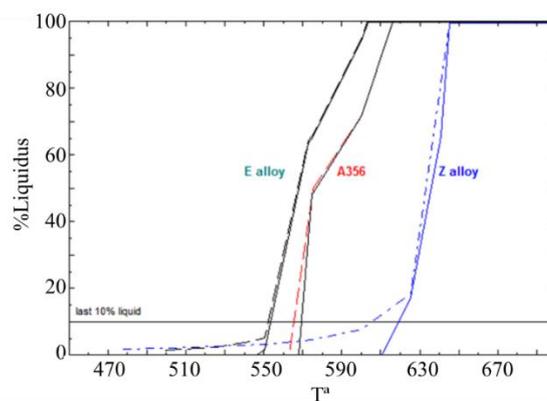


Figura 3-20. Curvas de solidificación para las aleaciones A356, E1 y Z1 obtenidas con el software FactSage®. Las líneas discontinuas corresponden a enfriamiento Scheil y las continuas a enfriamiento en equilibrio.

Tabla 3-8. Cálculo de los rangos de solidificaciones para las aleaciones A356, E1 y Z1 para enfriamiento tipo Scheil y en equilibrio.

Id	Enfriamiento Scheil			Enfriamiento equilibrio		
	T _s	T _f	ΔT ₁₀ %	T _s	T _f	ΔT ₁₀ %
A356	565	563	2	569	567	2
E1	552	500	52	553	547	6
Z1	605	475	130	619	610	9

Asumiendo el rango de solidificación como un indicador de la tendencia al agrietamiento en caliente, puede observarse que éste es mayor en la aleación E con respecto a la A356, lo que se debe a la incorporación de Cu. Por otro lado, comparando los valores de la aleación A356 con los de la aleación Z1, se comprueba que el rango es mucho mayor, lo que demuestra la alta propensión de esta aleación por este fenómeno.

Para evaluar si las aleaciones estudiadas presentaban agrietamiento en caliente, se analizaron las zonas del molde probetero que presentaban uniones con forma de T, diseñadas para este efecto (Figura 3-31). Incluso el análisis por rayos X no reveló grietas en estas zonas, por lo que se considera que las aleaciones desarrolladas no presentan agrietamiento en caliente. Esto es debido al diseño de la composición, orientado a eliminar este fenómeno mediante las siguientes tres estrategias: la eliminación del Cu en la composición, la adición de Si que, aunque en pequeña cantidad, puede aumentar la fluidez de las aleaciones, y la adición de Mn, que genera la aparición de fase α -Fe en lugar de β , que se forma a una temperatura más alta permitiendo una mayor circulación de líquido durante la solidificación.



Figura 3-21. a) Imagen de la zona en forma de "T" del molde probetero donde no se observan grietas. b) Imagen de la misma zona en rayos X.

3.3.3 Microestructura de las aleaciones Al-Zn-Mg y fases presentes

En este apartado se analiza, en primer lugar, la influencia de la composición en el tamaño de grano de las aleaciones. Al estar todas fabricadas bajo las mismas condiciones, solidifican a la misma velocidad de enfriamiento, por lo que las diferencias de tamaño de grano son debidas a los elementos de aleación añadidos a cada una de las aleaciones. A continuación, se estudian las fases presentes en las aleaciones. Para ello, en primer lugar se realiza un cálculo termodinámico con el software FactSage y se mide la cantidad relativa de cada fase con el DSC. Finalmente se verifica la presencia de las mismas mediante SEM.

➤ **Tamaño de grano**

Las microestructuras obtenidas en el microscopio óptico tras el pulido y ataque se muestran en la Figura 3-22. Como se puede ver, con ésta técnica sólo pueden apreciarse los granos de α -Al.

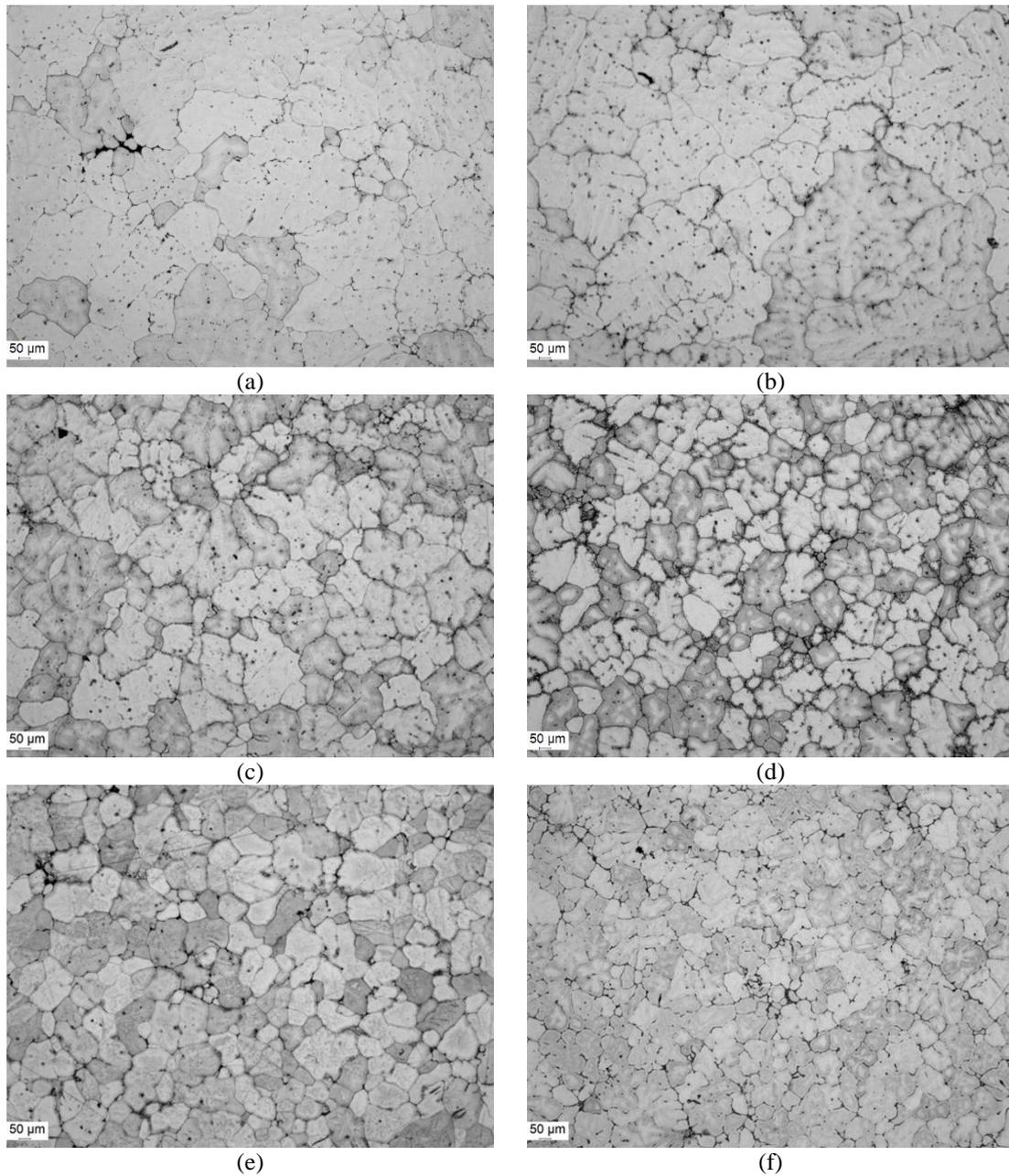


Figura 3-22. Microestructuras obtenidas con microscopio óptico de las aleaciones a) Z1 b) Z2 c) Z3 d) Z4 e) Z5 y f) Z6.

El tamaño de grano de cada una de las aleaciones se midió siguiendo la metodología expuesta en el apartado 3.1.2 y los resultados obtenidos se recogen en la Tabla 3-9.

Tabla 3-9. Tamaño de grano de las aleaciones Z1-Z6.

Id.	Tamaño de grano (μm)
Z1	412
Z2	376
Z3	252
Z4	232
Z5	195
Z6	176

Como se puede ver, la aleación con mayor tamaño de grano es la Z1 (Al-5Zn-Mg). La adición de Zr, Ti, Al y Ti resulta en un refinamiento del grano de las aleaciones Z2, Z3 y Z4, siendo su efecto más notorio cuando todos están presentes y el Ti tiene más presencia (0,1 %), situación que se da en la aleación Z5. Asimismo se deduce que el Si también actúa como refinador de grano en la aleación Z6 (0,5 %Si), efecto que ya ha sido observado pero para el caso de aleaciones de Mg [85,168].

Con un grano de menor tamaño se mejora la resistencia y la ductilidad de las aleaciones. En base a esto, las aleaciones Z5 y Z6 serían las candidatas a ser seleccionadas como aleación definitiva. Sin embargo, las fases presentes en la microestructura, que pueden variar de unas composiciones a otras y que serán disueltas y precipitadas en función del tratamiento térmico aplicado, también tienen un efecto en las propiedades mecánicas resultantes, por lo que aún se requiere de un mayor análisis para seleccionar la aleación definitiva.

➤ Fases presentes

Para predecir las fases que pueden aparecer en estas aleaciones se realizó un cálculo termodinámico con el software FactSage® para las aleaciones Z5 y Z6 teóricas en la condición de equilibrio.

Como puede verse en la Figura 3-23, las fases que pueden estar presentes en las aleaciones según este cálculo son: η -MgZn₂, Al₃Zr, Al₃Ti, Al₁₃Fe₄(Mn) y Mg₂Si. Al añadir 0,5 % Si, aumenta la cantidad de fase Mg₂Si a la vez que disminuye la de η -MgZn₂ y el resto de fases permanece constante en ambas aleaciones. Esto indica que el Mg tiene mayor afinidad por el Si, lo que es una desventaja, ya que la fase η es el principal elemento endurecedor en estas aleaciones y, al reducir su cantidad, las propiedades tras el tratamiento se ven perjudicadas [75,84,87]. Sin embargo, en el apartado 3.3.4 se propone un tratamiento térmico que disuelve la fase Mg₂Si con el objetivo de evitar este inconveniente.

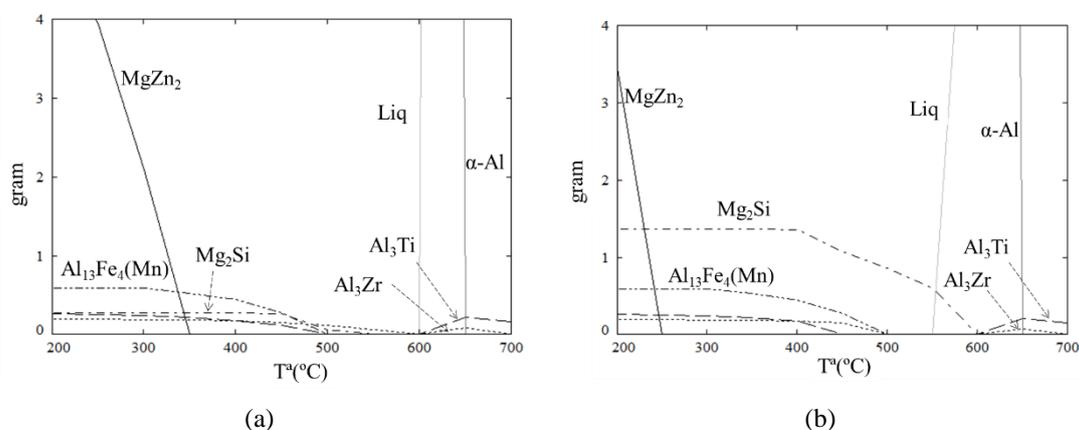


Figura 3-23, Cálculo termodinámico con FactSage® para las aleaciones a) Z5 y b) Z6.

El efecto del Si en la cantidad de fases Mg₂Si y η -MgZn₂ también ha sido analizado mediante las curvas DSC que se muestran en la Figura 3-24, correspondientes a las aleaciones Z2, Z5 y Z6, ya que los porcentajes de Si varían en las mismas (0,13, 0,18 y 0,5 respectivamente). Las curvas de las muestras Z2 y Z5 muestran la presencia de fase η a 480 °C [169] y fase Mg₂Si a 570 °C, tal y como se puede ver en la derivada de la curva (parte superior de la gráfica).

Analizando el pico correspondiente a la fase Mg₂Si, se puede observar que éste aumenta al aumentar el contenido en Si, en el orden Z2→Z5→Z6. Mientras que en el pico correspondiente a la fase η -MgZn₂ sucede justamente lo contrario, disminuye al aumentar el contenido en Si. De hecho, en la aleación Z6

(0,5% %Si) la fase $MgZn_2$ es inexistente. Esto ratifica los cálculos termodinámicos y demuestra que el Si disponible se combina preferentemente con el Mg dando lugar a la fase Mg_2Si en detrimento de la fase η .

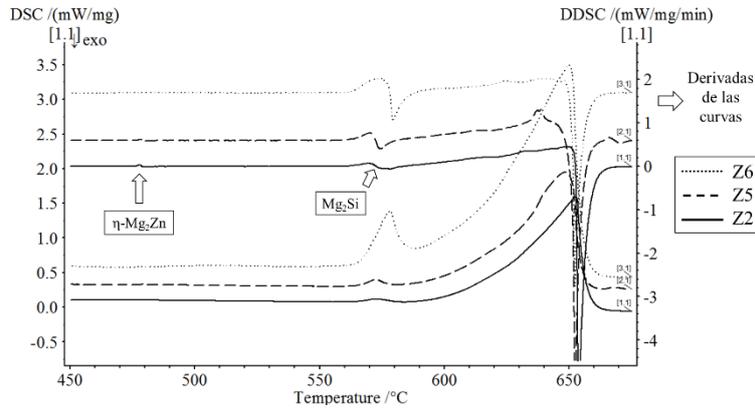


Figura 3-24. Curvas DSC y derivadas de las aleaciones Z2, Z5 y Z6.

Por último, para verificar las fases presentes en las aleaciones desarrolladas se utilizó un SEM equipado con un detector EDS. Partiendo de trabajos en los que se utilizaban aleaciones de composiciones similares y analizando los espectros obtenidos con el EDS, se identificaron las fases que se muestran en la Figura 3-25. Como se puede ver, las fases intermetálicas se sitúan preferentemente en los bordes de grano.

En la Figura 3-25.a se muestran las fases presentes en las aleaciones Z1, Z2, Z3, Z4, Z5 tomando como ejemplo la aleación Z1, y en la Figura 3-25.b las correspondientes a la aleación Z6, que es más rica en Si. En la aleación Z1 se identifican la fase η - $MgZn_2$ de forma alargada y color blanco brillante y la fase T- $AlMgZn(Cu)$ que tiene forma de eutéctico y aparece en color blanco. Estas dos fases son características de las aleaciones Al-Zn-Mg, sin embargo no se observan en la aleación Z6. En cambio, en todas las aleaciones se identifica la fase $Al_{13}Fe_4$ (Mn) que en la aleación Z2 tiene forma chinesca como consecuencia de la adición de Mn y en el caso de la aleación Z6, presenta una forma más acicular a pesar de que el contenido en Mn es el correcto. Asimismo, también se observa la fase Mg_2Si , de color oscuro y forma chinesca, que aparece como resultado de la adición de Si y que para el caso de la aleación Z6, con un 0.5 % de Si, tiene mayor presencia.

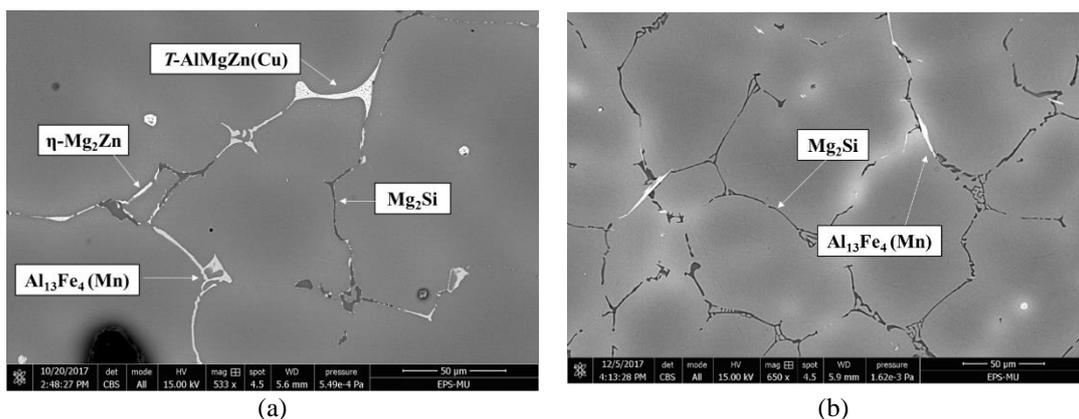


Figura 3-25. Microestructuras obtenidas con SEM mostrando las fases presentes en las aleaciones desarrolladas. a) Z2 y b) Z6.

La Tabla 3-10 resume las fases identificadas en cada una de las aleaciones. Comparando las fases presentes en las aleaciones Al-Zn-Mg con las señaladas por el cálculo termodinámico de la Figura 3-23 se puede ver que el cálculo no predice la fase T- $AlMgZn$, a pesar de que se observa claramente en la microestructura. El diseño de aleaciones se orientó con el objetivo de evitar la presencia de esta fase, ya que disminuye las

propiedades mecánicas. Aunque el ratio Zn:Mg propiciaba su aparición, según Shin *et al.* [75], la adición de Ti la eliminaba, lo que sólo ha sucedido en la aleación Z6 y, en este caso, puede estar más relacionado con la adición de una mayor cantidad de Si.

Por otro lado, las fases Al_3Zr y Al_3Ti , que aparecen en el cálculo, no se observaron en la microestructura. Esto se puede deber a que son fases de pequeño tamaño, del orden de 200 nm [170] y sólo apreciables con otras técnicas de inspección como el TEM o XRD.

La simulación de la aleación Z6 indica que al añadir 0,5 % de Si, la fase η - $MgZn_2$ reduce su cantidad pero no desaparece. Sin embargo, en la microestructura de la Figura 3-25.b no se observa y tampoco en la curva DSC. Puede ocurrir que esté presente pero su cantidad sea tan pequeña que la resolución de los equipos no la detecte.

Tabla 3-10. Resumen de las fases intermetálicas observadas en las aleaciones.

Id.	η - $MgZn_2$	T-AlMgZn(Cu)	Mg_2Si	Al_3Fe (Mn)
Z1	X	X	X	X
Z2	X	X	X	X
Z3	X	X	X	X
Z4	X	X	X	X
Z5	X	X	X	X
Z6			X	X

En resumen, de entre las fases observadas en la microestructura, las que pueden aportar dureza a las aleaciones, una vez disueltas y precipitadas en el tratamiento térmico, son las fases η - $MgZn_2$ y Mg_2Si . La fase T-AlMgZn aparece como consecuencia de un ratio Zn:Mg superior a 2 y, aunque no mejora las propiedades mecánicas, puede tener un efecto positivo en el comportamiento a corrosión de las aleaciones. Finalmente, en lo relativo a la fase $Al_{13}Fe_4$, no podrá disolverse durante el tratamiento ya que es una fase estable hasta altas temperaturas, pero la adición de Mn hace que modifique su forma y no sea tan perjudicial para las propiedades mecánicas.

3.3.4 Diseño del tratamiento térmico a aplicar en aleaciones Al-Zn-Mg

De entre de las fases identificadas en la microestructura, las que pueden proporcionar resistencia tras el envejecimiento son la fase η y la fase Mg_2Si , ya que la fase η - $MgZn_2$ es el principal elemento endurecedor de las aleaciones Al-Zn-Mg mientras que la fase Mg_2Si lo es de la aleación A356 (Al-Si-Mg). Es importante señalar que en otros trabajos en los que aparece la fase Mg_2Si en aleaciones Al-Zn-Mg, la pérdida de propiedades mecánicas observada se relaciona con la presencia de esta fase. Sin embargo, en ninguno de los trabajos se diseñaba un tratamiento que la disolviera.

En base a lo anterior, el objetivo principal del diseño del tratamiento térmico, que es encontrar el tratamiento térmico que proporcione la mejor combinación de dureza y ductilidad, pasa por desarrollar un solubilizado doble que solubilice las fases η - $MgZn_2$ y Mg_2Si y evaluar su idoneidad frente al solubilizado simple tradicional, en el que sólo se disuelve la fase η . Para ello se compara la influencia de ambos tanto en la etapa de envejecimiento como en los resultados de dureza, corrosión y tracción.

➤ **Diseño de doble solubilizado**

Para diseñar el tratamiento de solubilizado es necesario saber las temperaturas a las que se disuelven las fases mencionadas. Según lo recogido en la revisión bibliográfica éstas son 480 °C para la fase η y 540 °C

para la Mg_2Si . Asimismo, una exposición breve de 1 h es suficiente para disolver la fase η mientras que se desconoce el tiempo necesario para la Mg_2Si en aleaciones de base Al-Zn-Mg.

En base a lo anterior, se analiza si efectivamente un solubilizado simple (SS) a 480 °C/1 h disuelve la fase η y se proponen tres dobles solubilizados (DS) con una primera etapa a 480 °C/ 1 h seguida de una segunda etapa a 540 °C durante 3, 4 y 5 horas, para definir el tiempo necesario para disolver la fase Mg_2Si (Tabla 3-11). Con el fin de evaluar el grado de disolución de las fases después de cada tratamiento de solubilizado se utiliza el DSC. Como los picos correspondientes a cada fase ya han sido identificados en la sección 3.3.3, es posible relacionar los cambios en las energías de los picos con el grado de disolución de las fases comparándolos con una muestra *as-cast*. La Figura 3-26 muestra las curvas DSC después de los distintos solubilizados tomando como ejemplo la aleación Z2, ya que en esta aleación aparecen las fases Mg_2Si y η - $MgZn_2$.

Tabla 3-11. Tratamientos de solubilizado aplicados a la aleación Z2.

