U.PORTO
FEUP FACULDADE DE ENGENHARIA
UNIVERSIDADE DO PORTO
M 2020

MELHORIA DO CICLO DE HOMOGENEIZAÇÃO DE BILETES DA LIGA 6060

INÊS GOMES DA SILVA
DISSERTAÇÃO DE MESTRADO APRESENTADA
À FACULDADE DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE DO PORTO EM ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS

ORIENTADOR
PROF. LUÍS FILIPE MALHEIROS DE FREITAS FERREIRA

U.PORTO
FEUP FACULDADE DE ENGENHARIA
UNIVERSIDADE DO PORTO

CANDIDATO	Inês Gomes da Silva	*Código:*	201504623
TÍTULO	Melhoria do ciclo de homogeneização de biletes da liga 6060		
DATA	15 de outubro de 2020		
LOCAL	Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto	Sala__-__:__h	
JÚRI	*Presidente* Laura Maria Melo Ribeiro		DEMM/FEUP
	Arguente Ana Maria Pires Pinto		DEMM/FEUP
	Orientador Luís Filipe Malheiros de Freitas Ferreira		DEMM/FEUP

RESUMO

As ligas de alumínio afiguram-se cruciais no quotidiano do ser humano, sendo utilizadas numa vasta variedade de aplicações.

No caso do fabrico de perfis em ligas de alumínio, o seu processamento compreende várias etapas, entre elas a homogeneização dos biletes previamente à sua extrusão. Este tratamento térmico visa assegurar a transformação da fase β-AlFeSi em α-AlFeSi, a precipitação fina e distribuída de Mg_2Si na matriz e a homogeneização da microestrutura visando uma melhoria da extrudabilidade da liga.

O presente estudo foi desenvolvido em colaboração com a empresa *Hydro - Extruded Solutions Avintes*, na sequência da necessidade da melhoria do tratamento térmico de homogeneização das ligas de alumínio da série AW-6060, para extrusão. O principal objetivo da melhoria do ciclo de homogeneização incidiu sobre o encurtamento do patamar isotérmico desse tratamento térmico. Para isso, de acordo com as orientações estabelecidas pela empresa, analisou-se o grau de homogeneização (fração de fase β-AlFeSi, densidade e número de intermetálicos de AlFeSi), a densidade e o número de partículas de Mg_2Si dos biletes, para ciclos de homogeneização distintos. Posteriormente, para analisar o impacto da homogeneização na microestrutura do material e, consequentemente, no processo de extrusão, foram avaliadas as propriedades mecânicas de vários perfis submetidos aos diferentes ciclos de homogeneização bem como a respetiva qualidade superficial.

Os resultados evidenciam que será possível, para o caso particular de biletes da liga AW-6060 com diâmetro de 178 mm, encurtar o patamar do tratamento térmico de homogeneização. Entretanto, de referir que, de entre todos os parâmetros selecionados para avaliar o impacto do tratamento térmico de homogeneização, não houve hipótese de comprovar a precipitação de partículas finas de Mg_2Si devido às limitações das técnicas de caracterização usadas. Assim sendo, antes de avançar para uma aplicação industrial, deverá proceder-se a um estudo mais aprofundado do impacto e da importância do Mg_2Si na extrusão.

PALAVRAS-CHAVE

AW-6060; AlFeSi; Homogeneização; Mg_2Si; Melhoria.

ABSTRACT

Aluminium alloys are crucial in daily human life; so, they are being used in a wide variety of applications.

In the case of manufacturing of aluminium alloy profiles, their processing comprises several steps, among them billets homogenization before their extrusion. This heat treatment aims to ensure ß-AlFeSi phase transformation into α-AlFeSi phase, fine and distributed precipitation of Mg_2Si in the matrix and homogenization of the microstructure.

The present study was developed in cooperation with *Hydro - Extruded Solutions Avintes* company due to its requirement to improve the homogenization heat treatment of AW-6060 alloy for extrusion. The main aim of the optimization of the homogenization cycle was shortening the soak level of this heat treatment. For that, according to company guidelines, the homogenization degree (fraction of ß-AlFeSi phase, density and number of AlFeSi intermetallic), density and the number of Mg_2Si particles in billets were analysed for different homogenization cycles. Afterwards, to evaluate the impact of the homogenization on the extrusion process, the mechanical properties of profiles, after being submitted to different homogenization cycles, and their surface quality was evaluated.

Results emphasize that it will be possible to shorten the level of homogenisation heat treatment (for the particular case of AW-6060 alloy billets with a diameter of 178 mm). However, of all the requirements to heat treatment, there was no chance to prove precipitation of fine particles of Mg_2Si due to limitations related to characterization techniques. A more detailed study about the impact and importance of Mg_2Si in extrusion should be carried out before moving to an industrial application.

KEYWORDS

AW-6060; AlFeSi; Homogenisation; Mg_2Si; Improvement.

AGRADECIMENTOS

Em tempos controversos e inimagináveis, a realização desta dissertação só foi possível com o empenho e cooperação de todos os intervenientes. Dedico este espaço para exprimir o meu agradecimento.

Em primeiro lugar, ao Prof. Luís Filipe Malheiros, orientador da minha dissertação, pelo apoio constante e inequívoco. Não só pelos conhecimentos transmitidos, mas pela presença nos momentos cruciais para a definição do que seria este trabalho. Serei eternamente agradecida pela sua presença em cada reunião, por cada conselho e por cada incentivo.

O mesmo trabalho não seria possível sem a colaboração da Dra. Paula Camean e da Engª. Sílvia Guerner, da empresa *Hydro - Extruded Solutions Avintes*. A ambas agradeço as oportunidades proporcionadas, a inteira disponibilidade e prontidão para qualquer esclarecimento e os meios disponibilizados.

Ao Sr. Ramiro Soares, agradeço todas as "engenhocas" concebidas para que o trabalho prático se concretizasse, bem como toda a paciência demonstrada no apoio técnico dado. Um especial agradecimento à Eng. Cláudia Lopes e às futuras doutoradas Aida Moreira, Inês Pereira, Íris Carneiro, Tânia Azevedo pela contínua disponibilidade para me esclarecerem as dúvidas, sugerindo melhorias para o trabalho.

À família devo todo o apoio demonstrado, tanto durante a dissertação como ao longo da vida. Aos meus pais e irmão, agradeço o facto de me darem todas as oportunidades para que todos os sonhos, mesmos os mais improváveis, sejam realizados. Aos meus avós, devo-lhes a infância, os gestos de carinho e de alento. À minha bisavó, mulher exemplar, que infelizmente não assistiu ao momento tão desejado, um agradecimento profundo pelo contributo e influência que teve na minha vida.

Aos amigos por terem acompanhado toda a jornada. Aos colegas de curso pelo companheirismo demonstrado, em particular ao António Pires, à Joana Freitas, ao João Dias, ao Pedro Cerqueira e à Cláudia Guedes que ao longo do percurso, se tornaram verdadeiros amigos.

A todos,

Um muito obrigada!

"O futuro pertence àqueles que acreditam na beleza dos seus sonhos."

Eleanor Roosevelt

ÍNDICE

RESUMO I
PALAVRAS-CHAVE I
ABSTRACT II
KEYWORDS II
AGRADECIMENTOS III
LISTA DE FIGURAS VII
ABREVIATURAS E SÍMBOLOS XII
1. INTRODUÇÃO 1
1.1. Motivação e objetivos 1
1.2. A empresa: *Hydro - Extruded Solutions Avintes* 1
1.2.1 Processo industrial 2
1.3. Organização da dissertação 2
2. LIGAS DE ALUMÍNIO 3
2.1. Classificação das ligas de alumínio 3
2.2. Ligas da série AW-6XXX e liga AW-6060 4
2.2.1. Influência dos elementos de liga 5
2.2.2. Afinadores de grão 6
2.2.3. Microestrutura 7
2.2.4. Caracterização das diferentes fases 9
2.3. Tratamento Térmico de Homogeneização 10
2.3.1. Microestrutura relativa ao estado bruto de vazamento 10
2.3.2. Ciclo térmico do tratamento térmico de homogeneização 14
2.3.2.1. *Aquecimento* 15
2.3.2.2. *Patamar isotérmico* 15
2.3.2.3. *Arrefecimento* 18
2.3.3. Microestrutura de homogeneização 19
3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL 20
3.1. 1ª Fase: Ensaios à escala laboratorial 21
3.1.1. Matéria-prima 21
3.1.2. Tratamentos térmicos 22
3.1.3. Preparação metalográfica 23
3.1.4. Métodos e parâmetros de análise 24

3.1.4.1. Grau de homogeneização 24
- *Software ImageJ* 26
3.1.4.2. Precipitados de Mg_2Si 26
3.1.4.3. Zona de segregação e Zona Empobrecida 28
3.2. 2ª Fase: Ensaios à escala industrial 28
3.2.1. Matéria-prima 28
3.2.2. Tratamentos térmicos 29
3.2.3. Extrusão 30
3.2.4. Métodos e parâmetros de análise 30
4. APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS 31
4.1. 1ª Fase: Ensaios à escala laboratorial 31
4.1.1. Análise microestrutural 32
4.1.2. Impacto da modificação do ciclo térmico do tratamento térmico de homogeneização 36
4.1.2.1. Grau de Homogeneização 37
4.1.2.2. Precipitados de Mg_2Si 41
4.1.2.3. Zona de segregação 46
4.2. 2ª Fase: Ensaios à escala industrial 48
4.2.1. Qualidade Superficial dos Perfis 49
4.2.2. Propriedades Mecânicas 51
5. CONCLUSÕES 55
6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS 56
ANEXOS 59
Anexo 1: Mapas EDS 59
Anexo 2: Zona Empobrecida 60
Anexo 3: Registo dos ciclos de homogeneização 61
Anexo 4: Análise Microestrutural 62
Anexo 5: Efeito da variação do ciclo térmico do tratamento térmico de homogeneização 63
Anexo 6: Ensaios de Tração e de Dureza 71

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Esquema representativo das etapas de processamento de perfis em ligas de alumínio na *Hydro-Extruded Solutions Avintes* [2]..... 2
Figura 2. Variação da $Rp_{0,2}$ para ligas AW-6XXX, submetidas a T6, em função do seu teor de silício (adapt.) [19]..... 5
Figura 3. Macrografias da liga AW-6063: (a) sem afinador de grão; (b) com adição de Al-5Ti-1B [20]. 7
Figura 4. Projeção das superfícies de liquidus do sistema ternário Al-Mg-Si e isoplete relativa ao diagrama pseudo-binário Al-Mg_2Si [17]. 7
Figura 5. Secção isotérmica do diagrama Al-Fe-Si a 540ºC (adapt.) [23]. 8
Figura 6. Padrões de difração, obtidos por EBSD, das seguintes fases intermetálicas: (a) ß-AlFeSi, (b) α_C-AlFeSi [22]..... 10
Figura 7. Microestrutura, no seu estado bruto de vazamento, da liga AW-6060 com: (a) 0,1% Fe; (b) 0,2% Fe; (c) 0,3% Fe [22]..... 11
Figura 8. Imagem em SEM da microestrutura, relativa ao estado bruto de vazamento, de uma liga AW-6060, em que é bem patente a morfologia acicular dos precipitados de ß-AlFeSi [22]..... 12
Figura 9. Imagens em SEM das microestruturas, relativas ao estado bruto de vazamento, de uma liga AW-6060, em que as partículas de Mg_2Si estão associadas a: (a) intermetálicos aciculares; (b) intermetálicos em forma de roseta [27]..... 12
Figura 10. Gráfico representativo da repartição típica do soluto ao longo da secção transversal de um bilete, no estado bruto de vazamento, produzido por *DC Cast* [28]. . 13
Figura 11. Microestrutura da liga AW-6060, em que é bem evidente a zona de segregação [33]..... 13
Figura 12. Gráfico representativo da variação do tamanho de grão em secções transversais de vários biletes de Al, com diâmetros distintos, no estado bruto de vazamento [32]... 13
Figura 13. Representação esquemática dos ciclos térmicos associados às diferentes etapas 14
Figura 14. Rosetas formadas devido às elevadas velocidades de aquecimento utilizadas no tratamento térmico de homogeneização [25]. 15
Figura 15. Microestruturas de biletes de liga AW-6060 homogeneizados na gama 560-580ºC, durante 1 a 8 horas, para uma velocidade de aquecimento de ≈275ºC/h) e de arrefecimento de 250ºC/h [6]..... 16
Figura 16. Microestrutura da liga AW-66060, no estado bruto de vazamento (a), e após homogeneização a 580ºC durante: 40 min (b); 2 h (c); 4 h (d); 8 h (e); 10 h (f) [26]..... 17
Figura 17. Evolução dos precipitados de Mg_2Si presentes na microestrutura da liga AW-6060: no estado bruto de vazamento (a), e após homogeneização a 580ºC durante: 40 min (b); 2 h (c); 4 h (d); 8 h (e); 10 h (f) [26]..... 17
Figura 18. Microestrutura de um bilete de liga AW-6060 homogeneizado a 580ºC, durante 8 horas, e arrefecido a: (a) ~50000ºC/h; (b) 1000ºC/h; (c) 500ºC/h; (d) 250ºC/h; (e) 150ºC/h; (f) ~30ºC/h [7]. 19

Figura 19. Imagens em SEM em que é visível a morfologia dos intermetálicos α-AlFeSi nas ligas: (a) AW-6060; (b) AW-6063 [22, 27]. 20
Figura 20. Imagens, obtidas em SEM e MO, de microestruturas bem homogeneizadas: (a) da liga AW-6005; (b) da liga AW-6063, respetivamente [36, 37]. 20
Figura 21. Esquema representativo das etapas do trabalho desenvolvido e respetiva sequência. 21
Figura 22. Representação esquemática do corte das fatias de um bilete. As suas extremidades eram cortadas e, posteriormente, refundidas. 21
Figura 23. Sistema de regulação do caudal de ar comprimido introduzido pela parte posterior do forno. 23
Figura 24. Posicionamento da patela de bilete no interior da câmara do forno. 23
Figura 25. Identificação, dimensões das amostras e posicionamento nas fatias: (a) representação esquemática; (b) exemplo real. 24
Figura 26. Erro absoluto de $\Delta f\alpha app$ devido à atribuição incorreta das partículas de α-AlFeSi ou ß-AlFeSi em função do R_{crit}: (a) maioritariamente partículas de α-AlFeSi; (b) maioritariamente partículas de ß-AlFeSi; (c) junção hipotética das curvas (a) e (b). A linha a tracejado indica o R_{crit} ideal [36]. 25
Figura 27. Esquema representativo da metodologia utilizada pelo *software ImageJ* para a determinação da Relação de Forma (R) de uma partícula. 26
Figura 28. Imagem, obtida em SEM, da microestrutura da amostra 2C (a) e respetivo mapa EDS relativo ao Mg (b). 27
Figura 29. Imagem em MO da microestrutura da amostra 2R, com a respetiva identificação do que poderão ser os intermetálicos AlFeSi e os precipitados Mg_2Si. 27
Figura 30. Imagem de SEM da amostra 1P em que é apresentada a medida relativa à espessura da zona de segregação. 28
Figura 31. Imagens da sequência de tarefas executadas para a realização dos tratamentos térmicos: (1) corte das pontas do bilete na serra; (2) colocação do bilete na mesa e inserção do termopar no bilete; (3) colocação do bilete no forno de homogeneização; (4) colocação do bilete na câmara de arrefecimento. 29
Figura 32. Defeitos típicos do processo de extrusão: (a) arrastamento (pick-up); (b) linhas/micro linhas (die lines) [39]. 30
Figura 33. Imagens em SEM da microestrutura da amostra 1C, com sinalização das zonas nas quais foram efetuadas análises por EDS. 32
Figura 34. Imagens em SEM da microestrutura da amostra 2C, com sinalização das zonas nas quais foram efetuadas análises por EDS. 34
Figura 35. Análise por EBSD da amostra 2C: a) microestrutura e sinalização das zonas analisadas; b) padrão de difração das zonas 6, 7 e 8; c) padrão de difração das zonas 1, 2, 3, 4 e 5. 34
Figura 36. Imagens em SEM das microestruturas das amostras: (a) 1C; (b) 10C; (c) 2C, sendo evidente a diferença entre a morfologia das fases intermetálicas. 35
Figura 37. Imagens em MO das microestruturas das amostras: (a) 1C; (b) 10C, sendo bem visível a presença de precipitados de Mg_2Si na amostra homogeneizada (10C). 36

Figura 38. Fração de ß-AlFeSi nas amostras relativas a cada zona das fatias do bilete, para cada um dos tratamentos térmicos de homogeneização realizados. 38
Figura 39. Fração de intermetálicos AlFeSi com $D_{máx}$ inferior a *x* μm^b nas amostras relativas a cada zona das fatias do bilete, para cada um dos tratamentos térmicos de homogeneização realizados..... 39
Figura 40. Imagens em SEM das microestruturas das amostras: (a) 2C; (b) 3C; (c) 5C; (d) 6C; (e) 9C; (f) 10C, onde é bem patente a morfologia das fases intermetálicas. 40
Figura 41. Densidade das partículas de AlFeSi nas amostras relativas a todas as posições das fatias do bilete, para todos os tratamentos térmicos de homogeneização realizados. 41
Figura 42. Densidade de precipitados de Mg_2Si nas amostras relativas a todas as posições das fatias dos biletes, para todos os tratamentos térmicos de homogeneização realizados. 42
Figura 43. Imagens em MO das microestruturas das amostras: (a) 1C; (b) 10C; (c) 2C; (d) 3C; (e) 4C; (f) 9C; (g) 5C; (h) 6C; (i) 7C; (j) 7P; (k) 8C, onde são visíveis os precipitados de Mg_2Si. 44
Figura 44. Espessura das zonas de segregação, e respetivo desvio padrão, para cada uma das amostras da periferia dos biletes submetidos aos diferentes tratamentos térmicos de homogeneização realizados..... 46
Figura 45. Imagens da zona de segregação nos biletes produzidos por *DC Cast*: (a) 8P; (b) 10P. 47
Figura 46. Identificação das zonas que foram objeto de análise por EDS a fim de detetar as diferenças de composição química entre a zona de segregação e o interior da amostra 1P. 47
Figura 47. Ciclos térmicos relativos aos tratamentos de homogeneização realizados à escala industrial. 48
Figura 48. Imagens da superfície de perfis extrudidos: (a) 3HO11; (b) 2HO11; (c) 2HO14; (d) 0,5HO11; (e) 0,5HO14. 50
Figura 49. Valores de dureza e Rm obtidos nos ensaios de tração realizados sobre perfis produzidos em diferentes condições de homogeneização dos biletes e extrusão subsequente e respetivo coeficiente de determinação, R^2. 51
Figura 50. Valores de Rm obtidos nos ensaios de tração realizados sobre perfis produzidos em diferentes condições de homogeneização dos biletes e extrusão subsequente. 53
Figura 51. Valores de $Rp_{0,2}$ obtidos nos ensaios de tração realizados sobre perfis produzidos em diferentes condições de homogeneização dos biletes e extrusão subsequente. 53
Figura 52. Valores de A obtidos nos ensaios de tração realizados sobre perfis produzidos em diferentes condições de homogeneização dos biletes e extrusão subsequente. 54
Figura 53. Mapas de EDS relativos à amostra 2C para identificação dos precipitados de Mg_2Si. 59
Figura 54. Teores de Si, Fe e Mg, ao longo do diâmetro das fatias para os distintos tratamentos térmicos realizados..... 60
Figura 55. Gráficos de registo dos ciclos de homogeneização realizados. 61

Figura 56. Imagens em SEM da microestrutura da amostra 1R, com sinalização das zonas nas quais foi realizada análise por EDS. 62
Figura 57. Imagens em SEM das microestruturas relativas a cada zona das fatias do bilete, para cada um dos tratamentos térmicos de homogeneização realizados. 65
Figura 58. Imagens em MO das microestruturas relativas a cada zona das fatias do bilete, para cada um dos tratamentos térmicos de homogeneização realizados. 67
Figura 59. Imagens em SEM das microestruturas, onde são visíveis as zonas de segregação, relativas à zona periférica do bilete, para cada um dos tratamentos térmicos de homogeneização realizados 70

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Sistema de classificação das ligas de alumínio para conformação plástica, segundo a norma DIN EN 573-1 [9] 3
Tabela 2. Sistema de classificação das ligas de alumínio que indica o seu estado, segundo a norma DIN EN 573-1 [9] 4
Tabela 3. Propriedades mecânicas das ligas da série AW-6XXX [13] 4
Tabela 4. Composição química da liga AW-6060 [16] 5
Tabela 5. Propriedades mecânicas da liga AW-6060 [15] 5
Tabela 6. Caracterização das fases potencialmente presentes na microestrutura da liga AW-6060 [22] 9
Tabela 7. Composição química das fatias de bilete fornecidas pela *Hydro* e respetiva especificação 22
Tabela 8. Ciclos térmicos utilizados nos ensaios à escala laboratorial 22
Tabela 9. Composição química dos biletes utilizados nos ensaios à escala industrial e respetiva especificação 29
Tabela 10. Identificação e respetivas condições do tratamento térmico de homogeneização e de extrusão dos perfis produzidos 30
Tabela 11. Registo das velocidades de aquecimento e arrefecimento dos ciclos térmicos 31
Tabela 12. Resultados das análises efetuadas por EDS sobre a amostra 1C 33
Tabela 13. Resultados das análises efetuadas por EDS sobre a amostra 2C 34
Tabela 14. Relação dos tratamentos térmicos de homogeneização e sua correspondência com a cor constante nos gráficos seguintes 36
Tabela 15. Composição química das zonas assinaladas na Figura 47, relativas à amostra 1P 48
Tabela 16. Parâmetros utlizados na extrusão dos biletes 48
Tabela 17. Resultados das análises efetuadas por EDS sobre a amostra 1R 62
Tabela 18. Fração da fase ß-AlFeSi, de AlFeSi com $D_{máx}$<x μm[b] e densidade de AlFeSi nas amostras relativas a cada zona das fatias do bilete, para cada um dos tratamentos térmicos de homogeneização realizados. 63
Tabela 19. Densidade de partículas de Mg_2Si e espessura da zona de segregação nas amostras relativas a cada zona das fatias do bilete, para cada um dos tratamentos térmicos de homogeneização realizados 64
Tabela 20. Propriedades mecânicas dos perfis extrudidos 71

ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

A — Extensão após rotura

AC — *Cast Alloy*

AW — *Wrought Alloy* (Ligas para conformação plástica)

CEN — Comité Europeu de Normalização

DC Cast — *Direct Chill Cast*

DIN — *Deutsches Institut für Normung*

EBSD — *Electron Backscatter Diffraction* (Difração de Eletrões Retrodifundidos)

EDS — *Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy* (Espectroscopia de Raios-X por Dispersão de Energia)

EN — *European Normalization*

MO — Microscópio Ótico

R — *Aspect Ratio* (Relação de forma)

R_m — Resistência à tração

$Rp_{0,2}$ — Tensão limite convencional de proporcionalidade a 0,2%

SEM — *Scanning Electron Microscopy* (Microscopia Eletrónica de Varrimento)

1. INTRODUÇÃO

1.1. Motivação e objetivos

A melhoria de um processo representa uma diminuição substancial de tempo e, consequentemente, de custos para uma empresa. Tal como em todas as indústrias, no setor da extrusão de ligas de alumínio, é fundamental potenciar todas as etapas de processamento, garantido ou melhorando a qualidade do produto fabricado.

A *Hydro - Extruded Solutions Avintes* é uma empresa produtora de perfis extrudidos em ligas de alumínio da série AW-6XXX. Devido à constante necessidade de melhorar o processamento de perfis nestas ligas, surgiu a hipótese de estudar o tratamento térmico de homogeneização, etapa fundamental para que o produto apresente extrudabilidade[a] superior e maior precisão dimensional e qualidade. A etapa em questão é extensa pelo que o encurtamento do patamar isotérmico do tratamento térmico irá ter um impacto relevante em termos de produtividade e de custos de operação. Desta forma, a dissertação realizada para a obtenção do grau de Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Materiais teve como principais objetivos:

- O estudo do tratamento térmico de homogeneização da liga AW-6060 e a análise microestrutural daí resultante;
- O estudo da possibilidade de encurtamento do patamar isotérmico do tratamento térmico de homogeneização da liga AW-6060.

1.2. A empresa: *Hydro - Extruded Solutions Avintes*

A *Hydro - Extruded Solutions Avintes*, fundada em 1982, pertence ao grupo *Hydro Extruded Solutions Iberia* que, por sua vez, faz parte da multinacional *Norsky Hydro* [1]. Esta encontra-se em mais de 40 países, sendo considerada uma das maiores produtoras de alumínio no mundo. A *Hydro* apresenta uma ampla atividade na indústria do alumínio, desde a produção primária e de produtos laminados e extrudidos, até à sua reciclagem [1]. No caso concreto da *Hydro - Extruded Solutions Avintes*, esta é responsável pela produção e comercialização de perfis extrudidos em ligas de alumínio da série AW-6XXX, maioritariamente das ligas AW-6060 e AW-6063 [1].

O processo produtivo da *Hydro - Extruded Solutions* Avintes será descrito sumariamente no subcapítulo seguinte. Toda a teoria subjacente a cada etapa do processo foi amplamente desenvolvida no âmbito da Unidade Curricular Seminário, do semestre anterior [2].

[a] Qualitativamente, a extrudabilidade é definida como a velocidade máxima que é possível atingir na extrusão, garantindo as propriedades mecânicas desejadas, a qualidade superficial e as tolerâncias dimensionais do perfil produzido [3]. A extrudabilidade de um material é tanto mais elevada quanto menor for a força necessária para extrudir o bilete. A taxa de extrusão, a temperatura do bilete, a velocidade de deformação e a tensão de fluxo são os principais parâmetros que afetam a força necessária para a extrusão [4].

1.2.1 Processo industrial

A *Hydro - Extruded Solutions Avintes* apresenta um processo produtivo de fabrico de perfis em ligas de alumínio, compreendendo a sequência de etapas representadas no esquema da Figura 1.

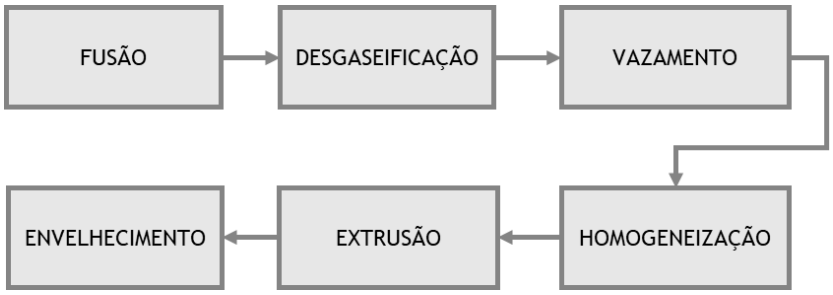


Figura 1. Esquema representativo das etapas de processamento de perfis em ligas de alumínio na *Hydro-Extruded Solutions Avintes* [2].

Em primeiro lugar, as matérias-primas, maioritariamente sucatas, são fundidas num forno de fusão a gás [4, 5]. De seguida, o banho de alumínio é transferido para o forno de manutenção (igualmente a gás), que permite mantê-lo a uma temperatura um pouco acima da de vazamento [4, 5]. Neste mesmo forno, é também realizado o acerto da composição química. De seguida, procede-se à desgaseificação do banho, etapa destinada à remoção do hidrogénio dissolvido no banho metálico, num sistema de desgaseificação [4, 5]. Subsequentemente, procede-se ao seu vazamento, através do canal de distribuição, para o sistema de vazamento vertical, *Direct Chill Cast*, que conferirá a forma dos biletes [4, 5]. Os biletes, no seu estado bruto de vazamento, são submetidos posteriormente a um tratamento térmico de homogeneização de modo a conferir-lhes a extrudabilidade requerida [4, 5]. Após extrusão, o envelhecimento é o tratamento térmico realizado de forma a promover um aumento da resistência mecânica dos perfis obtidos [6].

1.3. Organização da dissertação

A dissertação encontra-se organizada nos seguintes capítulos:

- 1. Introdução: enquadramento, contextualização e relevância do trabalho realizado.
- 2. Ligas de alumínio: Neste capítulo são estudadas as ligas de alumínio, nomeadamente as ligas da série AW-6XXX. O tratamento térmico de homogeneização será a temática principal, em que será detalhada a microestrutura de vazamento, a importância do tratamento térmico de homogeneização, a influência dos vários parâmetros do tratamento térmico na microestrutura homogeneizada e, consequentemente, nas propriedades mecânicas dos biletes.
- 3. Procedimento experimental: descrição das matérias-primas, equipamentos e etapas da metodologia implementada para o estudo dos objetivos referidos anteriormente.
- 4. Apresentação e discussão dos resultados: exposição dos resultados obtidos experimentalmente e sua análise.

- 5. Conclusões: apresentação das principais conclusões e sugestão de trabalhos futuros.

2. LIGAS DE ALUMÍNIO

Atualmente, as ligas de alumínio apresentam um papel fulcral no quotidiano do ser humano devido à excecional conjugação de propriedades, sendo este elemento o segundo mais abundante na crusta terrestre [7]. Genericamente, as ligas de alumínio apresentam baixa densidade (aproximadamente 2,8), elevada resistência específica, elevada ductilidade a baixas temperaturas, resistência à corrosão e elevadas condutividades térmica e elétrica; para além disso, o alumínio não apresenta toxicidade [8]. Assim, a conjunção destas propriedades permite a sua utilização numa vasta gama de aplicações, como na arquitetura, nas indústrias automóvel, aeroespacial e marítima [8]. O facto do alumínio poder ser reciclado, consumindo apenas 5% da energia necessária para a sua produção primária, é outra das grandes vantagens para a sua utilização em grande escala [8].

2.1. Classificação das ligas de alumínio

As ligas de alumínio são classificadas segundo duas classes distintas: para fundição ou para conformação plástica, sendo ambas posteriormente subdivididas de acordo com a composição química da liga [9]. Considerando a designação atribuída pelo CEN — Comité Europeu de Normalização, norma DIN EN 573-1, as ligas de alumínio para fundição são identificadas pela sigla AC e agrupadas em 36 categorias, de acordo com a composição química [9, 10]. Por sua vez, as ligas de alumínio para conformação plástica são identificadas pela sigla AW, seguida de 4 algarismos [9, 10]. O primeiro dígito varia entre 1 e 9 e identifica o elemento de liga principal; os três algarismos seguintes são arbitrários e indicam simplesmente a liga em específico [9, 10]. Na Tabela 1 é apresentada a relação entre o primeiro algarismo e o elemento de liga principal.

Tabela 1. Sistema de classificação das ligas de alumínio para conformação plástica, segundo a norma DIN EN 573-1 [9]

Classificação - 1º algarismo	Principal elemento de liga
1XXX	Al > 99%
2XXX	Cu
3XXX	Mn
4XXX	Si
5XXX	Mg
6XXX	Mg + Si
7XXX	Zn
8XXX	outros

As ligas de alumínio podem ainda ser classificadas em ligas tratadas termicamente ou não tratadas termicamente [9, 10]. Após a designação da liga em função da sua

composição química, existem cinco denominações possíveis, constituídas por uma letra, seguida de um número, que identificam o estado da liga [9, 10]. Na Tabela 2 é apresentado o significado das letras utilizadas para classificar os diferentes estados. A título de exemplo, a designação "T6" indica que a liga foi sujeita a tratamento térmico de solubilização e a envelhecimento artificial [9].

Tabela 2. Sistema de classificação das ligas de alumínio que indica o seu estado, segundo a norma DIN EN 573-1 [9]

Classificação do estado da liga	Descrição
F	Bruto de vazamento (*as-cast*)
O	Recozido
H	Endurecido por conformação a frio (seguido de dois algarismos para identificar a taxa de deformação e o tratamento térmico)
W	Solubilizado (para ligas que sofrem envelhecimento natural. Após a letra W, segue-se um algarismo que indica a extensão do envelhecimento natural)
T	Tratado termicamente (seguida de um algarismo que determina o tipo de tratamento térmico)

2.2. Ligas da série AW-6XXX e liga AW-6060

As ligas da série AW-6XXX, também designadas por ligas Al-Mg-Si, representam cerca de 90% do volume total de ligas extrudidas devido à combinação entre a excelente extrudabilidade e o bom acabamento superficial do produto final [11]. Esta série apresenta também boa ductilidade, soldabilidade, maquinabilidade e excelente resistência à corrosão; contudo, a resistência mecânica é inferior à das ligas das séries AW-2XXX e AW-7XXX [12]. Sendo as ligas da série AW-6XXX essencialmente alvo de conformação plástica e tratamento térmico posteriores, a sua resistência mecânica só é maximizada recorrendo ao tratamento térmico de envelhecimento, após conformação plástica [13, 14]. A Tabela 3 apresenta a gama de propriedades mecânicas das ligas da série AW-6XXX [13].

Tabela 3. Propriedades mecânicas das ligas da série AW-6XXX [13]

Série	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)	A (%)
AW-6XXX	50–380	100–400	5-30

Desta série, a liga mais utilizada é a AW-6060, cuja composição química está patente na Tabela 4. No subcapítulo *2.2.1. Influência dos elementos de liga* é apresentada informação detalhada sobre a influência dos diferentes elementos nas ligas Al-Mg-Si. Na Tabela 5 são apresentadas as propriedades mecânicas da liga AW-6060 após T6. A liga em questão é usada no fabrico de: perfis de construção e arquitetura; mobiliário; caixilharia de janelas e portas; componentes elétricos; estruturas de camiões e reboques; escadas; permutadores de calor [15].

Tabela 4. Composição química da liga AW-6060 [16]

Elementos de liga	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn
%	0,30-0,60	0,10-0,30	≤ 0,10	≤ 0,10	0,35-0,60	≤ 0,05	0,15

Tabela 5. Propriedades mecânicas da liga AW-6060 [15]

Liga	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)	A (%)
AW-6060 (T6)	140	170	8

(Nota: dados referentes ao estado T6 - Solubilização e posterior envelhecimento artificial)

2.2.1. Influência dos elementos de liga

Neste subcapítulo será abordada a influência dos vários elementos presentes na liga AW-6060. Os principais elementos de liga a referir são: magnésio (Mg), silício (Si), ferro (Fe), cobre (Cu), manganês (Mn), crómio (Cr), entre outros elementos que se podem encontrar em teores diminutos, como o vanádio (V) e o titânio (Ti) [17].

Tal como a designação da liga o indica, o Si e o Mg são os elementos de liga principais e estão presentes de modo a proporcionar a formação do constituinte estequiométrico Mg_2Si, um constituinte primário que promove o endurecimento da liga [17]. Sabe-se que, no Mg_2Si, a relação Mg/Si é de 1,73:1 e que a sua solubilidade máxima no alumínio é 1,85%, a 600ºC [17]. Por sua vez, a temperatura de fusão do intermetálico Mg_2Si é de 1102ºC [18]. Finalmente, constata-se que, quanto mais elevada for a fração de Mg_2Si, maior a resistência mecânica da liga, em detrimento da sua extrudabilidade [17]. A título de exemplo, a Figura 2 representa a variação da tensão limite convencional de proporcionalidade a 0,2% ($Rp_{0,2}$), para as ligas AW-6XXX, submetidas ao tratamento térmico T6. Verifica-se que, quanto mais elevados os teores de Mg e Si (que corresponderá a uma maior fração de Mg_2Si), maior o valor de $Rp_{0,2}$, ou seja, maior é a força necessária para que o material se deforme 0,2% relativamente às dimensões iniciais, no domínio elástico.

