

U. PORTO

FEUP FACULDADE DE ENGENHARIA
UNIVERSIDADE DO PORTO

M 2019

**INTERPRETAÇÃO DOS FENÓMENOS DE
SOLIDIFICAÇÃO DUMA LIGA A356.0**
POR ANÁLISE TÉRMICA E CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

MARCOS ANTÓNIO MORAIS AGUIAR

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO APRESENTADA

À FACULDADE DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE DO PORTO EM 5 DE SETEMBRO DE 2019

ORIENTADOR

PROFESSOR DOUTOR CARLOS SILVA RIBEIRO

<i>CANDIDATO</i>	Marcos António Morais Aguiar	<i>Código</i>	201502905
<i>TÍTULO</i>	Interpretação dos fenómenos de solidificação numa liga a356.0 por análise térmica e caracterização microestrutural		
<i>DATA</i>	05 de setembro de 2019		
<i>LOCAL</i>	Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto - Sala F106 - 14:00h		
<i>JÚRI</i>	<i>Presidente</i>	Luís Filipe Malheiros de Freitas Ferreira	DEMM/FEUP
	<i>Arguente</i>	Rui Jorge de Lemos Neto	DEMec/FEUP
	<i>Orientador</i>	Carlos Silva Ribeiro	DEMM/FEUP

Agradecimentos

Dedico este espaço a todos aqueles que me acompanharam e auxiliaram na realização desta dissertação.

Ao Professor Doutor Carlos Alberto Silva Ribeiro, orientador desta dissertação, agradeço imenso pela sugestão de tema e a oportunidade que me proporcionou para obtenção de grau de mestre. Agradeço a sua prontidão na resposta, e como sempre me encaminhou para a resolução dos obstáculos. Agradeço também, todo o apoio, confiança e amizade, que me transmitiu e a motivação para chegar a este momento. Um verdadeiro professor.

Ao Doutor Vítor Anjos e ao Eng.º Jorge Meireles que me acompanharam no início desta dissertação, agradeço pela transmissão de conhecimento e disponibilidade para discussão de soluções durante o desenvolvimento do sistema Pressão Contra Pressão.

À futura doutorada Tânia Azevedo, um especial agradecimento pela sua disponibilidade que sempre demonstrou para me ajudar, apresentando sugestões e melhorias para a realização deste trabalho.

Ao Sr. Ramiro, agradeço imenso pela paciência demonstrada ao longo dos meses que solicitei o seu apoio técnico, ao longo deste trabalho. Agradeço pela transmissão de conhecimento e da sua experiência profissional e pessoal.

À Cruz Martins & Wahl, um muito obrigado pelo trabalho de colaboração neste trabalho.

À minha família, agradeço imenso por todo o apoio incondicional que me deram ao longo destes últimos quatro anos.

Aos meus amigos, obrigado pela vossa simples presença em todo este meu caminho.

Às pessoas que já não estão presentes na minha vida, obrigado por me ter trazido a este ponto que me agora encontro.

A todos, o meu muito obrigado.

Resumo

As ligas de alumínio representam um material de excelência e de grande importância, relevante para qualquer ramo da engenharia. A investigação e desenvolvimento das ligas de alumínio é promovida, fundamentalmente, para a sua utilização na indústria automóvel e aeronáutica, onde são requeridos componentes de elevada exigência mecânica com baixa massa volúmica.

A presente dissertação teve como objetivo estudar os fenómenos de solidificação de uma liga A356.0 (Al7Si0,3Mg) face a diferentes regimes de arrefecimento, quando a mesma apresenta diferentes níveis de hidrogénio, e é sujeita a tratamentos de modificação de silício eutético e afinação de grão. Para tal, procedeu-se com a produção de três corpos de prova desta liga por fundição em areia, variando a condição do banho metálico pelo seu nível de desgaseificação, adição do modificador Al5Sr e do afinador Al5Ti1B.

Por análise térmica e caracterização microestrutural de três degraus de diferentes espessuras, numa seção em escada, verificou-se que a diminuição do SDAS é dada, primeiramente, pelo aumento da velocidade de arrefecimento. Não se observou que, a adição do afinador de grão para 0,18%Ti e 35 ppm B da massa, ou a presença do hidrogénio dissolvido, tenha um efeito significativo no SDAS. Para os três degraus estudados, com um módulo de arrefecimento de 0,78, 0,59 e 0,20 cm, foi determinado um SDAS médio de 58,7, 44,6 e 27,0 μm , respetivamente. Adicionalmente, verificou-se que o tratamento de modificação com 100 ppm Sr não foi eficaz somente para o degrau de módulo 0,78 cm, resultando numa morfologia acicular e grosseira do silício, devido a uma velocidade de arrefecimento menor.

Palavras-Chave: A356.0, Análise Térmica, Desgaseificação; Afinação de grão, Modificação do Silício Eutético.

Abstract

Aluminum alloys are considered a material of excellence and of great importance, relevant for their applicability in every branch of engineering. The research and development in aluminum alloys is primarily promoted by the automotive and aeronautics industry, known for their demand in high integrity components with high mechanical properties and low density.

This dissertation aimed to study the solidification process of the A356.0(Al7Si0,3Mg) alloy under various cooling rates while altering conditions such as the level of dissolved hydrogen, execution of silicon modification and grain refining treatment. For this purpose, three specimens were produced by sand casting, varying the quality of the melt by its degassing level and additions of master alloys Al5Sr and Al5Ti1B.

Using thermal analysis and microstructural characterization of three step-like sections with different thickness, varying incrementally, it was examined that increasing the cooling rate is the primary factor in decreasing the value of SDAS. No significant effect on the SDAS was observed by the addition of 0,18%Ti and 35 ppm B (grain refiner) or by increasing the hydrogen level in the melt. The SDAS mean value measured for the three sections with a modulus of 0,78, 0,59 and 0,20 cm was 58,7, 44,6 and 27,0 μm , respectively. Furthermore, it was examined that the modification treatment with 100 ppm Sr was not effective only for the section with a modulus of 0,78 cm, resulting in a coarse and needle-like silicon particles, mostly due to a lower cooling rate verified at this section.

Keywords: A356.0, Thermal Analysis, Degassing, Grain Refining, Eutectic Silicon Refining

Índice

1. Introdução	1
2. Revisão Bibliográfica	3
2.1. Ligas de Alumínio de fundição	3
2.1.1. Sistema alumínio-silício-magnésio	5
2.1.2. Liga A356.0	6
2.2. Solidificação de ligas hipoeutéticas	7
2.2.1. Fase α -(Al) primária	7
2.2.2. Reação eutética	9
2.3. Porosidade	9
2.3.1. Hidrogénio	10
2.3.2. Contração	11
2.4. Tratamento do banho metálico	11
2.4.1. Desgaseificação	11
2.4.2. Afinação do grão	14
2.4.3. Tratamento de modificação	16
2.5. Análise térmica	16
2.5.1. Nucleação α -(Al)	17
2.5.2. Modificação do silício eutético	19
3. Materiais e métodos experimentais	21
3.1. Matéria-prima	21
3.2. Cavidade moldante	22
3.3. Sistema de aquisição das curvas de solidificação	24
3.3.1. Calibração dos termopares	26
3.3.2. Instalação dos termopares	27
3.3.3. Tratamentos dos dados	28
3.4. Produção das peças	30
3.5. Determinação do índice de densidade	32
3.6. Preparação metalográfica	34
3.7. Análise microestrutural	35
3.7.1. Quantificação da porosidade	35
3.7.2. Medição do SDAS	35
3.8. Ensaios de dureza	36
4. Apresentação e discussão dos resultados	37
4.1. <i>Reduced Pressure Test</i>	37
4.2. Curvas de Arrefecimento	38
4.3. Estrutura Dendrítica	44

4.4. Modificação do Silício	46
4.5. Porosidade	49
4.6. Dureza	52
5. Conclusões	54
5.1. Trabalhos Futuros	55
Bibliografia	56
Anexos	59
Anexo A - Cálculo das adições de ligas mãe	59
Preparação Carga VGA	59
Preparação Carga VGB	59
Preparação Carga VGC	59
Anexo B - Cálculo do índice de densidade	61

Lista de Figura

Figura 1 - Diagrama de fases Al-Si-Mg para composições de ligas comercializadas; (A) Projeção da linha liquidus; (B) Projeção da linha solidus; (C) Canto do alumínio (adaptado de [7]).	5
Figura 2 - Liga A356.2 modificada com 200 ppm Sr e afinada com 0,10%Ti (Al5Ti1B) [14].	7
Figura 3 - Exemplo de solidificação direcionada de uma liga Al7Si0,3Mg, sem adição de afinador de grão, e o seu efeito na microestrutura (adaptado de [15]).	8
Figura 4 - (A) Ilustração da nucleação das dendrites, com identificação do espaçamento dendrítico DAS e SDAS (adaptado de [17]); (B) Estrutura de grão e dendrites de uma liga A356.2 afinada com 0,08%Ti (adaptado de [18]).	8
Figura 5 - Tipologia de porosidade verificada na microestrutura de uma peça produzida na liga A356.0; (A) Porosidade resultante da precipitação de H ₂ ; (B) Microrechupe ([21])	9
Figura 6 - Solubilidade de hidrogénio no alumínio e na ligas 356.0 e 319.0 [22].	10
Figura 7 - Esquematização dos mecanismos presentes na formação de macro e micro rechupe (adaptado de [17]).	11
Figura 8 - Esquematização de um processo de desgaseificação pela introdução de um gás de purga, utilizando uma lança rotativa (adaptado de [16]).	12
Figura 9 - Exemplo de uma escala industrial de resultados para o ensaio RPT, com o respetiva densidade de cada amostra [16].	13
Figura 10 - (A) Crescimento do grão a limitado pela presença de Ti no banho metálico; (B) Efeito do Ti em excesso no banho metálico para a nucleação por parte de TiB ₂ (adaptado de [29]).	14
Figura 11 - Macrografias de uma liga de alumínio AlSi7Mg0,3 sujeita a um tratamento de afinação do grão utilizando boro em diferentes percentagens, sem adição de Sr (adaptado de [27]).	15
Figura 12 - Microestrutura de uma liga A356.0. (A) Liga não modificada com uma taxa de solidificação de 1,5 a 2°C/s; (B) Liga modificada com 156 ppm de Sr com uma taxa de solidificação de 1,5 a 2°C/s; (adaptado de [31]);	16
Figura 13 - Nomenclatura utilizada na interpretação de curvas de arrefecimento obtidas por análise térmica, para um exemplo de uma curva de uma liga de ferro fundido (adaptado de [25]).	17
Figura 14 - Exemplo das diferenças verificadas entre duas curvas de arrefecimento quando é adicionado um afinador do grão (adaptado de [30]).	17
Figura 15 - Relação entre as curvas de arrefecimento e o tamanho de grão resultante; (A) Tamanho de grão grosseiro; (B) Tamanho de grão fino (adaptado de [25]).	18
Figura 16 - (A) Curva de arrefecimento genérica para uma liga de alumínio A356.0 com respetiva 1ª derivada; (B) Ampliação da curva na região da reação eutética, com indicação dos principais parâmetros (Adaptado de [31]).	19
Figura 17 - Variação da temperatura eutética numa liga A356.2 devido à adição de Sr (modificador) e Ti (afinador), em quantidades diferentes (adaptado de [32]).	20

Figura 18 - Esquematização geral das etapas realizadas no decorrer deste trabalho. ...	21
Figura 19 - (A) Exemplo do lingote $AlSi7Mg0,3$ de fusão primária utilizado na preparação da carga de alumínio; (B) Varetas das ligas mãe $Al5Sr$ e $Al5Ti1B$ utilizadas para os tratamentos do banho metálico.	22
Figura 20 - (A) Modelo 3D da peça vazada produzida; (B) Corte lateral da peça.	23
Figura 21 - (A) Meia moldação inferior; (B) moldação em areia.....	24
Figura 22 - Termopar tipo K da liga chromel/alumel utilizado durante este trabalho. .	25
Figura 23 - Ponteira do termopar revestida com uma tinta refratária de zircónia; (A) Ponteira com um filme de tinta uniforme; (B) aplicação do revestimento.	25
Figura 24 - Placa de aquisição de dados Daq/56".	26
Figura 25 - Introdução dos termopares no interior do forno de mufla.	26
Figura 26 - Curvas de temperatura para cada termopar face à referência; (A) $500^{\circ}C$; (B) $725^{\circ}C$	27
Figura 27 - Posicionamento da ponteira dos termopares T1, T2, e T3, em relação aos degraus D1, D3 e D5, respetivamente.	27
Figura 28 - Criação dos orifícios para instalação dos termopares no interior da cavidade moldante.	28
Figura 29 - Instalação dos termopares no interior da cavidade moldante, previamente à realização dos vazamentos.	28
Figura 30 - Exemplo pós processamento realizado aos dados registados por cada termopar; (A) Curva pré-tratamento; (B) Curva pós tratamento.	29
Figura 31 - Forno de fusão de alumínio do departamento; (A) Visão geral do equipamento; (B) Câmara de fusão contendo um cadinho com 3,5 kg de capacidade de carga; (C) Válvulas de admissão de gás.	30
Figura 32 - Registo das curvas de arrefecimento após vazamento do banho metálico para o interior da moldação da areia.	32
Figura 33 - Peças produzidas por fundição no âmbito deste trabalho.	32
Figura 34 - (A) Cadinho de solidificação; (B) Bomba de vácuo.	33
Figura 35 - Balança digital Densitec utilizada para a determinação do índice de densidade I.D.; (A) Medição da massa do provete no ar; (B) Medição da massa da amostra mergulhada na água.	33
Figura 36 - Sequência de cortes durante a operação de seccionamento da escada.	34
Figura 37 - Metodologia linear para determinação do SDAS [37].	35
Figura 38 - Corte transversal das amostras obtidas durante o ensaio RPT (solidificadas em vácuo), para cada banho preparado, com indicação do respetivo ID e densidade. ...	37
Figura 39 - Curvas de arrefecimento dos três degraus estudados, para o ensaio VGA. ..	38
Figura 40 - Curvas de arrefecimento registadas para os degraus D1, D3 e D5; (A) Ensaio VGB; (B) Ensaio VGC	39
Figura 41 - Região da curva de arrefecimento relativamente à nucleação da fase α -Al para o degrau D1; (A) VGA; (B) VGB; (C) VGC.	40
Figura 42 - Região da curva de arrefecimento relativamente reação eutética para o degrau D1; (A) VGA; (B) VGB; (C) VGC.	42

<i>Figura 43 - Estrutura dendrítica (50x); (A) VGA.D1 Junto à parede da moldação; (B) Ligeiramente à direita da imagem apresentada em (A); (C) VGC.D3 afinada com 0,18%Ti;</i>	<i>44</i>
<i>Figura 44 - Estrutura dendrítica no centro dos degraus estudados (100x).</i>	<i>45</i>
<i>Figura 45 - Resultados da medição do SDAS para cada amostra analisada.</i>	<i>46</i>
<i>Figura 46 - Estrutura do silício eutético observada para o degrau D1, nos três ensaios realizados (500x).</i>	<i>47</i>
<i>Figura 47 - Estrutura do silício eutético observada para os degraus D3 e D5, nos três ensaios realizados (500x);</i>	<i>48</i>
<i>Figura 48 - Macrografias de cada uma das amostras analisadas, após etapa de polimento.</i>	<i>49</i>
<i>Figura 49 - Microestrutura dos três degraus estudados para o ensaio VGA (50x).</i>	<i>50</i>
<i>Figura 50 - Microrrechupe encontrado em VGB e porosidade observada em VGC.....</i>	<i>51</i>
<i>Figura 51 - Quantificação da porosidade nas amostras recolhidas do corpo de ensaio VGA.....</i>	<i>52</i>
<i>Figura 52 - Resultados para o ensaio de dureza realizados no centro de cada amostra.</i>	<i>52</i>

Lista de Tabelas

<i>Tabela 1 - Nomenclatura para as ligas de alumínio para fundição, dada pela AA [2, 3]..</i>	<i>4</i>
<i>Tabela 2 - Sistema de classificação das ligas de alumínio para fundição do CEN [4, 5]...</i>	<i>4</i>
<i>Tabela 3 - Composição química da liga A356.0 [8, 9].</i>	<i>6</i>
<i>Tabela 4 - Propriedades usuais para peças, na liga de alumínio A356.0, fabricadas em fundição em areia (adaptado de [3]).....</i>	<i>6</i>
<i>Tabela 5 - Composição química nominal para as ligas mãe utilizadas para tratamentos do banho metálico.</i>	<i>22</i>
<i>Tabela 6 - Identificação dos módulos para cada um dos degraus na seção escada do corpo de prova produzido.....</i>	<i>24</i>
<i>Tabela 7 - Condições dos três ensaios realizado durante este trabalho.....</i>	<i>31</i>
<i>Tabela 8 - Condições de ensaio de dureza Brinell realizado neste trabalho [38].</i>	<i>36</i>
<i>Tabela 9 - Condições de ensaio para cada um dos corpos de prova produzidos.</i>	<i>38</i>
<i>Tabela 10 - Pontos característicos da nucleação da fase a (valores aproximados).</i>	<i>41</i>
<i>Tabela 11 - Pontos característicos da reação eutética.</i>	<i>43</i>
<i>Tabela 12 - Velocidade de arrefecimento para cada um dos degraus estudados.....</i>	<i>43</i>

1. Introdução

A presente dissertação foi realizada na Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, no final do ciclo de estudos para a obtenção do grau de mestre em Engenharia Metalúrgica e de Materiais. O trabalho desenvolvido consistiu no processamento de uma liga de fundição de alumínio A356.0, estudando o seu percurso de solidificação por aplicação de técnicas de análise térmica e caracterização microestrutural.

Esta dissertação visou, inicialmente, o desenvolvimento e construção de um sistema de fundição pressão contra pressão (PCPC), no Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Posteriormente, seria pretendido a validação do processo pela produção de peças em alumínio na liga A356.0, com a subsequente caracterização microestrutural e determinação das suas propriedades mecânicas, identificando as principais variáveis do processo e como estas influenciam as propriedades da peça. Porém, atrasos na construção de componentes estruturais, e uma avaria num dos equipamentos impediram, numa fase já muito avançada, prosseguir com o objetivo proposto inicialmente.

Dessa forma, ajustou-se o objetivo do trabalho para a verificação do efeito do grau de desgaseificação do banho metálico juntamente com o tratamento de modificação do silício eutético e afinação de grão nas propriedades da liga A356.0, vazada graviticamente numa moldação em areia. Este estudo será fundamentado pela avaliação do banho metálico face ao seu índice de densidade, obtenção das curvas de arrefecimento por análise térmica e pela caracterização microestrutural, especificamente, do SDAS. O foco da análise será feito a uma seção em escada, do corpo de prova, com degraus com diferentes módulos de arrefecimento, cuja solidificação será registada por análise térmica e interpretada juntamente com análise microestrutural qualitativa e quantitativa,

Assim, procedeu-se com a produção de três corpos de prova por fundição em areia, onde a preparação do respetivo banho metálico seria realizada visando a obtenção de condições diferentes, nomeadamente, no que diz respeito ao hidrogénio dissolvido, a adição de modificador do silício eutético Al5Sr e a adição do afinador Al5Ti1B.

A estrutura do presente documento divide-se em 5 capítulos:

- **Capítulo 1:** Introdução à presente dissertação, apresentando o âmbito do trabalho experimental realizado e os principais objetivos;
- **Capítulo 2:** Enquadramento teórico pela apresentação da pesquisa bibliográfica feita às ligas de alumínio de fusão do sistema Al-Si-Mg, com especial foco à liga A356.0 (Al7Si0,3Mg). Foram abordados os seus principais microconstituintes, bem como os principais tratamentos no estado líquido para melhoria das propriedades. Adicionalmente, foi introduzido o tema da análise térmica, especificando a sua utilização para interpretação da solidificação da liga A356.0;
- **Capítulo 3:** Descrição dos materiais e equipamentos utilizados durante a apresentação da metodologia implementada, para cumprimento dos objetivos traçados para esta dissertação;

- **Capítulo 4:** Apresentação e discussão dos resultados obtidos experimentalmente;
- **Capítulo 5:** Principais conclusões retiradas pela realização do presente trabalho, delineando perspetivas para trabalhos futuros.

2. Revisão Bibliográfica

As ligas de alumínio situam-se como materiais de excelência devido, principalmente, à sua versatilidade que permite aplicabilidade em variadíssimas áreas da engenharia. O alumínio é um metal de grande importância para a atividade humana, presente e futura, reforçado pelo crescimento acentuado na sua produção global. Entre 2005 a 2015, a quantidade de alumínio produzido praticamente duplicou, de 32 Mtons para 58 Mtons, respetivamente [1].

Este crescimento na produção do alumínio está associado, como seria de esperar, ao presente objetivo na redução da emissão de CO₂ relacionado com o combate às alterações climáticas [1]. A redução efetiva da massa do veículo, e subsequente melhoria na sua eficiência energética, verifica-se como uma das metodologias mais implementadas para cumprir com as novas, e mais restritas, metas para as emissões gasosas [1]. A indústria dos transportes tornou-se assim um dos principais promotores e utilizadores do alumínio e as suas ligas. Quando atualmente, em média, um veículo possui componentes em alumínio num total de 152 kg, prevê-se que esse valor suba e ultrapasse os 250 kg no ano de 2025 [1].

A obtenção de componentes de alumínio de elevada integridade estrutural, produzidos por fundição, permanecem assim o foco da investigação e desenvolvimento por parte da indústria. Deste tipo de componentes automóveis encontram-se as jantes, blocos do motor, cabeças de cilindro, peças para o sistema de suspensão, mas também para a própria estrutura do veículo [1].

2.1. Ligas de Alumínio de fundição

O alumínio e as suas ligas representam, juntamente com as ligas ferrosas, um material de grande importância e relevância para a área de engenharia. É verificada a utilidade deste metal em diversas aplicações, desde simples utensílios e reservatórios alimentares e componentes eletrónicos, a aplicações de grande exigência mecânica como componentes para a indústria automóvel ou aeronáutica, por exemplo. O alumínio é tanto flexível no tipo de aplicação como nos processos de fabrico possíveis, podendo ser utilizados praticamente todos [2].

A classificação das ligas de alumínio encontra-se normalmente separada em duas grandes categorias, ligas para conformação (*wrought*) e ligas para fundição (*cast*) [2]. Neste trabalho só será abordada a classificação das ligas de alumínio de fundição. A classificação mais utilizada e popularizada no meio industrial e académico foi criada, e é gerida, pela *Aluminum Association* (AA), baseada nos Estados Unidos da América [3].

Esta classificação da AA utiliza um código alfanumérico composto por uma letra e por quatro números, apresentando uma nomenclatura “*annn.n*”. O primeiro número é reservado para a identificação do principal, ou principais, elementos de liga, sendo que, em conjunto com o segundo e terceiro número, dá indicação da liga base. A letra no início

da nomenclatura é utilizada, somente, quando a composição química da liga base sofre alterações no limite das impurezas. O último número, precedido por um ponto, pode ser “0” no caso da identificação de uma liga para um produto vazado, “1” para um lingote e “2” para um lingote com composição química controlada [2, 3]. A nomenclatura encontra-se resumida na tabela 1.

Tabela 1 - Nomenclatura para as ligas de alumínio para fundição, dada pela AA [2, 3].

Liga Especial α	Liga Base n	Tipo		
		n	n	n
Alteração na composição química da liga base A, B, C, (...) X - Ligas experimentais	Elemento(s) de liga: 1 - Alumínio puro (99,00% min) 2 - Cobre 3 - Silício com Cobre e/ou Magnésio 4 - Silício 5 - Magnésio 7 - Zinco 8 - Estanho 9 - Outro	1 a 9 1 a 9		0 - Produto Vazado 1 - Lingote 2 - Lingote com composição química restrita

Outro sistema de classificação das ligas de alumínio para fundição utilizado é mantido pelo Comité Europeu de Normalização (CEN), estando publicado nas normas europeias. O sistema europeu utiliza duas nomenclaturas possíveis para identificar a liga, com uma designação numérica (NP EN 1780-1) ou uma designação baseada em símbolos químicos (NP EN 1780-2), encontrando-se ambas identificadas na tabela 2 [4, 5].

Tabela 2 - Sistema de classificação das ligas de alumínio para fundição do CEN [4, 5].

Designação numérica (nomenclatura)	
EN A α	nnnnn
EN - Norma Europeia A - Liga de Alumínio α : B - Lingotes para refusão C - Produtos vazados M - Ligas mãe	Elemento de liga maioritário: 2nnnn - Cobre 4nnnn - Silício 5nnnnn - Magnésio 7nnnn - Zinco Grupo da liga: 21nnn - Al Cu 41nnn - Al SiMgTi 42nnn - Al Si7Mg 43nnn - Al Si10Mg 44nnn - Al Si 45nnn - Al Si5Cu 46nnn - Al Si9Cu 47nnn - Al Si(Cu) 48nnn - Al SiCuNiMg 51nnn - Al Mg 71nnn - Al ZnMg
Designação baseada em símbolos químicos (nomenclatura)	
EN A α	Al ...
EN - Norma Europeia A - Liga de Alumínio α : B - Lingotes para refusão C - Produtos vazados M - Ligas mãe	Símbolos químicos dos principais elementos de liga, juntamente com os valores percentuais nominais.
Exemplos:	EN AC-42100 (EN AB-ALSi7Mg0,3) EN AB-46400 (EN-AB-ALSi9Cu1Mg) EN AB-51300 (EN AB-ALMg5) EN AM-93804 (EN AM-AL10Sr)

2.1.1. Sistema alumínio-silício-magnésio

A família de ligas do sistema Al-Si-Mg (série 3xx.x) é uma das mais conhecidas na área da fundição de alumínio, podendo ser utilizada em praticamente qualquer processo. A série 3xxx.x parte do sistema binário Al-Si e a sua já vasta família de ligas, e faz a combinação com o magnésio, obtendo-se materiais com, na sua generalidade, boa resistência mecânica, ductilidade e tenacidade à fratura [2, 6].

A adição do silício resulta numa melhoria das características de vazabilidade do alumínio, aumentando significativamente a fluidez do banho metálico que permite o preenchimento de geometrias complexas, com seções mais finas. O magnésio é adicionado ao sistema Al-Si, normalmente, entre valores de 0,30 a 0,70% (limite de solubilidade no Al). Com a presença do Mg em liga, é possível o endurecimento por tratamento térmico, proporcionado pela precipitação do intermetálico Mg_2Si na matriz de Al [3, 6]. A figura 1 apresenta três projeções do diagrama de fases do sistema Al-Si-Mg, podendo o mesmo servir de suporte para aproximações quantitativas quando o teor de Fe é reduzido, o que se verifica, por exemplo, para a liga A356.0.