Id	1ª etapa		2ª etapa	
	Tª (°C)	t (h)	Tª (°C)	t (h)
SS	480	1		
DS-3				3
DS-4	480	1	540	4
DS-5				5

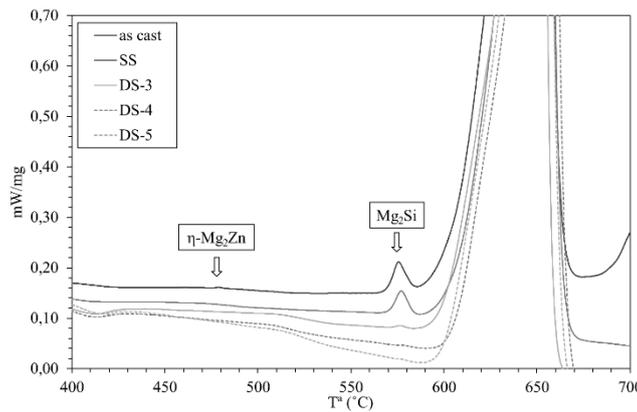


Figura 3-26. Curvas DSC después de los solubilizados en la aleación Z2.

Comparando las curvas tras los distintos solubilizados con la curva de la aleación *as-cast* en la Figura 3-26, se puede ver que tras un solubilizado a 480 °C/1 h el pico que corresponde a la fase η ya no se aprecia, lo que indica que se ha logrado su completa disolución. Por el contrario, para disolver la fase Mg_2Si , es necesario un doble solubilizado con una segunda etapa a 540 °C durante al menos 4 h ya que, como se observa en la imagen, tras 3 h de solubilizado el pico correspondiente a esta fase aún está presente.

Estos resultados se verifican con las imágenes de las microestructuras obtenidas con SEM que se muestran en la Figura 3-27. Las fases η y T-AlMgZn(Cu) no se observan tras ninguno de los solubilizados mientras que la fase Mg_2Si desaparece tras un doble solubilizado con una segunda etapa a 540 °C durante 4 h.

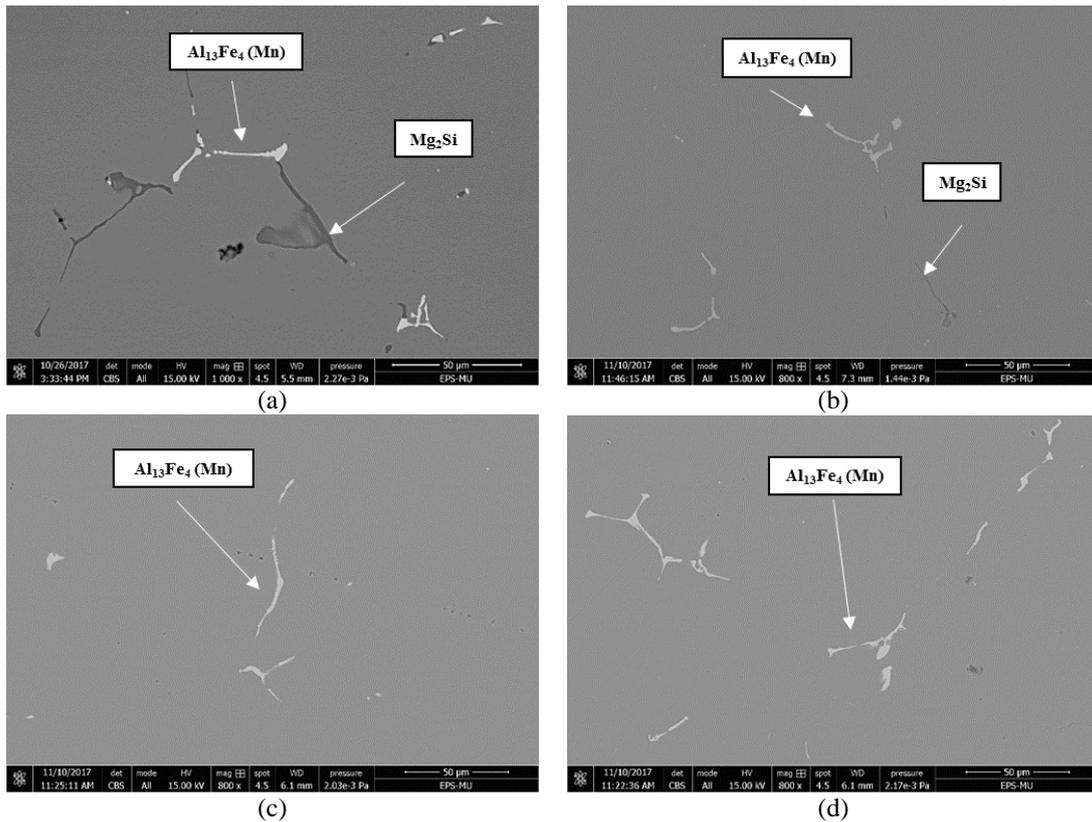


Figura 3-27. Imágenes obtenidas mediante SEM mostrando la microestructura de la aleación Z2 después de los distintos solubilizados a) SS b) DS-3 c) DS-4 y d) DS-5.

Cabe destacar que en la muestra Z6, donde la cantidad de fase Mg_2Si era mayor, un DS-4 no es suficiente para disolver esta fase por completo, como se puede ver en la Figura 3-28. Por lo tanto, se concluye que un DS-4 consigue disolver por completo los principales elementos endurecedores de estas aleaciones, η y Mg_2Si , en aleaciones con un contenido en Si inferior a 0,18 %.

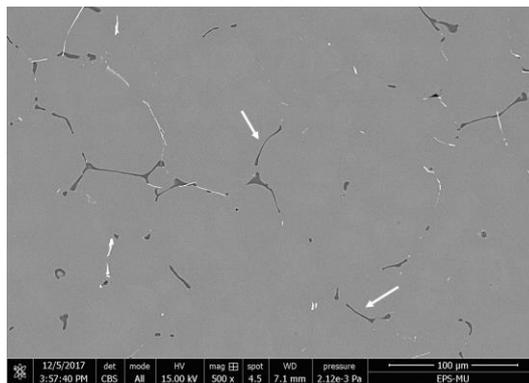


Figura 3-28. Microestructura mostrando los restos de fase Mg_2Si tras un DS-4.

➤ Etapa de envejecimiento

La temperatura elegida para la etapa de envejecimiento es 160 °C ya que es ampliamente empleada en la bibliografía porque favorece la precipitación de la fase Mg_2Si y se encuentra dentro del rango de las temperaturas utilizadas en aleaciones Al-Zn-Mg de fundición [75,171]. Asimismo, en el caso de utilizar estas aleaciones de forma industrial en un futuro, sería más fácil la adaptación de la maquinaria y los procesos que se utilizan actualmente en la aleación A356.

Para optimizar la etapa de envejecimiento, se realizó una curva de envejecimiento aplicando diferentes tiempos de tratamiento con el objetivo de determinar el mínimo tiempo requerido para alcanzar la máxima dureza. Tras la realización del ensayo, se midió la dureza Brinell en muestras envejecidas a 160 °C durante 1, 3, 5, 10, 24 y 32 horas tomando como ejemplo la aleación Z5 y dos tipos de solubilizado: SS y DS-4 para evaluar cómo influye en la dureza resultante la disolución de una (η -MgZn₂) o dos fases (Mg₂Si y η -MgZn₂). El tiempo óptimo será el mínimo para el que se obtenga el mayor valor de dureza. Las curvas de envejecimiento resultantes se pueden ver en la Figura 3-29.

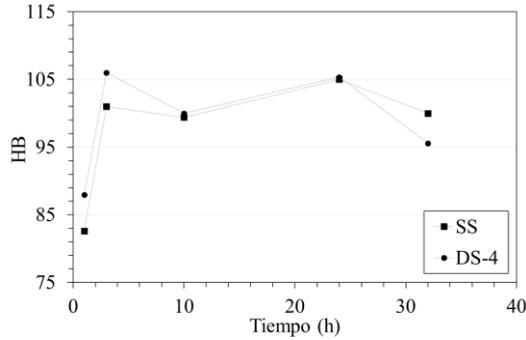


Figura 3-29. Dureza Brinell a lo largo del tiempo en aleación Z5 tras SS y DS.

En tiempos menores a 10 h, el DS produce mayores valores de dureza que el SS, mientras que a partir de 24 h sucede justamente lo contrario. En tiempos menores a 10 h, el DS provoca la disolución y posterior precipitación de las fases Mg₂Si y MgZn₂, por lo que los valores de dureza alcanzados son mayores que en la condición de SS, donde sólo se disuelve y precipita la fase η -MgZn₂. A partir de 24 h de tratamiento, lo que puede suceder es que la fase Mg₂Si alcance un sobre-envejecimiento, que provoca la disminución de la dureza en la condición DS con respecto a la SS.

Se identifican dos máximos en las curvas a 3 y 24 h. En base a esto, se decide fijar un tiempo de 3 h como valor óptimo para ambas condiciones de solubilizado, ya que se obtiene el mismo valor de dureza pero en un tiempo menor, lo que es interesante desde el punto de vista de industrialización de componentes fundidos en estas aleaciones.

3.3.5 Dureza de las aleaciones Al-Zn-Mg

A continuación se muestran los valores de dureza Brinell obtenidos en las aleaciones en base a los dos tratamientos aplicados: envejecimiento a 160 °C/3 h tras dos solubilizados distintos, SS y DS-4 (Figura 3-30).

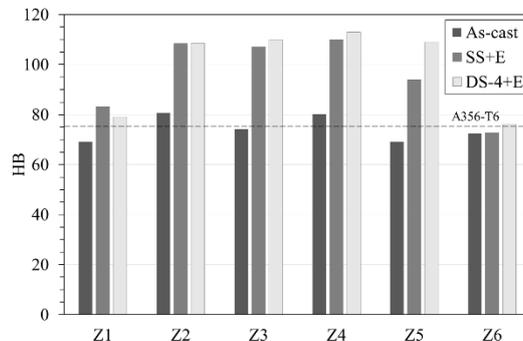


Figura 3-30. Resultados de dureza Brinell en las aleaciones Al-Zn-Mg tras SS/DS-4 y envejecimiento a 160 °C/3h.

En principio, un DS que logra la disolución de las fases $MgZn_2$ y Mg_2Si debería proporcionar, en todas las aleaciones, mayores valores de dureza tras el envejecimiento que un SS. Sin embargo, atendiendo a los resultados, esto no ocurre en la aleación Z1. Además, la diferencia en los valores tras las distintas condiciones de solubilizado es muy pequeña.

El efecto de cada elemento de aleación en la dureza se puede analizar comparando los valores obtenidos en las distintas aleaciones. Se puede ver que la adición de Zr (transición Z1-Z2) produce un aumento de dureza en estado *as-cast* y tras SS+E. Esto se debe a que el Zr en estas aleaciones provoca un refinamiento de grano y la aparición de la fase Al_3Zr , que no ha sido posible identificar mediante las técnicas disponibles. La adición de Ti y Ti produce principalmente un refinamiento de grano y la posible aparición de la fase Al_3Ti , aunque no ha sido identificada en la microestructura, ambos efectos aportan un aumento en la dureza de las aleaciones Z3 y Z4.

En el caso de la aleación Z5, al contener un porcentaje de Si algo superior a las anteriores, presenta una mayor cantidad de fase Mg_2Si , en detrimento de fase η - $MgZn_2$, por lo que, tras un SS+E, la dureza resultante es menor que en las aleaciones anteriores como consecuencia de una menor precipitación fase η . Tras el DS+E, la dureza obtenida es similar a las aleaciones anteriores debido a la posible precipitación de Mg_2Si junto con η - $MgZn_2$. Con respecto a la aleación Z6, no hay diferencia en los valores de dureza entre el estado *as cast* y tras SS+E, lo que puede confirmar la ausencia de fase η . De este modo, el SS no disuelve ninguna fase presente en la microestructura y por tanto no precipita durante el envejecimiento. Por el contrario, tras el DS+E, el valor de dureza aumenta ligeramente. A pesar de ello, este valor es el menor de entre las aleaciones estudiadas, lo que se debe a que el DS-4 no disuelve toda la fase Mg_2Si presente en esta aleación.

Comparando estos valores de dureza con el obtenido en una aleación A356 con un tratamiento T6 (indicado en la imagen mediante línea discontinua a 75 HB), se observa que es superado por todas las aleaciones tras el tratamiento térmico exceptuando la aleación Z6. Estos resultados prueban que, en principio, es posible mejorar las propiedades mecánicas de la aleación A356 con el empleo de estas aleaciones de base Al-Zn-Mg en procesos de fundición.

3.3.6 Corrosión en las aleaciones Al-Zn-Mg

Con el fin de estudiar la influencia del tratamiento térmico aplicado y de la propia composición de las aleaciones en el comportamiento frente a corrosión y compararlo con el de la aleación A356-T6, se aplica el método de ensayo de corrosión descrito en el apartado 3.1.2 a las seis aleaciones estudiadas y sometidas a dos condiciones de solubilizado SS y DS-4 seguidas de envejecimiento a 160 °C durante 3 h. La elección de ambas condiciones de tratamiento se debe a que la disolución y precipitación es distinta en cada una de ellas, lo que puede afectar a los mecanismos de corrosión.

En la Tabla 3-12 se presenta el tipo de corrosión que aparece en cada muestra tras el ensayo. Cabe destacar que tan sólo las aleaciones Z6, A356 y Z1 tras el DS-4+E muestran IGC (Tabla 3-12). Esto indica que el Si es, en gran medida, responsable de la aparición de este tipo de corrosión. En concreto la fase Mg_2Si que, aunque en principio es anódica con respecto a la matriz, cuando aumenta el tiempo de inmersión en la disolución de NaCl, la cantidad de Mg en la fase Mg_2Si puede disminuir provocando una conversión del potencial electroquímico y volviéndose catódica [172–174]. En lo referente a la aleación Z1, la aparición de corrosión intergranular se relaciona con un menor ratio Zn:Mg (Tabla 3-7) y cabe destacar que la adición de Zr y el aumento de este ratio en la aleación Z2, provocan la desaparición de este tipo de corrosión, ya que, por una parte, este elemento disminuye el potencial electroquímico entre el límite y el centro del grano y el aumento del ratio Zn:Mg resulta en un aumento de la resistencia a la corrosión.

Tabla 3-12. Tipos de corrosión observados en las aleaciones Al-Zn-Mg del estudio previo.

Designación	SS+E		DS-4+E	
	Picadura	Intergranular	Picadura	Intergranular
Z1	X		X	X
Z2	X		X	
Z3	X		X	
Z4	X		X	
Z5	X		X	
Z6	X	X	X	X
A356-T6	X	X		

En el gráfico de la Figura 3-31 se muestra la máxima longitud de corrosión medida en cada aleación, indicando a qué tipo corresponde. A excepción de la aleación Z6, que presenta la máxima longitud de corrosión debido a la mayor cantidad de fase Mg₂Si, el resto de valores, además de referirse a corrosión por picadura, son menores al medido en la aleación A356 que presenta sus máximos valores de corrosión en IGC.

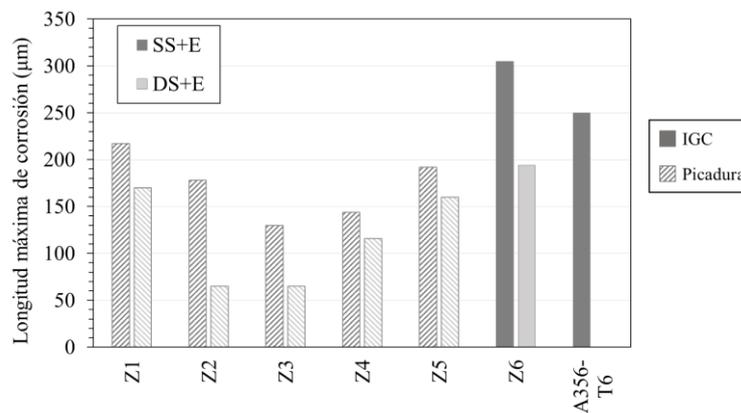


Figura 3-31. Máximas longitudes de corrosión medidas en las muestras Al-Zn-Mg del estudio previo. El relleno rayado indica corrosión por picadura y el relleno sólido IGC.

En cuanto al efecto del tratamiento térmico, un DS seguido de envejecimiento produce longitudes de corrosión menores que un solubilizado simple. Esto ocurre porque el DS consigue disolver la fase Mg₂Si, por lo que, tras el envejecimiento, en lugar tener esta fase de gran tamaño, como ocurre tras la solidificación o en la condición SS, se obtienen precipitados de pequeño tamaño y uniformemente distribuidos, dando como resultado un mejor comportamiento a corrosión.

En lo referente al efecto de los elementos de aleación en la resistencia a corrosión, la adición de Zr y Ti produce un descenso en la longitud de corrosión, como se puede ver si se compara la aleación Z1 con la Z2, Z3 y Z4. Por otro lado, el incremento en la longitud de corrosión de la aleación Z5 puede asociarse a la presencia de una mayor cantidad de fase Mg₂Si, consecuencia de un porcentaje de Si más elevado (0,18 frente a 0,14 %). En la aleación Z6, además de observar IGC, la longitud de corrosión es mayor que en el resto, lo que también puede estar relacionado con la mayor cantidad de fase Mg₂Si, especialmente en la condición SS+E, donde esta fase no se encuentra disuelta.

En la Figura 3-32 se muestran los tipos de corrosión observados en las aleaciones. Como se puede ver, aun presentando IGC, ésta es menos severa en la aleación Z6 que en la aleación A356-T6. Por el contrario, la corrosión por picadura es muy similar en ambas muestras.

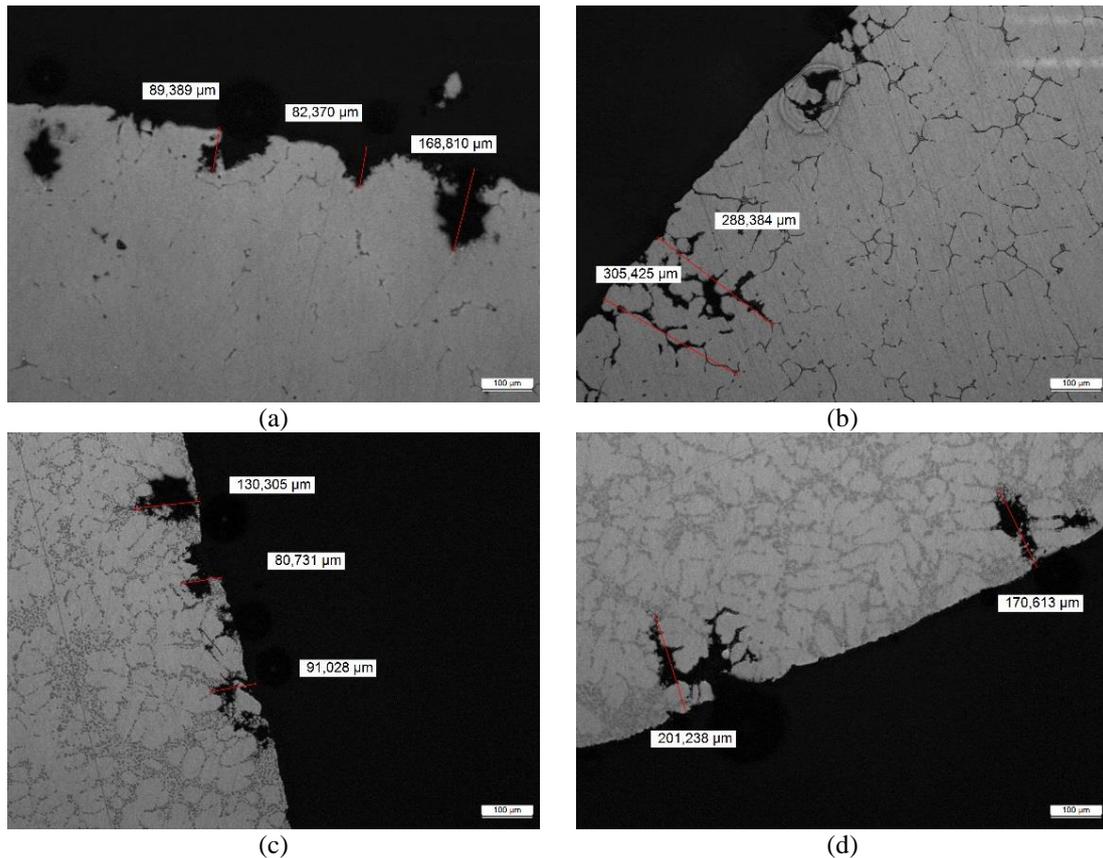


Figura 3-32. Comparación de la corrosión observada en las muestras Al-Zn-Mg del estudio previo y la aleación A356-T6. a) Picadura en Z2-SS+E, b) Intergranular en Z6-SS+E, c) Picadura en A356-T6 y d) Intergranular en A356-T6.

Del estudio de corrosión se deduce que un DS seguido de envejecimiento mejora el comportamiento a corrosión de las aleaciones frente a un SS. Además, a excepción de la aleación Z6, con mayor contenido en Si, el resto de aleaciones presenta una resistencia a la corrosión superior a la de la aleación A356, ya que tras el ensayo la única forma de corrosión observada en estas aleaciones es la picadura y en menor longitud.

3.3.7 Efecto del contenido en Si y el tratamiento térmico en las propiedades a tracción

Del estudio llevado a cabo hasta este punto se puede deducir que, frente al SS, el DS-4 proporciona mejores resultados tanto en dureza como en corrosión en las aleaciones Al-Zn-Mg con adición de Si. Esta conclusión es muy importante ya que todos los autores consultados en la bibliografía consideraban esta adición como perjudicial para las propiedades mecánicas de estas aleaciones. Sin embargo, como la fase Mg_2Si es especialmente perjudicial en la elongación [75], para comprobar la idoneidad del DS-4 deben compararse las propiedades a tracción frente al SS en muestras con distintos porcentajes de Si.

La composición utilizada en los ensayos de tracción de este apartado se basa en la aleación Z5 (con un contenido en Si de 0,15 %) que es la aleación seleccionada en base al estudio previo. Aunque algunas aleaciones superaban ligeramente la dureza de esta aleación, esto se debía probablemente a que la aleación fabricada presentaba un mayor contenido en Si que el objetivo (Tabla 3-7), lo que provocaba una mayor cantidad de fase Mg_2Si en detrimento de la fase $\eta-MgZn_2$. Además, a excepción de la aleación Z6 (0,5 %Si), la Z5 poseía el menor tamaño de grano de las aleaciones estudiadas, cualidad que resulta beneficiosa para la resistencia y la ductilidad. Asimismo, el comportamiento a corrosión de esta aleación era mejor que el de la A356.