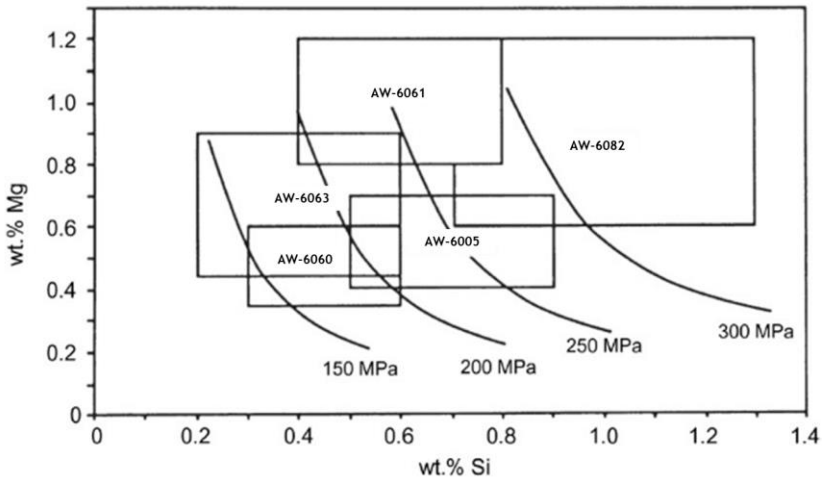


Figura 2. Variação da $Rp_{0,2}$ para ligas AW-6XXX, submetidas a T6, em função do seu teor de silício (adapt.) [19].

Tanto o Si como o Mg podem encontrar-se em excesso na liga [17]. No caso de excesso de Si, regista-se um aumento da resistência mecânica, associado ao abaixamento de extrudabilidade [17]. A diminuição da ductilidade é significativa devido à precipitação de Mg_2Si nas fronteiras de grão [17]. Observa-se também uma diminuição da tenacidade, que poderá ser contornada mediante pequenas adições de Mn e/ou Cr [17]. Por sua vez, no caso de excesso de Mg, regista-se uma diminuição mais significativa da extrudabilidade e um menor aumento da resistência mecânica, comparativamente ao excesso de Si; entretanto, verifica-se uma melhoria da resistência à corrosão [17].

O Fe apresenta-se nas ligas da série AW-6XXX como uma impureza, em quantidades controladas [17]; promove uma melhoria da tenacidade e uma diminuição da resistência à corrosão da liga [17]. Porém, há que ter em atenção o facto do Si apresentar maior afinidade para o Fe do que para o Mg, dando origem à formação do constituinte intermetálico AlFeSi. Assim, nos casos em que se regista um excesso daquele elemento na liga, haverá que recorrer à expressão $\%Si - 0{,}25 * (\%Fe + \%Mg)$ de modo a estimar o teor de Si disponível para a formação do Mg_2Si [17].

O Cu, quando presente em teores reduzidos, promove o aumento da resistência mecânica da liga devido à sua dissolução na matriz e ao facto de atuar como afinador dos precipitados de Mg_2Si [17]. Este efeito é complementar ao produzido pelo excesso de Si. Baixos teores de Cu não têm um efeito notório na tenacidade, podendo, no entanto, inibir a precipitação nas fronteiras de grão e influenciar a deformação no interior dos grãos [17].

O Mn e o Cr são adicionados em quantidades ínfimas para melhorar a tenacidade da liga, devido à formação de dispersóides finos, não coerentes com a matriz, durante o tratamento térmico de homogeneização [17]. Teores acima do requerido promovem uma diminuição da extrudabilidade da liga [17]. Para além disso, verifica-se que estes elementos de liga atuam como agentes de nucleação do Mg_2Si e inibem a recristalização [17]. O Mn tem elevada importância durante o tratamento térmico de homogeneização já que potencia a transformação da fase metastável ß-AlFeSi na fase de equilíbrio α-AlFeSi [17].

O V poderá ser adicionado como afinador do tamanho de grão durante a solidificação, com o consequente aumento da resistência, tenacidade e deformabilidade [17]. Também o Ti, em conjunto com o B (Boro), são adicionados como afinadores do tamanho de grão; para além disso, promovem um aumento da taxa de solidificação [17].

2.2.2. Afinadores de grão

A estrutura e o tamanho de grão que uma liga de alumínio apresenta após solidificação dependerá da potencial adição de afinadores de grão [20]. Os afinadores de grão são agentes de nucleação que promovem a formação de uma microestrutura uniforme, equiaxial e fina, suprimindo o crescimento de grãos colunares [20]. No caso das ligas de alumínio para conformação plástica, os afinadores de grão mais utilizados compreendem na sua composição Ti e B, como por exemplo as ligas: Al-5Ti-1B; Al-5Ti-0,6B; Al-5Ti0,2B; Al-3Ti-1B; Al-3Ti-0,2B [20].

Na Figura 3 é possível observar a diferença entre as macroestruturas da liga AW-6063, com e sem adição do afinador de grão Al-5Ti-1B [20]. Na Figura 3 (b) é bem visível uma estrutura uniforme e fina comparativamente à da Figura 2 (a).

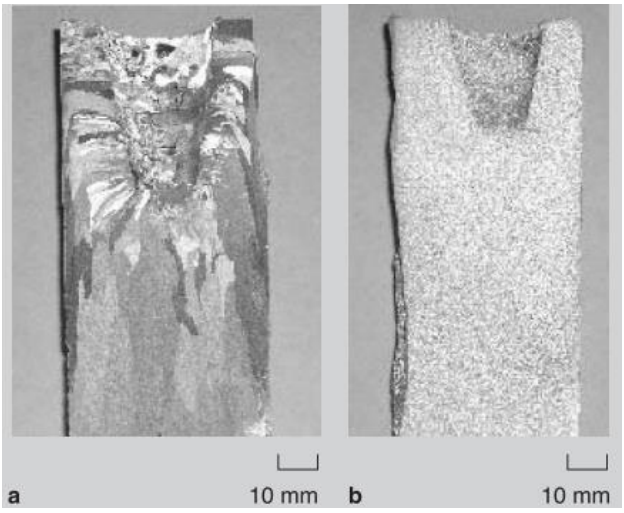


Figura 3. Macrografias da liga AW-6063: (a) sem afinador de grão; (b) com adição de Al-5Ti-1B [20].

2.2.3. Microestrutura

Para melhor compreensão do comportamento da liga AW-6060, é essencial conhecer a sua microestrutura. A Figura 4 apresenta os diagramas de fases ternário Al-Mg-Si e pseudo-binário Al-Mg_2Si. Em condições de equilíbrio, espera-se que a liga AW-6060 apresente uma microestrutura composta por uma matriz rica em alumínio e precipitados de Mg_2Si [17]. Por sua vez, em condições fora de equilíbrio, para além da matriz rica em alumínio e dos precipitados de Mg_2Si, poder-se-ão formar algumas fases intermetálicas distintas, nomeadamente: α-AlFeSi, β-AlFeSi e Al_3Fe [21]. A presença dessas fases intermetálicas dependerá, obviamente, da composição da liga e das condições da sua solidificação [21].

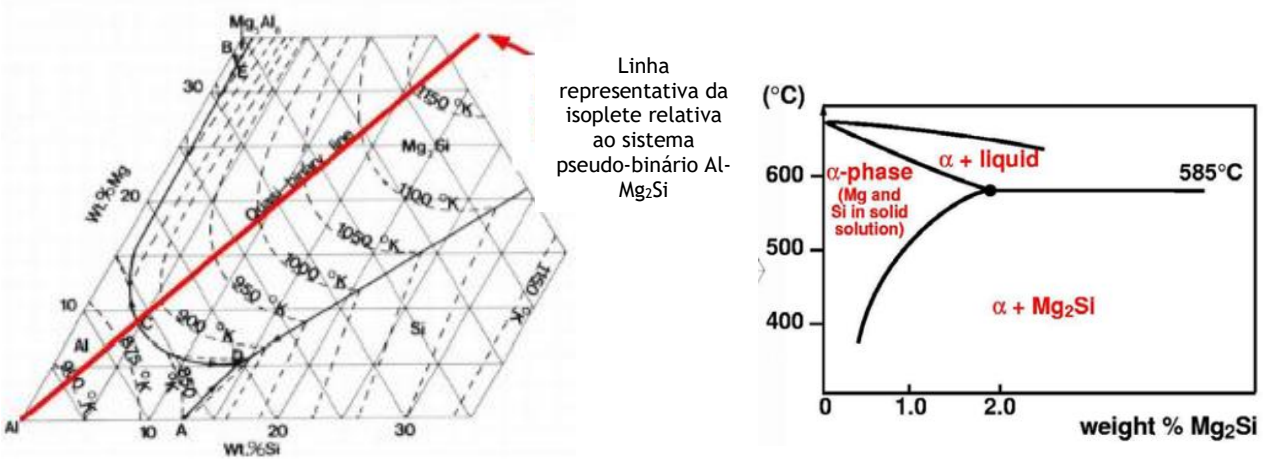


Figura 4. Projeção das superfícies de liquidus do sistema ternário Al-Mg-Si e isoplete relativa ao diagrama pseudo-binário Al-Mg_2Si [17].

Segundo o estudo efetuado por Sha *et al*. [21], poderão ocorrer as seguintes reações durante a solidificação das ligas da série AW-6XXX:

$$L \rightleftarrows \alpha(Al) \quad (1)$$

$$L \rightleftarrows \alpha(Al) + Al_3Fe \quad (2)$$

$$L + Al_3Fe \rightleftarrows \alpha(Al) + \alpha - AlFeSi \quad (3)$$

$$L \rightleftarrows \alpha(Al) + \alpha - AlFeSi \quad (4)$$

$$L + \alpha - AlFeSi \rightleftarrows \alpha(Al) + \beta - AlFeSi \quad (5)$$

$$L \rightleftarrows \alpha(Al) + \beta - AlFeSi + Mg_2Si \quad (6)$$

À medida que a temperatura do banho metálico vai diminuindo, assiste-se à ocorrência da reação (1), durante a qual se regista a precipitação da fase primária α(Al) [21]. Nas reações seguintes, da (2) à (6), formam-se as fases intermetálicas, cujas dimensões serão dependentes do tamanho dos grãos da matriz rica em alumínio [21]. À temperatura que ronda os 655ºC, inicia-se a reação eutéctica binária (2), com formação de Al_3Fe; por volta dos 638ºC, ocorre a reação quasi-peritética (3), assistindo-se à precipitação de α-AlFeSi, um intermetálico de equilíbrio [21]. De realçar que a reação eutética binária (4) promove igualmente a formação de α-AlFeSi, sendo o principal intermetálico a formar-se quanto maior for a velocidade de vazamento [21]. As reações tetrafásicas (5) e (6), que ocorrem respetivamente a 612ºC e 585ºC, conduzem à formação de ß-AlFeSi, uma fase metastável [21]. Segundo Sweet *et al*. [22], para além das fases referidas anteriormente, poder-se-ão formar igualmente as fases Al_4FeSi_2 e Al_3FeSi. A secção isotérmica do diagrama AlFeSi, a 540ºC, patente na Figura 5, permite visualizar os domínios de estabilidade das diferentes fases.

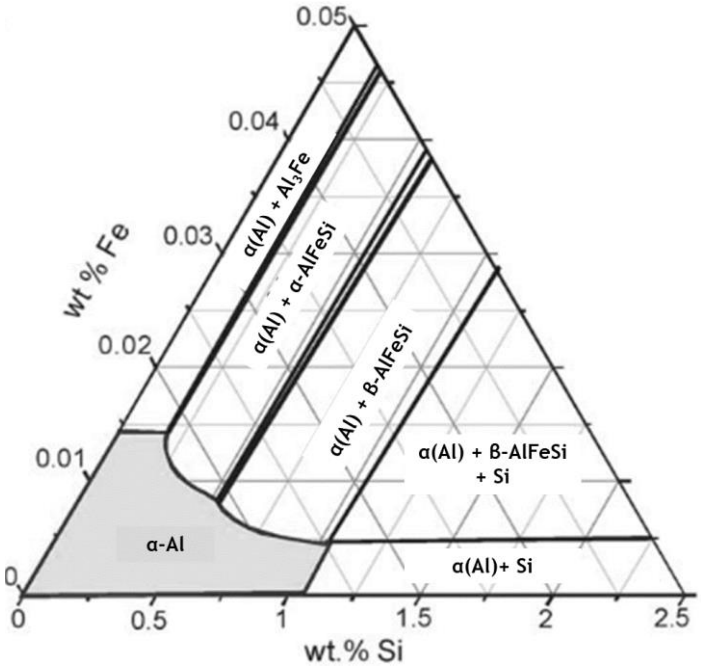


Figura 5. Secção isotérmica do diagrama Al-Fe-Si a 540ºC (adapt.) [23].

A literatura indica que, para além das condições de solidificação da liga, a natureza dos intermetálicos é também influenciada pelo uso de afinadores de grão [24]. Segundo Kumar *et al*. [24], na ausência de adição de afinador de grão, a liga AW-6060 apresentará, no seu estado bruto de vazamento, uma matriz rica em Al no seio da qual aparecem precipitados de α-AlFeSi. Entretanto, caso se tenha adicionado afinador de grão Al-5Ti-

1B, o intermetálico que prevalece é ß-AlFeSi [24]. Tal deve-se ao facto de a adição do afinador de grão promover uma diminuição do grau de sub-arrefecimento necessário para que α(Al) nucleie, aumentando assim a temperatura de nucleação [24]. O líquido segregado será mais rico em soluto, nomeadamente em Si, o que será favorável para a formação de ß-AlFeSi já que esta fase é a que apresenta uma relação Si:Fe mais elevada[24]. É possível concluir que, no caso da liga AW-6060, o afinador de grão Al-5Ti-1B, para além de garantir a obtenção de uma estrutura equiaxial de grãos ricos em Al, desempenha um papel na "seleção" da fase intermetálica que precipita e das zonas onde precipita [24].

2.2.4. Caracterização das diferentes fases

Neste subcapítulo pretende-se caracterizar as várias fases que poderão constituir a microestrutura das ligas da série AW-6XXX. Devido à vasta diversidade de fases que se podem formar e às suas semelhanças em termos morfológicos e de composição química, a sua análise e diferenciação tornam-se complexas. Assim, é pertinente conhecer detalhadamente cada uma das fases intermetálicas, nomeadamente a estequiometria e estrutura cristalina, de forma a que a distinção seja possível (Tabela 6) [22]. Nas ligas da série AW-6XXX, os intermetálicos mais comuns são ß-AlFeSi, α-AlFeSi e Mg_2Si, podendo registar-se também a presença de fases como Al_3Fe, Al_4FeSi_2, Al_3FeSi e π-$Al_8FeMg_3Si_6$ [22]. Na Figura 6 apresentam-se os padrões de difração obtidos por EBSD das fases ß-AlFeSi e α_C-AlFeSi.

Tabela 6. Caracterização das fases potencialmente presentes na microestrutura da liga AW-6060 [22]

Fase		Estequiometria	Morfologia	Estrutura Cristalina
Mg_2Si		**Mg_2Si**	*Chinese Script*	Cúbica de Corpo Centrado (a=0,635 nm)
π-AlFeMgSi		**$Al_8FeMg_3Si_6$**	*Chinese Script*	Hexagonal (a=0,663 nm, c=0,794 nm)
Al_3Fe		**Al_3Fe**	Acicular	Monoclínica (a=1,549 nm, b=0,808 nm, c=1,248 nm; ß=107,72º)
ß-AlFeSi		**Al_5FeSi**	Acicular	Monoclínica (a=b=0,612 nm, c=4,15 nm; ß=91º)
α-AlFeSi	**α_h-AlFeSi**	**Al_8Fe_2Si**	Morfologia varia de *Chinese Script* até acicular	Hexagonal (a=1,23 nm, c=2,63 nm)
	α_C-AlFeSi	**$Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$**		Cúbica de Corpo Centrado (a=1,256 nm)
		$Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$		
		$Al_{19}Fe_4MnSi_2$		
Al_4FeSi_2		**Al_4FeSi_2**	-	Tetragonal (a=0,612 nm, c=0,948 nm)
Al_3FeSi		**Al_3FeSi**	-	Monoclínica de Corpo Centrado (a=1,78 nm, b=1,025 nm, c=0,890 nm; α=132º)

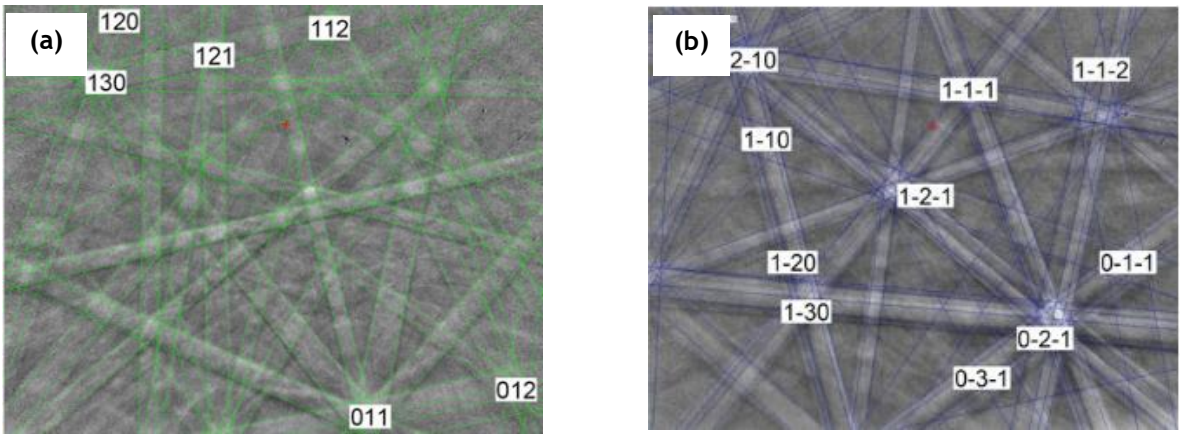


Figura 6. Padrões de difração, obtidos por EBSD, das seguintes fases intermetálicas: (a) ß-AlFeSi, (b) α_C-AlFeSi [22].

2.3. Tratamento Térmico de Homogeneização

A homogeneização é uma parte integrante do processamento de ligas de alumínio, realizada após o vazamento e previamente à extrusão [25]. O principal objetivo deste tratamento é homogeneizar a microestrutura do estado bruto de vazamento, modificar as fases presentes e controlar a precipitação [25]. No subcapítulo *2.3.1. Microestrutura de Vazamento* serão indicadas pormenorizadamente as razões que ditam a necessidade de aplicar este tratamento térmico. Durante a homogeneização, é necessário ter em conta e controlar cuidadosamente todos os parâmetros associados a esse tratamento térmico. Cada um desses parâmetros e a respetiva influência serão detalhados no subcapítulo *2.3.2. Ciclo Térmico*.

2.3.1. Microestrutura relativa ao estado bruto de vazamento

Ao longo da extrusão, o comportamento dos biletes produzidos por *DC Cast* dependerá da natureza dos intermetálicos presentes na microestrutura e da sua heterogeneidade [24].

Após vazamento, a microestrutura do bilete de alumínio não corresponderá obviamente à de equilíbrio [25]. Na Figura 7 são apresentadas as microestruturas relativas ao estado bruto de vazamento, por *DC Cast*, da liga AW-6060 com diferentes teores de Fe [16, 22]. Com o aumento do teor de Fe, verifica-se um aumento da fração de intermetálicos, que se estendem ao longo das fronteiras de grão [22]. Para teores de Fe entre 0,1% e 0,2%, os intermetálicos apresentam uma morfologia acicular enquanto que, para um teor de 0,3% de Fe, parte dos intermetálicos apresentam a morfologia *Chinese-script*, não acicular [22]. Assumindo que, numa microestrutura no estado bruto de vazamento, as partículas intermetálicas aciculares e não aciculares correspondem respetivamente às fases ß-AlFeSi e α-AlFeSi, os intermetálicos maioritariamente presentes são relativos à fase ß-AlFeSi. Um ligeiro aumento do teor de Fe potencia a formação de α-AlFeSi [22].

A fase ß-AlFeSi é responsável pela diminuição da ductilidade do bilete já que, devido à sua morfologia acicular (Figura 8), constituirá uma fonte de acumulação de tensões, comprometendo a extrudabilidade do bilete [25]. Para além disso, o baixo ponto

de fusão da fase ß-AlFeSi potenciará um mau acabamento superficial do perfil devido à fusão localizada que poderá ocorrer em consequência das elevadas temperaturas atingidas durante a extrusão [25].

Para além da fase ß-AlFeSi, também os precipitados de Mg_2Si distribuídos heterogeneamente são altamente perniciosos para a etapa subsequente de processamento dos biletes, a extrusão [25, 26]. Estes distribuem-se, de forma irregular e com dimensões distintas, pela matriz, contribuindo para a heterogeneidade da microestrutura e, consequentemente, do processo de extrusão [22, 25]. Na Figura 7 é evidente a heterogeneidade da distribuição dos precipitados de Mg_2Si na matriz. No estado bruto de vazamento, os precipitados de Mg_2Si localizam-se nas fronteiras de grão ou nos grãos de α(Al). Enquanto que, nas fronteiras de grão, o Mg_2Si tende a associar-se a intermetálicos com morfologia acicular (Figura 9 (a)), nos grãos de α(Al) poderá associar-se a intermetálicos com uma morfologia semelhante a rosetas (Figura 9 (b)) [27].

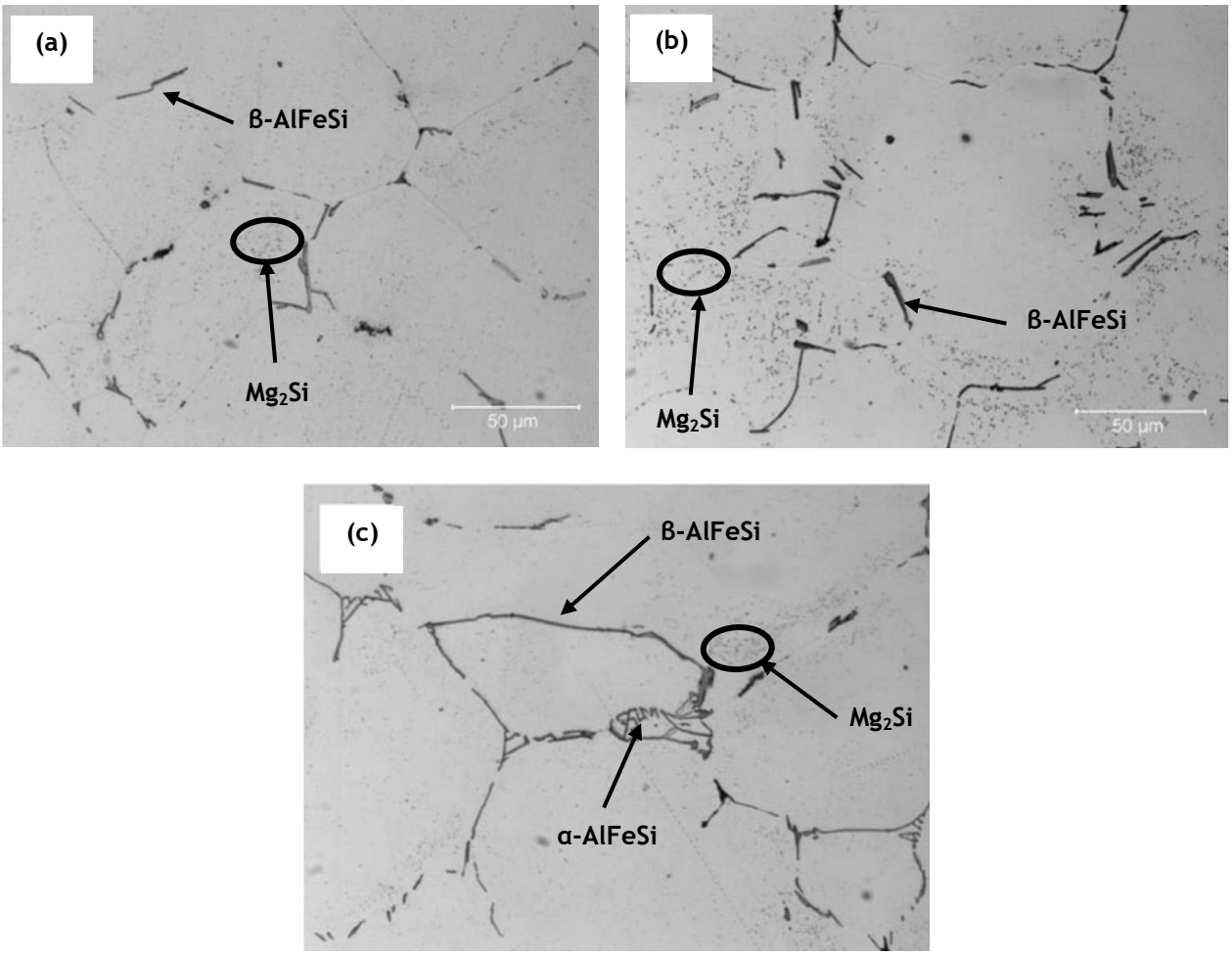


Figura 7. Microestrutura, no seu estado bruto de vazamento, da liga AW-6060 com: (a) 0,1% Fe; (b) 0,2% Fe; (c) 0,3% Fe [22].

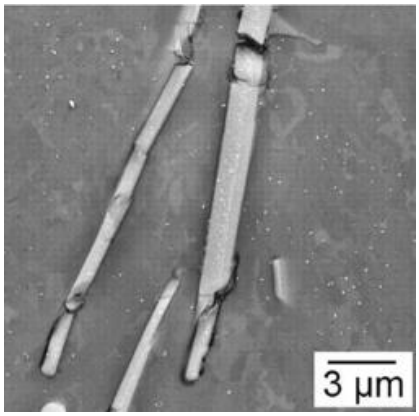


Figura 8. Imagem em SEM da microestrutura, relativa ao estado bruto de vazamento, de uma liga AW-6060, em que é bem patente a morfologia acicular dos precipitados de ß-AlFeSi [22].

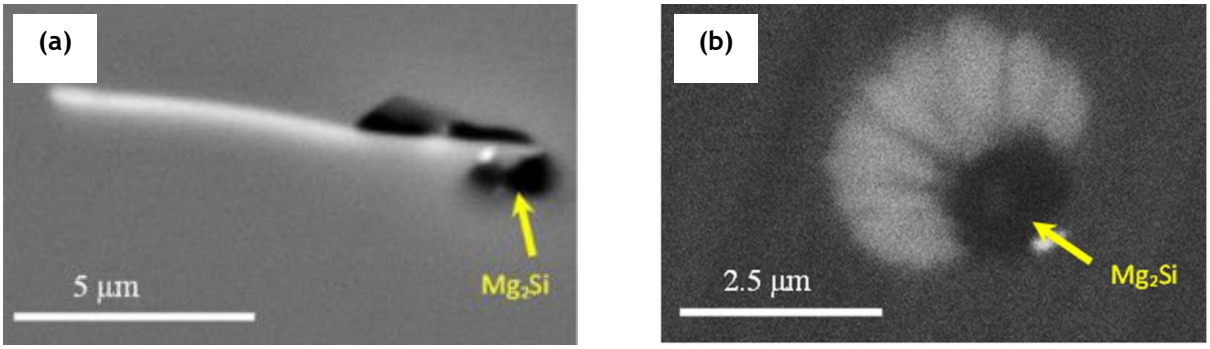


Figura 9. Imagens em SEM das microestruturas, relativas ao estado bruto de vazamento, de uma liga AW-6060, em que as partículas de Mg_2Si estão associadas a: (a) intermetálicos aciculares; (b) intermetálicos em forma de roseta [27].

Para além da microestrutura não corresponder à de equilíbrio, também é importante salientar o seu grau de heterogeneidade devido a dois fenómenos distintos que contribuirão, obviamente, para induzir um certo grau de heterogeneidade no processo de extrusão subsequente: microsegregação, com o teor dos elementos de liga em cada grão a aumentar do centro para as fronteiras, e macrosegregação, em que os teores de soluto variam do centro para a periferia do bilete [7, 25, 26].

A repartição típica do soluto ao longo da secção transversal de um bilete, no estado bruto de vazamento, é semelhante à apresentada na Figura 10 (gráfico meramente exemplificativo, pelo que, na prática, as diferenças poderão ser menos acentuadas) [28]. Do centro para a periferia, o bilete apresenta uma região empobrecida em soluto, seguida de uma zona enriquecida [28-30]. Na região adjacente à periferia, verifica-se que a concentração de soluto decresce novamente e, por último, aumenta até à superfície do bilete, sendo esta concentração bastante superior à do interior [29, 30]. Este perfil de macrosegregação resulta de vários e complexos mecanismos que, de forma simplista, se traduzem no movimento relativo entre as fases líquida e sólidas durante a solidificação do bilete, resultantes das diferentes velocidades de arrefecimento a que o bilete está sujeito [7, 25, 28, 31]. Como resultado da macrosegregação, na superfície do bilete verifica-se o aparecimento de uma zona denominada região de segregação. Esta zona é dominada pela presença da fase ß-AlFeSi, e a sua espessura varia entre 50 e 70 µm (Figura

11) [18, 29]. A zona de segregação é definida como sendo a região periférica em que se registam diferenças de composição química acentuadas relativamente à do interior do bilete [28]. Entre outros parâmetros, a qualidade superficial do bilete é avaliada pela espessura da zona de segregação [28].

Por sua vez, a Figura 12 representa o perfil característico do tamanho de grão em secções transversais de biletes de Al, no estado bruto de vazamento: grãos mais grosseiros no centro, e grãos mais finos na periferia [32].

Na extrusão, devido às elevadas temperaturas associadas ao processo, poderá assistir-se à fusão incipiente e localizada das fases presentes nos biletes, no seu estado bruto de vazamento, o que leva ao aparecimento de defeitos superficiais e à consequente degradação da sua superfície [25]. Deste modo, o tratamento térmico de homogeneização é fundamental para contornar estes problemas.

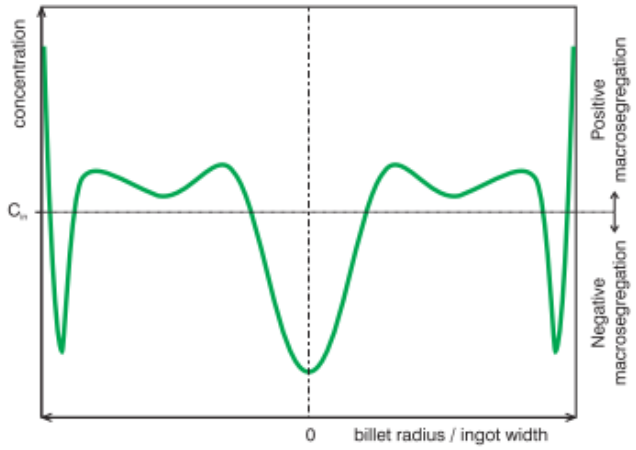


Figura 10. Gráfico representativo da repartição típica do soluto ao longo da secção transversal de um bilete, no estado bruto de vazamento, produzido por *DC Cast* [28].

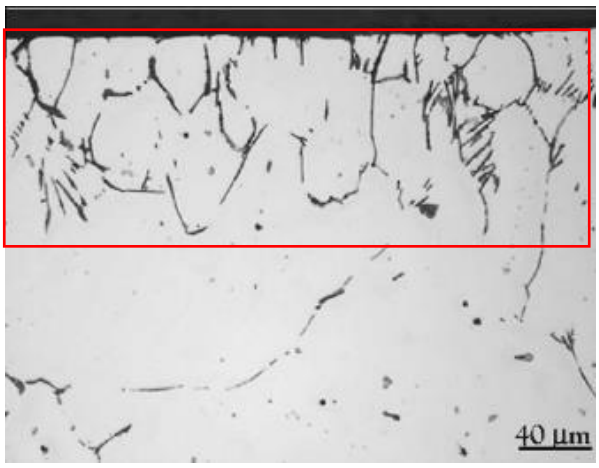


Figura 11. Microestrutura da liga AW-6060, em que é bem evidente a zona de segregação [33].

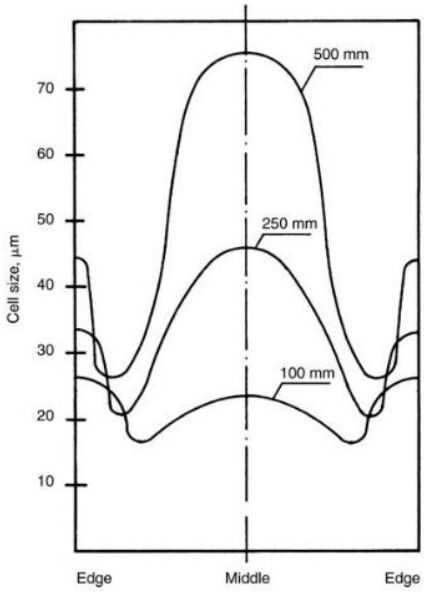


Figura 12. Gráfico representativo da variação do tamanho de grão em secções transversais de vários biletes de Al, com diâmetros distintos, no estado bruto de vazamento [32].

2.3.2. Ciclo térmico do tratamento térmico de homogeneização

O ciclo térmico associado ao tratamento térmico de homogeneização encontra-se esquematizado na Figura 13 [25].

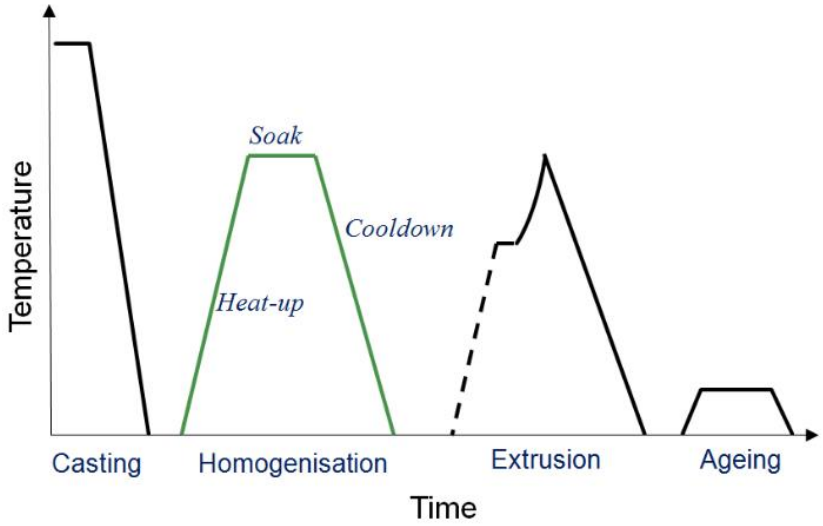


Figura 13. Representação esquemática dos ciclos térmicos associados às diferentes etapas da produção de perfis em ligas de alumínio; o de homogeneização encontra-se destacado relativamente aos outros [25].

O tratamento térmico de homogeneização visa promover:

- a homogeneização da microestrutura, garantindo essencialmente uma redução da microsegregação;
- a transformação das fases presentes na microestrutura, no estado bruto de vazamento, nomeadamente das fases de não-equilíbrio, que apresentam baixo ponto de fusão;
- a precipitação controlada de Mg_2Si [19, 25].

No tratamento térmico de homogeneização, a difusão é o principal mecanismo responsável pelas transformações que ocorrem [19]. O tempo necessário para que ocorra a difusão dos elementos de liga a partir das fronteiras de grão, ou de outras regiões enriquecidas em soluto, depende das distâncias de difusão e do coeficiente de difusão, D, dos elementos de liga [19]. O coeficiente de difusão é fortemente dependente da temperatura pelo que o seu aumento traduz-se numa diminuição do tempo necessário para que ocorra a difusão [19].