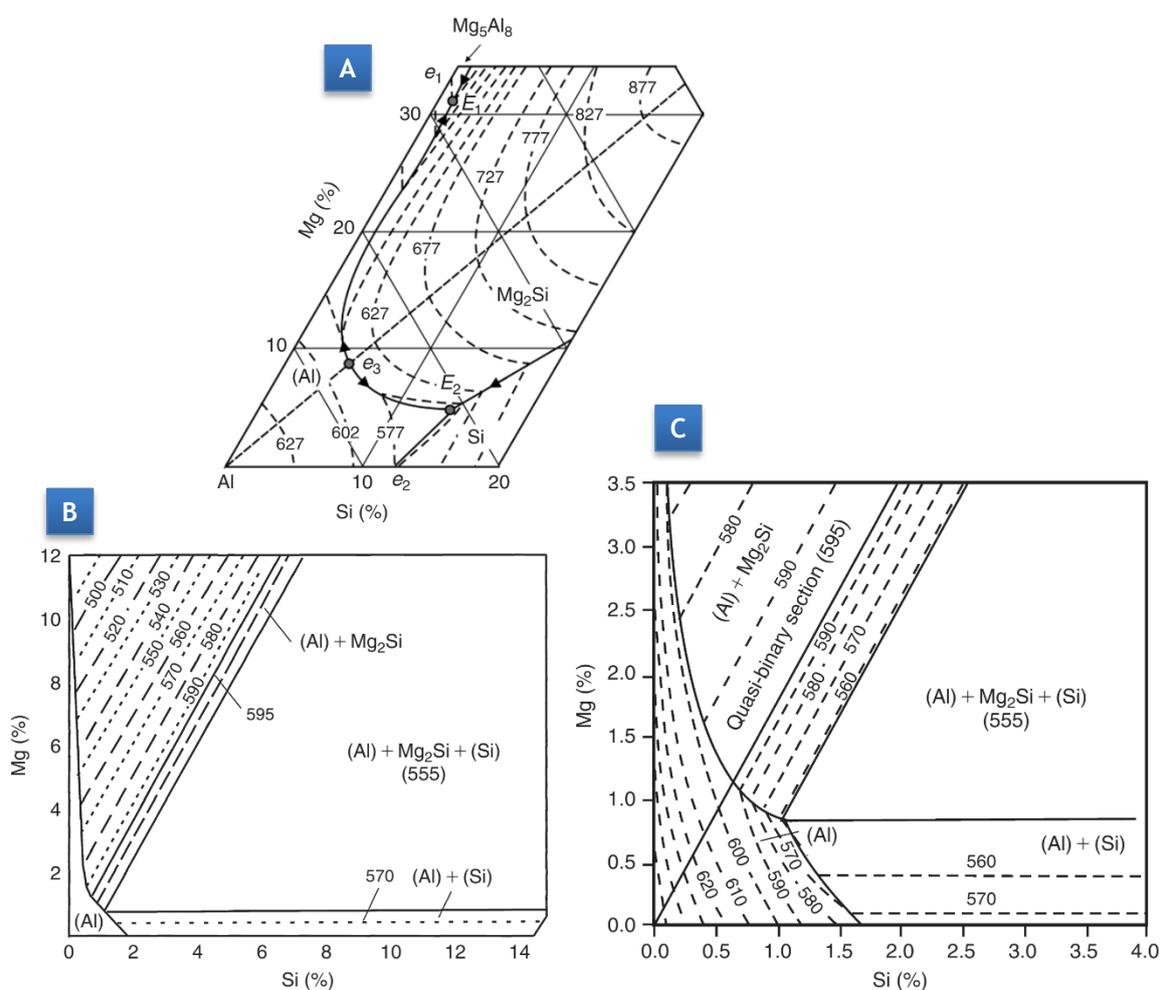


Figura 1 - Diagrama de fases Al-Si-Mg para composições de ligas comercializadas; (A) Projeção da linha liquidus; (B) Projeção da linha solidus; (C) Canto do alumínio (adaptado de [7]).

2.1.2. Liga A356.0

A liga hipoeutética A356.0 pertence ao sistema Al-Si-Mg e apresenta uma composição química (tabela 3) muito semelhante à liga 356.0. Contudo, o teor de impurezas como o ferro, manganês e cobre é limitado, resultando numa melhoria da resistência mecânica e ductilidade face à liga base [6]. A liga A356.0 é bastante utilizada em aplicações de elevada exigência mecânica, por exemplo, componentes para a indústria automóvel como chassis, rodas ou *steering knuckles* [6].

Tabela 3 - Composição química da liga A356.0 [8, 9].

Classificação		Composição Química						
AA	EN (equivalente)	Si%	Mg%	Cu%	Fe%	Ti%	Zn%	Mn%
A356.0	EN AC-42100 (AlSi7Mg0,3)	6,5 - 7,5	0,25 - 0,45		Máx. 0,2			Máx. 0,1

A produção de componentes feitos na liga A356.0 pode ser realizado utilizando a maioria de processos de fundição, e até, processos híbridos (fundição e deformação) [3, 6]. Dada presença de Mg na sua composição, peças fabricadas nesta liga são reencaminhadas para aplicação pretendida, após tratamento térmico T6 de solubilização e envelhecimento artificial. O tratamento térmico T6 decorre pela realização três etapas distintas. A primeira consiste na solubilização do Mg e Si na matriz de alumínio, a temperaturas ligeiramente abaixo do patamar eutético (por exemplo, 540°C) tendo também o efeito de globulização das partículas de Si eutético. A segunda etapa passa por arrefecimento rápido (têmpera) mantendo Mg e Si em solução da matriz de alumínio. A última etapa consiste na precipitação do intermetálico Mg_2Si , denominada envelhecimento artificial, possível pelo estágio da liga a uma temperatura perto dos 150°C, durante cerca de 6 horas, por exemplo [10, 11]. A tabela 4 apresenta as propriedades usuais de uma peça fabricada na liga A356.0.

Tabela 4 - Propriedades usuais para peças, na liga de alumínio A356.0, fabricadas em fundição em areia (adaptado de [3]).

Propriedades Mecânicas ^a			
Tensão de Cedência (MPa)	Tensão de Rotura (MPa)	Extensão após Rotura (%)	Dureza Brinell (HBW 10/500)
205	275	6	75
Propriedade Físicas		Propriedades Térmicas	
Massa Volúmica (kg/m ³)	Temperatura de Vazamento (°C)	Temperatura Liquidus (°C)	Temperatura Solidus (°C)
2,67 x 10 ³	677 - 788	610	560
Nota:	a - Dados referentes ao estado de fornecimento T6.		

2.2. Solidificação de ligas hipoeutéticas

Neste sub-capítulo irão ser abordados alguns dos fenómenos de solidificação de ligas do sistema Al-Si-Mg. Embora direcionado para a liga estudada A356.0, com apresentação de exemplos práticos para a mesma, os fundamentos apresentados podem ser assumidos para outras ligas de alumínio-silício hipoeutéticas (<12,7%Si). Como referido anteriormente, a liga de alumínio A356.0 é hipoeutética onde a sua microestrutura consiste, maioritariamente, de dendrites de fase α -(Al) primária rodeadas pelo composto eutético contendo partículas de Si [12, 13], tal como identificado na figura 2.

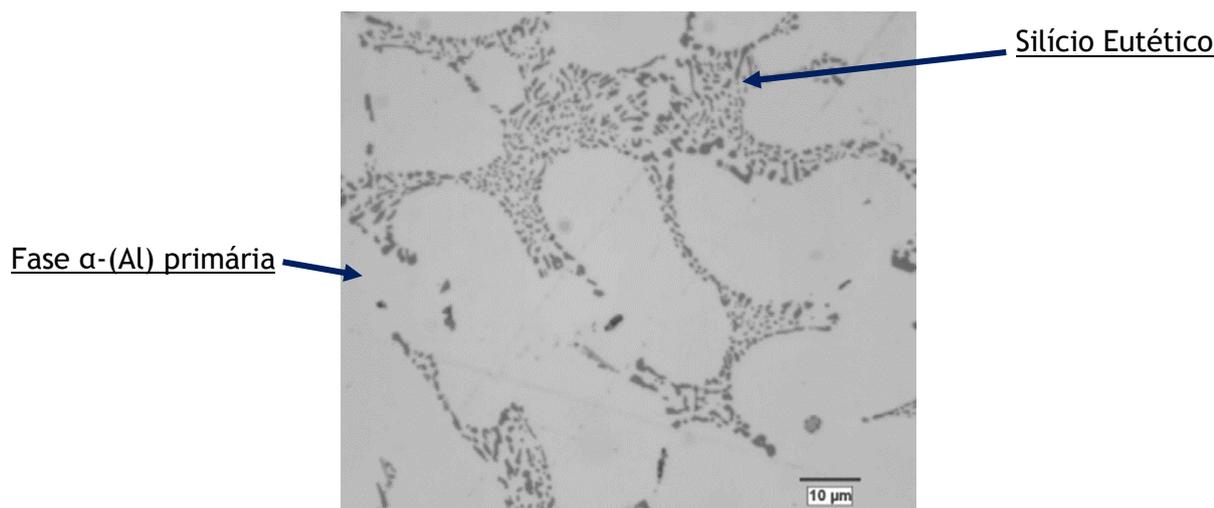


Figura 2 - Liga A356.2 modificada com 200 ppm Sr e afinada com 0,10%Ti (Al5Ti1B) [14].

A microestrutura de um material é de real importância para a engenharia dos materiais, pois encontra-se diretamente relacionada com as propriedades em serviço do mesmo. Fatores como a composição química da liga e as condições de solidificação aplicadas, influenciam a morfologia, tamanho e distribuição dos grãos e fases intermetálicas, bem como o espaçamento entre dendrites [3]. Os mecanismos da sua formação, resultante morfologia e possíveis alterações têm sido foco de investigação e desenvolvimento ao longo de décadas, na área de fundição de alumínio.

Este subcapítulo encontra-se focado para a identificação dos principais microconstituintes numa liga de alumínio hipoeutética, sendo que os tratamentos de afinação e modificação serão abordados posteriormente.

2.2.1. Fase α -(Al) primária

O tamanho e morfologia dos grãos formados dependem, fundamentalmente, da velocidade de arrefecimento, a presença de agentes químicos afinadores no banho metálico, ou até a utilização de ultrassons durante a solidificação da liga [13]. Na ocorrência de nucleação homogênea, ou seja, sem adição de agentes químicos, a solidificação inicia-se junto às paredes da cavidade moldante, pois é nesta interface onde a velocidade de arrefecimento é superior. Tal proporciona, genericamente, a formação

de grãos equiaxiais mais pequenos junto à parede, seguidos de grãos ditos colunares que cresceram na direção da solidificação, até um centro formado por grãos equiaxiais grosseiros, como apresentado na figura 3 [13].

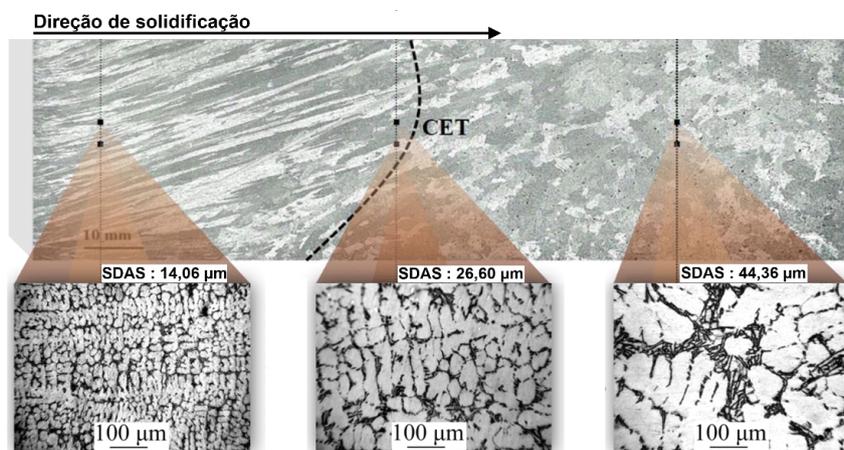


Figura 3 - Exemplo de solidificação direcionada de uma liga Al7Si0,3Mg, sem adição de afinador de grão, e o seu efeito na microestrutura (adaptado de [15]).

Nas ligas hipoeutéticas de fundição do sistema Al-Si-Mg, a solidificação inicia-se com a nucleação da fase α -Al primária, que cresce e assume o formato de dendrites, tal como ilustrado na figura 4-A [3, 13]. De uma forma geral, zonas onde a velocidade de arrefecimento é menor resultam num tamanho de grão maior, e consequentemente, dendrites de maior dimensão que prejudicam a alimentação interdendrítica [16]. Uma estrutura de grão mais pequena e homogênea possível, por exemplo, pela aplicação de velocidades de arrefecimento mais rápidas ou pela utilização de agentes químicos (figura 4-B), é sempre benéfica para o comportamento geral em serviço de um componente. Tal deve-se à melhor redistribuição dos compostos eutéticos e intermetálicos pela microestrutura, bem como uma melhoria na vazabilidade e redução de porosidade, traduzindo-se numa maior resistência mecânica e resiliência [13].

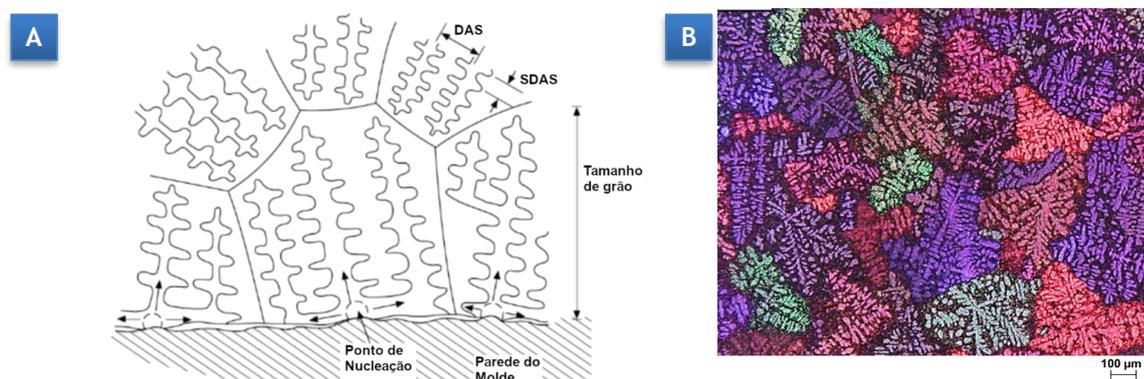


Figura 4 - (A) Ilustração da nucleação das dendrites, com identificação do espaçamento dendrítico DAS e SDAS (adaptado de [17]); (B) Estrutura de grão e dendrites de uma liga A356.2 afinada com 0,08%Ti (adaptado de [18]).

A morfologia da estrutura dendrítica de α é de extrema importância no que toca a ligas de alumínio como a A356.0. A estrutura dendrítica é caracterizada,

fundamentalmente, por duas distâncias, nomeadamente, a distância entre dendrites primárias (DAS, *dendrite arm spacing*), e a distância entre os braços secundários das dendrites (SDAS, *secondary dendrite arm spacing*). As duas distâncias encontram-se identificadas na figura 4-A, sendo influenciadas, principalmente, pela composição química da liga e pela velocidade de arrefecimento após nucleação e crescimento da fase α [3]. Voltando à figura 3, é possível observar o efeito da velocidade de arrefecimento na redução do SDAS, sendo determinado um valor menor na região mais à esquerda, onde a estrutura de grão é mais pequena e o arrefecimento superior. À medida que a velocidade de arrefecimento diminui em direção da solidificação, o SDAS também aumenta. A redução específica da SDAS é de especial importância para uma liga como a A356.0, pois resulta num efeito positivo nas propriedades mecânicas de um componente produzido, considerado mais benéfico, por exemplo, que a redução do tamanho de grão [3, 13].

2.2.2. Reação eutética

A reação eutética das ligas do sistema Al-Si, decorre a uma temperatura rondando os 577°C, resultando na formação de um composto onde são identificadas partículas de silício rodeadas por alumínio. No fim da reação, para uma liga hipoeutética, estas partículas denominadas de silício eutético assumem uma morfologia acicular, caracteristicamente frágeis, distribuídas nos espaços entre as dendrites, numa forma geralmente grosseira [19]. Esta morfologia acicular do eutético, tem um efeito negativo na ductilidade do componente produzido, pelo que são aplicadas metodologias que a permitem modificar o silício, baseado na utilização de agentes químicos e/ou por tratamentos térmicos [20, 21].

2.3. Porosidade

O tipo de defeitos na microestrutura apresentada na figura 5 é bastante prejudicial para as propriedades de uma liga de alumínio, especificamente, a sua resistência mecânica, ductilidade, resistência à fadiga e tenacidade à fratura [22]. O poro identificado na figura 5-A, pode resultar da presença de hidrogénio dissolvido no banho metálico, que precipita durante a solidificação. Em peças obtidas por fundição, a ocorrência de microrechupe (figura 5-B) está associada à contração interdendrítica, no decorrer da solidificação [22].

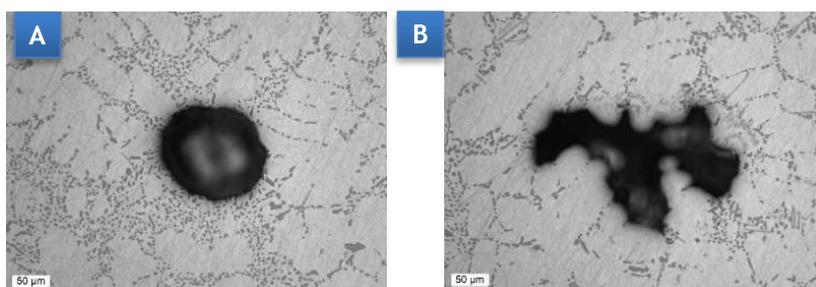


Figura 5 - Tipologia de porosidade verificada na microestrutura de uma peça produzida na liga A356.0; (A) Porosidade resultante da precipitação de H_2 ; (B) Microrechupe ([21])

2.3.1. Hidrogénio

O hidrogénio é a única espécie gasosa com solubilidade significativa no alumínio líquido. Tal como apresentado na figura 6, para a liga 356.0, por exemplo, a solubilidade do hidrogénio a 800°C é perto de 1 cm³/100 g. Baixando a temperatura para os 600°C, ou seja, após nucleação da fase α primária, a solubilidade baixa drasticamente, para 0,02 cm³/100 g [22], duas ordens de grandeza abaixo. Esta redução de solubilidade faz com que o hidrogénio seja rejeitado, normalmente, para as últimas regiões a solidificar [17]. A contaminação do banho metálico de alumínio com hidrogénio está normalmente associada à humidade presente na atmosfera, que reage e forma Al₂O₃ à superfície do banho, permitindo que o hidrogénio se dissolva no alumínio [22, 23]. O hidrogénio dissolvido no banho metálico é precipitado no final do processo de solidificação formando, genericamente, vazios dispostos na matriz metálica, de morfologia esférica de paredes lisas [23].

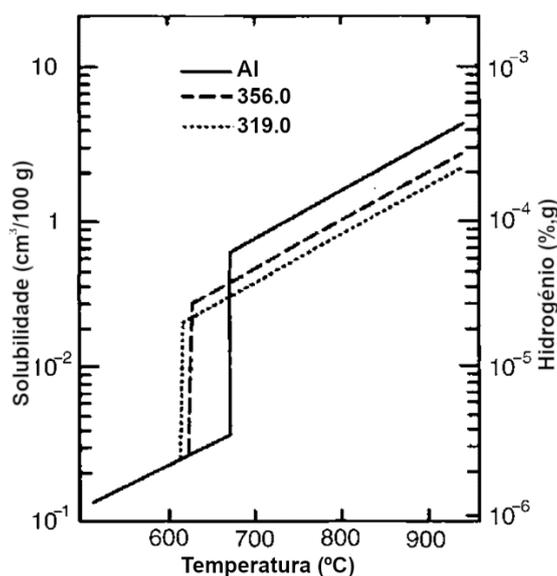


Figura 6 - Solubilidade de hidrogénio no alumínio e na ligas 356.0 e 319.0 [22].

A nucleação homogénea de poros gasosos, durante a solidificação do material, é praticamente inexistente em situações práticas pois, em condições atmosféricas normais, seria necessário uma pressão interna gasosa superior a 30 000 atm para o poro nuclear e iniciar o seu crescimento [24]. Dessa forma, a formação de poros gasosos, está relacionada com a presença de filmes e bifilmes de óxidos no interior do banho metálico, pois estes favorecem a sua nucleação heterogénea [16, 25]. O hidrogénio possui uma atividade química superior no estado gasoso face ao estado líquido, prevalecendo assim, a difusão dos átomos de hidrogénio para vazios gasosos como os encontrados num bifilme de óxido [16]. A velocidade de arrefecimento também assume um papel no crescimento dos poros. Para arrefecimentos mais longos, os vazios gasosos dispõem de mais tempo para crescer, resultando em poros de maior dimensão, distribuídos aleatoriamente pela matriz. Este efeito é tanto maior quando maior for o teor de hidrogénio dissolvido no banho [25]. Inclusões no banho metálico bem como o líquido interdendrítico podem contribuir para a

nucleação heterogênea dos poros de hidrogênio, acentuando o defeito do microrechupe, descrito anteriormente [16].

2.3.2. Contração

A formação de rechupe ocorre pelo incorreto projeto do sistema de alimentação, por forma a compensar o efeito da contração das ligas metálicas de alumínio, durante o processo de solidificação [17, 24]. O defeito apresentado na figura 5-B, identificado como microrechupe, decorre de uma ineficiente alimentação local do metal líquido durante as últimas fases de solidificação (0,9 a 0,99 fração sólida) [24]. Nesta fase, entre um aglomerado de células dendríticas encontra-se o último líquido a solidificar, denominada de região interdendrítica. Esta região engloba o espaçamento entre os vários braços das dendrites, podendo ser caracterizada por pequenos canais contendo o líquido que sofrerá a última transformação (figura 7). O microrechupe ocorre quando os canais são de tal forma pequenos, que a alimentação da região interdendrítica é limitada, criando-se vazios devido à contração [17, 24].

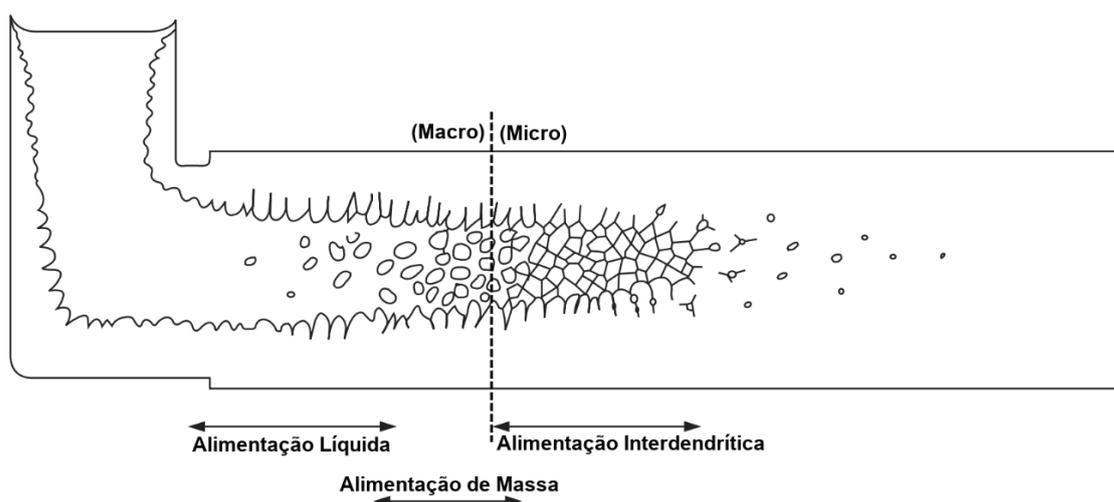


Figura 7 - Esquematização dos mecanismos presentes na formação de macro e micro rechupe (adaptado de [17]).

2.4. Tratamento do banho metálico

Na indústria de fundição de alumínio, a produção de componentes de elevada integridade mecânica requer a realização de um conjunto de tratamentos ao banho metálico, previamente ao seu vazamento. Para a liga A356.0 é prática comum a realização de uma etapa de desgaseificação do banho metálico, seguido de um tratamento de afinação e um tratamento de modificação do silício eutético.

2.4.1. Desgaseificação

A remoção do hidrogênio do banho metálico de alumínio é possível pela realização de um tratamento de desgaseificação, sendo um etapa obrigatória no processamento do

banho, precedendo a realização de outros tratamentos [23]. Atualmente, o processo industrial de desgaseificação mais comum passa pela utilização de um rotor, ilustrado na figura 8, que é colocado no interior do banho metálico. Pelo cabeçote do rotor são introduzidos gases de purga, como o argón e nitrogénio, formando bolhas gasosas que se distribuem pelo interior do banho promovido pelo movimento rotativo do cabeçote. Os átomos de hidrogénio dissolvidos no banho difundem para o interior destas bolhas, devido à sua maior atividade neste meio, formando H_2 . Por flotação, as bolhas gasosas introduzidas no banho, sobem para a superfície do banho, removendo com as mesmas, o hidrogénio que foi captado [22].

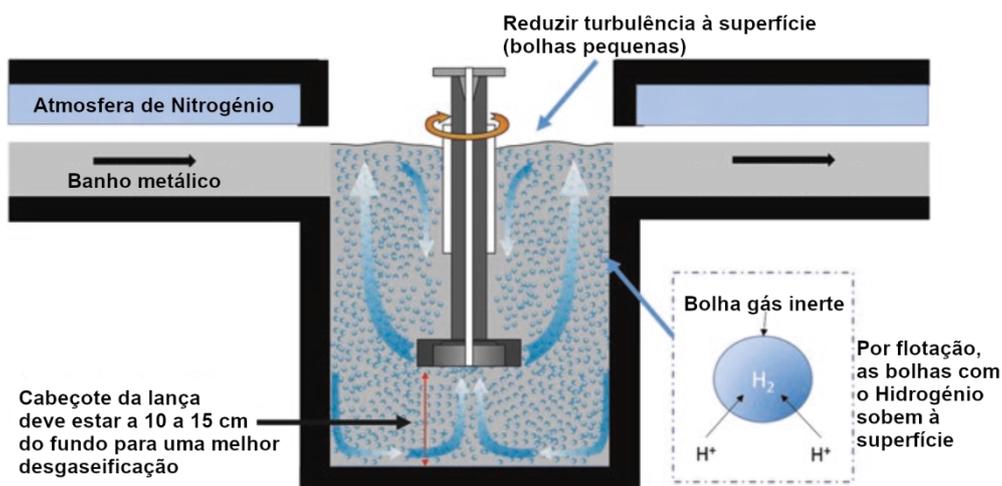


Figura 8 - Esquemática de um processo de desgaseificação pela introdução de um gás de purga, utilizando uma lança rotativa (adaptado de [16]).