En base a lo anterior, se fabricaron adicionalmente probetas de la aleación Z5 con menor contenido de Si, en concreto 0,07 % y se designa esta nueva aleación como Z5*. Las composiciones objetivo y las reales de las probetas fabricadas se muestran en la Tabla 3-13 y en la Figura 3-33 se muestran las propiedades a tracción de estas aleaciones en estado *as cast* y tras los dos tratamientos térmicos, SS y DS-4 seguidos de envejecimiento 160 °C/3 h.

Tabla 3-13. Composiciones objetivo y definitivas de las aleaciones Z5 y Z5*.

Id.		Zn	Mg	Zr	Ti	Si	Fe	Cu	Mn
Z5*	Objetivo	5	1,5	0,1	0,1	-	-	-	Fe/2
	Real	5,5	1,53	0,098	0,15	0,068	0,086	0,052	0,033
Z5	Objetivo	5	1,5	0,1	0,1	0,15	-	-	Fe/2
	Real	5,6	1,6	0,12	0,17	0,13	0,086	0,056	0,033

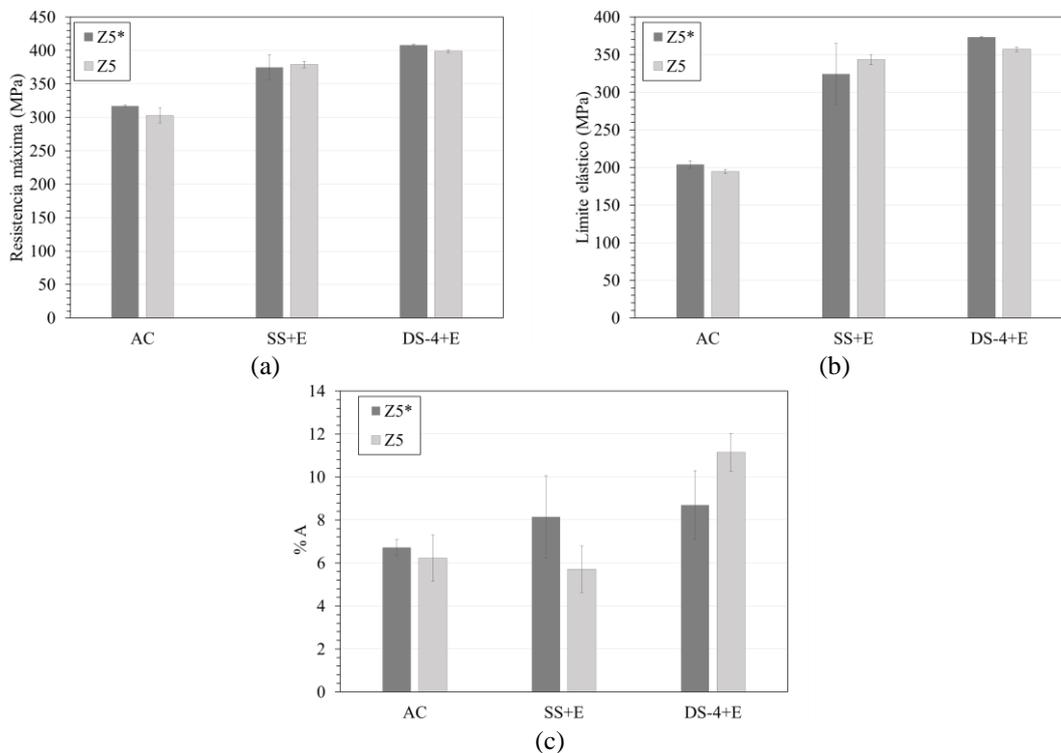


Figura 3-33. Propiedades a tracción de las aleaciones Z y Z+Si *as cast* y tras tratamiento térmico. a) Resistencia a tracción, b) límite elástico y c) elongación.

Los resultados de resistencia, límite elástico y elongación en la aleación Z5 *as cast* con respecto a la aleación Z5* son algo inferiores. Tras el tratamiento térmico, en ambas aleaciones, Z5* y Z5, los valores de resistencia y elongación tras un DS+E son superiores a los obtenidos tras un SS+E. Al igual que sucedía en la dureza, esta mejora de los valores está relacionada con la doble disolución de las fases Mg₂Si y η-MgZn₂ en la condición DS+E. Comparando los valores de resistencia de las aleaciones Z5* y Z5 bajo la misma condición de tratamiento térmico, no se encuentran apenas diferencias en los resultados.

Las mayores diferencias en comportamiento se encuentran en los resultados de elongación y se pueden explicar atendiendo a la cantidad de fase Mg₂Si presente en cada aleación y el efecto que tienen en la misma los distintos tratamientos aplicados. En la condición SS+E, la aleación Z5* presenta una cantidad de fase Mg₂Si sin disolver baja, lo que no perjudica a la elongación, que mejora con respecto a la condición *as cast*. Sin embargo, en la aleación Z5 hay más presencia de Mg₂Si, que se trata de una fase más débil que la matriz y por tanto más fácilmente fracturable bajo tensión. Además, la dureza de la matriz en SS+E es mayor que

en *as cast* como consecuencia de la precipitación de fase η , dando como resultado un valor de elongación, en esta condición, menor que en estado *as cast*. Por otro lado, tras el DS-4+E, que disuelve y precipita la fase Mg_2Si , la mejora de la elongación es más evidente en la aleación Z5, lo que confirma que, en contra de lo manifestado por Shin *et al.* [75], el Si puede mejorar la elongación de las aleaciones Al-Zn-Mg siempre que esta adición vaya acompañada de un adecuado tratamiento térmico.

En vista de estos resultados, en este punto sí se puede afirmar que la aleación definitiva de este estudio tiene un contenido en Si de 0,15 y el tratamiento más efectivo es el DS-4+E.

3.3.8 Comparación del comportamiento a tracción de la aleación seleccionada y la A356

Con el fin de comparar el comportamiento de la aleación Z5, seleccionada a partir del estudio realizado en este apartado, con la aleación A356, en la Tabla 3-14 se muestran las propiedades a tracción de estas aleaciones en estado *as cast* y tras tratamiento térmico. En la aleación A356 se incluyen dos procesos de fabricación, molde permanente (MP) y BP.

Tabla 3-14. Propiedades a tracción de las aleaciones Z+Si y A356 *as cast* y tras tratamiento térmico.

		Límite elástico (MPa)	Resistencia máxima (MPa)	Alargamiento (%)
<i>As cast</i>	Z5	194	302	6,2
	A356 (MP) [30]	125	180	5
	A356 (BP)	150	200	9
TT	Z5-DS-4+E	357	398	11
	A356-T6 (MP) [30]	185	260	5
	A356-T6 (BP)	230	300	7,2

Como se puede ver, la resistencia, límite elástico y alargamiento de la aleación A356 son superados por la aleación Z5. Cabe destacar que la mejora en el alargamiento se produce partiendo de un valor *as cast* inferior en el caso de la aleación Z5. Cuantitativamente hablando, en comparación con la aleación A356 fabricada en BP, tecnología que de por sí genera mejores propiedades frente al molde permanente, la aleación Z5 desarrollada consigue mejorar la resistencia máxima en un 35 %, el límite elástico en un 60 % y el alargamiento en un 50 %. Además, cabe resaltar que esta mejora de propiedades a tracción se produce con tiempos de tratamiento menores a los utilizados en la aleación A356, como se representa en la Figura 3-34. Con la utilización del DS diseñado en este apartado se lograría una reducción del 30 % en el tiempo de tratamiento con respecto al T6 utilizado actualmente en la aleación A356 de Fagor Ederlan. Por lo que, a parte de las ventajas en cuanto a propiedades mecánicas que presenta la aleación diseñada, su uso también supondría un beneficio económico por el ahorro en cuanto a consumo de energía que conlleva.

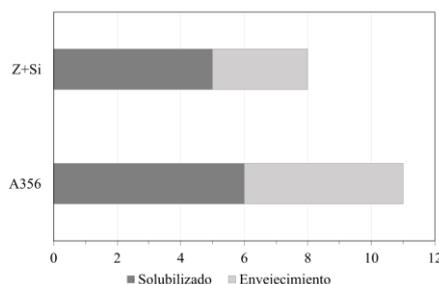


Figura 3-34. Comparación tratamiento térmico aplicado a la aleación A356 vs. Z+Si.

3.4 Conclusiones del capítulo

El objetivo de este capítulo es desarrollar aleaciones que superen en propiedades mecánicas a la aleación A356. Para ello, se han analizado dos familias de composiciones: Al-Si-Cu-Mg y Al-Zn-Mg.

Aleaciones Al-Si-Cu-Mg

La primera vía planteada para conseguir el objetivo de este capítulo es la modificación de la composición de la aleación A356 mediante la incorporación de Cu. Es sabido que la adición de Cu a aleaciones Al-Si-Mg aumenta la resistencia de las mismas. Sin embargo, al mismo tiempo, disminuye la elongación y la resistencia a corrosión, por lo que el reto en este caso ha sido obtener una aleación Al-Si-Cu-Mg que supere la resistencia y también la elongación de la aleación A356 manteniendo un buen comportamiento frente a corrosión.

En base a los resultados del estudio previo llevado a cabo en 5 composiciones con distintos rangos de elementos aleantes, la composición definitiva se ha definido como Al-8Si-1Cu-0,3Mg-Mn. La elección de esta composición ha estado muy influenciada por el comportamiento a corrosión, que en el caso de la aleación propuesta es muy similar al de la aleación A356, ya que en cuanto a dureza todas las aleaciones analizadas superan los valores de la aleación A356. Cabe destacar que aunque se ha incorporado la cantidad de Mn necesaria según la bibliografía para modificar la fase β -Fe a α , en las microestructuras de las aleaciones se siguen observando trazas de β .

Los resultados a tracción demuestran que, tal como se apuntaba en el estudio previo, un solubilizado doble seguido de envejecimiento a 160 °C/8 h mejora tanto la resistencia como el límite elástico y la elongación de la aleación en comparación con un solubilizado simple. El aumento en resistencia se debe a la disolución de las fases θ -Al₂Cu y Q- Al₃Cu₂Mg₀Si₇ y precipitación de fases endurecedoras. Sin embargo, no se ha podido comprobar la naturaleza de los precipitados presentes tras el envejecimiento. Por otro lado, la mejora en la elongación se debe al globulizado del Si eutéctico, además de la disolución de ambas fases.

Finalmente, la aleación desarrollada resulta en un aumento de resistencia última a tracción (29 %), límite elástico (22 %) y elongación (110 %) en comparación con la aleación A356, fabricadas ambas en molde permanente. Mientras que si se tienen en cuenta las propiedades de la aleación A356 en BP, tecnología que, de base, aporta mejores propiedades que el molde permanente, el aumento es de un 12 % y 45 % en resistencia y elongación respectivamente. En cambio el límite elástico es muy similar. En cuanto a su comportamiento frente a corrosión es ligeramente peor al de la aleación A356.

En base a estos resultados, se puede afirmar, por un lado, que la adición de Cu a aleaciones Al-Si-Mg puede mejorar tanto la resistencia como la elongación de las aleaciones si va acompañada de un tratamiento térmico adecuado, y, por otro lado, que la aleación propuesta en este capítulo es una firme candidata a reemplazar en un futuro a la aleación A356.

Aleaciones Al-Zn-Mg

La segunda vía de desarrollo de aleaciones alternativas a la A356 es la adaptación, mediante cambios en la composición, de aleaciones de forja para que puedan ser utilizadas en procesos de fundición. En concreto, las composiciones seleccionadas se basan en la familia 7xxx (Al-Zn-Mg) sin Cu. El principal problema de estas aleaciones es que presentan un alto rango de solidificación que puede dar lugar a agrietamiento en caliente al ser coladas. Cabe destacar que las aleaciones de base Al-5Zn-1,5Mg con adiciones de Zr, Ti, Mn y Si analizadas en el estudio previo llevado a cabo en este capítulo no mostraron agrietamiento en caliente.

Este hecho se puede relacionar principalmente con la eliminación del Cu en la composición, la adición de Si, que aumenta la colabilidad, y la incorporación de Mn, que transforma la fase β -Fe en α .

De entre las composiciones analizadas en el estudio previo se decidió elegir la aleación Al-5Zn-1,5Mg-0,1Zr-0,1Ti-0,1Si-Mn como definitiva en base a su combinación de dureza y comportamiento a corrosión, que son mejores que los de la aleación A356. A partir del estudio previo también se identifica un solubilizado en dos etapas (480 °C/1 h+540 °C/4 h) cómo óptimo ya que disuelve por completo las fases Mg_2Si y $MgZn_2$ presentes en la microestructura y que representan los principales elementos endurecedores en estas aleaciones y mejora el comportamiento frente a corrosión. El envejecimiento recomendable se debe realizar a 160 °C durante 3 h.

Mediante ensayos de tracción se ha comprobado que la adición de Si, que da lugar a la fase Mg_2Si , es beneficiosa para las propiedades mecánicas de las aleaciones Al-Zn-Mg estudiadas, especialmente en elongación, siempre que vaya acompañada de un DS que disuelva esta fase. Esto demuestra que, a la hora de diseñar una nueva aleación, no sólo la composición es importante, sino también el tratamiento térmico aplicado.

Finalmente, la aleación elegida con composición Al-5Zn-1,5Mg-0,1Zr-0,1Ti-0,1Si-Mn y fabricada en molde permanente presenta un límite elástico de 357 MPa, resistencia máxima de 398 MPa y elongación de 11,1 %. Comparando estas propiedades con las de la aleación A356 en BP, esto supone un aumento del 54 % en el límite elástico, 32 % en la resistencia máxima y del 54 % en elongación. Cabe señalar que esta mejora de propiedades se logra reduciendo el tiempo de tratamiento térmico (solubilizado + envejecimiento) en un 30 %. Por lo que la aleación propuesta, de reemplazar en un futuro a la aleación A356, no sólo supondría una reducción en peso de los componentes fabricados, sino también un descenso de la energía empleada en el tratamiento térmico, resultando todo ello en un importante ahorro de costes de fabricación.

Desarrollo de un modelo de predicción de vida a fatiga que contempla la influencia de la porosidad en las etapas de iniciación y propagación

Tal y como se ha recogido en el estado del arte, la fatiga depende de muchos factores tales como la calidad superficial, las tensiones residuales o los concentradores de tensiones generados por detalles geométricos presentes en las piezas. Particularizando para el caso de las aleaciones de aluminio de fundición, además de los anteriores, los defectos introducidos durante el proceso de fabricación, como son las inclusiones y la porosidad, también tienen una elevada relevancia en este fenómeno. Según diversos autores, de entre ellos, la porosidad es la más perjudicial [5–7].

La porosidad afecta tanto a la etapa de iniciación, ya que crea concentradores de tensiones que aceleran el inicio de grieta, como a la de propagación, debido a que los poros facilitan el crecimiento de grieta, reduciendo así el número de ciclos de carga hasta alcanzar la rotura. Sin embargo, la mayoría de modelos existentes sólo tienen en cuenta la influencia de este factor en la etapa de iniciación, como el de Murakami o el basado en mecánica de la fractura (LEFM), que se han explicado con más detalle en el apartado 2.4.3. Ambos modelos estiman el límite de fatiga en función del tamaño de defecto inicial. Por lo tanto, pretenden evitar la iniciación para que, de este modo, el componente presente una vida infinita. Sin embargo, dichos modelos no permiten estimar el número de ciclos en casos de vida finita.

Como alternativa a los modelos mencionados y a los expuestos en el apartado 2.4.3 de la revisión bibliográfica, en el presente capítulo se presenta el modelo desarrollado en la presente tesis que tiene en cuenta el efecto de la porosidad en las etapas de iniciación y propagación. En primer lugar, se explica el desarrollo del procedimiento teórico, el cual ha sido implementado para el caso particular de una aleación A356-T6 fabricada a BP. A continuación, se describe el procedimiento experimental seguido en la caracterización de material, en el análisis fractográfico y en los ensayos realizados con el objetivo de validar el modelo. Finalmente, se expone el análisis llevado a cabo para evaluar el grado de precisión del modelo desarrollado, primeramente frente a los ensayos de validación y seguidamente frente a todos los ensayos (validación + caracterización).

4.1 Procedimiento teórico

En la mayoría de los modelos de predicción de vida a fatiga, el comportamiento del material se representa mediante una curva que relaciona la carga aplicada, tensión o deformación, con la vida estimada (ciclos). Sin embargo, el fenómeno de fatiga se caracteriza porque tanto probetas como componentes del mismo material ensayados a la misma carga no presentan un comportamiento repetitivo, lo que se debe principalmente a factores como los defectos o la calidad superficial. Existen diferentes métodos para considerar dicha dispersión, como el empleo de coeficientes de confiabilidad o el uso de modelos estadísticos.

Como alternativa, el modelo propuesto, que considera el efecto de la porosidad presente en las probetas tanto en la etapa de iniciación como en la de propagación, pretende proporcionar estimaciones de vida individualizadas con el propósito de minimizar el error de predicción debido a la dispersión. La utilización del presente modelo se limita al rango HCF y se ha implementado y validado para una aleación A356-T6 fabricada a BP. El procedimiento para la implementación del modelo consta de las siguientes etapas:

- 1) Caracterización de la curva S-N: Como punto de partida, el modelo desarrollado requiere caracterizar la curva S-N del material. Además, se deben analizar las superficies de fractura de las probetas utilizadas en la caracterización para determinar la porosidad fractográfica f_p y el tamaño de poro medio representado mediante el Diámetro Feret Medio DFM .
- 2) Modelo de propagación de grieta en función de la porosidad: A continuación, se estima el número de ciclos correspondiente a la fase de propagación. Para ello, se aplica un modelo analítico de propagación que considera el efecto la porosidad fractográfica f_p y el tamaño de poro medio DFM de cada caso evaluado en la velocidad de propagación, la cual se relaciona directamente con los ciclos correspondientes a la fase de propagación N_p . El modelo de propagación ha sido obtenido a partir de un estudio de sensibilidad numérico de propagación de grieta para rangos de f_p y DFM correspondientes a componentes fabricados en BP.
- 3) Modelo de iniciación de grieta en función de la porosidad. Los ciclos correspondientes a la fase de iniciación N_i se calculan a partir de un modelo analítico que considera el factor de intensidad de tensiones máximo K_{max} y el rango de ciclos en el que se encuentra el caso de estudio. Esto se debe a que el efecto de un mismo valor de K_{max} en la fase de iniciación varía en función del rango de ciclos (alto o bajo) en el que se encuentra el caso de estudio dentro del régimen de HCF. El valor de K_{max} se calcula a partir de otro modelo analítico que considera la influencia del tamaño del poro inicial y la distancia a la superficie en este parámetro. Dicho modelo se obtiene a partir de un estudio de sensibilidad numérico acotado para un rango de porosidad típico correspondiente a componentes obtenidos a BP. El régimen de ciclos dentro de HCF viene definido por la vida total de Basquin N_b calculada a partir de la curva S-N inicial.
- 4) Estimación de vida total: Tras la estimación de los ciclos correspondientes a la fase de propagación N_p y a la fase de iniciación N_i , en función de las características de porosidad de cada caso de estudio, se puede estimar la vida a fatiga particularizada para cada caso evaluado.

4.1.1 Modelo de propagación de grieta en función de la porosidad

Como se indica en la revisión bibliográfica, la porosidad afecta negativamente a la etapa de propagación de grieta, ya que un mayor nivel de porosidad provoca una velocidad de propagación mayor y, por lo tanto, un menor número de ciclos correspondientes a esta etapa [123]. Además, la velocidad de propagación también varía en función del tamaño de poro [135]. En base a esto, se toma la velocidad de propagación

como base del modelo de propagación y, para su cálculo, se consideran la porosidad fractográfica f_p y el tamaño de poro medio DFM en la superficie de fractura.

Para desarrollar este modelo, en primer lugar es necesario identificar las probetas utilizadas en la caracterización de la curva S-N en las que el inicio del fallo se produce en poros superficiales. En estos casos se asume que los ciclos correspondientes a iniciación son despreciables y, por lo tanto, la vida a fatiga total es igual a la de propagación. De este modo, estos casos se consideran como referencia y el ratio de propagación correspondiente a la media de sus valores de f_p y DFM se fija en $p_r=1$.

A continuación, se obtiene la superficie de respuesta $p_r(f_p, DFM)$ que expresa el ratio de la velocidad de propagación con respecto a los casos de referencia. Para ello, se realizan simulaciones de propagación XFEM para los rangos especificados de f_p y DFM . En el caso particular de la aleación A356-T6 de BP, los rangos de f_p y DFM establecidos SE corresponden con valores medidos en componentes fabricados a BP (f_p entre 0,5-4 % y DFM entre 0,1-0,3 mm).

Para las simulaciones de propagación se utiliza un modelo XFEM de deformación plana en 2D donde los poros se representan como círculos perfectos de diámetro igual al DFM (Figura 4-1) y la f_p se relaciona con el número de poros con respecto al ancho total de la placa. En el caso de estudio analizado, el dominio modelado ha sido de 14 mm x 7 mm y se ha utilizado una malla general de tamaño 0,5 mm mientras que en las zonas cercanas a los poros el tamaño de malla local sido de 0,03 mm. Para el cálculo de la velocidad de propagación se han empleado los coeficientes de Paris $C=9,11 \cdot 10^{-8}$ m/ciclo/MPa $\cdot\sqrt{m}^m$ y $m=0,9981$, correspondientes a la aleación A356-T6 [175]. La arquitectura utilizada en la propagación de grieta es la propuesta por Llavori en 2016 [159]. La Tabla 4-1 muestra los valores de f_p y DFM empleados en las simulaciones.

