

CARACTERIZAÇÃO DO TEOR DE GÁS NOS BANHOS DE UMA LIGA DE ALUMÍNIO NA SLM

GABRIEL MORAIS DOS REIS

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO APRESENTADA À FACULDADE DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE DO PORTO

SETEMBRO DE 2018

ORIENTADOR FEUP

PROF. DOUTOR CARLOS ALBERTO SILVA RIBEIRO

ORIENTADOR *SCHMIDT LIGHT METAL*

ENG. HERMÍNIO MARTINS

<i>CANDIDATO</i>	Gabriel Morais dos Reis	<i>Código</i> 201307671
<i>TÍTULO</i>	Caracterização do teor de gás nos banhos de uma liga de alumínio na SLM	
<i>DATA</i>	25 de setembro de 2018	
<i>LOCAL</i>	Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto - Sala F106 - 09:30h	
<i>JÚRI</i>	<i>Presidente</i> Professora Doutora Laura Maria Melo Ribeiro	DEMM - FEUP
	<i>Arguente</i> Professor Doutor Hélder Jesus Fernandes Puga	DEM - EEUM
	<i>Orientador</i> Prof. Doutor Carlos Alberto Silva Ribeiro	DEMM - FEUP

Felix, qui potuit rerum cognoscere causas

Publius Vergilius Maro, verso 490 do 2º livro dos “*Georgics*”, 29 a.C.

Agradecimentos

Começo por agradecer ao meu orientador, Professor Silva Ribeiro, por ter aceitado este desafio e pelo seu auxílio, incentivo e partilha de conhecimento no decorrer destes longos meses de trabalho árduo.

Um enorme agradecimento à Engenheira Tânia Azevedo, por toda a disponibilidade, auxílio, aconselhamento e amizade que proporcionou desde o início, sem ela esta dissertação teria tomado outros rumos menos relevantes.

Ao Senhor Ramiro por toda a ajuda, prontidão e simpatia prestada em todos os momentos passados na oficina do departamento.

Ao Engenheiro Barbosa e ao CINFU pela disponibilidade e prontidão prestadas na realização dos ensaios de tração.

Um agradecimento especial ao Engenheiro Hermínio Martins por ter permitido a realização do estágio na SLM, pela disponibilização de todo o equipamento necessário à realização desta dissertação e por toda a partilha de conhecimento.

Ao Senhor Joaquim Mendes por me acompanhar de perto em todo o meu percurso na SLM, pelas suas opiniões construtivas, pelo auxílio na resolução dos problemas que surgiram e por toda a amizade e simpatia prestada ao longo destes meses.

Uma palavra de apreço a todos os trabalhadores da SLM que diretamente ou indiretamente me auxiliaram em todas as atividades realizadas.

À Cristiana por toda a motivação, auxílio, paciência e apoio incondicional prestado ao longo desta jornada.

Agradecer, de forma distintiva, aos meus pais, Manuel e Maria Clara, pelo suporte em todas as ocasiões ao longo de toda a minha vida e por me terem tornado no homem que sou hoje.

Ao meu irmão Michael, por ser o meu ídolo desde infância e por ter acompanhado o meu crescimento sempre de mão dada.

Por último, mas não menos importante, agradecer aos meus amigos que me acompanharam ao longo destes cinco anos inesquecíveis, pela aprendizagem, vivências, e camaradagem que sempre me proporcionaram.

A todos, o mais eterno agradecimento.

Resumo

A realização deste projeto resultou de uma oportunidade concedida pela *Schmidt Light Metal* (SLM) para melhor entendimento/avaliação de algumas questões no setor da fusão e processamento de banhos da liga $AlSi9Cu3(Fe)$, de forma a melhorar a sanidade dos componentes produzidos por injeção. Este trabalho teve como principal desígnio analisar a qualidade dos banhos em relação ao teor de hidrogénio e de que maneira altera a sanidade dos componentes finais. Também foi analisada a eficiência das técnicas de desgaseificação disponíveis na empresa (pastilha e rotor de desgaseificação), comparando sempre com uma amostra sem qualquer técnica de desgaseificação aplicada.

Para ir ao encontro destes objetivos foi quantificada a porosidade de amostras retiradas de diversas etapas do processo produtivo do banho de alumínio, assim como de componentes injetados a alta pressão, e comparadas entre si. Ensaios de tração e dureza *Brinell* também foram realizados para observar a influência desta porosidade nas propriedades mecânicas.

Concluiu-se que os componentes apresentam uma área de porosidade de $1\pm 1\%$ para poros de comprimento superior a $30\ \mu m$ nas secções mais grosseiras do componente para ambas as técnicas de desgaseificação. Este valor traduz-se num resultado positivo, embora a concentração de microrrechupes tenha sido muito superior. Os ensaios mecânicos não apresentaram variações nos valores de resistência mecânica, tensão limite convencional de proporcionalidade a $0,2\%$ de deformação plástica, alongamento e dureza com a variação da técnica de desgaseificação, levando a concluir que, no que toca à desgaseificação do banho, a pastilha e o rotor, nas condições dos ensaios, não apresentaram eficiência suficiente na diminuição do teor de hidrogénio dos banhos.

Palavras-chave: teor de hidrogénio; quantificação de porosidade; liga $AlSi9Cu3(Fe)$; *Tatur*; *Alspek-H*.

Abstract

This project resulted from an opportunity granted by Schmidt Light Metal (SLM) to better understand/evaluate some issues in the AlSi9Cu3(Fe) alloy fusion and bathing processing sector in order to improve the sanity of the components produced by injection. The main purpose of this work was to analyse the quality of the aluminium baths regarding the amount of dissolved hydrogen and how it influences the sanity of the final components. Also, the degasification technique used (pellet and degassing rotor) was differentiated in order to allow the study of the efficiency of both, always comparing with a sample without any applied degassing technique.

To meet these objectives, the porosity of samples taken from various stages of the aluminium bath production process, as well as components injected at high pressure and compared to each other, were quantified. Brinell hardness and tensile tests were also performed to observe the influence of this mechanical properties porosity.

It was concluded that the components had an occupied porosity area of $1\pm 1\%$ for pores longer than $30\ \mu m$ in the coarser sections of the component for both degassing techniques. This value translates into a relatively positive result, although the concentration of shrinkage porosity has been much higher. The mechanical tests did not show variations in the ultimate tensile strength, the tensile stress of proportionality to 0.2% of plastic deformation, elongation and hardness with the variation of the degassing technique, leading to the conclusion that, with regards to the degassing of the bath, the pellet and rotor, under test conditions, were not efficient enough to remove hydrogen.

Keywords: hydrogen content; quantification of porosity; AlSi9Cu3(Fe) alloy; Tatur; Alspek-H.

Índice

Agradecimentos	ii
Resumo	iii
Abstract	iv
Índice	v
Índice de figuras	vii
Índice de tabelas	ix
Abreviaturas e símbolos	x
1 Introdução	1
1.1 Estrutura da dissertação	2
1.2 <i>Schmidt Light Metal Group</i>	2
2 Revisão bibliográfica	4
2.1 Processo de injeção (HPDC)	5
2.2 Ligas de alumínio para fundição	7
2.2.1 Mecanismos de formação de porosidade	8
2.3 Hidrogénio nas ligas de alumínio	10
2.3.1 Difusão do hidrogénio nas ligas de alumínio	12
2.4 Técnicas de avaliação da qualidade do banho de alumínio	14
2.4.1 Ensaio <i>Tatur</i>	15
2.4.2 Sonda <i>Alspek-H</i>	16
2.5 Técnicas de remoção do hidrogénio	18
2.5.1 Fluxos gasosos	18
2.5.1.1 Pastilha de degaseificação	19
2.5.1.2 Rotor de degaseificação	21
2.5.2 Ultrassons	24
2.6 Efeitos do hidrogénio na qualidade do fundido	26
3 Procedimento experimental	28
3.1 Liga e fornos selecionados	28
3.2 Produção do molde <i>Tatur</i>	29
3.3 Análise do banho de alumínio	30
3.3.1 Sonda <i>Alspek-H</i>	33

3.3.2	Ensaio <i>Tatur</i> e preparação metalográfica das amostras	33
3.3.3	Tratamentos de desgaseificação	36
3.3.4	Ensaio de tração e dureza <i>Brinell</i>	36
4	Apresentação de resultados e discussão	38
4.1	Caracterização microestrutural	38
4.2	Caracterização da porosidade	41
4.2.1	Na amostra do forno de fusão	41
4.2.2	Nas amostras do ensaio <i>Tatur</i>	44
4.2.3	Nos componentes injetados	46
4.3	Caracterização mecânica	50
5	Conclusões	52
5.1	Sugestões para trabalhos futuros	53
6	Referências Bibliográficas	55
7	Anexos	59
7.1	Anexo A. Tabelas resumo do número e área ocupada pelos poros das amostras retiradas do molde <i>Tatur</i>	61
7.2	Anexo B. Tabelas resumo do número e área ocupada pelos poros das amostras retiradas dos componentes injetados.	62

Índice de figuras

Figura 1. Componentes fundidos e maquinados pela SLM [4].	3
Figura 2. Máquina de fundição injetada [11].	5
Figura 3. Esquema das etapas de enchimento e solidificação do banho e remoção do componente.	6
Figura 4. Morfologia de diferentes porosidades em ligas de Al: microrrechupes (à esquerda), e de origem gasosa (à direita) [20].	9
Figura 5. Solubilidade do H no Al puro, à pressão de 1 atm, em função da temperatura [22].	11
Figura 6. Variação do teor de H no banho de Al consoante a temperatura e a humidade atmosférica {adaptado de [1]}.	12
Figura 7. Proposta do mecanismo de difusão e dissociação do H no metal líquido resultante do excesso de vapor de água na atmosfera [19].	13
Figura 8. Desenho técnico do molde Tatur {adaptado de [2, 27]}.	15
Figura 9. Ilustração do sensor eletroquímico (à esquerda) e da sonda Alspek-H (à direita) {adaptado de [29]}.	16
Figura 10. Unidade Alspek-H (à esquerda) e ecrã de visualização (à direita) [28].	17
Figura 11. Remoção de H por via da adição de um fluxo gasoso de argon e/ou azoto [32].	19
Figura 12. Pastilha de desgaseificação Nitral C19.	20
Figura 13. Esquema da dispersão do fluxo gasoso na desgaseificação por pastilha (à esquerda) e rotor de desgaseificação (à direita) [33].	21
Figura 14. Equipamento de desgaseificação por difusor rotativo (rotor) [19].	22
Figura 15. Vistas da modelação do molde Tatur.	29
Figura 16. Molde Tatur (à direita) e geometria de uma amostra resultante do vazamento (à esquerda).	29
Figura 17. Esquema do processamento do banho até à solidificação.	30
Figura 18. Etapas do processamento onde se utilizou cada técnica de avaliação/ensaio mecânico.	32
Figura 19. Sonda Alspek-H no interior do forno de fusão.	33
Figura 20. Suporte e cadinho cerâmico utilizados.	34
Figura 21. Esquema dos cortes realizados nas amostras e a área analisada.	34
Figura 22. Componente analisado [4].	35

Figura 23. Pastilhas Nitral C19 (à esquerda) e rotor de desgaseificação utilizado (à direita) [49].	36
Figura 24. Desenho técnico dos provetes para os ensaios de tração.	37
Figura 25. Microestrutura de uma amostra vazada para o molde Tatur (taxa de arrefecimento reduzida).	39
Figura 26. Microestrutura de um componente injetado a alta pressão (taxa de arrefecimento elevada).	40
Figura 27. Ilustração do gráfico da variação do teor de hidrogénio e temperatura no espaço temporal, apresentado pelo equipamento Alspek-H.....	42
Figura 28. Caracterização do comprimento e distribuição dos poros da amostra retirada do forno de fusão.	43
Figura 29. Distribuição da porosidade consoante o seu comprimento, em μm , das amostras retiradas do molde Tatur.....	44
Figura 30. Número e área de poros resultantes do aprisionamento do H nas secções fina e grosseira dos componentes, variando a técnica de desgaseificação.....	47
Figura 31. Efeito das técnicas de desgaseificação na resistência mecânica (R_m), tensão limite convencional de proporcionalidade a 0,2% de deformação plástica ($R_{p0,2}$), alongamento (A%) e dureza Brinell nos componentes finais.	50
Figura A. 1. Microestruturas da amostras retiradas do molde Tatur.....	59
Figura B. 1. Microestruturas das amostras retiradas dos componentes finais.	60

Índice de tabelas

Tabela 1. Teores de hidrogénio em banhos de diferentes ligas de Al após degaseificação por rotor [32].	23
Tabela 2. Comparação dos vários processos de degaseificação do banho da liga AlSi7Mg [40].	25
Tabela 3. Composições químicas da liga AlSi9Cu3(Fe) conforme a norma EN 1706 (2010) e dos componentes com as respetivas variações.	28
Tabela 4. Comprimento médio, mínimo e máximo registados na quantificação da porosidade das amostras retiradas do molde Tatur.....	45
Tabela 5. Comprimento médio, mínimo e máximo registados na quantificação da porosidade das diferentes secções dos componentes injetados.	48
Tabela C. 1. Dispersão do número de poros, e respetiva percentagem, das amostras vazadas para o molde Tatur.	61
Tabela C. 2. Área dos poros das amostras retiradas do molde Tatur.	61
Tabela D. 1. Número de poros quantificados com comprimento superior a 30 µm das amostras retiradas dos componentes injetados.	62
Tabela D. 2. Área de poros das amostras retiradas dos componentes injetados....	62

Abreviaturas e símbolos

SLM *Schmidt Light Metal*

MO microscopia ótica

SDAS *secondary dendrite arm spacing*/ Espaçamento Interdendrítico secundário

R_m resistência mecânica

R_{p0,2} tensão limite convencional de proporcionalidade a 0,2% de deformação plástica

A% alongamento

1 Introdução

Esta dissertação foi desenvolvida através de uma parceria entre o Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais e a *Schmidt Light Metal* (SLM) no âmbito da dissertação do 5º ano do Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, realizada na Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto.

Este trabalho teve como objetivo principal analisar a qualidade dos banhos da liga de alumínio (Al) no que toca à quantidade de hidrogénio (H) dissolvido e de que forma esta influencia a sanidade dos componente finais. Complementarmente, este trabalho permitiu caracterizar a porosidade resultante do aprisionamento do H na liga $AlSi9Cu3(Fe)$, nos componentes finais e nas amostras vazadas para um molde. Foi também analisada a eficiência das técnicas de desgaseificação disponíveis: pastilha e rotor de desgaseificação.

As ligas de Al têm vindo a substituir componentes em ferro fundido e aço na indústria automóvel com o objetivo de aumentar a eficiência energética, reduzindo os custos para o consumidor assim como as emissões atmosféricas resultantes da combustão dos combustíveis fósseis. Esta substituição incentivou as grandes companhias automóveis a procurarem fornecedores capazes de produzir componentes em Al com elevada sanidade em grande escala e a um ritmo avassalador. Na indústria da fundição, o defeito mais comum a presenciar-se nos componentes é a formação de porosidade. Este defeito constitui-se como a principal causa de rejeição de componentes fundidos pois poderá causar impactos negativos nas propriedades mecânicas dos mesmos. Um dos tipos de porosidade comumente observada nestas ligas resulta da precipitação de moléculas de H aquando da solidificação, conhecida por porosidade de origem gasosa. Para contornar o aparecimento deste defeito, a utilização de uma técnica de desgaseificação é inevitável, já que estudos comprovam a sua eficácia na redução do teor de H do banho, possibilitando um maior controlo sobre os componentes produzidos [1-3].

Assim, a caracterização da porosidade e a utilização de uma técnica de desgaseificação eficiente de modo a elevar a sanidade dos componentes torna-se na motivação para a realização deste trabalho.

1.1 Estrutura da dissertação

O presente trabalho divide-se em cinco capítulos principais que serão descritos sucintamente de seguida. O **capítulo 1** corresponde à introdução da dissertação, onde se apresenta o enquadramento e os objetivos do trabalho desenvolvido. O **capítulo 2** corresponde ao trabalho de pesquisa bibliográfica que descreve o estado de arte relacionado com o tema desta dissertação. Foram redigidos tópicos acerca das ligas de Al, o aparecimento de porosidade e metodologias para a sua remoção, entre outros temas pertinentes. Os métodos experimentais utilizados na caracterização do banho e dos componentes finais são descritos no **capítulo 3**, assim como os materiais, equipamentos e as técnicas de caracterização utilizadas. A análise dos resultados obtidos nos diversos ensaios decorridos e a sua discussão são apresentados no **capítulo 4**. Por último, no **capítulo 5** são redigidas as conclusões resultantes da elaboração desta dissertação, apresentando-se também sugestões para trabalhos futuros neste âmbito, de modo a permitir um desenvolvimento contínuo para melhorar a qualidade dos componentes fundidos na SLM.

1.2 *Schmidt Light Metal Group*

A sede do grupo *Schmidt Light Metal* localiza-se na zona industrial de S. Tiago de Riba-Ul, a norte da cidade de Oliveira de Azeméis, distrito de Aveiro. Este grupo foi formado a partir da união de diversas companhias, que se formaram gradualmente desde 1989. O grupo tem à sua disposição a mais moderna tecnologia nas diversas áreas produtivas, conseguindo desenvolver soluções únicas para cada cliente/componente. O grupo utiliza a técnica da fundição injetada para produzir componentes com geometrias complexas em ligas de Al para a indústria automóvel e posterior maquinaria e pré-montagem. Concentra-se na produção de componentes para o motor, suporte do chassis, componentes cinemáticos e transmissão. Alguns exemplos de componentes podem ser observados na figura 1 [4].