A desgaseificação do banho de alumínio por ultrassons tornou-se numa prática cada vez mais utilizada industrialmente. A aplicação de ondas ultrassónicas de amplitude elevada, normalmente por intermédio de uma sonda introduzida no banho metálico, formando pressões oscilatórias no seu interior que criam pequenas bolhas no líquido. A captação do hidrogénio dissolvido no banho é alcançada por estas bolhas, seguindo o mesmo mecanismo descrito para os gases de purga [23]. A desgaseificação do banho metálico também pode ser realizada pela utilização de pastilhas de hexacloroetano (C_2Cl_6), introduzidas no banho, resultando no mesmo efeito que os gases de purga. Atualmente, não é prática comum nas unidades de fundição mais modernas, principalmente, pelo seu impacto ambiental negativo [22, 23].

Existem técnicas analíticas que permitem quantificar o teor de hidrogénio dissolvido no banho metálico, contudo, a sua utilização para análise recorrente dos resultados do processo de desgaseificação não é adequada. A prática industrial para validar o nível de desgaseificação do banho metálico passa, por exemplo, pela execução de um teste de pressão reduzida (RPT, *Reduced Pressure Test*) [16]. A sua realização é relativamente expedita, fazendo do RPT uma ferramenta bastante comum para o controlo da qualidade do banho metálico *in situ* [16, 17]. Este ensaio tem a particularidade de fornecer de um indicador sobre a quantidade do hidrogénio no banho, mas também, da presença de óxidos, contudo, sem os distinguir quantitativamente [16].

O RPT consiste em retirar uma amostra do banho metálico, por norma, recorrendo a um pequeno cadinho metálico, que depois é sujeita, durante o seu processo de solidificação, a uma pressão abaixo de uma 1 atm (ex: 0,1 atm) [16, 17]. Em condições de pressão reduzida no exterior da amostra, a nucleação e crescimento de poros gasosos é favorecida, pois a pressão gasosa interna atua livremente [16]. O resultado pode ser observado visualmente, cortando transversalmente a amostra que solidificou sob uma pressão reduzida, tal como demonstrado na figura 9 [16, 17].

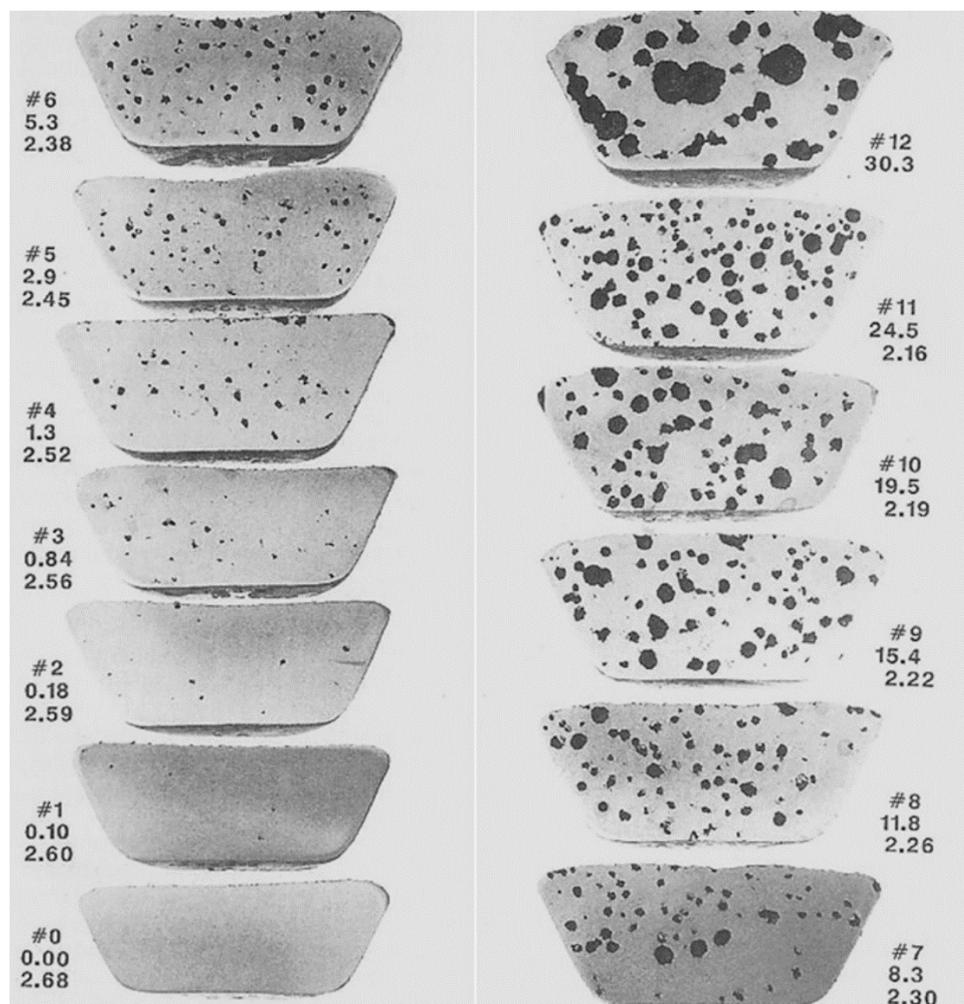


Figura 9 - Exemplo de uma escala industrial de resultados para o ensaio RPT, com o respetiva densidade de cada amostra [16].

Um indicador mais fiável que o visual, passa pela determinação do índice de densidade, comumente referido como ID. O cálculo do ID requer a recolha de duas amostras do banho metálico, uma sujeita ao RPT, e a segunda solidificada sob condições atmosféricas normais.

A densidade de cada uma das amostras é determinada aplicando o princípio de Arquimedes, que consiste na medição individual da massa em dois fluidos diferentes. Inicialmente, a medição consiste em pesar a amostra ao ar (M_{ar}), seguido de uma segunda pesagem, mas desta vez, com a amostra mergulhada em água ($M_{água}$). A diferença entre as duas massas dá o volume de água ($\rho = 1 \text{ g/cm}^3$) deslocado quando a amostra foi

mergulhada. Dividindo este volume à massa da amostra medida ao ar, como apresentado na equação (1), a massa volúmica da mesma (D_s) é determinada em g/cm^3 [16].

$$D_s = \frac{M_{ar}}{(M_{ar} - M_{\acute{a}gua})} \quad (1)$$

Com a densidade de cada provete calculada, a obtenção de índice de densidade ID para uma condição de vazamento é dada pela equação (2), onde a “ D_{atm} ” e “ D_{vac} ” representam as densidades dos provetes solidificados à pressão atmosférica e sob pressão reduzida (RPT), respetivamente.

$$ID = \frac{(D_{atm} - D_{vac})}{(D_{atm})} \times 100 \quad (2)$$

2.4.2. Afinação do grão

A tratamento de afinação do grão é realizado no banho metálico previamente ao seu vazamento, sendo uma etapa comum nos processos de fundição de ligas de Al-Si utilizando moldações em areia [26]. Este tratamento visa a obtenção de um tamanho de grão homogéneo, regular e equaxial que favorece a obtenção de propriedades mecânicas isotrópicas. Uma redução na porosidade e uma melhoria no acabamento superficial da peça, também estão associadas a este tratamento [27, 28].

O tratamento de afinação do grão ao banho metálico é realizado, para uma liga A356.0, pela adição de ligas mãe do sistema Al-Ti-B ou Al-B, usualmente, Al5Ti1B [28]. Existem duas teorias prevalentes face ao processo da afinação do grão, nomeadamente, teoria do diagrama de fase e teoria da nucleação [29]. A teoria do diagrama de fase fundamenta que a afinação do grão é possível pela adição do composto intermetálico TiAl_3 ao banho metálico. Estas partículas proeutéticas são rapidamente dissolvidas no banho, permitindo a formação de Ti soluto que limita o crescimento do grão α , tal como ilustrado na figura 10-A [16, 29].

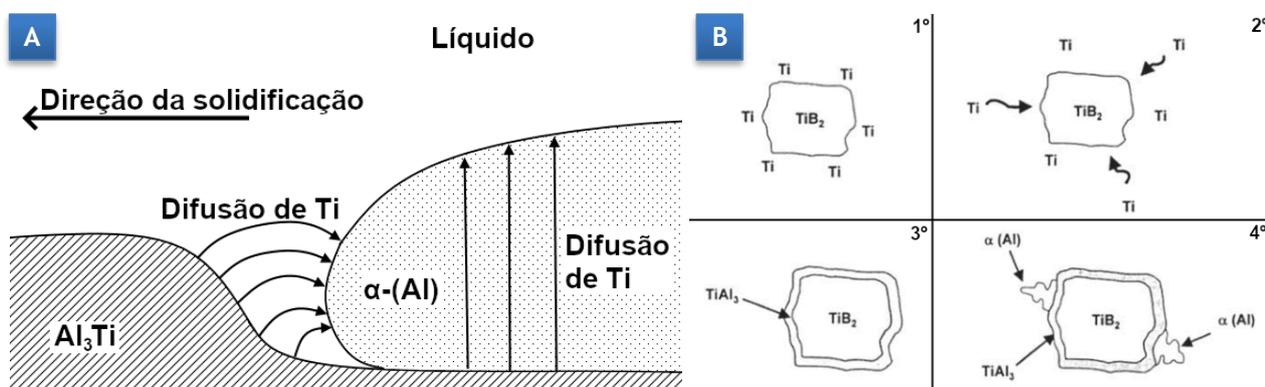


Figura 10 - (A) Crescimento do grão α limitado pela presença de Ti no banho metálico; (B) Efeito do Ti em excesso no banho metálico para a nucleação por parte de TiB_2 (adaptado de [29]).

A teoria da nucleação recai sob a presença de boretos no banho metálico, especificamente, partículas insolúveis de TiB_2 e/ou AlB_2 que servem como centros de nucleação heterogênea [28-30]. Verifica-se, contudo, que os mecanismos de afinção não são independentes uns dos outros. Por exemplo, a eficiência na nucleação de novos grãos por parte de partículas TiB_2 varia com a presença, em excesso, de Ti no banho de fusão. Como ilustrado na figura 10-B, o titânio em excesso presente no banho de fusão tende a difundir-se para a interface entre as partículas de TiB_2 e o alumínio líquido, formando à superfície, uma camada de $TiAl_3$. Esta camada é suficientemente estável a temperaturas abaixo da fusão do alumínio, promovendo a nucleação da fase α pela reação peritética, denominando-se este fenômeno como hipernucleação [14, 16, 29].

O efeito dos inoculantes é limitado, verificando-se uma perda de eficiência do tratamento quando o tempo aumenta, entre a adição das ligas mãe e o vazamento (figura 11). Tal é justificado pela diferença de densidade entre as partículas, responsáveis pela nucleação heterogênea, e o alumínio, fazendo com que as mesmas se desloquem para o fundo do banho. Birol [27] analisou a degradação do efeito da afinção de grão, com o aumento do tempo de inoculação após adição da liga mãe Al-4B, com os seus resultados apresentados na figura 11. As macrografias revelam um aumento no tamanho de grão o tempo após adição da liga mãe ao banho metálico, sendo mais significativo para quantidades de boro mais reduzidas. [27].

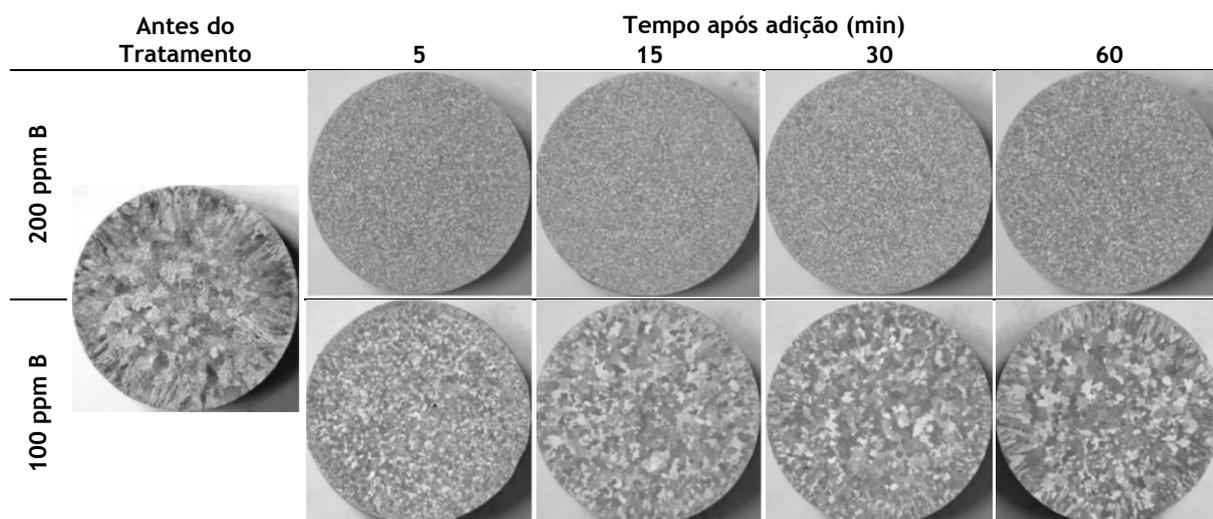


Figura 11 - Macrografias de uma liga de alumínio AlSi7Mg0,3 sujeita a um tratamento de afinção do grão utilizando boro em diferentes percentagens, sem adição de Sr (adaptado de [27]).

O tratamento de afinção de grão para ligas de fundição de alumínio-silício é considerado ser mais eficaz, quando são utilizadas ligas mãe do sistema Al-B. Contudo, o boro tende a reagir com o estrôncio adicionado durante o tratamento de modificação do silício eutético, afetando negativamente o efeito de ambos [27]. Para a liga A356.0, é considerado que uma adição de 10 a 20 ppm de B e 0,15 a 0,20% de Ti, provenientes da liga mãe Al5Ti1B, é suficiente para promover uma afinção do grão aceitável, na grande generalidade dos casos [29, 30].

2.4.3. Tratamento de modificação

Por forma a prevenir a formação desta morfologia acicular do silício (figura 12-A), e conseqüentemente, melhorar as propriedades da peça vazada, é realizado um tratamento de modificação do silício eutético [21]. Este tratamento consiste numa modificação, por ação química realizada no banho metálico pela adição de elementos como sódio ou estrôncio, sendo este último o mais utilizado atualmente [20]. A figura 12-B apresenta o resultado microestrutural da modificação do eutético com Sr, para uma liga A356.0. Comparando com a microestrutura não modificada, o silício eutético encontra-se distribuído de uma forma mais compacta, em partículas circulares mais pequenas e uniformes em tamanho.

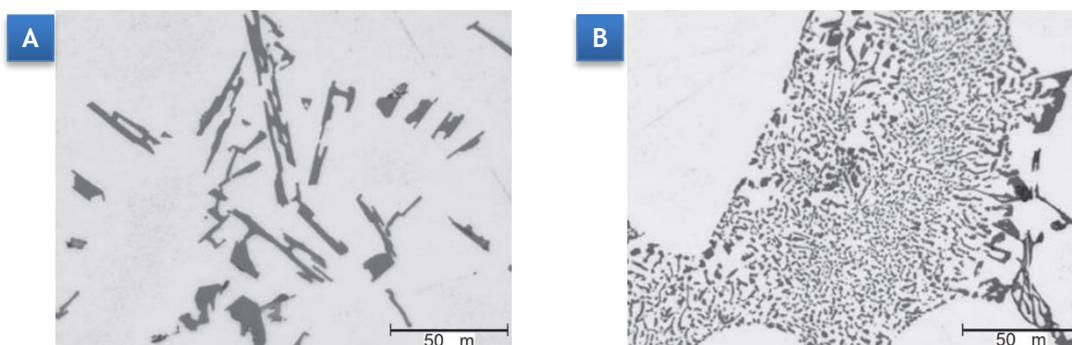


Figura 12 - Microestrutura de uma liga A356.0. (A) Liga não modificada com uma taxa de solidificação de 1,5 a 2°C/s; (B) Liga modificada com 156 ppm de Sr com uma taxa de solidificação de 1,5 a 2°C/s; (adaptado de [31]);

Ligas mãe de Al-Sr (usualmente, ligas Al5Sr ou Al10Sr) são introduzidas no banho para que exista a quantidade suficiente de Sr para a modificação do eutético. O tratamento de modificação perde eficiência com a diminuição de Sr presente no banho de alumínio. Este fenómeno denominado de desvanecimento, está associado à sua oxidação na superfície do banho e à sua vaporização [27]. Como referido anteriormente, o B tem tendência a reagir com o Sr, formando SrB_6 que não contribui nem para a afinação do grão, nem para a modificação do silício eutético. O Sr e B esgotam-se nesta reação, perdendo eficiência em ambos os tratamentos [27]. No caso da liga A356.0 essa quantidade pode ser igual ou superior a 120 ppm, sendo considerado um período de inoculação até um máximo de 10 a 15 minutos, para ocorra uma modificação completa sem perda de efeito do tratamento [21].

2.5. Análise térmica

A recolha e interpretação da curva de arrefecimento durante a solidificação de um metal, é uma ferramenta analítica bastante utilizada, desde 1931, para os vários processos metalúrgicos. Denominada análise térmica, genericamente, consiste na introdução de um termopar em contacto com o banho metálico, registando a variação da temperatura ao longo do tempo, enquanto a solidificação ocorre. Pela análise da curva de arrefecimento resultante, é possível obter informação sobre a nucleação da fase primária ou a morfologia

eutética, por exemplo. A curva de arrefecimento registada por análise térmica direta (figura 13) resulta do balanço entre a libertação do calor sensível, dependente da massa, e o calor latente de reação que é absorvido pelo meio envolvente [25].

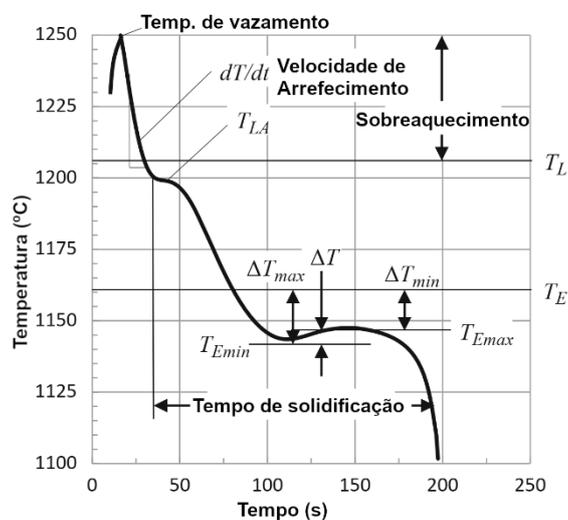


Figura 13 - Nomenclatura utilizada na interpretação de curvas de arrefecimento obtidas por análise térmica, para um exemplo de uma curva de uma liga de ferro fundido (adaptado de [25]).

2.5.1. Nucleação α -Al

As curvas de arrefecimento registadas por análise térmica, podem ser utilizadas para avaliar e prever a ocorrência do tratamento de afinamento do grão, para as ligas de alumínio como a A356.0 [25]. A adição de agentes químicos afinadores do grão, provenientes, por exemplo, da liga mãe Al5Ti1B, tem um efeito na temperatura de nucleação da fase α , representativa do início da solidificação da liga. Comparativamente à solidificação da liga sem adição do afinador de grão, a temperatura de nucleação tende a aumentar ligeiramente, assumindo condições de arrefecimento semelhantes. Este efeito pode ser analisado pela curva de arrefecimento, tal como demonstrado na figura 14 [30].

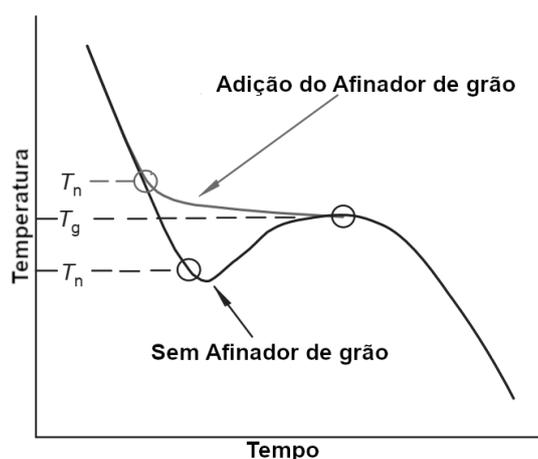


Figura 14 - Exemplo das diferenças verificadas entre duas curvas de arrefecimento quando é adicionado um afinador do grão (adaptado de [30]).

A figura 15 apresenta duas curvas de arrefecimento, para a mesma liga, onde na figura 15-A o banho não sofreu tratamento de afinção de grão, enquanto a figura 15-B é representativa de uma solidificação com adição de uma liga mãe de Tibor (Al-Ti-B), respectivamente [25, 29]. Analisando as macrografias análogas, é evidente a obtenção de uma estrutura de grão mais fina, para as condições de solidificação apresentadas na figura 15-B.

Para uma melhor interpretação das curvas de arrefecimento, e consequente identificação dos pontos críticos da curva de arrefecimento, é determinada a 1ª derivada dT/dt de cada curva de arrefecimento registrada ($^{\circ}\text{C/s}$). A adição da liga mãe para a afinção a grão sobe a temperatura de nucleação da fase α (T^{α}_{nuc}), e afeta o fenômeno de recalescência, identificado na primeira derivada, pela área sombreada acima dos 0°C/s . Analisando o ponto máximo da primeira derivada $(dT/dt)_{max}$ e o tempo de recalescência, dado na figura 15 pela t^{rec} , é possível aferir sobre a eficácia do tratamento de afinção de grão. Normalmente, a adição de afinadores de grão resulta em valores mais pequenos para $(dT/dt)_{max}$ e t^{rec} , sendo indicativo de um tamanho de grão menor [25, 29].

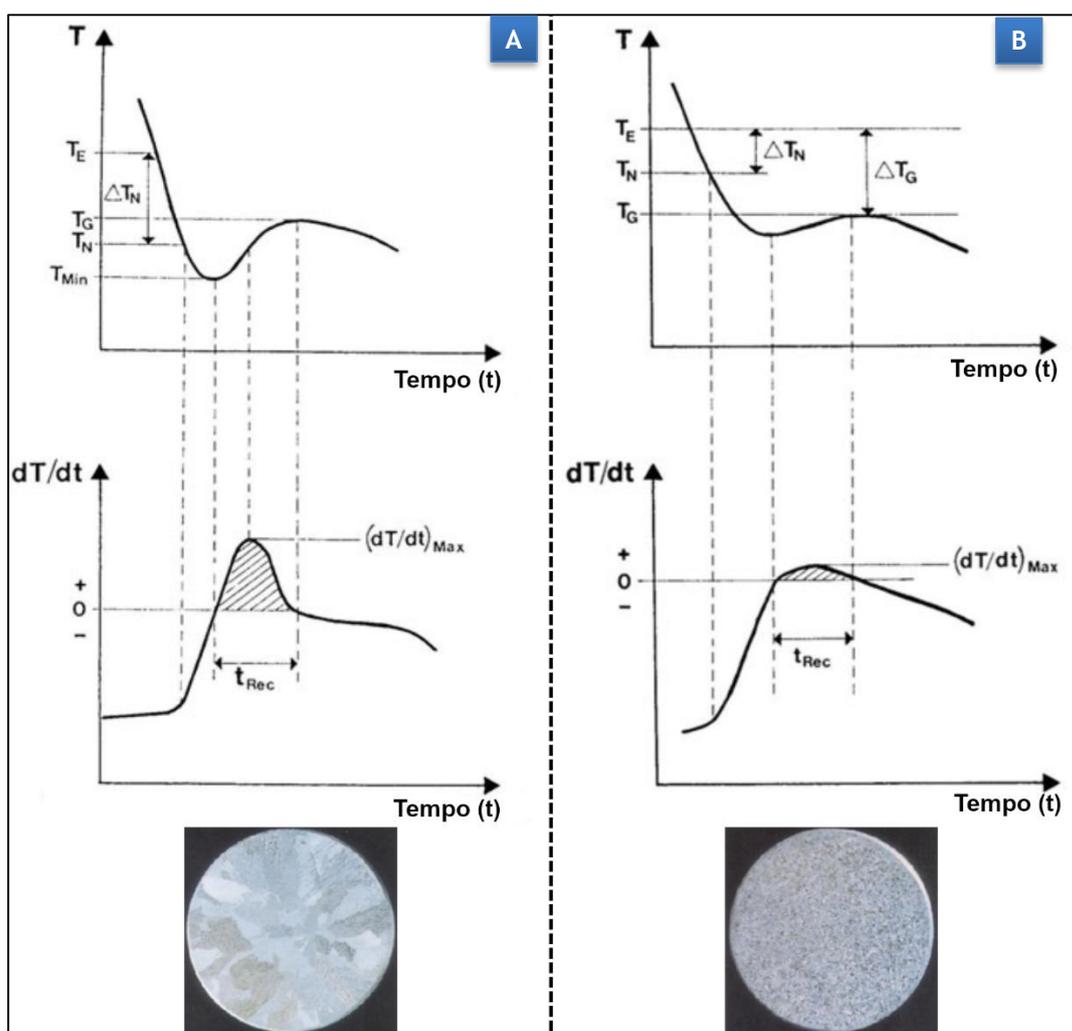


Figura 15 - Relação entre as curvas de arrefecimento e o tamanho de grão resultante; (A) Tamanho de grão grosseiro; (B) Tamanho de grão fino (adaptado de [25]).

2.5.2. Modificação do silício eutético

Da mesma forma, pela análise e tratamento da curva de arrefecimento, é possível prever a eficiência do tratamento de modificação resultante do silício eutético [25]. Na figura 16-A encontra-se uma curva de arrefecimento e respectiva 1ª derivada, de uma liga de alumínio hipoeutética. Para uma melhor interpretação da reação eutética, a zona característica foi ampliada na figura 16-B. A projeção da 1ª derivada permite a identificação dos pontos característicos da reação eutética, por exemplo, a temperatura da formação do primeiro eutético (T^{eut}_{nuc}), que neste caso ocorre aos 570°C, aproximadamente. Esta temperatura é identificada pelo início da subida da 1ª derivada, por volta dos 110 segundos, que representa a libertação do calor latente da solidificação do primeiro composto eutético. A libertação do calor resultante da reação eutética é suficiente para inverter o arrefecimento, até ao ponto onde ocorre um aquecimento local (0°C/s), representado na curva por T^{eut}_{min} (início da recalescência). Este fenómeno decorre até à temperatura onde o eutético assume um crescimento constante, dado por T^{eut}_G [31].