Durante este tratamento térmico, é necessário ter em conta e controlar cuidadosamente todos os parâmetros, sendo importante perceber detalhadamente em que consiste e quais as transformações que ocorrem durante o aquecimento, o patamar isotérmico e o arrefecimento.

2.3.2.1. *Aquecimento*

A etapa do aquecimento deverá ser devidamente regulada a fim de evitar a fusão dos constituintes eutécticos presentes na microestrutura do bilete, no estado bruto de vazamento [11, 25]. Se a velocidade de aquecimento for demasiado elevada e a temperatura atingida for superior à temperatura à qual ocorre a reação eutéctica (585ºC), regista-se a fusão dos constituintes eutécticos, e a consequente ocorrência de defeitos, por exemplo rosetas (Figura 14) [11, 25]. No entanto, velocidades de aquecimento muito lentas são, do ponto de vista económico, desvantajosas para o processo. Pode-se assim afirmar que a velocidade de aquecimento no tratamento de homogeneização é de extrema importância e variará de acordo com o diâmetro do bilete [11, 25]. No caso da liga AW-6060, uma velocidade de aquecimento de 250ºC/h obedece às condicionantes anteriormente referidas [11].

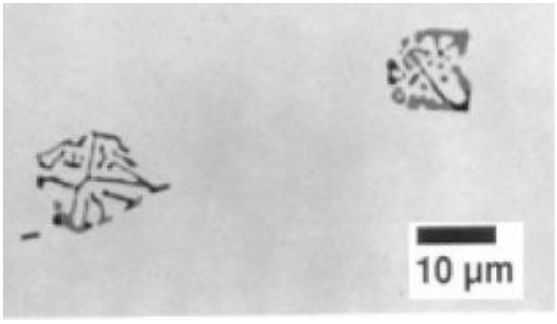


Figura 14. Rosetas formadas devido às elevadas velocidades de aquecimento utilizadas no tratamento térmico de homogeneização [25].

2.3.2.2. *Patamar isotérmico*

Relativamente ao patamar isotérmico, a sua temperatura e duração são a chave para a transformação e/ou dissolução das partículas intermetálicas resultantes da solidificação do bilete [25]. Apesar destas transformações serem mais eficazes para temperaturas e durações mais elevadas, por questões económicas e de aumento de produtividade, procura-se que a temperatura e duração do tratamento térmico sejam as mais baixas possíveis, sem comprometer as alterações microestruturais pretendidas [25].

Tal como anteriormente referido, no caso das ligas da série AW-6XXX, o tratamento térmico de homogeneização visa essencialmente a transformação de β-AlFeSi em α-AlFeSi, bem como a dissolução dos precipitados de Mg_2Si [25]. Segundo Bayat *et al.* [34], a transformação de β-AlFeSi em α-AlFeSi e a eventual dissolução da fase Mg_2Si, nas ligas dessa série, pode ocorrer segundo três mecanismos, que se encontram detalhadamente descritos no trabalho desenvolvido na Unidade Curricular Seminário [2]. Estas transformações de fase são controladas pela difusão, tendo a temperatura maior impacto do que a extensão do patamar isotérmico nas alterações microestruturais (existe um limite) [25]. No caso da liga AW-6060, considera-se que um estágio de 8 horas, a 580ºC, permitirá a transformação de β-AlFeSi em α-AlFeSi, bem como a dissolução dos precipitados de Mg_2Si e a homogeneização da microestrutura; tal como se poderá observar

nas Figuras 15 a 17, para temperaturas e durações inferiores, não se verificaram essas transformações [7].

É possível constatar, da observação da Figura 15, que, apenas para o patamar a 580ºC, durante 8 horas, a microestrutura se torna perfeitamente homogénea, sem vestígios de estrutura dendrítica, característica do estado bruto de vazamento [7]. Na Figura 16 é possível verificar a transformação de ß-AlFeSi em α-AlFeSi, em função da extensão do patamar isotérmico de homogeneização [26]. A transformação de ß-AlFeSi em α-AlFeSi ocorre para um patamar de homogeneização a 580ºC superior a 2 horas (Figura 16 (c)-(f)), sendo necessário pelo menos 4 horas para que a transformação ocorra completamente [26]. Segundo Samaras *et al.* [26], a dissolução completa de precipitados de Mg_2Si ocorre a 580ºC, para um patamar de 2 horas.

Também na Figura 17 se verifica a importância do patamar deste tratamento térmico para a precipitação homogénea de Mg_2Si. Considerando a realização de um patamar a 580ºC, para durações inferiores a 8 horas (Figura 17 (a) a (d)), os precipitados encontram-se nas regiões circundantes às regiões interdendítricas, de forma aglomerada, contribuindo para a heterogeneidade da microestrutura [26]. Em contrapartida, para os patamares de 8 e 10 horas (Figura 17 (e) e (f)), o Mg_2Si ocorre homogeneamente disperso na matriz devido à eliminação da microsegregação existente no estado de bruto de vazamento [26].

É necessário ter em conta que temperaturas e durações de patamar de homogeneização demasiado elevadas promovem o aumento indesejado do tamanho de grão e, em casos mais extremos, a fusão incipiente de alguns precipitados presentes nas juntas de grão, o que poderá induzir a fratura do bilete [25].

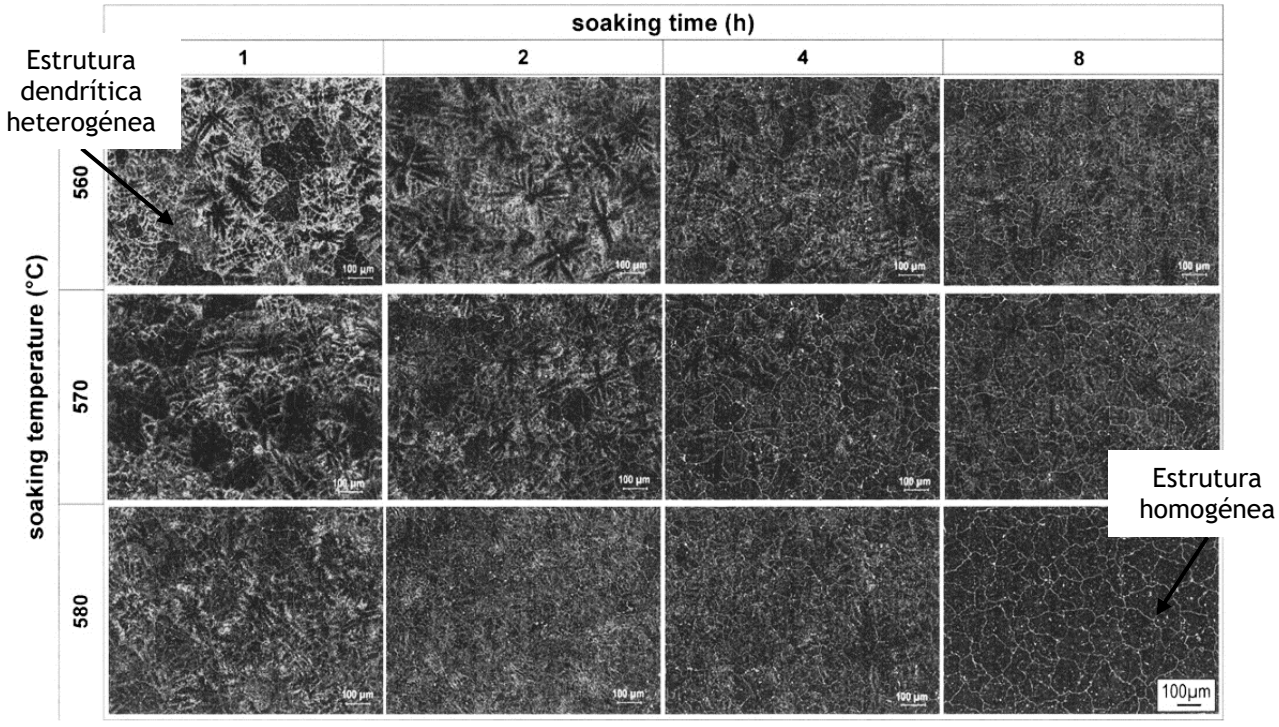


Figura 15. Microestruturas de biletes de liga AW-6060 homogeneizados na gama 560-580ºC, durante 1 a 8 horas, para uma velocidade de aquecimento de ≈275ºC/h) e de arrefecimento de 250ºC/h [6].

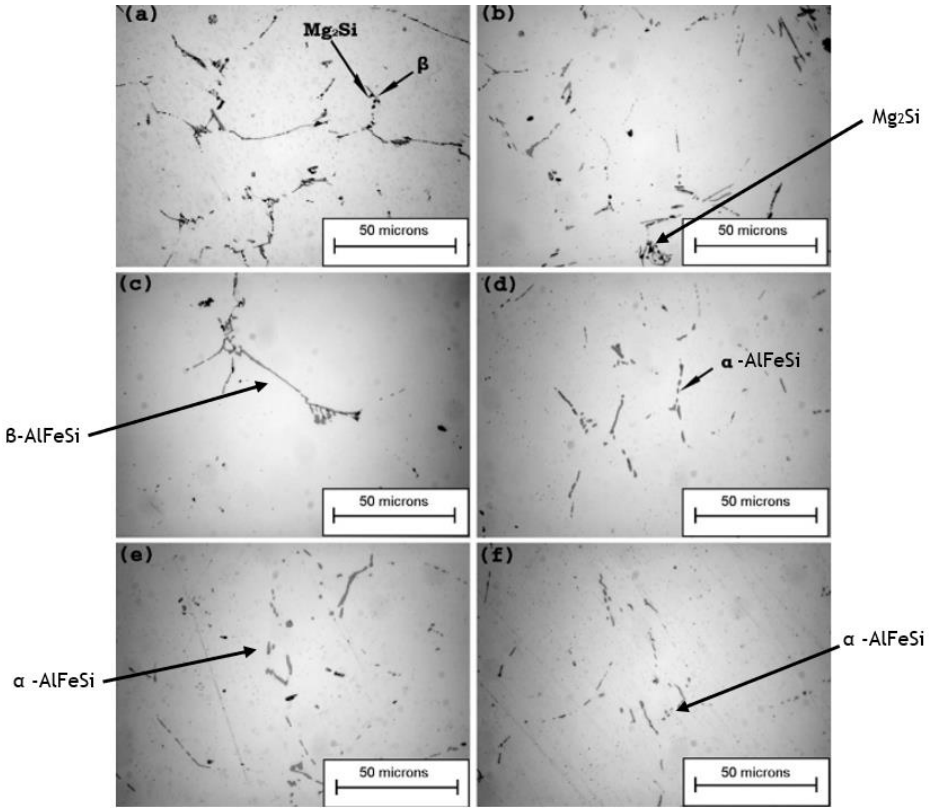


Figura 16. Microestrutura da liga AW-66060, no estado bruto de vazamento (a), e após homogeneização a 580ºC durante: 40 min (b); 2 h (c); 4 h (d); 8 h (e); 10 h (f) [26].

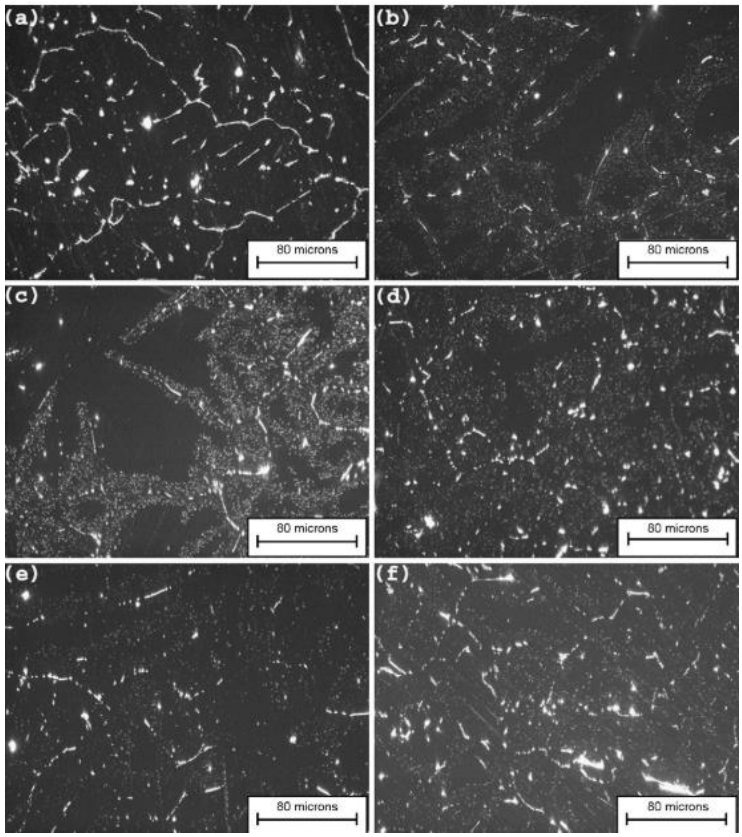


Figura 17. Evolução dos precipitados de Mg_2Si presentes na microestrutura da liga AW-6060: no estado bruto de vazamento (a), e após homogeneização a 580ºC durante: 40 min (b); 2 h (c); 4 h (d); 8 h (e); 10 h (f) [26].

2.3.2.3. *Arrefecimento*

As condições de arrefecimento têm igualmente grande influência sobre a microestrutura final do bilete e, consequentemente, sobre a sua extrudabilidade [7]. Para uma extrudabilidade superior, deve-se precaver a ocorrência de endurecimento por solução sólida, ou seja, evitar que os elementos de liga fiquem em solução, promovendo a sua precipitação homogénea [7]. Na Figura 18 é possível observar a influência de diferentes velocidades de arrefecimento na microestrutura de um bilete de liga AW-6060 [7]. Em todas as microestruturas patentes nessa figura, é observável a presença da fase α-AlFeSi já que a transformação de ß-AlFeSi em α-AlFeSi não é dependente da taxa de arrefecimento [7]. Nas amostras obtidas para velocidades de arrefecimento muito elevadas, superiores a 1000ºC/h (Figuras 18 (a) e (b)), a microestrutura é muito semelhante, não se registando a precipitação de Mg_2Si [7]. Para velocidades de arrefecimento da ordem dos 500ºC/h (Figura 18 (c)), constata-se a precipitação das primeiras partículas de Mg_2Si; no entanto, a maioria do Si e Mg encontra-se em solução [7]. Assim, a precipitação de Mg_2Si irá ocorrer durante o pré-aquecimento do bilete na extrusão, promovendo um endurecimento complementar [7]. Para velocidades de arrefecimento entre os 250ºC/h e os 150ºC/h (Figuras 18 (d) e (e)), a precipitação é fina e significativa, aumentando com a diminuição da taxa de arrefecimento [7]. Por último, para velocidades de arrefecimento de 30ºC/h (Figura 18 (f)), regista-se uma diminuição do número de precipitados de Mg_2Si e um aumento das suas dimensões, o que não é desejável devido à diminuição da resistência mecânica da liga daí resultante [7, 25, 33].

A precipitação fina e controlada de Mg_2Si promove uma diminuição da pressão de extrusão já que as partículas de Mg_2Si são suficientemente pequenas para se assistir à sua redissolução durante a extrusão [25, 33].

No caso da liga AW-6060, considera-se que a velocidade de arrefecimento mais adequada para assegurar a precipitação fina de Mg_2Si é de 250ºC/h, obtendo-se precipitados com dimensões na ordem dos 1-2 µm [7, 33]. Velocidades de arrefecimento reduzidas promovem o crescimento dos precipitados, provocando a fusão dos constituintes eutécticos, a ocorrência de defeitos na superfície, deterioração de propriedades mecânicas e abaixamento de produtividade [25, 33]. Os precipitados grosseiros são mais estáveis a temperaturas elevadas, sendo por isso difíceis de dissolver durante a extrusão [32, 33]. Em contrapartida, elevadas velocidades de arrefecimento mantêm o Mg e o Si em solução sólida, promovendo uma diminuição da tensão de escoamento da liga, da resistência à deformação e da extrudabilidade do bilete [32, 33].

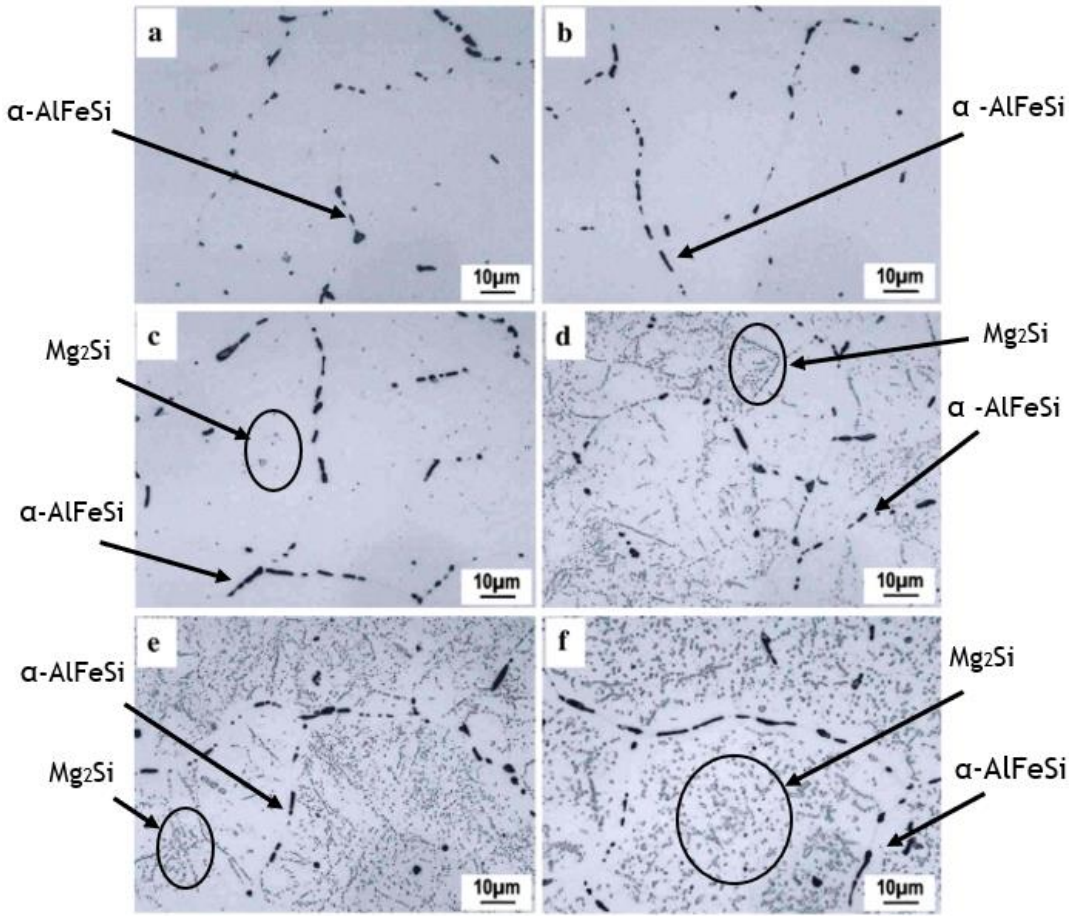


Figura 18. Microestrutura de um bilete de liga AW-6060 homogeneizado a 580ºC, durante 8 horas, e arrefecido a: (a) ~50000ºC/h; (b) 1000ºC/h; (c) 500ºC/h; (d) 250ºC/h; (e) 150ºC/h; (f) ~30ºC/h [7].

2.3.3. Microestrutura de homogeneização

Após o tratamento térmico de homogeneização, espera-se que a microestrutura da liga AW-6060 seja constituída por intermetálicos não aciculares, nomeadamente α-AlFeSi, e por precipitados Mg_2Si finos e homogeneamente distribuídos na matriz. Contrariamente à fase ß-AlFeSi (Figura 9), a fase α-AlFeSi apresenta uma morfologia não acicular (Figura 19) [25]. Esta fase apresenta maior estabilidade térmica e não constitui uma fonte de acumulação de tensões, sendo esta a morfologia desejada para os constituintes intermetálicos após homogeneização [25]. Desta forma, a extrudabilidade da liga aumenta, garantindo as tolerâncias dimensionais e de forma, com excelente acabamento superficial, sem vestígios de defeitos após extrusão (por exemplo: arrastamento de material, ranhuras ou fissuras) [33, 35]. Para além disso, o facto do intermetálico α-AlFeSi apresentar uma relação Si:Fe inferior à de ß-AlFeSi permite que permaneça em solução uma maior quantidade de Si que irá precipitar sob a forma de Mg_2Si no tratamento térmico de envelhecimento subsequente e promover, consequentemente, um endurecimento da liga [25].

A título de exemplo, a Figura 20 apresenta imagens, obtidas em SEM e MO, de microestruturas bem homogeneizadas [37]. Na Figura 20 (a) é apresentada a morfologia dos intermetálicos AlFeSi como exemplo de uma microestrutura bem homogeneizada da

liga AW-6005, com composição semelhante à liga AW-6060 [36]. Verifica-se que a morfologia dos intermetálicos α-AlFeSi não é tão característica como a bibliografa indica (Figura 19). Desta forma, a diferenciação entre as fases intermetálicas poderá ser ambígua e acarretar alguns problemas na sua identificação [22]. Da observação da Figura 20 (b), poderá afirmar-se que os requisitos do tratamento térmico de homogeneização foram cumpridos: transformação de ß-AlFeSi em α-AlFeSi e precipitação controlada, fina e homogeneamente distribuída, de Mg_2Si.

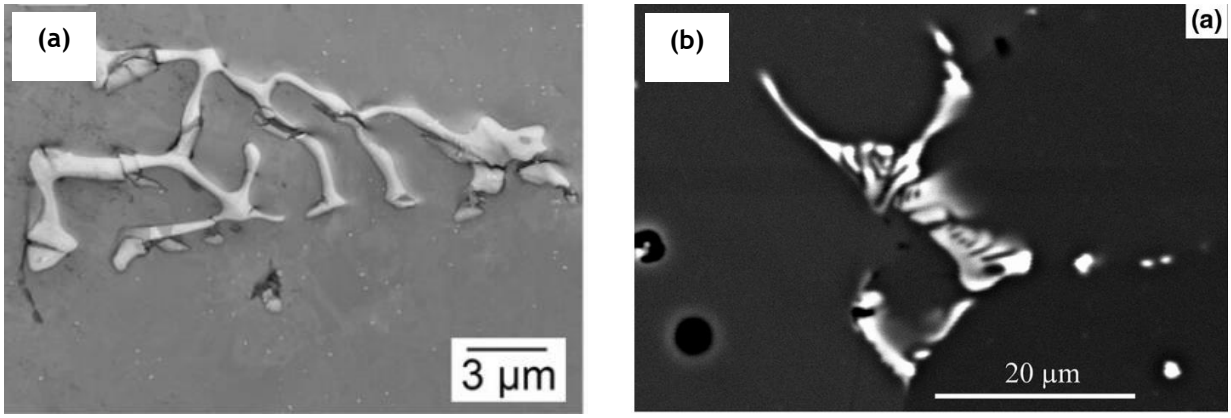


Figura 19. Imagens em SEM em que é visível a morfologia dos intermetálicos α-AlFeSi nas ligas: (a) AW-6060; (b) AW-6063 [22, 27].

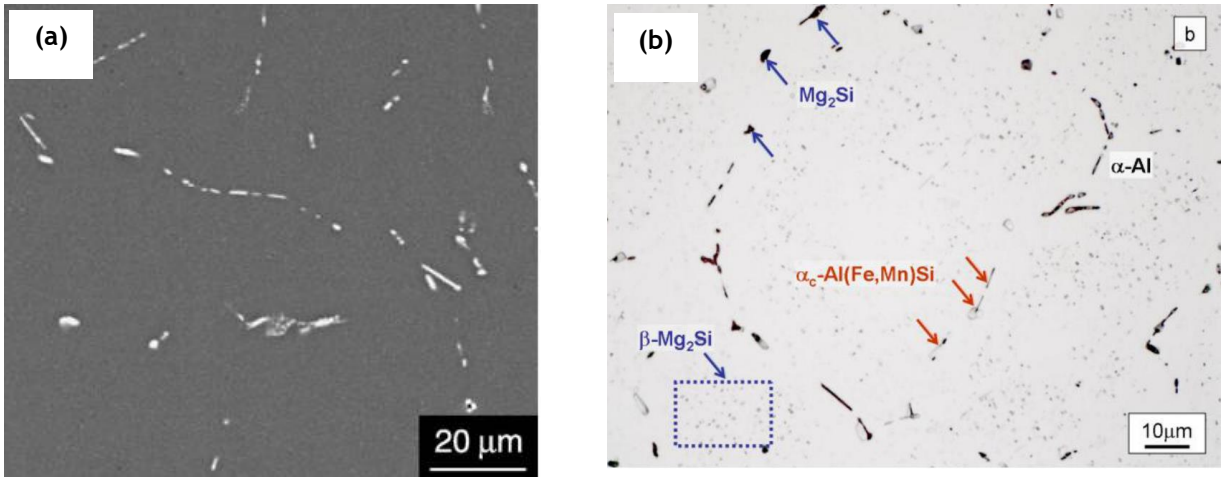


Figura 20. Imagens, obtidas em SEM e MO, de microestruturas bem homogeneizadas: (a) da liga AW-6005; (b) da liga AW-6063, respetivamente [36, 37].

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O trabalho experimental foi realizado nas instalações do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da FEUP e da empresa *Hydro-Extruded Solutions Avintes*, repartindo-se por duas fases distintas. A Figura 21 apresenta a sequência de tarefas realizadas ao longo do trabalho experimental, que serão detalhadas ao longo deste sub-capítulo.

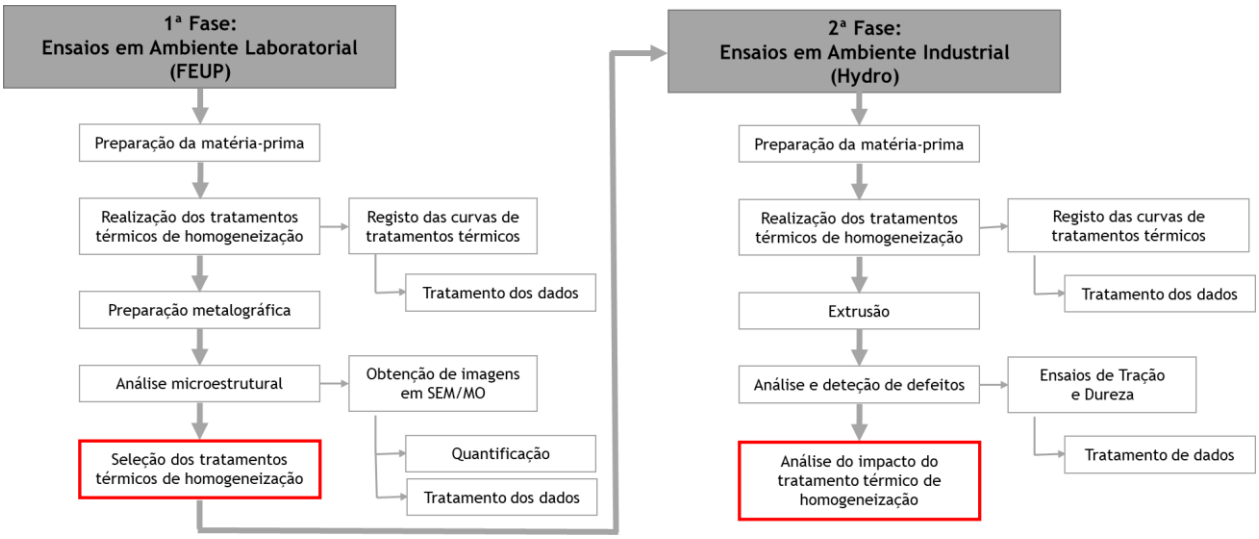


Figura 21. Esquema representativo das etapas do trabalho desenvolvido e respetiva sequência.

3.1. 1ª Fase: Ensaios à escala laboratorial

A primeira fase do trabalho experimental baseia-se na análise, à escala laboratorial, do impacto e da importância dos diferentes parâmetros dos tratamentos térmicos de homogeneização desenvolvidos sobre a microestrutura da liga AW-6060. Para esse efeito, foram realizados um conjunto de tratamento térmicos de homogeneização, tendo-se procedido à variação das velocidades de aquecimento e de arrefecimento bem como da duração do patamar isotérmico.

3.1.1. Matéria-prima

A liga de alumínio AW-6060 utilizada para a realização deste trabalho experimental foi produzida pela *Hydro-Extruded Solutions Avintes*. Nas instalações da empresa, a matéria-prima foi cortada a partir de biletes, no estado bruto de vazamento, com 178 mm de diâmetro. É necessário ter em conta que as extremidades dos biletes são previamente cortadas e, posteriormente, refundidas já que é nesta zona que se concentram as impurezas resultantes do processo de vazamento *DC Cast*. Na Figura 22 é possível visualizar o esquema representativo do corte das fatias dos biletes. A composição química das fatias, determinada na empresa, é apresentada na Tabela 7.

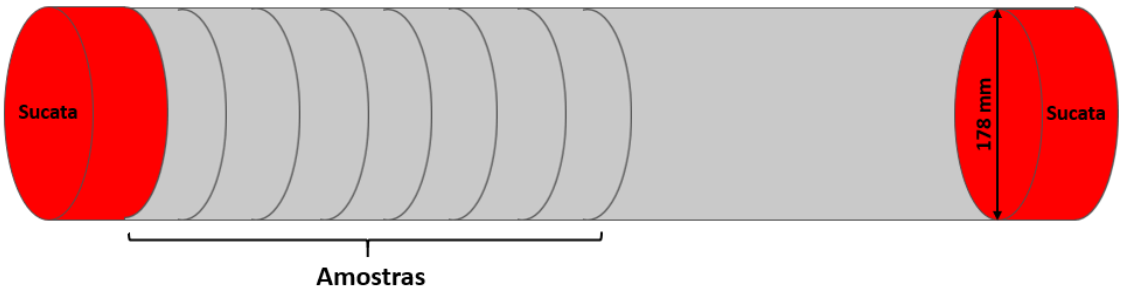


Figura 22. Representação esquemática do corte das fatias de um bilete. As suas extremidades eram cortadas e, posteriormente, refundidas.

Tabela 7. Composição química das fatias de bilete fornecidas pela *Hydro* e respetiva especificação

Elementos de liga	Si	Mn	Mg	Cu	Fe	Ti	Zn	Cr
Min (%)	0,4200	0,0400	0,3500	-	0,1700	-	-	-
%	**0,4280**	**0,0221**	**0,3670**	**0,0087**	**0,1910**	**0,0106**	**0,0229**	**0,0063**
Máx (%)	0,4700	0,0600	0,4000	0,0200	0,2300	0,0200	0,0300	0,0200

3.1.2. Tratamentos térmicos

Para a realização dos tratamentos térmicos de homogeneização, em ambiente laboratorial, utilizou-se um forno elétrico de resistências, da TERMOLAB, adequado para esse fim. Este forno apresenta, no topo oposto ao da porta, uma ventoinha (Figura 24), acionada por um motor, que promove a homogeneização da temperatura no interior do forno de uma forma mais eficiente, garantindo o cumprimento das velocidades de aquecimento e o patamar isotérmico estabelecidos. Em contrapartida, devido à inexistência de um sistema de refrigeração, a regulação da velocidade de arrefecimento tornou-se muito mais difícil.

Tendo em atenção que o principal objetivo desta dissertação assentava na melhoria do tratamento térmico de homogeneização, foram delineados, em articulação com a empresa, diferentes ciclos de homogeneização (Tabela 8). Pretendeu-se assim analisar a influência da extensão do patamar do tratamento térmico de homogeneização, bem como das velocidades de aquecimento e de arrefecimento, sobre a microestrutura das amostras ensaiadas. Foram utilizadas três velocidades de aquecimento e três velocidades de arrefecimento distintas. Os ciclos designados por "1" e "10" correspondem a amostras padrão.

Tabela 8. Ciclos térmicos utilizados nos ensaios à escala laboratorial

Ciclo de homogeneização	Velocidade de aquecimento	Patamar isotérmico (T; t)	Velocidade de arrefecimento
1	-	-	-
2	265ºC/h	575ºC; 3h	200ºC/h
3	265ºC/h	575ºC; 2h	200ºC/h
4	265ºC/h	575ºC; 1h	200ºC/h
5	140ºC/h	575ºC; 2h	200ºC/h
6	140ºC/h	575ºC; 1h	200ºC/h
7	Máx.*	575ºC; 5 min	200ºC/h
8	Máx.*	575ºC; 5 min	Arrefecim. em água
9	265ºC/h	575ºC; 3h	500ºC/h
10	265ºC/h	575ºC; 8h	200ºC/h

* A fatia era introduzida no forno, com a sua temperatura estabilizada a 575ºC.

Em primeiro lugar, foi necessário avaliar a estabilidade térmica do forno e ajustar as velocidades de aquecimento e de arrefecimento. Apesar do controlador do forno permitir estabelecer as velocidades de aquecimento e o patamar isotérmico de forma eficaz, o mesmo não acontece em relação à velocidade de arrefecimento devido à inércia térmica característica do forno e à ausência de um sistema de refrigeração. De forma a colmatar a inércia do forno, procedeu-se à insuflação de ar comprimido pela parte

posterior, através do sistema patente na Figura 23. Para garantir o cumprimento das velocidades de arrefecimento, foi necessário regular o caudal de entrada de ar, através das três válvulas existentes no sistema. De realçar que o caudal de ar era proporcionalmente aumentado durante o arrefecimento de forma a assegurar velocidades de arrefecimento o mais constantes possíveis. Assim sendo, após múltiplos ajustes, pelo método da tentativa erro, foi possível regular velocidades de arrefecimento de 200ºC/h e de 500ºC/h.

Após salvaguardar o cumprimento das velocidades de arrefecimento, procedeu-se à realização dos tratamentos térmicos de homogeneização patentes na Tabela 8.

Na Figura 24 é possível visualizar o posicionamento da fatia no interior do forno; de salientar que foi imprescindível recorrer à utilização de uma grelha de suporte da amostra de forma a assegurar a homogeneização da temperatura da amostra em todo o seu volume.

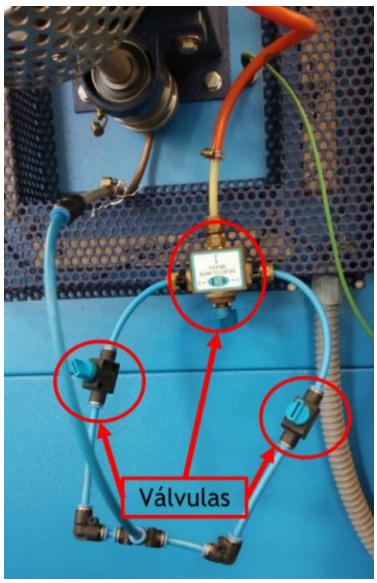


Figura 23. Sistema de regulação do caudal de ar comprimido introduzido pela parte posterior do forno.