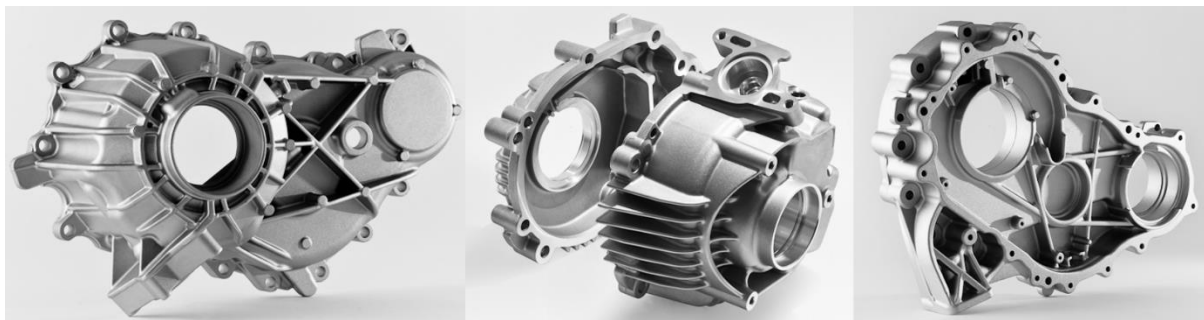


Figura 1. Componentes fundidos e maquinados pela SLM [4].

As companhias que formam o grupo *Schmidt Light Metal* são a ATC, a SLM, a DMM e a STC. Na ATC (*AutoConceptus, Lda.*) são produzidos e maquinados os próprios moldes. A SLM (*Schmidt Light Metal, Fundição Injetada, Lda.*) é a fundição com 19 células de injeção da *Buhler* que produzem componentes em ligas de Al para a indústria automóvel. A DMM (*Desenvolvimento, Maquinagem e Montagem, Lda.*) é a unidade de maquinaria dos componentes previamente produzidos, onde são maquinados e preparados para o envio para o cliente. Por último, a STC é a companhia estabelecida no Reino Unido que realiza maquinaria de componentes para um mercado específico. *Volkswagen, Audi, Porsche, Bentley, Maserati, General Motors, Magna e Mahle* são alguns dos clientes do grupo, distribuídos mundialmente [4].

O grupo SLM consegue assim fornecer aos clientes um serviço completo, desde a conceção até ao desenvolvimento, criação e entrega dos componentes complexos já maquinados e prontos para montagem.

2 Revisão bibliográfica

O Al é atualmente o metal não ferroso mais produzido em todo o mundo com uma produção anual estimada de 24 milhões de toneladas. Este elemento não ocorre naturalmente na sua forma elementar mas em união com outros elementos sob a forma de minérios, como a bauxite, por exemplo. A dificuldade de isolar o Al tornou a sua produção bastante dispendiosa e incompatível com a produção em série. Só no início do século XIX, com os desenvolvimentos na indústria química e elétrica, se iniciou a produção de ligas de Al para diversas indústrias. O Al percorreu um longo caminho, desde ser considerado um metal precioso até aos dias de hoje, onde está presente na vida quotidiana do ser humano [1, 5, 6].

Em 1886, *Paul Héroult* e *Charles Hall* desenvolveram, através da eletrólise, um processo de produção de Al compatível com um baixo custo de produção. Este processo, ainda em utilização, envolve a redução de óxidos de Al em criolite líquida a temperaturas próximas de 1000°C. O processo demonstrou resultados excelentes, apresentando grande eficiência na formação de Al de enorme pureza, embora necessite de uma enorme quantidade de energia elétrica. Mais tarde, em 1889, *Karl Joseph Bayer* inventou um processo simples e de baixo custo de produção de alumina (ou óxido de Al). Com isto, a alumina tornou-se a matéria-prima principal na produção de Al. Ao adicionar bauxite a uma solução alcalina aquecida no interior de uma câmara, o Al presente no minério é transferido para a solução. Mais tarde, esta solução rica em alumina é submetida ao processo *Hall-Héroult* para isolar o Al. Com a criação deste processo, em apenas 5 anos, de 1890 até 1895, a produção de Al aumentou de 40 para 540 toneladas. Atualmente, os processos de produção de Al primário (Al produzido a partir de minérios) são baseados no processo *Bayer* e no processo de *Hall-Héroult* [1, 5, 6].

Outro método de produção de Al surge a partir da sua reciclagem (produção secundária de Al). O Al secundário é produzido através da reciclagem dos produtos compostos por Al, tais como componentes automóveis, latas de Al, janelas, entre outros. Este processo evita a extração de bauxite da superfície terrestre (são necessárias cinco toneladas de minério para produzir uma tonelada de Al). Desta forma é garantida a preservação os recursos naturais presentes no planeta, assim como uma redução de cerca de 95% de energia utilizada, o que torna o processo

muito menos dispendioso. A desvantagem principal da produção de Al secundário, em relação ao de Al primário, é a qualidade das ligas produzidas. Estas apresentam um maior número de inclusões, fases intermetálicas, teores de H superiores e um controlo da composição química mais complexo. Daí, componentes para a indústria aeroespacial, estruturais e de segurança requererem ligas de produção primária, pois fornecem maior fiabilidade nos componentes [1, 5, 6].

2.1 Processo de injeção (HPDC)

Os componentes produzidos pela SLM são produzidos pela técnica *High-Pressure Die Casting* (HPDC), mais propriamente na vertente *Cold-Chamber*. Esta técnica é muito utilizada para a produção, em grande série, de componentes para a indústria automóvel, produzidas principalmente em ligas de Al, magnésio e zinco. Neste processo, um banho com temperatura conhecida é injetado a alta pressão numa cavidade moldante onde arrefece e solidifica. Este processo é indicado para a produção de componentes com geometrias complexas até um peso de 15 kg, onde a espessura dos componentes não deve ser superior a 12 mm. Os componentes apresentam boa qualidade superficial e um elevado controlo dimensional, reduzindo a quantidade de pós processamento necessária e os custos associados [7]. O processo HPDC representa um enorme passivo para a empresa, sendo a sua utilização economicamente viável apenas em produções em grade escala [7-10]. Na figura 2 apresenta-se uma máquina de fundição injetada.



Figura 2. Máquina de fundição injetada [11].

A liga metálica é fundida num forno de fusão e transportada para um forno de manutenção que mantém o banho a uma temperatura compreendida entre 650 e

750°C, no caso das ligas de Al. A figura 3 esquematiza todas as etapas de enchimento. Um sistema automático doseia um volume pré-selecionado do banho para a câmara de injeção da injetora (figura 3 a)) onde, posteriormente, é injetado a alta pressão (entre 40 e 160 MPa), por um sistema de alimentação para o interior da cavidade moldante (figura 3 b) e c)). A pressão é mantida até à completa solidificação do componente (figura 3 d)). Posteriormente, a cavidade moldante é aberta, o componente é retirado (figura 3 e) e f)), arrefecido em água e é removido o sistema de fixação [9, 10].

Na injeção de ligas de Al o banho é enviado para a cavidade moldante a uma velocidade entre 20 e 50 m.s⁻¹ dada a pressão exercida compreendida entre os 40 e os 160 MPa, que resulta num rápido enchimento da cavidade moldante (5 a 40 milissegundos). O molde apresenta-se a temperatura compreendida entre 120 e 280°C antes da injeção, dependendo da localização, para evitar oscilações de temperatura ainda maiores. Após injeção, são pulverizados com uma solução de água e óleos para arrefecer e lubrificar o molde [8].

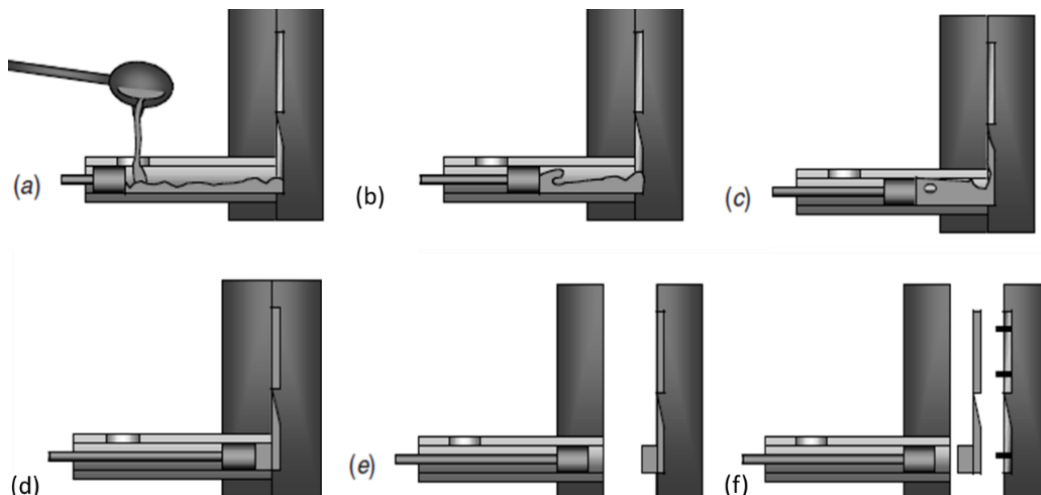


Figura 3. Esquema das etapas de enchimento e solidificação do banho e remoção do componente.

Numa vertente metalúrgica, as velocidades elevadas de injeção podem enclausurar ar nos componentes no interior da cavidade moldante, que poderá levar à formação de porosidade. As rápidas taxas de arrefecimento podem concentrar porosidades e inclusões ao longo do fundido. Ambos os fatores contribuem para uma redução das propriedades mecânicas dos componentes que, em comparação com outros processos de fundição, são mais reduzidas [7, 10].

2.2 Ligas de alumínio para fundição

As propriedades do Al são alteradas consoante os elementos de liga adicionados ao banho. A *Aluminium Association of America (AAA)* normalizou uma técnica de organizar e classificar estas ligas de acordo com a sua composição química. A designação é composta por quatro dígitos, sendo o primeiro o que define cada série. Os dois dígitos seguintes são arbitrários, com exceção da primeira série. O dígito decimal identifica a forma do produto, zero para o fundido e um ou dois para o lingote. As séries estão divididas da seguinte forma [12]:

- 1xx.x: Al comercialmente puro (teores superiores a 99%);
- 2xx.x: Ligas que apresentam cobre como principal elemento de liga;
- 3xx.x: Ligas alumínio-silício (Al-Si), com adições de magnésio e/ou cobre;
- 4xx.x: Ligas Al-Si;
- 5xx.x: Ligas que apresentam magnésio como principal elemento de liga;
- 6xx.x: Não utilizada;
- 7xx.x: Ligas que apresentam zinco como principal elemento de liga. É comum serem adicionados Cu, magnésio, cromo ou manganês a este tipo de ligas;
- 8xx.x: Ligas que apresentam zinco como principal elemento de liga;
- 9xx.x: Não utilizada.

Para os componentes, a *Schmidt Light Metal* utiliza ligas da série 3xx.x com adição de Cu, típica na fundição injetada. Estas ligas são:

- AlSi9Cu3(Fe) ou 226D (segundo a norma DIN EN 1706);
- AlSi12Cu1(Fe) ou 231D.

Tal como a nomenclatura indica, os elementos de liga que se encontram em maiores quantidades são o silício (Si), o cobre (Cu) e o ferro (Fe). De seguida serão referidos os principais efeitos da sua adição [1, 3, 12].

- A adição de Si nas ligas de Al melhora a fluidez, resistência à fissuração, entre outras. As ligas da família 3xx.x são as mais utilizadas nas mais diversas fundições, podendo variar entre ligas hipoeutéticas e hipereutéticas, dependendo do teor de Si presente;
- O Cu contribui para um acréscimo das propriedades mecânicas e da maquinabilidade no estado *as-cast*, como após tratamento térmico. Em

contrapartida, a formação de precipitados Al_2Cu aumenta a porosidade da liga.

- O Fe é um elemento habitualmente encontrado nas ligas de Al para fundição. A sua presença é associada a um aumento da fração volúmica da porosidade nos componentes, muito devido à precipitação de fases intermetálicas insolúveis. Em contrapartida, o Fe, em teores inferiores a 1,3%, aumenta a vazabilidade e as propriedades mecânicas e ao mesmo tempo diminui a aptidão de soldadura da liga com molde metálico [13].

2.2.1 Mecanismos de formação de porosidade

Sem rival possível, a porosidade detém o título de defeito mais comum em metais vazados, causando um impacto negativo nas propriedades mecânicas, consistindo na principal causa de rejeição de componentes fundidos. A porosidade é formada aquando da solidificação sendo classificada como defeito de origem gasosa, contração ou, o mais comum, a combinação de ambos [14].

A porosidade também pode ser classificada consoante o seu diâmetro médio, subdividindo-se em micro e macro porosidade [14, 15]. Embora esta divisão esteja presente e implementada na comunidade científica, ainda não existe consenso no valor a partir do qual o poro transita de uma categoria para outra. B. Zhang *et al.* [16] quantificaram o limiar entre micro e macroporosidade no valor de $300 \mu m$. Dabaye *et al.* [17] categorizaram a porosidade não só pelo diâmetro mas também pela dispersão, pois existe uma diferença no comportamento das propriedades mecânicas entre estas duas categorias. F. Bonollo *et al.* [18] diferencia a porosidade com a técnica utilizada para a sua observação. Macroporosidade se o poro for detetável num estereomicroscópio e microporosidade se o poro apenas for visível com recurso à microscopia ótica (MO).

A solidificação das ligas de Al é acompanhada por uma diminuição de volume entre os 5 e 6% devido à diferença de densidades entre as fases líquida e sólida. A porosidade por contração à escala macro, também conhecida por rechupe, pode surgir por essa contração volúmica da liga, cuja secção não foi compensada por um sistema de alimentação. Este defeito ocorre quando a direção de solidificação é perdida e um ponto quente é formado (região líquida encapsulada por metal sólido) [14, 15, 19].

No caso da microporosidade, os fenômenos que a provocam são mais complexos e em maior número. A diminuição da solubilidade do H, presença de inclusões e insuficiente alimentação interdendrítica são alguns dos fatores que levam à formação desta microporosidade. À medida que a solidificação ocorre, o metal líquido desloca-se para as regiões de maior fração sólida para compensar a redução de volume que ocorreu pela contração. Com o desenrolar da solidificação, a dificuldade do líquido em se deslocar aumenta, devido à diminuição da quantidade e secção dos canais interdendríticos (canais que atuam como alimentadores muito localizados), o que leva ao isolamento do banho, provocando a formação de microrrechupes. Este defeito é formado quando se desenvolve uma resistência suficientemente alta para parar o movimento do líquido para a rede de dendrites. Dado o seu mecanismo de crescimento, a morfologia deste defeito mostra-se irregular, composta por “braços” longos e assimétricos conforme a figura 4 [3, 14, 15, 19].

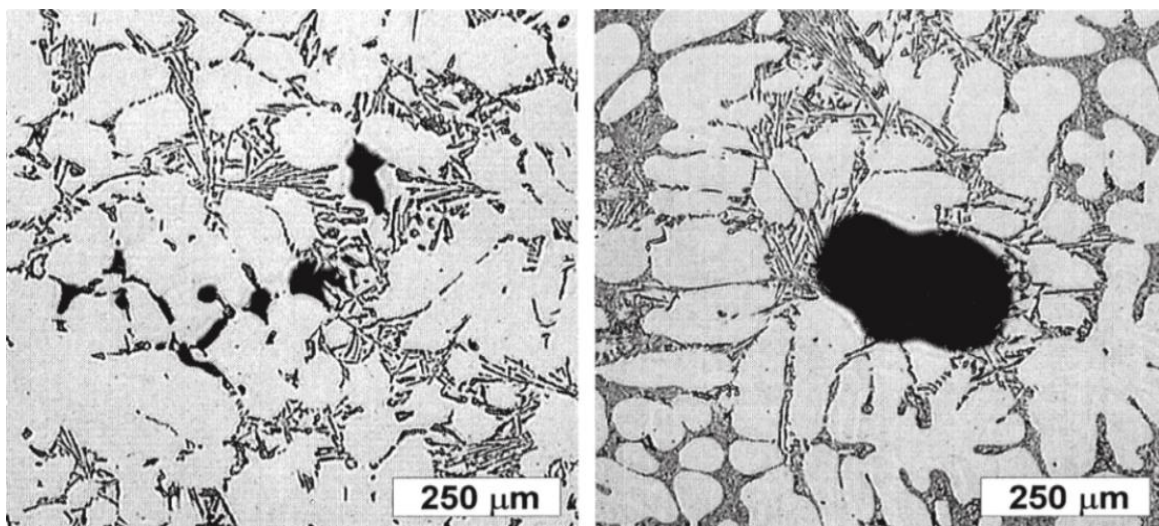


Figura 4. Morfologia de diferentes porosidades em ligas de Al: microrrechupes (à esquerda), e de origem gasosa (à direita) [20].

As porosidades de origem gasosa devem-se à precipitação do H ma sua forma gasosa aquando da solidificação do metal com uma morfologia esférica e paredes brilhantes. O teor de H no banho influencia a quantidade de porosidade que estará presente, ou seja, maiores teores de H traduzem-se numa maior quantidade potencial de poros no interior da liga [3]. O tamanho, número e distribuição da porosidade estão relacionados com vários parâmetros do processo tais como gradientes térmicos, taxas de arrefecimento, composição química, teor de H,

afinação de grão, modificação do eutético, presença de inclusões, entre outras variáveis do processo [15].