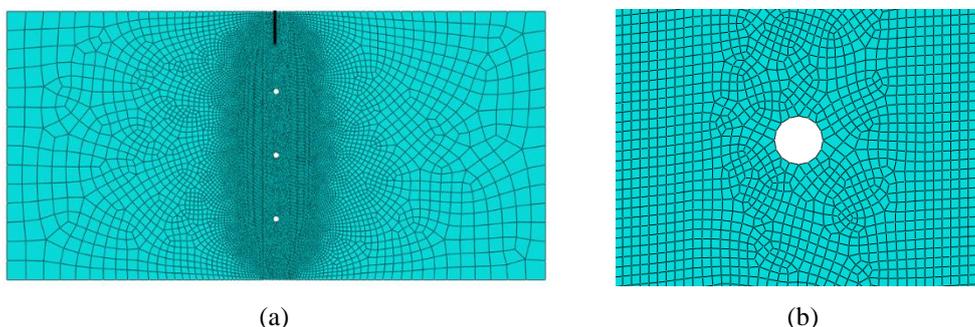


Figura 4-1. a) Modelo de propagación XFEM de deformación plana en 2D y b) detalle del mallado alrededor de los poros.

Tabla 4-1. Casos considerados para la obtención de la superficie de respuesta $p_r(f_p, DFM)$.

f_p (%)	0,5	1,5	3	4	-
DFM (mm)	0,1	0,15	0,2	0,25	0,3

Una vez obtenida la superficie de respuesta $p_r(f_p, DFM)$, es posible determinar el número de ciclos correspondiente a la fase de propagación N_p . Para este fin, se aplica la función correctora $C(N_b)$ junto con $p_r(f_p, DFM)$ para correlacionar el número de ciclos calculado con la ecuación de Basquin N_b (13) con N_p (14).

$$N_b = \left(\frac{S_a}{\sigma'_f} \right)^{1/b} \tag{13}$$

$$N_p(f_p, AFD) = N_b \frac{C(N_b)}{P_r(f_p, AFD)} \quad (14)$$

La función de corrección $C(N_b)$ se obtiene mediante el ajuste de los valores de $C(N_{b,i})$ correspondientes a cada muestra de referencia, donde la fase de inicio se supone despreciable. Teniendo en cuenta el ratio de propagación particular para cada caso de referencia $p_{r,i}(f_p, DFM)$, la vida total $N_{exp_ref_i}$ puede considerarse igual a los ciclos de propagación $N_{p_ref_i}$ y relacionarse con cada predicción de vida total de Basquin $N_{b,i}$ con el correspondiente valor $C(N_{b,i})$ (15), (16)

$$N_{exp_ref_i} = N_{p_ref_i} = N_{b,i} \frac{C(N_{b,i})}{P_{r,i}(f_p, DFM)} \quad (15)$$

$$C(N_{b,i}) = \frac{N_{exp_ref_i} \cdot P_{r,i}(f_p, DFM)}{N_{b,i}} \quad (16)$$

4.1.2 Modelo de iniciación de grieta en función del poro de inicio

La etapa de iniciación se puede relacionar con el factor de intensidad de tensiones máximo K_{max} que producen los poros cercanos a la superficie [137] ya que, para altos valores de K_{max} , la etapa de iniciación de grieta se acelera, reduciéndose el ratio entre los ciclos correspondientes a la fase de iniciación N_i y, por tanto, el número de ciclos total N_t [126,135]. Además, este ratio entre N_i y N_t también depende del rango de ciclos en el que se sitúe el caso de estudio, puesto que la fase de iniciación adquiere un mayor protagonismo a medida que se aproxima al régimen alto dentro de HCF. Por este motivo, en el régimen bajo de HCF este ratio es menor que en régimen alto de HCF [110]. En base a esto, en el presente modelo, los ciclos correspondientes a la fase de iniciación N_i se calculan mediante el ratio con respecto a los ciclos totales N_t (17) representado por la función $\alpha(K_{max}, N_b)$, que depende de K_{max} y del rango de ciclos calculado con la ecuación de Basquin N_b .

$$N_i = \alpha(K_{max}, N_b) \cdot N_t \quad (17)$$

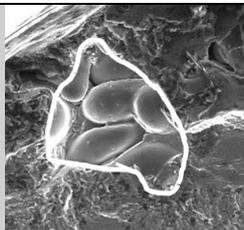
Para la obtención de los parámetros K_{max} y α presentes en la ecuación (17), se desarrolló un modelo analítico que calcula el valor de K_{max} en función de las características del poro de inicio y se obtuvo la superficie de respuesta $\alpha(K_{max}, N_b)$ que proporciona el ratio entre N_i y N_t .

➤ **Modelo de K_{max} dependiente del poro de inicio**

Para identificar los parámetros correspondientes al poro de inicio a tener en cuenta en el desarrollo del modelo de K_{max} , se realizó un estudio de sensibilidad a dos niveles de la influencia de los principales parámetros identificados en la bibliografía: el tamaño del poro de inicio [137,148], la distancia a la superficie [137,148], la morfología [139], la distancia horizontal y la orientación. Para el análisis de la morfología se seleccionaron dos poros reales representativos de geometrías de poro extremas observados en las superficies de fractura, uno con forma cuasi-circular y el otro con forma irregular. En la Tabla 4-2 se muestran las variables seleccionadas así como los rangos estudiados en base a lo observado en superficies de fractura de componentes fabricados en LPDC.

Tabla 4-2. Variables y rangos seleccionados para la elaboración del modelo de intensidad de tensiones basado en el poro de inicio.

Factor	Valor mínimo	Valor máximo
d_v (mm)	0,05	0,5
d_H (mm)	0	0,1
φ (mm)	0,1	0,3
Orientación	0°	90°

Morfología		
-------------------	---	--

El estudio numérico de sensibilidad se llevó a cabo mediante un modelo XFEM de deformación plana en 2D en el que se implementaron las geometrías reales de los poros obtenidas y digitalizadas de las superficies de fractura, como se muestra en la Figura 4-2. En el modelo se utilizó un tamaño de malla general de 0,5 mm y de tamaño 0,005 mm en las zonas cercanas a los poros.

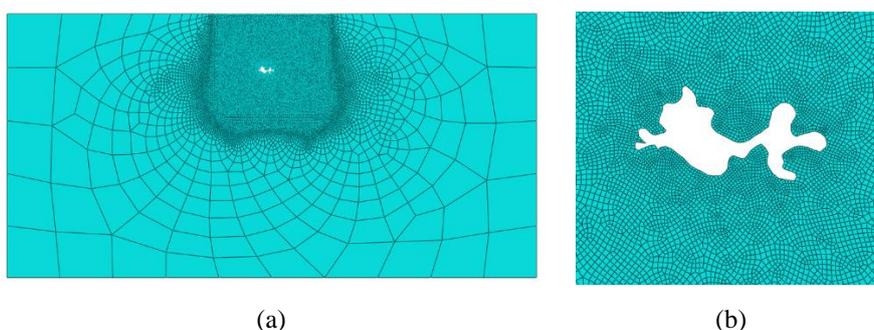


Figura 4-2. a) Modelo XFEM de deformación plana en 2D utilizado en el estudio de sensibilidad para la obtención de K_{max} . b) Detalle del mallado alrededor de los poros.

A partir de este primer análisis se determinó que las variables con mayor influencia en el valor de K_{max} eran el diámetro Feret φ y la distancia vertical d_v . De este modo, en el modelo propuesto, la superficie de respuesta $K_{max}(\varphi, d_v)$ se obtiene con respecto a dichos parámetros mediante un estudio de sensibilidad para los rangos de φ y d_v especificados. La Tabla 4-3 recoge los rangos de valores de los parámetros φ y d_v establecidos para el caso de estudio de la aleación A356-T6 de BP.

Tabla 4-3. Valores de φ y d_v utilizados en la obtención del modelo de K_{max} de la aleación A356-T6 de BP.

Factor	Valor 1	Valor 2	Valor 3	Valor 4	Valor 5	Valor 6	Valor 7
d_v (mm)	0,01	0,03	0,05	0,1	0,2	0,5	0,7
φ (mm)	0,1	0,3	0,5	1	-	-	-

➤ Ratio entre ciclos de iniciación y ciclos totales

El procedimiento para obtener la función $\alpha(K_{max}, N_b)$ que determina el ratio entre N_i y N_t es el siguiente:

- 1) Estimación del número de ciclos de iniciación N_i en cada probeta empleada en la caracterización: en primer lugar se estima el número de ciclos de propagación N_p para cada probeta empleada en la caracterización de material mediante el procedimiento presentado en la sección 4.1.1. A continuación, se estima el número de ciclos de iniciación N_i de cada probeta mediante la diferencia

entre la vida total experimental N_{exp} y los ciclos teóricos correspondientes a la fase de propagación (18).

$$N_i = N_{exp} - N_p \quad (18)$$

- 2) Cálculo del valor α de cada probeta. Una vez estimado el número de ciclos de iniciación N_i de cada probeta, el valor de α se determina mediante el ratio entre N_i y el número de ciclos total del ensayo correspondiente.

$$\alpha = \frac{N_i}{N_{exp}} \quad (19)$$

- 3) Estimación de K_{max} en cada probeta. A partir de los datos del estudio fractográfico, se determina el valor de K_{max} de cada probeta utilizada en la caracterización considerando el tamaño de poro φ y la distancia a la superficie d_v del poro de inicio, de acuerdo al procedimiento explicado en la sección 4.1.2.
- 4) Obtención de la ecuación $\alpha(K_{max}, N_b)$. Finalmente se representa, para cada probeta, su valor α con respecto a sus correspondientes K_{max} y N_b y, mediante ajuste, se obtiene la ecuación de la superficie de respuesta $\alpha(K_{max}, N_b)$. En el caso particular de la aleación A356-T6 de BP, se añadieron dos condiciones de contorno adicionales a la hora de llevar a cabo el ajuste de la superficie de respuesta:
- i. Para valores de K_{max} superiores a $650 \text{ MPa}\sqrt{\text{mm}}$, correspondientes a las probetas de referencia en las que el poro de inicio era de gran tamaño y se situaba en la superficie, se considera que la etapa de iniciación es despreciable y, por ello, $\alpha=0$.
 - ii. Wang *et al.* [5] observaron, para el caso de la aleación A356-T6, que ante poros menores a $25\text{-}50 \mu\text{m}$ no se producía la propagación de grieta. Por consiguiente, para un tamaño de poro menor de $25 \mu\text{m}$, correspondiente a un valor de K_{max} de $385 \text{ MPa}\sqrt{\text{mm}}$, se considera $\alpha=1$.

4.1.3 Estimación de vida total

Una vez obtenidos los valores de N_p y $\alpha(K_{max}, N_b)$, para cuyo cálculo es necesario conocer las variables f_p , DFM , φ y d_v , la vida total del caso evaluado se estima mediante la ecuación (21) obtenida a partir de la ecuación (20):

$$N_t = \alpha N_t + N_p \quad (20)$$

$$N_t = \frac{N_p}{(1-\alpha)} \quad (21)$$

4.2 Procedimiento experimental

4.2.1 Caracterización de la curva S-N

Tal y como se ha explicado, el modelo de fatiga desarrollado se implementó para el caso de la aleación A356-T6 de BP. Para ello, la caracterización de la curva S-N se llevó a cabo a partir de probetas extraídas de portamanguetas fabricados a BP. Las dimensiones de las probetas eran 6 mm de diámetro y 12 mm de longitud calibrada, de acuerdo a la norma ASTM-E466. En la Figura 4-3 se muestran las dimensiones de las probetas así como las zonas de extracción de las mismas.

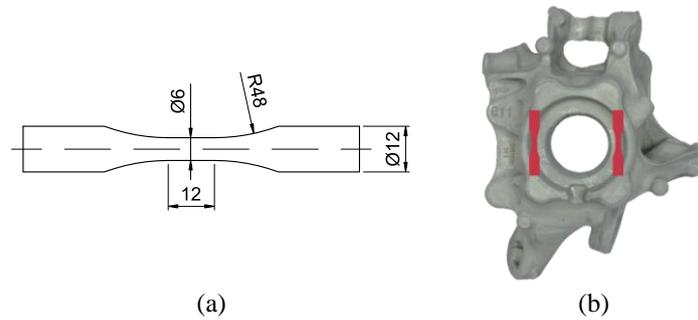


Figura 4-3. a) Dimensiones de las probetas y b) zonas de extracción de las probetas.

Los ensayos de fatiga se llevaron a cabo en una máquina MTS-810 para un ratio de tensiones $R=-1$ y una frecuencia de 10 Hz. Para la caracterización se seleccionaron cuatro amplitudes de carga: 120, 110, 80 y 70 MPa.

4.2.2 Análisis fractográfico

Tras los ensayos, se realizó un análisis fractográfico en todas las probetas utilizadas en la caracterización de la curva S-N y en la validación del modelo mediante un FEI Nova Nano SEM 450. En dicho análisis se midieron tanto la porosidad fractográfica f_p y el diámetro Feret medio DFM de la superficie de fractura como el diámetro Feret φ y la distancia a la superficie d_v del poro de inicio de cada probeta.

La metodología seguida para la determinación de estas variables es la siguiente. En primer lugar, para cada caso, se identifican manualmente en la superficie de fractura los poros presentes y se marcan en el software Image J. El programa calcula automáticamente el área total de estos poros y de la superficie, por lo que la f_p , se calcula directamente como el ratio entre estas áreas. El diámetro Feret medio DFM se calcula también de forma automática con el software a partir de los poros identificados. A continuación se establece cual es el poro de inicio en el que, con el software, se mide diámetro Feret φ y la distancia a la superficie d_v .

4.2.3 Ensayos para la validación experimental

Con el objetivo de validar el modelo desarrollado, se realizaron ensayos adicionales de validación. Tanto para la extracción de las probetas como en la ejecución de los ensayos se siguió la metodología expuesta en el apartado 4.2.1. Las amplitudes de carga seleccionadas para la realización de dichos ensayos fueron: 110, 100, 85, y 75 MPa.

4.3 Análisis de resultados

4.3.1 Caracterización de la curva S-N

En la Figura 4-4 se muestran los resultados correspondientes a los ensayos realizados para la caracterización de la curva S-N de la aleación A356-T6 de BP así como la curva de Basquin ajustada mediante los siguientes parámetros: $\sigma_f' = 1191.79$ MPa y $b = -0.1981$. Cabe destacar que la dispersión para una misma amplitud de carga se incrementa para el régimen de ciclos más alto dentro del dominio de HCF.

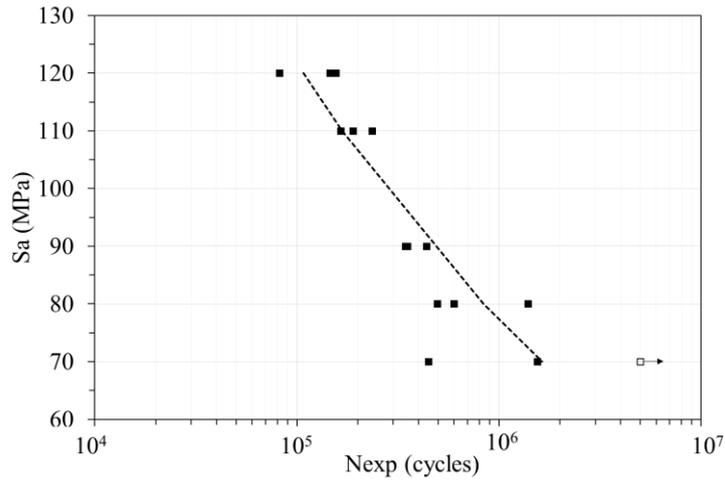


Figura 4-4. Curva S-N de caracterización.

4.3.2 Análisis fractográfico

En la Figura 4-5 se muestra un ejemplo de los parámetros identificados durante el estudio fractográfico. En concreto, en la Figura 4-5.a se resaltan los poros que conforman la porosidad fractográfica en una superficie de fractura y en la Figura 4-5.b se presenta un ejemplo de poro de inicio.

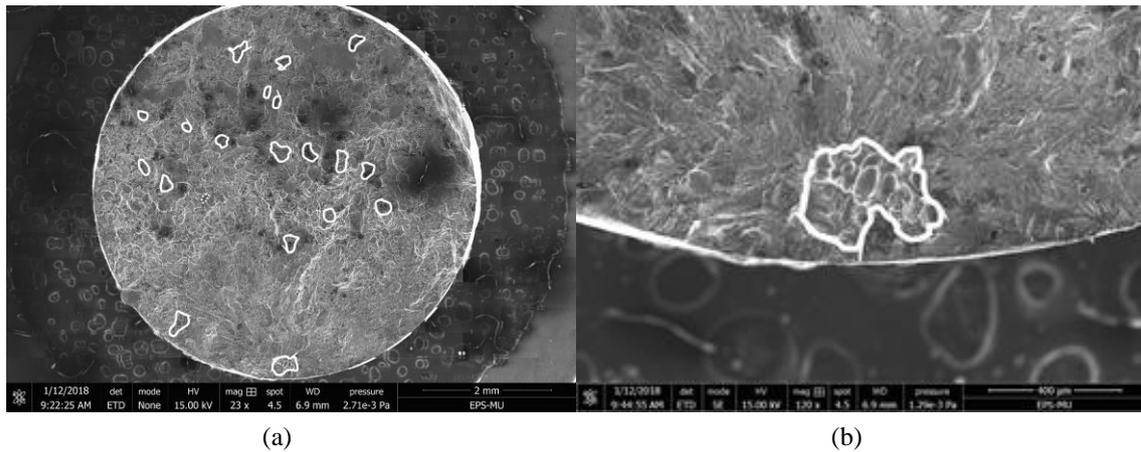


Figura 4-5. Ejemplos de a) superficie de fractura con los poros identificados y b) poro inicial.

La Tabla 4-4 recoge los resultados de la inspección fractográfica realizada en las probetas utilizadas para la caracterización de la curva S-N. Se observa que, para cada amplitud de carga, la vida a fatiga disminuye a medida que aumenta tanto la porosidad como el tamaño de poro de inicio.

Tabla 4-4. Resultados del análisis fractográfico llevado a cabo en las probetas utilizadas en la caracterización.

Id.	S_a (MPa)	N_{exp} ciclos	Porosidad fractográfica		Poro inicial	
			f_p (%)	DFM (mm)	ϕ (mm)	dv (mm)
C_120_1	120	155765	0,66	0,12	0,146	0
C_120_2	120	145470	1,7	0,16	0,344	0
C_120_3	120	81898	3,18	0,2	0,547	0
C_110_1	110	189654	0,95	0,12	0,249	0,015
C_110_2	110	164285	4,34	0,25	0,570	0
C_110_3	110	236106	0,51	0,13	0,127	0,012
C_90_1	90	344584	0,96	0,15	0,408	0
C_90_2	90	352414	2,92	0,15	0,440	0,040
C_90_3	90	437269	0,76	0,11	0,192	0,044
C_80_1	80	599318	1,23	0,10	0,193	0
C_80_2	80	1393739	0,64	0,14	0,148	0
C_80_3	80	495164	0,88	0,15	0,260	0
C_70_1	70	1550358	1,34	0,16	0,214	0
C_70_2	70	447473	3,29	0,24	0,86	0
C_70_3	70	Run Out	-	-	-	-

4.3.3 Modelo de propagación

Para obtener el modelo de propagación correspondiente a la aleación A356-T6 de BP, en primer lugar se identificaron las probetas utilizadas para la caracterización en las que el inicio de grieta se había originado en poros superficiales. Las Figura 4-6.a, b y c muestran respectivamente ejemplos de poro de inicio en el rango bajo ($S_a=120$ MPa), medio ($S_a=90$ MPa) y alto ($S_a=70$ MPa) de HCF. En estos casos, se pueden despreciar los ciclos correspondientes a la fase de iniciación y, por tanto, puede considerarse que la vida total se corresponde con los ciclos de la fase de propagación. Por lo tanto, el ratio de velocidad de propagación de referencia $p_r=1$ se establece para los valores medios de $f_p=2.56$ y $DFM=0.20$ mm.

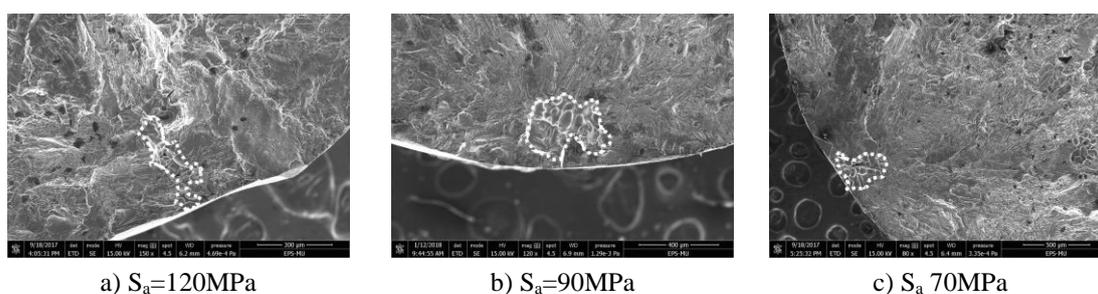


Figura 4-6. Ejemplos de poros de inicio situados en la superficie e identificados en las probetas ensayadas durante la caracterización a amplitudes de carga de a) 120 MPa, b) 90 MPa y c) 70 MPa.

A continuación, se obtuvo la superficie de respuesta correspondiente al ratio de propagación $p_r(f_p, DFM)$ que se representa en la Figura 4-7, limitada para el rango especificado en el estudio XFEM. Se puede observar que, tal y como recoge la bibliografía [123,135], al aumentar los valores de la porosidad fractográfica f_p y del diámetro Feret medio DFM aumenta la velocidad de propagación. Sin embargo, cabe desatacar que, para el rango estudiado, el factor que presenta una mayor influencia en el ratio de propagación es f_p mientras que el DFM presenta un efecto menor. La ecuación correspondiente a la superficie de respuesta (23) permite estimar el ratio de la velocidad de propagación considerando los valores específicos de f_p y DFM de cada caso evaluado.