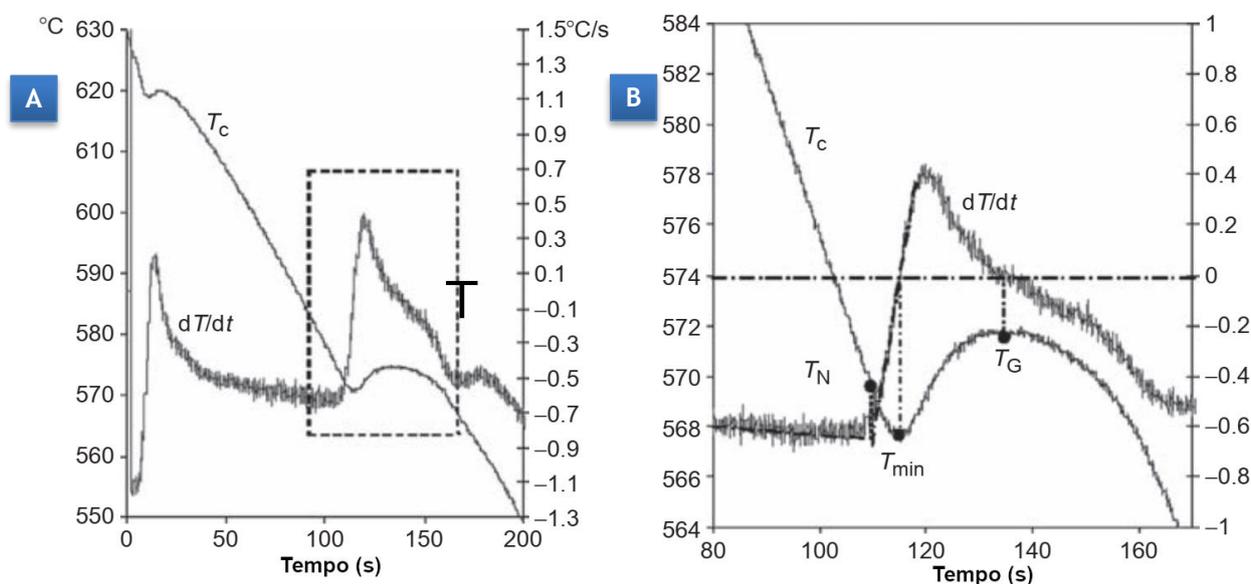


Figura 16 - (A) Curva de arrefecimento genérica para uma liga de alumínio A356.0 com respectiva 1ª derivada; (B) Ampliação da curva na região da reação eutética, com indicação dos principais parâmetros (Adaptado de [31]).

A adição de Sr ao banho para a modificação do silício eutético, resulta numa alteração das temperaturas características da reação eutética discutidas anteriormente, comparativamente para um banho não modificado. Especificamente, a presença de Sr faz com que a temperatura de nucleação T^{eut}_N ocorra mais tardiamente (patamar mais baixo), bem como a temperatura de crescimento T^{eut}_G . A relação entre estas duas também é alterada, verificando-se que, usualmente, T^{eut}_N é menor ou igual a T^{eut}_G [31].

Tahiri, et al. [32], estudou a reação eutética de uma liga A356.2 por análise térmica, tendo verificado uma redução significativa na temperatura de nucleação do eutético, quando é adicionado 200 ppm de Sr, especificamente, de 572°C para 561°C, aproximadamente. Adicionalmente, por análise térmica, observou que a adição do

afinador de grão (neste caso, do sistema Al-Ti-B), aumentou em cerca de 4°C o patamar de início da reação eutética. A justificação para este aumento está na reação entre o Sr e o B, influenciando, neste caso, o tratamento de modificação do silício eutético. O efeito da adição do modificador e afinador de grão, no patamar eutético, encontram-se apresentados na figura 17.

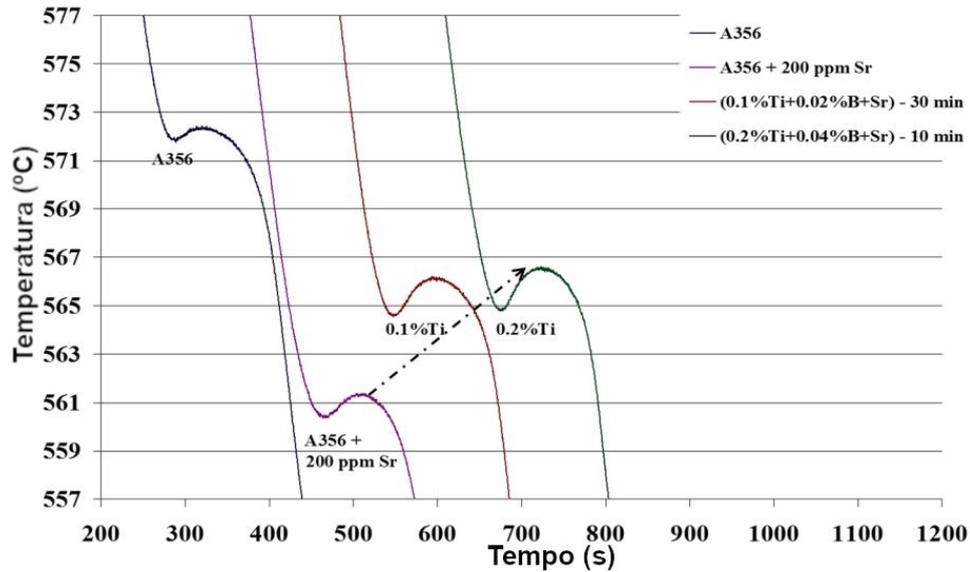


Figura 17 - Variação da temperatura eutética numa liga A356.2 devido à adição de Sr (modificador) e Ti (afinador), em quantidades diferentes (adaptado de [32]).

3. Materiais e métodos experimentais

O trabalho experimental no âmbito desta dissertação foi realizado, na sua totalidade, nas instalações do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (DEMM), da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto (FEUP), recorrendo aos equipamentos e restantes recursos disponíveis. Dada a especificidade de alguns dos materiais necessários para efetuar este estudo, foi necessário recorrer a entidades externas à faculdade para o seu fornecimento.

O fluxo de trabalho foi direcionado e planeado por forma a cumprir com o objetivo funcional de produção de três corpos de prova, na liga de alumínio A356.0, vazadas graviticamente numa moldação em areia. No decorrer do processo de fabrico das amostras pretendidas, e posteriormente à sua obtenção, foram aplicadas as técnicas necessárias para a análise e interpretação dos resultados. A realização deste trabalho seguiu, de uma forma genérica, as etapas descritas na figura 18.

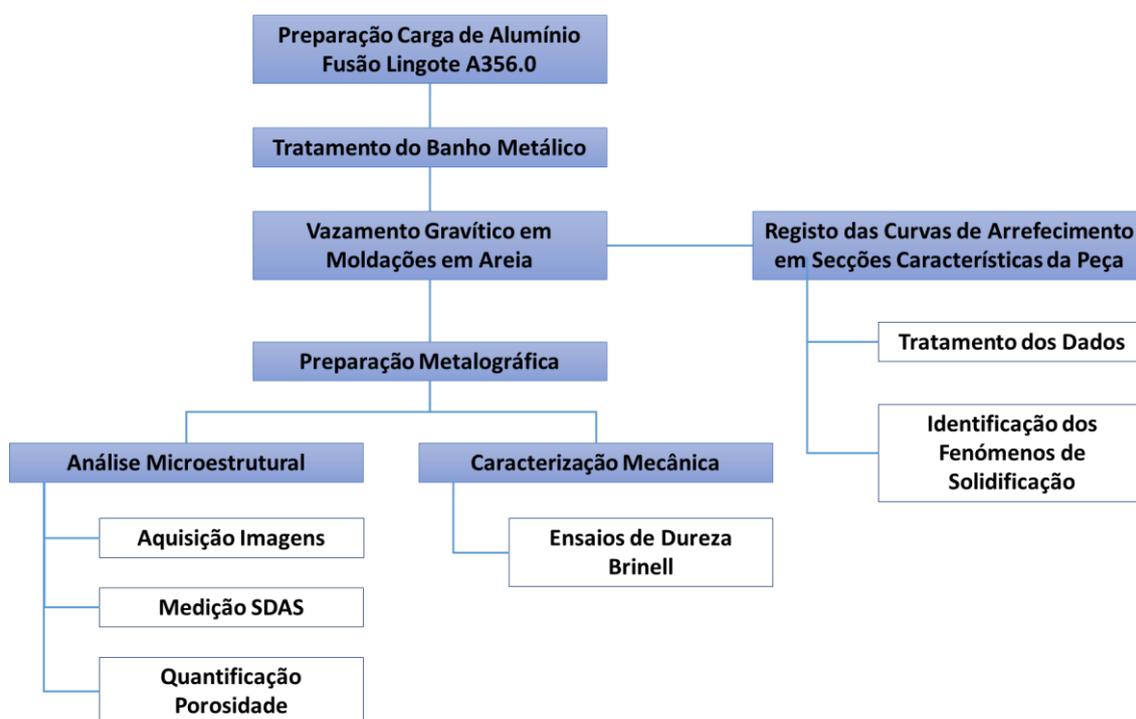


Figura 18 - Esquemática geral das etapas realizadas no decorrer deste trabalho.

3.1. Matéria-prima

A liga de alumínio utilizada na produção de peças fundidas ao longo deste trabalho foi a liga A356.0, também identificada como $Al7Si0,3Mg$. A liga foi escolhida considerando a sua utilização industrial na fundição em areia, bem como, em seguimento dos estudos realizados, recentemente, no e com a colaboração do DEMM-FEUP. Para além disso, como abordado anteriormente no subcapítulo 2.1.1., a liga A356.0 é um material de aplicabilidade em diversas áreas da engenharia, tornando o seu estudo de grande relevância.

A matéria-prima foi gentilmente fornecida pela Fundição de Alumínio de Braga, em forma de lingotes com 7 kg (figura 19-A), aproximadamente. Os lingotes são provenientes de fusão primária, garantindo assim a jusante, com as devidas precauções durante a fusão dos lingotes em atmosfera de argón, um teor de hidrogénio dissolvido reduzido, no banho metálico, sem necessidade de tratamentos de desgaseificação. Por questões de confidencialidade, os lingotes foram fornecidos sem respetivo certificado de qualidade, tendo sido considerado os limites de composição química apresentados na tabela 3 (página 6).

Os lingotes eram cortados em pedaços mais pequenos com 30 a 40 mm de comprimento, utilizando um serrote de banda, facilitando assim o processo de fusão (introdução no cadinho). A preparação da carga de alumínio consistia na pesagem de um conjunto destes troços, por forma a perfazer a massa total pretendida.



Figura 19 - (A) Exemplo do lingote AlSi7Mg0,3 de fusão primária utilizado na preparação da carga de alumínio; (B) Varetas das ligas mãe Al5Sr e Al5Ti1B utilizadas para os tratamentos do banho metálico.

Para além dos lingotes, também foram utilizadas varetas de ligas mãe de Al5Sr e Al5Ti1B, para realização de tratamentos de modificação de silício eutético e afinação de grão, respetivamente. As varetas (figura 19-B) apresentam um diâmetro de 10 mm por 400 mm de comprimento, com um peso aproximado de 100 g. As varetas eram então recortadas em dimensões mais pequenas, obtendo assim a quantidade necessária para a realização do tratamento pretendido. Não foi recebida informação sobre a composição química específica das varetas de cada liga mãe, pelo que para a realização de cálculos foram assumidos os valores nominais, apresentados na tabela 5.

Tabela 5 - Composição química nominal para as ligas mãe utilizadas para tratamentos do banho metálico.

Liga Mãe	Composição Química (Valores nominais)		
	Sr%	Ti%	B%
Al-5Sr	5	-	-
Al-5Ti-1B	-	5	1

3.2. Cavidade moldante

Os corpos de prova que serviram como base do estudo dos fenómenos de solidificação de uma liga A356.0, foram produzidas por fundição em areia, recorrendo a vazamentos gravíticos. A geometria da peça selecionada para a realização deste trabalho está apresentada tridimensionalmente na figura 20-A, oriunda dum projeto de I&D

anterior. A peça é composta por cinco secções relevantes, nomeadamente, um alimentador posicionado centralmente, conectado a três provetes troncocónicos transversais iguais e uma secção em escada possuindo cinco degraus. O provete troncocónico, dimensionado no corte lateral da peça apresentado na figura 20-B, é projetado, fundamentalmente, para a determinação das propriedades mecânicas (provetes de tração, por exemplo). A secção transversal deste provete é menor no ponto mais distante do alimentador, promovendo desta forma, uma solidificação direcionada da extremidade ao alimentador. No âmbito deste trabalho, os provetes não sofreram qualquer tipo de análise posterior à produção das peças.

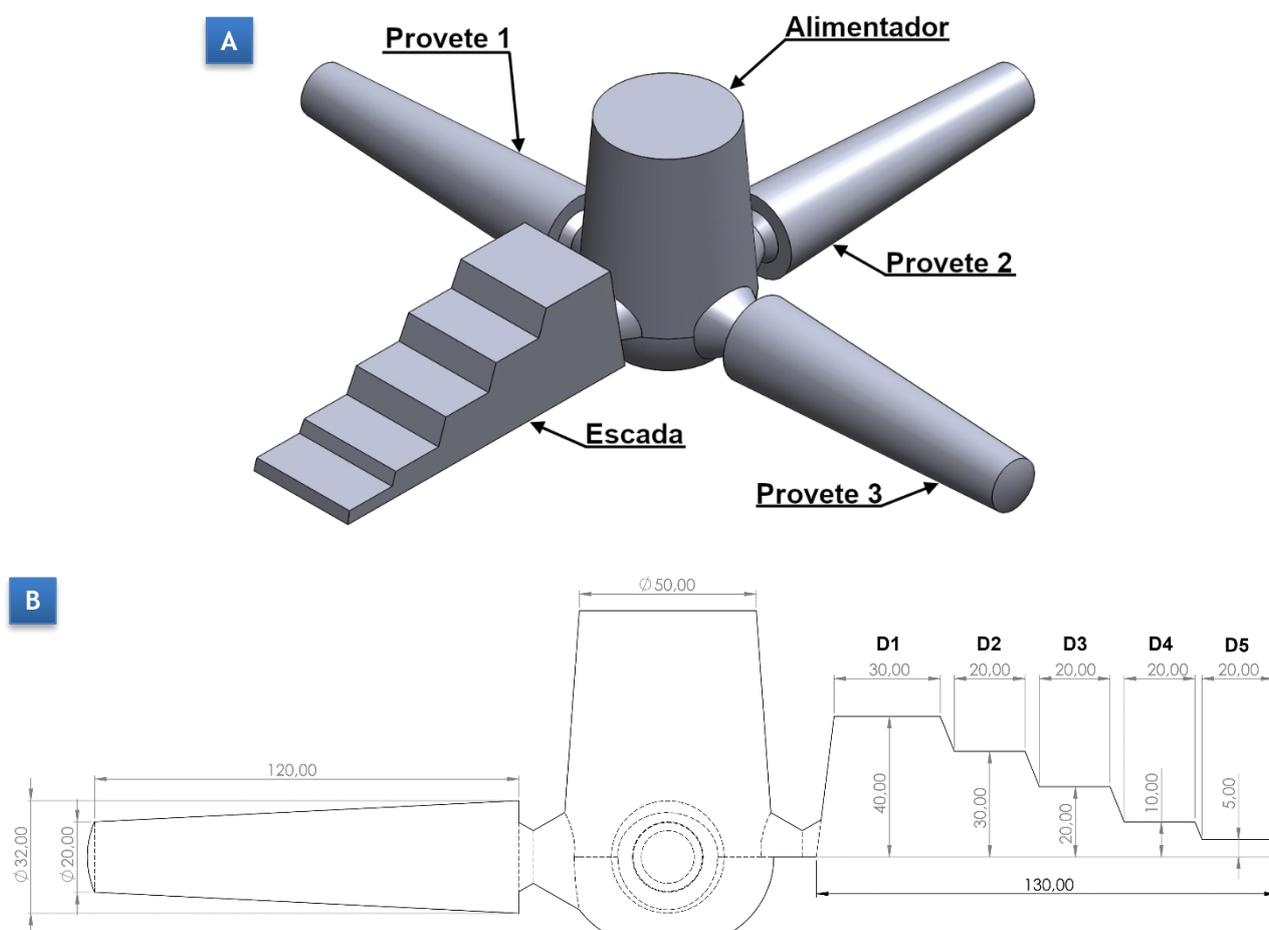


Figura 20 - (A) Modelo 3D da peça vazada produzida; (B) Corte lateral da peça.

A identificação de cada degrau, bem como as dimensões características, encontra-se apresentada na figura 20-B. A secção em escada da peça é projetada de forma a que cada um dos cinco degraus presentes seja caracterizada por uma velocidade de arrefecimento ascendente, à medida que sua espessura diminui. A realização deste estudo focou-se na análise dos diferentes fenómenos de solidificação nos diferentes degraus da secção em escada.

Os diferentes regimes de arrefecimento, presentes na seção estudada, são mais facilmente interpretados pela identificação dos respetivos módulos de arrefecimento, para os cinco degraus, apresentados na tabela 6. Face aos objetivos propostos para este trabalho, a análise térmica e metalográfica realizou-se para os degraus D1, D3 e D5. Foi visado o estudo dos dois degraus com a maior e menor módulo (D1 e D5, respetivamente), bem uma condição intermédia no degrau D3.

Tabela 6 - Identificação dos módulos para cada um dos degraus na seção escada do corpo de prova produzido.

Degrau	D1 ^a	D2	D3 ^a	D4	D5 ^a
Módulo (cm)	0,78	0,66	0,59	0,41	0,20
Nota:	(a) Degraus estudados				

A produção das peças foi possível recorrendo a moldações em areia, gentilmente fornecidas pela empresa CMW. A cavidade moldante (figura 21) foi fabricada por intermédio de placas molde que estavam dimensionadas com um sistema de gitagem. Contudo, o sistema de gitagem foi preenchida, manualmente, com areia durante o fabrico das moldações, devido ao fato de as mesmas serem pretendidas, inicialmente, para ensaios utilizando processos de fundição contra gravíticos. Dada a disponibilidade das moldações no departamento, e não se tendo verificado crítico a ausência do sistema de gitagem, optou-se pela utilização destas moldações. A moldação em areia apresentada na figura 21 é representativa da cavidade moldante utilizada no âmbito deste trabalho fabricada em areia autosssecativa. Na produção de uma peça na liga de alumínio A356.0, a mesma apresentaria uma massa de 1,5 kg, aproximadamente.

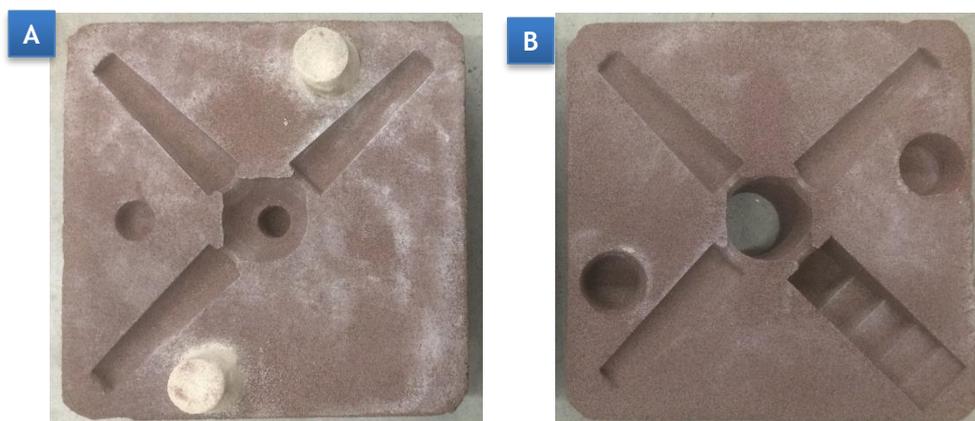


Figura 21 - (A) Meia moldação inferior; (B) moldação em areia

3.3. Sistema de aquisição das curvas de solidificação

Para o registo das curvas de arrefecimento em diferentes zonas do corpo de prova foco deste estudo, foram utilizados, para o efeito, um conjunto de três termopares tipo K (Chromel/Alumel). Identificado na figura 22, o termopar apresenta um comprimento de 500 mm e um diâmetro de 1 mm. A secção transversal reduzida da ponteira do sensor é

especialmente adequada para a leitura da temperatura no interior da cavidade moldante, sem que tal comprometa, significativamente, o processo usual de solidificação do banho metálico.

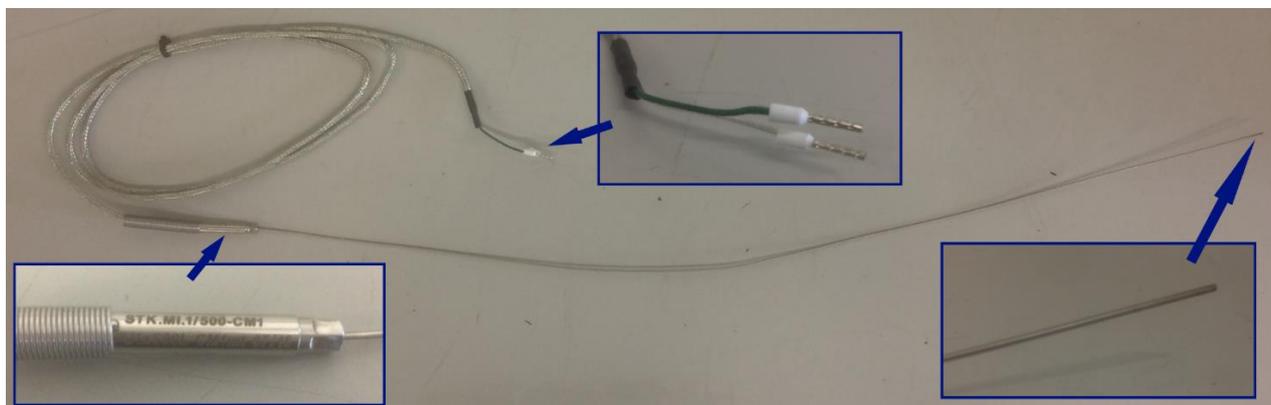


Figura 22 - Termopar tipo K da liga chromel/alumel utilizado durante este trabalho.

Por norma, o termopar do tipo K permite leituras de temperaturas até 1200°C, uma gama de operação adequada para a realização deste estudo, onde a temperatura máxima não ultrapassou os 800°C. Contudo, a medição da temperatura durante o processo de solidificação da liga de alumínio, implicava o contacto direto com o banho metálico no interior da cavidade moldante. Por forma a prevenir a degradação significativa do termopar, e conseqüente contaminação do banho metálico, procedeu-se com aplicação de um revestimento refratário na ponteira de cada sensor (figura 23). O revestimento utilizado foi uma tinta de zircónia, com um meio de aplicação de base solvente. Para a obtenção de um revestimento de espessura uniforme, a ponteira de cada termopar foi mergulhada, na vertical (figura 23-A), num recipiente contendo a tinta durante um período de 10 segundos, aproximadamente. Seguidamente, os termopares eram colocados na vertical para permitir a remoção da tinta em excesso, e para proceder com a secagem à temperatura ambiente. Após cada medição durante a produção das peças, o revestimento necessitava ser substituído, pelo que se procedia à remoção da tinta anterior, e repetição do procedimento descrito anteriormente.



Figura 23 - Ponteira do termopar revestida com uma tinta refratária de zircónia; (A) Ponteira com um filme de tinta uniforme; (B) aplicação do revestimento.

As curvas de solidificação da peça foram obtidas por intermédio da utilização de uma placa de aquisição de dados Personal Daq/56, apresentada na figura 24. Cada termopar foi conectado a uma das entradas analógicas da placa, permitindo a aquisição do sinal elétrico produzido pelo transdutor de temperatura. A placa de aquisição de dados, ligada a um computador portátil, permitia a conversão direta do sinal elétrico para graus Celcius por intermédio do software proprietário PersonalDaqView. Em modo de aquisição, a placa permitia o registo da temperatura ao longo do tempo, ficando os dados guardados em ficheiro “.txt” para posterior tratamento. Por forma a garantir a rastreabilidade das medições da temperatura, os três termopares foram rotulados com a designação T1, T2 e T3, respetivamente.



Figura 24 - Placa de aquisição de dados Daq/56”.

3.3.1. Calibração dos termopares

Previamente à realização dos vazamentos, procedeu-se com o teste do sistema de aquisição, comparando o sinal obtido por cada termopar com um outro termopar, dito como referência. Foram escolhidas duas temperaturas para a realização desta comparação, nomeadamente, 500 e 725°C. A escolha destas temperaturas reincidiu sobre a gama de valores pretendida para análise das curvas de arrefecimento, especificamente, uma temperatura abaixo da linha solidus da liga A356.0 e à temperatura de vazamento, respetivamente. A determinação do desvio dos três termopares tipo K, face à referência, foi possível utilizando um forno de mufla programada para as duas temperaturas referidas anteriormente. Os três termopares de medição e o termopar de referência foram introduzidos no interior do forno, de tal forma que, a respetiva ponteira de cada um esteve-se à mesma distância da porta, tal como apresentado na figura 25.



Figura 25 - Introdução dos termopares no interior do forno de mufla.

Para cada temperatura foram realizadas 200 amostragens sequenciais, a uma frequência de 2,0088 Hz (0,479 s). Os resultados estão graficamente apresentados na figura 26. A validação de cada um termopar foi feita pela determinação do maior desvio da temperatura medida por cada termopar, face à referência, para as temperaturas 500°C e 725°C. Como em nenhum caso, o desvio ultrapassou 1% da temperatura dada pela referência, os termopares foram dados como adequados para utilização pretendida. Não se realizou qualquer correção dos valores obtidos posteriormente, face ao desvio calculado por cada termopar.

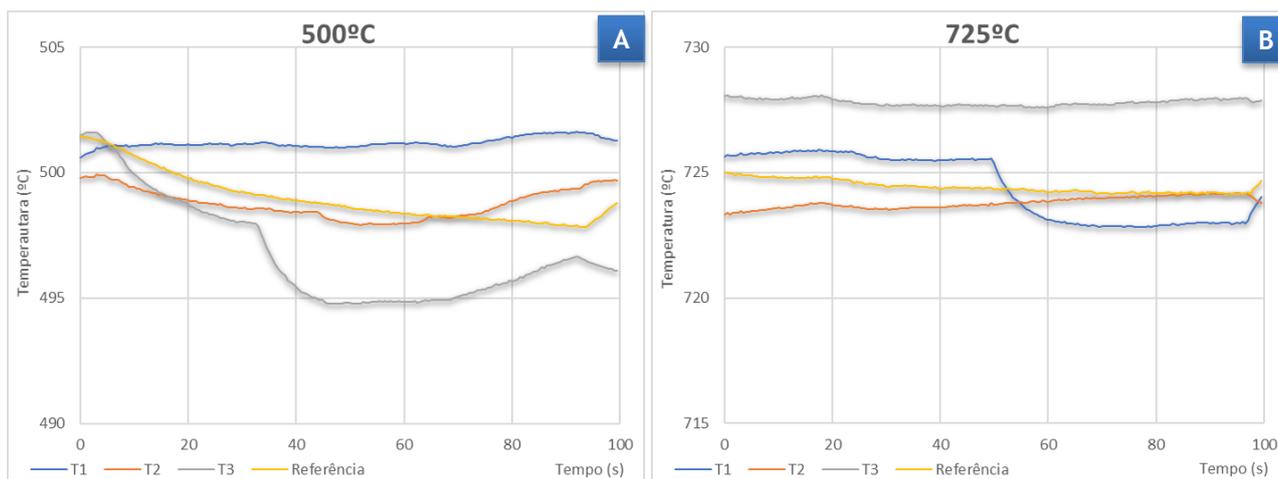


Figura 26 - Curvas de temperatura para cada termopar face à referência; (A) 500°C; (B) 725°C.