Nos subcapítulos seguintes apresenta-se uma descrição sobre a porosidade produzida pelo H, onde refere a origem, dissolução, aprisionamento e as consequências nas propriedades mecânicas.

2.3 Hidrogénio nas ligas de alumínio

Foi descoberta nas ligas de Al uma relação entre a presença de H nos banhos e o aparecimento de porosidade. O aumento do teor de H no banho metálico leva a um aumento do número e do tamanho médio dos poros [21].

No estado líquido, o Al e as suas ligas apresentam grande afinidade para o H, resultando na absorção deste elemento no seu estado atómico. A solubilidade deste elemento nas ligas de Al diminui com a temperatura, sendo necessário evitar temperaturas excessivas durante a fusão e processamento. A formação de moléculas de H gasosas, e posterior formação de porosidade, está relacionada com o fenómeno evidente na figura 5, onde a solubilidade é consideravelmente superior no Al no estado líquido do que no estado sólido. A solubilidade do H no Al puro varia com a alteração do estado físico da liga e apresenta valores de, aproximadamente, 0,65 ml/100 g de Al para o estado líquido e 0,034 ml/100 g de Al para o estado sólido. O efeito do H no Al apenas se torna evidente acima de uma dada concentração, usualmente intitulada de concentração limite admissível de H. Esses efeitos são traduzidos num aumento no tamanho e no número médio de poros [13, 22].

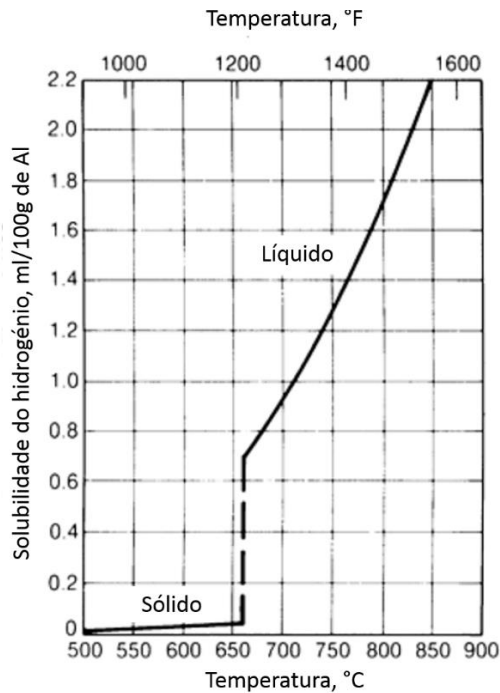


Figura 5. Solubilidade do H no Al puro, à pressão de 1 atm, em função da temperatura [22].

Durante o arrefecimento e posterior solidificação, o H, ao atingir a sua concentração limite admissível, é rejeitado para o banho interdendrítico (interface sólido-líquido), sob a forma de bolhas gasosas, resultando na criação de porosidade primária devido à baixa solubilidade no estado sólido. Os poros nucleiam quando a pressão de gás no líquido é suficientemente elevada para ultrapassar a pressão local e a tensão superficial [15].

Na figura 4 da página 9 observa-se uma microestrutura com a morfologia típica de um poro causado pela formação de moléculas gasosas de hidrogênio. Este tipo de porosidade apresenta uma morfologia circular com paredes geralmente brilhantes. Ela é formada quando o teor de H é suficientemente alto ao ponto de ser rejeitado na frente de solidificação, resultando numa saturação supercrítica que resulta na formação das bolhas gasosas [3, 13, 19, 20].

Com a adição de elementos de liga, a solubilidade do H é ligeiramente distinta da solubilidade no Al puro. Elementos como o Cu, o Si, o Fe, e o Mn promovem a diminuição da solubilidade do H, enquanto elementos como o Ti, o Mg e o Zn tendem a elevar a solubilidade do H [19, 22]. Todos estes elementos químicos estão presentes nas ligas de fundição utilizadas na SLM.

A figura 6 ilustra a correlação entre a temperatura, a humidade e o teor de H no banho. Este teor aumenta com a temperatura e com a humidade atmosférica. Assim, durante a solidificação, o H pode exceder a concentração limite admissível e segregar na frente de solidificação. Esta figura mostra que, num dia comum, com 30% de humidade, o banho a 750°C absorve aproximadamente 1 mlkg⁻¹ (ml de H dissolvido por kg de Al). Assim, denota-se a importância de controlar a temperatura do banho de modo a que o sobreaquecimento seja reduzido, evitando uma absorção excessiva de H [1].

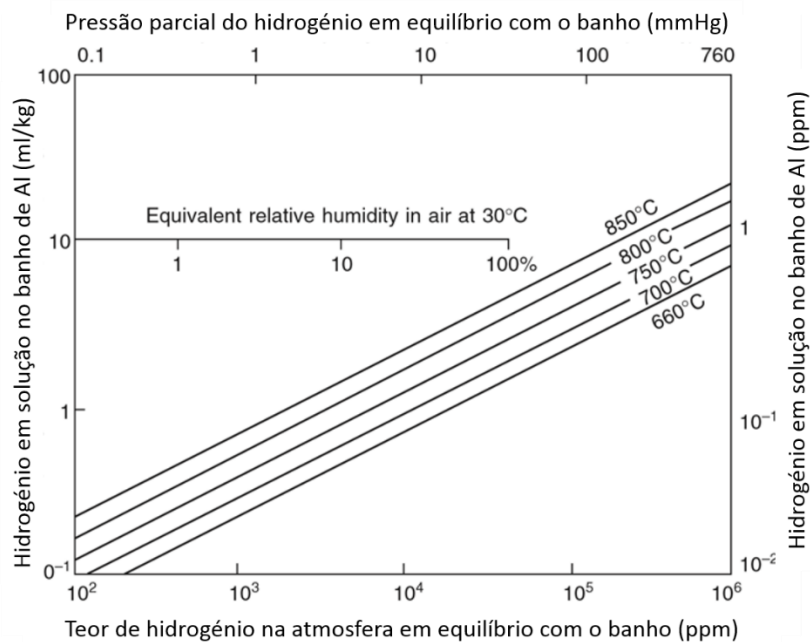
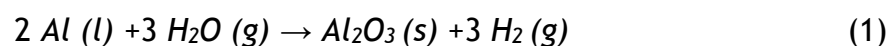


Figura 6. Variação do teor de H no banho de Al consoante a temperatura e a humidade atmosférica {adaptado de [1]}.

2.3.1 Difusão do hidrogénio nas ligas de alumínio

A principal fonte de H presente no banho resulta da dissociação do vapor de água da atmosfera quando entra em contacto com o banho da liga de Al. Para além dessa fonte, materiais refratários, fluxos húmidos, ferramentas de fundição, produtos de combustão e retornos costumam armazenar humidade que poderá ser transferida para o banho em forma de H. Esta dissociação é representada pela seguinte reação química [3, 20, 23]:



Como já foi referido, a cinética desta reação química está dependente da temperatura, sendo ela muito rápida à temperatura de fusão da liga. Contudo, à medida que o filme de óxido de Al aumenta na superfície do banho, a reação tende a parar, evitando uma absorção excessiva [19]. Outro fator que aumenta a cinética da reação é a turbulência que o banho sofre durante todo o manuseamento. Com turbulência exagerada a camada de óxido protetora pode fragmentar, facilitando a introdução de H no banho [24].

A equação (2) apresenta a relação entre a pressão parcial e a concentração de H em equilíbrio no banho:

$$[H]=kP_{H_2} \quad (2)$$

A constante k é afetada pelos elementos de ligas e pela temperatura.

O H absorvido na superfície do metal líquido pode difundir-se para o interior do banho no estado atômico e, dado o seu volume reduzido, consegue movimentar-se rapidamente no seu interior. Na figura 7 apresenta-se uma proposta para o mecanismo de dissociação dos átomos de H e difusão para o interior do banho. Neste esquema, estão envolvidos fenómenos que contribuem para a explicação da difusão do H no metal líquido [19].

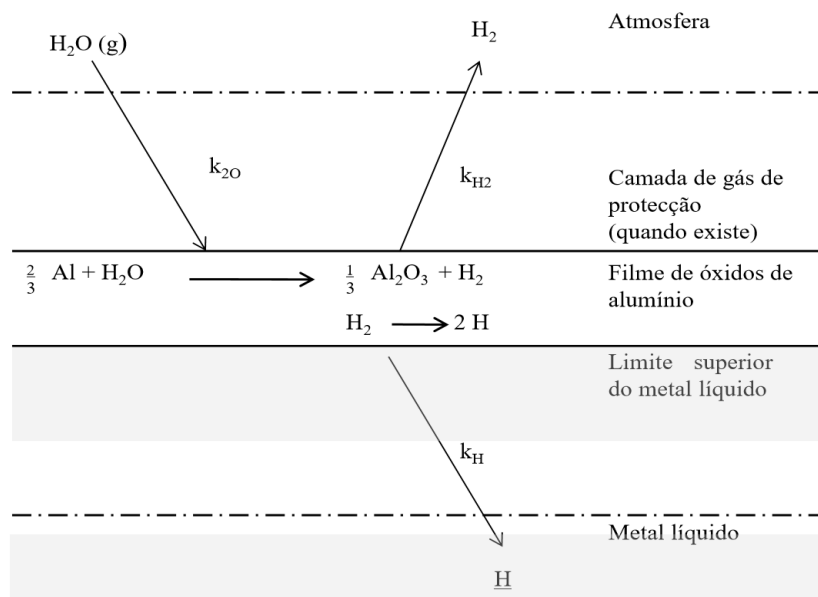


Figura 7. Proposta do mecanismo de difusão e dissociação do H no metal líquido resultante do excesso de vapor de água na atmosfera [19].

O vapor de água é absorvido na superfície do metal líquido. Como consequência, as moléculas de água reagem com o Al do banho, decompondo-se em Al_2O_3 e H_2 como se presencia nas equações (1) e (3).



Após a formação de moléculas de H, estas têm tendência a decompor-se em átomos de H na superfície do banho, difundindo-se posteriormente para o seu interior [19]. Este fenómeno pode levar à perda de propriedades mecânicas dos componentes que, em casos extremos, pode levar à fratura indesejada dos fundidos, podendo acarretar elevados riscos [19, 25]. A realização de um tratamento de desgaseificação resultará numa redução dos níveis de H dissolvidos [3].

A formação das moléculas gasosas de H pode ocorrer como resultado de nucleação heterogénea ou homogénea. Os nucleantes que mais influenciam a formação destas moléculas são os óxidos, principalmente os *bifilmes*. Na presença destes nucleantes, elas formam-se até mesmo com baixos teores no banho [13].

Thomas e Gruzleski [26] estudaram o efeito do teor de H na formação de porosidade durante a solidificação do Al, com o intuito de definir o teor de H máximo presente no banho, capaz de evitar a formação de porosidades durante a solidificação. Foi verificada a existência de uma relação linear entre o teor de H e o nível de porosidade dos fundidos, onde foi identificado um valor máximo de H, abaixo do qual a sua presença não origina formação de porosidade deste elemento: 0,08 ml/100 g de Al.

2.4 Técnicas de avaliação da qualidade do banho de alumínio

O controlo da qualidade de um produto normalmente começa pelo controlo da qualidade do banho. A medição e controlo de elementos nocivos no processamento do metal líquido é crítico, visto otimizar as propriedades mecânicas das ligas metálicas e reduzir os custos associados com o refugo. Para avaliar a qualidade do banho é comum empregar técnicas/equipamentos disponíveis no mercado. Existem diversas alternativas para avaliar diversos parâmetros de qualidade, tais como a fluidez, presença de inclusões, teor de H, temperatura, composição química, entre outros. As técnicas mais conhecidas no mercado que vão ao encontro das necessidades das diversas fundições são a análise térmica, espiral de fluidez, ensaio

Tatur, *PoDFA*, *K-mold*, espectrómetro de absorção atômica, *Alspek-H*, entre outras [2]. Nesta dissertação serão analisadas com maior pormenor as técnicas utilizadas nos ensaios propostos: ensaio *Tatur* e a sonda *Alspek-H*.

2.4.1 Ensaio *Tatur*

Esta técnica de análise qualitativa e quantitativa (com recurso a *software* de análise de imagem) foi desenvolvida por A. *Tatur* com o propósito de observar a porosidade característica das ligas de Al (formação de microrrechupes e aprisionamento do H) solidificadas com taxas de arrefecimento reduzidas [2, 27].

Na figura 8 apresenta-se, esquematicamente, o desenho técnico do molde *Tatur*. Esta geometria é propícia à formação de porosidade de origem gasosa e de rechupes dado o seu corpo maciço de enorme módulo, onde a ausência de alimentadores se traduz numa contração volúmica do banho. Neste molde, o H tem liberdade para se difundir e crescer, pois as taxas de arrefecimento no seu interior são propícias para tal (arrefecimento lento). O molde permanente, podendo ser em aço ou em Cu, consiste em duas secções, sendo que a superior é cónica com um orifício no topo, por onde o banho é vazado. O provete final tem uma massa de, aproximadamente, 1 kg [2].

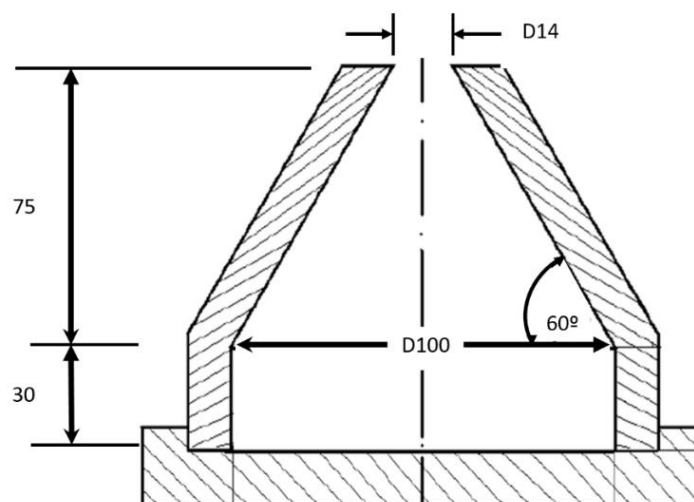


Figura 8. Desenho técnico do molde *Tatur* {adaptado de [2, 27]}.

Após a solidificação, os métodos de avaliação da qualidade do banho através da amostra resultante dos ensaios *Tatur* são vastos, tais como a medição da densidade, o deslocamento de água, análise de imagem, entre outras. Com estas técnicas é possível calcular o volume e/ou percentagem da porosidade [2].

Para além de uma análise qualitativa, por via de uma observação a olho nu ou com recurso a uma lupa, esta técnica também pode introduzir resultados quantitativos. Se se realizar uma preparação metalográfica que possibilite a observação da microestrutura das amostras com recurso à microscopia ótica, é possível obter resultados da quantidade, tamanho, morfologia e localização da porosidade.

Infelizmente, este ensaio está pouco divulgado nas fundições de Al como um método de controlo da qualidade. Este facto pode estar relacionado com a adição de novas etapas no processo, como uma preparação metalográfica das amostras, e a demora na aquisição dos resultados [2].

2.4.2 Sonda *Alspek-H*

A sonda *Alspek-H*, produzida pela *Environmental Monitoring & Control Ltd* e distribuída pela *Foseco*, é uma técnica relativamente recente de medição quantitativa de teores de H presentes em banhos de Al e suas ligas. Este novo método emprega um sensor eletroquímico de cálcio e zircónio que oferece à indústria um valor concreto, preciso e confiável do teor de H presente no banho, num curto espaço temporal [28, 29]. A figura 9 ilustra ao pormenor todos os componentes presentes no interior da sonda e do sensor.

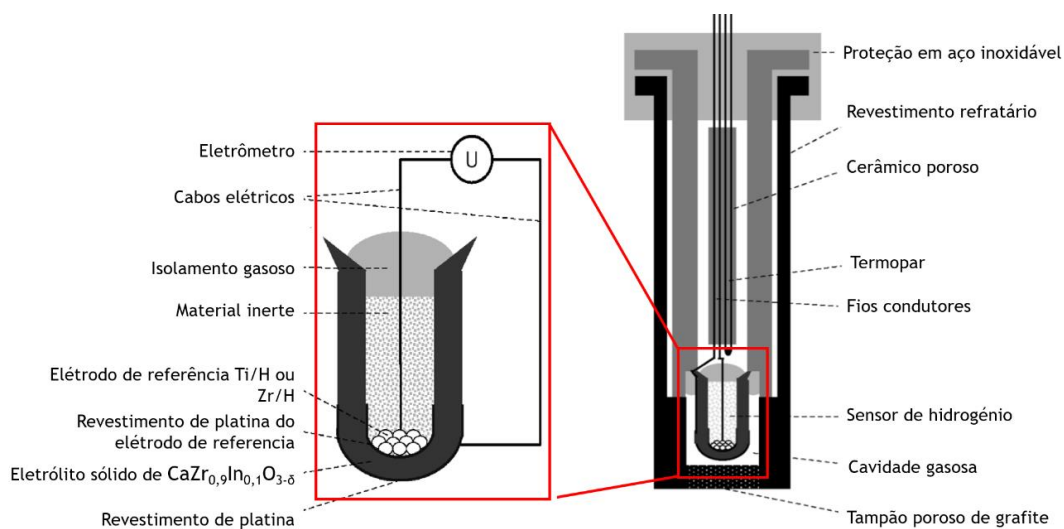


Figura 9. Ilustração do sensor eletroquímico (à esquerda) e da sonda *Alspek-H* (à direita) {adaptado de [29]}.