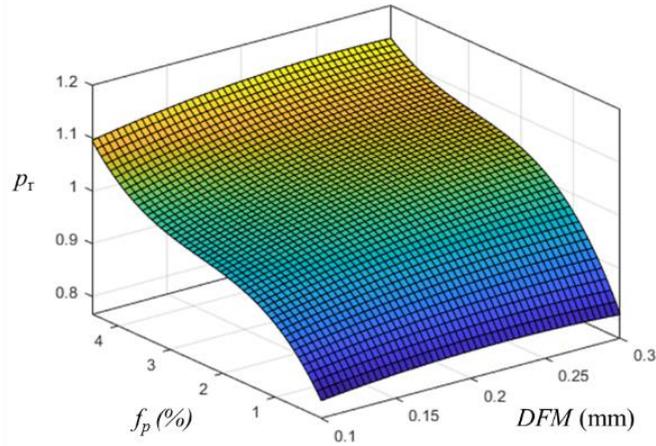


Figura 4-7. Superficie de respuesta $p_r(f_p, DFM)$.

$$p_r(AFD, f_p) = p_{00} + p_{10}AFD + p_{01} f_p + p_{20}AFD^2 + p_{11}AFDf_p + p_{02}f_p^2 + p_{21}AFD^2 f_p + p_{12}AFDf_p^2 + p_{03}f_p^3 \quad (23)$$

Donde:

$p_{00} = 0,7438$	$p_{10} = 0,5253$	$p_{01} = 0,1436$
$p_{20} = -1,259$	$p_{11} = -0,3574$	$p_{02} = -0,05718$
$p_{21} = -0,06387$	$p_{12} = -0,06466$	$p_{03} = 0,008743$

A continuación se obtuvo la función correctora $C(N_b)$ (24) mediante el ajuste de los resultados de la ecuación (16):

$$C(N_b) = -3,29 \cdot 10^{-7} \cdot N_b + 0,8357 \quad (24)$$

Finalmente, se obtuvo la ecuación correspondiente al modelo de propagación de la aleación A356-T6 de BP (25) a partir de las ecuaciones (14)(23)(24).

$$N_p(f_p, AFD) = \left(\frac{S_a}{\sigma_f'} \right)^{1/b} \frac{-3,29 \cdot 10^{-7} \cdot \left(\frac{S_a}{\sigma_f'} \right)^{1/b} + 0,8357}{p_{00} + p_{10}AFD + p_{01} f_p + p_{20}AFD^2 + p_{11}AFDf_p + p_{02}f_p^2 + p_{21}AFD^2 f_p + p_{12}AFDf_p^2 + p_{03}f_p^3} \quad (25)$$

4.3.4 Modelo de iniciación

➤ **Análisis de sensibilidad de K_{max} a dos niveles**

En la Figura 4-8 se recoge el efecto de las principales características del poro de inicio en el valor de K_{max} . Se observa que, de acuerdo con la revisión bibliográfica [137,148], los parámetros que presentan un mayor efecto son la distancia a la superficie d_v , el tamaño de poro φ y la combinación de ambos. Sin embargo, en contra de lo afirmado por Tijani *et al.* [139] y en concordancia con otros autores [112,136,137], el efecto de la morfología no es determinante en el rango estudiado. Por lo tanto, se concluye que los principales parámetros a tener en cuenta en el modelo de estimación de K_{max} son la distancia a la superficie d_v y el tamaño del poro de inicio φ .

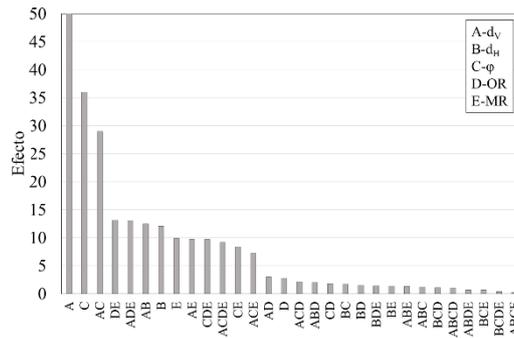


Figura 4-8. Resultados del estudio de sensibilidad a dos niveles llevado a cabo para la obtención del modelo de K_{max} .

➤ **Superficie de respuesta de K_{max}**

La Figura 4-9 muestra la superficie de respuesta correspondiente al estudio de sensibilidad detallado de K_{max} en función de d_v y ϕ , correspondiente a la aleación A356-T6 de BP. Cabe destacar que el tamaño del poro de inicio se vuelve especialmente relevante a medida que disminuye la distancia a la superficie. Mediante la ecuación $K_{max}(d_v, \phi)$ (26), correspondiente a dicha superficie de respuesta, se puede estimar el valor de K_{max} para los casos evaluados dentro del rango especificado.

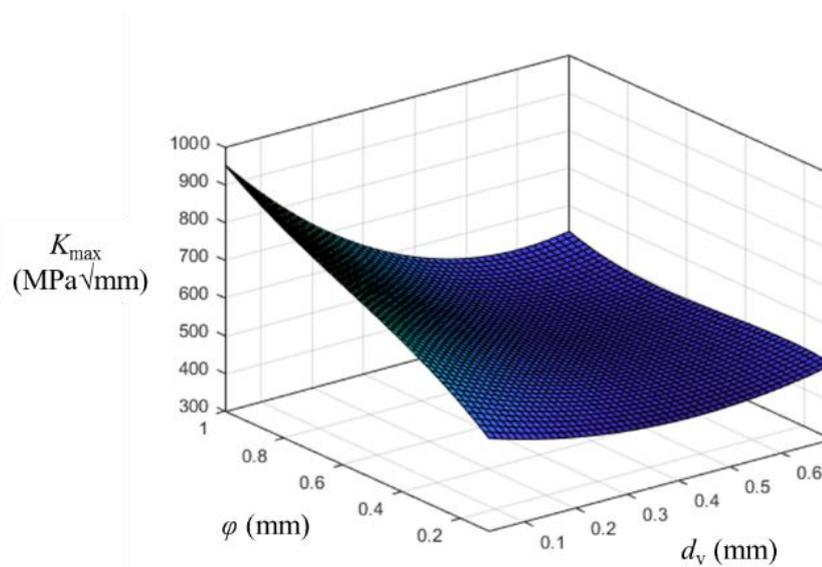


Figura 4-9. Superficie de respuesta $K_{max}(\phi, d_v)$.

$$K_{max}(d_v, \phi) = k_{00} + k_{10}d_v + k_{01}\phi + k_{20}d_v^2 + k_{11}d_v\phi + k_{02}\phi^2 + k_{21}d_v^2\phi + k_{12}d_v\phi^2 + k_{03}\phi^3 \quad (26)$$

Donde

$k_{00} = 506,4$	$k_{10} = -216,9$	$k_{01} = 664,7$
$k_{20} = 217,6$	$k_{11} = -1442$	$k_{02} = -459,1$
$k_{21} = 1158$	$k_{12} = 17,84$	$k_{03} = 308,4$

➤ Superficie de respuesta del ratio de iniciación

En la Figura 4-10 se muestra la superficie de respuesta $\alpha(K_{max}, N_b)$ (27) que corresponde al ratio de los ciclos de iniciación con respecto a la vida total para la aleación A356-T6 de BP. Se observa que la fase de iniciación, que se corresponde con los valores de α , es más relevante en el régimen alto de HCF. Además, para un rango determinado de HCF, el valor de α disminuye con el aumento del valor de K_{max} y, por lo tanto, disminuye el número de ciclos necesarios para la iniciación de la grieta. Esto concuerda con lo recogido en la revisión bibliográfica [126]. Para el caso de valores de K_{max} , elevados, los cuales se atribuyen generalmente a poros de inicio de gran tamaño y cercanos a la superficie, dan lugar a valores de α cercanos a cero, lo que indica que los ciclos correspondientes a la fase de iniciación pueden considerarse despreciables.

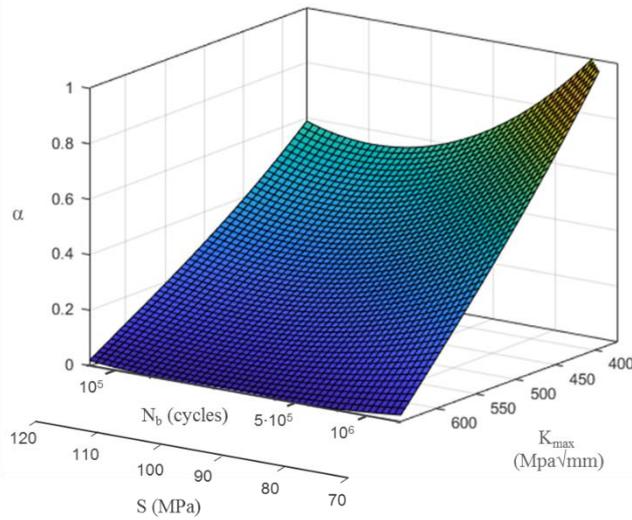


Figura 4-10. Superficie que relaciona α , K_{max} y N_b .

$$\alpha(K_{max}, N_b) = a_{n,00} + a_{n,10} K_{max} + a_{n,01} N_b + a_{n,20} K_{max}^2 + a_{n,11} K_{max} N_b + a_{n,02} N_b^2 + a_{n,21} K_{max}^2 N_b + a_{n,12} K_{max}^2 N_b^2 + a_{n,03} N_b^3 \quad (27)$$

Donde:

$$\begin{aligned} a_{n,00} &= 1,467 & a_{n,10} &= 8,107 \cdot 10^{-7} & a_{n,01} &= -0,002779 \\ a_{n,20} &= 7,371 \cdot 10^{-14} & a_{n,11} &= -1,689 \cdot 10^{-9} & a_{n,02} &= 5,495 \cdot 10^{-7} \\ a_{n,21} &= -1,372 \cdot 10^{-16} & a_{n,12} &= 7,033 \cdot 10^{-13} & a_{n,03} &= 3,808 \cdot 10^{-10} \end{aligned}$$

Para poder estimar la vida a fatiga ante una determinada amplitud de carga, la ecuación (27) se puede reescribir como $\alpha(K_{max}, S_a)$ (28), en función de S_a , mediante la ecuación de Basquin (13).

$$\alpha(K_{max}, S_a) = a_{s,00} + a_{s,10} K_{max} + a_{s,01} S_a + a_{s,20} K_{max}^2 + a_{s,11} K_{max} S_a + a_{s,02} S_a^2 + a_{s,21} K_{max}^2 S_a + a_{s,12} K_{max} S_a^2 + a_{s,03} S_a^3 \quad (28)$$

Donde:

$$\begin{aligned} a_{s,00} &= 14,07 & a_{s,10} &= -0,1966 & a_{s,01} &= -0,02992 \\ a_{s,20} &= 8,569 \cdot 10^{-4} & a_{s,11} &= 3,151 \cdot 10^{-4} & a_{s,02} &= 1,917 \cdot 10^{-5} \\ a_{s,21} &= -1,267 \cdot 10^{-6} & a_{s,12} &= -3,448 \cdot 10^{-8} & a_{s,03} &= -8,848 \cdot 10^{-9} \end{aligned}$$

4.3.5 Modelo de predicción de vida de la aleación A356-T6 de BP considerando la porosidad

Finalmente, se obtiene el modelo analítico para predecir la vida a fatiga en el caso particular de una aleación A356-T6 de BP (29) a partir de las ecuaciones correspondientes al número de ciclos de la fase de propagación $N_p(f_p, DFM)$ (25) y al ratio entre los ciclos de iniciación con respecto al total $\alpha(K_{max}, S_a)$ (28).

$$N_t = \frac{\left(\frac{S_a}{\sigma_f}\right)^{1/b} \frac{-3,29 \cdot 10^{-7} \cdot \left(\frac{S_a}{\sigma_f}\right)^{1/b} + 0,8357}{p_{00} + p_{10} AFD + p_{01} f_p + p_{20} AFD^2 + p_{11} AFD f_p + p_{02} f_p^2 + p_{21} AFD^2 f_p + p_{12} AFD f_p^2 + p_{03} f_p^3}}{1 - (a_{s,00} + a_{s,10} K_{max} + a_{s,01} S_a + a_{s,20} K_{max}^2 + a_{s,11} K_{max} S_a + a_{s,02} S_a^2 + a_{s,21} K_{max}^2 S_a + a_{s,12} K_{max} S_a^2 + a_{s,03} S_a^3)} \quad (29)$$

4.3.6 Validación del modelo

Como ya se ha indicado, la validación del modelo propuesto e implementado para el caso de la aleación A356-T6 de BP se llevó a cabo mediante ensayos adicionales a amplitudes de carga de 110, 100, 85 y 75 MPa. La Figura 4-11 muestra los resultados tensión/vida de las probetas ensayadas para dicho propósito.

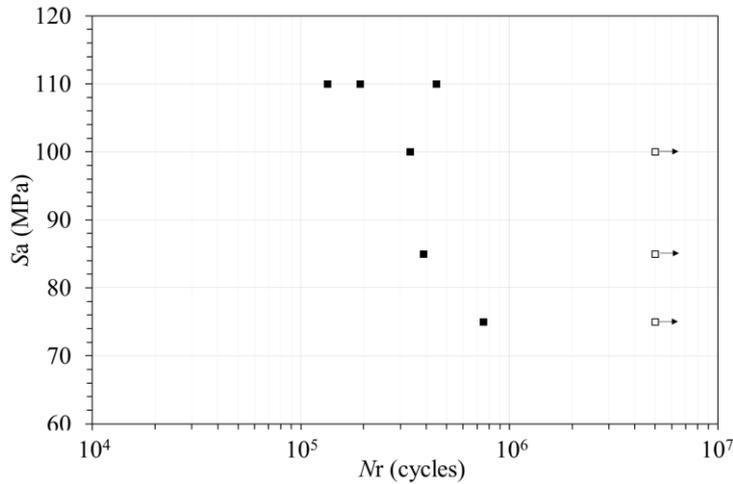


Figura 4-11. Curva S-N correspondiente a los ensayos de validación.

➤ **Análisis fractográfico**

La Tabla 4-5 muestra la vida de las probetas ensayadas para la validación del modelo así como los valores de f_p , DFM , φ y d_v medidos en el análisis fractográfico. Cabe de destacar que en algunos ensayos no se alcanzó la rotura de la probeta y, por lo tanto, no fue posible medir los parámetros de porosidad requeridos por el modelo.

Tabla 4-5. Resultados del análisis fractográfico llevado a cabo en las probetas utilizadas en la validación.

Id.	S_a (MPa)	N_{exp} (ciclos)	Porosidad fractográfica		Poro inicial	
			f_p (%)	DFM (mm)	ϕ (mm)	dv (mm)
V_110_1	110	446564	0,76	0,13	0,058	0,065
V_110_2	110	192410	0,83	0,12	0,414	0,044
V_110_3	110	133879	2,08	0,4	0,312	0
V_100_1	100	334254	0,48	0,12	0,146	0
V_100_2	100	RO				
V_85_1	85	387002	0,99	0,11	0,529	0
V_85_2	85	RO	-	-	-	-
V_75_1	75	748150	0,72	0,1	0,205	0,046
V_75_2	75	RO				

➤ **Validación del modelo de predicción de vida considerando la porosidad**

La validación del modelo implementado para la aleación A356-T6 de BP se llevó a cabo en dos etapas. En primer lugar, se evaluó la validez del modelo en la predicción de la vida de las probetas utilizadas para la caracterización de la curva S-N (Tabla 4-6). A continuación, se evaluó la validez del modelo en la predicción de la vida a fatiga de las probetas utilizadas en los ensayos de validación.

Tabla 4-6. Comparación de la vida calculada con el modelo frente a la experimental en las probetas empleadas en la caracterización.

Id.	S_a (MPa)	N_{exp} (ciclos)	N_b (ciclos)	N_p (ciclos)	K_{max} (MPa \sqrt{mm})	α	N_t (ciclos)	Log error (%)	Abs error (%)
C_120_1	120	155765	107871	97917	474	0,34	146334	0,52	6,1
C_120_2	120	145470	107871	91218	615	0,08	96823	3,42	33,4
C_120_3	120	81898	107871	83195	761	0	82135	0,03	0,3
C_110_1	110	189654	167364	145754	547	0,17	172604	0,78	9,0
C_110_2	110	164285	167364	116224	777	0	116163	2,89	29,3
C_110_3	110	236106	167364	148960	420	0,41	251239	0,50	6,4
C_90_1	90	344584	460884	346327	661	0	340539	0,09	1,2
C_90_2	90	352414	460884	312606	649	0	308609	1,04	12,4
C_90_3	90	437269	460884	355067	454	0,43	613497	2,61	40,3
C_80_1	80	599318	835232	892415	525	0,35	766008	1,84	27,8
C_80_2	80	1393739	835232	911283	428	0,65	1472485	0,39	5,6
C_80_3	80	495164	835232	905075	555	0,27	686506	2,49	38,6
C_70_1	70	1550358	1638883	1695154	514	0,53	1018211	2,95	34,3
C_70_2	70	447473	1638883	1471001	428	0	449074	0,03	0,4
C_70_3	70	Run Out	1638883	-	-		146334	-	-

Tabla 4-7. Comparación de la vida calculada con el modelo frente a la experimental en las probetas utilizadas para la validación.

Id.	S_a (MPa)	N_{exp} (ciclos)	N_b (ciclos)	N_p (ciclos)	K_{max} (MPa \sqrt{mm})	α	N_t (ciclos)	Log error (%)	Abs error (%)
V_110_1	110	446564	167364	182006	343	0,63	390259	1,04	12,6
V_110_2	110	192410	167364	145061	619	0,05	151328	1,97	21,4
V_110_3	110	133879	167364	142841	592,9	0,09	135747	0,12	1,4
V_100_1	100	334254	270776	283856	474	0,31	331990	0,05	0,7
V_100_2	100	RO					-	-	-
V_85_1	85	387002	615035	664276	748	0	426426	0,75	10,2
V_85_2	85	RO	-	-	-	-	-	-	-
V_75_1	75	748150	1156898	579391	371	0,5	944406	1,72	26,2
V_75_2	75	RO							

La gráfica de la Figura 4-12 muestra el número de ciclos experimental (relleno sólido) de las probetas utilizadas en la caracterización de la curva S-N (círculos) y en la validación (cuadrados) así como las predicciones de vida correspondientes a cada ensayo (círculos y cuadrados sin relleno respectivamente). Cabe destacar que, para cada amplitud de carga, el modelo propuesto predice, para todos los casos, cuales son las probetas que presentan mayor y menor vida a fatiga, mientras que los modelos de fatiga tradicionales sólo predicen un valor de vida único para cada nivel de carga.

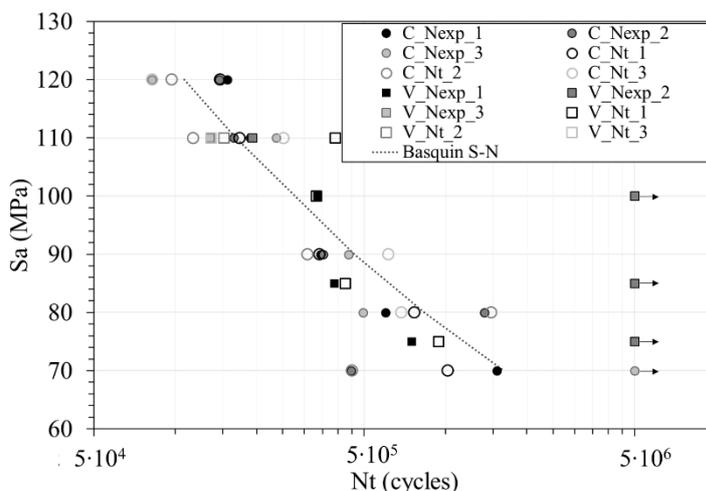


Figura 4-12. Comparación entre la predicción de vida a fatiga del modelo propuesto y la experimental.

En la Figura 4-13 se representa el error logarítmico en la predicción de vida tanto del modelo propuesto como del modelo de Basquin. Cabe destacar que, en la mayoría de los casos, el error cuantitativo obtenido con el modelo propuesto es menor al 2 %, lo que se corresponde con un error absoluto inferior al 16 %. Sin embargo, en determinados casos, el error cuantitativo alcanza el 3 % (40 % en error absoluto), lo que indica que, aunque la porosidad es uno de los parámetros que más afecta al comportamiento a fatiga de las aleaciones de aluminio de fundición, existen otros factores que en algunos casos pueden influir en la precisión del modelo. Como ejemplo, en la Figura 4-14 se muestra las superficies de fractura de las probetas C_110_1 y C_80_3. En la primera, se pueden ver una gran cantidad de inclusiones y en la segunda un gran poro cercano al poro de inicio que podría influir en la etapa de iniciación.

Sin embargo, aun asumiendo que el modelo presenta ciertas limitaciones, si se compara el máximo error logarítmico obtenido, que es de 3,4 % (33,4 % en absoluto), con el calculado con la curva de Basquin, que es de un 10 % en logarítmico (266 % en absoluto), la reducción alcanzada es notable.

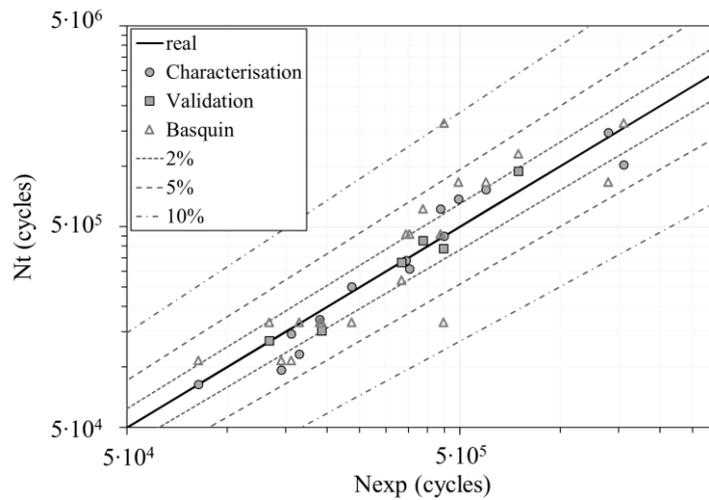


Figura 4-13. Comparación del error de predicción del modelo propuesto y de la ecuación de Basquin.