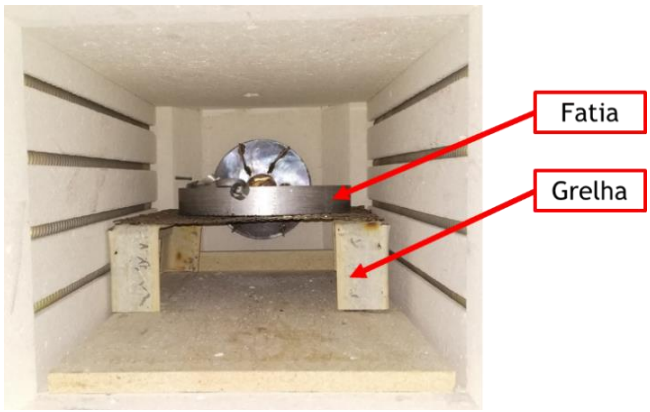


Figura 24. Posicionamento da patela de bilete no interior da câmara do forno.

3.1.3. Preparação metalográfica

Cada uma das fatias, seja no estado bruto de vazamento ou após tratamento de homogeneização, foi seccionada, com recurso a uma serra de corte automático, em três zonas distintas: centro (C), meio-raio (R), periferia (P). As dimensões das amostras e respetivo posicionamento são apresentadas na Figura 25. Cada amostra foi identificada com um algarismo, que indicava o tratamento térmico realizado, seguido de uma letra relativa à posição da amostra na fatia.

Para a realização da análise microestrutural, foi necessário proceder à preparação metalográfica, com recurso a uma polidora *PRESI Minitech 263*. A preparação iniciou-se com o desbaste, a 300 rpm, numa sequência de lixas de SiC de 180, 320, 400, 600 e 1000 *mesh*. Posteriormente, o acabamento superficial foi realizado com suspensão de diamante de 6 e 1 µm, a 150 rpm. Para um melhor acabamento e contraste das fases, efetuou-se um polimento manual com suspensão de sílica coloidal 0,03 µm, em conjunto com quantidades

residuais do reagente de ataque Keller's, com a composição química seguinte: 2 mL HF (48%) + 3 mL HCl (conc) + 5 mL HNO_3 (conc) + 190 mL H_2O [3]. No que se refere à quantificação dos precipitados de Mg_2Si em MO, as amostras foram posteriormente atacadas, durante 45 segundos, com esse mesmo reagente.

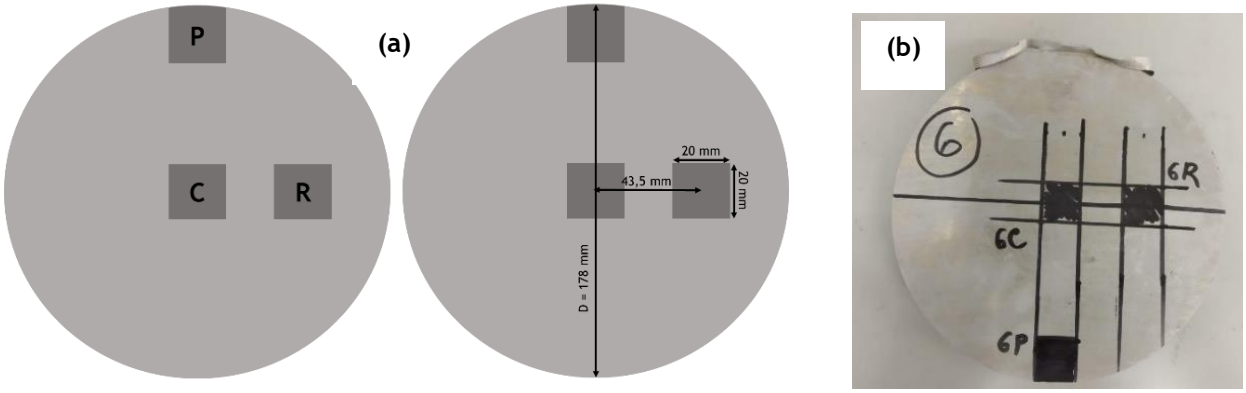


Figura 25. Identificação, dimensões das amostras e posicionamento nas fatias: (a) representação esquemática; (b) exemplo real.

3.1.4. Métodos e parâmetros de análise

Para avaliação do impacto dos tratamentos térmicos de homogeneização realizados, decidiu-se analisar, sobre cada uma das amostras, os seguintes parâmetros:

- Grau de homogeneização:
  - Fração da fase ß-AlFeSi (%);
  - Fração dos precipitados de AlFeSi com $D_{máx} < x$ µm[b] (%);
  - Densidade de precipitados de AlFeSi (nº de partículas/mm^2).
- Precipitados de Mg_2Si:
  - Densidade de precipitados de Mg_2Si;
  - Número de precipitados de $Mg_2Si > y$ µm[c] (nº de partículas/mm^2);
  - Dimensões da maior partícula de Mg_2Si (µm).
- Espessuras (mm) da zona de segregação e da zona empobrecida em soluto dos biletes.

A determinação desses parâmetros foi conseguida recorrendo à Microscopia Eletrónica de Varrimento (SEM), à Microscopia Ótica (MO) e aos *softwares* de análise de imagem *ImageJ* e *LAS4.4*. Como complemento a estas técnicas, recorreu-se à análise dos constituintes e da matriz por Espectroscopia de Raios-X por Dispersão de Energia (EDS) e Difração de Eletrões Retrodifundidos (EBSD).

3.1.4.1. Grau de homogeneização

Segundo Kuijpers *et al.* [36], um dos métodos mais utilizados para a diferenciação entre as fases ß-AlFeSi e α-AlFeSi, visando a determinação da fração de fase ß (%), baseia-

[b] Por questões de confidencialidade, não é possível apresentar o valor de x.
[c] Por questões de confidencialidade, não é possível apresentar o valor de y.

se na relação de forma, R. Este parâmetro corresponde ao quociente entre o comprimento e a espessura de uma partícula. Recorre-se a este critério porque, na prática, a diferenciação entre os intermetálicos ß-AlFeSi e α-AlFeSi, com base nas suas morfologias, é muito complexa [36]. Conhecendo o valor de R_{crit}:

- se $R<R_{crit}$, as partículas são classificadas como α-AlFeSi;
- se $R>R_{crit}$, as partículas são classificadas como ß-AlFeSi [36].

Tomando como exemplo o caso da liga AW-6005 (composição química semelhante à da liga AW-6060), observa-se (Figura 26) que o R_{crit}=3,7 é o que apresenta menor Δf_α^{app} (valor absoluto do erro da fração relativa aparente de α-AlFeSi). Δf_α^{app} representa o erro associado à determinação das frações das fases α-AlFeSi e ß-AlFeSi, sendo obtido a partir do valor absoluto da diferença entre as frações volúmicas real e aparente de α-AlFeSi [36].

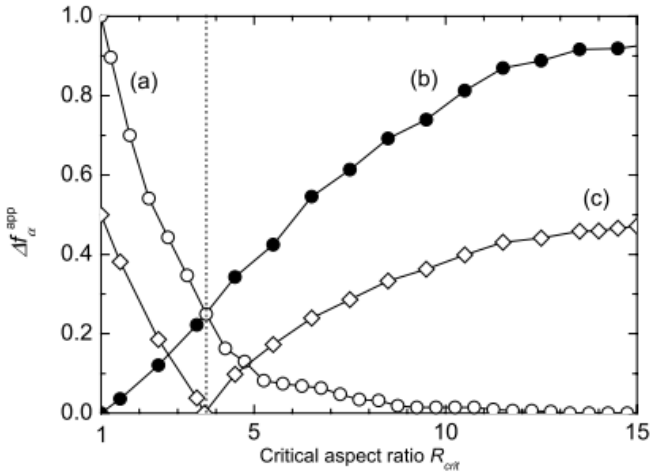


Figura 26. Erro absoluto de Δf_α^{app} devido à atribuição incorreta das partículas de α-AlFeSi ou ß-AlFeSi em função do R_{crit}: (a) maioritariamente partículas de α-AlFeSi; (b) maioritariamente partículas de ß-AlFeSi; (c) junção hipotética das curvas (a) e (b). A linha a tracejado indica o R_{crit} ideal [36].

Em termos dimensionais, de acordo com informação fornecida pela empresa, distinguem-se entre si os intermetálicos AlFeSi com base na sua dimensão máxima, $D_{máx}$, inferior a *x* μm[b]. A fração de intermetálicos AlFeSi, cuja dimensão máxima é inferior a $D_{máx}$, deverá ser o mais elevada possível.

Em termos da análise da densidade de AlFeSi, considerou-se o número de partículas por mm^2 de área analisada.

Numa primeira fase, foi necessário identificar os microconstituintes da liga AW-6060. Para esse efeito, as amostras 1C, 1R e 2C foram analisadas em SEM, EDS e EBSD. Para a determinação dos três parâmetros relativos ao grau de homogeneização, recorreu-se a imagens obtidas em SEM. Analisou-se, em cada amostra, 50 campos a uma ampliação de 2000 vezes, o que equivale a uma área de cerca de 0,70 mm^2. Nas amostras C e R, a captação de imagens de SEM foi aleatória, ao longo de toda a amostra. No caso das amostras P, a recolha foi efetuada, no máximo, a 1 mm da periferia. A análise quantitativa foi realizada recorrendo ao *software ImageJ*.

[b] Por questões de confidencialidade, não é possível apresentar o valor de x.

- ***Software ImageJ***

Devido à incompatibilidade entre o *software LAS4.4* e as imagens obtidas em SEM, foi necessário recorrer ao *software ImageJ* para a sua quantificação. A relação de forma é automaticamente calculada pelo *software*, após ajuste de cada uma das partículas a uma elipse (Figura 27); esse parâmetro é determinado a partir da relação entre os comprimentos dos eixos maior e menor dessa elipse [38]. A dimensão máxima de cada partícula corresponde ao comprimento do menor retângulo que possa ser ajustado à partícula [38].

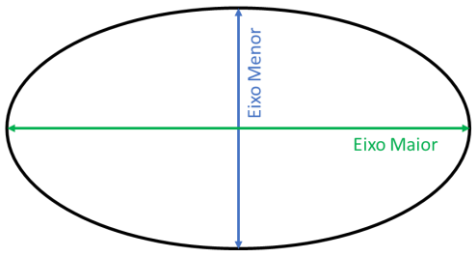


Figura 27. Esquema representativo da metodologia utilizada pelo *software ImageJ* para a determinação da Relação de Forma (R) de uma partícula.

3.1.4.2. Precipitados de Mg_2Si

De acordo com informação veiculada pela empresa, baseada na sua experiência, a densidade de partículas de Mg_2Si é avaliada em função do número de partículas de Mg_2Si por mm^2 de área analisada.

Devido à semelhança dos números atómicos do Al, Mg e Si, os precipitados de Mg_2Si não são detetáveis em SEM. Afigurava-se como alternativa o recurso a mapas EDS, que permitem avaliar a distribuição de elementos na área analisada. A Figura 28 (b) é um exemplo de um mapa EDS relativo ao Mg presente na amostra 2C; o mapa da distribuição dos restantes elementos é apresentado no Anexo 1. Neste mapa, os precipitados de Mg_2Si aparecem com cor vermelha mais intensa. Apesar desta técnica ser mais precisa, a área analisada para cada mapa é reduzida. Para que esta análise fosse significativa, o número de campos a analisar seria muito elevado. Para além disso, esta técnica tornar-se-ia incomportável em termos de custos e de disponibilidade do equipamento.

Devido às limitações características das técnicas referidas anteriormente, a análise da microestrutura baseou-se em imagens obtidas por MO. Na fase inicial da componente experimental, essa análise assentou na quantificação de todas as partículas observadas em MO: intermetálicos AlFeSi e precipitados de Mg_2Si. Os intermetálicos foram excluídos, a partir da análise quantitativa de imagens obtidas em SEM, assumindo que a dimensão das partículas de Mg_2Si seria inferior à dos intermetálicos AlFeSi, por comparação com imagens patentes em diversa bibliografia [7, 26, 37]. Como se vê na Figura 29, os precipitados de Mg_2Si têm uma dimensão substancialmente inferior à dos intermetálicos AlFeSi. Verificou-se que este método acarretaria inúmeros erros pelo que não seria exequível.

Assim sendo, a densidade de partículas de Mg_2Si foi determinada a partir da diferença entre o número de partículas total (Mg_2Si + AlFeSi) e o número de partículas de

AlFeSi (informação proveniente da análise do parâmetro *densidade de precipitados de AlFeSi*, referente ao grau de homogeneização), por unidade de área. No entanto, esta metodologia não permitiu determinar o número de partículas de Mg_2Si com dimensão superior a *y* µm[c], bem como as dimensões da maior partícula de Mg_2Si. Embora os dados recolhidos a partir da análise das imagens de MO fornecessem informação sobre as dimensões de todas as partículas (Mg_2Si + AlFeSi), não foi possível estabelecer uma correlação entre as dimensões e o tipo de partícula (Mg_2Si ou AlFeSi).

Para o estudo da densidade de precipitados Mg_2Si, analisou-se, por cada amostra, 30 campos a uma ampliação de 500 vezes, o que equivale a cerca de 1,28 mm^2 de área. Nas amostras C e R, a captação de imagens MO foi aleatória ao longo de toda a amostra. No caso das amostras P, a recolha foi efetuada, no máximo, a 3 mm da periferia. A análise foi efetuada no *software LAS4.4*.

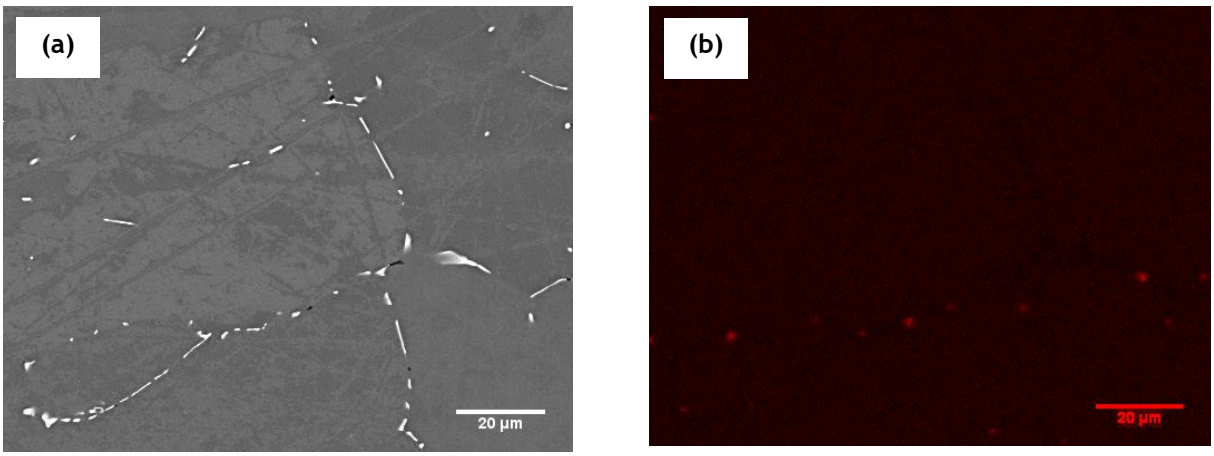


Figura 28. Imagem, obtida em SEM, da microestrutura da amostra 2C (a) e respetivo mapa EDS relativo ao Mg (b).

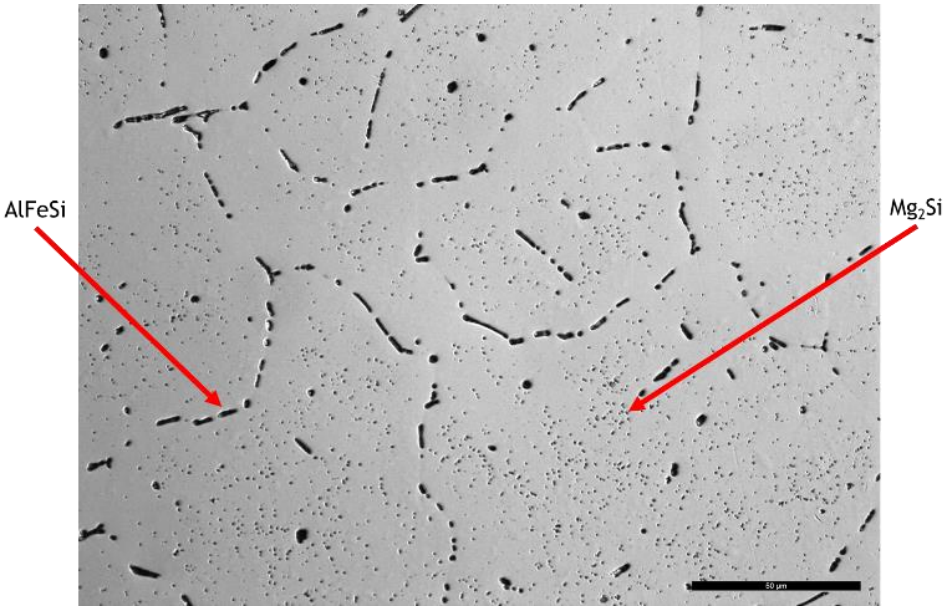


Figura 29. Imagem em MO da microestrutura da amostra 2R, com a respetiva identificação do que poderão ser os intermetálicos AlFeSi e os precipitados Mg_2Si.

[c] Por questões de confidencialidade, não é possível apresentar o valor de y.

3.1.4.3. Zona de segregação e Zona Empobrecida

Para a determinação da espessura da zona de segregação, recorreu-se a imagens SEM. Todas as imagens foram recolhidas na periferia das amostras P, para cada um dos tratamentos térmicos realizados. Para cada amostra, foram registadas 30 medidas, como a exemplificada na Figura 30. Para aferir se a composição química da zona de segregação é, ou não, distinta da do interior do bilete, recorreu-se à técnica EDS. Para este efeito, para a amostra 1P realizou-se: análise global da composição química da zona de segregação e do interior da amostra; análise pontual da composição química da matriz e dos intermetálicos AlFeSi, da zona de segregação e do interior da amostra.

A determinação da zona empobrecida assentava na análise da composição química, de cada uma das fatias, ao longo do diâmetro com recurso a um espectrómetro de emissão por chispa. Previa-se efetuar doze medições, regularmente espaçadas entre si, sobre cada fatia, fornecendo cada uma delas informação relativamente à composição química da zona analisada. Constatou-se a inexistência de um padrão de distribuição dos elementos de liga ao longo do diâmetro das patelas (ver Figura 54 - Anexo 2). Desta forma, não foi possível determinar a localização da zona empobrecida.

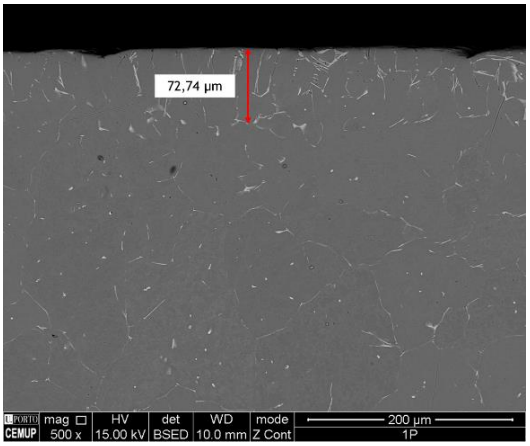


Figura 30. Imagem de SEM da amostra 1P em que é apresentada a medida relativa à espessura da zona de segregação.

3.2. 2ª Fase: Ensaios à escala industrial

A segunda fase da componente prática da dissertação baseou-se na reprodução dos tratamentos térmicos de homogeneização em ambiente industrial, com base nos resultados obtidos à escala laboratorial. Nesta etapa, o principal objetivo caracterizou-se por avaliar a potencial aplicação dos ciclos de homogeneização na empresa.

3.2.1. Matéria-prima

A matéria-prima utilizada para a realização dos ensaios na *Hydro-Extruded Solutions Avintes* foi produzida pela empresa. Utilizaram-se quatro biletes da liga AW-6060, no estado bruto de vazamento, com um diâmetro de 178 mm e um comprimento de 3 m. A composição química dos biletes é apresentada na Tabela 9.

Tabela 9. Composição química dos biletes utilizados nos ensaios à escala industrial e respetiva especificação

Elementos de liga	Si	Mn	Mg	Cu	Fe	Ti	Zn	Cr
Min (%)	0,4200	0,0400	0,3500	-	0,1700	-	-	-
%	**0,3790**	**0,0474**	**0,3600**	**0,0132**	**0,2060**	**0,0109**	**0,0232**	**0,0055**
Máx (%)	0,4700	0,0600	0,4000	0,0200	0,2300	0,0200	0,0300	0,0200

3.2.2. Tratamentos térmicos

Para a execução dos tratamentos térmicos de homogeneização, foi adotada a sequência de tarefas apresentada na Figura 31. Em primeiro lugar, cada um dos biletes foi transportado para a serra para proceder ao corte das suas extremidades (Figura 31 (1)). Posteriormente, foi acoplado um termopar do tipo K para o registo da temperatura durante os ciclos térmicos (Figura 31 (2)). Em seguida, cada um dos biletes foi introduzido no forno de homogeneização, tendo-se procedido ao seu aquecimento até à temperatura relativa ao patamar do tratamento térmico de homogeneização (Figura 31 (3)). Terminado o patamar de homogeneização, o bilete era transportado para a câmara de arrefecimento, em que era injetado ar de modo a regular as velocidades de arrefecimento desejadas (Figura 31 (4)). Por fim, quando o bilete se encontrava a temperaturas próximas da temperatura ambiente, o bilete era retirado da câmara de arrefecimento.

Foram realizados três tratamentos térmicos de homogeneização diferentes sobre cada um dos quatro biletes estudados, tendo-se variado unicamente a duração do patamar isotérmico: 2 biletes - patamar com a duração de 3 horas; 1 bilete - patamar com a duração de 2 horas; 1 bilete - patamar com a duração de 30 minutos. A homogeneização dos biletes com um patamar de 3 horas foi realizada com a carga do forno completa (68 biletes), enquanto que as restantes homogeneizações foram efetuadas apenas para o bilete de estudo.

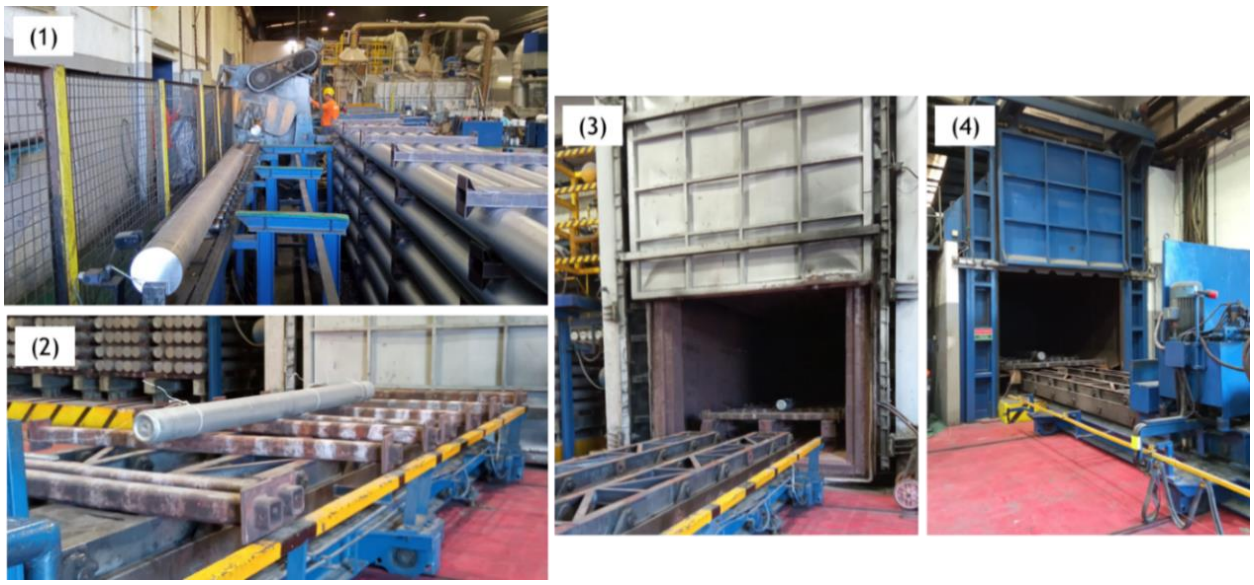


Figura 31. Imagens da sequência de tarefas executadas para a realização dos tratamentos térmicos: (1) corte das pontas do bilete na serra; (2) colocação do bilete na mesa e inserção do termopar no bilete; (3) colocação do bilete no forno de homogeneização; (4) colocação do bilete na câmara de arrefecimento.

3.2.3. Extrusão

Nos ensaios realizados, procurou-se analisar o impacto do tratamento térmico de homogeneização dos biletes nesta etapa do processo produtivo da empresa. Para o efeito, em primeiro lugar, os biletes foram cortados em biletes de menores dimensões e introduzidos num forno de indução para serem pré-aquecidos a 480°C. Posteriormente, cada um dos biletes foi extrudido a velocidades compreendidas entre 8 e 14 mm/s. A identificação e as respetivas condições em que os biletes foram produzidos estão patentes na Tabela 10. Cada perfil foi identificado com um número, que indica o tratamento térmico realizado, seguido das letras HO já que o tratamento efetuado foi o de homogeneização, e por mais um número, relativo à velocidade de extrusão utilizada.

Tabela 10. Identificação e respetivas condições do tratamento térmico de homogeneização e de extrusão dos perfis produzidos

Identificação do perfil	Extensão do patamar de homogeneização	Velocidade de extrusão (mm/s)
3HO11	3 h	11
2HO8	2 h	8
2HO9	2 h	9
2HO11	2 h	11
2HO12	2 h	12
2HO13	2 h	13
2HO14	2 h	14
0,5HO8	30 min	8
0,5HO11	30 min	11
0,5HO14	30 min	14

3.2.4. Métodos e parâmetros de análise

Para avaliar o impacto do tratamento térmico de homogeneização dos biletes na sua extrusão, procedeu-se à análise da qualidade superficial e das propriedades mecânicas dos perfis produzidos. A avaliação da qualidade superficial dos perfis foi feita visualmente e visava a deteção de defeitos, tais como os apresentados na Figura 32. O arrastamento de material apresenta uma geometria análoga à de uma lágrima e as linhas (ou micro linhas) são defeitos profundos e contínuos ao longo do perfil [39]. Ambos os defeitos se formam no sentido da extrusão e poderão resultar de um tratamento de homogeneização executado de forma menos correta [39].



Figura 32. Defeitos típicos do processo de extrusão: (a) arrastamento (*pick-up*); (b) linhas/micro linhas (*die lines*) [39].

Por último, os ensaios de tração e de dureza permitiram avaliar as propriedades mecânicas dos perfis produzidos, de acordo com o patamar de homogeneização e a velocidade de extrusão, depois das amostras terem sido submetidas ao tratamento térmico de envelhecimento realizado pela empresa. Por cada perfil foram maquinados quatro provetes para ensaios de tração, segundo a norma EN ISO 6892-1:2016. De acordo com a norma EN 755-2:2013 (Características mecânicas para perfis), os provetes da liga AW-6060, com espessuras inferiores a 3 mm, deverão apresentar os seguintes resultados: Rm ≥ 190 MPa; $Rp_{0,2}$ ≥ 150 MPa; A ≥ 8%; HBW2,5/62,5 ≥ 70.

4. APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Neste capítulo são apresentados os resultados obtidos no âmbito do trabalho desenvolvido. Primeiramente serão analisados os resultados dos ensaios realizados à escala laboratorial e, posteriormente, à escala industrial.

4.1. 1ª Fase: Ensaios à escala laboratorial

Neste subcapítulo são analisados os seguintes itens:

- a microestrutura das amostras, no estado de bruto de vazamento e após terem sido submetidas aos diferentes tratamentos térmicos de homogeneização;
- o impacto dos tratamentos térmicos de homogeneização, tendo por base os parâmetros pré-estabelecidos.

Na Tabela 11 são apresentados os parâmetros utilizados para a execução dos tratamentos térmicos de homogeneização. As velocidades de aquecimento e de arrefecimento apresentadas correspondem a valores extrapolados através do registo de temperaturas efetuado. O gráfico com o registo dos ciclos térmicos encontra-se patente no Anexo 3.

Tabela 11. Registo das velocidades de aquecimento e arrefecimento dos ciclos térmicos

Ciclo de homogeneização	Velocidade de aquecimento	Patamar isotérmico (T; t)	Velocidade de arrefecimento
1	-	-	-
2	254ºC/h	575ºC; 3h	245ºC/h
3	249ºC/h	575ºC; 2h	204ºC/h
4	253ºC/h	575ºC; 1h	234ºC/h
5	132ºC/h	575ºC; 2h	210ºC/h
6	135ºC/h	575ºC; 1h	245ºC/h
7	Máx.*	575ºC; 5 min	214ºC/h
8	Máx.*	575ºC; 5 min	Arrefecim. em água
9	249ºC/h	575ºC; 3h	528ºC/h
10	240ºC/h	575ºC; 8h	246ºC/h

* A fatia do bilete foi introduzida no forno cuja temperatura estava estabilizada a 575ºC.

4.1.1. Análise microestrutural

A análise microestrutural efetuada em SEM teve em vista, numa primeira etapa, a identificação dos constituintes microestruturais das amostras, no estado bruto de vazamento e após tratamento térmico de homogeneização. Esta análise incidiu sobre as amostras 1C, 1R e 2C. Devido à diversidade de morfologias apresentadas por esses constituintes, foram efetuadas análises por EDS a fim de estimar a estequiometria de cada uma das fases observadas. Nas Tabelas 12 e 13 encontram-se patentes as composições químicas (semi-quantitativas) e as correspondentes estequiometrias das fases devidamente assinaladas nas Figuras 33 e 34, respetivamente.

No caso da amostra 1C (Figura 33), no estado bruto de vazamento, é possível verificar que as morfologias das fases intermetálicas são diversificadas, não permitindo estabelecer uma distinção clara entre ß-AlFeSi e α-AlFeSi. Entretanto, tendo em consideração a composição química das fases analisadas (Tabela 12) e a informação presente na Tabela 6, é possível afirmar que:

- as zonas Z2, Z3 e Z5 poderão ser relativas às fases intermetálicas AlFeSi, cuja estequiometria é semelhante à da fase α_h-Al_8Fe_2Si;
- as zonas Z4, Z6, Z7 e Z8 poderão corresponder às fases intermetálicas AlFeMgSi. De acordo com Sweet *et al*. [22], a fase com composição química semelhante às analisadas será π-AlFeMgSi, embora a estequiometria seja ligeiramente diferente.

A bibliografia [22] indica que, para o estado de bruto de vazamento, a fase intermetálica predominante é ß-AlFeSi, com morfologia acicular. Todavia, tendo em consideração a estequiometria das fases analisadas no âmbito do estudo agora desenvolvido, verifica-se que as fases presentes, na amostra no estado bruto de vazamento, são: α_h-Al_8Fe_2Si e π-AlFeMgSi. O mesmo se verifica relativamente à amostra 1R (ver Anexo 4).

Os precipitados referentes às zonas Z4 e Z7 aparecem na microestrutura da amostra 1C de forma pontual, apresentando-se, na observação em SEM, com um brilho mais intenso relativamente aos restantes. A análise da Tabela 12 permite concluir que estes precipitados se distinguem dos outros pela presença de Pb na sua composição.

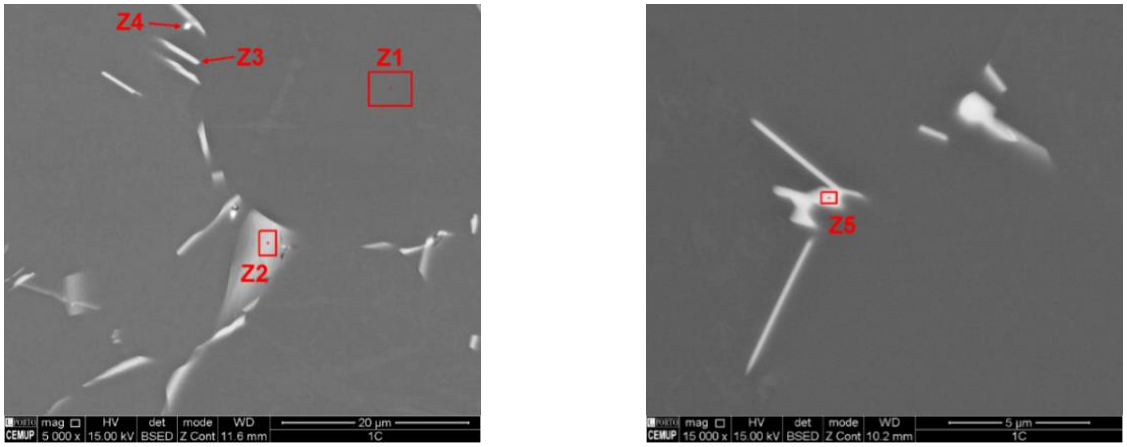
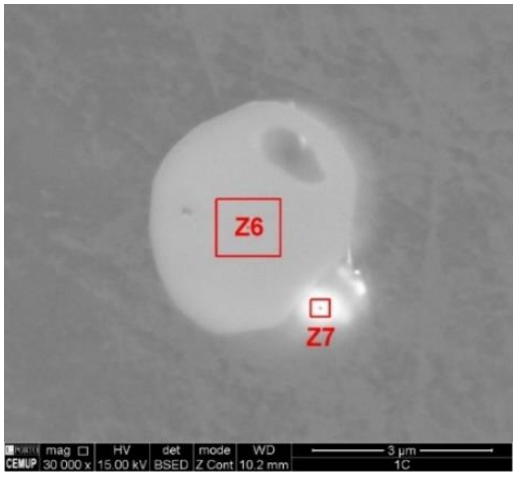


Figura 33. Imagens em SEM da microestrutura da amostra 1C, com sinalização das zonas nas quais foram efetuadas análises por EDS.



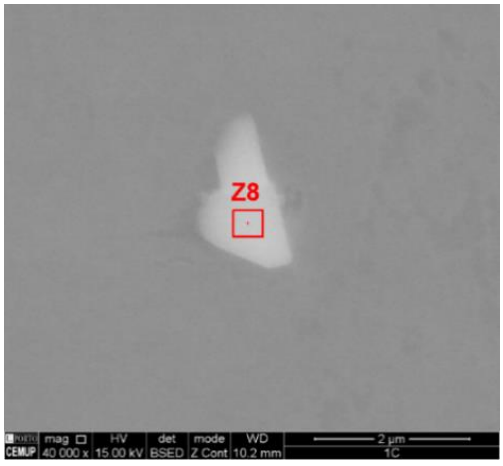


Figura 33. (cont). Imagens em SEM da microestrutura da amostra 1C, com sinalização das zonas nas quais foram efetuadas análises por EDS.

Tabela 12. Resultados das análises efetuadas por EDS sobre a amostra 1C

Zona	Al (%)	Fe (%)	Si (%)	Mg (%)	Pb (%)	Estequiometria
Z1	100	–	–	–	–	–
Z2	73,95	17,29	8,75	–	–	**Al_8Fe_2Si**
Z3	74,02	18,05	7,93	–	–	**Al_8Fe_2Si**
Z4	51,57	2,90	6,26	6,51	32,75	**≈π-AlFeMgSi**
Z5	73,06	18,52	8,43	–	–	**Al_8Fe_2Si**
Z6	56,24	9,07	24,45	10,25	–	**≈π-AlFeMgSi**
Z7	53,88	4,17	15,38	6,64	19,93	**≈π-AlFeMgSi**
Z8	74,13	6,43	14,33	5,10	–	**≈π-AlFeMgSi**

No caso da amostra 2C, amostra homogeneizada, observa-se também que as morfologias das fases intermetálicas analisadas variam (Figura 34), não sendo possível estabelecer a sua identificação nessa base. Atendendo à composição química das fases analisadas (Tabela 13), é possível verificar que todas as fases intermetálicas apresentam uma composição química e estequiometria semelhantes, com exceção para a zona Z4. Comparando esta informação com as da Tabela 6, concluiu-se que as fases intermetálicas em questão poderão corresponder a α_C-AlFeSi, cuja estequiometria é semelhante à de $Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$. De acordo com o reportado por Rinderer [25], a fase α-AlFeSi será o intermetálico predominante na microestrutura de uma amostra homogeneizada.