O instrumento é constituído essencialmente por três componentes: o sensor eletroquímico, a sonda e o processador. O sensor é um engenho eletroquímico à base

de cálcio e zircónio que, em certas condições, se comporta como um condutor de protões, possibilitando a avaliação do teor de H presente. Este sensor necessita de encapsular um material de referência com um valor de pressão parcial de H conhecido. Quando exposto a uma pressão parcial de H desconhecida, é gerada uma diferença de potencial que calcula o teor de H presente no banho, com recurso à equação de *Nernst*. O sensor não pode operar em contacto direto com o banho, daí ser necessário uma sonda para proteger o sensor do mesmo. A sonda que protege o sensor apresenta uma extremidade porosa de grafite ou SiALON que apenas permite a passagem, por difusão, do H para o interior da camada gasosa protetora, não permitindo a passagem do banho. O processador converte o *output* elétrico numa medida quantificável de teor de H, normalmente em ml/100 g de Al. Na figura 10 apresenta-se a unidade completa no *Alspek-H* e o ecrã tátil com as informações necessárias (teor, temperatura e liga analisada) [28, 29].

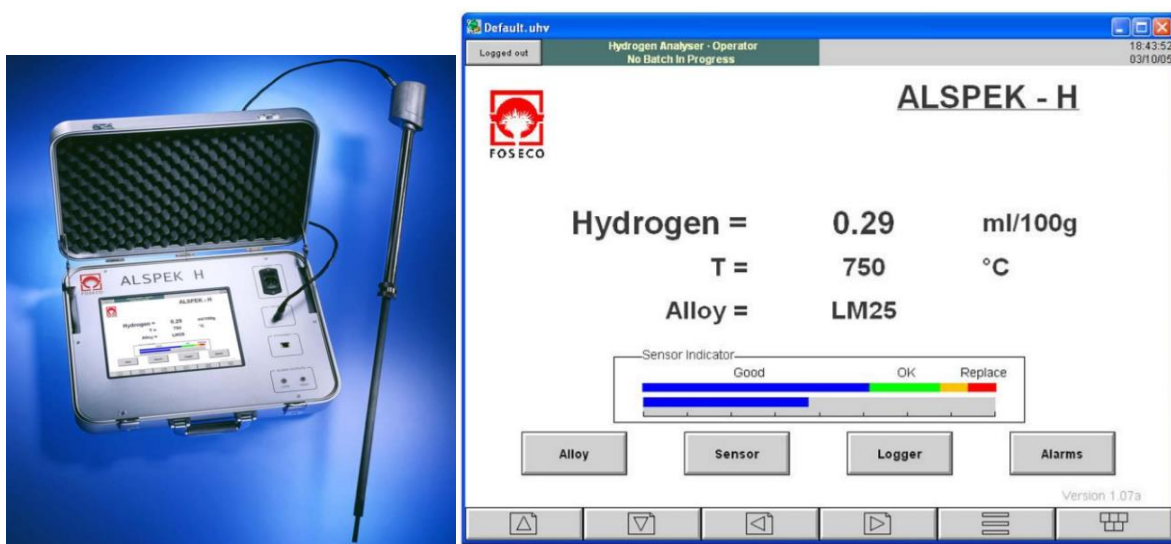


Figura 10. Unidade *Alspek-H* (à esquerda) e ecrã de visualização (à direita) [28].

Esta unidade é facilmente introduzida numa fundição dadas as suas características únicas, tais como [28]:

- Valores fiáveis (precisão 0,01 ml/100 g de Al);
- Períodos curtos de estabilização do teor de H (15 minutos, aproximadamente);
- Resultados facilmente reproduzíveis;
- Fácil de manusear;
- Durabilidade e capacidade de enfrentar ambientes fabris de fundição.

Com esta técnica de análise, qualquer fundição pode conhecer o teor de H presente no banho em qualquer etapa do processamento.

2.5 Técnicas de remoção do hidrogénio

Como já foi referido, a limpeza e degaseificação de um banho metálico são etapas essenciais com vista a produzir fundidos de maior qualidade. O nível de porosidade admissível numa peça fundida é determinado pela capacidade do processo de fusão e pelas especificações fornecidas pelo cliente [30].

A maior dificuldade na produção de componentes estruturais é manter as concentrações de H em níveis reduzidos e controlados, pois a sua presença é nefasta aquando da realização de tratamentos térmicos e de processos de união. O componente com excesso de H, quando submetido a um processo de soldadura, pode sofrer fissuração. O aumento da temperatura leva a uma maior difusão do H que se desloca para o interior do cordão de soldadura, onde se agrupa. No arrefecimento, o excesso de tensões no cordão leva à fissuração do componente. Este fenómeno intitula-se fissuração a frio. Para tal não ocorrer, são estabelecidas gamas admissíveis muito restritas no que respeita aos teores de H, exigindo-se assim a utilização de processos de degaseificação altamente eficientes, a fim de manter a concentração de H tão baixa quanto possível [31].

Contudo, para muitas aplicações onde as especificações não são tão exigentes, são admissíveis teores de H mais elevados de forma a produzirem alguma porosidade controlada. Diversos métodos de degaseificação estão disponíveis de acordo com as necessidades das empresas. Serão referidas de seguida três técnicas de degaseificação com eficiências e custos diferentes: degaseificação por fluxos gasosos (pastilha e rotor) e degaseificação por energia acústica (ultrassons).

2.5.1 Fluxos gasosos

Como já foi referido, o H presente no banho encontra-se no seu estado atómico. Para que a remoção deste elemento seja exequível, o H deverá apresentar-se na sua forma molecular, pois só assim é que se encontra no estado gasoso. Embora o conceito seja simples, a união dos átomos de H no banho é algo complexa. Para facilitar a sua formação é comum introduzir um fluxo gasoso inerte (bolhas). O H é

removido através da sua difusão para o seio do fluxo de gás inerte introduzido no banho, ocorrendo a reação (3) no sentido inverso, formando H gasoso, sendo posteriormente expelido para a superfície do banho. Como fluxo gasoso é comum ser utilizado árgon e/ou azoto. Na figura 11 apresenta-se um esboço do mecanismo de remoção de H, assim como de inclusões presentes.

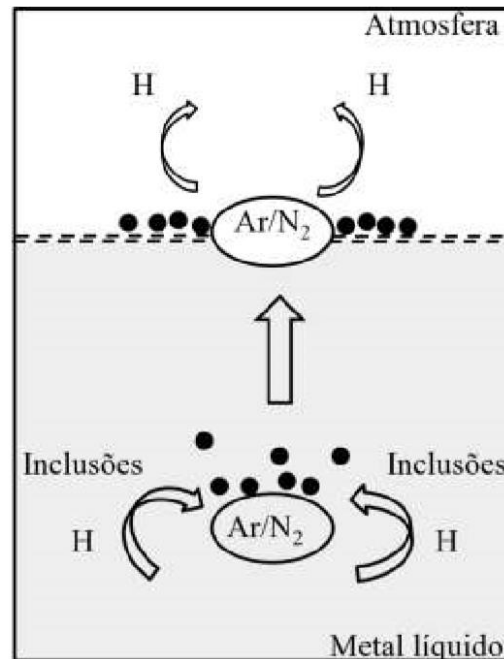


Figura 11. Remoção de H por via da adição de um fluxo gasoso de árgon e/ou azoto [32].

Embora o contexto teórico seja partilhado pelas técnicas desta categoria, o método de formação de bolhas e a escolha do gás inerte injetado variam. Duas dessas variáveis são a desgaseificação por pastilha e por injeção de gás sob pressão através de lança de grafite ou difusor rotativo (rotor de desgaseificação). Ambas técnicas serão apresentadas de seguida.

2.5.1.1 Pastilha de desgaseificação

A técnica da pastilha de desgaseificação, ilustrada na figura 12, consiste na introdução de uma pastilha na colher de transfega que, ao entrar em contacto com o banho, dissocia-se, libertando bolhas gasosas de azoto. Como a densidade da pastilha (azoto) é inferior à da liga, a mesma terá tendência a emergir. Para resolver esse problema é utilizado um êmbolo de metal, limpo e seco, preferencialmente com uma morfologia em sino com orifícios que permitam reter a pastilha no fundo da colher, permitindo a fácil libertação das bolhas gasosas [22, 33].



Figura 12. Pastilha de degaseificação Nitral C19.

Ao entrar em contacto com o banho (que deverá estar a uma temperatura compreendida entre os 680 e os 740°C) a pastilha dissolve-se, originando, por um processo químico, pequenas bolhas gasosas de azoto. Ao se deslocarem para a superfície, irão fazer ascender as moléculas de H e impurezas para a superfície do banho, formando escória que será posteriormente removida. O processo termina quando toda a pastilha se consumir, ou seja, quando não se observar mais borbulhar à superfície. Assim, o metal apresenta-se com um teor em H inferior e com menor número de impurezas. A utilização desta técnica apresenta vantagens e desvantagens [33]:

Vantagens:

- Método seguro e ambientalmente compatível: não liberta fumos nem elementos tóxicos para o operador e atmosfera;
- Operação simples: consiste apenas em fazer mergulhar a pastilha no banho;
- Rápido: em 2 minutos a operação é concluída;
- Procedimento pouco dispendioso: não requer equipamentos complementares para além da pastilha e do êmbolo;
- Formação de escória reduzida.

Desvantagens:

- Fraco rendimento: Estudos comprovam que esta técnica, quando comparada com outras mais sofisticadas, não apresenta uma taxa de remoção de H muito elevada;

- Taxas de remoção heterogêneas: apenas é eficiente na zona imediatamente acima do local onde se encontra a pastilha, como se pode observar na figura 13. Nas áreas circundantes, a taxa de remoção de H é inferior, tornando o processo ineficiente;
- Reabsorção de H: Aquando do rebentamento das bolhas na superfície do banho, poderá existir uma fragmentação da camada de óxido protetor que permeabiliza o banho de Al. Ao fragmentar, o banho entra novamente em contacto com o meio ambiente expondo-o novamente à humidade, o que leva a uma reabsorção de H.

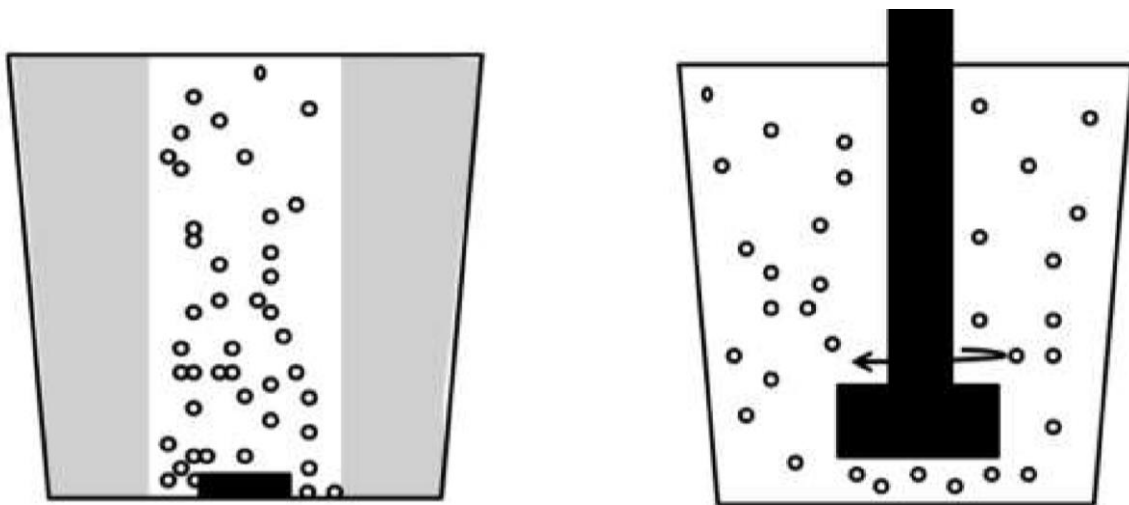


Figura 13. Esquema da dispersão do fluxo gasoso na degaseificação por pastilha (à esquerda) e rotor de degaseificação (à direita) [33].

2.5.1.2 Rotor de degaseificação

Tem sido realizado um esforço contínuo para reduzir e controlar ainda mais os teores de H presentes no banho. A fraca eficiência das pastilhas de degaseificação levou à indústria a necessidade de selecionar outras técnicas, sendo o rotor de degaseificação uma delas. Esta técnica consiste na injeção de um gás sob pressão para o banho por via de uma lança de grafite, aço ou um cerâmico poroso [19, 24, 34, 35].

Inúmeros gases e misturas gasosas podem ser utilizados na degaseificação, sendo o árgon e o azoto (isentos de humidade) os mais utilizados, mas também pode ser utilizada uma mistura de um gás inerte com um gás reativo. O gás reativo mais comumente utilizado era o cloro em concentrações entre 10 e 30%. O difícil controlo, elevada toxicidade e efeitos corrosivos sobre o equipamento, tornou esta

prática obsoleta e proibida pela atual legislação ambiental da União Europeia [19, 33, 36].

A geometria das cabeças dos impulsores rotativos tem uma grande influência na eficiência do processo. Para além de facilitarem a difusão das bolhas para todos os locais do banho, são muito porosas com o objetivo de desenvolver bolhas com dimensões mais reduzidas, melhorando a taxa de desgaseificação. Contudo, tal como sucede na desgaseificação por pastilha, o fluxo concentra-se no volume de banho imediatamente acima da cabeça rotativa, não se propagando para as extremidades do banho, tornando o processo heterogêneo. Para contornar este problema, implementou-se um movimento rotativo na cabeça difusora utilizando a força centrífuga para facilitar a deslocação do gás. Desta forma consegue-se um elevado teor de superfície/volume de bolhas gasosas, aumentando a área de contacto metal-gás e, conseqüentemente, a cinética da reação. Na figura 14 apresenta-se um esquema geral do sistema de desgaseificação por difusor rotativo (rotor) [19, 32-34, 36].

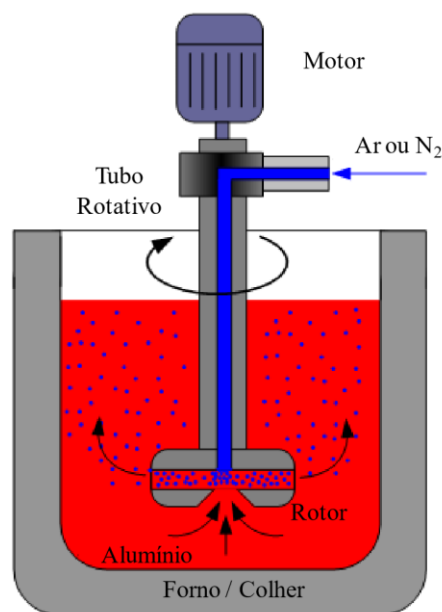


Figura 14. Equipamento de desgaseificação por difusor rotativo (rotor) [19].

O desempenho total de equipamento depende de diversos fatores, tais como a temperatura do banho, o caudal do fluxo gasoso, o diâmetro, a geometria do rotor e a velocidade de rotação [35].

Na tabela 1 apresentam-se valores típicos de teores de H de um banho antes e depois do processo de desgaseificação.

Tabela 1. Teores de hidrogénio em banhos de diferentes ligas de Al após desgaseificação por rotor [32].

Liga	Massa (kg)	Tempo de tratamento (min)	Teor de H (ml/100 g de Al)	
			Antes	Depois
AlSi7Mg0,5	250	6	0,40	0,13
AlSi8Cu1,5MgNi	250	10	0,28	0,18
AlCu4Si	90	15	0,24	0,12

De seguida são apresentadas vantagens e desvantagens desta técnica:

Vantagens

- Maior eficiência na remoção de H (em comparação com a técnica da pastilha de desgaseificação);
- Superior homogeneidade da composição química e temperatura devido à superior dispersão das bolhas gasosas por todo o banho, como se pode observar na figura 13 da página 21 [36];
- Não apresenta toxicidade: a não utilização de gás reativo, como o cloro, eliminou a libertação de potenciais elementos nocivos para o meio ambiente [36].

Desvantagens

- Tempo de desgaseificação muito longo: para se obter um banho com teores de H reduzidos (na ordem dos 0,10 ml/100 g de Al) são necessários, pelo menos, 8 minutos [34];
- Vários estudos demonstram a impossibilidade de reduzir o teor H para valores inferiores a 0,10 ml/100 g de Al [19, 34, 37, 38];
- A aquisição do equipamento e manutenção torna a técnica mais dispendiosa, quando comparada com a pastilha de desgaseificação;
- Nova etapa no processamento: após o vazamento para a colher de transfega, a mesma terá de se descolar para o centro de desgaseificação, estagiar por um longo período e deslocar-se para o forno de manutenção.

2.5.2 Ultrassons

Nos últimos 10 anos, os investigadores demonstraram um interesse crescente na utilização da energia acústica nos tratamentos de desgaseificação e afinação/modificação das microestruturas de ligas metálicas devido ao seu elevado rendimento na remoção de impurezas. Quando comparada com outras técnicas de remoção de H, os ultrassons apresentam uma eficiência superior, ou seja, conseguem reduzir a concentração deste elemento para valores inferiores aos dos apresentados por outras técnicas [19, 39, 40].