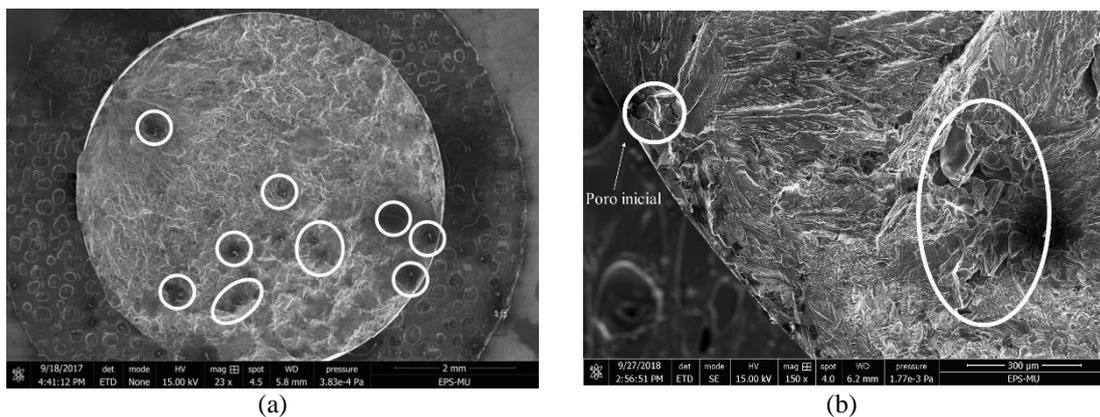


Figura 4-14. Superficies de fractura de las probetas a) C_80_1 y b) C_80_2.

4.4 Conclusiones del capítulo

Los modelos actuales de predicción de vida a fatiga no son capaces de predecir la dispersión que se produce en distintas probetas ensayadas a la misma amplitud de carga. Mediante el presente estudio se ha demostrado que, de acuerdo a lo recogido en la bibliografía, la porosidad es el parámetro más influyente en la vida a fatiga de las aleaciones de aluminio y, por lo tanto, uno de los principales causantes del elevado grado de dispersión que presenta este tipo de aleaciones.

Por este motivo, se ha desarrollado un modelo de predicción de vida a fatiga para aleaciones de aluminio de fundición que considera las características de porosidad de los casos evaluados. El modelo considera el efecto de la porosidad tanto en la fase de iniciación de grieta como en la fase de propagación y se ha desarrollado para ser aplicado en el rango de HCF. Dicho modelo se ha implementado y validado para el caso particular de una aleación A356-T6 de BP. Los resultados obtenidos han demostrado que, considerando el efecto de la porosidad, es posible predecir las tendencias que sigue la dispersión en cada una de las probetas estudiadas. Además, las predicciones cuantitativas obtenidas con el modelo presentan un error logarítmico medio menor al 2 %, lo que se corresponde con un error absoluto del 16 %.

Conclusiones y Líneas Futuras

En este capítulo se recogen en primer lugar las conclusiones principales derivadas del trabajo desarrollado y expuesto en los capítulos anteriores. A continuación, se proponen algunas posibles líneas de trabajo a futuro en las que sería interesante seguir trabajando. Finalmente, se listan las publicaciones realizadas durante el desarrollo de la presente tesis.

5.1 Conclusiones generales

El objetivo principal de esta tesis doctoral es mejorar tanto el comportamiento estático como el dinámico de componentes de seguridad de vehículos fabricados en fundición a BP y sometidos a elevadas cargas cíclicas. Para cumplir este objetivo, la presente tesis doctoral se ha centrado en dos líneas de investigación.

Por un lado, se han desarrollado dos aleaciones de aluminio para fundición que presentan propiedades mecánicas superiores, en cuanto a resistencia y alargamiento, a la aleación A356, empleada habitualmente para la fabricación de este tipo de componentes. El incremento de dichas características permite la mejora del comportamiento en servicio ante cargas tanto estáticas como dinámicas. Además, el aumento de la resistencia específica de las aleaciones permite reducir la masa de los componentes y, por lo tanto, el consumo de combustible del vehículo. El desarrollo de dichas aleaciones se ha llevado a cabo mediante dos vías distintas:

- La primera de ellas ha consistido en modificar la composición de la aleación A356 mediante la adición de Cu, por su conocido efecto en la mejora de la resistencia. Asimismo, para mitigar los problemas de corrosión, así como el agrietamiento en caliente y la disminución de la elongación que puede conllevar la adición de dicho elemento aleante, se ha fijado el contenido en Cu en un 1 %, se ha incrementado el porcentaje de Si hasta un 8 % y se ha añadido Mn. Se ha concluido que, junto con la adición y ajuste de los elementos antes mencionados, resulta de vital importancia la optimización del tratamiento térmico, tanto en la fase de solubilizado, para lograr la correcta disolución de las fases y la globalización del Si eutéctico, como en la fase de envejecimiento, para lograr las propiedades mecánicas objetivo. Como resultado, se han desarrollado una aleación Al-8Si-1Cu-0,3Mg-Mn y un tratamiento térmico que consiste en un doble solubilizado a 505 °C/6 h + 520 °C/2 h y envejecimiento a 160 °C durante 8 h. Esta aleación, con respecto a la aleación A356, presenta un incremento en el límite elástico del 22 % (227 frente a 186 MPa), en la resistencia última a la tracción del 29 % (337 frente a 260 MPa) y del alargamiento a la rotura del 110 % (10,5 frente a 5 %) fabricadas ambas en molde permanente. En lo referente a su comportamiento frente a corrosión, debido a que el contenido en Cu se ha restringido al 1 %, es similar al de la aleación A356.

- La segunda vía de desarrollo ha consistido en la adaptación, mediante cambios en la composición, de aleaciones de forja para ser utilizadas en procesos de fundición. En concreto el estudio se ha centrado en la familia 7xxx cuya composición base es Al-Zn-Mg-Cu. Para solventar la baja colabilidad y la alta tendencia al agrietamiento en caliente que presentan estas aleaciones se han incorporado elementos microaleantes que mejoran esta propiedad, como son el Si y el Mn, además de eliminar el Cu de la composición. Asimismo, se ha optimizado el tratamiento térmico con el objetivo de disolver y precipitar las fases $MgZn_2$, principal elemento endurecedor de esta familia de aleaciones, y Mg_2Si , consecuencia de la adición de Si. Esto ha permitido que, tras el envejecimiento, ambas fases aporten resistencia y, gracias a la disolución de la fase Mg_2Si , se mejore el alargamiento a la rotura y la resistencia a corrosión. Como resultado de este estudio, se ha desarrollado la aleación Al-5Zn-1,5Mg-0,1Zr-0,1Ti-0,1Si-Mn tratada térmicamente mediante un doble solubilizado a 480 °C/1h + 540 °C/4h seguido de un envejecimiento a 160 °C/3 h. Esta aleación alcanza un límite elástico de 357 MPa, resistencia máxima de 398 MPa y elongación de 11,1 % lo que implica una mejora de un 90, 53 y 120 %, respectivamente, las propiedades que presenta la aleación A356. Además, exhibe un comportamiento frente a corrosión superior ya que tras el ensayo de la norma ISO 11846 sólo se ha observado corrosión por picadura, en lugar de IGC, como ocurría en la aleación A356. Cabe mencionar que este incremento de propiedades va asociado a una reducción del 30 % en el tiempo de tratamiento térmico (solubilizado + envejecimiento).

Por otro lado, se ha desarrollado un nuevo modelo para la estimación de vida a fatiga de aleaciones de aluminio de fundición que tiene en cuenta el efecto de la porosidad en las etapas de iniciación y propagación. Dicho modelo se ha implementado y validado para el caso de la aleación A356-T6 de BP donde el modelo propuesto ha presentado un error logarítmico inferior al 2% (correspondiente a un 16% absoluto) para los casos estudiados. De este modo, mediante la utilización de dicho modelo en el diseño de componentes de fundición de aluminio, se puede conseguir una mayor optimización en el dimensionamiento de los mismos, asegurando de esta forma el comportamiento en servicio. La principal limitación del modelo desarrollado es que los parámetros de porosidad requeridos para su utilización son difíciles de medir previo a la rotura de los componentes mediante las técnicas de medición actuales. No obstante, el modelo es adecuado para ser utilizado en sectores como la fabricación de componentes de fundición de aluminio para automoción, donde se producen y ensayan grandes familias de componentes similares y, por lo tanto, es posible disponer de una base de datos estadística extensa de los valores típicos de dichos parámetros. De este modo, una vez caracterizada la ventana de proceso y establecidos los valores límite de dichos parámetros, el modelo puede ser implementado durante la etapa de diseño con el objetivo de asegurar el comportamiento a fatiga de los componentes que cumplen los criterios de aceptación estándares establecidos en el proceso productivo.

Por lo tanto, mediante la utilización de las nuevas aleaciones desarrolladas, las cuales presentan propiedades mecánicas superiores a la aleación A356 de referencia, junto con la implementación del nuevo modelo de fatiga desarrollado, se pueden diseñar componentes más ligeros con un comportamiento en servicio igual o superior a los fabricados actualmente con la aleación A356.

5.2 Líneas futuras

El presente trabajo de investigación ha servido para aportar aleaciones alternativas a la A356, que mejoran sus propiedades mecánicas, y un nuevo modelo de predicción del comportamiento a fatiga de aleaciones de aluminio en función de la porosidad, que, en conjunto, permiten mejorar tanto el comportamiento estático

como el dinámico de componentes fabricados por fundición. Sin embargo, se considera que las dos líneas de desarrollo iniciadas, de cara a responder el objetivo principal de la presente tesis, presentan todavía potencial para alcanzar un mayor grado de contribución.

Las líneas de trabajo propuestas en cuanto al desarrollo de aleaciones son las siguientes:

- **Industrialización de las aleaciones diseñadas en la presente tesis.** En la presente tesis se han verificado las propiedades mecánicas de las nuevas aleaciones desarrolladas a nivel de probeta. No obstante, de cara a cuantificar el verdadero potencial de dichas aleaciones es necesaria su implementación en componentes industriales. Hasta la fecha, se han realizado pruebas preliminares en llantas en una instalación de prototipado no orientada a la producción seriada. Dichas pruebas han permitido verificar la colabilidad de ambas aleaciones, especialmente crítica para la aleación Al-Zn-Mg. Sin embargo, la calidad estructural lograda en dicha instalación no es todavía suficiente para poder contrastar el comportamiento en servicio que presentan los componentes desarrollados en dichas aleaciones con respecto a la A356 convencional. La Figura 5-1 muestra la instalación de prototipado y los primeros componentes fabricados con las nuevas aleaciones durante dichas pruebas preliminares.



Figura 5-1. Imágenes tomadas durante la fabricación de demostradores con las aleaciones desarrolladas.
a) Máquina de BP utilizada y b) Llantas fabricadas.

- **Caracterización extendida de las aleaciones desarrolladas.** En este trabajo se han caracterizado la microestructura y las propiedades mecánicas de dichas aleaciones. No obstante, de cara a llevar a cabo una caracterización que proporcione un conocimiento más detallado de estas aleaciones se identifican las siguientes tareas:
 - **Comprobar los precipitados presentes tras el envejecimiento.** El aumento de la dureza y la resistencia se ha relacionado con la disolución de las fases endurecedoras de cada familia de aleaciones. Sin embargo, debido a limitaciones en el equipamiento disponible, no ha sido posible visualizar e identificar los precipitados presentes en las aleaciones tras el envejecimiento y los distintos solubilizados aplicados. Por ello, se considera necesario, de cara a tener un mayor entendimiento de los mecanismos de endurecimiento de dichas aleaciones, analizar mediante TEM las muestras tratadas y verificar la naturaleza de los precipitados presentes.
 - **Evaluar el comportamiento a fatiga.** Como se ha expuesto, el propósito de desarrollar nuevas aleaciones es obtener componentes que presenten un mejor comportamiento en servicio. La verificación de las propiedades estáticas de las aleaciones desarrolladas permite cuantificar la mejora en servicio ante cargas estáticas y estimar su contribución en cuanto al comportamiento ante cargas cíclicas. No obstante, de cara a evaluar el

potencial real de las aleaciones desarrolladas ante cargas cíclicas se considera indispensable llevar a cabo ensayos de fatiga en probetas fabricadas por BP.

- **Caracterización del agrietamiento en caliente de las aleaciones Al-Zn-Mg:** La caracterización del agrietamiento en caliente resulta de vital importancia a la hora de fundir componentes con geometrías complejas, dado que puede dar lugar a la generación de grietas en determinadas zonas durante el proceso de enfriamiento. Por este motivo, se considera indispensable de cara a la industrialización de componentes el realizar ensayos más específicos de agrietamiento en caliente con el fin de descartarlo, o no, definitivamente en las aleaciones desarrolladas.
- **Analizar la influencia de los contenidos de Mg y Mn en las aleaciones Al-Si-Cu-Mg.**
 - Se ha comprobado que un menor contenido en Mg (0,2 %) disminuye la dureza y mejora el grado de modificación de las aleaciones. Sin embargo, existe controversia ante su influencia en el grado de modificación y las propiedades mecánicas para contenidos superiores a 0,3%. Por lo tanto, se considera necesario estudiar la influencia de dicho aleante en dichas condiciones.
 - La adición de Mn llevada a cabo en la presente tesis no ha sido suficiente para modificar toda la fase β -Fe a α . Por ello, se identifica la necesidad de caracterizar el potencial del Mn en la modificación de la fase β en las aleaciones desarrolladas y determinar su influencia en las propiedades mecánicas.
- **Desarrollo de otras aleaciones de forja adaptadas a fundición a partir del conocimiento generado.** No se han identificado muchos estudios sobre la adaptación de la composición de las aleaciones de forja para ser utilizadas en fundición. No obstante, los resultados obtenidos en la presente tesis indican que esta vía presenta un elevado potencial de cara a desarrollar aleaciones de aluminio para fundición de elevadas prestaciones. A continuación, se proponen algunos cambios en la composición que se considera podrían mejorar aún más las propiedades de estas aleaciones como:
 - Aumentar el contenido en Si. Este elemento aumenta la fluidez de las aleaciones y además se ha comprobado que también puede mejorar las propiedades mecánicas. Asimismo, se ha observado la eficacia de un doble solubilizado para lograr elevadas propiedades mecánicas. Por lo tanto, se considera un campo de interés analizar la influencia de contenidos de Si superiores a 0,15 %, acompañados de un aumento en el contenido de Mg para que la cantidad de fase $MgZn_2$ no se reduzca en exceso, en las propiedades resultantes. Asimismo, se propone estudiar el efecto del Si como reductor del tamaño de grano en estas aleaciones.
 - Aumentar el contenido de Ti. Comprobar si un contenido de Ti superior al 0.2 % es efectivo en la reducción de la tendencia al agrietamiento en caliente y en la eliminación de la fase T-AlMgZn y comprobar los efectos en las propiedades.

En relación al modelo de predicción propuesto, las líneas futuras que se proponen son:

- **Implementación y validación del modelo en las nuevas aleaciones.** Esto requiere la fabricación de prototipos en BP que cumplan las características exigibles a este tipo de componentes. A partir de ellos se extraerían probetas en las que se implementaría y validaría el modelo siguiendo la metodología presentada.
- **Ampliación del modelo.** Como se ha indicado en el capítulo 4, los errores máximos proporcionados por el modelo pueden estar relacionados con la presencia de poros cercanos al

poro de inicio o con la cantidad de inclusiones. El incluir estos aspectos en el modelo podría mejorar aún más la precisión del mismo.

- **Adaptación del modelo para ser empleado junto con técnicas avanzadas de identificación de los parámetros de porosidad requeridos.** La utilización del modelo propuesto a escala industrial requiere de la elaboración de una base de datos estadística de los parámetros límite de porosidad dentro de la ventana de proceso. De este modo, su utilización está limitada a sectores como la automoción, donde se fabrican grandes series de familias de piezas y, por lo tanto, es posible disponer de dicha base de datos. Sin embargo, el empleo combinado del modelo junto con algunas técnicas podría permitir la extensión del método a otras aplicaciones sin necesitar de dicha información:

- Actualmente, la tomografía computarizada de rayos X se puede utilizar como una técnica no destructiva en la caracterización de la porosidad, como se muestra en la Figura 5-2. A partir de las imágenes 3D obtenidas por tomografía y un modelo FEM tensional, se podría predecir el plano de rotura de los componentes que, combinado con la metodología seguida en el modelo, podría proporcionar un nuevo método de predicción de vida a fatiga en el que no fuera necesaria la rotura previa de componentes para poder aplicarlo.

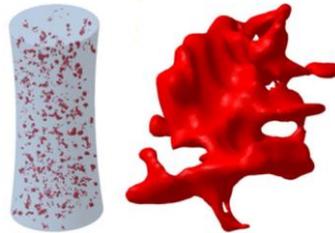


Figura 5-2. Escaneo y representación de un poro de contracción realizado con tomografía computarizada de rayos X [151].

- Por otro lado, los software de simulación del proceso de moldeo presentan cada vez una mayor precisión en la predicción de las zonas más propensas a la generación de defectos. De modo que, en la actualidad, algunos software permiten, en función del tipo de proceso empleado y las condiciones de solidificación, predecir el volumen de porosidad presente y el tamaño del poro medio por zonas. Investigaciones en dicho campo permitirían predecir los parámetros requeridos por el modelo y considerar el efecto de todo el proceso de fabricación en el comportamiento a fatiga del componente final.

5.3 Publicaciones

R. Hidalgo, J. A. Esnaola, I. Llavori, M. Larrañaga, I. Hurtado, N. Herrero-Dorca. “Fatigue life estimation of cast aluminum alloys considering the effect of porosity on initiation and propagation phases”. *International Journal of Fatigue*. JCR=3,13 (Q1). *En revisión*.

R. Hidalgo, J. A. Esnaola, M. Larrañaga, I. Llavori, N. Herrero-Dorca, I. Hurtado, E. Ochoa de Zabalegui, P. Rodríguez, A. Kortabarria. “Influence of Surface Finish and Porosity on the Fatigue behaviour of A356 Aluminium Casting Alloy” *MATEC Web Conf. Volume 165*, Poitiers (Francia), Mayo del 2018. (Presentación Oral) <https://doi.org/10.1051/mateconf/201816514007>.

R. Hidalgo, N. Herrero-Dorca, I. Hurtado, J. A. Esnaola, E. Ochoa de Zabalegui, P. Rodríguez, A. Kortabarria, A. Rios, I. Cia. "Effect of single and double solution treatment on second phase dissolution of an Al-8.5Si-1.5Cu-0.4Mg alloy with different initial cooling rates" *Proceedings of the 73rd World Foundry Congress*, Cracovia (Polonia), Septiembre de 2018. (Presentación Oral)

R. Hidalgo, N. Herrero-Dorca, I. Hurtado, J. A. Esnaola, E. Ochoa de Zabalegui, P. Rodríguez, A. Kortabarria, A. Rios, I. Cia. "Preliminar mechanical properties and microstructures obtained after casting a modified Al-Zn-Mg wrought alloy" *Proceedings of the 73rd World Foundry Congress*, Cracovia (Polonia), Septiembre de 2018.

R. Hidalgo, N. Herrero-Dorca, I. Hurtado, J. A. Esnaola, E. Ochoa de Zabalegui, P. Rodríguez. "Casting of wrought Al-Zn-Mg alloy: preliminar study" *Proceedings of the XV Congreso Nacional de Materiales*, Salamanca (España), Junio de 2018. (Presentación Oral)

R. Hidalgo, J. A. Esnaola, M. Larrañaga, N. Herrero-Dorca, I. Hurtado, E. Ochoa de Zabalegui, P. Rodríguez, A. Kortabarria. "Estudio teórico de la influencia de la porosidad en el factor de intensidad de tensiones en el frente de grieta mediante XFEM" *Proceedings of the XXXV Encuentro del GEF*, Málaga (España), Marzo del 2018. (Presentación Oral)

R. Hidalgo, J. A. Esnaola, M. Larrañaga, N. Herrero-Dorca, I. Hurtado, E. Ochoa de Zabalegui, P. Rodríguez, A. Kortabarria. "Predicción de vida a fatiga teniendo en cuenta la porosidad de un portamanguetas fabricado por fundición a baja presión" *Proceedings of the XXXIV Encuentro del GEF*, Santander (España), Marzo del 2017. (Presentación Oral)

Referencias

- [1] European.Comission, Reducing CO2 emissions from passenger cars, 2015. (n.d). https://ec.europa.eu/clima/policies/transport/vehicles/cars_en (accessed September 28, 2018).
- [2] Ducker Worldwide Report, Aluminum Content in North American Light Vehicles 2016 To 2028, 2017. [http://www.ducker.com/sites/default/files/protected-files/Aluminum Content in North American Light Vehicles 2016 to 2028 - Summary Report \(1\) \(1\).pdf](http://www.ducker.com/sites/default/files/protected-files/Aluminum_Content_in_North_American_Light_Vehicles_2016_to_2028_-_Summary_Report_(1)_1.pdf).
- [3] D. William, J. Callister, *Introducción a la Ciencia e Ingeniería de los Materiales*, Reverté. (1995).
- [4] J. Leohold, *Automobiles of the future*, in: BASF Sci. Symp., 2015.
- [5] Q.G. Wang, D. Apelian, D. a. Lados, Fatigue behavior of A356-T6 aluminum cast alloys. Part I. Effect of casting defects, *Journal of Light Metals*. 1 (2001) 73–84. doi:10.1016/S1471-5317(00)00008-0.
- [6] C. Do Lee, S.J. Yoo, Dependence of Fatigue Life of Low-Pressure Die-Cast A356 Aluminum Alloy on Microporosity Variation, *Met. Mater. Int.* 20 (2014) 601–612. doi:10.1007/s12540-014-4004-3.
- [7] X. Zheng, H. Cui, C.C. Engler-Pinto, X. Su, W. Wen, Statistical relationship between fatigue crack initiator size and fatigue life for a cast aluminum alloy, *Materials Science and Engineering: A*. 580 (2013) 71–76. doi:10.1016/j.msea.2013.05.045.
- [8] Mayflower.Consulting, Market Research, (2018). <https://lightweighting.co/market-research/> (accessed September 28, 2018).
- [9] S. Otarawanna, A.K. Dahle, *Casting of aluminium alloys*, Woodhead Publishing Limited, 2011. doi:10.1533/9780857090256.1.141.
- [10] D. Worldwide, *Aluminum Content in Cars*, 2016.
- [11] V.S. Zolotarevsky, N.A. Belov, M. V. Glazoff, *Casting Aluminum Alloys*, Elsevier, 2015. doi:10.1017/CBO9781107415324.004.
- [12] J.G. Kaufman, E.L. Rooy, *Aluminum Alloy Castings. Properties , Processes , and Applications.*, 2004.
- [13] K.T. Kashyap, S. Murali, K.S. Raman, K.S.S. Murthy, Casting and heat treatment variables of Al-7Si-Mg alloy, *Materials Science and Technology*. 9 (1993) 189–204. doi:10.1179/mst.1993.9.3.189.
- [14] T. Sivarupan, C.H. Caceres, J.A. Taylor, Alloy composition and dendrite arm spacing in Al-Si-Cu-Mg-Fe alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. 44 (2013) 4071–4080. doi:10.1007/s11661-013-1768-x.
- [15] S.A. Kori, M.S. Prabhudev, T.M. Chandrashekharaiiah, Studies on the microstructure and mechanical properties of A356 alloy with minor additions of copper and magnesium, *Transactions of The Indian Institute of Metals*. 62 (2009) 353–356.
- [16] J.A. Taylor, Iron-containing intermetallic phases in Al-Si based casting alloys, *Procedia Materials Science*. 1 (2012) 19–33. doi:10.1016/j.mspro.2012.06.004.
- [17] J.Z. Yi, Y.X. Gao, P.D. Lee, T.C. Lindley, Effect of Fe-content on fatigue crack initiation and propagation in a cast aluminum-silicon alloy (A356-T6), *Materials Science and Engineering A*. 386 (2004) 396–407. doi:10.1016/j.msea.2004.07.044.
- [18] S. Ji, W. Yang, F. Gao, D. Watson, Z. Fan, Effect of iron on the microstructure and mechanical property of Al-Mg-Si-Mn and Al-Mg-Si diecast alloys, *Materials Science and Engineering A*. 564 (2013) 130–139. doi:10.1016/j.msea.2012.11.095.
- [19] L. Ceschini, I. Boromei, A. Morri, S. Seifeddine, I.L. Svensson, Microstructure, tensile and fatigue properties of the Al-10%Si-2%Cu alloy with different Fe and Mn content cast under controlled conditions, *Journal of Materials Processing Technology*. 209 (2009) 5669–5679.