3.3.2. Instalação dos termopares

Foi planeado o registo da temperatura no centro geométrico de cada um dos degraus estudados, pois assume-se que seja a região mais representativa da solidificação global do degrau. Também foi definido que, no decorrer dos diferentes vazamentos, o registo da temperatura de um dado degrau seria realizado sempre pelo mesmo termopar. Desta forma, os termopares T1, T2 e T3 foram utilizados para a medição no degrau D1, D3 e D5, respetivamente. A instalação dos termopares nos respetivos degraus estudados, encontra-se ilustrado na figura 27.

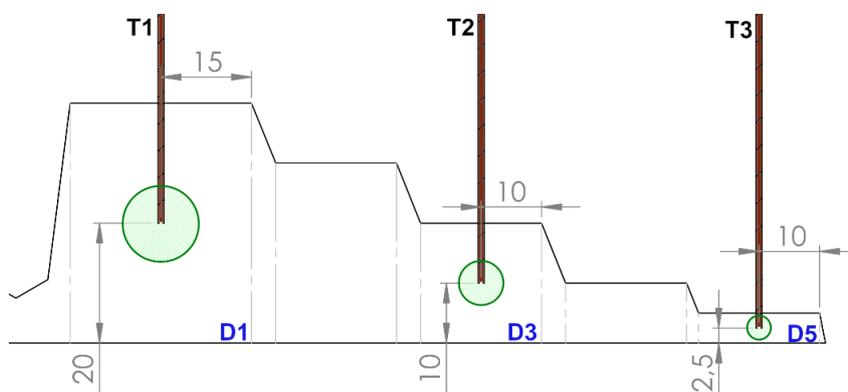


Figura 27 - Posicionamento da ponteira dos termopares T1, T2, e T3, em relação aos degraus D1, D3 e D5, respetivamente.

Os termopares foram instalados no interior da cavidade moldante de forma a que a sua ponta estivesse localizada, o mais próximo possível do centro geométrico de cada um dos degraus estudados. Na ausência de uma broca com um diâmetro reduzido e com comprimento útil para perfurar a moldação em areia, o furo passante pelo qual o termopar poderia ser introduzido, foi feito manualmente. Para o efeito utilizou-se um varão com 3 mm de diâmetro, que foi suavemente forçado para criar o orifício do interior para o exterior da cavidade moldante, como apresentado na figura 28.



Figura 28 - Criação dos orifícios para instalação dos termopares no interior da cavidade moldante.

Como o diâmetro do varão utilizado para a criação dos furos era superior ao diâmetro do termopar, verificou-se a existência de uma ligeira folga, contudo, aceitável para a realização do estudo pretendido. Os orifícios eram alisados com a utilização de areia digital, facilitando também, a fixação dos termopares nas respetivas posições, tal como demonstrado na figura 29.



Figura 29 - Instalação dos termopares no interior da cavidade moldante, previamente à realização dos vazamentos.

3.3.3. Tratamentos dos dados

Os dados registados pela placa de aquisição, durante a realização de cada ensaio, foram posteriormente submetidos numa folha de cálculo em formato de tabela com quatro colunas. A primeira identificava o momento temporal em que a amostragem foi realizada (em segundos), e as restantes três colunas apresentavam a respetiva temperatura dos

termopares “T1”, “T2” e “T3”. Partindo destes dados, era possível traçar o gráfico da temperatura em função do tempo $T(s)$, para cada degrau estudado.

O tratamento de dados foi igual para todos os valores registados por cada termopar, em cada vazamento realizado, que consistiu, primeiramente, pela filtragem dos dados para somente conter o início do vazamento (temperatura máxima registada) até o fim da solidificação. O processamento da folha de cálculo iniciou-se pela identificação do momento em que o banho metálico entra em contacto com a ponteira do respetivo termopar, e até que este atinge a temperatura mais elevada (efeito inércia). Foi considerado como sendo o início da curva de arrefecimento, e assim, definido como ponto zero da mesma. Partindo desta nova referência temporal, os restantes dados foram trasladados para a construção do gráfico $T(s)$, até ao momento em que o respetivo termopar registou uma temperatura abaixo dos 500°C. A figura 30-A e B ilustram o exemplo de uma curva de arrefecimento pré e pós tratamento dos dados, respetivamente, onde foi selecionada somente a região da curva que se pretendia analisar e estudar.

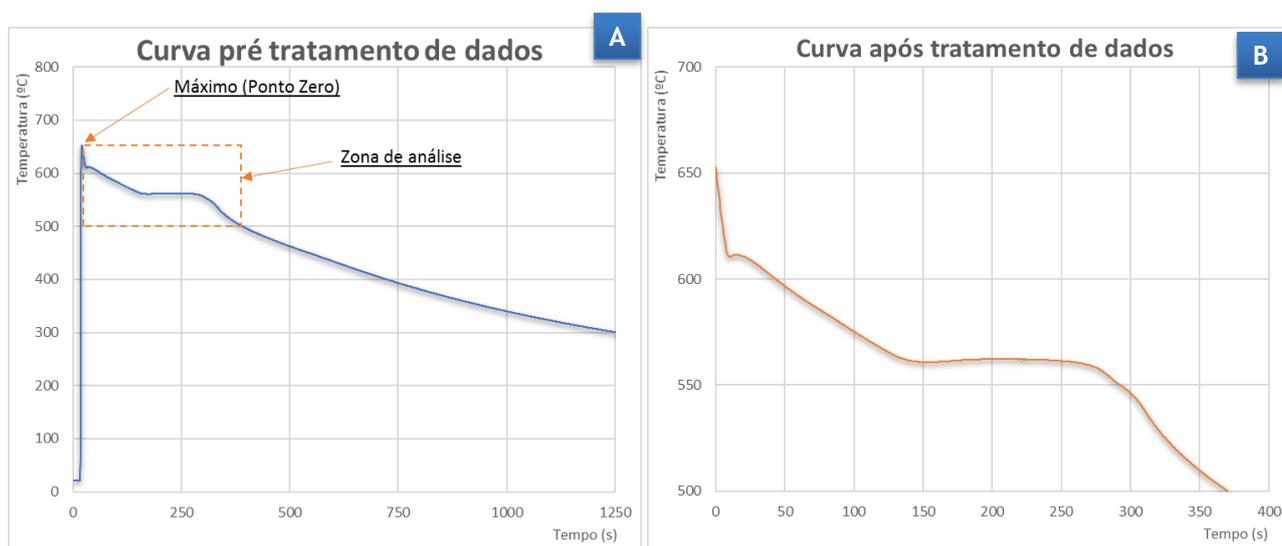


Figura 30 - Exemplo pós processamento realizado aos dados registados por cada termopar; (A) Curva pré-tratamento; (B) Curva pós tratamento.

Adicionalmente, foi determinada a 1ª derivada para a curva de arrefecimento partindo dos dados registados. Para o efeito foi utilizada a fórmula para a diferença central de 3 pontos, traduzida pela equação (3), onde x é ponto onde se pretende determinar a derivada, e h o período entre amostragens, que neste caso é 0,479 s [33]. Projetando a primeira derivada juntamente com a respetiva curva de arrefecimento, foi possível determinar os pontos característicos dos fenómenos de solidificação. A sua determinação passou pela identificação dos pontos de inflexão da primeira derivada.

$$T'(x) = \frac{dT}{dt} \approx \frac{T(x+1) - T(x-1)}{2h} \quad (3)$$

3.4. Produção das peças

Este trabalho recorreu ao forno de fusão presente nas instalações do DEMM, para a realização do bruto do trabalho de produção de peças. Construído pela empresa Aparício & Aparício Lda, este equipamento é utilizado exclusivamente para a fusão do alumínio e as suas ligas (figura 31-A). Com uma potência de 4,5 kW, o forno está equipado com um painel de controlo que permite definir o ciclo térmico desejado, podendo as resistências elétricas no seu interior operar até uma temperatura máxima de 1200°C [34]. A câmara de fusão do forno, apresentada na figura 31-B, permite utilização de um cadinho albergando uma carga fundida de alumínio até 3,6 kg, no máximo. Adicionalmente, o equipamento de fusão disponibiliza de válvulas de admissão de gás (figura 31-C), possibilitando a criação de uma atmosfera protetora durante o processo de fusão de alumínio (por exemplo, argón), ou até mesmo para aplicação de uma força pneumática para realização de processos contra gravíticos (fundição a baixa pressão) [35].



Figura 31 - Forno de fusão de alumínio do departamento; (A) Visão geral do equipamento; (B) Câmara de fusão contendo um cadinho com 3,5 kg de capacidade de carga; (C) Válvulas de admissão de gás.

No âmbito deste trabalho, foram realizados três ensaios que envolveram a fusão e tratamento de três cargas de liga de alumínio A356.0, em condições processuais distintas. Cada ensaio resultou num banho metálico, caracterizado pelo seu nível de hidrogénio dissolvido e pela adição de ligas mãe, que foi depois vazado na cavidade moldante, para a produção do respetivo corpo de prova. Foi objetivado a preparação de três banhos metálicos nas seguintes condições:

- 1º ensaio - Banho metálico com hidrogénio dissolvido (maior ID), modificado com Al5Sr (100 ppm Sr);
- 2º ensaio - Banho metálico com baixo hidrogénio dissolvido (menor ID), modificado com Al5Sr (100 ppm Sr);
- 3º ensaio - Banho metálico com baixo hidrogénio dissolvido (menor ID), modificado com Al5Sr (100 ppm Sr) e afinado com Al5Ti1B (0,15-0,2%Ti).

De ensaios realizados noutros projetos concluiu-se que, usando lingote de fusão primária juntamente com a utilização de uma atmosfera protetora de argón, durante a sua fusão, o seu ID estaria abaixo do 3, adequado ao processamento/vazamento do banho [35, 36]. A introdução contínua do argón para o interior do forno permite a purga do ar e mantém uma atmosfera de fusão pobre em ar, reduzindo assim a probabilidade da

dissolução de hidrogénio no banho metálico. Dos vazamentos realizados, pretendeu-se obter peças nos dois extremos do espectro, especificamente, uma quantidade elevada de hidrogénio dissolvido (maior ID), possível pela fusão dos lingotes sem atmosfera protetora, e com o menor hidrogénio possível (menor ID).

A modificação do silício eutético foi realizada em todos os ensaios, pois a morfologia acicular do silício não favorece o comportamento em serviço (reduz ductilidade), de um componente fabricado em ligas de Al-Si. Trata-se então, de um tratamento obrigatório ao banho metálico, para a produção de peças de fundição na liga A356.0, por exemplo. A modificação foi possível pela adição de uma liga mãe de Al5Sr ao banho metálico, dando um período de incubação de cerca de 15 minutos. A adição de Al5Sr foi calculada para cada carga, até perfazer uma quantidade no banho de 100 ppm de Sr, aproximadamente.

A afinação do grão é um tratamento do banho metálico importante, especialmente para a indústria de fundição de alumínio em moldações em areia. A afinação de grão foi realizada para um dos vazamentos, VGC, obtendo assim um ponto de comparação em relação às restantes peças. O tratamento foi possível pela utilização de uma liga mãe de Al5Ti1B, adicionando a quantidade suficiente para obtenção de uma quantidade de Ti no banho entre 0,15-0,20%.

Os três ensaios realizaram-se da forma seguinte:

1. Pesagem da carga de lingotes de alumínio e introdução no cadinho;
2. Se especificado, formação da atmosfera protetora de argón pré-aquecimento;
3. Fusão do alumínio pelo aumento da temperatura no interior do forno;
4. Após fusão, estabilização da temperatura do banho metálico (725°C);
5. Remoção da escória à superfície do banho metálico;
6. Recolha das amostras para ensaio RPT;
7. Adição da quantidade de ligas mãe, respeitando especificação (tabela 7);
8. Tempo de incubação de 15 minutos após adição das ligas mãe;
9. Remoção do cadinho do forno e vazamento para a moldação em areia.

As condições aplicadas para cada um dos ensaios realizados, bem como a respetiva rastreabilidade, encontra-se definida na tabela 7, resumidamente.

Tabela 7 - Condições dos três ensaios realizado durante este trabalho.

Ensaio	Temperatura de Vazamento	Carga (kg)	Atmosfera de fusão	Condições	
				Al-5Sr ^{a,b}	Al-5Ti-1B ^{a,b}
1º VGA	725°C ± 10	3,635	Ambiente	100 ppm Sr	-
2º VGB		2,310	Árgon	98 ppm Sr	-
3º VGC		2,070	Árgon	93 ppm Sr	0,18% Ti / 35 ppm

Nota: (a) Quantidades no banho
(b) Valores calculados no anexo A.

A instalação dos termopares no interior da cavidade moldante era realizada previamente a cada vazamento, da forma descrita anteriormente no subcapítulo 3.3.2. O sistema de aquisição de dados era ligado momentos antes do vazamento do banho metálico na moldação em areia. A frequência da amostragem utilizada foi de 2,00887 Hz (0,487 s), para os três termopares. O registo da temperatura decorreu tal como apresentado na figura 32, até o momento de desmoldação da peça, que foi realizado quando a temperatura desceu dos 300°C.

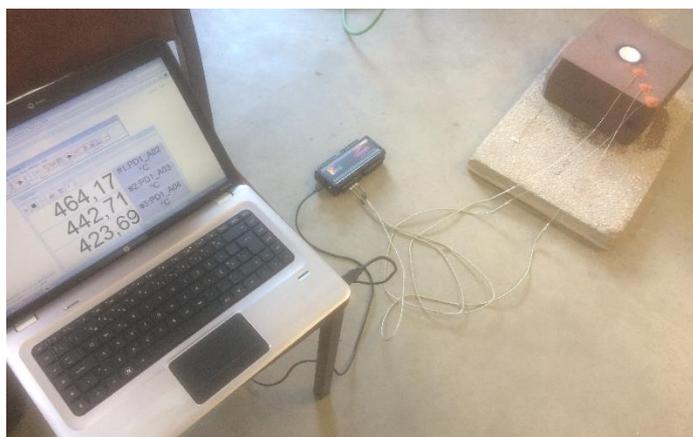


Figura 32 - Registo das curvas de arrefecimento após vazamento do banho metálico para o interior da moldação da areia.

No final desta etapa, obteve-se um conjunto de três corpos de prova, referente a cada um dos ensaios realizados (condições do banho metálico). Os corpos de prova foram devidamente identificados, rastreados ao banho metálico que lhes deu origem, tal como apresentado na figura 33. Após desmoldação de cada peça, as mesmas foram limpas para a remoção de qualquer vestígio de areia colado à sua superfície.



Figura 33 - Peças produzidas por fundição no âmbito deste trabalho.

3.5. Determinação do índice de densidade

O controlo do grau de gaseificação do banho (e do teor de óxidos) do banho metálico foi realizado calculando o índice de densidade recorrendo à realização do ensaio RPT. Previamente à operação de vazamento (de cada ensaio) e após a remoção da escória, foi realizado uma amostragem ao banho metálico com a ajuda de um pequeno cadinho

cerâmico. Essa amostra do banho era então vazada para dois cadinhos metálicos, apresentados na figura 34-A, previamente aquecidos a 800°C para evitar a presença de humidade residual. Um dos cadinhos metálicos contendo o metal realizou a sua solidificação em condições atmosféricas. O segundo cadinho foi introduzido numa câmara de vácuo, tal como demonstrado na figura 34-B, sendo submetido a uma pressão reduzida de 0,1 atm, durante o seu processo de solidificação. Estas duas condições de solidificação resultam em diferenças no tamanho dos poros internos, resultante do crescimento das bolhas de hidrogénio. Tal deve-se ao efeito da presença da pressão abaixo de 1 atm, permitindo o crescimento dos poros sem as mesmas limitações comparativamente com uma solidificação sob condições atmosféricas. No final desta etapa, obteve-se um conjunto de duas amostras recolhidas para cada um dos banhos metálicos preparados (três ensaios). As mesmas foram identificadas com o código do ensaio (VGA, VGB ou VGC), juntamente com indicação do meio onde foram solidificadas (ar ou vácuo).

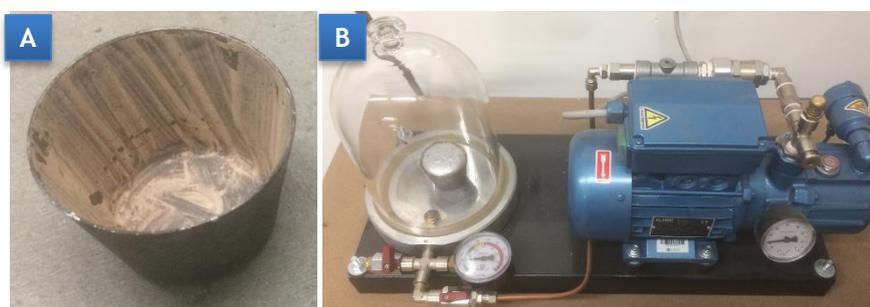


Figura 34 - (A) Cadinho de solidificação; (B) Bomba de vácuo.

Após finalização da solidificação e devidamente arrefecidos, as duas amostras (solidificadas ao ar ou em vácuo) foram pesadas para a determinação do índice de densidade do respetivo banho metálico. O processo de medição consistiu numa etapa inicial onde foi registada a massa de cada amostra, pesado ao ar (figura 35-A). A segunda etapa consistiu em medir a massa da mesma amostra, quando esta está mergulhada num gobelé com 500 mL de água, tal como apresentado na figura 35-B.

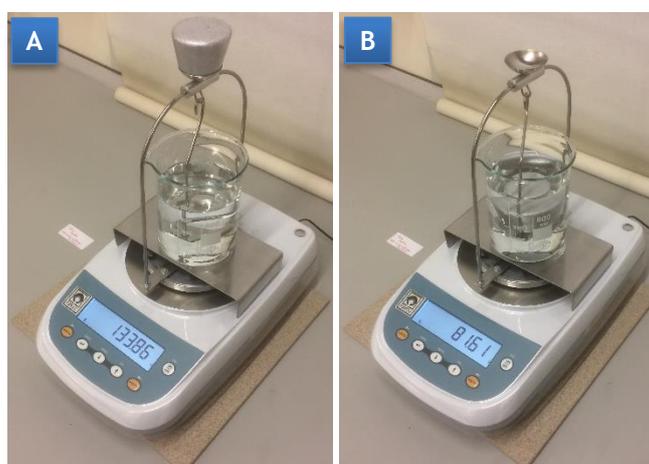


Figura 35 - Balança digital Densittec utilizada para a determinação do índice de densidade I.D.; (A) Medição da massa do provete no ar; (B) Medição da massa da amostra mergulhada na água.

Nestas condições, para cada amostra recolhida, foram registadas duas massas, nomeadamente, a massa da amostra determinada ao ar (M_{ar}), e a massa da amostra quando a esta se encontra mergulhada em água ($M_{água}$). Utilizando estes dados e por intermédio das equações (1) e (2), apresentadas no subcapítulo 2.4.1, o ID de cada um dos três banhos metálicos preparados foi calculado. Os cálculos para a determinação do ID encontram-se apresentados no anexo B. Após determinação do ID, as amostras solidificadas sob pressão reduzida, foram cortadas transversalmente, para inspeção visual do crescimento dos poros gasosos. A superfície resultante foi depois desbastada, sequencialmente, em lixas de 180, 320 e 600 mesh.

3.6. Preparação metalográfica

O foco de estudo deste trabalho passou pela análise metalográfica de três degraus da secção escada, especificamente, D1, D3 e D5, cuja curva de solidificação foi registada. Para cada peça produzida foi recolhida a secção correspondente, realizando um corte no colo utilizando um serrote manual. Pretendeu-se analisar o plano longitudinal o mais próximo possível da posição do termopar, de cada degrau estudado. Para tal, a secção escada foi inicialmente cortada longitudinalmente, utilizando um serrote automático de banda. O corte foi realizado descentrado, a cerca de 10 a 15 mm de uma das paredes laterais. Desta forma, o plano analisado não seria afetado pela deformação plástica resultante do corte. Para finalizar a operação de seccionamento, foram realizados um conjunto de quatro cortes transversais na zona de transição de um degrau para o seguinte. A sequência dos cortes realizados encontra-se esquematizada na figura 36. No fim desta operação, obtiveram-se um conjunto de nove amostras, devidamente rastreadas ao vazamento de origem e ao respetivo degrau.

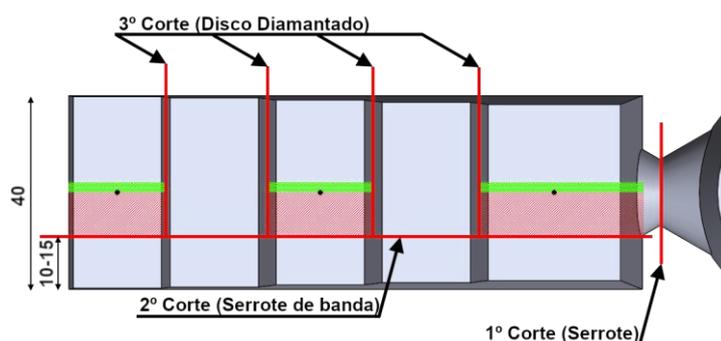


Figura 36 - Sequência de cortes durante a operação de seccionamento da escada.

A preparação metalográfica iniciou-se com uma operação de desbaste para remoção da zona deformada, de cada degrau, resultante do corte mecânico. A operação foi realizada manualmente, recorrendo a uma polidora PRESI Minitech 263 com uma velocidade de 300 rpm, no sentido contrarrelógio. Cada amostra foi submetida a passagens sequenciais em lixas de 180, 320, 400, 600 e 1000 mesh, realizando uma limpeza num banho de ultrassons a cada passagem. O acabamento superficial da superfície analisada foi melhorado, aplicando uma operação de polimento em dois panos, utilizando

individualmente uma suspensão de diamante de 6 e 1 μm . Este polimento foi realizado no mesmo equipamento descrito anteriormente, a uma velocidade de 150 rpm. Posteriormente, para obtenção de um melhor contraste entre o silício eutético e as dendrites de fase α , recorreu-se a uma etapa de polimento manual em pano, utilizando uma suspensão de sílica coloidal de 0,3 μm .

3.7. Análise microestrutural

Cada amostra recolhida foi analisada utilizando um microscópio ótico Leica DFC420, recorrendo a diferentes objetivas, nomeadamente, 5x, 10x, 20x e 50x. Foram analisados diferentes campos representativos de áreas de interesse de cada degrau, com especial foco para a região envolvente à ponteira do termopar. As imagens da microestrutura das amostras recolhidas foram registadas e analisadas por intermédio do software de imagem LAS V4.13.

3.7.1. Quantificação da porosidade

Recorrendo ao software LAS V4.13, procedeu-se com a quantificação da porosidade presente à superfície do plano analisado, de cada um dos degraus estudados. De tal forma foram recolhidos, aleatoriamente, 10 campos representativos da superfície analisada, a uma ampliação de 50x, após etapa de polimento por suspensão de diamante de 1 μm . O resultado, dado em percentagem referente à área observada, foi obtido por processamento da imagem pela análise de cinzentos, quantificando os vazios resultantes de poros gasosos e microrechupe, a escuro.

3.7.2. Medição do SDAS

Utilizando o software LAS V4.13, foi possível realizar o tratamento de imagem para determinar o SDAS de cada degrau estudado. Foi utilizada uma metodologia linear, tal como ilustrado na figura 37, em imagens com uma ampliação de 100x, onde foi medido a distância total A-B, que abrange um conjunto de dendrites secundárias. O respetivo SDAS era então calculado pela divisão desta distância pelo número de braços identificados que englobava essa distância. Para cada amostra foi realizada uma amostragem aleatória de 5 campos representativos da microestrutura, no centro da amostra. No final, o resultado para o SDAS de cada amostra analisada, era obtido pela média aritmética de 20 medições individuais.

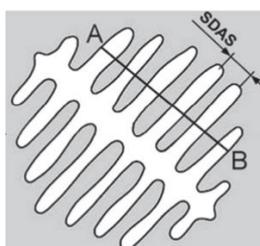


Figura 37 - Metodologia linear para determinação do SDAS [37].

3.8. Ensaios de dureza

Previamente à realização dos ensaios de dureza, foi necessário realizar um ligeiro desbaste mecânico da superfície oposta ao plano analisado, por forma a obter um paralelismo entre superfícies. As medições foram realizadas num durómetro EMCOTEST DuraVision, aplicando o método de ensaios de dureza Brinell segundo a norma NP EN ISO 6506-1.

O penetrador utilizado para a realização dos ensaios de dureza Brinell apresentava uma ponteira esférica feita em metal duro polido, com um diâmetro de 2,5 mm. Face à liga de alumínio a analisar e ao seu estado de fornecimento, as indentações foram levadas a cabo aplicado uma força de ensaio de 612,9 N [38]. As condições de ensaio estão brevemente apresentadas na tabela 8. Para cada degrau estudado, foram realizadas um conjunto de 5 medições focada no centro geométrico de cada superfície.

Tabela 8 - Condições de ensaio de dureza Brinell realizado neste trabalho [38].

Diâmetro da esfera D (mm)	Relação Força/diâmetro $0,102 \times F/D^2$ (N/mm ²)	Valor Nominal da força de ensaio F (N)	Símbolo de dureza
2,5	10	612,9	HBW 2,5/62,5

4. Apresentação e discussão dos resultados

4.1. Reduced Pressure Test

Previamente à análise das amostras recolhidas para os três corpos de ensaio foi verificado se a utilização de uma atmosfera protetiva de argón durante a fusão do respetivo banho metálico, surtiu o efeito pretendido face à quantidade de hidrogénio dissolvido. A validação do procedimento foi realizada recorrendo ao ensaio RPT, tendo-se obtido no fim, para cada banho preparado, uma amostra que solidificou no interior de uma câmara de vácuo. Como abordado na revisão teórica, a presença de uma pressão exterior inferior à pressão atmosférica, facilita a nucleação e crescimento de porosidade gasosa caso, por exemplo, exista hidrogénio previamente dissolvido no banho.

Na figura 38 apresenta as três amostras RPT recolhidas referentes a cada um dos ensaios realizados, cortadas transversalmente para observação dos poros internos. Para a amostra RPT recolhida durante o ensaio VGA (sem atmosfera de argón) são perceptíveis, visualmente, diversos poros de grandes dimensões, apontando para o facto de existir hidrogénio dissolvido, inicialmente, no banho metálico. Já para as amostras RPT referentes aos ensaios VGB e VGC, onde foi utilizada uma atmosfera de argón durante a fusão do banho metálico, os poros gasosos são praticamente inexistentes, assumindo uma inspeção visual.