A energia acústica traduz-se como o resultado de geração, transmissão e receção de energia num determinado meio (sólido, líquido ou gasoso) sob a forma de vibrações. Se for imposta uma determinada força a um destes meios, os átomos ou moléculas desse meio irão deslocar-se da sua posição inicial, originando tensões internas. Tratando-se de uma força periódica, as tensões internas determinam que todo o meio inicie um movimento oscilatório, promovendo uma vibração. A utilização desta energia reduz o teor de H no banho de Al através do fenómeno da cavitação, que ocorre na gama de frequências entre 10^4 e 10^6 Hz [19, 39, 40].

A cavitação consiste na formação de bolhas, ou cavidades, no seio de banhos metálicos, sendo um dos conceitos mais relevantes da técnica dos ultrassons. Quando se incidem ondas elásticas de elevada energia (alta frequência) no banho líquido, e estas se encontram no período de expansão, desenvolvem-se pressões suficientemente elevadas para provocar descontinuidades no líquido, originado assim as tais bolhas. Essas bolhas vão variando a sua área superficial em cada instante de propagação da onda sonora. Quando esta onda se encontra no meio período de compressão, as bolhas podem colapsar sob a ação de forças de compressão. Assim, num banho metálico submetido a um campo acústico, as bolhas formam-se nos locais sujeitos a pressões negativas e colapsam durante os períodos sujeitos a pressões positivas [40]. Uma pressão alternada produzida pela intensidade acústica dos ultrassons é favorável ao desenvolvimento de bolhas de cavitação, que expandem e comprimem de forma repetida, promovendo durante a fase de expansão e compressão uma difusão retificada do gás dissolvido no líquido para o interior das bolhas formadas [19].

G. I. Eskin [40], um dos pioneiros na utilização dos ultrassons na desgaseificação de ligas leves, comparou os resultados do teor de H, densidade, porosidade e propriedades mecânicas de uma liga de Al após desgaseificação. Tais resultados podem ser observados na tabela 2.

Tabela 2. Comparação dos vários processos de desgaseificação do banho da liga AlSi7Mg [40].

Técnica de desgaseificação	Teor de H (ml/100 g Al)	Densidade (g/cm ³)	σ_r (MPa)	ϵ (%)
Pastilha (Hexacloretano)	0,30	2,665	212	4,5
Rotor	0,26	2,667	233	4,0
Ultrassons	0,17	2,706	245	5,1
Teor inicial	0,35	2,660	200	3,8

Como é observável, a técnica dos ultrassons é a mais eficiente na remoção de H, melhorando consideravelmente as propriedades mecânica em comparação com as técnicas analisadas.

Um estudo, realizado por H. Puga *et al.* [38], comparou a técnica dos ultrassons e a técnica por rotor de desgaseificação. Os resultados obtidos mostram que a técnica dos ultrassons desgaseificou o banho 3 vezes mais rápido (em 3 minutos), atingindo teores de H mais reduzidos. Com esta redução do tempo de tratamento, a técnica dos ultrassons vai ao encontro das necessidades das indústrias da fundição: um sistema de desgaseificação compatível com o processo produtivo capaz de reduzir e controlar o teor de H e, ao mesmo tempo, remover quaisquer impurezas do banho.

De seguida são apresentadas as vantagens e desvantagens desta técnica, tendo como termos de comparação as técnicas de desgaseificação por pastilha e por rotor [38, 41]:

Vantagens:

- Elevada taxa de remoção de H;
- Tratamento de desgaseificação mais célere;
- Redução dos impactos ambientais do processo, já que nenhum resíduo é formado aquando do tratamento, com a exceção da escória;

- Menores níveis de turbulência, o que faz com que a camada de óxido de Al na superfície do banho não seja fragmentada, evitando assim a reintrodução de H e contaminantes no banho;
- Promove uma melhor remoção de inclusões não metálicas, melhorando a qualidade do banho metálico e, por conseguinte, dos componentes fundidos.

Desvantagens:

- Investimento inicial elevado (cerca de 1,5 vezes o investimento do rotor de degaseificação);

2.6 Efeitos do hidrogénio na qualidade do fundido

O tratamento do banho metálico reveste-se de uma importância primordial na obtenção de fundidos de Al de elevada sanidade, capazes de responder às exigências do mercado [19]. As ligas de Al-Si para fundição apresentam uma boa combinação de propriedades mecânicas e fluidez, daí a sua importância nas indústrias automóvel e aeroespacial. Apesar disto, estas ligas raramente são utilizadas em aplicações críticas e/ou de segurança, dado o gradiente das propriedades mecânicas dos componentes, especialmente no que toca ao alongamento e ao comportamento em fadiga [42].

A distribuição, morfologia e tamanho da fase primária de α -Al e das partículas de Si eutéticas, assim como a natureza dos compostos intermetálicos (fase β -Al₅FeSi, por exemplo) e a presença de impurezas, como o óxido de Al, são os microconstituintes presentes nestas ligas de Al que, em conjunto com a porosidade, ditam as propriedades mecânicas dos componentes [25, 43]. Estes microconstituintes são resultado da composição química, das condições de solidificação e do processo de enchimento.

Shabestari e Moumeni [44] analisaram a influência do Cu na microestrutura e nas propriedades mecânicas numa liga de Al-Si, onde concluíram que este elemento contribui para a formação de precipitados de Al₂Cu que, ao mesmo tempo, aumentam a resistência mecânica da liga e o volume de porosidade. O Si está comprovado por diversos autores que aumenta a dureza e a resistência mecânica à custa da perda de ductilidade. O Fe, em quantidades corretas, também aumenta tais propriedades, embora com redução de alongamento [45]. Adamane *et al.* [46]

concluíram que aumentar a velocidade de enchimento e a pressão utilizada resulta num aumento da resistência mecânica ao mesmo tempo que reduz a porosidade [43]. Outmani *et al.* [43] concluíram que temperaturas de vazamento mais reduzidas provocam uma maior formação de porosidade de contração.

Por outro lado, a presença de porosidade e inclusões nas ligas degradam as propriedades mecânicas, nomeadamente a tensões de rotura e cedência e o alongamento, para além de diminuir drasticamente o tempo de vida do componente devido a fenómenos de fadiga [19, 42, 47]. Como já foi referido anteriormente, os poros podem apresentar morfologias distintas, podendo ser circulares, irregulares e a união de ambas as morfologias. Poros resultantes da contração da liga aquando da solidificação apresentam “braços” longos e afiados que facilmente concentram uma enorme quantidade de tensões, agilizando o início da propagação da fenda, reduzindo as propriedades mecânicas [19, 47]. C. Han-xue *et al.* [47] concluíram que o tamanho dos poros também tem influência nas propriedades mecânicas. O aumento do tamanho médio dos mesmos, para além de reduzir a quantidade de material disponível na secção transversal, faz com que a iniciação e propagação de fissuras ocorram muito mais rapidamente em comparação com os poros de tamanho mais reduzido. Timelli e Bonollo [48] caracterizaram a influência da porosidade nas propriedades mecânicas numa liga de Al injetada. Foi concluído que a quantidade de porosidade não afetava as propriedades elásticas, como a tensão de cedência, e reduziu consideravelmente a tensão de rotura e alongamento da liga.

Perante estes estudos/resultados, conclui-se que controlo da composição química, controlo dos parâmetros do processo e a redução dos teores de H/ porosidades são indispensáveis para garantir a conformidade e consistência dos resultados pretendidos.

3 Procedimento experimental

3.1 Liga e fornos selecionados

A SLM produz componentes em ligas de Al para a indústria automóvel em duas ligas de Al-Si-Cu distintas: a AlSi9Cu3(Fe) e a AlSi12Cu1(Fe). A liga com 3% de Cu é a mais utilizada em fundição injetada na Europa [43], daí a análise desta liga eutética ser mais relevante para esta dissertação. Na tabela 3 apresenta-se a composição química da liga AlSi9Cu3(Fe) especificada pela norma EN 1706 (2010) e as composições químicas da mesma liga nas diferentes variações de tratamento de desgaseificação. Foi utilizado um espectrómetro de absorção atómica para a obtenção dos valores. Todas as composições químicas encontram-se em conformidade com a norma em vigor, sem variações significativas nos diversos elementos químicos.

Tabela 3. Composições químicas da liga AlSi9Cu3(Fe) conforme a norma EN 1706 (2010) e dos componentes com as respetivas variações.

AlSi9Cu3(Fe)	Composição química (% em peso)											
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Pb	Sn	Sr
EN 1706 (2010)	8,0-11,0	0,6-1,1	2,0-4,0	0,55	0,05-0,55	0,15	0,55	1,2	0,20	0,35	0,15	0,05
Sem desgaseificação	9,7	1,0	2,6	0,22	0,25	0,07	0,08	1,0	0,06	0,10	0,06	0,01
Pastilha	9,8	0,9	2,7	0,21	0,27	0,07	0,08	1,1	0,06	0,12	0,07	0,01
Rotor	9,1	1,0	2,3	0,24	0,24	0,06	0,07	1,0	0,06	0,07	0,02	0,00

Na realização dos ensaios foram utilizados dois fornos distintos, ambos fornecidos pela *StrikoWestofen*: um forno de fusão *PurEfficiency*, cuja temperatura do banho foi mantida nos $750\pm 5^\circ\text{C}$ e um forno de manutenção *Westomat Classic*, cuja temperatura do banho foi de $720\pm 5^\circ\text{C}$.

3.2 Produção do molde *Tatur*

O molde funcional foi inicialmente modelado em *AutoCAD* a partir das suas dimensões normalizadas apresentadas anteriormente. Este molde foi produzido em aço de construção e a sua geometria é apresentada na figura 15.

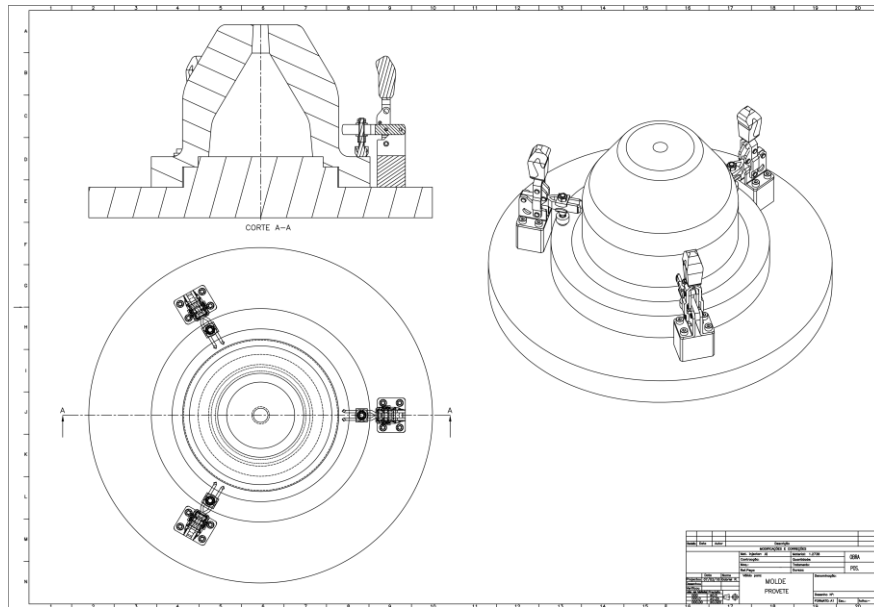


Figura 15. Vistas da modelação do molde *Tatur*.

Este molde divide-se em duas secções: uma base e um corpo amovível. Para facilitar o manuseamento foram colocadas duas pegas laterais, como se pode observar na figura 16. Foram ainda realizadas alterações na bacia de vazamento para facilitar a entrada do banho no molde, tendo sido aumentada de 14 para 20 mm. Todas as paredes do molde foram pintadas com tinta refratária para facilitar a desmoldação. A geometria das amostras resultantes do vazamento para o interior do molde *Tatur* é apresentada também na figura 16.

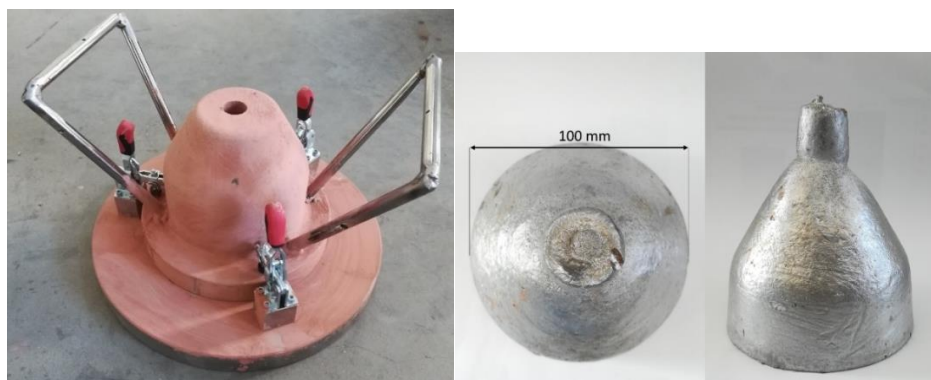


Figura 16. Molde *Tatur* (à direita) e geometria de uma amostra resultante do vazamento (à esquerda).

3.3 Análise do banho de alumínio

Como já foi referido, o objetivo principal desta dissertação foi analisar a qualidade dos banhos de Al e de que modo estas influenciam a qualidade dos componentes finais. Posto isto, o procedimento experimental foi pensado e construído de modo a obter resultados experimentais que possibilitem retirar conclusões que satisfaçam os objetivos propostos.

As etapas principais estão apresentadas no esquema da figura 17. O processo inicia-se na seleção e fusão da carga (lingotes e retornos na proporção 1:1) no interior do forno de fusão, seguindo-se o vazamento do mesmo para a colher de transfega onde ocorre a desgaseificação do banho. De seguida, o banho no interior da colher é encaminhado e vazado para o forno de manutenção destinado onde é mantido até ser injetado para a cavidade moldante onde arrefece e solidifica.

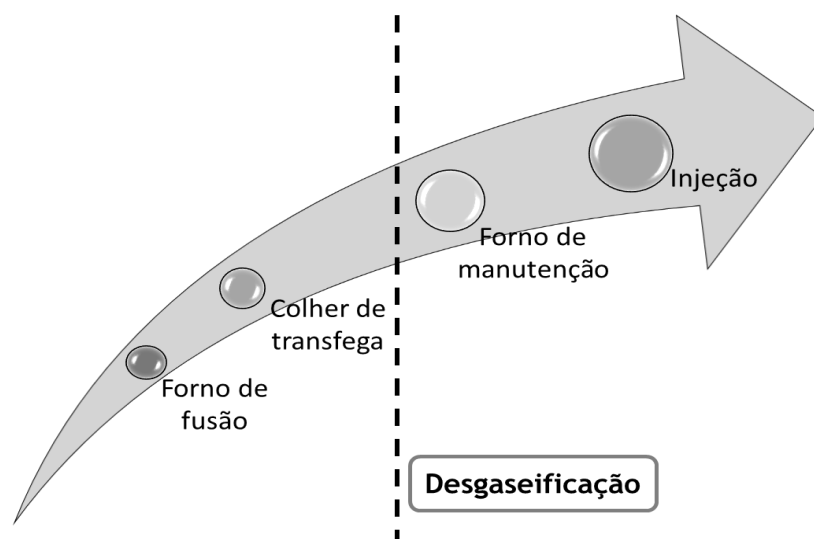


Figura 17. Esquema do processamento do banho até à solidificação.

As técnicas de análise utilizadas para melhor compreender as condições do banho foram o ensaio *Tatur*, para posterior quantificação em microscopia ótica (MO), e a sonda *Alspek-H*. Cada técnica foi introduzida no momento mais oportuno no decorrer do manuseamento do banho, como será descrito mais abaixo. Também foram realizados ensaios mecânicos de tração e dureza *Brinell* para observar a influência da porosidade nas propriedades mecânicas.

A carga foi selecionada conforme o procedimento da SLM e introduzida no forno de fusão. Todos os componentes e amostras retiradas e posteriormente analisadas originaram desta carga.

Pretendeu-se observar variações na porosidade com a alteração da técnica de desgaseificação. Foram realizadas três variações do processamento do banho, todas executadas na colher de transfega. A primeira variação consistiu em não desgaseificar o banho após o vazamento para a colher de transfega, encaminhando-se imediatamente para o forno de manutenção estipulado. A segunda variação consistiu em desgaseificar o banho com a utilização da pastilha de desgaseificação Nitral C19 na colher de transfega. Na terceira e última variação fez-se a desgaseificação do banho na colher de transfega com a técnica do rotor de desgaseificação. Após ambas desgaseificações, os banhos foram encaminhados para os respectivos fornos de manutenção. O restante processo produtivo não sofreu alterações, seguindo o seu percurso normal.

A figura 18 apresenta-se como um quadro resumo onde indica em que etapas do processamento é que uma técnica de avaliação foi realizada nas três variações do processo. O procedimento de cada técnica de avaliação/ensaio mecânico é descrito nos subcapítulos seguintes.






Variável	Forno de fusão	Colher de transfega	Técnica de desgaseificação	Colher de transfega	Forno de manutenção	Célula de injeção
Sem desgaseificação			-	-		
Pastilha			Pastilha de desgaseificação 2 minutos de tratamento			Recolha de componentes
Rotor	Ensaio Tatur Sonda Alspek-H	Ensaio Tatur	Rotor de desgaseificação 4 minutos de tratamento			Ensaio de tração Ensaio de dureza Quantificação
Observações	Temperatura do banho: 750°C	Realizado imediatamente após o vazamento	-	Realizado imediatamente após a desgaseificação e remoção da escória	Permaneceu cerca de 30 minutos a 720°C no interior antes da injeção	-

Figura 18. Etapas do processamento onde se utilizou cada técnica de avaliação / ensaio mecânico.