A zona Z4 apresenta uma relação Al:Fe cerca de duas vezes superior à das demais zonas. Deve-se ter em consideração que a análise por EDS compreende igualmente a medida dos Raios-X característicos emitidos pela região envolvente à superfície a analisar, aquando da aplicação de um feixe de eletrões. Desta forma, o elevado teor de Al resultará da interação do feixe de eletrões com a matriz de Al, que rodeia a partícula analisada.



Figura 34. Imagens em SEM da microestrutura da amostra 2C, com sinalização das zonas nas quais foram efetuadas análises por EDS.

Tabela 13. Resultados das análises efetuadas por EDS sobre a amostra 2C

Zona	Al (%)	Fe (%)	Si (%)	Mg (%)	Pb (%)	Estequiometria
Z1	73,02	20,83	6,15	–	–	**$Al_{12}Fe_3Si$**
Z2	68,95	23,48	7,56	–	–	**$Al_{12}Fe_3Si$**
Z3	71,47	22,27	6,27	–	–	**$Al_{12}Fe_3Si$**
Z4	85,99	10,54	3,47	–	–	**≈ $Al_{12}Fe_3Si$**
Z5	73,71	20,26	6,03	–	–	**$Al_{12}Fe_3Si$**

Entretanto, a fim de auxiliar a sua identificação, recorreu-se à técnica EBSD para obter os padrões de difração das fases presentes na amostra 2C. Na Figura 35 estão assinaladas as zonas da amostra 2C que foram analisadas e os respetivos padrões de difração. O padrão de difração das zonas 6, 7 e 8 corresponde ao do alumínio, tal como seria de esperar. Por sua vez, as zonas 1, 2, 3, 4 e 5 apresentam o padrão de difração da fase $Al_{4,01}MnSi_{0,74}$, embora fosse expectável que o padrão correspondesse ao da fase α_c-AlFeSi.

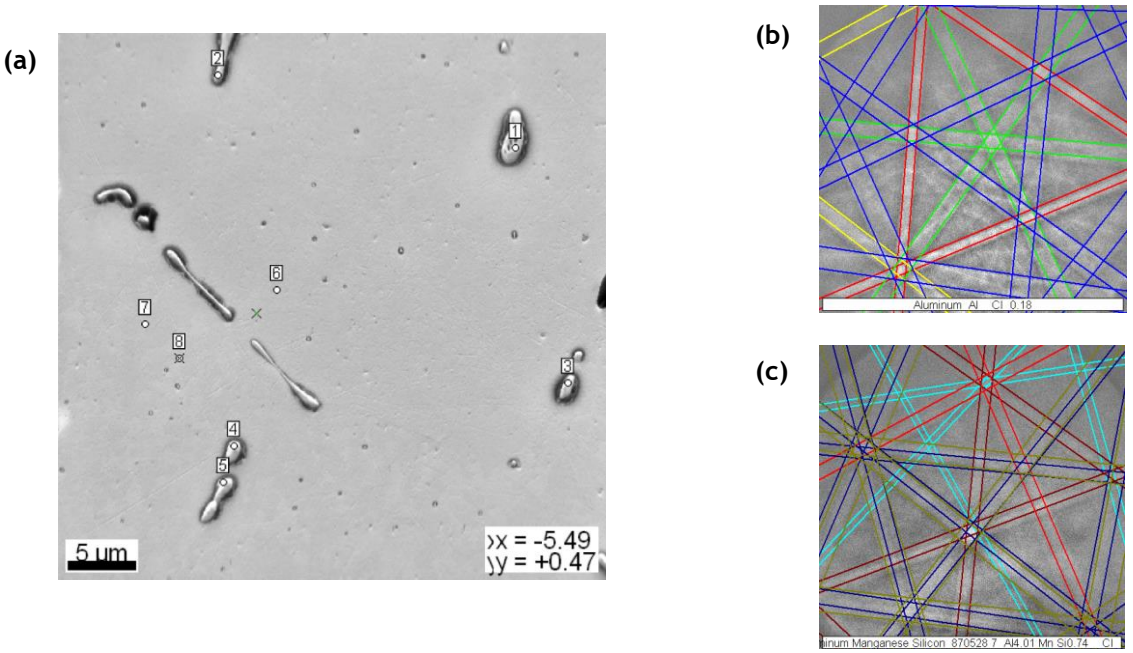


Figura 35. Análise por EBSD da amostra 2C: a) microestrutura e sinalização das zonas analisadas; b) padrão de difração das zonas 6, 7 e 8; c) padrão de difração das zonas 1, 2, 3, 4 e 5.

Pretendeu-se ainda estudar a localização e a morfologia dos intermetálicos presentes nas microestruturas das amostras 1C, 2C e 10C. Da análise das imagens da Figura 36, é possível observar que a precipitação dos intermetálicos AlFeSi ocorreu nas juntas de grão, apresentando morfologias distintas nas três amostras. Efetivamente, na amostra relativa ao estado bruto de vazamento (Figura 36 (a)), os intermetálicos AlFeSi apresentam uma morfologia acicular, semelhante à patente nas Figuras 6 e 7; por sua vez, na amostra homogeneizada 10C (Figura 36 (b)), a sua morfologia é semelhante à apresentada na Figura 19 (i.e., não acicular), e as suas dimensões são inferiores às registadas para a amostra 1C. Relativamente à amostra 2C (Figura 36 (c)), a maioria dos intermetálicos AlFeSi apresentam uma morfologia semelhante aos intermetálicos da amostra 10C; no entanto, as suas dimensões são ligeiramente superiores.

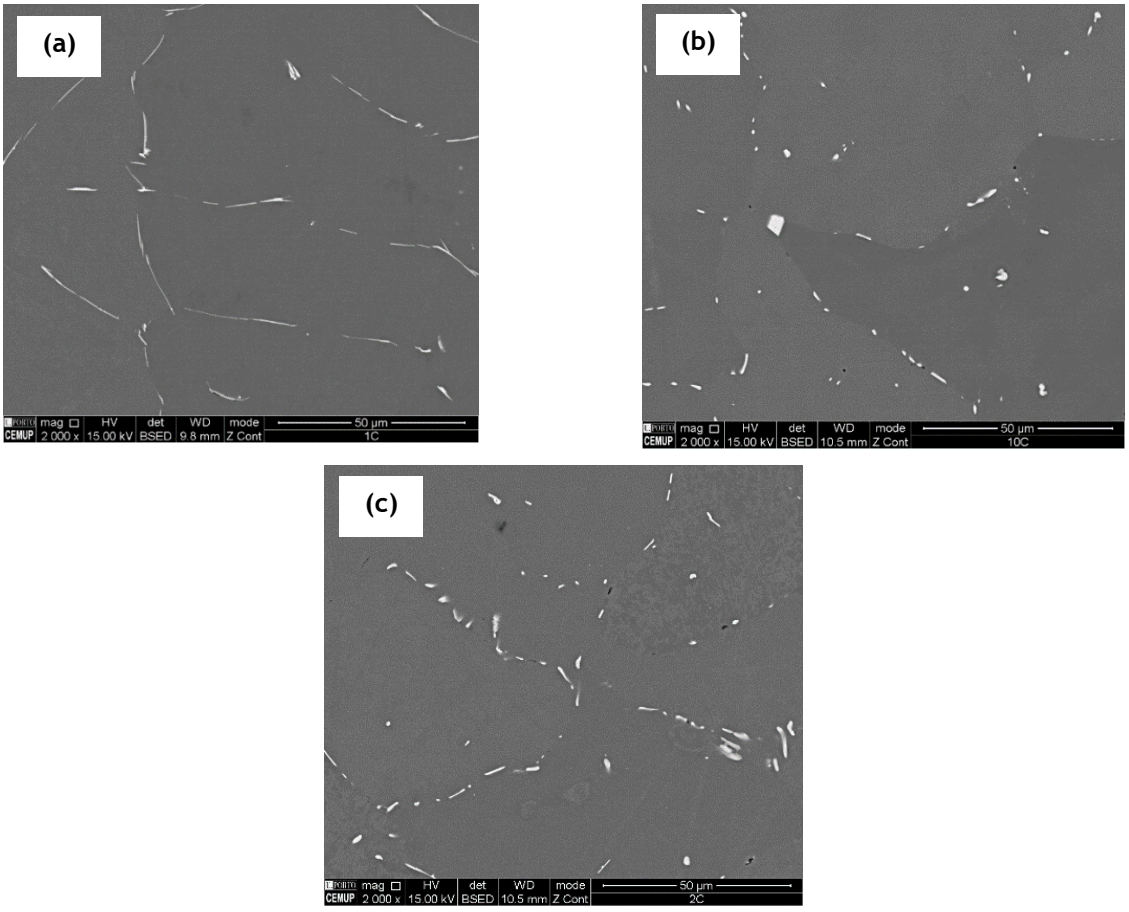


Figura 36. Imagens em SEM das microestruturas das amostras: (a) 1C; (b) 10C; (c) 2C, sendo evidente a diferença entre a morfologia das fases intermetálicas.

De acordo com o anteriormente exposto, poder-se-á afirmar que a estequiometria e a composição química das fases presentes não são determinantes para a identificação dos intermetálicos ß-AlFeSi e α-AlFeSi, sendo a sua diferenciação pela morfologia muito complexa. Deste modo, a distinção entre ß-AlFeSi e α-AlFeSi foi estabelecida com base na relação de forma, R.

Relativamente aos precipitados de Mg_2Si, na amostra não homogeneizada (Figura 37 (a)), constata-se que não aparecem no interior dos grãos da matriz rica em Al.

Apesar da sua potencial presença nas fronteiras de grão, tal não pode ser comprovado pois não foi possível distinguir os precipitados de Mg_2Si dos intermetálicos AlFeSi através da metodologia anteriormente referida. No que se refere à amostra homogeneizada 10C (Figura 37 (b)), os precipitados de Mg_2Si são finos e encontram-se dispersos na matriz, tal como o almejado para uma homogeneização considerada perfeita.

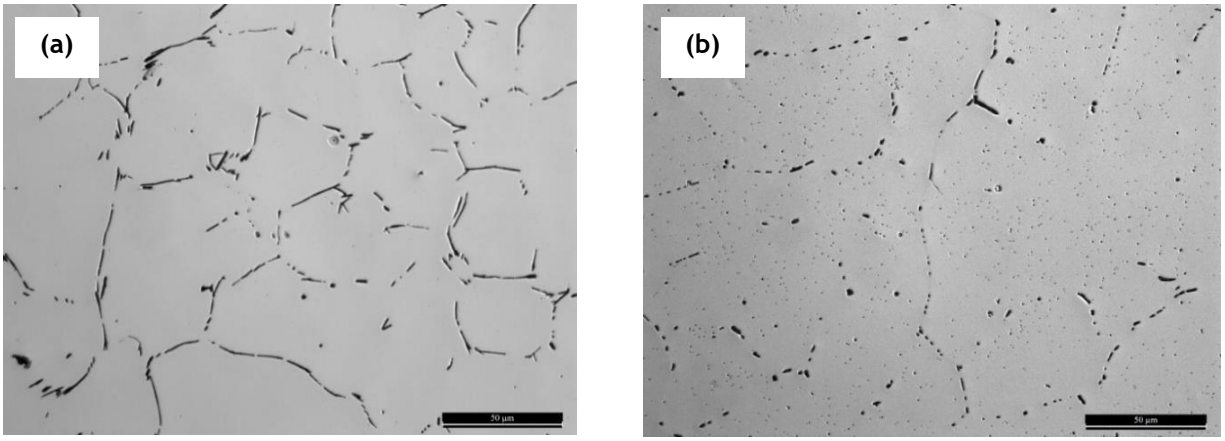


Figura 37. Imagens em MO das microestruturas das amostras: (a) 1C; (b) 10C, sendo bem visível a presença de precipitados de Mg_2Si na amostra homogeneizada (10C).

4.1.2. Impacto da modificação do ciclo térmico do tratamento térmico de homogeneização

Nos gráficos das figuras seguintes são apresentados os resultados da análise do efeito da modificação do tratamento térmico de homogeneização, com base no descrito no subcapítulo *3.1.4. Métodos e Parâmetros de Análise*. Na Tabela 14 são apresentadas as cores utilizadas em cada um dos gráficos e a sua correspondência com os tratamentos térmicos desenvolvidos em cada ensaio. Todos os valores constantes dos gráficos, bem como as microestruturas que constituíram a base deste estudo, são apresentados em detalhe no Anexo 5.

Tabela 14. Relação dos tratamentos térmicos de homogeneização e sua correspondência com a cor constante nos gráficos seguintes

Ciclo de homogeneização	Velocidade de aquecimento	Patamar isotérmico (T; t)	Velocidade de arrefecimento
1	-	-	-
2	254ºC/h	575ºC; 3h	245ºC/h
3	249ºC/h	575ºC; 2h	204ºC/h
4	253ºC/h	575ºC; 1h	234ºC/h
5	132ºC/h	575ºC; 2h	210ºC/h
6	135ºC/h	575ºC; 1h	245ºC/h
7	Máx.*	575ºC; 5 min	214ºC/h
8	Máx.*	575ºC; 5 min	Arrefecim. em água
9	249ºC/h	575ºC; 3h	528ºC/h
10	240ºC/h	575ºC; 8h	246ºC/h

* A fatia do bilete foi introduzida no forno cuja temperatura estava estabilizada a 575ºC.

4.1.2.1. Grau de Homogeneização

A Figura 38 apresenta os resultados relativos à fração de fase ß-AlFeSi, para cada um dos diferentes tratamentos de homogeneização realizados, e para cada uma das três zonas das fatias dos biletes. Da sua análise, verifica-se que as amostras 1, no estado bruto de vazamento, são as que apresentam maior fração de ß-AlFeSi. Tal deve-se ao facto de, após *DC Cast*, os intermetálicos serem maioritariamente ß-AlFeSi. Em contrapartida, as amostras 10 são as que apresentam menor fração desses intermetálicos já que correspondem às do tratamento de homogeneização com um patamar de 8 horas. Segundo Samaras *et al*. [26], este é o ciclo térmico que garante o cumprimento de todos os requisitos do tratamento térmico de homogeneização. Neste ciclo térmico, a maior parte da fase ß-AlFeSi resultante do processo *DC Cast* transformou-se em α-AlFeSi. Para além da morfologia dos intermetálicos α-AlFeSi ser mais vais vantajosa para o processo de extrusão, o facto desta fase apresentar uma menor relação Si:Fe faz com que fique disponível maior quantidade de Si para precipitar sob a forma de Mg_2Si.

Para as mesmas condições de aquecimento e arrefecimento, 265ºC/h e 200ºC/h respetivamente (ver amostras 2, 3 e 4), verifica-se que um encurtamento do patamar de homogeneização traduz-se num aumento da fração de ß-AlFeSi, i.e., quanto mais curto esse patamar, menor é a transformação de ß-AlFeSi em α-AlFeSi. O mesmo se verifica para as amostras 5 e 6, para velocidades de arrefecimento inferiores (140ºC/h).

No caso das amostras 2 e 9, cujas condições de aquecimento, extensão e temperatura do patamar são iguais, variando unicamente a velocidade de arrefecimento (200ºC/h e 500ºC/h, respetivamente), estas apresentam frações de ß-AlFeSi muito semelhantes. Em contrapartida, no caso das amostras 7 e 8, para as quais a diferença entre as velocidades de arrefecimento é bastante mais acentuada (200ºC/h e arrefecimento em água, respetivamente), verifica-se que a amostra 8 apresenta a maior fração de ß-AlFeSi. Possivelmente, para velocidades de arrefecimento muito elevadas, a transformação dos intermetálicos é interrompida já que a difusão é extremamente dependente da temperatura. Com base nos resultados, poderá afirmar-se que a velocidade de arrefecimento do tratamento térmico de homogeneização não tem influência na transformação dos intermetálicos, exceto se esta for muito elevada (por exemplo: arrefecimento em água), na qual a transformação de ß-AlFeSi em α-AlFeSi é interrompida.

Considerando agora velocidades de aquecimento distintas, para extensão e temperatura do patamar bem como velocidades de arrefecimento iguais, há que analisar os resultados relativos às amostras 3 e 5 e às amostras 4 e 6. De uma forma genérica, os resultados obtidos não permitem tirar grandes conclusões devido à incoerência verificada. Não obstante, analisando os resultados relativos às amostras 4 e 6 (velocidades de arrefecimento: 265ºC/h e 140ºC/h, respetivamente), no centro (C) e no meio-raio (R) das fatias, verifica-se que as amostras 6 apresentam, embora ligeiramente, menor fração de ß-AlFeSi. Eventualmente, menores velocidades de aquecimento favorecem a difusão já que, para atingir temperaturas próximas do patamar de homogeneização, é necessário mais tempo. Quanto maior for o intervalo de tempo que as amostras estão a temperaturas próximas do patamar, mais extensa será a difusão; logo, a transformação ß-AlFeSi em α-AlFeSi é potenciada. No entanto, segundo a bibliografia consultada [11, 25], não seria

de esperar um impacto da velocidade de aquecimento na extensão da transformação dos intermetálicos.

Relativamente à variação da fração de ß-AlFeSi entre as diferentes zonas das fatias dos biletes, verifica-se a existência de um "padrão-tipo" (exceto nas amostras relativas aos tratamentos térmicos 5, 7 e 8). Para a grande maioria dos tratamentos térmicos, o meio-raio é a posição da fatia que apresenta maior fração de ß-AlFeSi, seguida do centro (C) e da periferia (P). A explicação para esta variação poderá ser a macrosegregação, característica do estado de bruto de vazamento dos biletes produzidos por *DC Cast* (microestrutura varia do centro para a periferia do bilete). A difusão no estado sólido é residual pelo que, durante o tratamento térmico de homogeneização, não ocorre a eliminação da macrosegregação.

Nas amostras 10, submetidas ao ciclo térmico cujo patamar isotérmico tem a duração de 8 horas, a fração de fase ß-AlFeSi é a adequada para que o perfil daí resultante apresente as propriedades mecânicas e qualidade superficial mais ajustadas a uma determinada aplicação. Contudo, as amostras 2, 3 e, eventualmente, a 4 apresentam valores que poderão ser satisfatórios à escala industrial para que, na etapa subsequente, o perfil daí resultante, apresente propriedades mecânicas e qualidade superficial adequadas para a aplicação em causa. Assim sendo, sabendo que a empresa adota um tratamento térmico de homogeneização semelhante ao tratamento térmico 2, poderá afirmar-se que, tendo em consideração a fração da fase ß-AlFeSi, os tratamentos térmicos 3 e 4 apresentam valores semelhantes, pelo que o encurtamento do patamar de 3 horas para 2 horas, ou até mesmo 1 hora, será exequível.

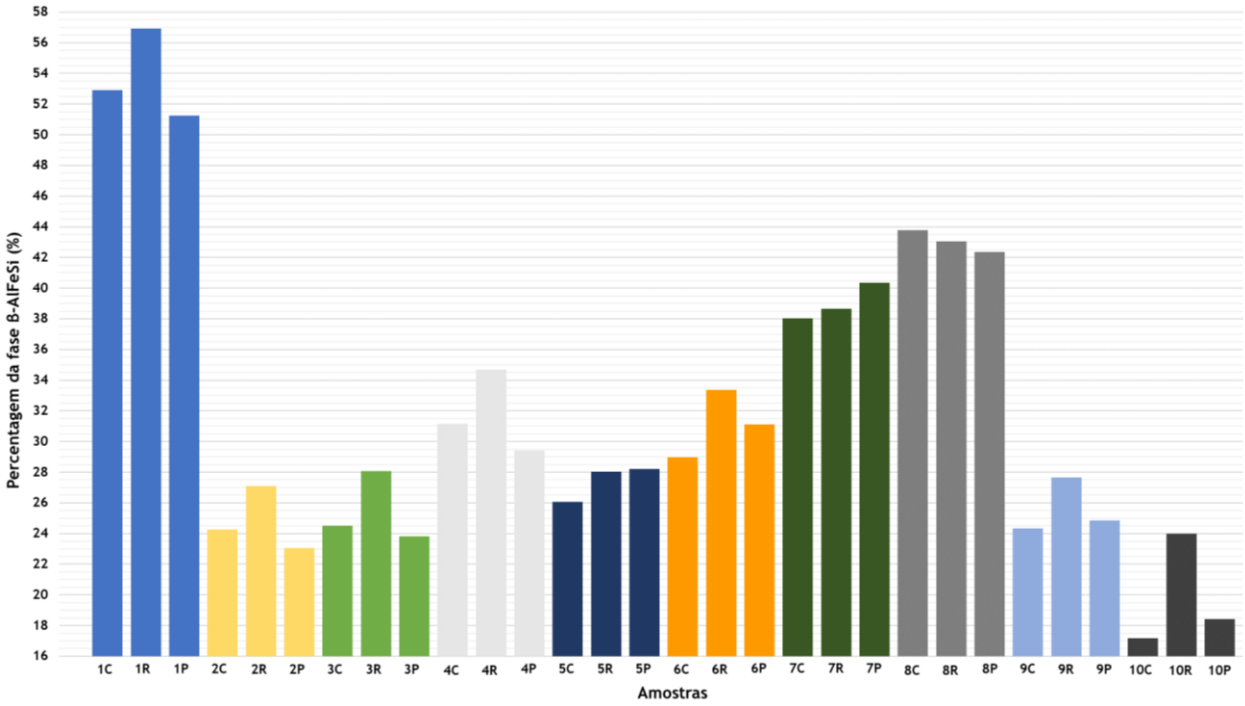


Figura 38. Fração de ß-AlFeSi nas amostras relativas a cada zona das fatias do bilete, para cada um dos tratamentos térmicos de homogeneização realizados.

No gráfico da Figura 39 estão patentes os resultados da fração de intermetálicos AlFeSi, de dimensão máxima inferior a *x* μm[b], para cada um dos diferentes tratamentos de homogeneização realizados, e para cada uma das três zonas das fatias dos biletes. De forma a complementar esta análise, as imagens obtidas em SEM de algumas microestruturas são apresentadas na Figura 40.

De forma evidente, as amostras 1 são as que apresentam uma menor fração de intermetálicos AlFeSi com dimensão inferior a *x* μm[b]. Simultaneamente, como analisado anteriormente, são estas as amostras que apresentam fração superior do intermetálico ß-AlFeSi. Por sua vez, as amostras 10 são as que exibem maior fração de AlFeSi com dimensão inferior a *x* μm[b] e, como verificado na Figura 38, menor fração de ß-AlFeSi. Desta forma, poder-se-á afirmar que o parâmetro em questão é, de certa forma, uma medida inversa da fração de intermetálicos ß-AlFeSi.

Sabendo que o ciclo térmico de homogeneização realizado sobre as amostras 10 é o recomendado pela bibliografia [26], um ciclo térmico obedecerá a este requisito se os resultados forem semelhantes aos obtidos para as amostras 10. Pela análise do gráfico da Figura 39, as amostras 2, 3, 5, 6 e 9 apresentam frações idênticas às da amostra 10. Da visualização das microestruturas da Figura 40, verifica-se que a amostra 10C (Figura 41 (f)) é a que apresenta intermetálicos de dimensão inferior e com uma morfologia não tanto acicular. As restantes amostras, embora apresentem frações do intermetálico AlFeSi com dimensão máxima inferior a *x* μm[b] semelhantes às das amostras 10, verifica-se que a morfologia é mais acicular e de dimensão ligeiramente superior (Figura 40 (a)-(e)).

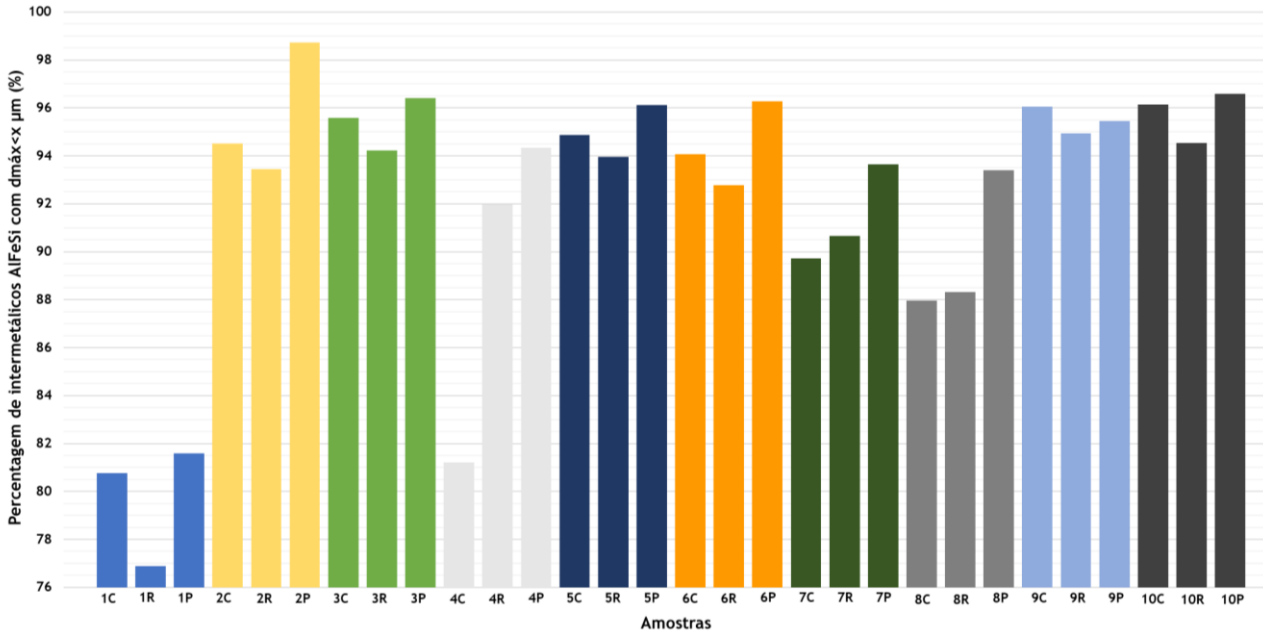


Figura 39. Fração de intermetálicos AlFeSi com $D_{máx}$ inferior a *x* μm[b] nas amostras relativas a cada zona das fatias do bilete, para cada um dos tratamentos térmicos de homogeneização realizados.

Ainda que se denotem ligeiras diferenças de morfologia e dimensão dos intermetálicos AlFeSi, da análise das microestruturas, poder-se-á afirmar que os ciclos térmicos de homogeneização 2, 3, 5, 6 e 9 são suficientes para que a dimensão dos

[b] Por questões de confidencialidade, não é possível apresentar o valor de x.

intermetálicos AlFeSi seja semelhante à do ciclo térmico 10. Assim, o encurtamento do patamar isotérmico do tratamento térmico de homogeneização de 8 horas para 3 horas, 2 horas ou até mesmo 1 hora não afetará de forma significativa a dimensão dos intermetálicos.

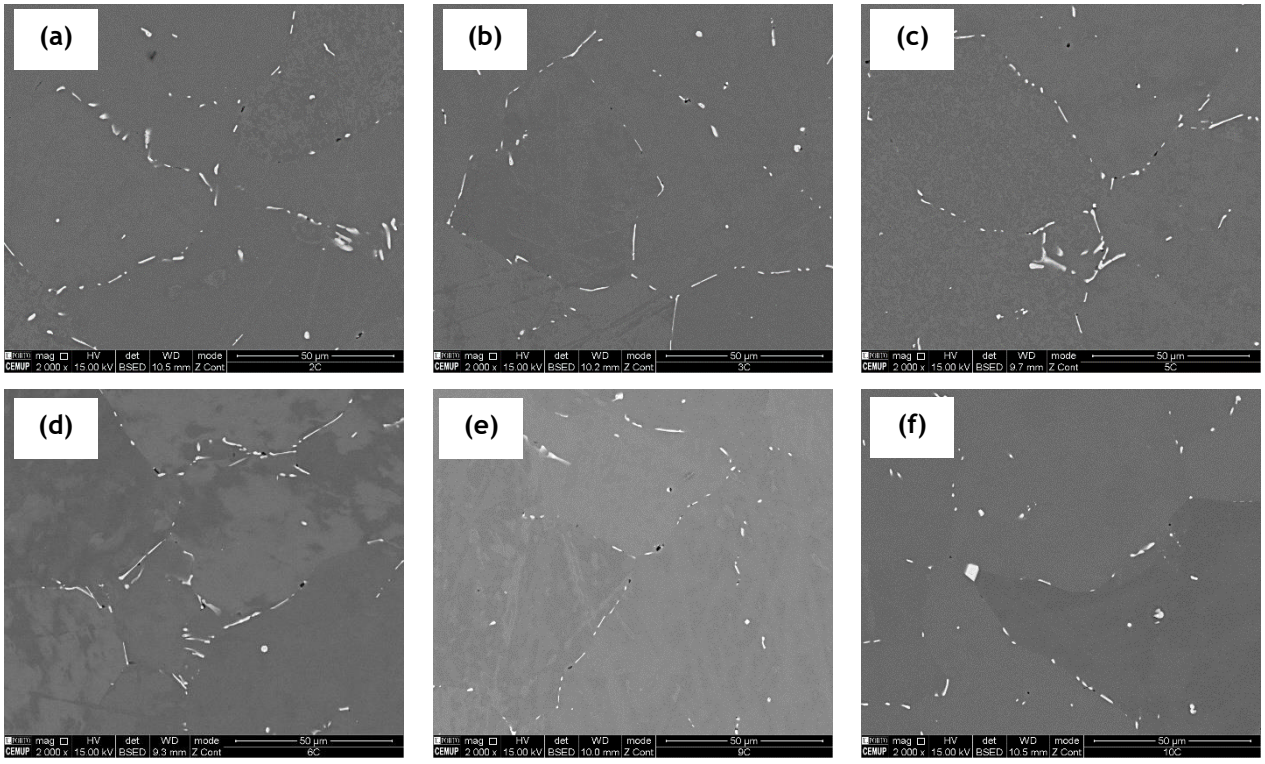


Figura 40. Imagens em SEM das microestruturas das amostras: (a) 2C; (b) 3C; (c) 5C; (d) 6C; (e) 9C; (f) 10C, onde é bem patente a morfologia das fases intermetálicas.

A Figura 41 apresenta a densidade de partículas de AlFeSi para os diferentes tratamentos térmicos realizados, nas diferentes posições das fatias. De acordo com os mecanismos de transformação de ß-AlFeSi em α-AlFeSi propostos por Bayat *et al.* [34], uma partícula de intermetálico ß-AlFeSi dará origem a várias partículas de α-AlFeSi. Assim sendo, espera-se que o número de partículas, por unidade de área, aumente numa amostra no estado de bruto vazamento relativamente a uma amostra homogeneizada.

Da análise das amostras 1 e 10, no estado bruto de vazamento e homogeneizada (com um patamar de 8 horas), respetivamente, observa-se um aumento da densidade de partículas em todas as posições da fatia, tal como esperado. Pela análise generalizada do gráfico, as amostras relativas a todas as posições das fatias e a todos os tratamentos térmicos de homogeneização realizados (2 a 9), apresentam densidade superior ou igual à das amostras 10. Tomando como padrão os valores da densidade de AlFeSi das amostras 10, poderá afirmar-se que a alteração do ciclo térmico do tratamento de homogeneização não interfere, de forma significativa, com o número de partículas de AlFeSi, por unidade de área.

Uma forma expedita de avaliar a heterogeneidade das fatias poderá ser através da densidade de intermetálicos AlFeSi nas diferentes zonas das fatias. O número de partículas por unidade de área deverá ser o mais próximo possível entre as diferentes zonas das

fatias. Quanto maior é a diferença entre o número de partículas de AlFeSi, por unidade de área, para as diferentes zonas das fatias, maior será a heterogeneidade da fatia. A heterogeneidade é altamente perniciosa para a etapa subsequente do processamento, a extrusão, pelo que deverá ser a mais baixa possível.

Com exceção dos tratamentos térmicos 2 e 8, todos os restantes induziram diferenças acentuadas: maior densidade no centro (C), seguida da periferia (P) e, por último, do meio-raio (R). Tal como referido anteriormente, a explicação para esta variação poderá estar relacionada com a macrosegregação, característica dos biletes produzidos por *DC Cast*, que não é suprimida pelo tratamento de homogeneização.

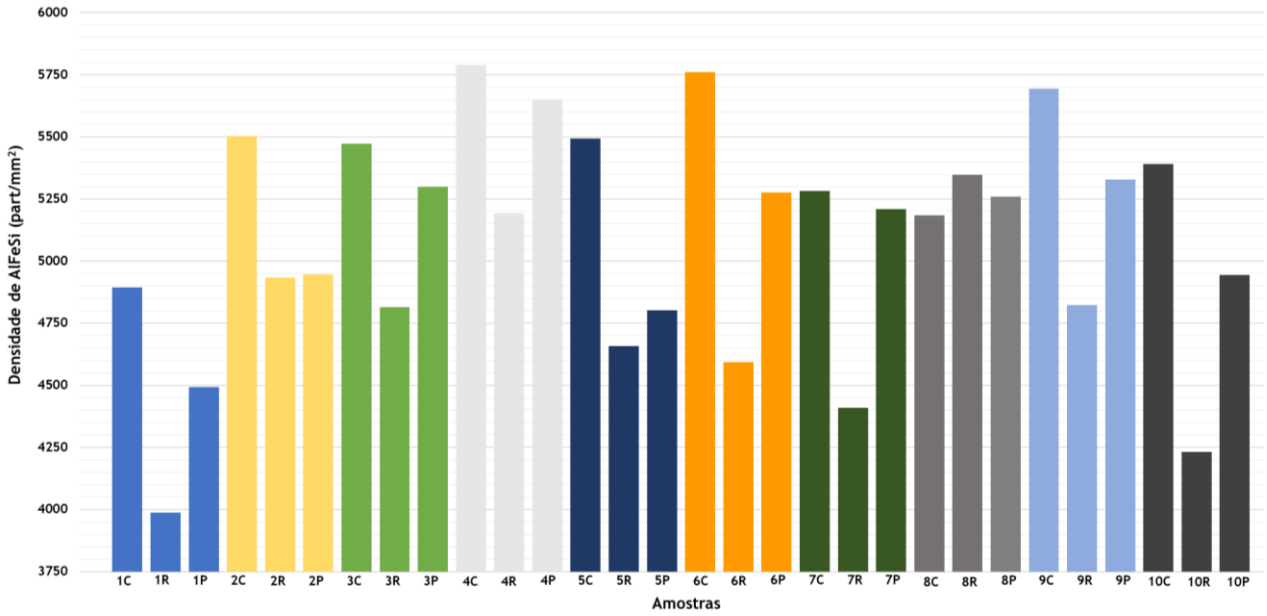


Figura 41. Densidade das partículas de AlFeSi nas amostras relativas a todas as posições das fatias do bilete, para todos os tratamentos térmicos de homogeneização realizados.