- doi:10.1016/j.jmatprotec.2009.05.030.
- [20] Z. Li, N. Limodin, A. Tandjaoui, P. Quaegebeur, P. Osmond, D. Balloy, Influence of Sr, Fe and Mn content and casting process on the microstructures and mechanical properties of AlSi7Cu3 alloy, *Materials Science and Engineering A*. 689 (2017) 286–297. doi:10.1016/j.msea.2017.02.041.
- [21] J.A. Taylor, G.B. Schaffer, D.H. St. John, Role of iron in the formation of porosity in Al-Si-Cu-based casting alloys: Part I. Initial experimental observations, *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. 30 (1999) 1643–1650. doi:10.1007/s11661-999-0101-1.
- [22] M. Tocci, R. Donnini, G. Angella, A. Pola, Effect of Cr and Mn addition and heat treatment on AlSi3Mg casting alloy, *Materials Characterization*. 123 (2017) 75–82. doi:10.1016/j.matchar.2016.11.022.
- [23] M.J. Castro-Román, I. Aguilera-Luna, A.A. Gaona-Coronado, M. Herrera-Trejo, J. Torres-Torres, Role of Fe/Mn Ratio and Cooling Rate on Precipitation of Iron Intermetallics AlFeMnSi and AlFeSi in a 356 Alloy, *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 68 (2015) 1193–1197. doi:10.1007/s12666-015-0703-9.
- [24] R.S. Rana, R. Purohit, S. Das, Reviews on the Influences of Alloying elements on the Microstructure and Mechanical Properties of Aluminum Alloys and Aluminum Alloy Composites, *International Journal of Scientific and Research Publications*. 2 (2012) 1–7. http://www.ijsrp.org/research_paper_jun2012/ijsrp-June-2012-10.pdf.
- [25] G.P. Jones, J. Pearson, Factors affecting the grain-refinement of aluminum using titanium and boron additives, *Metallurgical Transactions B*. 7 (1976) 223–234. doi:10.1007/BF02654921.
- [26] American Foundrymen's Society, *Aluminum casting technology* 2nd. edition, American Foundrymen's Society, 1998.
- [27] D. Casari, *The Grain Refinement and the Ni/V Contamination in the A356 Aluminium Casting Alloy: an Experimental Study on Impact and Tensile Properties*, Università degli Studi di Ferrara, 2014.
- [28] T. Arai, G.M. Baker, *ASM Handbook. Volume 4: Heat Treating*, 1991.
- [29] P. Mu, Y. Nadot, I. Serrano-Munoz, a. Chabod, Multiaxial fatigue design of cast parts: Influence of complex defect on cast AS7G06-T6, *Engineering Fracture Mechanics*. 131 (2014) 315–328. doi:10.1016/j.engfracmech.2014.08.007.
- [30] J.G. Kaufman, *ASM Handbook of materials selection*, John Wiley & Sons, Inc., New York, 2002.
- [31] S. Li, *Hot Tearing in Cast Aluminum Alloys*, Worcester Polytechnic Institute, 2011.
- [32] A.M. Nabawy, A.M. Samuel, F.H. Samuel, H.W. Doty, Influence of additions of Zr, Ti-B, Sr, and Si as well as of mold temperature on the hot-tearing susceptibility of an experimental Al-2% Cu-1% Si alloy, *Journal of Materials Science*. 47 (2012) 4146–4158. doi:10.1007/s10853-012-6269-6.
- [33] H. Kamguo Kanga, D. Larouche, M. Bournane, A. Rahem, Hot tearing of Aluminum-Copper B206 Alloys with Iron and Silicon Additions, *Materials Science & Engineering A*. 527 (2010) 7413–7423.
- [34] F.D. Elia, C. Ravindran, Influence of grain refinement on hot tearing in B206 and A319 aluminum alloys, *Transactions of The Indian Institute of Metals*. 62 (2009) 315–319. doi:10.1007/s12666-009-0072-3.
- [35] A. G46, *ASTM G46: Standard Guide for Examination and Evaluation of Pitting Corrosion 94* (2013), 2013.
- [36] Christian Vargel, *Corrosion of aluminium*, Elsevier, 2004.
- [37] R. Arrabal, B. Mingo, A. Pardo, M. Mohedano, E. Matykina, I. Rodríguez, Pitting corrosion of rheocast A356 aluminium alloy in 3.5wt.% NaCl solution, *Corrosion Science*. 73 (2013) 342–355. doi:10.1016/j.corsci.2013.04.023.

- [38] T. Lu, J. Wu, Y. Pan, S. Tao, Y. Chen, Optimizing the tensile properties of Al-11Si-0.3Mg alloys: Role of Cu addition, *Journal of Alloys and Compounds*. 631 (2015) 276–282. doi:10.1016/j.jallcom.2015.01.107.
- [39] S.G. Shabestari, H. Moemeni, Effect of copper and solidification conditions on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Mg alloys, *Journal of Materials Processing Technology*. 153–154 (2004) 193–198. doi:10.1016/j.jmatprotec.2004.04.302.
- [40] C.. Cáceres, M.. Djurdjevic, T.. Stockwell, J.. Sokolowski, The effect of Cu content on the level of microporosity in Al-Si-Cu-Mg casting alloys, *Scripta Materialia*. 40 (1999) 631–637. doi:10.1016/S1359-6462(98)00492-8.
- [41] J.Y. Hwang, R. Banerjee, H.W. Doty, M.J. Kaufman, The effect of Mg on the structure and properties of Type 319 aluminum casting alloys, *Acta Materialia*. 57 (2009) 1308–1317. doi:10.1016/j.actamat.2008.11.021.
- [42] A.M.A. Mohamed, F.H. Samuel, S. Al, Influence of Mg and solution heat treatment on the occurrence of incipient melting in Al – Si – Cu – Mg cast alloys, *Materials Science & Engineering A*. 543 (2012) 22–34. doi:10.1016/j.msea.2012.02.032.
- [43] H. Yang, S. Ji, W. Yang, Y. Wang, Z. Fan, Effect of Mg level on the microstructure and mechanical properties of die-cast Al – Si – Cu alloys, *Materials Science & Engineering A*. 642 (2015) 340–350. doi:10.1016/j.msea.2015.07.008.
- [44] I. Alfonso, C. Maldonado, G. Gonzalez, A. Bedolla, Effect of Mg content and solution treatment on the microstructure of Al-Si-Cu-Mg alloys, *Journal of Materials Science*. 41 (2006) 1945–1952. doi:10.1007/s10853-006-4494-y.
- [45] K.S. Alhawari, M.Z. Omar, M.J. Ghazali, M.S. Salleh, M.N. Mohammed, Microstructural evolution during semisolid processing of Al–Si–Cu alloy with different Mg contents, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*. 27 (2017) 1483–1497. doi:10.1016/S1003-6326(17)60169-9.
- [46] A.R. Farkoosh, M. Pegguleryuz, Enhanced mechanical properties of an Al-Si-Cu-Mg alloy at 300°C: Effects of Mg and the Q-precipitate phase, *Materials Science and Engineering A*. 621 (2015) 277–286. doi:10.1016/j.msea.2014.10.080.
- [47] E. Sjölander, S. Seifeddine, Artificial ageing of Al – Si – Cu – Mg casting alloys, 528 (2011) 7402–7409. doi:10.1016/j.msea.2011.06.036.
- [48] M.F. Ibrahim, E. Samuel, A.M. Samuel, A.M.A. Al-Ahmari, F.H. Samuel, Metallurgical parameters controlling the microstructure and hardness of Al-Si-Cu-Mg base alloys, *Materials and Design*. 32 (2011) 2130–2142. doi:10.1016/j.matdes.2010.11.040.
- [49] M.A. Moustafa, C. Lepage, F.H. Samuel, H.W. Doty, Metallographic observations on phase precipitation in strontium-modified Al-11 . 7 % Si alloys : Role of alloying elements, *International Journal of Cast Metals Research*. 15 (2003) 609–626. doi:10.1080/13640461.2003.11819547.
- [50] Y. Zheng, W. Xiao, S. Ge, W. Zhao, S. Hanada, C. Ma, Effects of Cu content and Cu/Mg ratio on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu-Mg alloys, *Journal of Alloys and Compounds*. 649 (2015) 291–296. doi:10.1016/j.jallcom.2015.07.090.
- [51] L. Lasa, J.M. Rodriguez-Ibabe, Evolution of the main intermetallic phases in Al-Si-Cu-Mg casting alloys during solution treatment, *Journal of Materials Science*. 39 (2004) 1343–1355. doi:10.1023/B:JMSC.0000013895.72084.c9.
- [52] E. Sjölander, S. Seifeddine, The heat treatment of Al-Si-Cu-Mg casting alloys, *Journal of Materials Processing Technology*. 210 (2010) 1249–1259. doi:10.1016/j.jmatprotec.2010.03.020.
- [53] F.H. Samuel, Incipient melting of Al5Mg8Si6Cu2 and Al 2 Cu intermetallics in unmodified and strontium-modified Al – Si – Cu – Mg (319) alloys during solution heat treatment, *Journal of Materials Science*. 33 (1998) 2283–2297.
- [54] J.H. Sokolowski, X.C. Sun, G. Byczynski, D.O. Northwood, D.E. Penrod, R. Thomas, A. Esseltine, The removal of copper-phase segregation and the subsequent improvement in mechanical

- properties of cast 319 aluminium alloys by a two-stage solution heat treatment, *Journal of Materials Processing Tech.* 53 (1995) 385–392. doi:10.1016/0924-0136(95)01995-Q.
- [55] E. Sjölander, Heat treatment of Al-Si-Cu-Mg casting alloys, Jönköping University, 2011.
- [56] A. Lombardi, C. Ravindran, R. MacKay, Optimization of the solution heat treatment process to improve mechanical properties of 319 Al alloy engine blocks using the billet casting method, *Materials Science and Engineering A.* 633 (2015) 125–135. doi:10.1016/j.msea.2015.02.076.
- [57] Y. Zheng, C. Xu, W. Xiao, H. Yamagata, G. Ji, M. Yang, C. Ma, The Effects of Two-stage Aging on the Microstructure and Mechanical Properties of the New Al-Si-Cu-Mg Alloy, 850 (2016) 581–586. doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.850.581.
- [58] T.A. Costa, M. Dias, L.G. Gomes, O.L. Rocha, A. Garcia, Effect of solution time in T6 heat treatment on microstructure and hardness of a directionally solidified Al - Si - Cu alloy, *Journal of Alloys and Compounds.* 683 (2016) 485–494. doi:10.1016/j.jallcom.2016.05.099.
- [59] G. Wang, Q. Sun, L. Feng, L. Hui, C. Jing, Influence of Cu content on ageing behavior of AlSiMgCu cast alloys, *Materials and Design.* 28 (2007) 1001–1005. doi:10.1016/j.matdes.2005.11.015.
- [60] Y.J. Li, S. Brusethaug, A. Olsen, Influence of Cu on the mechanical properties and precipitation behavior of AlSi7Mg0.5 alloy during aging treatment, *Scripta Materialia.* 54 (2006) 99–103. doi:10.1016/j.scriptamat.2005.08.044.
- [61] Q.. Wang, D. Apelian, D.. Lados, Fatigue behavior of A356/357 aluminum cast alloys. Part II – Effect of microstructural constituents, *Journal of Light Metals.* 1 (2001) 85–97. doi:10.1016/S1471-5317(00)00009-2.
- [62] L. Ceschini, A. Morri, S. Toschi, S. Johansson, S. Seifeddine, Microstructural and mechanical properties characterization of heat treated and overaged cast A354 alloy with various SDAS at room and elevated temperature, *Materials Science and Engineering A.* 648 (2015) 340–349. doi:10.1016/j.msea.2015.09.072.
- [63] P.N. Anyalebechi, Effects of hydrogen, solidification rate, and Ca on porosity formation in as-cast aluminum alloy A356, *Light Metals 2003. Proceedings of the Technical Sessions Presented by the TMS Aluminum Committee at the 132nd TMS Annual Meeting.* (2003). https://www.engineeringvillage.com/share/document.url?mid=inspec_480457fd47cb03ceM689019255120119&database=ins.
- [64] J.H. Sandoval, A.M.A. Mohamed, S. Valtierra, F.H. Samuel, Mechanical Performance of a Cast A354 Aluminium Alloy, *Materials Science Forum.* 794–796 (2014) 489–494. doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.794-796.489.
- [65] S.K. Shaha, F. Czerwinski, W. Kasprzak, J. Friedman, D.L. Chen, Effect of Mn and heat treatment on improvements in static strength and low-cycle fatigue life of an Al-Si-Cu-Mg alloy, *Materials Science and Engineering A.* 657 (2016) 441–452. doi:10.1016/j.msea.2016.01.015.
- [66] A.M.. Mohamed, F.H. Samuel, S. Al Kahtani, Microstructure, tensile properties and fracture behavior of high temperature Al–Si–Mg–Cu cast alloys, *Materials Science and Engineering: A.* 577 (2013) 64–72. doi:10.1016/j.msea.2013.03.084.
- [67] C. Schnatterer, D. Zander, Influence of the grain boundary chemistry on the intergranular corrosion mechanisms of a high-strength Al-Mg-Si alloy, *Surface and Interface Analysis.* 48 (2016) 750–754. doi:10.1002/sia.5859.
- [68] A. Hossain, F. Gulshan, A.S.W. Kurny, Electrochemical Investigation of Corrosion Behavior Heat Treated Al-6Si-0.5Mg- x Cu (x = 0 , 0.5 , 1 , 2 , and 4 wt %) Alloys, 2014 (2014) 1–7.
- [69] K.N. G Svenningsen, MH Larsen, JC Walmsley, JH Nordlien, Effect of artificial aging on intergranular corrosion of extruded AlMgSi alloy with small Cu content, *Corrosion Science.* 48 (2006) 1528–1543.
- [70] K. El-Menshaway, A.W.A. El-Sayed, M.E. El-Bedawy, H.A. Ahmed, S.M. El-Raghy, Effect of aging time at low aging temperatures on the corrosion of aluminum alloy 6061, *Corrosion Science.*

- 54 (2012) 167–173. doi:10.1016/j.corsci.2011.09.011.
- [71] H. Li, P. Zhao, Z. Wang, Q. Mao, B. Fang, R. Song, Z. Zheng, The intergranular corrosion susceptibility of a heavily overaged Al-Mg-Si-Cu alloy, *Corrosion Science*. 107 (2016) 113–122. doi:10.1016/j.corsci.2016.02.025.
- [72] S.S. Shin, K.M. Lim, I.M. Park, Effects of high Zn content on the microstructure and mechanical properties of Al-Zn-Cu gravity-cast alloys, *Materials Science and Engineering A*. 679 (2017) 340–349. doi:10.1016/j.msea.2016.09.022.
- [73] N. Pourkia, M. Emamy, H. Farhangi, S.H.S. Ebrahimi, The effect of Ti and Zr elements and cooling rate on the microstructure and tensile properties of a new developed super high-strength aluminum alloy, *Materials Science & Engineering A*. 527 (2010) 5318–5325. doi:10.1016/j.msea.2010.05.009.
- [74] O.N. Senkov, R.B. Bhat, S. V Senkova, J.D. Schloz, Microstructure and Properties of Cast Ingots of Al-Zn-Mg-Cu Alloys Modified with Sc and Zr, *Metallurgical and Materials Transactions A*. 36 (2005) 2115–2126.
- [75] J. Shin, T. Kim, D. Kim, D. Kim, K. Kim, Castability and mechanical properties of new 7xxx aluminum alloys for automotive chassis / body applications, *Journal of Alloys and Compounds*. 698 (2017) 577–590. doi:10.1016/j.jallcom.2016.12.269.
- [76] F. Yan, W. Yang, S. Ji, Z. Fan, Effect of solutionising and ageing on the microstructure and mechanical properties of a high strength die-cast Al-Mg-Zn-Si alloy, *Materials Chemistry and Physics*. 167 (2015) 88–96. doi:10.1016/j.matchemphys.2015.10.014.
- [77] Total.Materia, <http://www.totalmateria.com/Article77.htm>, Junio 2003. (2003).
- [78] S. Chen, J. Li, G. Yun Hu, K. Chen, L. Huang, Effect of Zn/Mg ratios on SCC, electrochemical corrosion properties and microstructure of Al-Zn-Mg alloy, *Journal of Alloys and Compounds*. 757 (2018) 259–264. doi:10.1016/j.jallcom.2018.05.063.
- [79] C. Feng, W. Bin Shou, H.Q. Liu, D.Q. Yi, Y.R. Feng, Microstructure and mechanical properties of high strength Al-Zn-Mg-Cu alloys used for oil drill pipes, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*. 25 (2015) 3515–3522. doi:10.1016/S1003-6326(15)63994-2.
- [80] S. Ji, D. Watson, Y. Wang, Effect of Ti Addition on Mechanical Properties of High Pressure Die Cast Al-Mg-Si Alloys, *Materials Science Forum*. 765 (2013) 23–27.
- [81] W. Zhang, Y. Xing, Z. Jia, X. Yang, Q. Liu, C. Zhu, Effect of minor Sc and Zr addition on microstructure and properties of ultra-high strength aluminum alloy, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 24 (2014) 3866–3871. doi:10.1016/S1003-6326(14)63544-5.
- [82] J. Zhang, D. Ding, W. Zhang, S. Kang, Effect of Zr addition on microstructure and properties of Al – Mn – Si – Zn-based alloy, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 24 (2014) 3872–3878. doi:10.1016/S1003-6326(14)63545-7.
- [83] Y. Deng, Z. Yin, K. Zhao, J. Duan, J. Hu, Z. He, Effects of Sc and Zr microalloying additions and aging time at 120°C on the corrosion behaviour of an Al-Zn-Mg alloy, *Corrosion Science*. 65 (2012) 288–298. doi:10.1016/j.corsci.2012.08.024.
- [84] K. Kim, J. Kim, K. Sung, J. Jun, W. Jung, Effect of Alloying Elements on the Strength and Casting Characteristics of High Strength Al-Zn-Mg-Cu Alloys, *Materials Science Forum*. 475–479 (2005) 2539–2542. doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.475-479.2539.
- [85] L. Zheng, H. Nie, W. Zhang, W. Liang, Y. Wang, Microstructural refinement and improvement of mechanical properties of hot-rolled Mg – 3Al – Zn alloy sheets subjected to pre-extrusion and Al-Si alloying, *Materials Science & Engineering A*. 722 (2018) 58–68. doi:10.1016/j.msea.2017.12.048.
- [86] D. Vojtěch, J. Šerák, O. Eckert, T. Kubatík, Č. Barta, E. Tagiev, High strength Al-Zn-Mg-Cu-Ni-Si alloy with improved casting properties, *Materials Science and Technology*. 19 (2003) 757–761. doi:10.1179/026708303225002163.
- [87] I.B. Kim, Y.S. Park, K.H. Kim, I.G. Kim, Effects of Silicon and Chromium on the Fatigue

- Properties of Al-Zn-Mg-Cu Cast Alloy, *Materials Science Forum*. 449–452 (2004) 617–620. doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.449-452.617.
- [88] X. Li, J.J. Yu, Modeling the effects of Cu variations on the precipitated phases and properties of Al-Zn-Mg-Cu alloys, *Journal of Materials Engineering and Performance*. 22 (2013) 2970–2981. doi:10.1007/s11665-013-0588-x.
- [89] S.T. Lim, I.S. Eun, S.W. Nam, Control of Equilibrium Phases (M , T , S) in the Modified Aluminum Alloy 7175 for Thick Forging Applications, *Materials Transactions*. 44 (2003) 181–187.
- [90] H. Möller, G. Govender, The heat treatment of rheo-high pressure die cast Al-Zn-Mg alloy 7017, *Solid State Phenomena*. 192–193 (2013) 155–160. doi:10.4028/www.scientific.net/SSP.192-193.155.
- [91] P.A. Rometsch, Y. Zhang, S. Knight, Heat treatment of 7xxx series aluminium alloys — Some recent developments, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 24 (2017) 2003–2017. doi:10.1016/S1003-6326(14)63306-9.
- [92] T. Marlaud, A. Deschamps, F. Bley, W. Lefebvre, B. Baroux, Influence of alloy composition and heat treatment on precipitate composition in Al – Zn – Mg – Cu alloys, *Acta Materialia*. 58 (2010) 248–260. doi:10.1016/j.actamat.2009.09.003.
- [93] S. Chayong, H. V. Atkinson, P. Kapranos, Thixoforming 7075 aluminium alloys, *Materials Science and Engineering A*. 390 (2005) 3–12. doi:10.1016/j.msea.2004.05.004.
- [94] D.P. Bishop, W.F. Caley, G.J. Kipouros, R.L. Hexemer, I.W. Donaldson, Powder metallurgy processing of 2xxx and 7xxx series aluminium alloys, *Canadian Metallurgical Quarterly*. 50 (2011) 246–252. doi:10.1179/1879139511Y.0000000003.
- [95] R. Ghiaasiaan, X. Zeng, S. Shankar, Controlled Diffusion Solidification (CDS) of Al-Zn-Mg-Cu (7050): Microstructure , heat treatment and mechanical properties, *Materials Science & Engineering A*. 594 (2014) 260–277. doi:10.1016/j.msea.2013.11.087.
- [96] K.D. Ralston, D. Fabijanic, N. Birbilis, Effect of grain size on corrosion of high purity aluminium, *Electrochimica Acta*. 56 (2011) 1729–1736. doi:10.1016/j.electacta.2010.09.023.
- [97] K.D. Ralston, N. Birbilis, C.H.J. Davies, Revealing the relationship between grain size and corrosion rate of metals, *Scripta Materialia*. 63 (2010) 1201–1204. doi:10.1016/j.scriptamat.2010.08.035.
- [98] Y. Shi, Q. Pan, M. Li, X. Huang, B. Li, Effect of Sc and Zr additions on corrosion behaviour of Al-Zn-Mg-Cu alloys, *Journal of Alloys and Compounds*. 612 (2014) 42–50. doi:10.1016/j.jallcom.2014.05.128.
- [99] P.N. Nikitin, N.I. Blinow, A. Nartov, Influence of Titanium additions on the properties of Al-Zn-Mg system cast alloys, *Metal Science and Heat Treatment*. (1990) 141–144.
- [100] C. Meng, D. Zhang, C. Hua, L. Zhuang, J. Zhang, Mechanical properties , intergranular corrosion behavior and microstructure of Zn modified Al – Mg alloys, *Journal of Alloys and Compounds*. 617 (2014) 925–932. doi:10.1016/j.jallcom.2014.08.099.
- [101] C. Meng, D. Zhang, L. Zhuang, J. Zhang, Correlations between stress corrosion cracking , grain boundary precipitates and Zn content of Al e Mg e Zn alloys, *Journal of Alloys and Compounds*. 655 (2016) 178–187. doi:10.1016/j.jallcom.2015.09.159.
- [102] Q. Meng, G.S. Frankel, Effect of Cu Content on Corrosion Behavior of 7xxx Series Aluminum Alloys, *Journal of The Electrochemical Society*. 151 (2004) 271–283. doi:10.1149/1.1695385.
- [103] I.N. Fridlyander, O.A. Noskova, N.B. Kuznetsova, Effect of iron and asilicon impurities on the mechanical properties of an alloy in the system Al-Zn-Mg-Cu, *Metallovedenie I Termicheskaya Obrabotka Metallov*, 6 (1987) 30–32.
- [104] I.B. Kim, Y.S. Park, K.H. Kim, I.G. Kim, Effects of Silicon and Chromium on the Fatigue Properties of Al-Zn-Mg-Cu Cast Alloy, *Materials Science Forum*. 449–452 (2004) 617–620. doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.449-452.617.