3.3.1 Sonda *Alspek-H*

A sonda *Alspek-H* foi utilizada apenas no interior do forno de fusão. Após a introdução e fusão da carga pretendida, a sonda foi mergulhada pelo orifício de saída do metal líquido. A figura 19 ilustra a colocação da sonda no forno de fusão.



Figura 19. Sonda Alspek-H no interior do forno de fusão.

A sonda esteve submersa no banho o tempo necessário para o teor de H no leitor do equipamento estabilizar (15 minutos, aproximadamente). Enquanto o ensaio decorreu o forno esteve imobilizado, ou seja, a entrada/saída de Al não foi permitida, pois poderia influenciar o resultado, assim como o tempo necessário para a estabilização do teor.

3.3.2 Ensaio *Tatur* e preparação metalográfica das amostras

Este molde foi utilizado com o objetivo de melhor caracterizar a porosidade formada no interior das amostras. O corpo maciço promove a sua solidificação sob uma taxa de arrefecimento lenta, o que beneficia a difusão do H no banho, permitindo o crescimento dos poros aquando da precipitação do H.

O molde *Tatur* foi pré-aquecido de modo a evitar a solidificação prévia do banho ao entrar em contacto com as paredes do molde. Este pré-aquecimento resulta numa taxa de arrefecimento mais lenta e uniforme que ao mesmo tempo leva à

solidificação de uma microestrutura homogênea ao longo de toda a amostra. Para isso realizou-se um vazamento para o interior do molde com o banho a 750°C, que após solidificação foi rejeitada. De seguida procedeu-se à realização do ensaio.

Para recolher uma amostra do forno de fusão, o banho de Al foi vazado para o cadinho cerâmico da figura 20 (também pré-aquecido) com a ajuda do suporte. De seguida, vazou-se o conteúdo do cadinho para o interior do molde *Tatur*.

Para a recolha de amostras na colher de transfega, o cadinho foi mergulhado no banho, transferindo-o para o molde *Tatur*.



Figura 20. Suporte e cadinho cerâmico utilizados.

Após a solidificação e arrefecimento das amostras, procedeu-se a uma preparação metalográfica para a análise da microestrutura/porosidade. Esta preparação consistiu no corte, desbaste e polimento das diferentes amostras. Na figura 21 observa-se o esquema de corte e a amostra semicircular analisada.

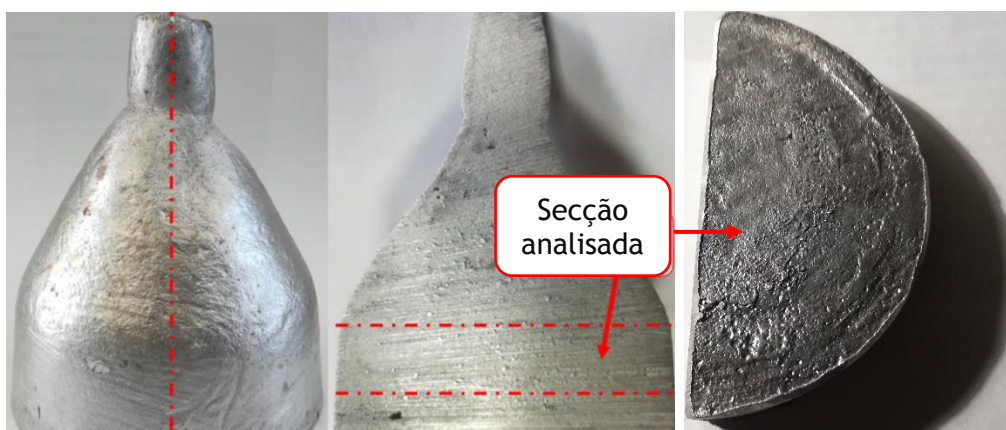


Figura 21. Esquema dos cortes realizados nas amostras e a área analisada.

Para além da análise das amostras resultantes dos ensaios *Tatur*, a microestrutura dos componentes injetados também foi analisada. Para isso, os componentes foram cortados para serem removidas amostras com duas espessuras

distintas: fina e grosseira. A secção fina foi removida e metalograficamente preparada de maneira a que a área observada apresentasse 1 mm de distância da superfície. A secção grosseira foi retirada de uma secção maciça mais interna do componente, com uma espessura de 9 mm, aproximadamente. O objetivo de remover amostras com espessuras distintas foi observar a influência da espessura no número e tamanho dos poros. Na figura 22 é observado o componente analisado assim como os locais de extração das amostras.

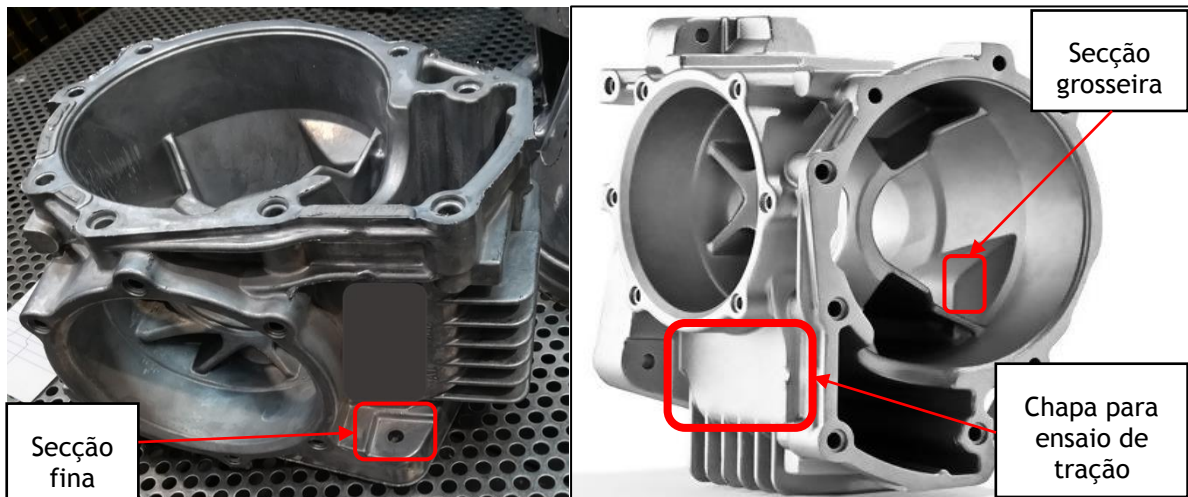


Figura 22. Componente analisado [4].

De seguida, as amostras sofreram um desbaste, com uma sequência de lixas de 120, 180, 320, 400, 600 e 1000 mesh, e um acabamento em panos com suspensão de diamante de 6 e 1 μm . Este acabamento levou à obtenção de uma superfície espelhada e isenta de riscos, o que permitiu a posterior análise e quantificação da porosidade no *software* LEICA LAS EZ V4.8 associado ao microscópio ótico LEICA DM400 M.

Para a quantificação da porosidade foram analisados 55 campos para cada amostra, com a menor ampliação possível, de modo a que o *software* distinguísse todas as ocorrências: 100x. Cada amostra retirada do molde *Tatur* exibiu uma área de análise de, aproximadamente, 4000 mm^2 . A área de cada campo, com uma ampliação de 100x, foi de 1,3 mm^2 . Multiplicando este último valor pelo número de campos analisados, conclui-se que se realizou um varrimento de aproximadamente 1% para cada amostra. Um ficheiro *Excel* foi exportado, onde se retirou a percentagem da área e o comprimento da porosidade de cada amostra.

3.3.3 Tratamentos de desgaseificação

Após o vazamento do banho para a colher de transfega, foi mergulhada uma pastilha de *Nitral C19*, com o auxílio de um êmbolo. A dissolução completa da pastilha demorou cerca de um minuto. Na figura 23 apresentam-se as pastilhas de desgaseificação utilizadas.



Figura 23. Pastilhas Nitral C19 (à esquerda) e rotor de desgaseificação utilizado (à direita) [49].

O procedimento para a utilização do rotor de desgaseificação consistiu em colocar a colher de transfega com 300 kg de banho de Al no local apropriado para permitir a introdução da lança de grafite no seu interior. Parâmetros como a velocidade de rotação e o caudal do fluxo de argon injetado são intrínsecos ao equipamento, logo não existiu possibilidade de alteração dos mesmos. O tempo de tratamento foi de sensivelmente 4 minutos. Na figura 23 apresenta-se o rotor de desgaseificação utilizado neste trabalho experimental.

Após a finalização dos respetivos tratamentos, a escória foi removida e os banhos foram encaminhados para o forno de manutenção indicado.

3.3.4 Ensaios de tração e dureza *Brinell*

Para analisar a resistência mecânica (R_m), a tensão limite convencional de proporcionalidade a 0,2% de deformação plástica ($R_{p0,2}$) e o alongamento (A%), foram realizados ensaios de tração em 5 provetes de secção retangular para as três

variações do processo (sem desgaseificação, pastilha e rotor de desgaseificação), perfazendo um total de 15 provetes. Estes ensaios mecânicos foram executados segundo a norma NP EN ISO 6892-1: 2012 no CINFU. Os provetes foram retirados da mesma secção em todos os componentes e maquinados com a geometria pretendida, que se encontra ilustrada na figura 24, em conformidade com os requisitos da norma referida. O local de colheita das chapas para maquinação é mostrado na figura 22 da página 35.

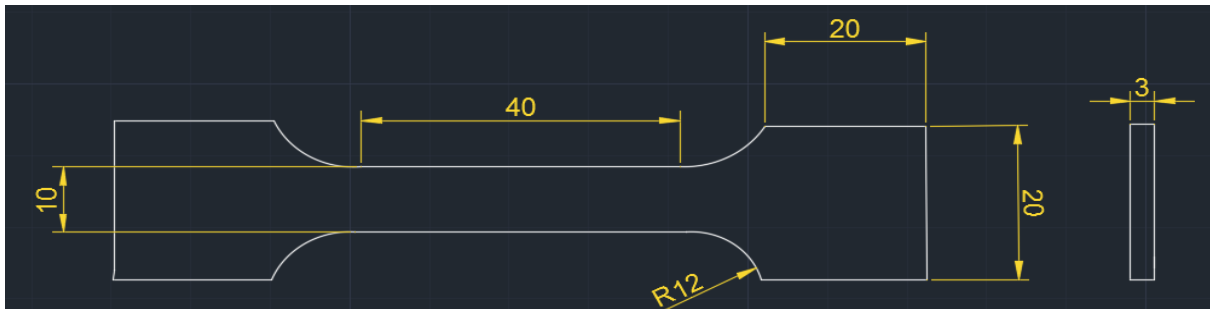


Figura 24. Desenho técnico dos provetes para os ensaios de tração.

Foram também realizados ensaios de dureza *Brinell* HBW 2,5/62,5 de acordo com a norma NP EN ISO 6506-1: 2009. Foram realizadas 10 indentações nas amostras das três variáveis do processo (sem desgaseificação, pastilha e rotor de desgaseificação).

4 Apresentação de resultados e discussão

4.1 Caracterização microestrutural

As microestruturas das amostras vazadas para o molde *Tatur* e dos componentes injetados são apresentadas nas figuras 25 e 26, respetivamente. Nos anexos A e B apresentam-se mais algumas microestruturas das amostras retiradas do molde *Tatur* e dos componentes injetados. As amostras vazadas para o interior do molde *Tatur* sofreram um arrefecimento mais lento (arrefecimento ao ar, no interior do molde) pois, como já foi referido, realizou-se um pré-aquecimento do molde para o banho solidificar o mais homogeneamente possível, evitando a solidificação prematura de secções das amostras antes do completo vazamento. Os componentes injetados sofreram um arrefecimento rápido, no interior da cavidade moldante. Esta variação das taxas de arrefecimento originou microestruturas com morfologias distintas e alterações na fração volúmica de porosidade, que serão observadas nos subcapítulos seguintes. Não foram observadas diferenças nos microconstituintes entre as amostras arrefecidas lentamente. Tais alterações também não foram encontradas nas amostras cuja taxa de arrefecimento foi elevada.

A figura 25 apresenta uma microestrutura típica da liga hipoeutética $AlSi9Cu3(Fe)$ após arrefecimento lento no interior do molde *Tatur*. Nela são observáveis as dendrites primárias de $\alpha-Al$, apresentadas a tons mais claros. Foram realizadas medições para averiguar o SDAS (Espaçamento Interdendrítico Secundário) onde se obteve um valor médio de $28,3 \pm 6,1 \mu m$. No que concerne às partículas eutéticas de Si, apresentam uma morfologia acicular com tons mais escuros, presentes nos espaços interdendríticos.

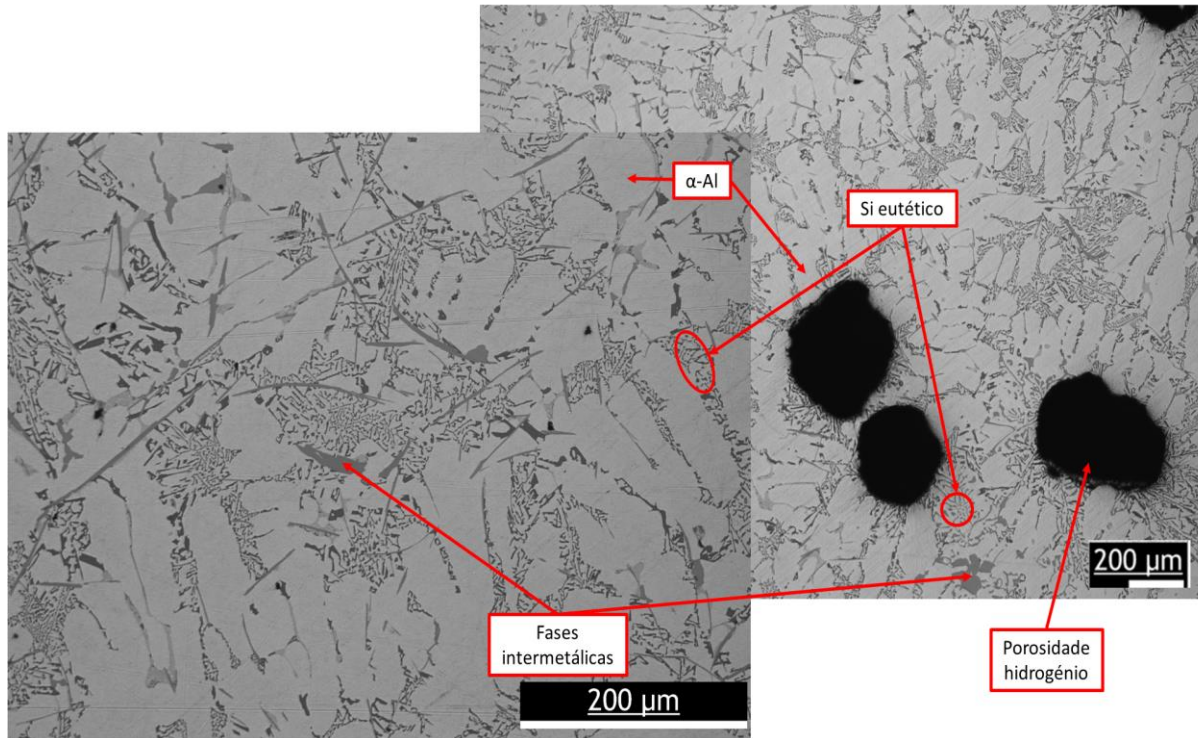


Figura 25. Microestrutura de uma amostra vazada para o molde Tatur (taxa de arrefecimento reduzida).

O Fe apresenta baixa solubilidade (0,03 a 0,05 %) no Al, tendendo a combinar-se com outros elementos, como por exemplo o Si [19]. Na microestrutura são observáveis, a tons intermédios, compostos intermetálicos à base de Fe, como o β - Al_xFeSi , α - $Al_x(Mn,Fe)_ySi_z$, entre outros, pois as suas morfologias são similares aos compostos intermetálicos observados nas microestruturas de diversos artigos [19, 25, 43, 45]. Também é comum precipitarem fases intermetálicas à base de Cu, como o Al_2Cu , nas regiões interdendríticas ou nas fronteiras de grão [19, 43, 45]. A morfologia destas partículas não é constante, variando desde agulhas a partículas globulares, podendo indicar a presença de diversos compostos intermetálicos. Sem a utilização de técnicas de caracterização apropriadas não é possível garantir a presença de uma determinada fase intermetálica.

Também é observável porosidade de morfologia circular, indicando que existiu H aprisionado aquando da solidificação. Os tamanhos são variados e serão comentados com maior profundidade de seguida. Considerando que a taxa de arrefecimento foi reduzida e dada a geometria do molde, que promove uma boa alimentação interdendrítica, o aparecimento de microrrechupes foi quase inexistente. Como foi experienciado por Timelli *et al.* [50], uma distribuição

heterogénea de porosidade foi observada. A porosidade concentrou-se no centro da amostra e é quase inexistente nas secções mais próximas da superfície.