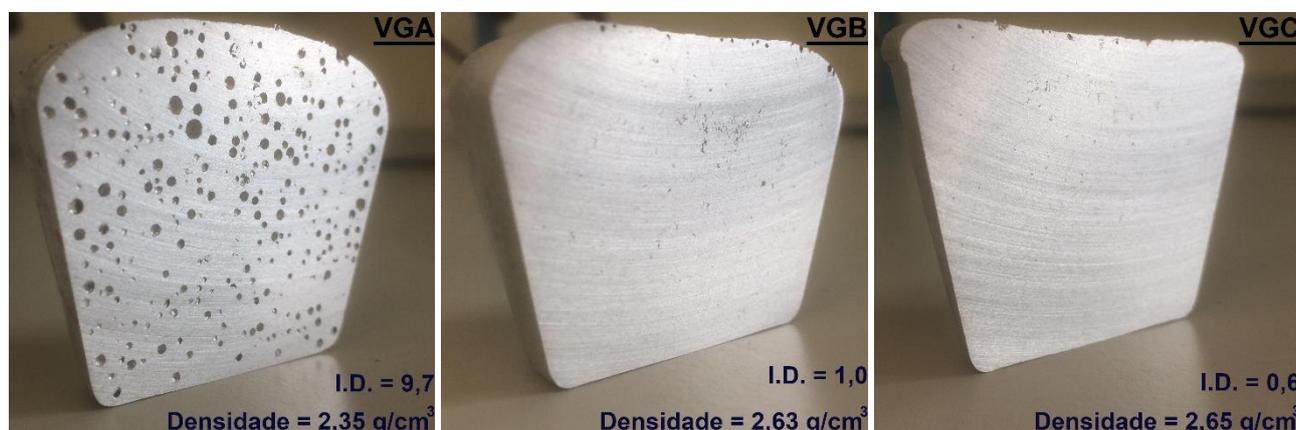


Figura 38 - Corte transversal das amostras obtidas durante o ensaio RPT (solidificadas em vácuo), para cada banho preparado, com indicação do respetivo ID e densidade.

Esta observação é fundamentada pelo cálculo do índice de densidade, tendo-se determinado para os ensaios VGA, VGB e VGC, um ID de 9,7, 1,0 e 0,6, respetivamente. Assumindo uma preparação de banho sem introdução de óxidos no seu interior, estes valores são indicativos de um teor de hidrogénio dissolvido maior para o ensaio VGA, comparativamente, aos ensaios VGB e VGC. Os dados obtidos pelo ensaio RPT são concordantes com a experiência adquirida em trabalhos de investigação recentemente realizados no DEMM, validando assim o procedimento de fusão do alumínio com a atmosfera de argón, para a obtenção de uma dissolução de hidrogénio reduzida [35, 36].

No fim, em cumprimento com os objetivos traçados para a realização deste estudo, produziu-se três corpos de prova sob condições de ensaio distintas, brevemente apresentadas na tabela 9.

Tabela 9 - Condições de ensaio para cada um dos corpos de prova produzidos.

Ensaio (Corpo de prova)	Índice de densidade	Condições	
		Adição do Modificador do Silício	Adição do Afinador do Grão
VGA	9,7	Sim (100 ppm Sr)	Não
VGB	1,0	Sim (98 ppm Sr)	Não
VGC	0,6	Sim (93 ppm Sr)	Sim (0,18%Ti /35 ppm B)

4.2. Curvas de Arrefecimento

As curvas de arrefecimento registadas para os degraus estudados D1, D3 e D5, durante o ensaio VGA, estão apresentadas graficamente na figura 39. Numa análise global desde o início do vazamento (temperatura máxima), seguido do início da solidificação (nucleação da fase α), até a ocorrência e finalização da reação eutética, é possível retirar algumas observações face às diferentes condições de ensaio estudadas. Para a nucleação da fase α do ensaio VGA, na figura 39, pode-se observar que o início da solidificação (*liquidus*) da liga dá-se, para os três degraus estudados, a uma temperatura ligeiramente inferior no D3 face a D1, existindo uma diferença mais acentuada para o D5, comparativamente com os restantes. Já para a reação eutética (*solidus*), a mesma parece ter ocorrido no mesmo patamar para os degraus D1 e D3, perto do 560°C aproximadamente. Já no degrau D5, o patamar desce para os 550°C.

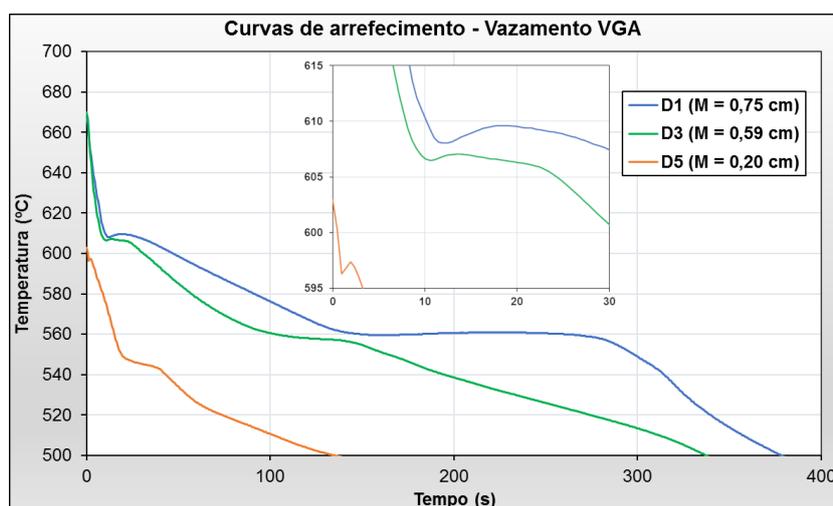


Figura 39 - Curvas de arrefecimento dos três degraus estudados, para o ensaio VGA.

Pelas curvas de arrefecimento apresentadas na figura 39, também é possível observar uma diminuição no período entre o início da nucleação da fase α e o fim da reação eutética (tempo de solidificação), decorrente do aumento da velocidade de arrefecimento nos degraus de menor espessura. O tempo de solidificação para o degrau

D1, D3 e D5 é cerca de 260 s, 150 s, e 50 s, respetivamente. A diminuição no tempo de solidificação é um indicador que o tamanho de grão e o SDAS serão menores para o degrau D5, do que para o degrau D3 e D1. A duração da reação eutética também é influenciada pela velocidade de arrefecimento, decrescendo com a diminuição do módulo do respetivo degrau, especificamente, de D1 para D5. A interpretação possível é que a modificação do silício eutético ocorreu mais rapidamente nos degraus D5 e D3, comparativamente com D1, podendo representar diferenças no nível de modificação.

Genericamente, foi observado o mesmo comportamento, descrito anteriormente, para as curvas de arrefecimento referente ao ensaio VGB, para os três degraus estudados, estando as mesmas identificadas na figura 40-A. Já para o ensaio VGC, pela análise das respetivas curvas presentes na figura 40-B, verifica-se que a nucleação da fase α nos degraus D1 e D3 decorreu à mesma temperatura, com as curvas praticamente sobrepostas. Tal pode ser justificado pela adição do afinador do grão, que também fez subir a temperatura de nucleação face aos ensaios VGA e VGB. Este efeito será abordado detalhadamente mais à frente. De notar que não foi possível registar o início da nucleação da fase α para o degrau D5 do ensaio VGC devido ao mau funcionamento do termopar T3.

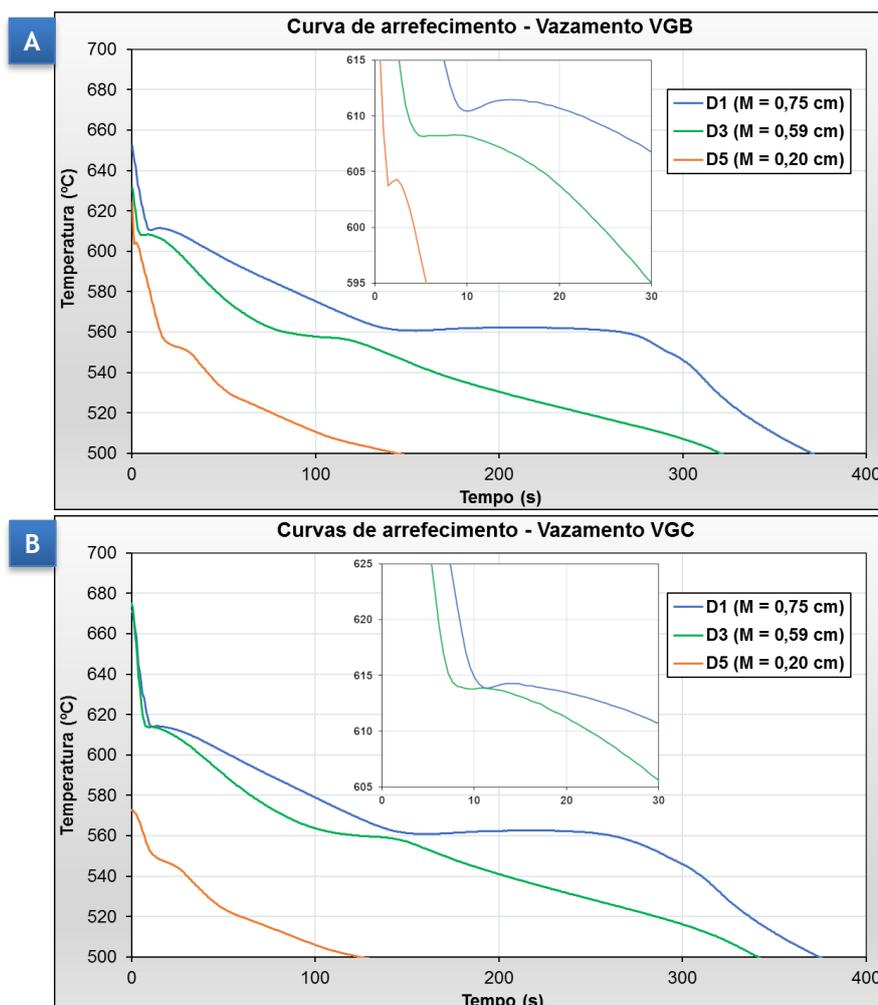


Figura 40 - Curvas de arrefecimento registadas para os degraus D1, D3 e D5; (A) Ensaio VGB; (B) Ensaio VGC

Na figura 41 encontram-se apresentadas as ampliações das regiões referentes à nucleação da fase α , para o degrau D1, para os ensaios VGA, VGB e VGC.

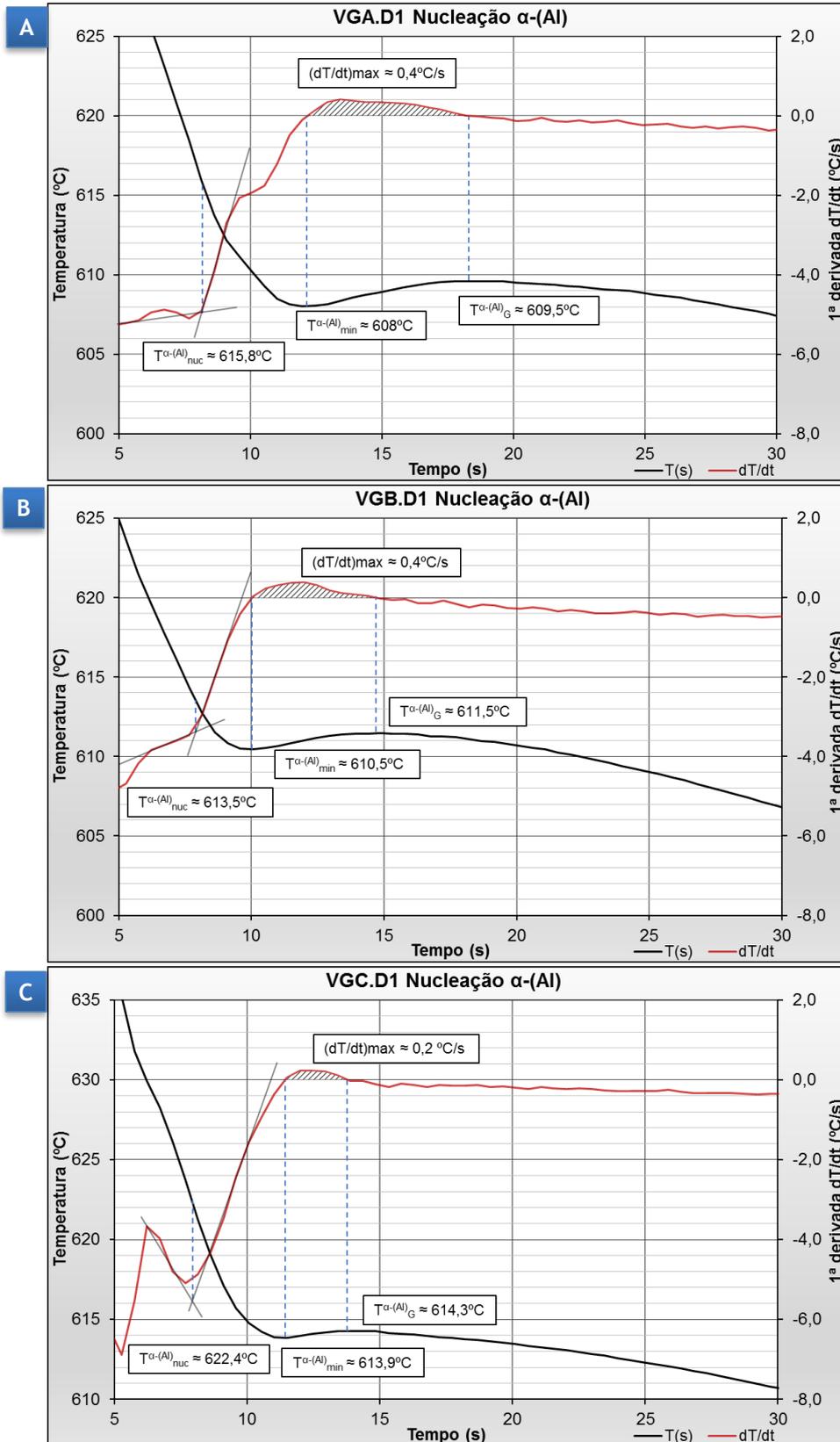


Figura 41 - Região da curva de arrefecimento relativamente à nucleação da fase α -(Al) para o degrau D1; (A) VGA; (B) VGB; (C) VGC.

Recorrendo ao cálculo da primeira derivada (linha vermelha na figura 41) para as curvas de arrefecimento obtidas por análise térmica, foi possível analisar, detalhadamente, o momento da nucleação da fase α . Esta análise foi focada no degrau D1 para os três ensaios realizados, visto ter sido o único cuja curva de arrefecimento apresentou sensibilidade suficiente, ao fenómeno de nucleação da fase α , para uma interpretação fiável da mesma.

Pela utilização da primeira derivada da curva de arrefecimento, foi possível determinar, pela identificação dos pontos de inflexão, as temperaturas características da nucleação da fase α , nomeadamente, T^{α}_{nuc} , T^{α}_{min} e T^{α}_G , juntamente com ponto máximo da derivada $(dT/dt)_{max}$ e o tempo t^{α}_{rec} decorrente do fenómeno de recalescência. Para cada um dos gráficos apresentados na figura 41, foram identificados estes pontos característicos, estando os mesmos apresentados na tabela 10. Comparando os dados para VGA.D1 e VGB.D1, verifica-se uma diferença ligeira de 2,3°C, para a temperatura de nucleação da fase α . Assumindo que a principal diferença entre os dois ensaios passa pela quantidade de hidrogénio dissolvido (maior para VGA, reduzido para VGB), pode-se interpretar esta variação de T^{α}_{nuc} como sendo resultado da presença de hidrogénio. É reconhecido que, durante a precipitação dos primeiros grãos da fase α , existe uma rejeição do hidrogénio devida à baixa solubilidade no estado sólido, podendo a mesma ter afetado a sua temperatura de nucleação, mesmo que ligeiramente. O fenómeno de recalescência também foi afetado, tendo durado 6 e 4,5 segundo para o ensaio VGA e VGB, respetivamente, podendo estes dois fatores estar associados ao erro do termopar.

Tabela 10 - Pontos característicos da nucleação da fase α (valores aproximados).

Amostras	Temperaturas Características da Nucleação da fase α -(Al)				
	T^{α}_{nuc}	T^{α}_{min}	T^{α}_G	$(dT/dt)_{max}$	t^{α}_{rec}
VGA.D1	615,8°C	608°C	609,5°C	0,4 °C/s	6 s
VGB.D1	613,5°C	610,5°C	611,5°C	0,4 °C/s	4,5 s
VGC.D1	622,4°C	613,9°C	614,3°C	0,2 °C/s	2,4 s

Comparando agora os dados obtidos para o degrau VGC.D1, verifica-se o aumento da temperatura de nucleação T^{α}_{nuc} para 622,4°C, um aumento de 8,9°C face ao degrau VGB.D1. Samuel, et al. [29] refere que este aumento é recorrente do tratamento de adição do afinador de grão, sendo que a subida da temperatura de nucleação é característica da presença de agentes químicos promotores da nucleação heterogénea. Adicionalmente, também o fenómeno de recalescência, representado graficamente por $(dT/dt)_{max}$, é menor no degrau D1 do ensaio VGC do que no verificado no homólogo dos ensaios VGA e VGB, especificamente, de 0,2°C/s para 0,4°C/s. A duração da recalescência t^{α}_{rec} também diminuiu para praticamente metade do valor verificado em VGB. Esta variação no fenómeno de recalescência, segundo Samuel, et al. [29], é um indicativo da ocorrência da afinação de grão, durante a solidificação do corpo de prova VGA, resultando numa estrutura de grão potencialmente menor e mais homogénea, comparativamente com VGA e VGB.

A determinação da primeira derivada também permitiu a interpretação, mais detalhada, da ocorrência da reação eutética para o degrau D1, em cada um dos ensaios

realizados. A região da curva de arrefecimento referente à reação eutética, juntamente com a respetiva primeira derivada (linha vermelha), para as amostras VGB.D1, VGC.D1 e VGA.D1, encontra-se apresentada graficamente na figura 42,

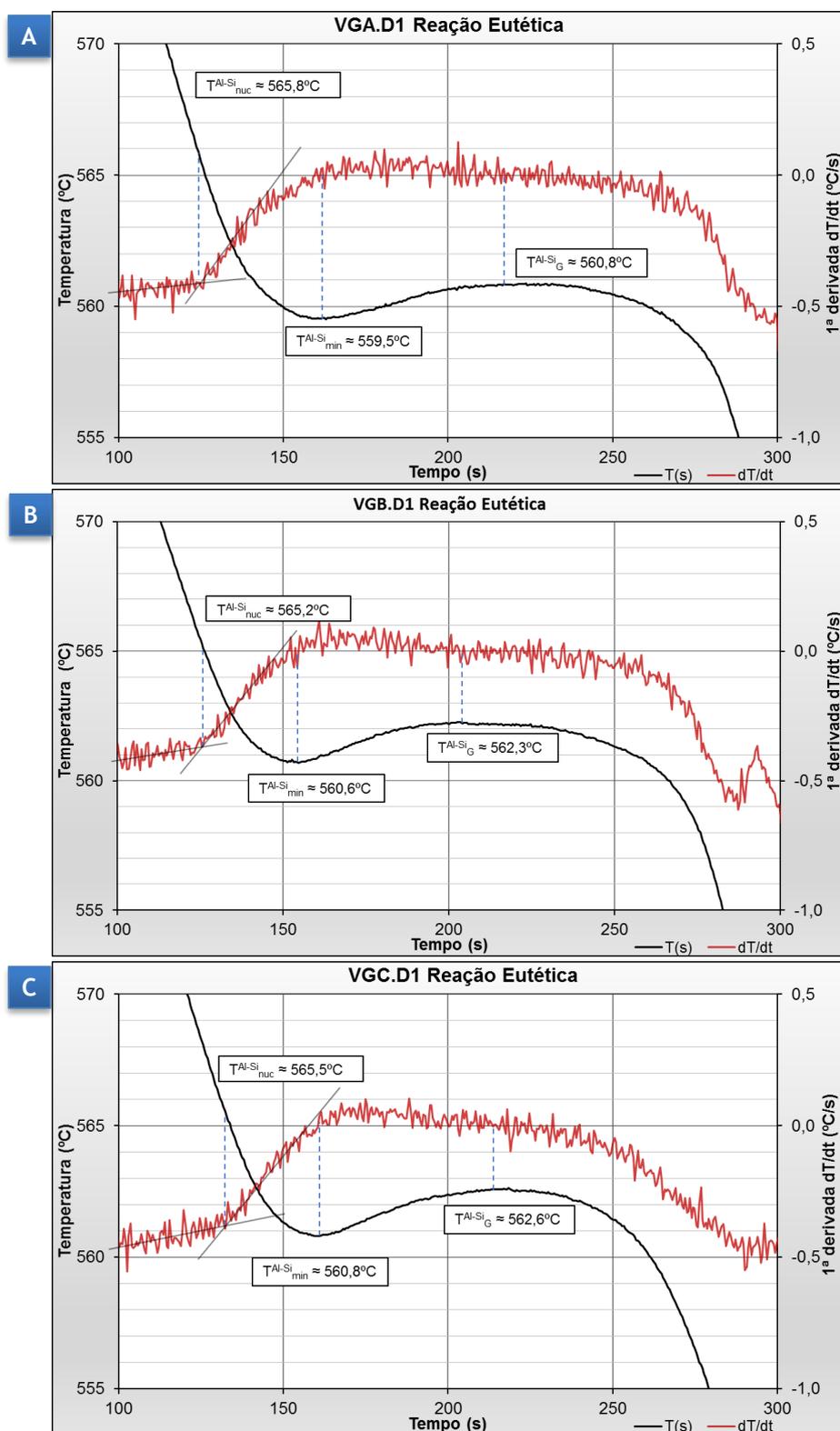


Figura 42 - Região da curva de arrefecimento relativamente reação eutética para o degrau D1; (A) VGA; (B) VGB; (C) VGC.

Os pontos característicos da reação eutética, recolhidos por tratamento das curvas presentes na figura 42, estão apresentados na tabela 11. Analisando os dados obtidos para o degrau D1, observa-se que a reação eutética, nas três condições de ensaios estudadas, é similar, fazendo prever que uma morfologia do composto eutético semelhante para o degrau D1, dos três ensaios. A nucleação do eutético (T^{eut}_{nuc}) no degrau D1, para os três ensaios realizados, ocorreu praticamente à mesma temperatura, nomeadamente, perto dos 565,5°C. A modificação do silício eutético pela adição de Sr, retarda o início da reação eutética, sendo que o abaixamento da T^{eut}_{nuc} aumenta em função do teor de Sr adicionado. Desta forma, considerando que adição de Sr para os ensaios VGB e VGC foi semelhante (98 e 93 ppm, respetivamente), e que diferença de T^{eut}_{nuc} para ambos é praticamente nula, é possível assumir que não existiu o fenómeno de desvanecimento. Ou seja, pode-se afirmar que não ocorreu perda do efeito da modificação por Sr, por reação significativa com B do afinador para formar SrB₆.

Tabela 11 - Pontos característicos da reação eutética.

Amostras	Ponto característicos da Nucleação da fase α -(Al)		
	T^{eut}_{nuc}	T^{eut}_{min}	T^{eut}_G
VGA.D1	565,8°C	559,5°C	560°C
VGB.D1	565,2°C	560,6°C	562,3°C
VGC.D1	565,5°C	560,8°C	562,6°C

Como informação adicional, por tratamento das curvas de arrefecimento apresentadas nas figuras 39 e 40, foi possível determinar a velocidade de arrefecimento durante a etapa de solidificação. A sua determinação foi realizada por regressão linear da seção linear da curva após nucleação da fase α , apresentadas na tabela 12, para cada um dos degraus estudados, para cada ensaio realizado. Os valores vão de encontro ao esperado, onde a velocidade de arrefecimento aumenta com a diminuição do módulo do degrau. Os valores obtidos para cada ensaio são similares, existindo uma pequena variação que pode estar associada a diversos fatores experimentais de obtenção das curvas de arrefecimento.

Tabela 12 - Velocidade de arrefecimento para cada um dos degraus estudados.

Velocidade ^a	VGA			VGB			VGC		
	D1	D3	D5	D1	D3	D5	D1	D3	D5
Previamente à reação eutética v_a^{eut} (°C/s)	0,4	0,7	3,0	0,4	0,9	3,6	0,4	0,7	2,7
Parâmetro	Degraus								
	D1			D3			D5		
Módulo (cm)	0,75			0,59			0,20		
Média v_a^{eut} (°C/s)	0,4			0,8			3,1		

Nota: (a) Velocidades determinadas por regressão linear.

4.3. Estrutura Dendrítica

A caracterização microestrutural iniciou-se com a análise da estrutura dendrítica da fase α , para cada uma das amostras estudadas, em termos da sua morfologia e dimensão, especificamente, o SDAS. Para os ensaios VGA e VGB, onde não foram adicionados agentes químicos para afinação do grão, a nucleação e crescimento das dendrites realizou-se, genericamente, da parede da moldação em direção ao centro da amostra. A parede interna da cavidade moldante servia como principal dissipador de calor, sendo que o banho metálico junto a esta interface, estava sujeito a uma velocidade de arrefecimento superior relativamente, por exemplo, ao centro do degrau onde a temperatura foi registada por termopar. Dessa forma, as dendrites junto à parede da moldação, tendencialmente, apresentam uma dimensão mais reduzida.

Na figura 43-A encontra-se apresentada a microestrutura característica da amostra VGA.D1, junto à parede da moldação, sendo visível a fase α nucleada em pequenas dimensões, seguida de dendrites colunares de grande dimensão, que tendencialmente cresceram em direção do centro da amostra, tal como apresentado na figura 43-B. Esta estrutura dendrítica é típica de peças vazadas onde o banho não foi sujeito a um tratamento de afinação de grão, resultando em propriedades da liga menos homogêneas e anisotrópicas, devido a uma distribuição das fases não homogênea. Este fenómeno é perceptível, de igual ou menor forma, nos restantes degraus, não tendo sido considerado necessário repetir a sua apresentação.