- [105] D.G. Eskin, Suyitno, L. Katgerman, Mechanical properties in the semi-solid state and hot tearing of aluminium alloys, *Progress in Materials Science*. 49 (2004) 629–711. doi:10.1016/S0079-6425(03)00037-9.
- [106] Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates, in: ASTM Int., 2001.
- [107] Cui, Weicheng, Current Understanding of Fatigue Mechanisms of Metals, in: Towar. a Unified Fatigue Life Predict. Method Mar. Struct., 2014.
- [108] T. Nicholas, High Cycle Fatigue. A mechanics of Materials Perspective, Elsevier, 2006.
- [109] M.P. Weiss, E. Lavi, Fatigue of metals - What the designer needs?, *International Journal of Fatigue*. 84 (2016) 80–90. doi:10.1016/j.ijfatigue.2015.11.013.
- [110] R.. Stephens, A. Fatemi, R.R. Stephens, H.. Fuchs, Metal fatigue in engineering, (2001).
- [111] T. Nicholas, High Cycle Fatigue, Elsevier, 2006.
- [112] A. Rotella, Y. Nadot, M. Piellard, R. Augustin, M. Fleuriot, Fatigue limit of a cast Al-Si-Mg alloy (A357-T6) with natural casting shrinkages using ASTM standard X-ray inspection, *International Journal of Fatigue*. 114 (2018) 177–188. doi:10.1016/j.ijfatigue.2018.05.026.
- [113] M. Avalle, G. Belingardi, M.P. Cavatorta, R. Doglione, Casting defects and fatigue strength of a die cast aluminium alloy: A comparison between standard specimens and production components, *International Journal of Fatigue*. 24 (2002) 1–9. doi:10.1016/S0142-1123(01)00112-8.
- [114] C. Garb, M. Leitner, B. Stauder, D. Schnubel, F. Grün, Application of modified Kitagawa-Takahashi diagram for fatigue strength assessment of cast Al-Si-Cu alloys, *International Journal of Fatigue*. 111 (2018) 256–268. doi:10.1016/j.ijfatigue.2018.01.030.
- [115] D.A. Lados, D. Apelian, Fatigue crack growth characteristics in cast Al-Si-Mg alloys Part I. Effect of processing conditions and microstructure, *Materials Science and Engineering A*. 385 (2004) 200–211. doi:10.1016/j.msea.2004.06.073.
- [116] M. Iben Houria, Y. Nadot, R. Fathallah, M. Roy, D.M. Maijer, Influence of casting defect and SDAS on the multiaxial fatigue behaviour of A356-T6 alloy including mean stress effect, *International Journal of Fatigue*. 80 (2015) 90–102. doi:10.1016/j.ijfatigue.2015.05.012.
- [117] J.M. Boileau, J.E. Allison, The Effect of Solidification Time and Heat Treatment on the Fatigue Properties of a Cast 319 Aluminum Alloy, *Metallurgical and Materials Transactions A*. 34A (2003) 1807–1820.
- [118] U. Krupp, A. Giertler, S. Siegfanz, W. Michels, Mutual Interaction between Fatigue Crack Initiation/Propagation and Microstructural Features in Cast Aluminum Alloys, *Advanced Materials Research*. 891–892 (2014) 488–493. doi:10.4028/www.scientific.net/AMR.891-892.488.
- [119] L. Zeng, J. Sakamoto, A. Fujii, H. Noguchi, Role of eutectic silicon particles in fatigue crack initiation and propagation and fatigue strength characteristics of cast aluminum alloy A356, *Engineering Fracture Mechanics*. 115 (2014) 1–12. doi:10.1016/j.engfracmech.2013.11.016.
- [120] S. Dezecot, M. Brochu, Microstructural characterization and high cycle fatigue behavior of investment cast A357 aluminum alloy, *International Journal of Fatigue*. 77 (2015) 154–159. doi:10.1016/j.ijfatigue.2015.03.004.
- [121] A. Tajiri, Y. Uematsu, T. Kakiuchi, Y. Tozaki, Y. Suzuki, A. Afrinaldi, Effect of friction stir processing conditions on fatigue behavior and texture development in A356-T6 cast aluminum alloy, *International Journal of Fatigue*. (2015). doi:10.1016/j.ijfatigue.2015.06.001.
- [122] M. Tiryakioğlu, On the relationship between statistical distributions of defect size and fatigue life in 7050-T7451 thick plate and A356-T6 castings, *Materials Science and Engineering A*. 520 (2009) 114–120. doi:10.1016/j.msea.2009.05.005.
- [123] J. Tenkamp, A. Koch, S. Knorre, U. Krupp, W. Michels, F. Walther, Defect-correlated fatigue assessment of A356-T6 aluminum cast alloy using computed tomography based Kitagawa-Takahashi diagrams, *International Journal of Fatigue*. 108 (2018) 25–34. doi:10.1016/j.ijfatigue.2017.11.003.

- [124] V.D. Le, F. Morel, D. Bellett, N. Saintier, P. Osmond, Multiaxial high cycle fatigue damage mechanisms associated with the different microstructural heterogeneities of cast aluminium alloys, *Materials Science and Engineering A*. 649 (2016) 426–440. doi:10.1016/j.msea.2015.10.026.
- [125] J. Linder, M. Axelsson, H. Nilsson, The influence of porosity on the fatigue life for sand and permanent mould cast aluminium, *International Journal of Fatigue*. 28 (2006) 1752–1758. doi:10.1016/j.ijfatigue.2006.01.001.
- [126] H.R. Ammar, A.M. Samuel, F.H. Samuel, Porosity and the fatigue behavior of hypoeutectic and hypereutectic aluminum–silicon casting alloys, *International Journal of Fatigue*. 30 (2008) 1024–1035. doi:10.1016/j.ijfatigue.2007.08.012.
- [127] V.D. Le, N. Saintier, F. Morel, D. Bellett, P. Osmond, Investigation of the effect of porosity on the high cycle fatigue behaviour of cast Al-Si alloy by X-ray micro-tomography, *International Journal of Fatigue*. 106 (2018) 24–37. doi:10.1016/j.ijfatigue.2017.09.012.
- [128] R. Sadeler, Y. Totik, M. Gavgali, I. Kaymaz, Improvements of fatigue behaviour in 2014 Al alloy by solution heat treating and age-hardening, *Materials and Design*. 25 (2004) 439–445. doi:10.1016/j.matdes.2003.12.003.
- [129] Y. Zhang, J. Xu, T. Zhai, Distributions of pore size and fatigue weak link strength in an A713 sand cast aluminum alloy, *Materials Science and Engineering: A*. 527 (2010) 3639–3644. doi:10.1016/j.msea.2010.03.104.
- [130] J.Z. Yi, Y.X. Gao, P.D. Lee, H.M. Flower, T.C. Lindley, Scatter in fatigue life due to effects of porosity in cast A356-T6 aluminum-silicon alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A*. 34 (2003) 1879–1890. doi:10.1007/s11661-003-0153-6.
- [131] I. Serrano-Munoz, J.-Y. Buffiere, C. Verdu, Y. Gaillard, P. Mu, Y. Nadot, Influence of surface and internal casting defects on the fatigue behaviour of A357-T6 cast aluminium alloy, *International Journal of Fatigue*. 82 (2016) 361–370. doi:10.1016/j.ijfatigue.2015.07.032.
- [132] I. Serrano-Munoz, J.-Y. Buffiere, C. Verdu, Y. Gaillard, P. Mu, Y. Nadot, Influence of surface and internal casting defects on the fatigue behaviour of A357-T6 cast aluminium alloy, *International Journal of Fatigue*. (2016). doi:10.1016/j.ijfatigue.2015.07.032.
- [133] Y. Murakami, Chapter 4 - Effect of Size and Geometry of Small Defects on the Fatigue Limit, in: *Met. Fatigue*, 2002: pp. 35–55. doi:10.1016/B978-008044064-4/50004-9.
- [134] A. Tajiri, T. Nozaki, Y. Uematsu, T. Kakiuchi, M. Nakajima, Y. Nakamura, H. Tanaka, Fatigue limit prediction of large scale cast aluminum alloy A356, *Procedia Materials Science*. 3 (2014) 924–929. doi:10.1016/j.mspro.2014.06.150.
- [135] H.R. Ammar, A.M. Samuel, F.H. Samuel, Effect of casting imperfections on the fatigue life of 319-F and A356-T6 Al–Si casting alloys, *Materials Science and Engineering: A*. 473 (2008) 65–75. doi:10.1016/j.msea.2007.03.112.
- [136] Q.G. Wang, C.J. Davidson, J.R. Griffiths, P.N. Crepeau, Oxide Films, Pores and the Fatigue Lives of Cast Aluminum Alloys, *Metallurgical and Materials Transactions B*. 37B (2006) 889–895.
- [137] Y. Murakami, Material defects as the basis of fatigue design, *International Journal of Fatigue*. 41 (2012) 2–10. doi:10.1016/j.ijfatigue.2011.12.001.
- [138] Y. Birol, A.A. Ebrinc, Fatigue failures in low pressure die cast AlSi10Mg cylinder heads, *International Journal of Cast Metals Research*. 21 (2008) 408–415. doi:10.1179/136404608X370747.
- [139] Y. Tijani, A. Heinrietz, T. Bruder, H. Hanselka, Quantitative evaluation of fatigue life of cast aluminum alloys by non-destructive testing and parameter model, *International Journal of Fatigue*. 57 (2013) 73–78. doi:10.1016/j.ijfatigue.2013.05.017.
- [140] V. Maurel, S. Dezecot, A. Koster, J.-Y. Buffiere, F. Szmytka, 3D characterization and modeling of low cycle fatigue damage mechanisms at high temperature in a cast aluminum alloy, *Acta Materialia*. 123 (2016) 24–34. doi:10.1016/j.actamat.2016.10.028.
- [141] J. Campbell, *Castings*, Butterworth-Heinemann, 2003.

- [142] D.D. Tian, X.S. Liu, G.Q. He, Y. Shen, S.Q. Lv, Q.G. Wang, Low cycle fatigue behavior of casting A319 alloy under two different aging conditions, *Materials Science and Engineering: A*. 654 (2016) 60–68. doi:10.1016/j.msea.2015.12.023.
- [143] Y. Zhou, G.Q. Wang, Analyzing Age Hardening Behaviors of an Al-Si-Mg Cast Alloy, *Advanced Materials Research*. 189–193 (2011) 3945–3948. doi:10.4028/www.scientific.net/AMR.189-193.3945.
- [144] T.O. Mbuya, I. Sinclair, A.J. Moffat, P.A.S. Reed, Analysis of fatigue crack initiation and S–N response of model cast aluminium piston alloys, *Materials Science and Engineering: A*. 528 (2011) 7331–7340. doi:10.1016/j.msea.2011.06.007.
- [145] H. a. Elhadari, H. a. Patel, D.L. Chen, W. Kasprzak, Tensile and fatigue properties of a cast aluminum alloy with Ti, Zr and V additions, *Materials Science and Engineering A*. 528 (2011) 8128–8138. doi:10.1016/j.msea.2011.07.018.
- [146] Y. Murakami, Effects of small defects and nonmetallic inclusions on the fatigue strength of metals, *JMSE International Journal*. 32 (1989) 167–180.
- [147] Y. Murakami, M. Endo, Effects of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength, *International Journal of Fatigue*. 16 (1994) 163–182.
- [148] A. Ueno, S. Miyakawa, K. Yamada, T. Sugiyama, Fatigue behavior of die casting aluminum alloys in air and vacuum, *Procedia Engineering*. 2 (2010) 1937–1943. doi:10.1016/j.proeng.2010.03.208.
- [149] M.J. Roy, Y. Nadot, C. Nadot-Martin, P.G. Bardin, D.M. Maijer, Multiaxial Kitagawa analysis of A356-T6, *International Journal of Fatigue*. 33 (2011) 823–832. doi:10.1016/j.ijfatigue.2010.12.011.
- [150] L. Ceschini, A. Morri, A. Morri, Estimation of local fatigue behaviour in A356–T6 gravity die cast engine head based on solidification defects content, *International Journal of Cast Metals Research*. 27 (2014) 56–64. doi:10.1179/1743133613Y.0000000081.
- [151] M. Leitner, C. Garb, H. Remes, M. Stoschka, Microporosity and statistical size effect on the fatigue strength of cast aluminium alloys EN AC-45500 and 46200, *Materials Science and Engineering A*. 707 (2017) 567–575. doi:10.1016/j.msea.2017.09.023.
- [152] V.-D. Le, F. Morel, D. Bellett, E. Pessard, N. Saintier, P. Osmond, Microstructural-based Analysis and Modelling of the Fatigue Behaviour of Cast Al-Si Alloys, *Procedia Engineering*. 133 (2015) 562–575. doi:10.1016/j.proeng.2015.12.630.
- [153] L. Susmel, D. Taylor, On the use of the Theory of Critical Distances to predict static failures in ductile metallic materials containing different geometrical features, *Engineering Fracture Mechanics*. 75 (2008) 4410–4421. doi:10.1016/j.engfracmech.2008.04.018.
- [154] Y. Nadot, T. Billaudeau, Multiaxial fatigue limit criterion for defective materials, *Engineering Fracture Mechanics*. 73 (2006) 112–133. doi:10.1016/j.engfracmech.2005.06.005.
- [155] C. Do Lee, S.J. Yoo, Dependence of fatigue life of low-pressure die-cast A356 aluminum alloy on microporosity variation, *Metals and Materials International*. 20 (2014) 601–612. doi:10.1007/s12540-014-4004-3.
- [156] I. Llavori, J.A. Esnaola, A. Zabala, M. Larrañaga, X. Gomez, Fretting: Review on the Numerical Simulation and Modeling of Wear, Fatigue and Fracture, in: *Contact Fract. Mech.*, 2017: pp. 196–213.
- [157] J.L. Arana, J.J. González, *Mecánica de la Fractura*, 2003.
- [158] F.T. Ibañez Gutierrez, Análisis del proceso de fractura en poliamida 6 reforzada con fibra de vidrio corta en condiciones entalladas: aspectos microestructurales y determinación de cargas de rotura mediante métodos tensionales y energéticos, Universidad de Cantabria, 2017.
- [159] I. Llavori, Simulación numérica y validación experimental de fenómenos de desgaste y fatiga por fretting en aceros trefilados de reducido diámetro, Universidad de Mondragon, 2016.
- [160] C.C. Zhang, X.H. Yang, H. Gao, XFEM Simulation of Pore-Induced Fracture of a Heterogeneous

- Concrete Beam in Three-Point Bending, *Strength of Materials*. 50 (2018) 711–723. doi:10.1007/s11223-018-0016-4.
- [161] M. Chen, H. Wang, H. Jin, X. Pan, Z. Jin, Effect of pores on crack propagation behavior for porous Si₃N₄ ceramics, *Ceramics International*. 42 (2016) 5642–5649. doi:10.1016/j.ceramint.2015.12.086.
- [162] N. Rodriguez-Florez, A. Carriero, S.J. Shefelbine, The use of XFEM to assess the influence of intra-cortical porosity on crack propagation, *Computer Methods in Biomechanics and Biomedical Engineering*. 20 (2017) 385–392. doi:10.1080/10255842.2016.1235158.
- [163] B. Wang, H. De Backer, A. Chen, An XFEM based uncertainty study on crack growth in welded joints with defects, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. 86 (2016) 125–142. doi:10.1016/j.tafmec.2016.06.005.
- [164] K. Chang, S. Liu, D. Zhao, Y. Du, L. Zhou, L. Chen, Thermodynamic description of the Al – Cu – Mg – Mn – Si quinary system and its application to solidification simulation, *Thermochimica Acta*. 512 (2011) 258–267. doi:10.1016/j.tca.2010.11.009.
- [165] M. Zamani, S. Seifeddine, Determination of optimum Sr level for eutectic Si modification in Al-Si cast alloys using thermal analysis and tensile properties, *International Journal of Metalcasting*. 10 (2016) 457–465. doi:10.1007/s40962-016-0032-8.
- [166] R. Taghiabadi, A. Fayegh, A. Pakbin, M. Nazari, M.H. Ghoncheh, Quality index and hot tearing susceptibility of Al–7Si–0.35Mg–xCu alloys, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*. 28 (2018) 1275–1286. doi:10.1016/S1003-6326(18)64783-1.
- [167] F. Bonollo, J. Urban, B. Bonatto, M. Botter, Gravity and low pressure die casting of aluminium alloys: a technical and economical benchmark, *La Metallurgia Italiana*. (2005) 23–32. <http://www.fracturae.com/index.php/aim/article/view/610>.
- [168] M. Wang, D.H. Xiao, W.S. Liu, Effect of Si addition on microstructure and properties of magnesium alloys with high Al and Zn contents, *Vacuum*. 141 (2017) 144–151. doi:10.1016/j.vacuum.2017.04.005.
- [169] M. Chemingui, R. Ameer, V. Optasanu, M. Khitouni, DSC analysis of phase transformations during precipitation hardening in Al–Zn–Mg alloy (7020), *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*. 9 (2018). doi:10.1007/s10973-018-7856-9.
- [170] A. V. Khvan, D.G. Eskin, K.F. Starodub, A.T. Dinsdale, F. Wang, C. Fang, V. V. Cheverikin, M. V. Gorshenkov, New insights into solidification and phase equilibria in the Al–Al₃Zr system: Theoretical and experimental investigations, *Journal of Alloys and Compounds*. 743 (2018) 626–638. doi:10.1016/j.jallcom.2018.02.023.
- [171] S. Ji, F. Yan, Z. Fan, Development of a high strength Al–Mg₂Si–Mg–Zn based alloy for high pressure die casting, *Materials Science and Engineering A*. 626 (2015) 165–174. doi:10.1016/j.msea.2014.12.019.
- [172] F.L. Zeng, Z.L. Wei, J.F. Li, C.X. Li, X. Tan, Z. Zhang, Z.Q. Zheng, Corrosion mechanism associated with Mg₂Si and Si particles in Al–Mg–Si alloys, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*. 21 (2011) 2559–2567. doi:10.1016/S1003-6326(11)61092-3.
- [173] F. Eckermann, T. Suter, P.J. Uggowitz, A. Afseth, P. Schmutz, The influence of MgSi particle reactivity and dissolution processes on corrosion in Al – Mg – Si alloys, *Electrochimica Acta*. 54 (2008) 844–855. doi:10.1016/j.electacta.2008.05.078.
- [174] Z. Li, C. Li, Z. Gao, Y. Liu, X. Liu, Q. Guo, L. Yu, H. Li, Corrosion behavior of Al – Mg₂Si alloys with / without addition of Al – P master alloy, *Materials Characterization*. 110 (2015) 170–174. doi:10.1016/j.matchar.2015.10.028.
- [175] A.G. Spangenberg, D.A. Lados, M. Coleman, S. Biroasca, M.C. Hardy, Microstructural mechanisms and advanced characterization of long and small fatigue crack growth in cast A356-T61 aluminum alloys, *International Journal of Fatigue*. 97 (2017) 202–213. doi:10.1016/j.ijfatigue.2016.12.029.