Com base na análise dos parâmetros relativos ao grau de homogeneização, poder-se-á afirmar que o encurtamento do patamar de homogeneização de 3 horas para 1 hora será satisfatório em termos industriais, no caso particular de biletes da liga AW-6060, com diâmetro de 178 mm. Os melhores resultados foram obtidos para uma velocidade de aquecimento de 265ºC/h e uma velocidade de arrefecimento de 200ºC/h.

4.1.2.2. Precipitados de Mg_2Si

Como referido anteriormente, devido às limitações do MO, só foi possível analisar o parâmetro relativo à densidade das partículas de Mg_2Si. Os resultados são apresentados no gráfico da Figura 42. O principal objetivo deste parâmetro é analisar a heterogeneidade da distribuição dos precipitados. Quanto maior é a diferença entre a densidade de partículas de Mg_2Si presentes nas diferentes posições da mesma fatia, maior será a sua heterogeneidade. Paralelamente, as microestruturas devem ser qualitativamente analisadas relativamente à quantidade de precipitados e à existência de um padrão de segregação. A interpretação das microestruturas é subjetiva, dependendo do observador. As microestruturas mais importantes para a interpretação do gráfico da Figura 42 estão

patentes na Figura 43; as restantes microestruturas são apresentadas na Figura 58 do Anexo 5.

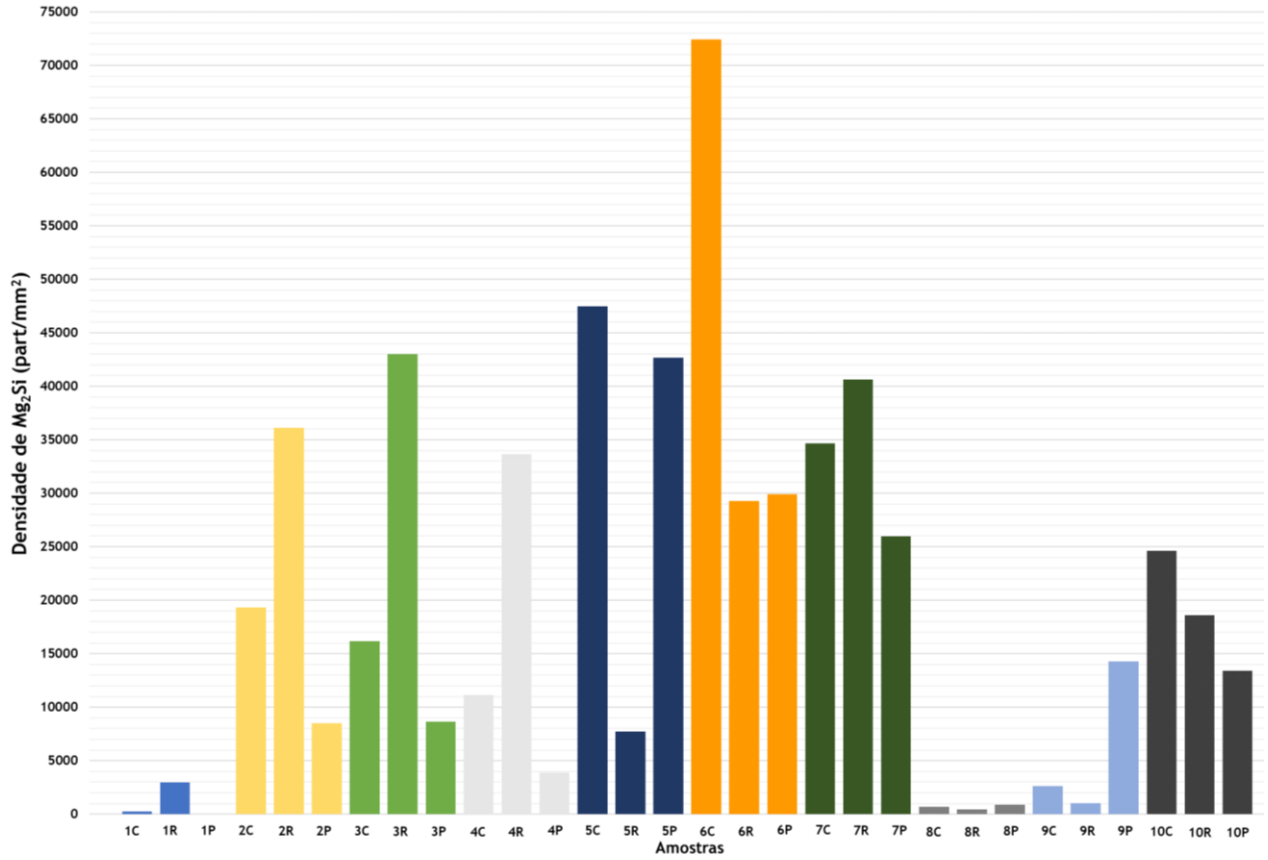


Figura 42. Densidade de precipitados de Mg_2Si nas amostras relativas a todas as posições das fatias dos biletes, para todos os tratamentos térmicos de homogeneização realizados.

As amostras 1, no estado de bruto de vazamento, apresentam reduzido número de partículas por unidade de área. A densidade de precipitados de Mg_2Si varia entre as diferentes posições da fatia, sendo nula na periferia devido à elevada velocidade de arrefecimento característica do processo *DC Cast*. Na Figura 43 (a) - microestrutura da amostra 1C -, regista-se a ausência de precipitados no interior dos grãos. O número residual detetado será de partículas de Mg_2Si que se encontram nas fronteiras de grão e que, nas condições em que as amostras foram analisadas, não se distinguem dos intermetálicos. A ausência de precipitados torna-se prejudicial para a etapa seguinte de processamento dos biletes, verificando-se um decréscimo da extrudabilidade [32, 33].

No caso das amostras 10, regista-se um aumento da densidade de precipitados de Mg_2Si, relativamente às amostras 1, no estado de bruto vazamento. Do centro para a periferia, o número de precipitados de Mg_2Si, por unidade de área, diminui já que a velocidade de arrefecimento a que a fatia é sujeita aumenta do centro para a periferia. Na microestrutura da Figura 43 (b), os precipitados encontram-se bem dispersos pela matriz, muito embora a precipitação aparente ser moderada. Considerando o ciclo térmico 10 o mais adequado para o tratamento térmico de homogeneização da liga AW-6060 [26], a microestrutura da amostras 10C (Figura 43 (b)) servirá de termo comparativo para a análise dos restantes tratamentos térmicos efetuados. Entretanto, a microestrutura

e os resultados relativos ao tratamento 2 também serão tidos em conta já que é semelhante ao atualmente realizado pela empresa.

Para as mesmas condições de aquecimento e de arrefecimento, 265ºC/h e 200ºC/h respetivamente (ver amostras 2, 3 e 4), o encurtamento do patamar de homogeneização não induz diferenças substanciais entre a quantidade de precipitados de Mg_2Si. Da análise das microestruturas (ver Figura 43 (c), (d) e (e)), constata-se uma ligeira diferença na densidade dos precipitados na matriz. As amostras 2C e 3C apresentam maior densidade de precipitados do que a amostra 4C (não apresentando nenhuma delas um padrão de distribuição). Estes dados poderão indiciar que a duração do patamar de 1 hora não é suficiente para suprimir totalmente a microsegregação. Contudo, para o comprovar, deveria simular-se o processo de extrusão com biletes nestas condições.

No caso das amostras 5C e 6C, cuja velocidade de aquecimento é inferior à das amostras anteriores, a precipitação aumenta. Nas respetivas microestruturas (ver Figura 43 (g) e (h)), a precipitação é superior à ocorrida nas amostras 2C, 3C, 4C e 10C. Para além disso, em todas essas amostras, a precipitação apresenta-se bem dispersa por toda a matriz. Poder-se-á assim afirmar, com base nos resultados registados para estas amostras, que velocidades de aquecimento inferiores poderão potenciar uma precipitação mais intensa e homogénea. Para velocidades de aquecimento inferiores, maior será o intervalo de tempo para que ocorra a difusão e, consequentemente, a eliminação da microsegregação. Daí resulta a precipitação de Mg_2Si, homogeneamente distribuídos pela matriz.

As amostras 9, cuja velocidade de arrefecimento é dupla da das amostras 2, apresentam uma fração de precipitados de Mg_2Si inferior a 50% à das amostras 2. O mesmo se pode constatar na microestrutura da amostra 9C – Figura 44 (f). Ao comparar as amostras 9 e 10 (patamar isotérmico de homogeneização substancialmente superior ao das amostras 2), verifica-se que a densidade de precipitados de Mg_2Si é muito reduzida nas amostras 9. Tal como referido por Birol [7], a velocidade de 500ºC/h é demasiado elevada, pelo que apenas se verifica a precipitação de algumas partículas de Mg_2Si, permanecendo assim em solução a maioria do Si e Mg. Segundo esse investigador, a velocidade de arrefecimento ditará a fração de partículas de Mg_2Si a precipitar, não se registando qualquer impacto por parte da duração do patamar isotérmico [7].

No caso das amostras 7C e 7P (ver Figura 43 (i) e (j)), a precipitação de Mg_2Si não ocorre de forma homogénea na matriz. O ciclo térmico a que as amostras 7 foram submetidas compreende: velocidades de aquecimento elevadas, já que as amostras foram colocadas no forno cuja temperatura já se encontrava estabilizada a 575ºC (temperatura do patamar isotérmico); patamar isotérmico bastante reduzido (5 minutos); velocidade de arrefecimento de 200ºC/h. Especialmente no caso da amostra 7P (Figura 43 (j)), os precipitados situam-se nas regiões envolventes das fronteiras de grão, sendo possível estabelecer um padrão de dispersão. Esta é a prova de que velocidades de aquecimento elevadas e patamares de homogeneização curtos não permitem a eliminação da microsegregação existente no interior dos grãos.

O ciclo térmico do tratamento térmico de homogeneização das amostras 8 diferencia-se do das amostras 7 pela elevada velocidade de arrefecimento (arrefecimento

em água). Tal como expectável, a precipitação de Mg_2Si nestas amostras é residual (Figura 43 (k)). Ao contrário do que se esperava, a análise das amostras 7 e 8 comprova que um aquecimento rápido, seguido de um patamar isotérmico de homogeneização curto garantem a dissolução da maior parte do Mg e Si, tal como pretendido.

Tendo por base a análise dos parâmetros relativos aos precipitados de Mg_2Si, verifica-se que: a precipitação é conseguida, embora em frações moderadas, para velocidades de arrefecimento de 200ºC/h; velocidades de aquecimento elevadas e patamares isotérmicos de homogeneização curtos têm impacto em termos da distribuição dos precipitados pela matriz; velocidades de aquecimento elevadas garantem a dissolução do Mg e Si em solução.

De salientar que a determinação da densidade de partículas de Mg_2Si com dimensões superiores a y µm[c], bem como da dimensão da maior partícula de Mg_2Si são parâmetros muito importantes para averiguar a eficácia do tratamento térmico de homogeneização. Como referido pela bibliografia, as partículas de Mg_2Si deverão ter dimensões na ordem dos 1-2 µm pois, acima destes valores, promovem a ocorrência de problemas no processo de extrusão subsequente [7, 33].

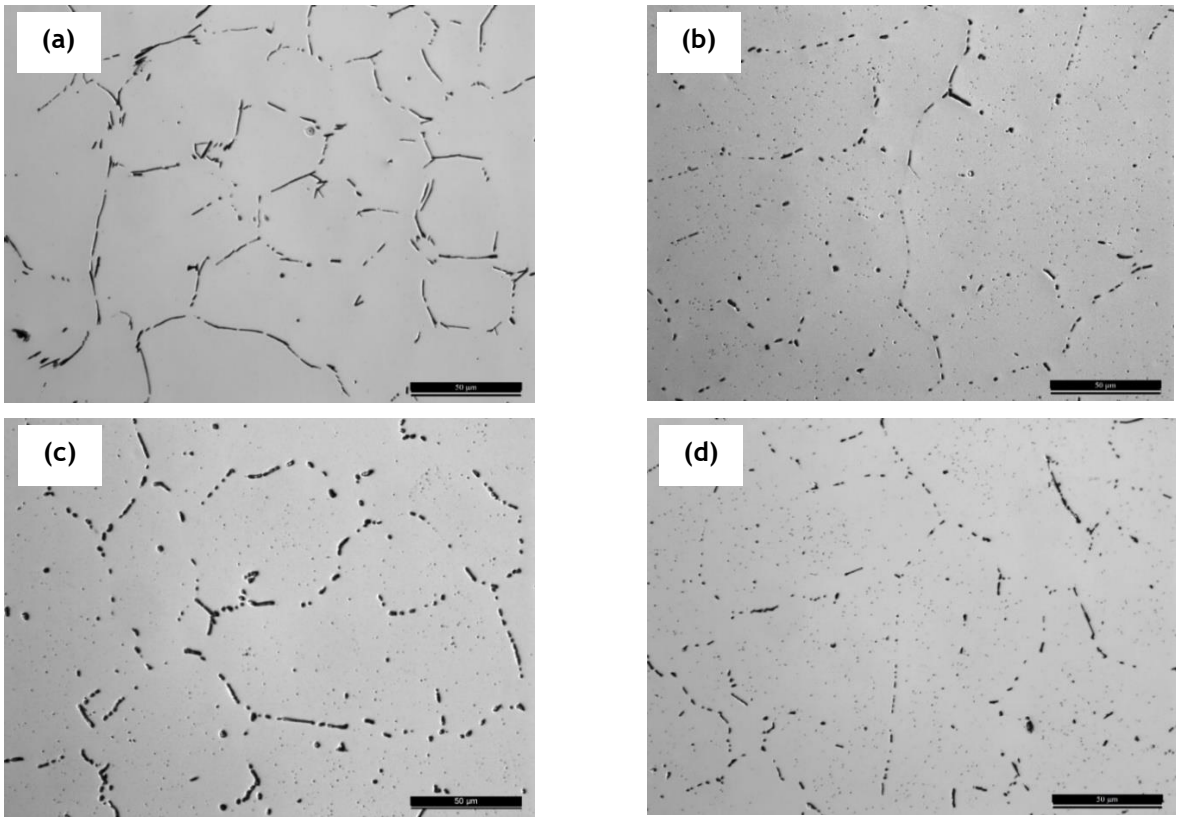


Figura 43. Imagens em MO das microestruturas das amostras: (a) 1C; (b) 10C; (c) 2C; (d) 3C; (e) 4C; (f) 9C; (g) 5C; (h) 6C; (i) 7C; (j) 7P; (k) 8C, onde são visíveis os precipitados de Mg_2Si.

[c] Por questões de confidencialidade, não é possível apresentar o valor de y.

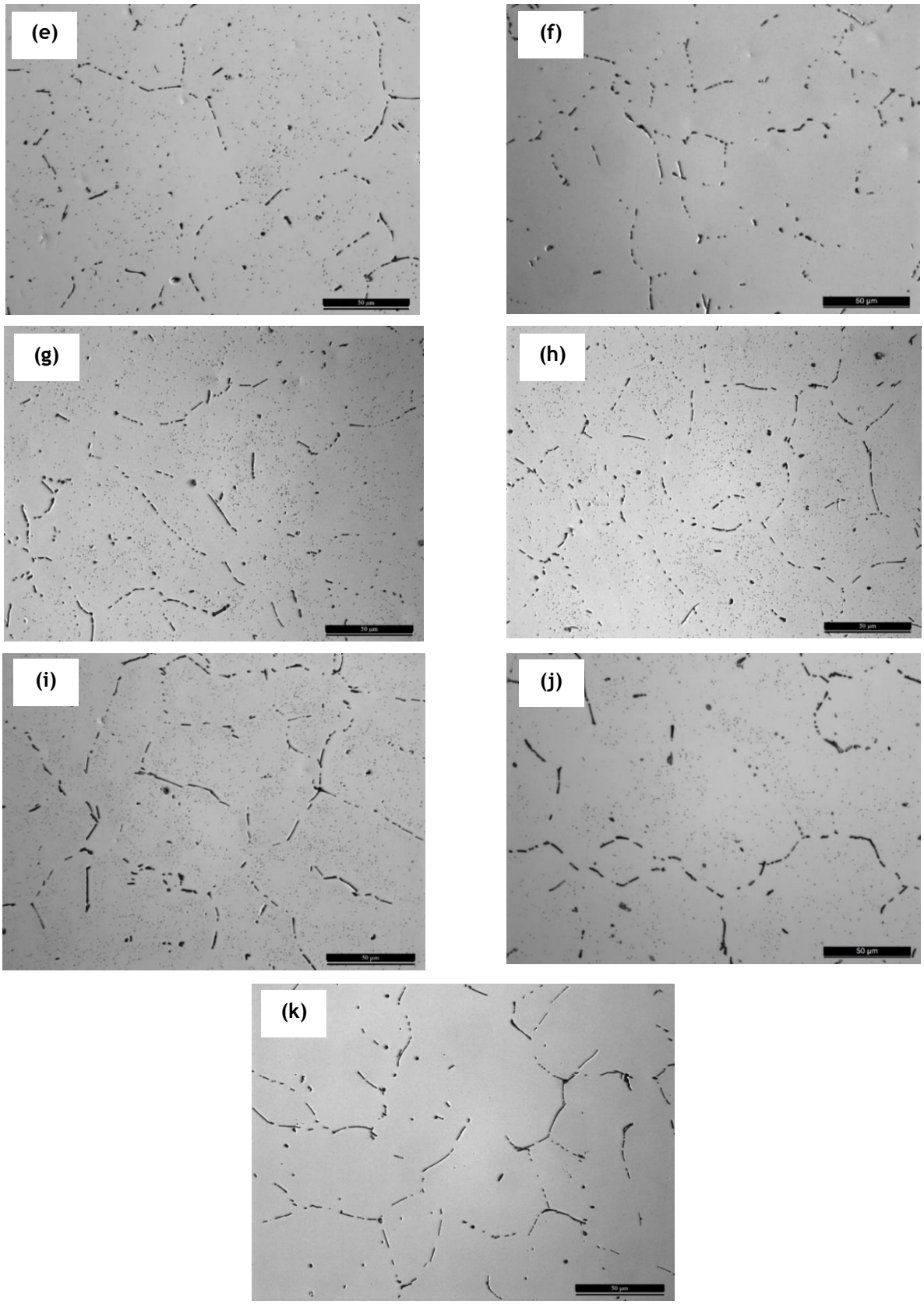


Figura 43. (cont). Imagens em MO das microestruturas das amostras: (a) 1C; (b) 10C; (c) 2C; (d) 3C; (e) 4C; (f) 9C; (g) 5C; (h) 6C; (i) 7C; (j) 7P; (k) 8C, onde são visíveis os precipitados de Mg_2Si.

4.1.2.3. Zona de segregação

A espessura da zona de segregação poderá fornecer igualmente algumas indicações sobre a eficácia do tratamento térmico de homogeneização dos biletes. As espessuras da zona de segregação, para cada uma das amostras relativas aos tratamentos térmicos de homogeneização ensaiados, encontram-se patentes no gráfico da Figura 44.

A amostra 1P apresenta uma zona de segregação com uma espessura média de 66 µm; no caso da amostra 10P, esse valor é de 56 µm. Em ambos os casos, os valores situam-se no intervalo referido pela bibliografia: 50 a 70 µm [29]. Na análise de resultados que se seguirá, este intervalo será considerado o mais adequado para que a zona de segregação não comprometa o processo de extrusão.

Relativamente aos restantes tratamentos térmicos de homogeneização, apenas os ciclos 2 e 9 (patamar com a duração de 3 horas) apresentam uma zona de segregação dentro do intervalo referido ou até mesmo inferior. Isto poderá indiciar que o patamar de homogeneização terá alguma influência sobre a espessura da zona de segregação. As amostras 3P a 8P exibem zonas de segregação com uma espessura superior à da amostra 1P, no estado bruto de vazamento. A amostra 8P, correspondente ao tratamento térmico de homogeneização mais curto, é a que apresenta uma zona de segregação mais extensa.

De acordo com os resultados obtidos, patamares mais longos promoverão a ocorrência de zonas de segregação menos extensas. Entretanto, a espessura da zona de segregação não aparenta ter uma relação inversamente proporcional à duração do patamar de homogeneização já que, por exemplo, a amostra 10P (patamar de 8h) apresenta uma espessura superior à das amostras 2P e 9P (patamar de 3h).

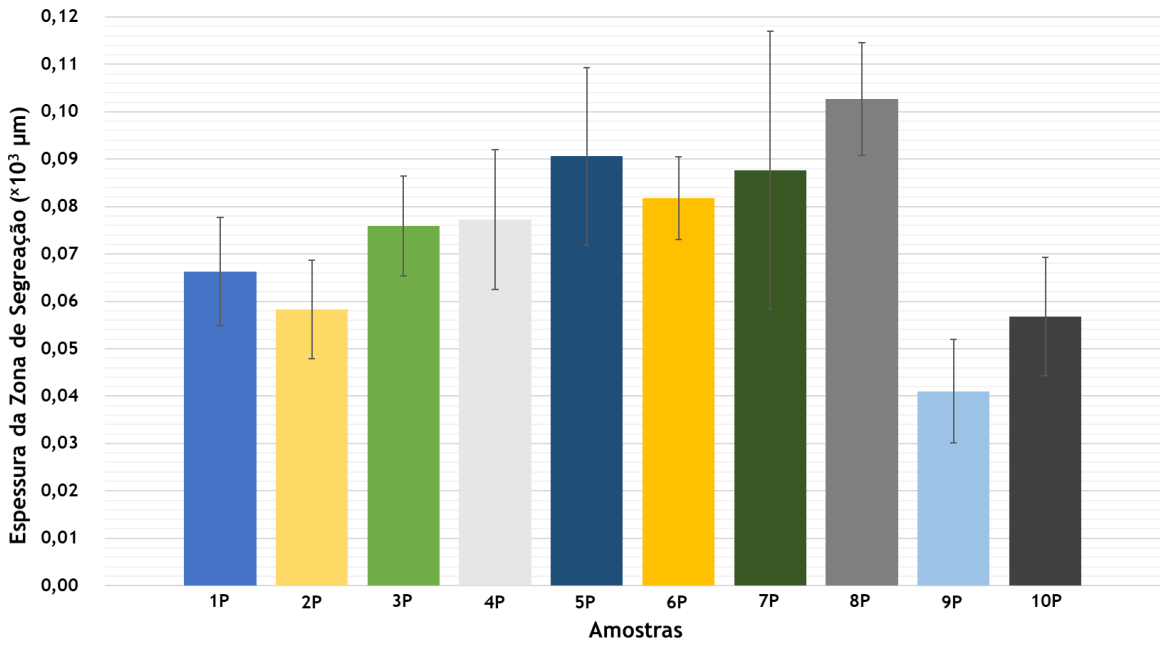


Figura 44. Espessura das zonas de segregação, e respetivo desvio padrão, para cada uma das amostras da periferia dos biletes submetidos aos diferentes tratamentos térmicos de homogeneização realizados.

Sabendo que a zona de segregação é induzida pela macrosegregação, quanto maior a heterogeneidade do bilete, maior será a sua espessura. Para além disso, o facto desta

zona apresentar uma fração elevada de fase β-AlFeSi, maior será o impacto negativo na extrudabilidade do bilete devido à morfologia daquele intermetálico. Nas microestruturas da Figura 45 é bem patente a diferença entre as espessuras e a morfologia dos intermetálicos presentes na zona de segregação. Comparando as duas microestruturas, a amostra 8P apresenta uma zona de segregação bastante mais extensa que a da amostra 10P. Em ambas as amostras, os intermetálicos AlFeSi da zona de segregação apresentam uma morfologia mais acicular que a dos presentes nas outras zonas das amostras.

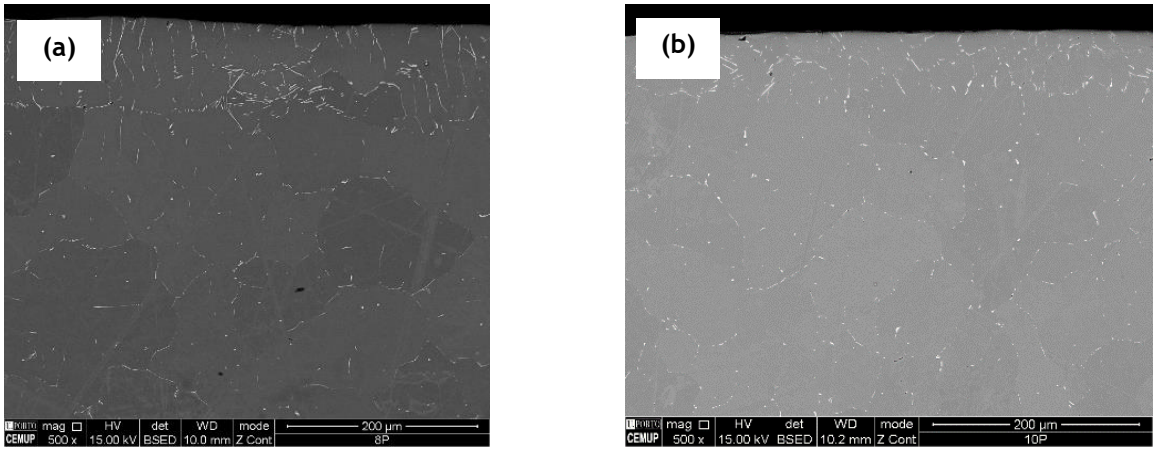


Figura 45. Imagens da zona de segregação nos biletes produzidos por *DC Cast*: (a) 8P; (b) 10P.

A análise da composição química da zona de segregação e do interior da amostra 1P encontra-se patente na Figura 46 e na Tabela 15. Relativamente à sua análise global (Z1 e Z4), deteta-se a ocorrência de uma segregação de Si, Fe e Mg. Na zona de segregação (Z1), estes elementos de liga apresentam teores superiores aos obtidos para o interior da amostra (Z4). Por sua vez, o teor de Al decresce do interior para a periferia. Em relação à análise pontual, nos intermetálicos AlFeSi (Z2 e Z5), os teores de Si, Fe e de Mg são superiores na zona de segregação (Z2). A análise relativa à matriz não pode ser apresentada devido a um erro no registo de dados da zona Z6. Com base nestes resultados, poder-se-á afirmar que a zona de segregação resulta da segregação dos elementos de liga do interior do bilete para a sua periferia.

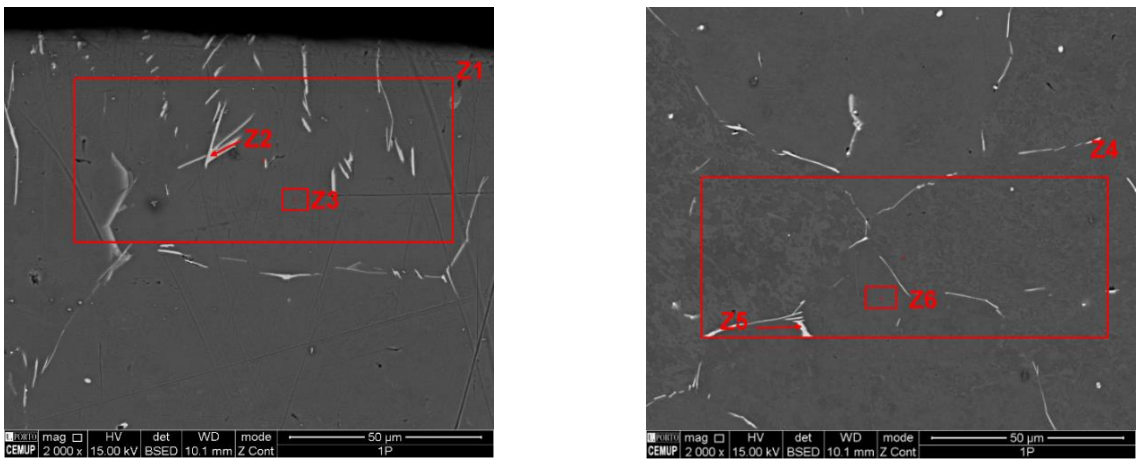


Figura 46. Identificação das zonas que foram objeto de análise por EDS a fim de detetar as diferenças de composição química entre a zona de segregação e o interior da amostra 1P.

Tabela 15. Composição química das zonas assinaladas na Figura 47, relativas à amostra 1P

	Zona de segregação			Interior		
	Z1	Z2	Z3	Z4	Z5	Z6*
Al (%)	96,59	62,56	98,26	97,99	70,54	–
Si (%)	1,37	13,35	0,18	0,53	9,2	–
Fe (%)	0,94	23,5	0,68	0,58	19,81	–
Mg (%)	1,1	0,59	0,87	0,9	0,45	–

*Devido a um erro ocorrido no registo dos dados, a informação relativa à zona Z6 não pode ser apresentada.

4.2. 2ª Fase: Ensaios à escala industrial

Neste subcapítulo são apresentados os resultados dos ensaios desenvolvidos à escala industrial. Será analisado o impacto do tratamento térmico de homogeneização na extrudabilidade, particularmente tomando por base a qualidade superficial e as propriedades mecânicas dos perfis produzidos.

No gráfico da Figura 47 estão representados os ciclos relativos aos tratamentos térmicos realizados. Por questões de confidencialidade, o tratamento térmico de homogeneização executado pela empresa, compreendendo um patamar de 3 horas, não foi registado. Na Tabela 16 são apresentadas as condições utilizadas na extrusão dos biletes.

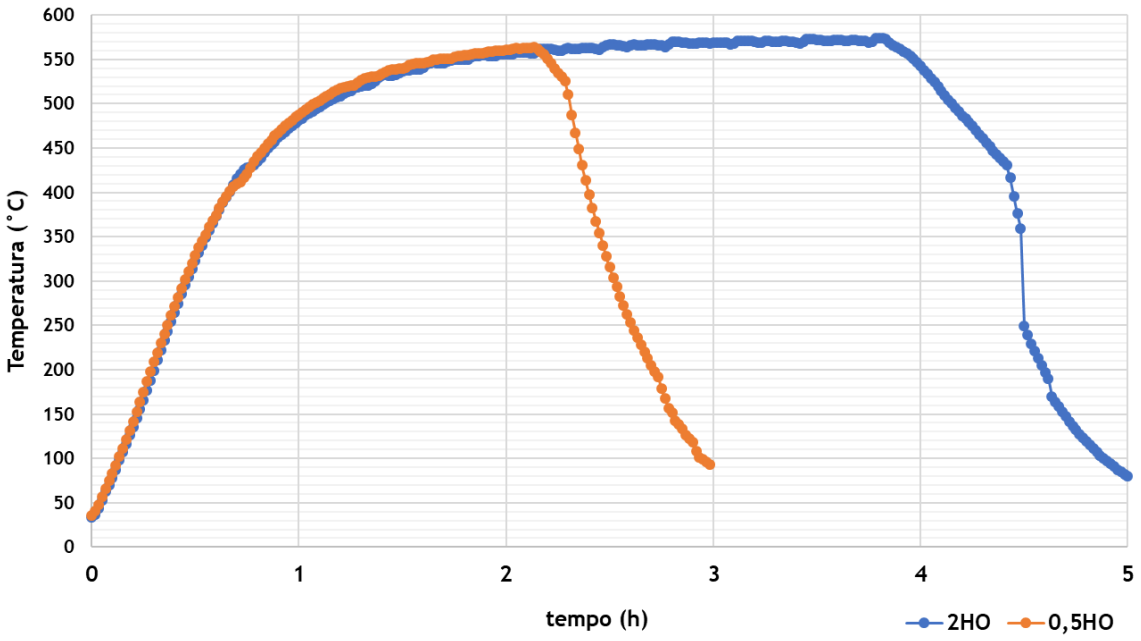


Figura 47. Ciclos térmicos relativos aos tratamentos de homogeneização realizados à escala industrial.

Tabela 16. Parâmetros utlizados na extrusão dos biletes

Identificação do perfil	Temperatura de entrada do bilete (°C)	Velocidade de extrusão (mm/s)	Pressão de extrusão (bar)	Temperatura de saída do perfil (°C)
3HO11	458	11	206	575
2HO8	457	8	208	575
2HO9	459	9	202	570
2HO11	455	11	216	581

Tabela 16. (cont.) Parâmetros utlizados na extrusão dos biletes

2HO12	456	12	217	584
2HO13	453	13	221	580
2HO14	465	14	201	580
0,5HO8	455	8	201	579
0,5HO11	455	11	205	581
0,5HO14	457	14	202	572

4.2.1. Qualidade Superficial dos Perfis

Após a extrusão dos biletes, procedeu-se à análise da qualidade superficial dos perfis obtidos, através da visualização da sua superfície. Esta análise baseia-se na deteção dos defeitos típicos do processo de extrusão, como por exemplo: arrastamento de material, linhas e micro-linhas. A Figura 48 apresenta imagens da superfície de alguns dos perfis. Para estabelecer uma correspondência entre a análise da qualidade superficial dos diferentes perfis, decidiu-se comparar os perfis extrudidos à mesma velocidade de extrusão: 11 mm/s e 14 mm/s, para os diferentes tratamentos de homogeneização.

Como é possível verificar, da análise das imagens da Figura 48, em nenhum dos perfis se regista a ocorrência de arrastamento de material. Por outro lado, é visível em todos eles a presença de micro-linhas. De acordo com a experiência acumulada pela empresa ao longo de vários anos, as micro-linhas são um defeito característico do processo de extrusão e impossível de suprimir por completo. No entanto, devem surgir no perfil da forma menos acentuado possível.

Os perfis 3HO11 e 2HO11 (Figura 48 (a) e (b)) são os que apresentam micro-linhas mais evidentes. No centro dos perfis, as micro-linhas são mais visíveis relativamente à periferia. De salientar que, para a extrusão da amostra 2HO11, houve necessidade de aumentar a pressão de extrusão pelo que a extrudabilidade do bilete é inferior à da amostra 3HO11.

O perfil 2HO14 (Figura 48 (c)) apresenta micro-linhas mais discretas do que os perfis anteriormente analisados. Em contrapartida, visualiza-se a ocorrência pontual de linhas profundas (assinaladas com setas vermelhas). Eventualmente, estas linhas profundas resultam da fusão incipiente e localizada dos intermetálicos ß-AlFeSi, devido à elevada temperatura do bilete durante o processo de extrusão. Como se pode ver na Tabela 16, foi utilizada a temperatura de entrada do bilete de 465ºC para a extrusão do perfil 2HO14, i.e., cerca de 6ºC a 12ºC superior à utilizada na produção dos restantes perfis. Devido a este aumento da temperatura, a pressão de extrusão diminuiu relativamente aos biletes submetidos ao mesmo tratamento de homogeneização.

Relativamente aos perfis 0,5HO11 e 0,5HO14 (Figura 48 (d) e (e)), as micro-linhas são pouco percetíveis.

Os tratamentos térmicos de homogeneização com patamares isotérmicos menos extensos mitigam a transformação de ß-AlFeSi em α-AlFeSi. Segundo Rinderer [25], a presença de intermetálicos ß-AlFeSi potenciará o mau acabamento superficial do perfil, devido à fusão localizada que poderá ocorrer em consequência das elevadas temperaturas geradas durante o processo de extrusão. Assim sendo, seria expectável que os biletes

submetidos a tratamentos térmicos de homogeneização, com patamares isotérmicos mais curtos, dessem origem a perfis com pior qualidade superficial.

Ao contrário do referido anteriormente, da análise visual da superfície dos perfis produzidos, concluiu-se ser possível produzir perfis de boa qualidade superficial a partir de biletes da liga AW-6060 (178 mm de diâmetro) após tratamento térmico de homogeneização com um patamar reduzido (apenas 30 minutos). Os perfis com pior qualidade superficial foram os perfis submetidos a tratamentos térmicos de homogeneização com os patamares isotérmicos mais longos.