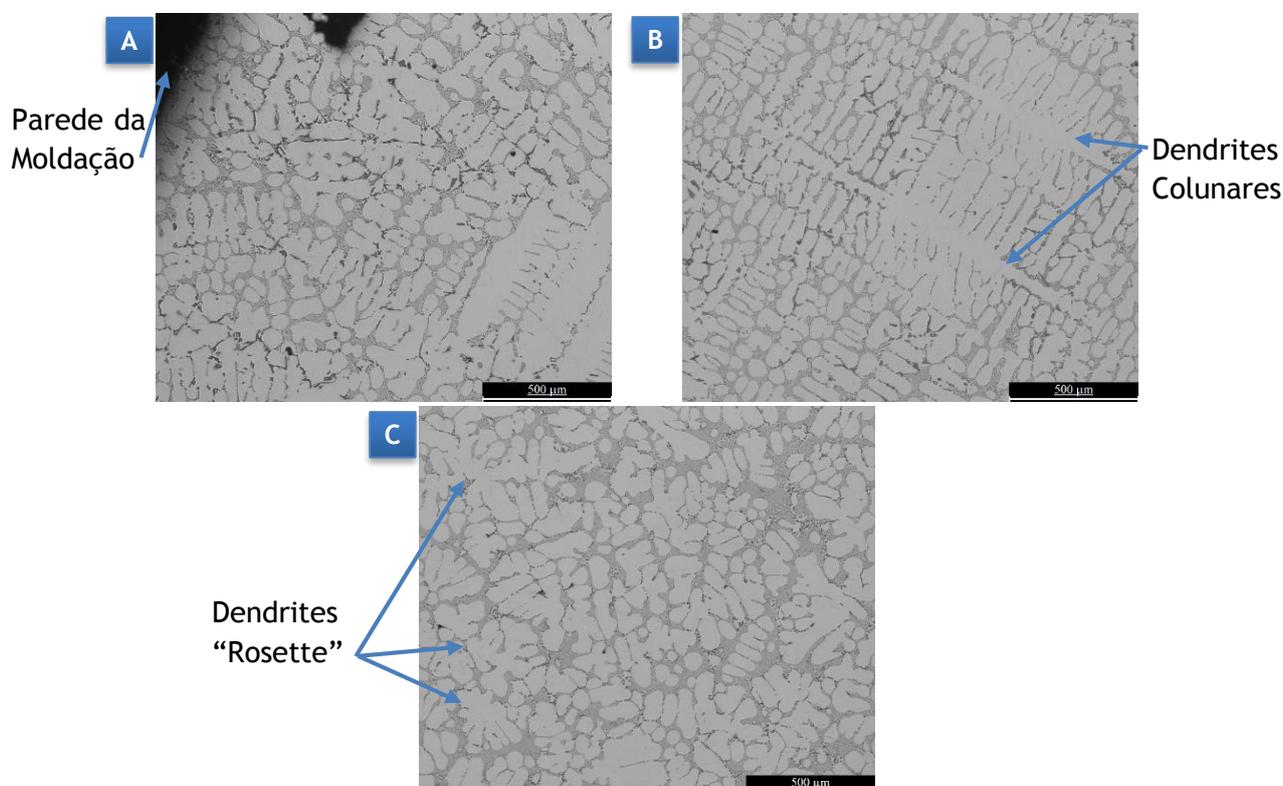


Figura 43 - Estrutura dendrítica (50x); (A) VGA.D1 Junto à parede da moldação; (B) Ligeiramente à direita da imagem apresentada em (A); (C) VGC.D3 afinada com 0,18%Ti;

Já para as amostras recolhidas do corpo de ensaio VGC, a estrutura dendrítica encontra-se numa morfologia diferente à verificada anteriormente, resultante da adição da liga mãe Al5Ti1B. Os braços das dendrites tendem a crescer em todas as direções, dando forma ao que se identifica como dendrites “*rosette*”, tal como identificado na figura 43-C. Adicionalmente, as dendrites encontram-se distribuídas, na microestrutura, numa forma mais homogénea comparativamente com as amostras dos ensaios VGA e VGB.

A microestrutura representativa do centro de cada amostra estudada encontra-se identificada na figura 44, estando a mesma diretamente relacionada com os dados obtidos pela análise térmica. Visualmente, a estrutura dendrítica diminui em dimensão à medida que o módulo do degrau também diminui (aumento da velocidade de arrefecimento). Em todos os ensaios realizados, o degrau D5 (menor módulo) apresenta dendrites, visualmente, com a menor dimensão do conjunto.

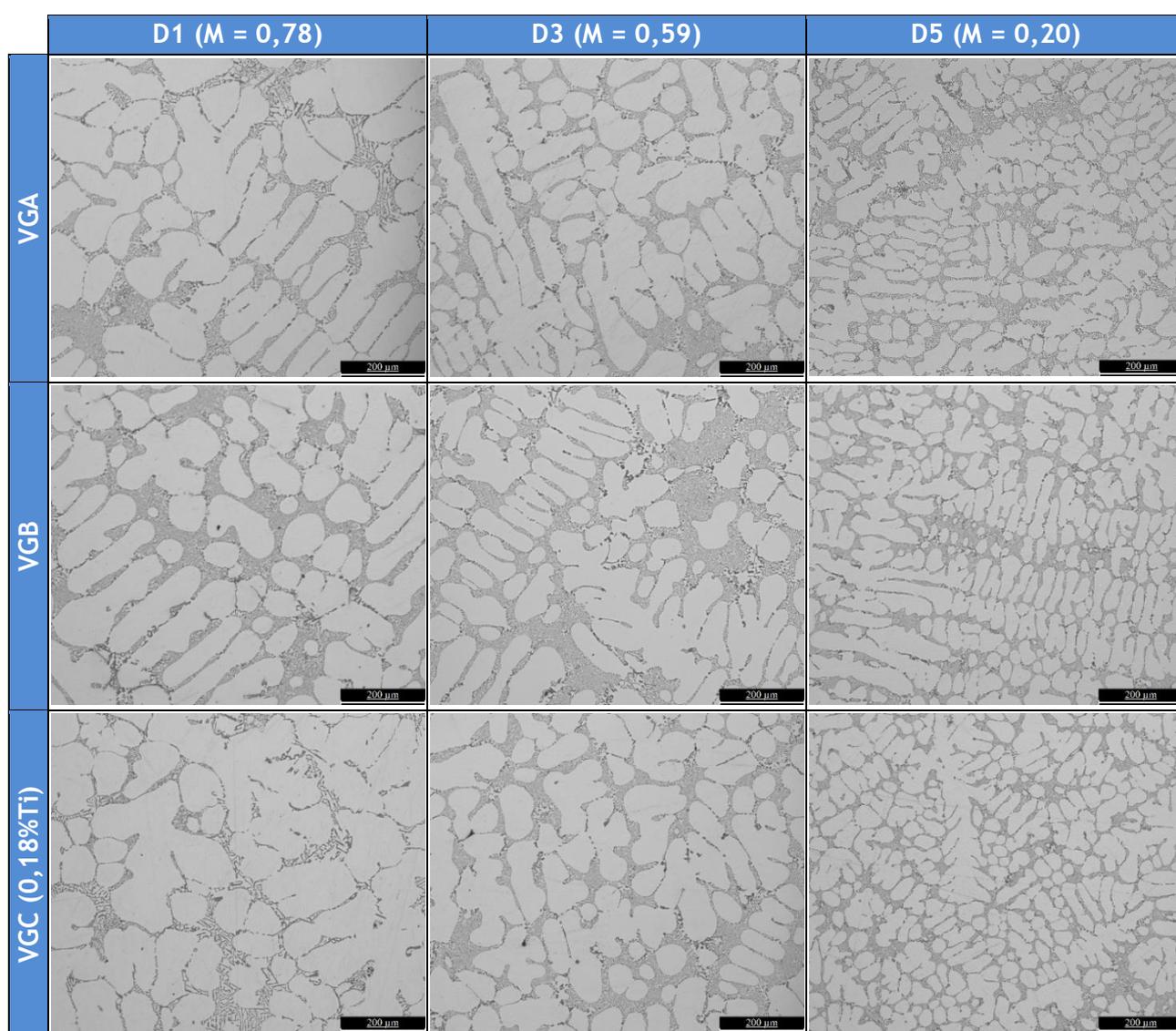


Figura 44 - Estrutura dendrítica no centro dos degraus estudados (100x).

Esta conclusão é reforçada pela determinação do SDAS para cada amostra estudada, estando os resultados apresentados, graficamente, na figura 45. Como se esperava, para o mesmo corpo de ensaio, o SDAS diminui do degrau D1 para o degrau D5, ou seja, é menor em valor em seções com uma velocidade de arrefecimento superior. Globalmente, para os três ensaios realizados, o SDAS do degrau D5 é cerca de metade do valor verificado para o degrau D1. Entre ensaios, o valor médio do SDAS para os degraus D3 e D5 mantem-se praticamente igual, com uma diferença aproximada de 1 μm entre valores. Já no degrau D1, observou-se uma maior variação para o SDAS, com uma diferença de cerca de 2 μm entre ensaios. Os três degraus estudados referentes ao VGA apresentaram, genericamente, o valor de SDAS mais pequeno, indicando que o hidrogénio dissolvido no banho não influencia, negativamente, esta característica das dendrites. Adicionalmente, não se observou uma redução do SDAS com a realização do tratamento de afinação do grão, para o ensaio VGC.

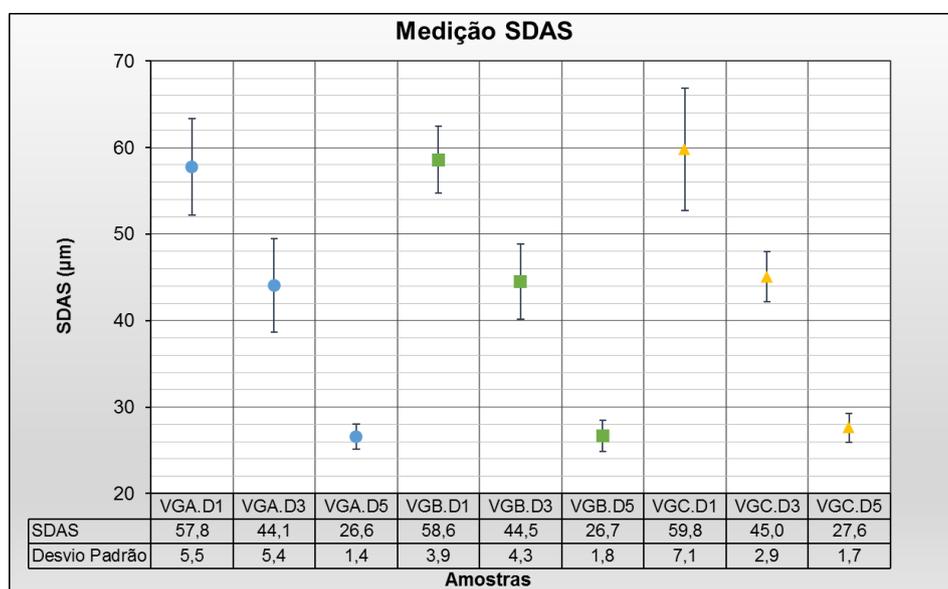


Figura 45 - Resultados da medição do SDAS para cada amostra analisada.

Estes resultados nos três degraus estudados, para as três condições de ensaio realizadas, indicam que a diminuição do SDAS depende, fundamentalmente, do aumento da velocidade de arrefecimento, sem influência significativa dos tratamentos previamente realizados. Relacionando com as curvas de arrefecimento obtidas para o degrau D1, não se verificou uma diminuição do SDAS pelo aumento da temperatura de nucleação do α , observada na amostra VGC.D1.

4.4. Modificação do Silício

O tratamento de modificação do silício eutético foi realizado para os três ensaios, pela adição de Sr ao banho metálico, para um teor da ordem dos 100 ppm, aproximadamente. Para os três ensaios realizados, observou-se que o tratamento de modificação do silício não foi uniforme para todo o corpo da peça, ou seja, identificaram-

se diferentes morfologias nos diferentes degraus estudados. Na figura 46 encontra-se micrografias representativas da microestrutura observada para o degrau D1, referente a cada um dos corpos de prova produzidos. Foram observadas duas morfologias do silício claramente distintas no plano analisado do degrau D1 de cada ensaio. Na primeira, e mais representativa da microestrutura do degrau D1, as partículas de silício apresentam uma morfologia acicular e grosseira, ou seja, um composto eutético não modificado. A segunda forma, o silício apresenta-se sob a forma de partículas pequenas e arredondadas, embora a sua presença esteja limitada a poucas regiões do plano analisado. Pode-se concluir que o tratamento de modificação não foi totalmente eficaz para o degrau D1, resultando num silício eutético, genericamente, não modificado. A obtenção de uma estrutura de silício completamente modificada, poderia ser alcançada, por exemplo, pelo aumento do Sr adicionado ou pela utilização de arrefecedores no interior da cavidade moldante.

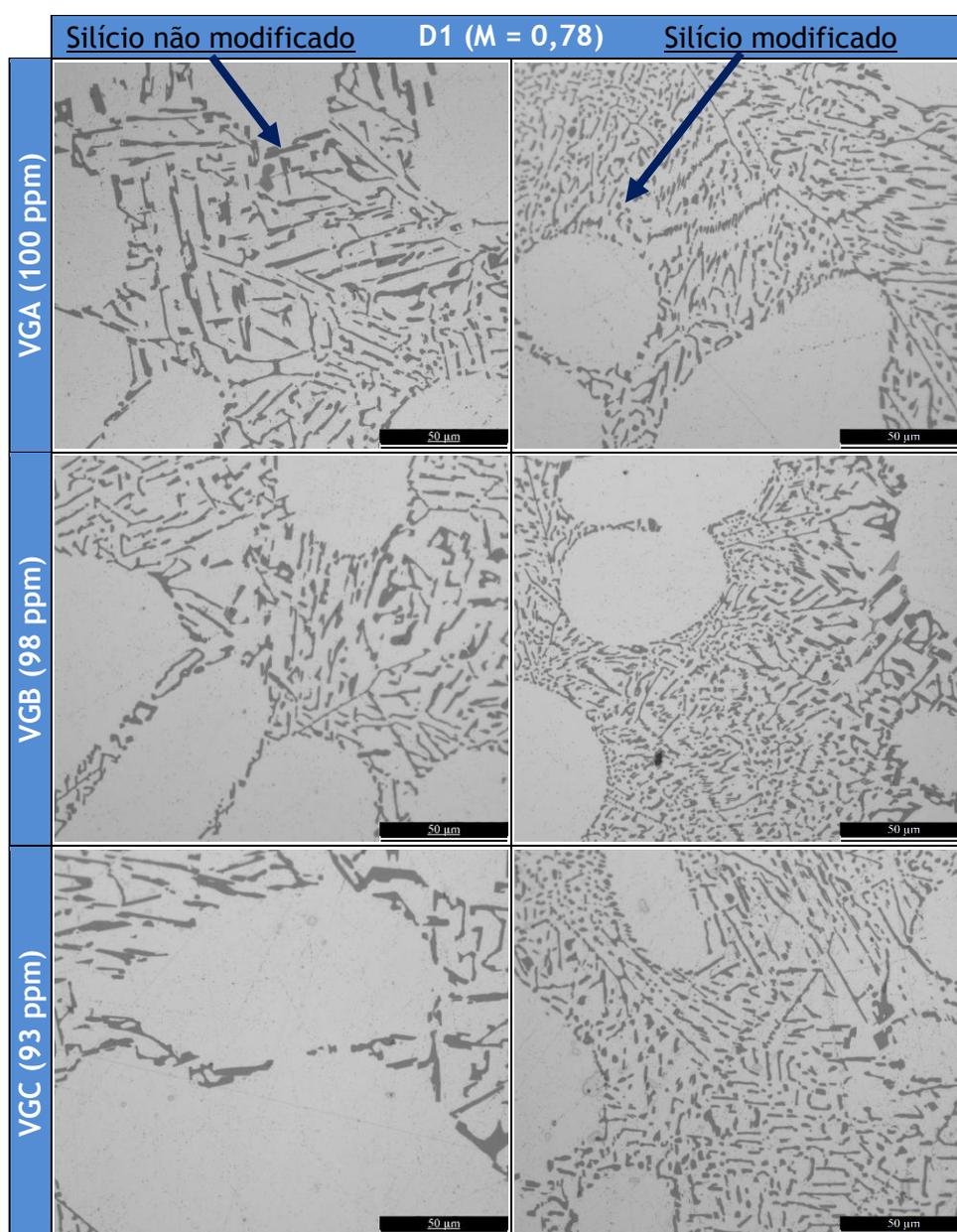


Figura 46 - Estrutura do silício eutético observada para o degrau D1, nos três ensaios realizados (500x).

Contrariamente ao verificado no degrau D1, tanto os degraus D3 e D5 dos três ensaios realizados apresentam um composto eutético modificado, caracterizado por partículas de silício pequenas e arredondadas, com algumas partículas mais grosseiras espalhadas, esporadicamente, pela microestrutura analisada. As imagens na figura 47 são representativas de um silício eutético modificado obtido para os degraus D3 e D5, dos ensaios VGA, VGB e VGC. Da análise da microestrutura, não se verificou que a presença de hidrogénio dissolvido e a realização do tratamento de afinação de grão tenha induzido uma alteração no resultado da modificação do silício, com os resultados sendo praticamente iguais.

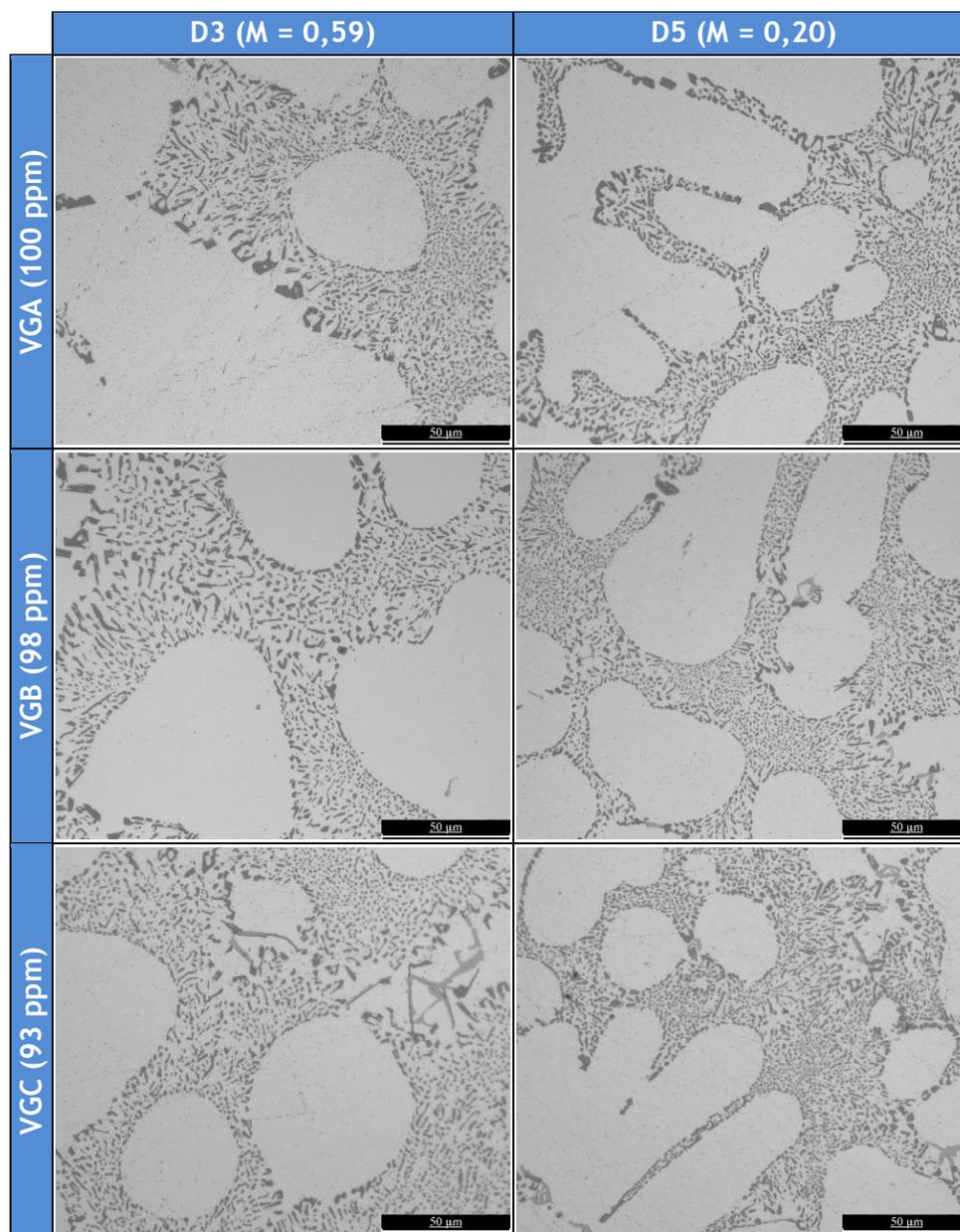


Figura 47 - Estrutura do silício eutético observada para os degraus D3 e D5, nos três ensaios realizados (500x);

A modificação da morfologia do silício eutético é promovida, fundamentalmente, por dois fatores, sendo o primeiro, a presença de agentes químicos no banho metálico, e

segundo, a velocidade de arrefecimento. Como o tratamento de modificação foi realizado, para os três ensaios, seguindo a mesma metodologia (100 ppm Sr), a justificação para a diferença verificada na eficiência da modificação nos diferentes degraus passa, fundamentalmente, por velocidades de arrefecimento superiores nos degraus D5 e D3, comparativamente com o degrau D1. Esta conclusão é fundamentada pelas curvas de arrefecimento obtidos para os três degraus estudados, onde foi observado que a reação eutética decorria num menor período, à medida que o módulo do degrau diminuía, ou seja, de D1 a D5 (aumento da velocidade de arrefecimento).

4.5. Porosidade

Durante o processo de preparação metalográfica das amostras, foi evidente as diferenças relativamente à porosidade presente em cada uma das superfícies analisadas. A figura 48 apresenta a macrografia da superfície de cada um dos degraus analisados, após etapa de polimento com sílica coloidal. Numa análise superficial, as amostras provenientes do corpo de ensaio VGA (ID = 9,7) apresentam, visualmente, uma quantidade significativa de porosidade, em todos os três degraus. Já nas amostras referentes aos vazamentos VGB (ID = 1,0) e VGC (ID = 0,6), não é visível porosidade nos degraus D3 e D5, estando a mesma concentrada, sob a forma de microrrechupe, somente no degrau D1 de cada corpo de ensaio.

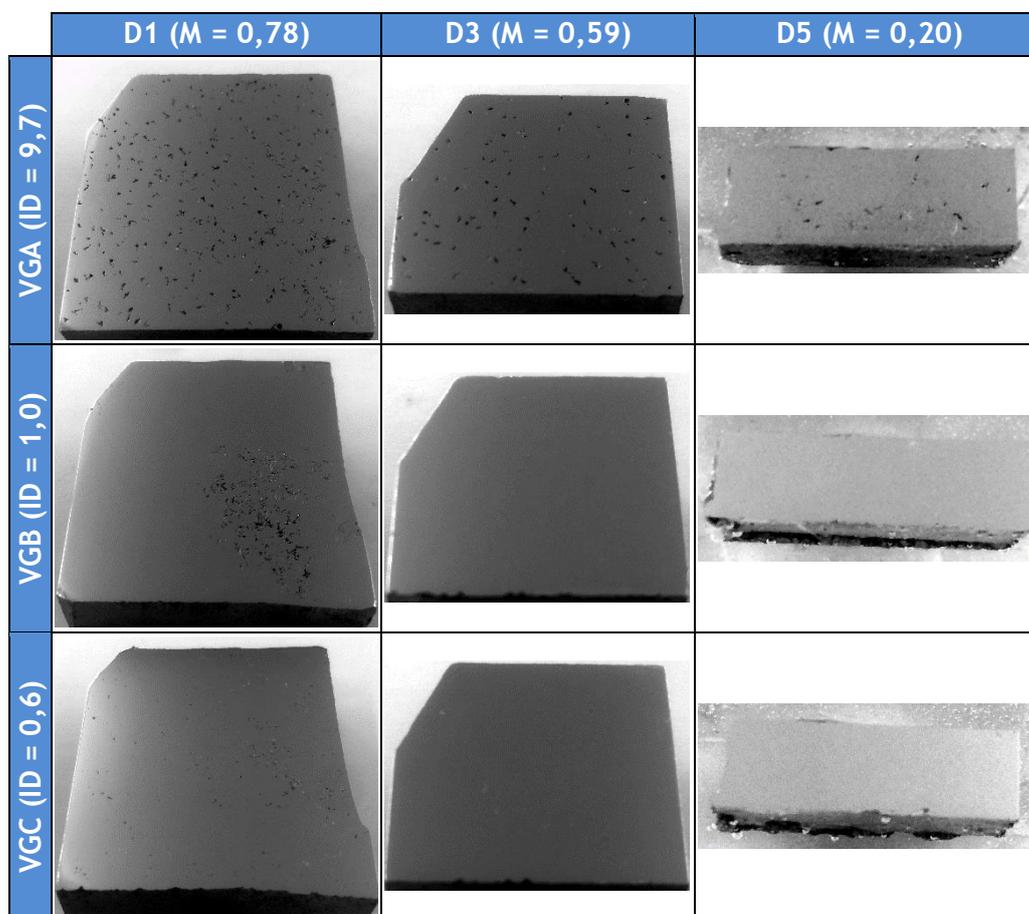


Figura 48 - Macrografias de cada uma das amostras analisadas, após etapa de polimento.

Realizando uma análise microscópica da tipologia do defeito, presente na superfície analisada das amostras recolhidas do corpo de prova VGA, verifica-se que a mesma se apresenta, globalmente, sob a forma de microrrechupe ou poros que se formaram e cresceram junto a um microrrechupe. Adicionalmente, a sua distribuição e dimensão não é uniforme ao longo dos degraus. Na figura 49 é apresentada a microestrutura representativa dos degraus estudados para o ensaio VGA.