A figura 26 apresenta a microestrutura dos componentes solidificados com uma taxa de arrefecimento elevada, no interior da cavidade moldante. Com a variação da taxa de arrefecimento de uma liga poderá existir uma alteração dos microconstituintes, da sua morfologia e, por conseguinte, das propriedades mecânicas [51]. Nestas amostras é observada uma maior quantidade de microrrechupes indicada pela sua morfologia irregular, de braços longos. A presença avultada destes defeitos está relacionada com o aumento da taxa de arrefecimento, que fez reduzir o SDAS (como será observado no paragrafo seguinte) pois o curto espaço temporal de solidificação não permite o crescimento e coalescência das dendrites. Por sua vez, quanto mais reduzido se apresentar este comprimento maior será a dificuldade do banho alimentar os espaços interdendríticos. Esta falta de alimentação localizada traduz-se num maior aparecimento de microrrechupes, tal como foi presenciado nestas amostras [52-54]. Também é observável nesta figura uma porosidade mista, ou seja, presenciou-se a combinação da morfologia circular dos poros provenientes do aprisionamento gasoso e da morfologia irregular dos poros de contração da liga. A morfologia destes poros é similar à presenciada na bibliografia consultada [47, 55].

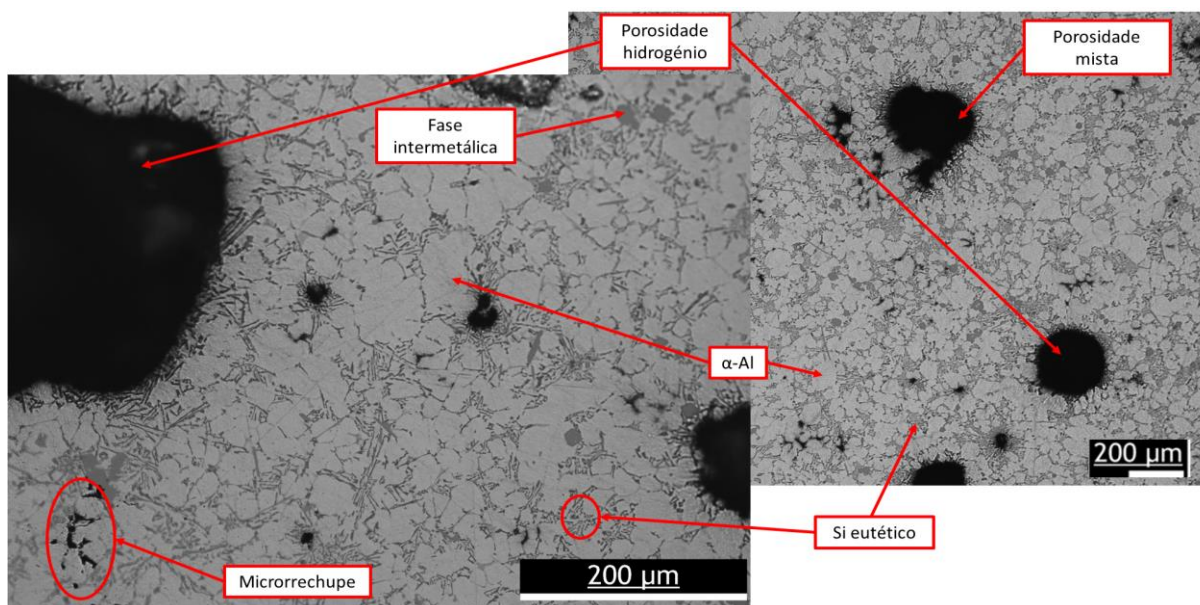


Figura 26. Microestrutura de um componente injetado a alta pressão (taxa de arrefecimento elevada).

Os microconstituintes presentes na microestrutura são idênticos aos observados nas amostras vazadas no molde *Tatur*: grãos primários de α -Al, partículas de Si e fases intermetálicas. A morfologia e dispersão das partículas de Si e das fases intermetálicas não apresentam alterações visíveis, enquanto que os grãos de α -Al apresentaram-se com comprimentos inferiores, com um SDAS de $19,6 \pm 3,4 \mu\text{m}$. Este resultado equivale a uma redução de, aproximadamente, 30% do comprimento das dendrites de Al quando comparando com o resultado do SDAS das amostras vazadas para o interior do molde *Tatur* ($28,3 \pm 6,1 \mu\text{m}$). Este resultado comprova que as amostras injetadas e as amostras vazadas no molde *Tatur* apresentaram taxas de arrefecimento distintas, pelos fatores referidos no parágrafo anterior.

Estas amostras também apresentaram porosidade resultante do aprisionamento do H na sua microestrutura. O seu aparecimento leva a concluir que a concentração limite admissível de H na liga foi ultrapassada, ou seja, o banho apresentou um teor de H superior a 0,08 ml/100 g de Al [26].

No subcapítulo seguinte analisa-se com maior rigor a morfologia, tamanho e número de poros presentes em todas as amostras.

4.2 Caracterização da porosidade

Para obter um maior esclarecimento acerca da quantidade de porosidade de H que se encontra presente nas diferentes amostras foi realizado um varrimento nas mesmas, com o auxílio de um microscópio ótico (MO) e do *software LEICA LAS EZ V4.8*, onde se obteve o número de poros distribuídos pelo seu comprimento e a percentagem dos poros na microestrutura. As tabelas com todos os resultados encontram-se nos anexos C e D. Nesta dissertação apenas se analisou a eficiência das técnicas de desgaseificação no que toca à remoção de H do banho. Para além disso, estas técnicas são também utilizadas para remover impurezas do banho, como inclusões, e a sua eficiência neste aspeto não foi tomada em conta.

4.2.1 Na amostra do forno de fusão

O equipamento *Alspek-H* conta com um ecrã tátil que quantifica, em tempo real, a temperatura e o teor de H, em ml/100 g de Al, do banho. Na figura 27 observa-se uma ilustração dos resultados disponibilizados no ecrã do equipamento da sonda do

ensaio realizado no interior do forno de fusão (colocação da sonda observada na figura 19 da página 33). A variação da temperatura é apresentada a azul e a variação do teor de H a vermelho.

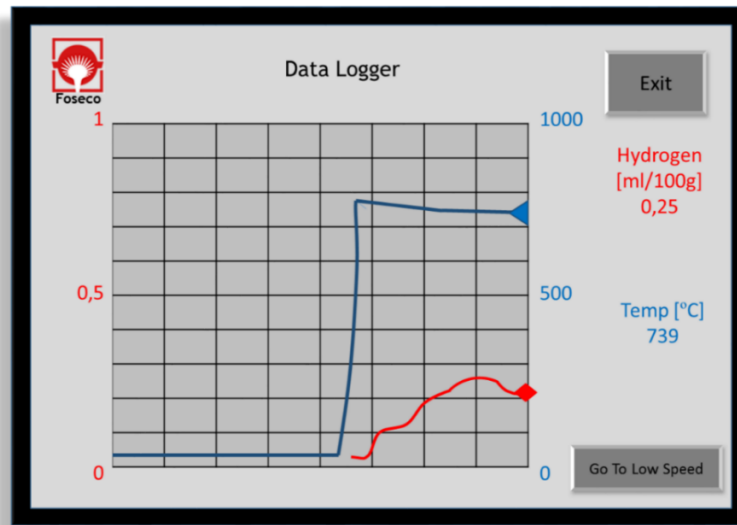


Figura 27. Ilustração do gráfico da variação do teor de hidrogénio e temperatura no espaço temporal, apresentado pelo equipamento Alspek-H.

A sonda demorou menos de 15 minutos a estabilizar o valor da temperatura e, por conseguinte, o valor do teor de H do banho. Por indicação da figura, o banho apresentou um teor de H de 0,25 ml/100 g de Al à temperatura de 739°C.

Após a finalização da análise da sonda, foi vazada uma amostra diretamente do forno de fusão para o molde *Tatur*, onde posteriormente se procedeu à caracterização da porosidade. Na figura 28 apresenta-se o gráfico com o número de poros distribuídos em intervalos de comprimento, em μm , dos campos analisados. Também se apresenta o número total de poros observados e a área dos mesmos, em percentagem.

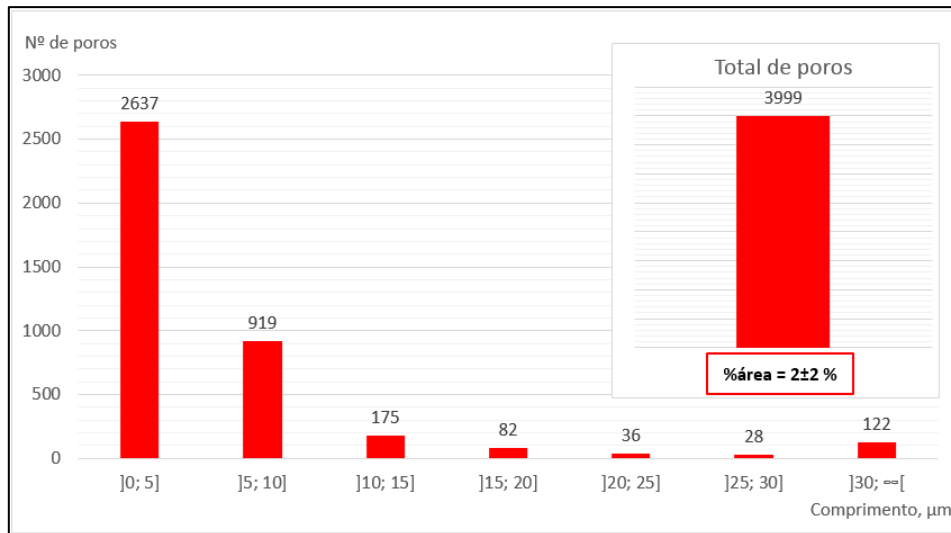


Figura 28. Caracterização do comprimento e distribuição dos poros da amostra retirada do forno de fusão.

Por observação direta do gráfico, nota-se uma distribuição a convergir no intervalo de 0 a 5 μm (66% da porosidade total da amostra). Com o aumento do comprimento dos poros, um decréscimo exponencial da sua quantidade é observável, com tendência para zero. Importa referir que o *software* de análise de imagem não obteve nenhum resultado abaixo dos 2,02 μm pois atingiu-se a capacidade de resolução do microscópio/*software* para a ampliação utilizada. O número total de poros analisados ascendeu ao valor de 3999. O comprimento do maior poro analisado foi de 352,8 μm e o mais pequeno de 2,02 μm , sendo que o comprimento médio dos poros foi de 8,0±23,8 μm . A área da porosidade de origem gasosa também foi analisada pelo *software*, onde obteve um valor de 2±2 % da área total analisada, sendo que metade deste valor (1±1 %) é referente apenas a poros com comprimento superior a 30 μm .

Considerando que todos os resultados foram retirados do mesmo banho poderá ser possível associar o valor da sonda *Alspek-H* ao valor de área de porosidade. Então, 0,25 ml/100 g de Al é equivalente a uma área de 2±2 % de poros.

Um desvio padrão elevado corresponde a uma dispersão de resultados elevada em torno de um valor médio. Nesta quantificação, o desvio padrão está diretamente relacionado com a dispersão da área de poros na microestrutura da amostra retirada do forno de fusão, onde foi obtido um desvio padrão da mesma grandeza que o valor médio (2±2%). Este resultado indica a existência de secções da microestrutura onde a área da porosidade é próxima de zero e, ao mesmo tempo, secções onde a área de

poros é elevada. O mesmo resultado foi observado na análise da área de poros presentes nas amostras vazadas para o molde *Tatur* após a técnica de desgaseificação (pastilha, rotor ou sem desgaseificação), que serão analisadas num subcapítulo posterior. Estes resultados levam a concluir que existe uma falta de homogeneidade na dispersão da porosidade das amostras vazadas a uma taxa de arrefecimento lento ao longo dos cerca de 4000 mm² de amostra, o que leva a crer que o H teve maior liberdade de movimento e, por conseguinte, maior liberdade para se aglomerar e formar poros de maior grandeza.

4.2.2 Nas amostras do ensaio *Tatur*

Os resultados retirados das amostras do forno de fusão não devem ser comparados com os resultados das amostras retiradas da colher de transfega, dado que variáveis como a temperatura e a técnica de vazamento foram distintas, podendo influenciar os resultados.

Na figura 29 apresenta-se a distribuição do comprimento dos poros das amostras vazadas no molde *Tatur* de acordo com as variações do processo de desgaseificação.

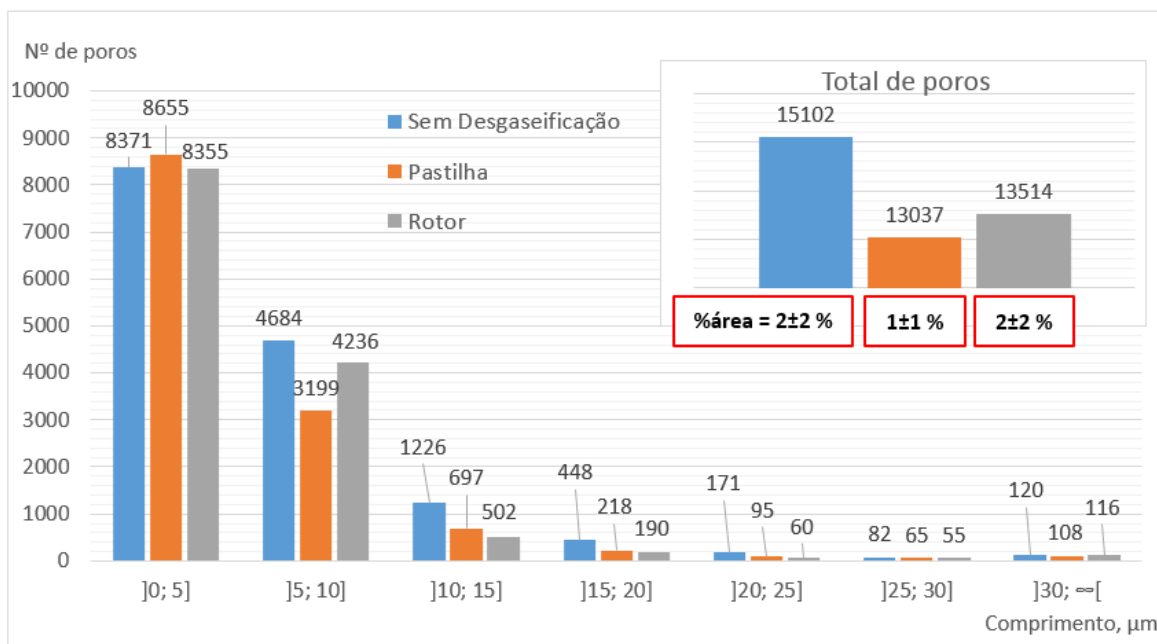


Figura 29. Distribuição da porosidade consoante o seu comprimento, em µm, das amostras retiradas do molde *Tatur*.

A temperatura do banho foi sempre controlada à medida que se realizou o processo de desgaseificação por rotor. O banho foi vazado para a colher de transfega à temperatura de, aproximadamente, 750°C, e de seguida procedeu-se à

desgaseificação. Com um termopar foi controlada a temperatura do banho que, passados os 4 minutos de tratamento, foi de aproximadamente 685°C. Valores abaixo dessa temperatura podem introduzir complicações no processamento do banho, dadas pela perda de fluidez e o risco de solidificação. Estes fatores têm de ser tidos em conta para manusear corretamente o banho, pois este, aquando da injeção, não terá a fluidez necessária para preencher toda a cavidade moldante, entre outras complicações que poderão ocorrer nas mais diversas etapas.

A distribuição apresentada pelas três amostras é similar à distribuição presenciada na amostra retirada do forno de fusão: aglomeração no intervalo de 0 a 5 μm seguido de um decréscimo exponencial a tender para zero com o aumento do intervalo. A partir de comprimentos superiores a 5 μm observou-se uma redução no número de poros das amostras desgaseificadas por pastilha e rotor, quando comparadas com a amostra sem desgaseificação. Esta redução pode indicar que as técnicas de desgaseificação conseguiram reduzir o teor de H presente no banho e assim reduzir ligeiramente o crescimento dos poros (o comprimento médio dos poros reduziu de 8,5±12,1 μm para 5,5±9,9 μm para a pastilha e 5,4±12,1 μm para o rotor de desgaseificação). A redução do crescimento dos poros está diretamente relacionada com a redução do teor de H, pois menos H estará disponível para contribuir para este crescimento [21]. Abaixo dos 5 μm de comprimento o número de poros não variou substancialmente, o que levou a concluir que as técnicas de desgaseificação aplicadas não apresentam qualquer rendimento na remoção de porosidades com esses comprimentos. A tabela 4 apresenta os comprimentos médios, mínimos e máximos das amostras desgaseificadas por pastilha e rotor e sem desgaseificação, vazadas para o molde Tatur.

Tabela 4. Comprimento médio, mínimo e máximo registados na quantificação da porosidade das amostras retiradas do molde Tatur.

	Nº de poros	Comprimento médio (μm)	Comprimento máximo (μm)	Comprimento mínimo (μm)
Sem desgaseificação	15102	8,5±12,4	523,6	
Pastilha	13037	5,5±9,9	354,3	2,02
Rotor	13514	5,4±12,1	490,8	

A técnica do rotor de desgaseificação apresenta reduções do número de poros superiores a 50% (com exceção do intervalo superior a $30 \mu m$) quando comparada com a amostra que não foi desgaseificada. A técnica da pastilha de desgaseificação apresentou alguma eficiência na redução de porosidade, embora não tenha atingido o patamar do rotor de desgaseificação. No que toca ao número total de poros, as técnicas de desgaseificação reduziram este valor em 20%, aproximadamente, mas não se observaram diferenças significativas entre elas.