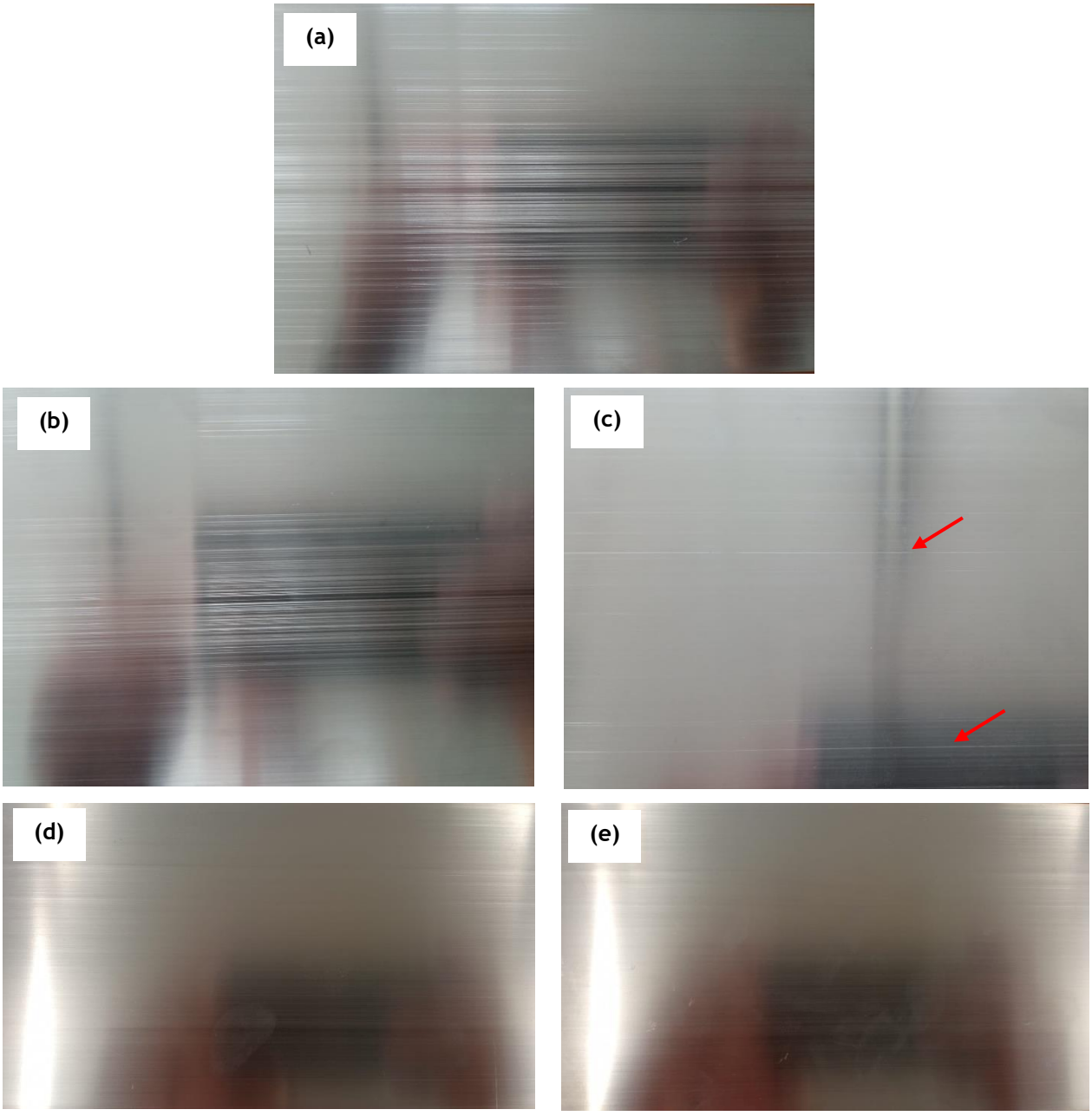


Figura 48. Imagens da superfície de perfis extrudidos: (a) 3HO11; (b) 2HO11; (c) 2HO14; (d) 0,5HO11; (e) 0,5HO14.

4.2.2. Propriedades Mecânicas

Após extrusão, os perfis foram submetidos a tratamento térmico de envelhecimento, etapa final do processamento de perfis. É este tratamento que permite maximizar as propriedades mecânicas do perfil, tendo em vista a sua aplicação.

Na Tabela 20 do Anexo 6 estão compilados os resultados das propriedades mecânicas dos perfis, após envelhecimento. A análise dos resultados terá como base a norma EN ISO 755-2:2013. De acordo com a experiência acumulada e transmitida pela empresa, o tratamento térmico de envelhecimento realizado é o adequado para o tratamento de homogeneização dos biletes em que o patamar isotérmico tem a duração de 3 horas. Considera-se também que não há variação do ciclo térmico nas diversas regiões do forno. Por questões de confidencialidade, não é apresentado o ciclo do tratamento térmico de envelhecimento dos perfis.

Todos os perfis, à exceção dos perfis 2HO11, 2HO12 e 2HO14, são considerados perfis não conformes pelo facto de não respeitarem todos os requisitos da norma anteriormente referida (ver Tabela 20 - Anexo 6). Efetivamente, apesar de apresentarem valores de Rm, $Rp_{0,2}$ e A acima dos mínimos estabelecidos pela norma, os valores de dureza são inferiores a 70HBW2,5/62,5.

Sabendo que a dureza é uma forma expedita de avaliar a resistência mecânica de um material, seria de esperar que entre estas duas variáveis existisse uma correlação perfeita, ou seja, que apresentassem um coeficiente de correlação muito próximo de 1. No gráfico da Figura 49 é possível verificar que, entre as duas variáveis, o coeficiente de determinação, R^2, é igual a 0,6122. Assim, o coeficiente de correlação, R, será $\sqrt{0{,}6122} \approx 0{,}782$. Entre as duas variáveis existe correlação positiva forte, no entanto inferior à expectável. Deste modo, desconhecendo se o durómetro ou a máquina de tração apresentam alguma anomalia, os valores dos ensaios de tração serão sobrepostos aos resultados de dureza. Desta forma, ao excluir os ensaios de dureza, verifica-se que todos os perfis analisados são considerados válidos para os restantes parâmetros da norma EN ISO 755-2:2013.

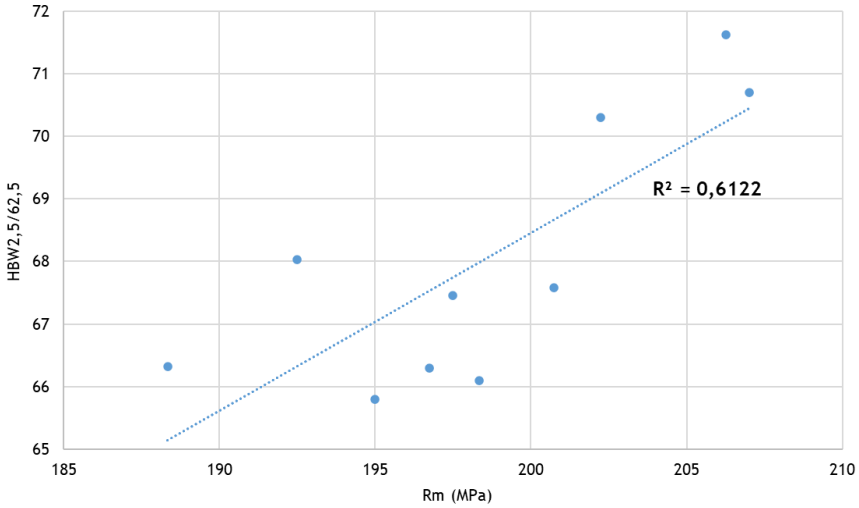


Figura 49. Valores de dureza e Rm obtidos nos ensaios de tração realizados sobre perfis produzidos em diferentes condições de homogeneização dos biletes e extrusão subsequente e respetivo coeficiente de determinação, R^2.

Nos gráficos das Figuras 50, 51 e 52, é possível analisar os valores relativos à resistência mecânica, à tensão limite convencional de proporcionalidade a 0,2% e ao alongamento dos perfis produzidos, para diferentes condições de homogeneização e de extrusão dos biletes. De acordo com a experiência adquirida pela empresa, assume-se a velocidade de extrusão de 11 mm/s como sendo a velocidade adequada para produzir este perfil, a partir de um bilete previamente submetido a um tratamento térmico de homogeneização com um patamar de 3 horas.

O perfil 3HO11, obtido a partir de um bilete submetido ao tratamento térmico de homogeneização utilizado pela empresa, com um patamar isotérmico de 3 horas, apresenta o menor valor de Rm. O bilete que deu origem a este perfil, por ser o bilete sujeito ao tratamento térmico de homogeneização mais longo, de todos os perfis analisados, é o que estaria mais próximo de cumprir os requisitos do tratamento térmico de homogeneização. Desta forma, os valores de Rm deveriam ser superiores aos dos restantes perfis.

Considerando os biletes que foram submetidos a um patamar isotérmico de homogeneização de 2 horas, verifica-se um aumento da Rm e da $Rp_{0,2}$, dos perfis obtidos, com o aumento da velocidade de extrusão até aos 11 mm/s. Nas mesmas condições de homogeneização, os biletes extrudidos a velocidades superiores (12 mm/s e 13 mm/s) registam uma diminuição da Rm e da $Rp_{0,2}$, que aumentam novamente para a velocidade de 14 mm/s. Relativamente ao A, verifica-se uma variação semelhante à ocorrida relativamente a Rm e a $Rp_{0,2}$, muito embora menos significativa. O perfil 2HO13 apresenta menores valores de Rm e de A relativamente ao perfil 2HO12.

Relativamente aos perfis provenientes de biletes submetidos a um tratamento térmico de homogeneização cujo de patamar isotérmico tem a duração de 30 minutos, verifica-se a diminuição da Rm, da $Rp_{0,2}$ e do A quando o perfil é extrudido a 11 mm/s, comparativamente aos 8 mm/s. O aumento da velocidade de extrusão para 14 mm/s potencia o aumento de todos os parâmetros em análise, de forma mais significativa para o alongamento.

Tendo em conta os perfis extrudidos à mesma velocidade de extrusão (11 mm/s), o perfil 2HO11 é o que apresenta maior Rm, seguido do 0,5HO11 e do 3HO11. Se os perfis forem extrudidos a 8 mm/s, verifica-se que o perfil 0,5HO8 apresenta maior Rm, $Rp_{0,2}$ e A do que o perfil 2HO8. Em contrapartida, se os perfis forem extrudidos a 14 mm/s, o que apresenta maior Rm é o perfil 2HO14, embora menor A e $Rp_{0,2}$. Poderá assim dizer-se que um perfil extrudido a 8 mm/s obtém melhores valores de Rm e A se o bilete que lhe deu origem for submetido ao tratamento térmico de homogeneização cujo patamar isotérmico é o mais curto (30 minutos). Contudo, se o perfil for extrudido a velocidades superiores (11 mm/s e 14 mm/s), o patamar isotérmico do tratamento térmico de homogeneização realizado ao bilete que lhe dará origem deverá ser superior (2 horas).

Considerando os resultados apresentados, verifica-se que o perfil que apresenta valores de Rm maiores é o 2HO14. Se o objetivo for apenas maximizar as propriedades mecânicas do perfil, a produção desse perfil deverá ocorrer a uma velocidade de extrusão do bilete de 14 mm/s. O bilete que lhe deu origem deverá ser submetido a um patamar de homogeneização de 2 horas, mantendo todos os restantes parâmetros do processo

constantes. No entanto, se o objetivo consistir na minimização de tempo e de custos, o perfil poderá ser produzido a 14 mm/s. O patamar de homogeneização realizado ao bilete a partir do qual é produzido o perfil deverá ser de 30 minutos (0,5HO14). Isto deve-se ao facto de a Rm e o A serem superiores nestas condições relativamente ao perfil 3HO11. $Rp_{0,2}$ diminui ligeiramente pelo que a força necessária para que o material transite do domínio elástico para o plástico diminui. Contudo, esta diminuição é pouco significativa.

Deve-se ter em consideração que o estudo efetuado corresponde a uma reduzida amostragem, nomeadamente para o tratamento térmico de homogeneização de 3 horas.

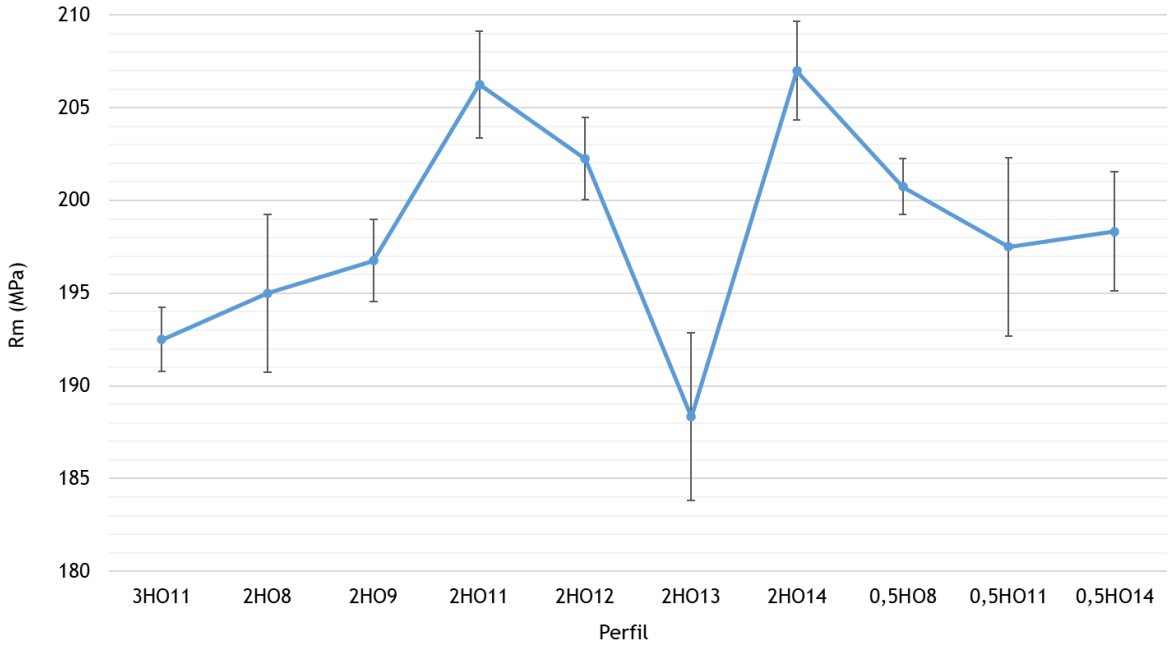


Figura 50. Valores de Rm obtidos nos ensaios de tração realizados sobre perfis produzidos em diferentes condições de homogeneização dos biletes e extrusão subsequente.

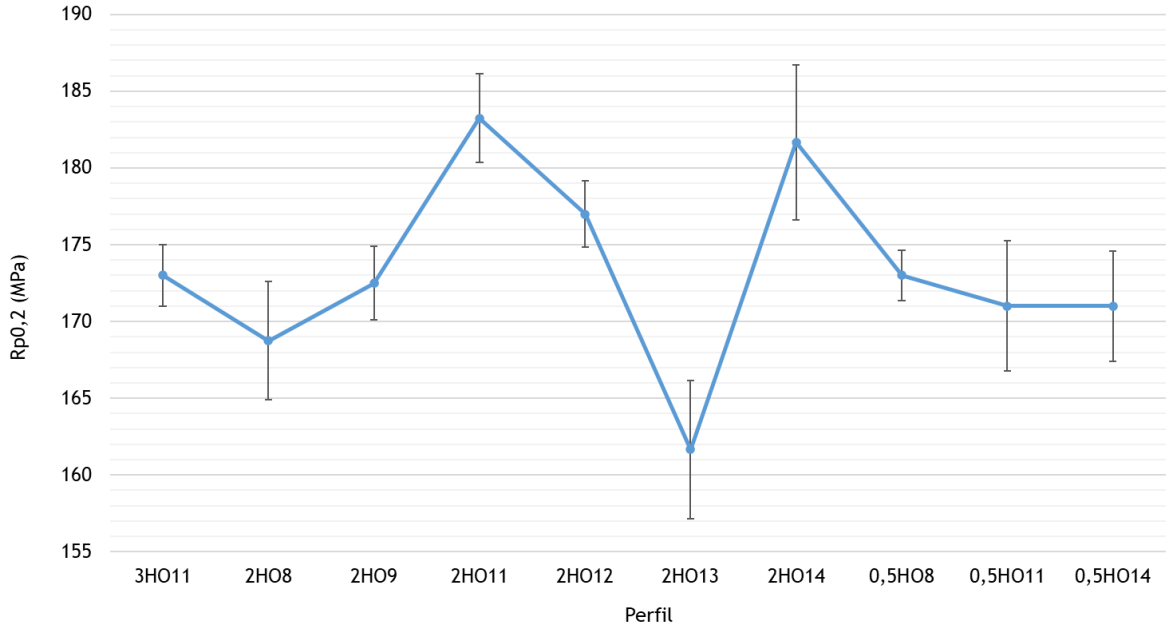


Figura 51. Valores de $Rp_{0,2}$ obtidos nos ensaios de tração realizados sobre perfis produzidos em diferentes condições de homogeneização dos biletes e extrusão subsequente.

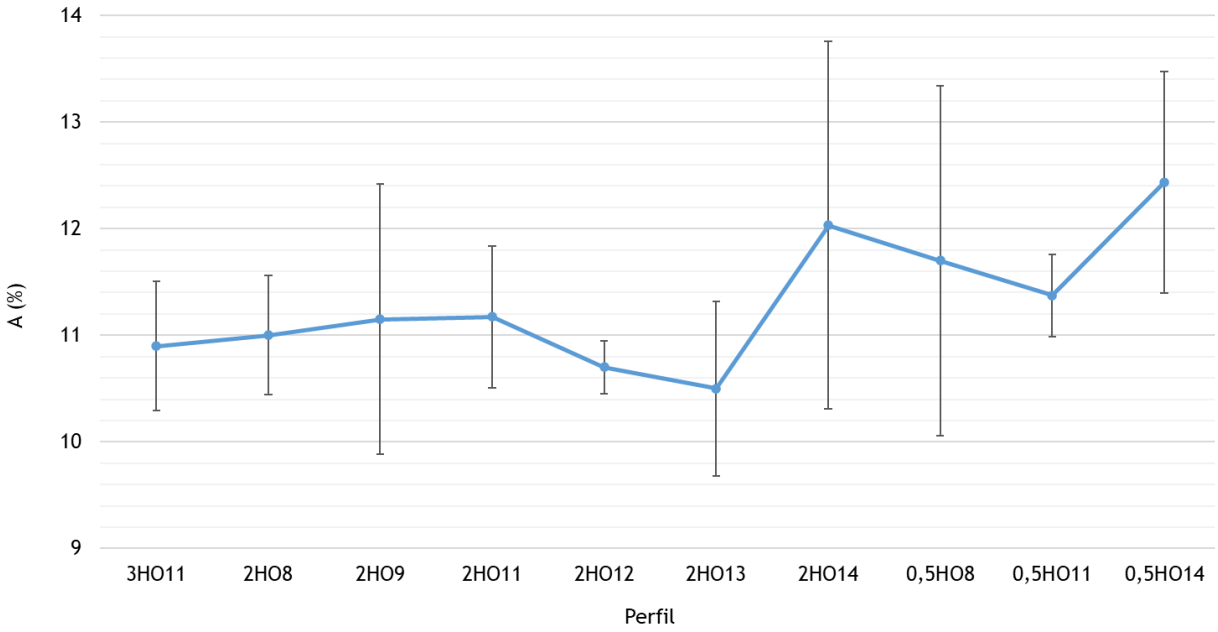


Figura 52. Valores de A obtidos nos ensaios de tração realizados sobre perfis produzidos em diferentes condições de homogeneização dos biletes e extrusão subsequente.

5. CONCLUSÕES

Esta dissertação teve como principal objetivo o estudo da possibilidade de melhoria do tratamento térmico de homogeneização de biletes da liga AW-6060. Com base neste propósito, foram realizados um conjunto de ensaios, às escalas laboratorial e industrial, em colaboração com a *Hydro - Extruded Solutions Avintes*.

Os resultados dos ensaios realizados à escala laboratorial corroboram a possibilidade de melhoria do ciclo térmico do tratamento térmico de homogeneização para as ligas AW-6060. O encurtamento do patamar isotérmico de 3 horas para 1 hora poderá ser satisfatório à escala industrial para que, na etapa subsequente de extrusão, o perfil apresente propriedades mecânicas e qualidade superficial adequadas para a sua aplicação. Os melhores resultados foram obtidos para velocidades de aquecimento e arrefecimento dos biletes de 265ºC/h e 200ºC/h, respetivamente. Estas condições referidas promovem a transformação dos intermetálicos ß-AlFeSi em α-AlFeSi e a precipitação homogénea de Mg_2Si na matriz. Contudo, não foi possível garantir a ocorrência de precipitação de Mg_2Si com dimensões inferiores a x µm[b], nem a eliminação de microsegregação.

Relativamente aos ensaios à escala industrial, a possibilidade de encurtamento do patamar isotérmico do tratamento térmico de homogeneização é reiterada. A qualidade superficial e as propriedades mecânicas dos perfis melhoram, com a redução do patamar isotérmico do tratamento térmico de homogeneização de 3 horas para 30 minutos ao qual o bilete que lhe deu origem foi submetido. As micro-linhas, defeito característico do processo de extrusão, são menos evidentes para perfis que resultam de biletes submetidos a um tratamento térmico de homogeneização com patamar isotérmico de 30 minutos. Os valores de Rm e A são ligeiramente superiores nos perfis que provêm de biletes submetidos ao tratamento de homogeneização mais curto, mas poderão ser maximizados para tratamento térmico de homogeneização cujo patamar isotérmico tem a duração de 2 horas.

É importante salientar as dificuldades ocorridas na determinação das dimensões dos precipitados de Mg_2Si, parâmetro fundamental para aferir a qualidade da homogeneização. Assim, considera-se pertinente a análise dos seguintes aspetos em trabalhos futuros: identificação de metodologias para a quantificação e análise dos precipitados de Mg_2Si, nomeadamente a sua dimensão; estudo aprofundado da importância do Mg_2Si no processo de extrusão.

[b] Por questões de confidencialidade, não é possível apresentar o valor de x.

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] Norsk Hydro ASA. 2020. “Sobre a Hydro”. Acedido a 10 de fevereiro de 2020. https://www.hydro.com/pt-PT/sobre-a-hydro/

[2] Silva, I. 2019. “Otimização do ciclo de homogeneização de biletes de ligas da série 6XXX”. Seminário, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto.

[3] Voort, G. 2004. Metallography and Microstructures. ASM.

[4] Saha, P. 2000. Aluminum Extrusion Technology. 1st ed. USA: ASM International.

[5] Nogueira, J. 2012. “Recozimento de homogeneização da liga 6063 na empresa SAPA II Perfis”. Dissertação de Mestrado, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto.

[6] Adamczyk-Cieślak, B., Mizera, J., Kurzydłowski, K. 2011. “Microstructures in the 6060 aluminium alloy after various severe plastic deformation treatments”. Materials Characterization 62 (3): 327-332.

[7] Birol, Y. 2013. “Optimization of homogenization for a low alloyed AlMgSi alloy”. Materials Characterization 80: 69-75.

[8] Aluminum, U. 2019. “Chemical Composition and Properties of Aluminum Alloys”. Acedido a 26 de outubro de 2019. https://www.unitedaluminum.com/chemical-composition-and-properties-ofaluminum-alloys/.

[9] Mathers, G. 2002. “Specific Alloy Metallurgy”. In Welding of Aluminium and Its Alloys, 35-50. Cambridge: Woodhead Publishing.

[10] Comité Europeu de Normalização. 2004. Aluminium and aluminium alloys - Chemical composition and form of wrought products - Part 1: Numerical designation system (DIN EN 573-1:2004). Brussels: CEN.

[11] Birol, Y. 2013. “Precipitation during homogenization cooling in AlMgSi alloys”. Transactions of Nonferrous Metals Society of China 23 (7): 1875-1881.

[12] 1990. Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials.10th ed. 2nd vol. USA: ASM International.

[13] Ashby, M. 2017. Materials Selection in Mechanical Design. Amsterdam: Butterworth-Heinemann.

[14] Anderson, K., Weritz, J., Kaufman, J. 2018. “7xxx Wrought Alloys”. In Aluminum Science and Technology, 462-477. USA: ASM International.

[15] Hydro, E.S. 2019. Technical Datasheet - Extruded Products: 6060 and 6063. Sweden: Hydro.

[16] Bauser, G., Siegert, K. 2006. “Approximate Composition of Materials”. In Extrusion, 567-577. USA: ASM International.

[17] Sheppard, T. 1999. Extrusion of Aluminium Alloys. 1ª ed. Reino Unido: Academia Kluwer.

[18] Carlberg, T., Bayat, N., Erdegren, M. 2015. “Surface segregation and surface defect formation during Aluminum billet casting”. Trans Indian Inst Met 68 (6): 1065-1069.

[19] Polmear, I., St John, D., Nie, J., Qian, M. 2017. “4.3 Non-Heat-Treatable Alloys”. In Light Alloys - Metallurgy of the Light Metals, 157-263. Elsevier.

[20] Moldovan, P., Popescu, G. 2004. “The grain refinement of 6063 aluminum using Al-5Ti-1B and Al-3Ti-0.15C grain refiners”. JOM 56 (11): 59-61.

[21] Sha, G., O’Reilly, K., Cantor, B., Worth, J., Hamerton, R. 2001. “Growth related metastable phase selection in a 6xxx series wrought Al alloy”. Materials Science and Engineering: A304-306: 612-616.

[22] Sweet, L., Zhu, S., Gao, S., Taylor, J., Easton, M. 2011. “The effect of Iron content on the Iron-containing intermetallic phases in a cast 6060 Aluminum alloy”. Metallurgical and Materials Transactions A 42 (7): 1737-1749.

[23] Vermolen, F., Koenis, B., Vuik, C., Nilsen, K. 2005. “The dependence of the ß-AlFeSi to α-Al(FeMn)Si transformation kinetics in Al–Mg–Si alloys on the alloying elements”. Materials Science and Engineering A 394: 9-19.

[24] Kumar, S., O'Reilly, K. 2016. “Influence of Al grain structure on Fe bearing intermetallics during DC casting of an Al-Mg-Si alloy”. Materials Characterization 120: 311-322.

[25] Rinderer, B., 2011. “The metallurgy of homogenization”. Materials Science Forum 693: 264-275

[26] Samaras, S., Haidemenopoulos, G. 2007. “Modelling of microsegregation and homogenization of 6061 extrudable Al-alloy”. Journal of Materials Processing Technology 194: 63-73.

[27] Kumar, S., Grant, P., O'Reilly, K. 2016. “Evolution of Fe bearing intermetallics during DC casting and homogenization of an Al-Mg-Si Al alloy”. Metallurgical and Materials Transactions A 47(6): 3000-3014.

[28] Zaloznik, M. 2006. “Modeling of macrosegregation in DC casting”. Tese de Doutoramento, Universidade de Nova Gorica.

[29] Bayat, N., Carlberg, T. 2014. “Surface structure formation in direct chill (DC) casting of Al alloys”. JOM 66 (5): 700-710.

[30] Zaloznik, M., Kumar, A., Combeau, H., Bedel, M., Jarry, P., Waz, E. 2011. “Influence of transport mechanisms on macrosegregation formation in direct chill cast industrial scale aluminum alloy ingots”. Advanced Engineering Materials 13 (7): 570-580.

[31] Eskin, D., Katgerman, L. 2009. “Macrosegregation mechanisms in direct-chill casting of Aluminium alloys”. Materials Science Forum 630: 193-199.

[32] Siegert, K., Sauer, G., Bauser, M. 2006. Extrusion. 2ª ed. Alemanha: ASM International.

[33] Birol, Y. 2004. “The effect of homogenization practice on the microstructure of AA6063 billets”. Journal of Materials Processing Technology 148: 250-258.

[34] Bayat, N., Carlberg, T., Cieslar, M. 2019. “In-situ study of phase transformations during homogenization of 6060 and 6063 Al alloys”. Journal of Physics and Chemistry of Solids 130: 165-171.

[35] Vargel, C. 2004. “Age-Hardenable Alloys”. In Corrosion of Aluminium, 21-57. Amsterdam: ELVESIER.

[36] Kuijpersa, N., Koolb, W., Koenisc, P., Nilsenc, K., Toddd, I., Zwaaga, S. 2003. “Assessment of different techniques for quantification of α-Al(FeMn)Si and ß-AlFeSi intermetallics in AA 6xxx alloys”. Materials Characterization 49: 409-420.

[37] Asensio-Lozano, J., Suárez-Peña, B., Voort G. 2014. “Effect of processing steps on the mechanical properties and surface appearance of 6063 Aluminium extruded products”. Materials 7: 4224-4242.

[38] ImageJ. 2012. “ImageJ User Guide”. Acedido a 25 de maio de 2020. https://imagej.nih.gov/ij/docs/guide/146-30.html.

[39] Peris, R. 2007. “Effects of extrusion conditions on "die pick-up" formed during extrusion of Aluminium alloy AA 6060”. Tese de Mestrado, Universidade de Auckland.

ANEXOS

Anexo 1: Mapas EDS

Neste anexo são apresentados os mapas de EDS relativos à amostra 2C para identificação dos precipitados de Mg_2Si.

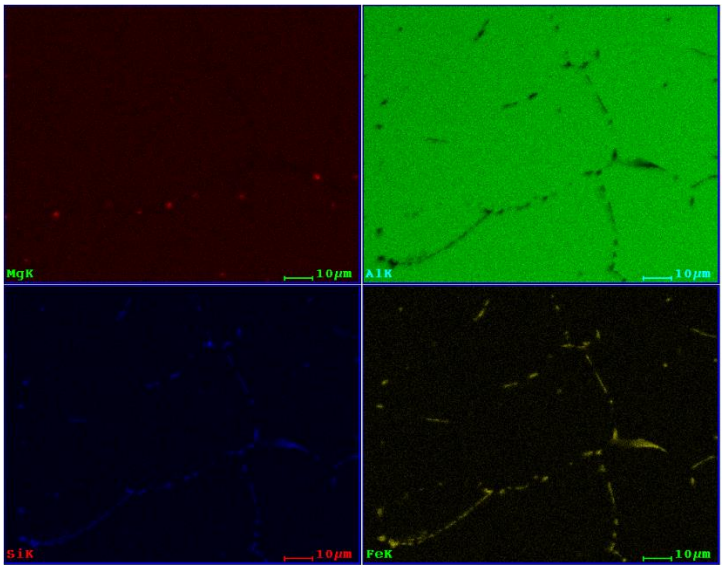


Figura 53. Mapas de EDS relativos à amostra 2C para identificação dos precipitados de Mg_2Si.

Anexo 2: Zona Empobrecida

Neste anexo é disponibilizado o gráfico da variação dos tores de Fe, Si e Mg de todas as fatias, ao longo do seu diâmetro, para os distintos tratamentos térmicos de homogeneização.

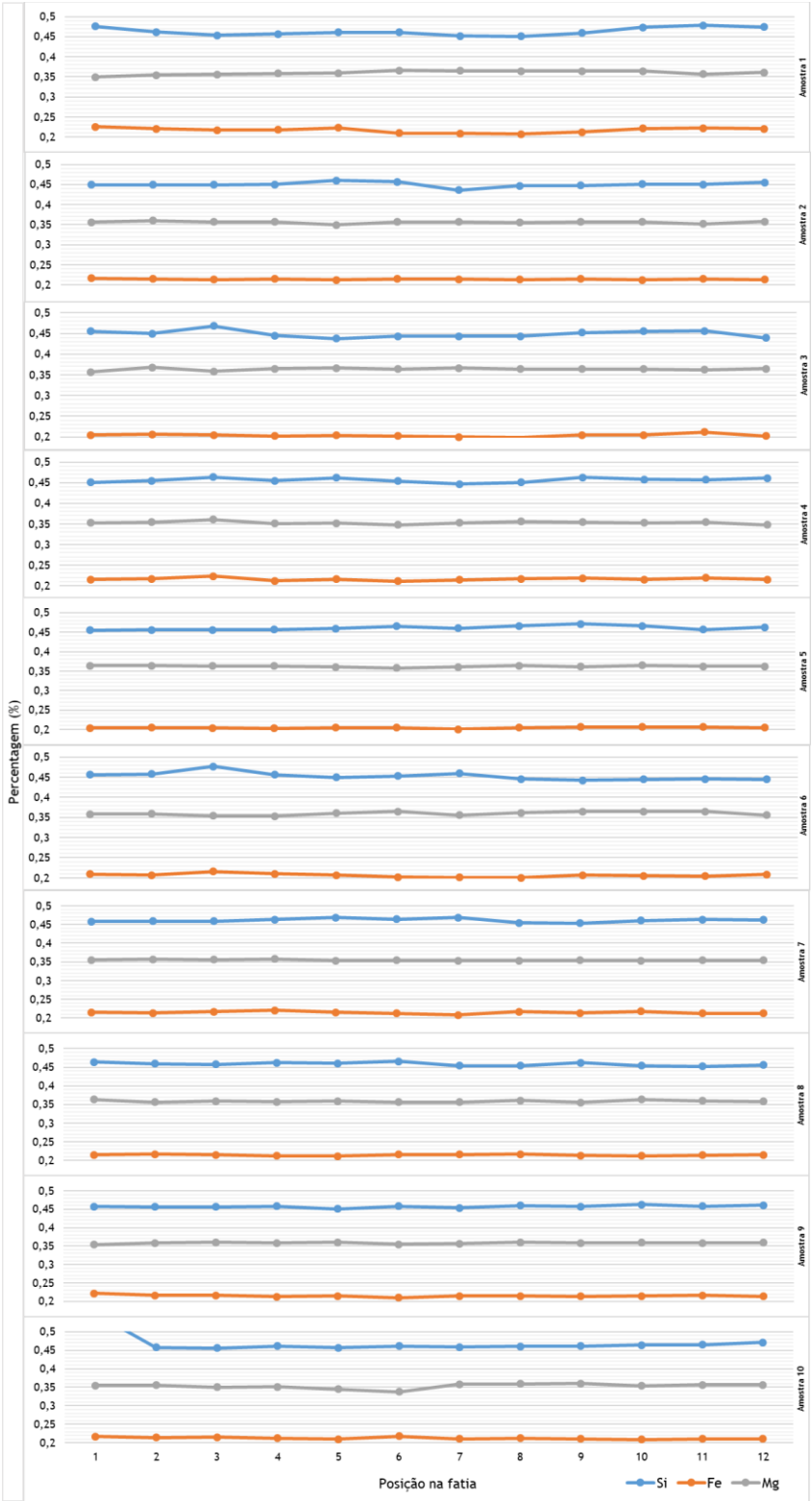


Figura 54. Teores de Si, Fe e Mg, ao longo do diâmetro das fatias para os distintos tratamentos térmicos realizados.

Anexo 3: Registo dos ciclos de homogeneização

Neste anexo são apresentados os gráficos de registo dos ciclos de homogeneização.