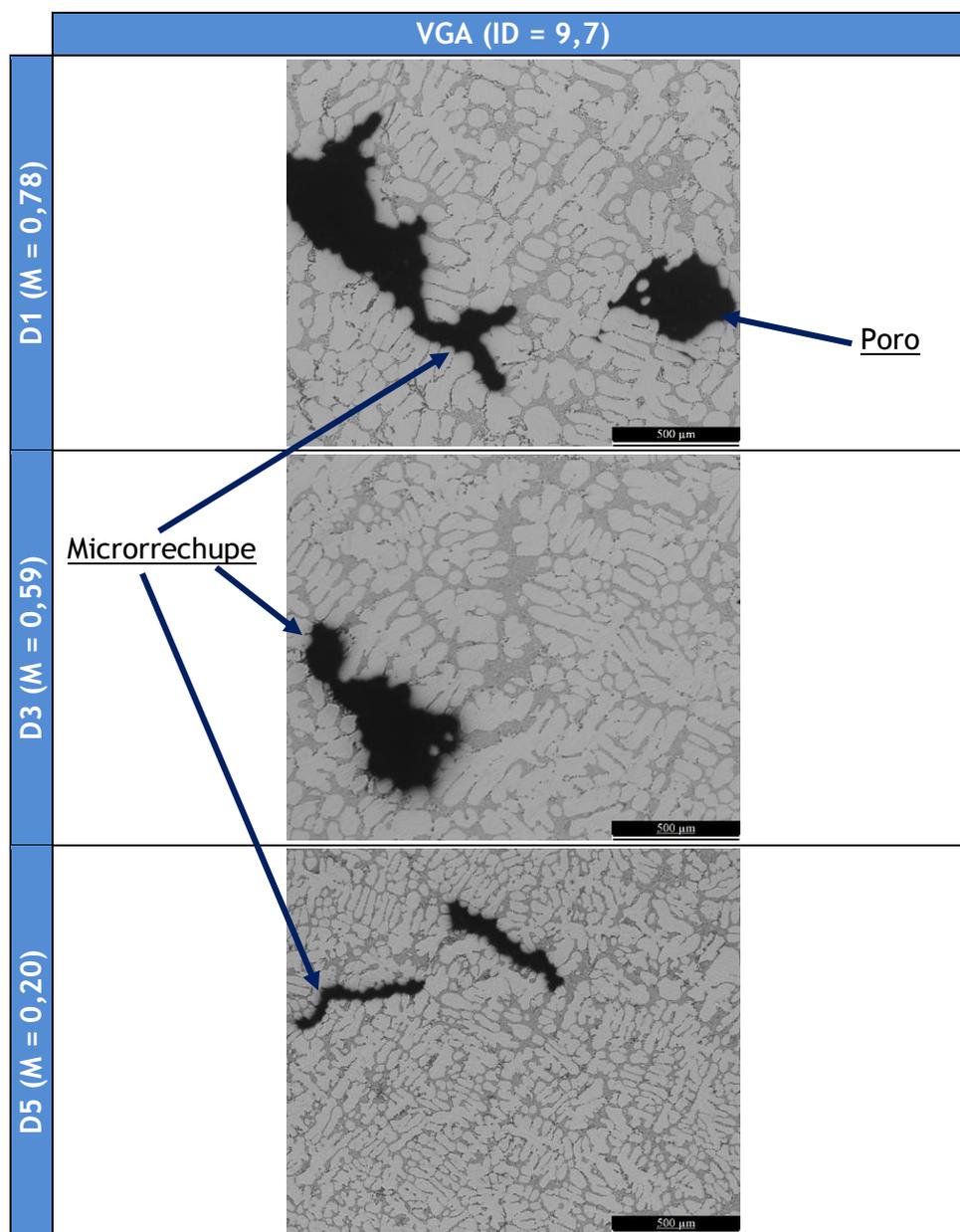


Figura 49 - Microestrutura dos três degraus estudados para o ensaio VGA (50x).

Já as amostras recolhidas ao corpo de prova VGB e VGC, somente o degrau D1 de cada ensaio apresenta um nível de vazios a reportar na superfície analisada. Em ambos os ensaios, os vazios presentes no degrau D1 apresentam-se em forma de microrrechupe, embora distribuídos de forma diferente. Tal como indicado pelo ensaio RPT para os ensaios VGB e VGC, o teor de hidrogénio dissolvido bastante reduzido (comparativamente com o

ensaio VGA), aliado as velocidades de arrefecimento superiores em D3 e D5, reduziram a probabilidade de formação e crescimento de porosidade gasosa nestes dois degraus.

Como observado na figura 48, a formação de microrrechupe no degrau VGB.D1 concentra-se, maioritariamente, na região mais perto do alimentador. A micrografia do microrrechupe observado no degrau VGB.D1 está apresentada na figura 50. A sua formação é resultante da contração interdendrítica, sendo indicativo de uma má alimentação deste degrau, que foi o último a solidificar. Já para o degrau VGC.D1, o microrrechupe surge disperso aleatoriamente pela superfície analisada, numa dimensão relativamente inferior à verificada anteriormente. Também foram observados poros como o identificado na figura 48. Assumindo um teor de hidrogénio dissolvido reduzido para ambos os ensaios, a diferença na dimensão e distribuição do microrrechupe está associada, tal como verificado por Uludağ e Dispinar [39], ao efeito do tratamento de afinação do grão, onde lhe reconhecida melhoria nas condições de alimentação interdendrítica .

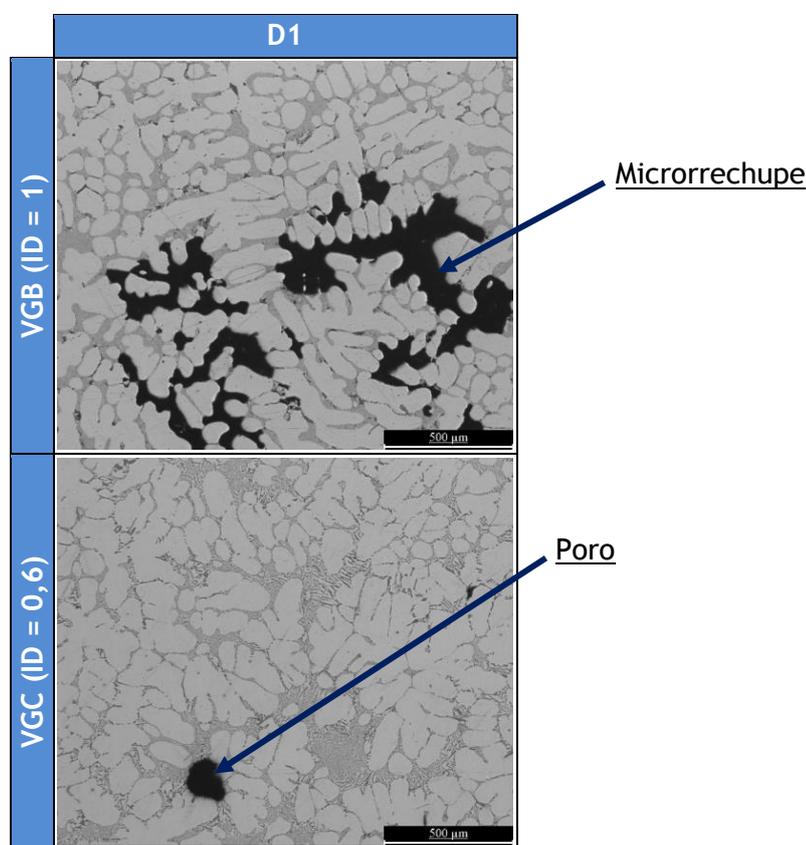


Figura 50 - Microrrechupe encontrado em VGB e porosidade observada em VGC.

A principal diferença entre os ensaios VGA e VGB passa, fundamentalmente, pelo hidrogénio dissolvido no banho, tendo o ensaio RPT indicado um ID de 9,7 e 0,6, respetivamente. Considerando que se observou porosidade nos degraus D3 e D5 do ensaio VGA, mas não nos homólogos do ensaio VGB, pode-se considerar que o hidrogénio é o principal promotor deste defeito. Embora, como verificado na figura 49, os vazios surgem genericamente na forma de microrrechupe, a interpretação é que o hidrogénio influenciou negativamente a alimentação dos espaços interdendríticos, promovendo a formação do microrrechupe. Para além disso, a nucleação do hidrogénio ocorre, normalmente, por

nucleação heterogénea, em óxidos e bifilmes de óxidos. Assumindo um banho metálico livre de óxidos, o local mais comum para nucleação de hidrogénio passa pelos espaços interdendríticos, tal como sugerido por Stefanescu [25].

A análise da distribuição de vazios resultantes de poros gasosos e microrrechupe, foi aprofundada por análise quantitativa a 10 campos aleatórios, representativos da superfície de cada degrau estudado para o ensaio VGA. O degrau D1 apresenta a maior distribuição de vazios do conjunto, nomeadamente, 5,25% da sua área. Já o degrau D3 e D5, apresentam uma distribuição de 3,94% e 1,12%, respetivamente. Na figura 51 encontra-se apresentada, graficamente, os resultados da quantificação percentual para a porosidade, em área, na superfície analisada de cada amostra referente ao ensaio VGA.

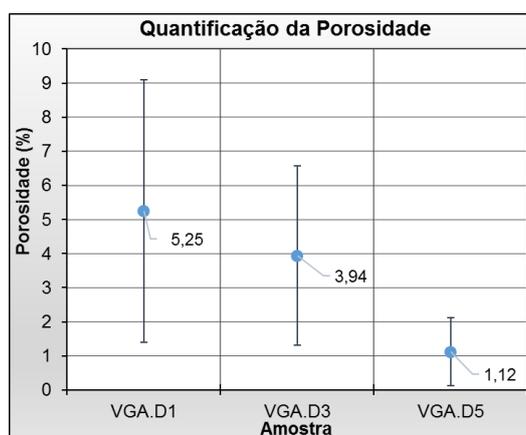


Figura 51 - Quantificação da porosidade nas amostras recolhidas do corpo de ensaio VGA.

4.6. Dureza

A caracterização da dureza dos degraus estudados, passou pela realização do ensaio de dureza brinell, aplicando uma amostragem focada no centro geométrico de cada degrau, permitindo uma correlação com a análise térmica e caracterização microestrutural, apresentada anteriormente. Os resultados do ensaio de dureza brinell, para cada amostra, encontram-se apresentados na figura 52.

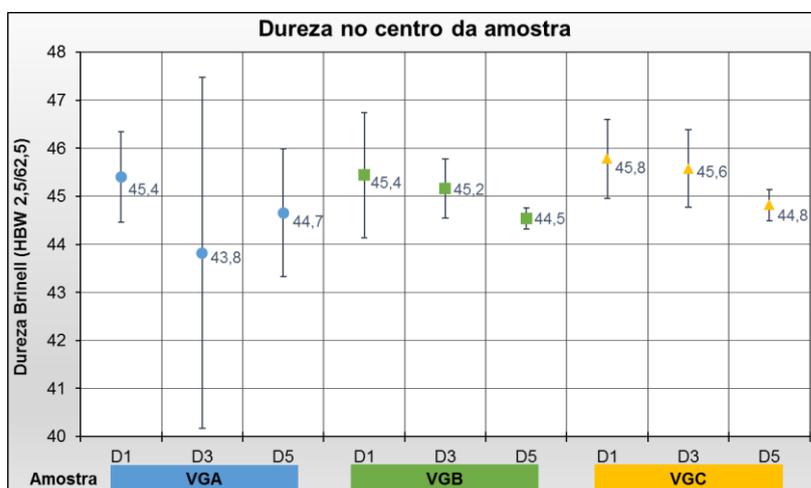


Figura 52 - Resultados para o ensaio de dureza realizados no centro de cada amostra.

Os resultados obtidos são, transversalmente, similares entre degraus e condições de ensaios, podendo-se observar que a diferença é praticamente inexistente. Em termos da dispersão dos valores medidos, verifica-se que os degraus recolhidos do corpo de ensaio VGA, apresentam um desvio padrão globalmente superior às restantes amostras. Tal comportamento está associado à quantidade de porosidade excessiva, presente na superfície analisada, comparativamente com as restantes amostras. Embora as indentações tenham sido realizadas de uma forma a não abranger os poros à superfície, é possível admitir que a medição possa apanhar uma discontinuidade subsuperficial, influenciando o valor obtido para a dureza.

A gama de valores obtidas para a dureza, nomeadamente, 44 a 46 HBW, estão abaixo dos 75 HBW especificados na tabela 4, para a liga A356.0. Com referido neste trabalho, as propriedades mecânicas da liga A356.0 são melhoradas, significativamente, pela precipitação da fase endurecedora Mg_2Si , resultante da realização do tratamento térmico de solubilização e envelhecimento T6. No estado bruto de fundição, a dureza da liga é determinada, principalmente, pela presença e distribuição das partículas de silício eutético. A morfologia do silício de formato acicular, para uma forma globular resulta numa melhoria na ductilidade da liga, não lhe sendo reconhecida, aumento da resistência mecânica. Dessa forma, a eficiência da modificação do silício eutético, não tem efeito nos valores de dureza obtidos para cada degrau.

5. Conclusões

Assumindo os objetivos traçados no início deste trabalho, em análise dos resultados obtidos partindo do procedimento experimental e, tendo em consideração, também, a informação abordada na revisão bibliográfica, conclui-se que:

1. Utilizando uma atmosfera de argon durante a fusão da carga de alumínio, foi possível a obtenção de um ID de 1 e 0,6, para ensaio VGB e VGC, respectivamente, sem necessidade de uma etapa de desgaseificação. Contrariamente, a não utilização de uma atmosfera de argon, resultou num ID de 9,7 para o ensaio VGA, indicativo de um teor de hidrogénio significativamente superior.
2. Pela obtenção das curvas de arrefecimento para os degraus estudados, D1, D3 e D5, confirmou-se que a velocidade de arrefecimento aumenta à medida que a seção nos degraus diminui, ou seja, com a diminuição do módulo de arrefecimento. A velocidade de arrefecimento característica do período de solidificação, para os degraus D1, D3 e D5, é de 0,4°C/s, 0,8°C/s e 3,1°C/s, respectivamente.
3. Realizando uma análise detalhada da nucleação da fase α , para as curvas de arrefecimento do degrau D1 dos três ensaios, identifica-se que o fenómeno de recalescência é menos pronunciado para o ensaio VGC, dando indicação da afinação da estrutura de grão pela adição da liga mãe Al5Ti1B. Também é verificado que a adição do afinador aumentou a temperatura de nucleação da fase α em 8,9°C, em relação ao ensaio sem adição de afinador (VGB).
4. Por análise das curvas de arrefecimento para o degrau D1, dos ensaios VGB e VGC, verificou-se que a reação eutética decorreu no mesmo patamar ($\approx 565^\circ\text{C}$), indicando que não houve combinação significativa entre o Sr, do modificador, com o B do afinador, para formar SrB₆.
5. Para os três degraus estudados, nas três condições de ensaios, a diminuição do SDAS é influenciada, primeiramente, pelo aumento da velocidade de arrefecimento, resultando num valor de SDAS para o degrau D5, cerca de metade do valor medido para o degrau D1.
6. Não se observou alterações significativas no SDAS resultante da presença de hidrogénio dissolvido no banho, ou pela realização do tratamento de afinação do grão com 0,18%Ti e 35 ppm B, utilizando a liga mãe Al5Ti1B.
7. Para o mesmo teor adicionado de Sr ao banho metálico (≈ 100 ppm), a modificação do silício eutético não foi eficaz no degrau D1, para os três ensaios realizados. Por análise da microestrutura, identificou-se um composto eutético genericamente não modificado, com a presença de poucas regiões com partículas de silício pequenas e circulares.
8. Devido à velocidade de arrefecimento superior nos degraus D3 e D5, verificou-se a modificação do silício eutético, apresentando partículas de silício pequenas e circulares, genericamente.
9. A análise metalográfica dos degraus D1, D3, e D5 do ensaio VGA apresenta um nível de porosidade significativa, resultante de um teor excessivo de hidrogénio dissolvido durante a fusão do alumínio.

10. Na quantificação dos vazios correspondentes a microrrechupe e poros gasosos, para os degraus D1, D3 e D5 do ensaio VGA, obteve-se os valores de 5,25%, 3,94% e 1,12%, respetivamente.
11. A caracterização da dureza no centro de cada degrau identifica uma influência da presença de porosidade, na variabilidade das amostragens realizadas contudo, a dureza de cada degrau é similar, rondando os 44 e 46 HBW.

5.1. Trabalhos Futuros

Como referido anteriormente, o procedimento de obtenção das curvas de arrefecimento tem espaço a melhorias, possibilitando uma melhor análise e interpretação dos fenómenos da solidificação da liga A356.0, ou qualquer outra liga de fundição de alumínio. Adicionalmente, a validação dos termopares em relação a uma referência calibrada, poderá ser procedida com a correção do valor obtido. A realização deste trabalho poderia ser replicada para outros processos de fundição, nomeadamente, fundição a baixa pressão ou fundição pressão contra pressão, estudando o seu efeito nas propriedades do fundido.

Bibliografia

- [1] R. N. Lumley, *Fundamentals of Aluminium Metallurgy Recent Advances*, 1ª ed., Cambridge: W.P. Ltd, 2018
- [2] F. C. Campbell, *Lightweight Materials: Understanding the Basics*, 1ª ed., Ohio: ASM International, 2012
- [3] J. G. Kaufman e E. L. Rooy, *Aluminum Alloy Castings: Properties, Processes, and Applications*, 1ª ed., Ohio: ASM International, 2004
- [4] *Alumínio e ligas de alumínio Designação dos lingotes de ligas de alumínio para refusão, das ligas mãe e dos produtos vazados Parte 1: Sistema de designação numérico*, NP EN 1780-1, CEN, 2009
- [5] *Alumínio e ligas de alumínio Designação dos lingotes de ligas de alumínio para refusão, das ligas mãe e dos produtos vazados Parte 1: Sistema de designação baseado nos símbolos químicos*, NP EN 1780-2, CEN, 2009
- [6] J. F. Major, "Aluminum and Aluminum Alloy Castings," em *ASM Handbook Volume 15: Casting*, 1ª ed., Ohio: ASM International, 2008, pp:1059-1084
- [7] M. V. Glazoff, V. S. Zolotarevsky, e N. A. Belov, *Casting Aluminum Alloys*, 1ª ed., Elsevier Science, 2010
- [8] *Alumínio e ligas de alumínio Lingotes de ligas de alumínio para refusão - Especificações*, NP EN 1676, CEN, 2010
- [9] *Standard Specification for Aluminum-Alloy Sand Castings*, ASTM B 26/B 26M, ASTM, 2003
- [10] S. K. Chaudhury, "Heat Treatment," em *ASM Handbook Volume 15: Casting*, 1ª ed., Ohio: ASM International, 2008, pp:404-407
- [11] J. Peng, X. Tang, J. He, e D. Xu, "Effect of heat treatment on microstructure and tensile properties of A356 alloys," *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 21, nº 9, pp. 1950-1956, Set. 2011, doi: 10.1016/S1003-6326(11)60955-2
- [12] F. C. Campbell, *Phase diagrams : understanding the basics*, 1ª ed., Ohio: ASM International, 2012
- [13] I. Polmear, D. Stjohn, J. Nie, e M. Qian, *Light Alloys : Metallurgy of the Light Metals, Fifth Edition*, 5ª ed., Cambridge: Butterworth-Heinemann, 2017
- [14] E. Samuel, B. Golbahar, A. M. Samuel, H. W. Doty, S. Valtierra, e F. H. Samuel, "Effect of grain refiner on the tensile and impact properties of Al-Si-Mg cast alloys," *Materials & Design*, vol. 56, pp. 468-479, Abr. 2014, doi: 10.1016/j.matdes.2013.11.058
- [15] J. O. Lima *et al.*, "Microstructural evolution during unsteady-state horizontal solidification of Al-Si-Mg (356) alloy," *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 28, pp. 1073-1083, Jun. 2018, doi: 10.1016/S1003-6326(18)64751-X
- [16] F. C. Robles-Hernandez, J. M. Ramírez, e R. Mackay, *Al-Si Alloys Automotive, Aeronautical and Aerospace Applications*, 1ª ed., Springer, 2017
- [17] J. Campbell, *Complete Casting Handbook: Metal Casting Processes, Metallurgy, Techniques and Design*, 2ª ed., Kidlington: Butterworth-Heinemann, 2015
- [18] A. Samuel, H. Doty, S. Valtierra, e F. Samuel, "A Metallographic Study of Grain Refining of Sr-Modified 356 Alloy," *International Journal of Metalcasting*, vol. 11, nº 2, pp. Ago. 2016, doi: 10.1007/s40962-016-0075-x
- [19] X. Liu *et al.*, "Twin-controlled growth of eutectic Si in unmodified and Sr-modified Al-12.7%Si alloys investigated by SEM/EBSD," *Acta Materialia*, vol. 97, pp. 338-347, Set. 2015, doi: 10.1016/j.actamat.2015.06.041

- [20] C. Xu *et al.*, "Effect of Sc and Sr on the Eutectic Si Morphology and Tensile Properties of Al-Si-Mg Alloy," *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 264, pp. 1605-1613, Apr. 2017, doi: 10.1007/s11665-017-2599-5
- [21] S. Furuta, M. Kobayashi, K. Uesugi, A. Takeuchi, T. Aoba, e H. Miura, "Investigation of three-dimensional morphology changes of the eutectic Si particles affected by trace P and Sr in Al-7%Si cast alloys by means of synchrotron nano-tomography," *Materials Characterization*, vol. 130, pp. 237-242, Ago. 2017, doi: 10.1016/j.matchar.2017.06.009
- [22] D. V. Neff, "Degassing," em *ASM Handbook Volume 15: Casting*, 1ª ed., Ohio: ASM International, 2008, pp:185-193
- [23] H. Xu, X. Jian, T. T. Meek, e Q. Han, "Degassing of molten aluminum A356 alloy using ultrasonic vibration," *Materials Letters*, vol. 5829, pp. 3669-3673, Nov. 2004, doi: 10.1016/j.matlet.2004.02.055
- [24] Q. Han, "Shrinkage Porosity and Gas Porosity," em *ASM Handbook Volume 15: Casting*, 1ª ed., Ohio: ASM International, 2008, pp:370-374
- [25] D. Stefanescu, *Science and Engineering of Casting Solidification*, 3ª ed., Springer International Publishing, 2015
- [26] Y. Birol, "A novel Al-Ti-B alloy for grain refining Al-Si foundry alloys," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 4861, pp. 219-222, Nov. 2009, doi: 10.1016/j.jallcom.2009.07.064
- [27] Y. Birol, "Melt treatment of Al-Si foundry alloys with B and Sr additions," *Journal of Materials Science*, vol. 5211, pp. 6856-6865, Jun. 2017, doi: 10.1007/s10853-017-0923-y
- [28] M. Çolak e D. Dışpınar, "Taguchi Approach for Optimization of Parameters that Effect Grain Size of Cast A357 Alloy," vol. 174, pp. 35, Jan. 2017, doi: 10.1515/afe-2017-0127
- [29] A. M. Samuel, S. S. Mohamed, H. W. Doty, S. Valtierra, e F. H. Samuel, "Some aspects of grain refining of Al-Si cast alloys," *International Journal of Cast Metals Research*, vol. 321, pp. 1-14, Jan. 2019, doi: 10.1080/13640461.2018.1498623
- [30] G. K. Sigworth e T. A. Kuhn, "Grain Refinement of Aluminum Casting Alloys*," em *ASM Handbook Volume 15: Casting*, 1ª ed., Ohio: ASM International, 2008, pp:255-262
- [31] G. K. Sigworth, "Modification of Aluminum-Silicon Alloys," em *ASM Handbook Volume 15: Casting*, 1ª ed., Ohio: ASM International, 2008, pp:240-254
- [32] H. Tahiri, S. Salem, H. Doty, S. Valtierra, e F. Samuel, "Effect of Sr-Grain Refining-Si Interactions on the Microstructural Characteristics of Al-Si Hypoeutectic Alloys," vol. 12, pp. 1-19, Ago. 2017, doi: 10.1007/s40962-017-0169-0
- [33] K. G. Tay, S. L. Kek, e R. A. Kahar, "Numerical Differentiations Spreadsheet Calculator," *SKASM2013*, vol. 1, pp. 111-120, Out. 2013, doi:
- [34] B. Frago, "Improving the characteristics of foundry alloys AlSiCuMg during manufacturing," Tese de Doutoramento, Faculdade do Porto, Universidade do Porto, Porto, 2013
- [35] G. Ferreira, "Processo de Fundição por Baixa Pressão em Moldação de Areia," Tese de Mestrado, Faculdade de Engenharia, Universidade do Porto, Porto, 2018
- [36] D. Moreira, "Método de quantificação da porosidade em ligas de alumínio fundidas," Tese de Mestrado, Faculdade de Engenharia, Universidade do Porto, Porto, 2017
- [37] P. Mu, Y. Nadot, C. Nadot, A. Chabod, I. Serrano, e C. Verdu, "Influence of casting defects on the fatigue behavior of cast aluminum AS7G06-T6," *International Journal of Fatigue*, vol. 63, pp. 97-109, Jun. 2014, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2014.01.011

- [38] *Materiais Metálicos Ensaio de dureza Brinell Parte 1: Método de ensaio*, NP EN ISO 6506-1, CEN, 2009
- [39] M. Uludağ e D. Dispinar, "Assessment of Mechanism of Pore Formation in Directionally Solidified A356 Alloy," *Archives of Foundry Engineering*, vol. 171/2017, pp. 157 - 162, Mar. 2017, doi: 10.1515/afe-2017-0029

Anexos

Anexo A - Cálculo das adições de ligas mãe

Preparação Carga VGA

Carga de alumínio (lingote) → $m_{c,VGA} = 3635 \text{ g}$

Modificação de Silício Eutético

Massa de Al – 5Sr adicionado → $m_{al5sr,VGA} = 7,30 \text{ g}$

Massa de Sr → $m_{sr,VGA} = 7,30 \times 0,05 = 0,365 \text{ g}$

Percentagem de Sr no banho → $\%Sr = \frac{0,365}{3635 + 7,30} \times 100 = 0,010021\% \approx 100 \text{ ppm}$

Preparação Carga VGB

Carga de alumínio (lingote) → $m_{c,VGB} = 2310 \text{ g}$

Modificação de Silício Eutético

Massa de Al – 5Sr adicionado → $m_{al5sr,VGB} = 4,54 \text{ g}$

Massa de Sr → $m_{sr,VGB} = 4,54 \times 0,05 = 0,227 \text{ g}$

Percentagem de Sr no banho → $\%Sr = \frac{0,227}{2310 + 4,54} \times 100 = 0,009808\% \approx 98 \text{ ppm}$

Preparação Carga VGC

Carga de alumínio (lingote) → $m_{c,VGC} = 2070 \text{ g}$

Modificação de Silício Eutético

Massa de Al – 5Sr adicionado → $m_{al5sr,VGC} = 4,01 \text{ g}$

Massa de Sr → $m_{sr,VGA} = 4,01 \times 0,05 = 0,2005 \text{ g}$

Afinação do grão

Massa de Al – 5Ti – 1B adicionado → $m_{al5Ti1B,VGC} = 75,76 \text{ g}$

Massa de Ti → $m_{Ti,VGC} = 75,76 \times 0,05 = 3,788 \text{ g}$

Percentagem de Sr no banho → $\%Sr = \frac{0,2005}{2070 + 4,01 + 75,76} \times 100 = 0,009327\%$
 $\approx 93 \text{ ppm}$

Percentagem de Ti no banho → $\%Ti = \frac{3,788}{2070 + 4,01 + 75,76} \times 100 \approx 0,18\%$

$$\text{Percentagem de B no banho} \rightarrow \%B = \frac{75,76 \times 0,01}{2070 + 4,01 + 75,76} \times 100 = 0,034659\%$$

$\approx 35 \text{ ppm}$

Anexo B - Cálculo do índice de densidade

Vazamento	Amostra ^a	Massa (g)		Massa Volúmica ^b (g/cm ³)	Índice de Densidade ^c
		Ar	Água		
VGA	G	128,52	79,06	2,60	9,7
	V	136,87	78,55	2,35	
VGB	G	85,14	53,08	2,66	1,0
	V	135,01	83,65	2,63	
VGC	G	86,35	53,91	2,66	0,6
	V	163,91	101,99	2,65	

Nota: a - “G” é a amostra solidificada sob condições atmosféricas, e “V” a amostra solidificada numa câmara de vácuo.

b - $D_s = \frac{M_{ar}}{(M_{ar} - M_{água})}$

c - $I. D. = \frac{(D_{atm} - D_{vac})}{(D_{atm})} \times 100$