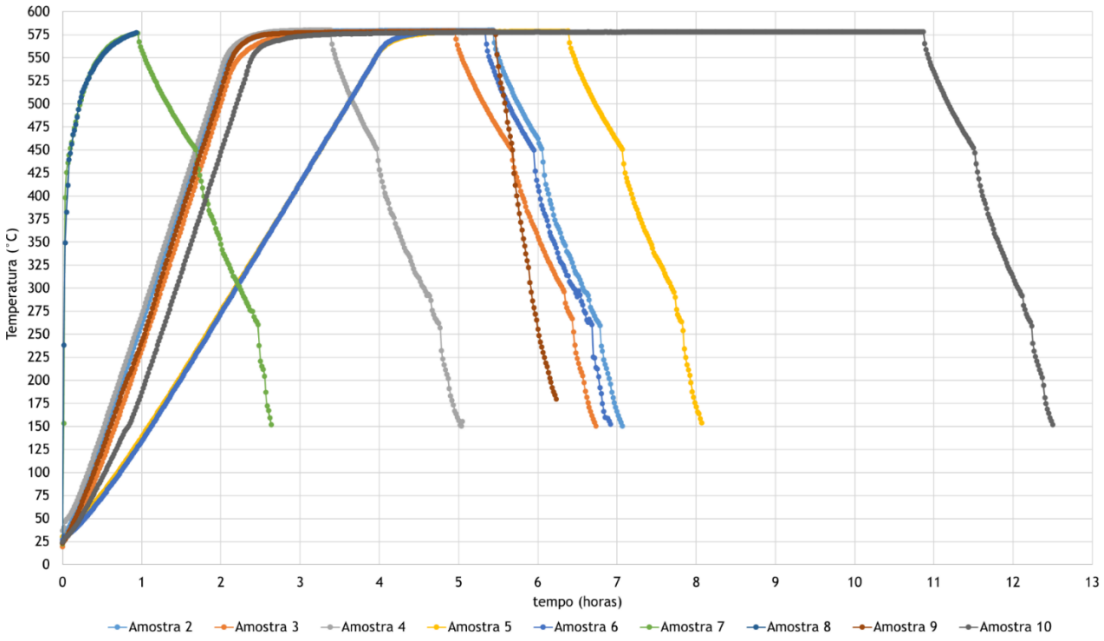


Figura 55. Gráficos de registo dos ciclos de homogeneização realizados.

Anexo 4: Análise Microestrutural

Neste anexo são apresentadas imagens, obtidas em SEM, da microestrutura da amostra 1R com sinalização, e respetiva composição química, das zonas que foram analisadas por EDS.

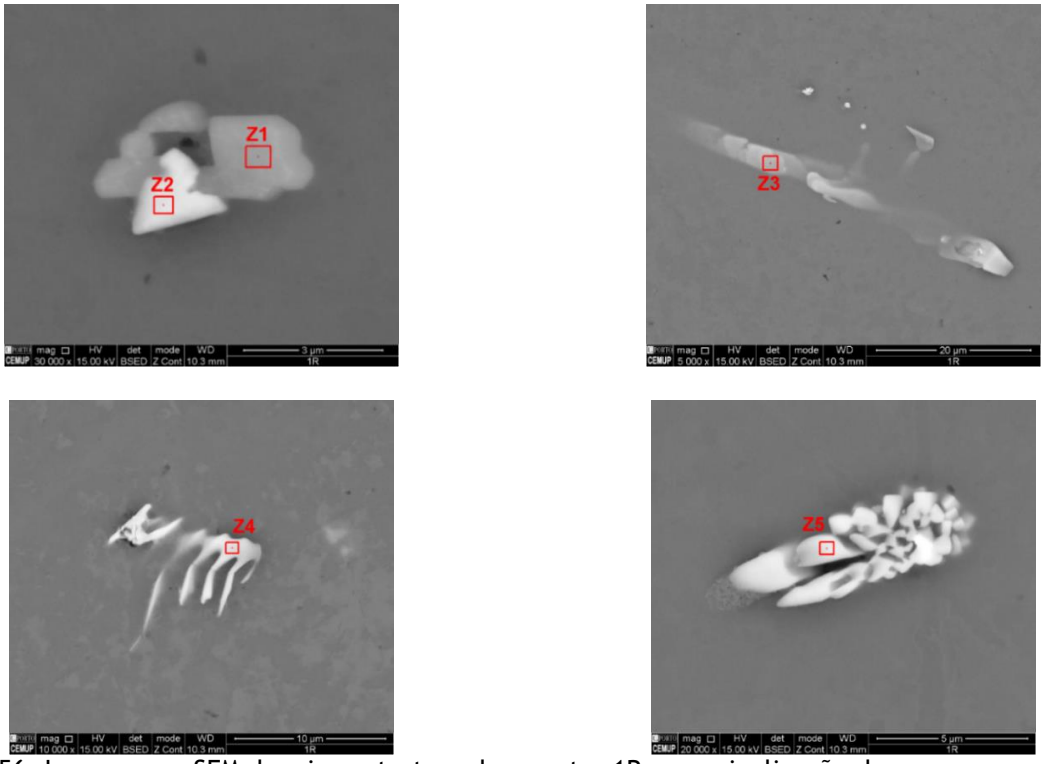


Figura 56. Imagens em SEM da microestrutura da amostra 1R, com sinalização das zonas nas quais foi realizada análise por EDS.

Tabela 17. Resultados das análises efetuadas por EDS sobre a amostra 1R

Zona	Al (%)	Fe (%)	Si (%)	Mg (%)	Pb (%)	Estequiometria
Z1	53,62	10,87	24,70	10,81	–	**≈π-AlFeMgSi**
Z2	67,81	18,01	11,46	2,72	–	**≈π-AlFeMgSi**
Z3	72,17	19,42	8,40	–	–	**Al_8Fe_2Si**
Z4	70,81	19,84	9,35	–	–	**Al_8Fe_2Si**
Z5	61,94	24,85	13,21	–	–	**Al_8Fe_2Si**

Anexo 5: Efeito da variação do ciclo térmico do tratamento térmico de homogeneização

Neste anexo são disponibilizados todos os valores relativos à análise quantitativa e microestruturas dos tratamentos térmicos efetuados na primeira fase da atividade experimental.

Tabela 18. Fração da fase ß-AlFeSi, de AlFeSi com $D_{máx}$<x μm[b] e densidade de AlFeSi nas amostras relativas a cada zona das fatias do bilete, para cada um dos tratamentos térmicos de homogeneização realizados.

Amostra	Posição	Grau de Homogeneização		
		Fração de ß-AlFeSi (%)	Fração de AlFeSi com $D_{máx}$<x μm[b] (%)	Densidade de AlFeSi (partículas/mm^2)
1	C	52,92	80,77	4894
	R	56,93	76,88	3987
	P	51,26	81,58	4493
2	C	24,28	94,52	5504
	R	27,09	93,45	4934
	P	23,04	98,72	4947
3	C	24,50	95,59	5471
	R	28,06	94,22	4815
	P	23,81	96,40	5300
4	C	31,14	81,21	5789
	R	34,67	91,98	5192
	P	29,43	94,33	5649
5	C	26,08	94,88	5494
	R	28,04	93,96	4658
	P	28,19	96,11	4802
6	C	28,96	94,07	5760
	R	33,38	92,78	4594
	P	31,12	96,27	5277
7	C	38,02	89,73	5283
	R	38,67	90,66	4410
	R	40,34	93,63	5210
8	C	43,78	87,95	5184
	R	43,06	88,32	5347
	P	42,36	93,40	5260
9	C	24,33	96,04	5695
	R	27,66	94,94	4822
	P	24,84	95,45	5329
10	C	17,17	96,14	5392
	R	23,98	94,54	4231
	P	18,40	96,57	4945

*C = Centro; R = Meio-Raio; P = Periferia.

[b] Por questões de confidencialidade, não é possível apresentar o valor de x.

Tabela 19. Densidade de partículas de Mg_2Si e espessura da zona de segregação nas amostras relativas a cada zona das fatias do bilete, para cada um dos tratamentos térmicos de homogeneização realizados

Amostra	Posição	**Precipitados de Mg_2Si**	**Espessura da Zona de Segregação (μm)**
		Densidade de partículas de Mg_2Si (partículas/mm^2)	
1	**C**	243	–
	R	2963	–
	P	0	66 ± 11
2	**C**	19328	–
	R	36113	–
	P	8485	58 ± 10
3	**C**	16174	–
	R	43020	–
	P	8661	75 ± 11
4	**C**	11119	–
	R	33633	–
	P	3884	77 ± 15
5	**C**	47467	–
	R	7742	–
	P	42691	91 ± 19
6	**C**	72411	–
	R	29263	–
	P	29899	82 ± 9
7	**C**	34678	–
	R	40636	–
	R	25985	88 ± 30
8	**C**	663	–
	R	435	–
	P	861	103 ± 12
9	**C**	2619	–
	R	1038	–
	P	14269	41 ± 11
10	**C**	24598	–
	R	18588	–
	P	13409	57 ± 13

*C = Centro; R = Meio-Raio; P = Periferia.

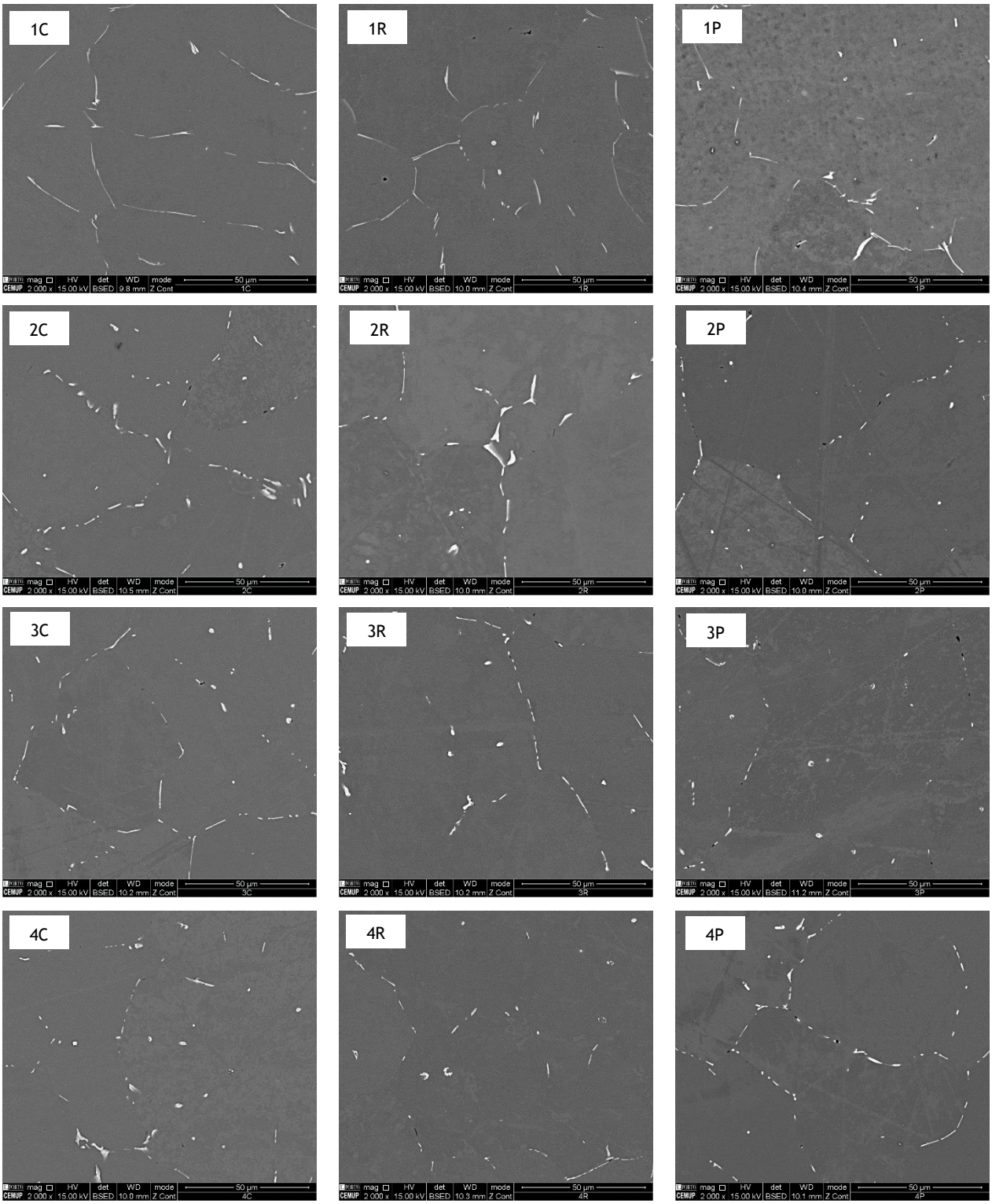


Figura 57. Imagens em SEM das microestruturas relativas a cada zona das fatias do bilete, para cada um dos tratamentos térmicos de homogeneização realizados.

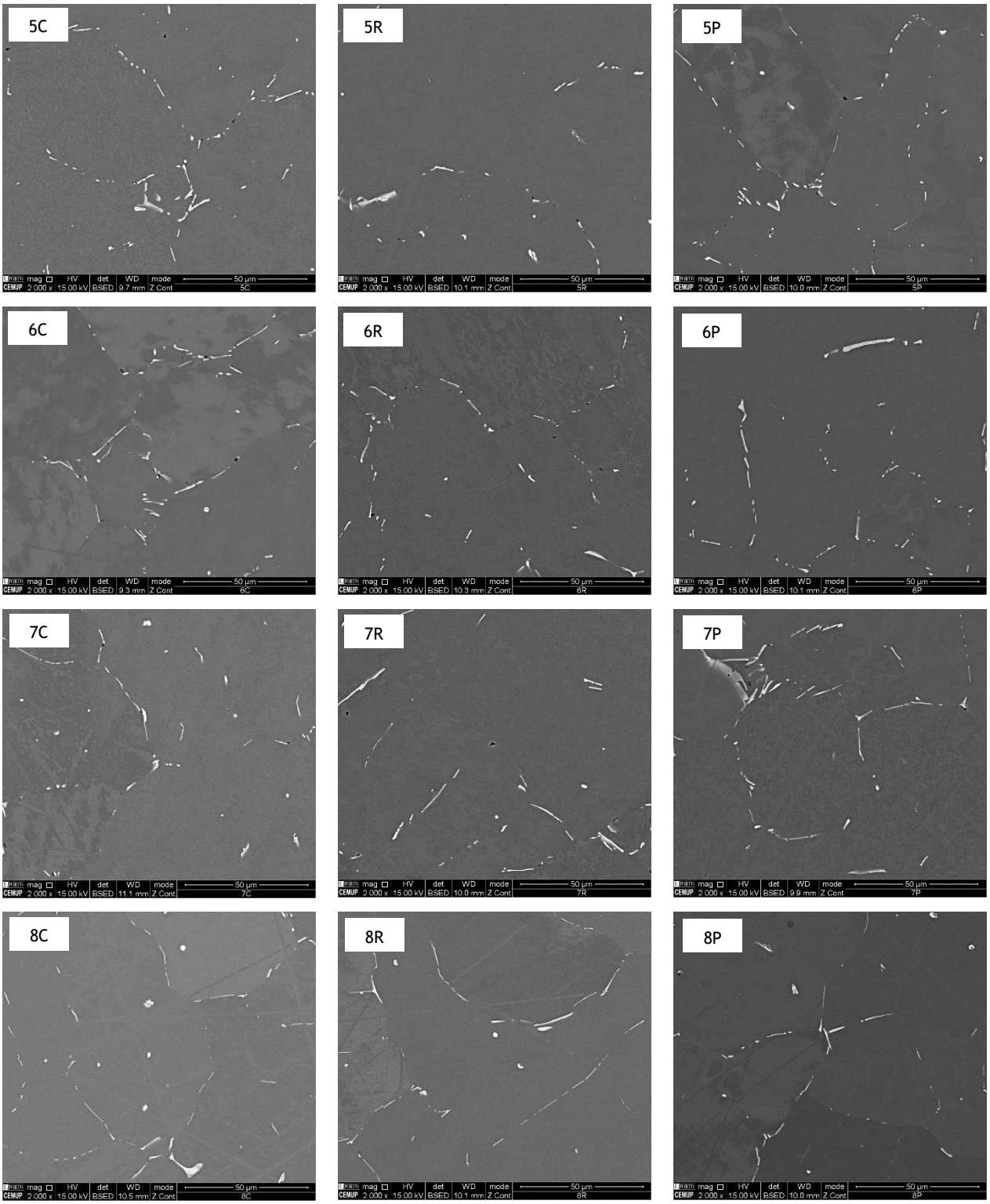


Figura 57. (cont.) Imagens em SEM das microestruturas relativas a cada zona das fatias do bilete, para cada um dos tratamentos térmicos de homogeneização realizados.

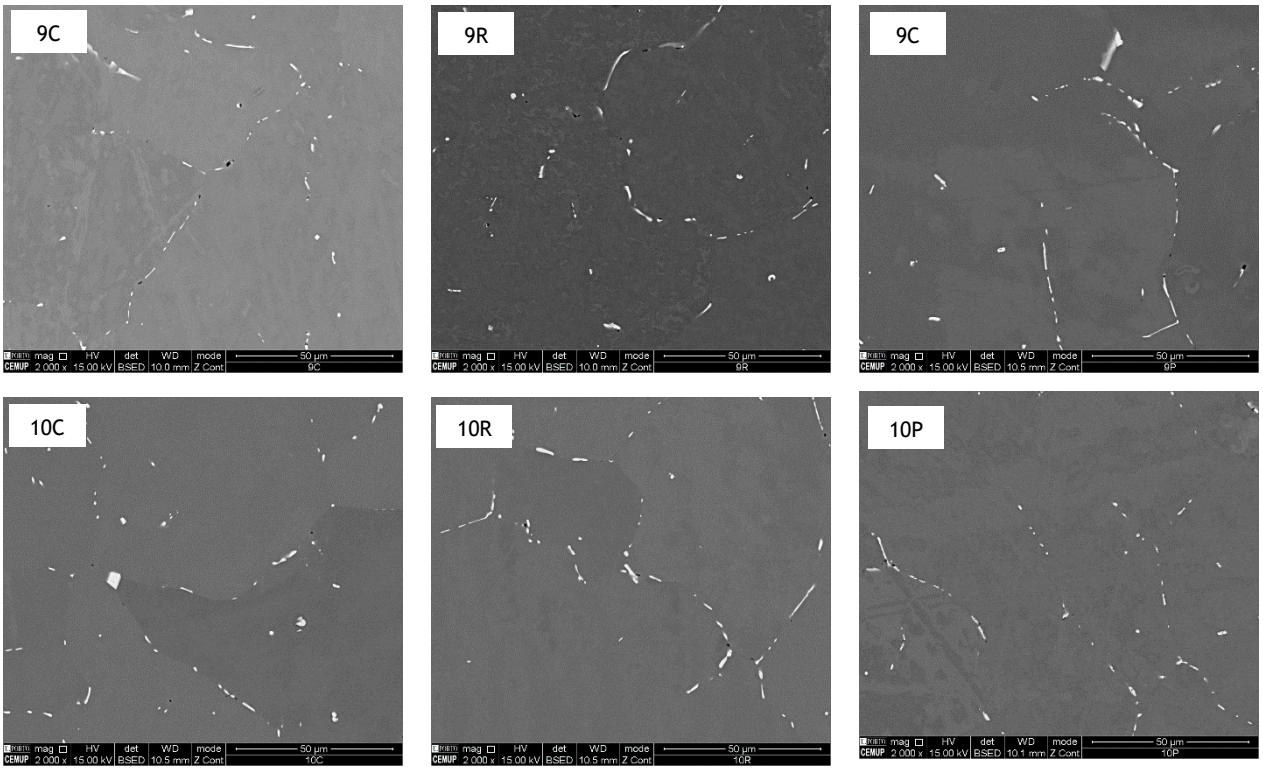


Figura 57. (cont.) Imagens em SEM das microestruturas relativas a cada zona das fatias do bilete, para cada um dos tratamentos térmicos de homogeneização realizados.

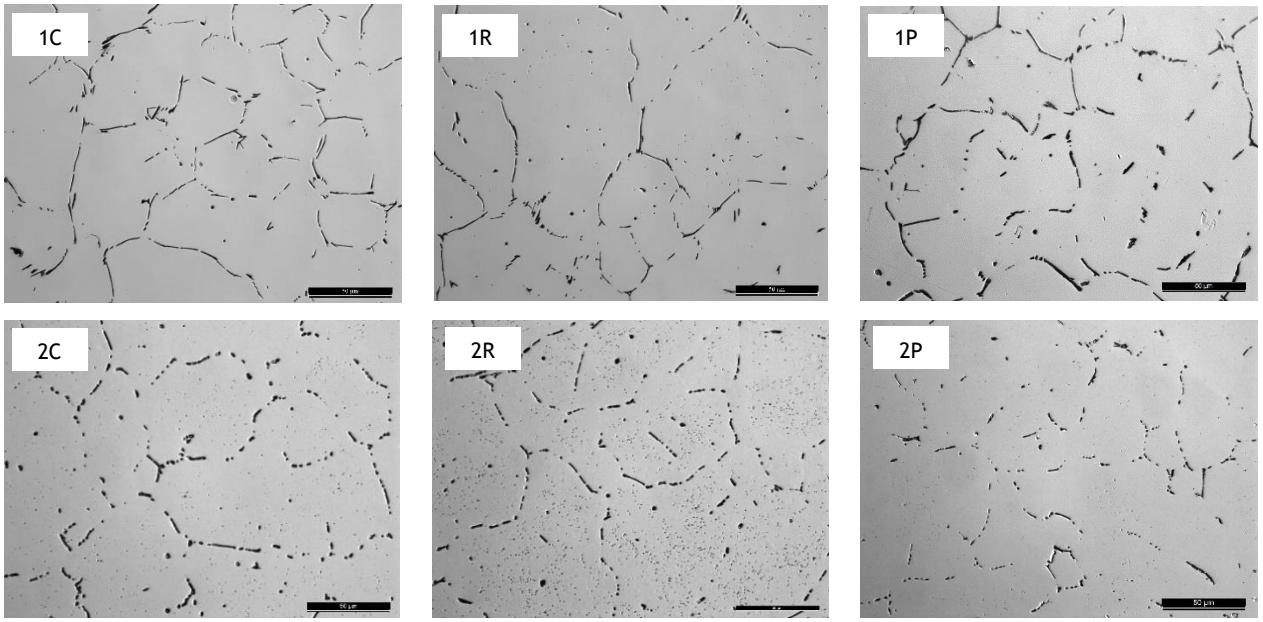


Figura 58. Imagens em MO das microestruturas relativas a cada zona das fatias do bilete, para cada um dos tratamentos térmicos de homogeneização realizados.

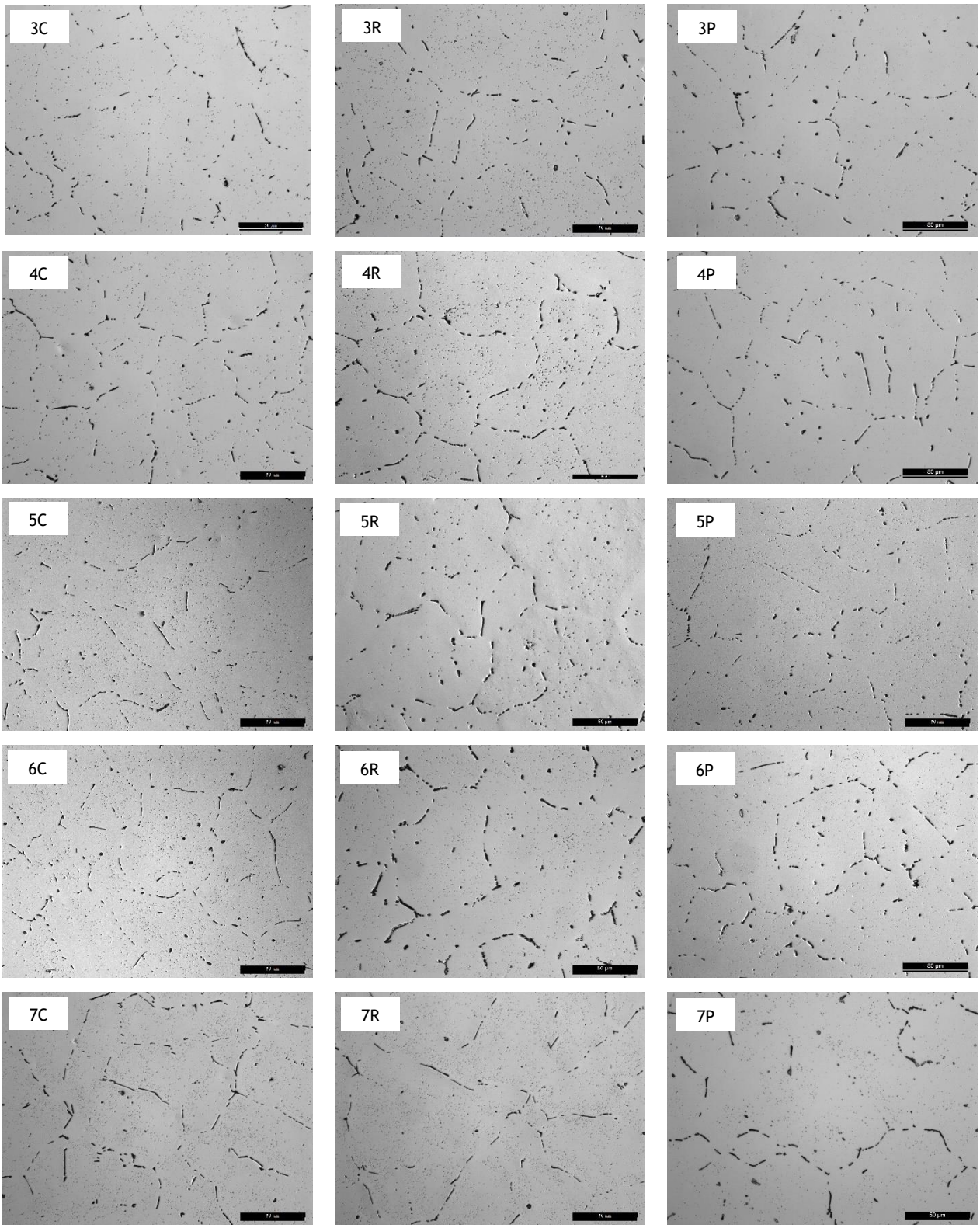


Figura 58. (cont.) Imagens em MO das microestruturas relativas a cada zona das fatias do bilete, para cada um dos tratamentos térmicos de homogeneização realizados.

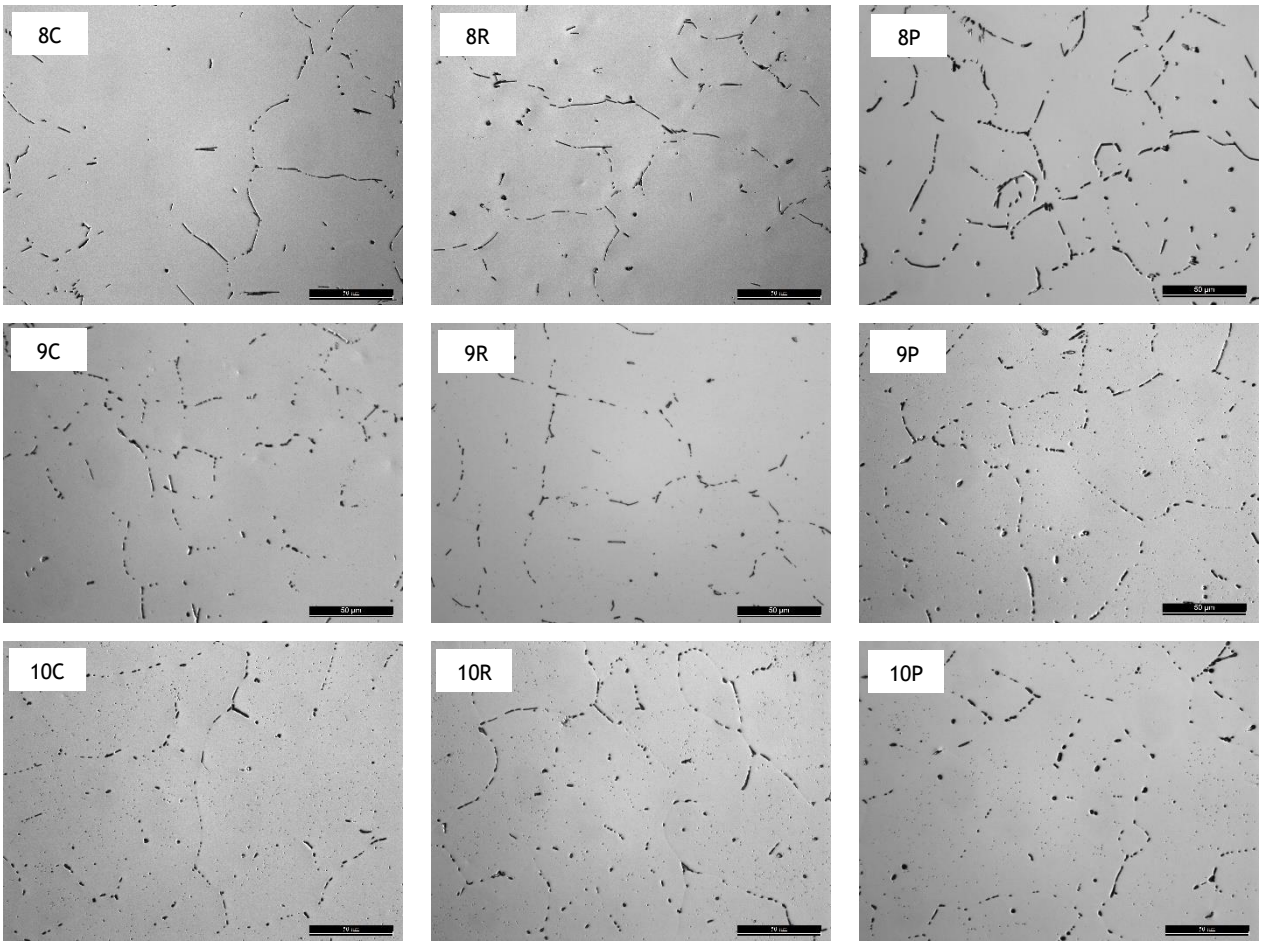


Figura 58. (cont.) Imagens em MO das microestruturas relativas a cada zona das fatias do bilete, para cada um dos tratamentos térmicos de homogeneização realizados.

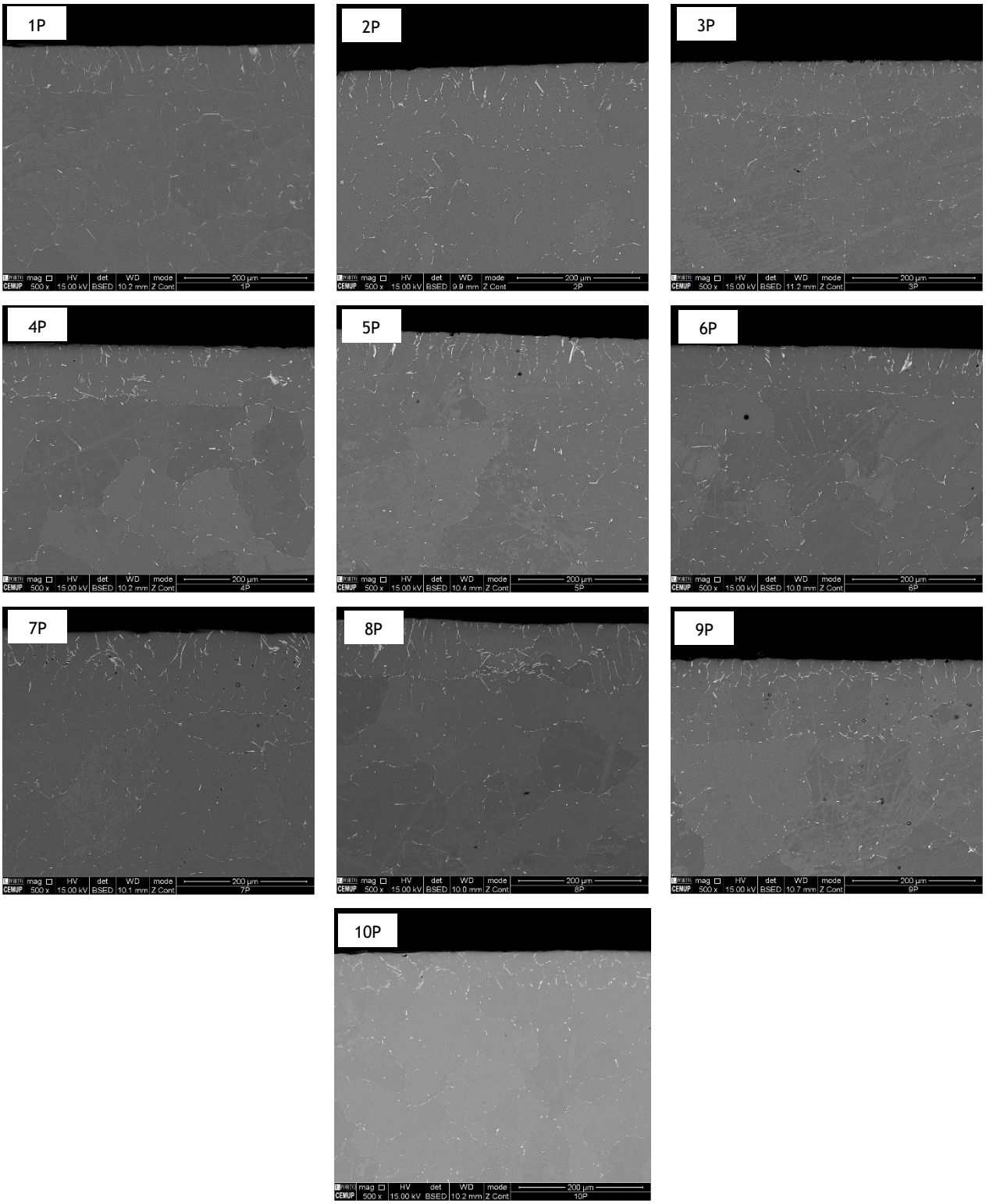


Figura 59. Imagens em SEM das microestruturas, onde são visíveis as zonas de segregação, relativas à zona periférica do bilete, para cada um dos tratamentos térmicos de homogeneização realizados.

Anexo 6: Ensaios de Tração e de Dureza

Neste anexo são disponibilizados os resultados dos ensaios de tração e de dureza para os perfis produzidos nas diferentes condições de homogeneização e de extrusão.

Tabela 20. Propriedades mecânicas dos perfis extrudidos

Identificação do perfil	Dureza (HBW2,5/62,5)	Rm (MPa)	$Rp_{0,2}$ (MPa)	A (%)
3HO11	68±2	193±2	173±2	10,9±0,6
2HO8	66±1	195±4	169±4	11,0±0,6
2HO9	66±1	197±2	173±2	11,2±1,3
2HO11	72±1	206±3	183±3	11,2±0,7
2HO12	70±1	202±2	177±2	10,7±0,2
2HO13	66±1	188±5	162±5	10,5±0,7
2HO14	71±1	207±3	182±5	12,0±1,7
0,5HO8	68±1	201±2	173±2	11,7±1,6
0,5HO11	67±1	198±5	171±4	11,4±0,4
0,5HO14	66±1	198±3	171±4	12,4±1,0
NORMA EN 755-2:2013	**≥70**	**≥190**	**≥150**	**≥8**