A percentagem de área dos poros também foi analisada, onde não se obtiveram resultados muito conclusivos. A amostra não desgaseificada obteve o mesmo resultado da amostra desgaseificada pelo rotor, $2 \pm 2\%$, enquanto que a amostra desgaseificada por pastilha obteve um resultado de $1 \pm 1\%$. Apesar de se tratar de uma redução de 50%, não é possível concluir que a técnica da pastilha de desgaseificação se trate da técnica mais eficaz, pois os resultados são bastante próximos e os respetivos desvios padrão encontram-se sobrepostos no mesmo intervalo de valores. Tal como ocorreu na amostra retirada do forno de fusão, mais de metade da percentagem de área refere-se apenas a poros de comprimento superior a $30 \mu m$.

Com estes resultados pode-se concluir que a realização de uma desgaseificação em componentes com taxa de arrefecimento lenta reduz o número total de poros, mas não em quantidade suficiente para reduzir a percentagem de área. Uma causa possível para a não redução da porosidade na técnica do rotor de desgaseificação é o tempo de tratamento, que foi apenas de 4 minutos. Este tempo poderá ter sido insuficiente para reduzir significativamente o teor de H presente no banho.

Em forma de conclusão, os diferentes banhos analisados submetidos a uma taxa de arrefecimento reduzida, que seguiram para os fornos de manutenção, apresentaram variações subtis no teor de H, reduzindo ligeiramente com a aplicação das técnicas de desgaseificação. De seguida observar-se-á a resposta dos mesmos banhos a uma taxa de arrefecimento elevada, no interior da cavidade moldante.

4.2.3 Nos componentes injetados

Num banho com um dado teor de H, onde se aumentou a taxa de arrefecimento, é de esperar uma redução do tamanho de poros de origem gasosa. Isto deve-se ao

facto de não existir espaço temporal suficiente para que se verifique a difusão do H nos espaços interdendríticos [53].

Como foi observado na figura 26 da página 40, a microestrutura apresenta um elevado número de microrrechupes devido à aplicação de uma taxa de arrefecimento elevada aliada à geometria complexa do componente, que dificultou a alimentação interdendrítica. O aparecimento excessivo deste tipo de porosidade dificultou o procedimento de quantificação dos poros formados pelo aprisionamento do H. Apesar das morfologias serem distintas, abaixo de um certo comprimento a perceção do operador na distinção dos poros fica comprometida, o que pode levar à seleção incorreta do tipo de porosidade. Para contornar esse problema assumiu-se que um poro, para ser considerado como resultante do aprisionamento do H, teve de apresentar um comprimento mínimo de $30 \mu\text{m}$ e, claro está, teve de apresentar a sua morfologia característica. Acima desse comprimento a distinção do mecanismo de nucleação da porosidade é de interpretação mais simples. Na figura 30 é apresentado o número de poros de H, de comprimento superior a $30 \mu\text{m}$, provenientes das secções fina e grosseira (1 e 9 mm de espessura, respetivamente) dos componentes finais submetidos às diferentes técnicas de desgaseificação, onde são também comparados com a respetiva amostra do molde *Tatur*.

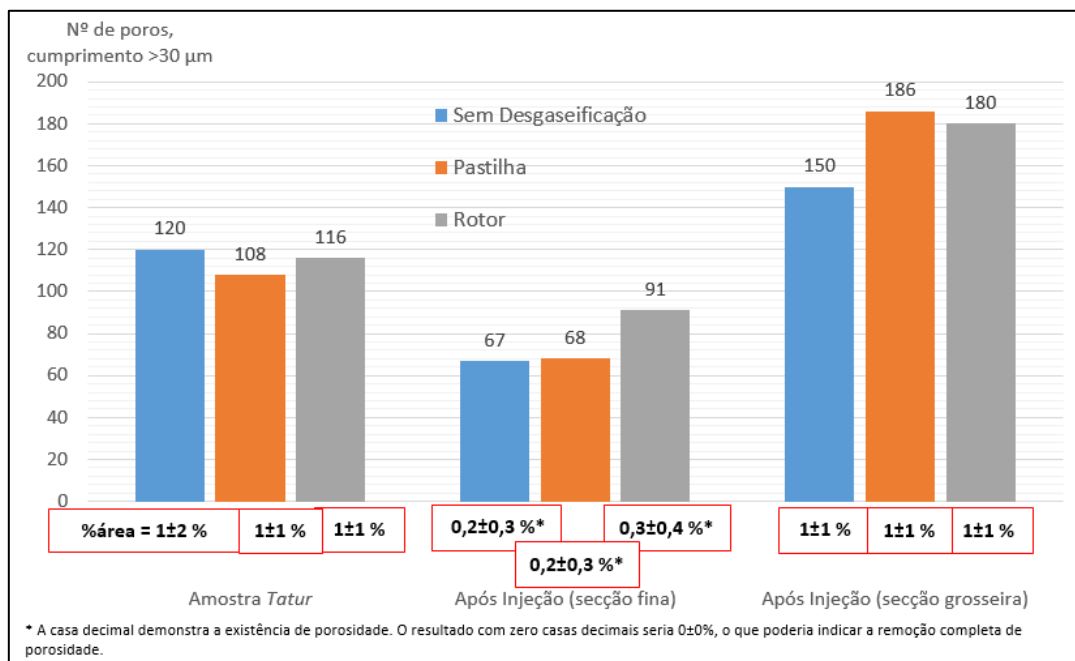


Figura 30. Número e área de poros resultantes do aprisionamento do H nas secções fina e grosseira dos componentes, variando a técnica de desgaseificação.

Como era expectável, a secção fina apresentou um número e uma área de poros inferior aos apresentados pela secção grosseira em todas as variantes de desgaseificação, com reduções de 50%, aproximadamente. A secção grosseira arrefeceu sob uma taxa de arrefecimento mais reduzida, o que promoveu uma maior difusão do H para os espaços interdendríticos, permitindo o crescimento de um maior número de poros. Na secção fina, como a taxa de arrefecimento foi mais elevada, o H não usufruiu de tempo suficiente para difundir.

Analisando os resultados obtidos, contrariamente ao expectado, observou-se um aumento do número de poros analisados com a implementação da pastilha e do rotor de desgaseificação em ambas as secções do componente, embora não o suficiente para aumentar a área de porosidade. Apesar deste aumento, o comprimento médio dos poros manteve-se similar, como se observa com maior detalhe da tabela 5.

Tabela 5. Comprimento médio, mínimo e máximo registados na quantificação da porosidade das diferentes secções dos componentes injetados.

		Nº de poros	Comprimento médio (μm)	Comprimento máximo (μm)	Comprimento mínimo (μm)	
Comprimentos superiores a 30 μm	Secção fina	Sem desgaseificação	67	64,7 \pm 41,7	204,2	30,2
		Pastilha	68	61,1 \pm 41,3	216,8	30,3
		Rotor	91	58,7 \pm 39,3	339,1	31,2
	Secção grosseira	Sem desgaseificação	150	94,1 \pm 55,5	481,7	30,4
		Pastilha	186	88,6 \pm 51,8	347,2	31,1
		Rotor	180	87,9 \pm 60,1	295,7	30,9

A área de poros de comprimento superior a 30 μm nas amostras vazadas para o molde *Tatur* é equivalente à das amostras de secção grosseira dos componentes: 1 \pm 1%. Assim, esta relação poderá ser proveitosa para a SLM, que poderá utilizar este molde para prever a área de poros nas secções com espessura de 9 mm dos componentes injetados.

Nas três variáveis de desgaseificação, a área de poros na secção fina apresentou um valor muito próximo de 0%, enquanto que na secção grosseira foi de 1 \pm 1%. Isto

leva a concluir que existe uma relação diretamente proporcional entre a espessura da secção e a área de poros: com a diminuição da espessura de secção é prevista uma redução da área de poros, a tender para 0%. A SLM também poderá tomar partido deste efeito para a análise dos componentes. Ao invés de realizar a análise em todas as secções do componente pode apenas realizar na secção mais grosseira (9 mm), a partir do valor retirado da análise da amostra do molde *Tatur* (tal como referido no parágrafo anterior) e a partir daí, sabendo a relação entre a espessura e a área, estimar o valor para a área dos poros das secções de menor espessura. Claro está, estes efeitos deverão ser analisados com maior perseverança antes de serem aplicados no procedimento da SLM. Com estas duas relações, a empresa conseguirá prever não apenas a área da porosidade numa secção grosseira, mas em todo o componente.

Os resultados obtidos indicam que a utilização da pastilha de desgaseificação não reduziu o número de poros com comprimento superior a $30 \mu m$ nem a área dos mesmos, o que levou a concluir que a sua utilização não apresentou grandes benefícios. Novamente, estas conclusões apenas se referem à eficiência na remoção de H e não à eficiência na remoção de outras impurezas do banho como inclusões. A reduzida eficiência e a falta de homogeneidade na remoção de H são os principais causadores destes resultados.

O rotor de desgaseificação também comprovou ser pouco eficaz na remoção do H do banho, já que não apresentou, em qualquer instância, resultados promissores. Os parâmetros utilizados poderiam não ser os mais propícios à remoção do H, principalmente o tempo de tratamento, que foi de 4 minutos. Este tempo pode estar na origem desta ineficiência pois não suficiente para remover elevada quantidade de H num banho tão volumoso. Um aumento no tempo de tratamento deverá resultar numa maior remoção de H do banho. Em contrapartida, um aumento do tempo de tratamento irá aumentar as perdas térmicas do banho de Al, podendo atingir temperaturas incompatíveis com o processo produtivo.

Outra causa possível para estes resultados poderá estar relacionada com a elevada turbulência que os banhos sofreram após a desgaseificação, causada pelo vazamento para o forno de manutenção, deslocamento para câmara de injeção e posterior injeção para a cavidade moldante. Com turbulência excessiva, a camada

de óxidos protetora de Al_2O_3 poderá ter fraturado, expondo o banho à atmosfera e promovendo a reabsorção de H. Esta reintrodução remove qualquer efeito que as técnicas de desgaseificação pudessem ter produzido [24].

4.3 Caracterização mecânica

As propriedades mecânicas dos componentes produzidos pela liga $AlSi9Cu3(Fe)$ variam consoante diversos parâmetros de processamento, como temperatura e pressão, que alteram a morfologia, dispersão e tamanho dos microconstituintes, assim como o tamanho dos poros. Como já foi referido no subcapítulo 4.1, as microestruturas dos componentes não apresentaram alterações visíveis e a única variável em estudo foi a técnica de desgaseificação. Assim, é presumível que qualquer alteração nas propriedades mecânicas esteja relacionada com a fração volúmica de porosidade. Na figura 31 estão apresentados os resultados dos ensaios mecânicos de tração e dureza *Brinell* realizados nos componentes finais.

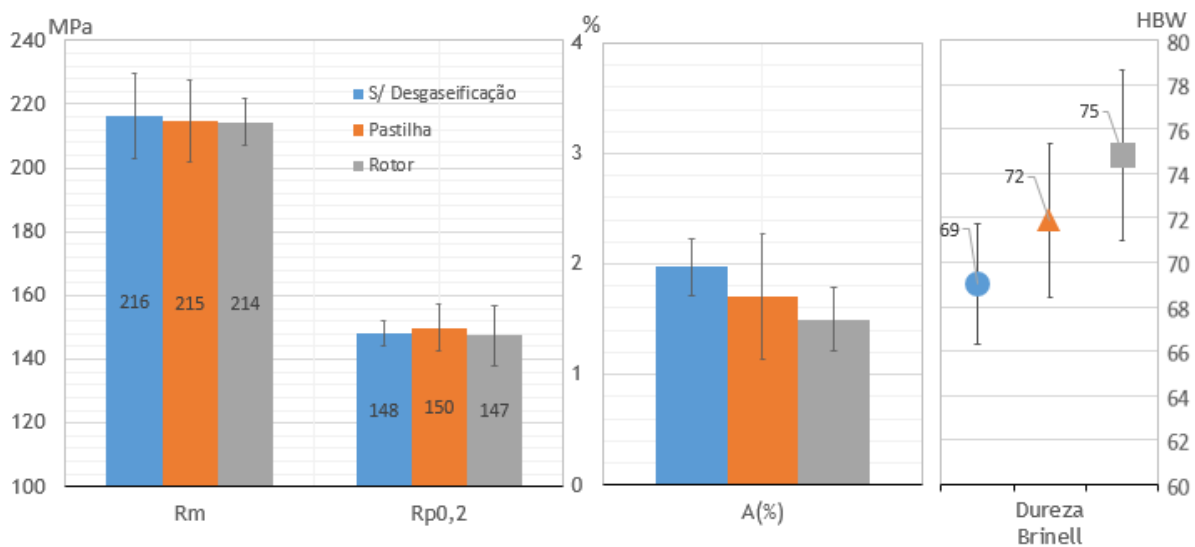


Figura 31. Efeito das técnicas de desgaseificação na resistência mecânica (R_m), tensão limite convencional de proporcionalidade a 0,2% de deformação plástica ($R_{p0,2}$), alongamento ($A\%$) e dureza Brinell nos componentes finais.

Como se pode observar na figura 31, a R_m , a $R_{p0,2}$, e o $A\%$ não sofreram alterações significativas com a mudança do processo de desgaseificação. No que diz respeito aos ensaios de dureza, também não se observaram variações nos resultados. Como já foi referido anteriormente, a variação da porosidade não influencia o carácter elástico da liga ($R_{p0,2}$) mas decresce consideravelmente as características plásticas (R_m) [48]. Então, é possível concluir que a fração volúmica de porosidade não variou

com as técnicas de desgaseificação selecionadas, em relação à amostra sem qualquer pastilha e do rotor de desgaseificação não apresentaram quaisquer melhorias nos componentes injetados.

Outmani *et al.* [43] realizaram ensaios de tração a componentes injetados a alta pressão com a liga AlSi9Cu3(Fe). Os resultados de R_m , $R_{p0,2}$ e $A\%$ obtidos foram idênticos aos obtidos neste trabalho.

5 Conclusões

Recordando que o principal objetivo desta dissertação foi analisar a qualidade dos banhos da liga $AlSi9Cu3(Fe)$ no que toca à quantidade de H dissolvido e de que forma esta influencia a sanidade dos componente finais, as conclusões primordiais a retirar são:

1. A realização de ensaios periódicos com sonda *Alspek-H* seria benéfica para a SLM controlar a qualidade dos banhos de Al;
2. A desgaseificação das amostras vazadas para o molde *Tatur* conseguiu reduzir o número de poros em 20%;
3. As técnicas de desgaseificação não apresentaram eficiência suficiente para reduzir a percentagem da área de poros de origem gasosa nas amostras vazadas para o molde *Tatur*;
4. Nas amostras retiradas dos componentes finais, a desgaseificação não fez alterar os resultados da área de poros de comprimento superior a $30 \mu m$ ($1\pm 1\%$ para a secção grosseira e 0% para a secção fina, aproximadamente);
5. Os dois processos de quantificação de porosidade apresentaram sensibilidades distintas. A quantificação pela contagem do número de poros aparentou ser mais sensível a variações de porosidade pois, nas amostras analisadas, conseguiu-se observar algumas variações, enquanto que a quantificação da percentagem de área o resultado manteve-se constante;
6. O molde *Tatur* mostrou-se muito eficaz para melhor compreender e quantificar a porosidade nos banho de Al. Futuramente, poderá ser utilizado pela SLM para prever a área de poros nas secções com espessuras de 9 mm dos componentes, dada a equivalência entre esta secção e a das amostras do ensaio *Tatur*;
7. Observou-se uma diminuição da área de poros com a redução da espessura do componente. A SLM poderá tomar partido deste efeito para apenas realizar a caracterização da porosidade na secção mais grosseira dos componentes, pois nas secções de menor espessura a porosidade será normalmente mais reduzida. Esta metodologia reduz os tempos de caracterização da porosidade nos componentes;
8. A eficiência da pastilha de desgaseificação na remoção de H do banho foi bastante reduzida pois, nos componentes injetados, não se observaram reduções

na área de poros e, por conseguinte, nas propriedades mecânicas. Estes resultados dão a concluir que a utilização da pastilha de desgaseificação não apresentou grandes benefícios para o aumento da sanidade do componente (no que diz respeito à redução do teor de H);

9. O rotor de desgaseificação, com os parâmetros utilizados, comprovou ser pouco eficaz, pois a sua utilização não reduziu a área de poros nem melhorou as propriedades mecânicas. A falta de eficiência na remoção do H deverá estar relacionada com o reduzido tempo de tratamento (4 minutos). Um aumento deste tempo de tratamento deverá ser suficiente para remover uma maior quantidade de H. Como desvantagem deste aumento, a perda térmica do banho será maior, o que poderá levar a incompatibilidades com o processo produtivo;
10. O processo de deslocação e vazamento do banho nas diversas fases fornece muita turbulência ao mesmo, resultando na fratura da camada de óxido protetora, o que promove a reabsorção de H para o banho. Esta turbulência deverá ser reduzida com a aquisição de equipamento inovador que realize os vazamentos de uma maneira mais subtil;
11. Em suma, os resultados retirados dos componentes foram promissores: 1% de área dos poros com comprimento superior a $30 \mu m$ é um resultado favorável para a sanidade dos componentes.

5.1 Sugestões para trabalhos futuros

No seguimento deste trabalho, seria interessante para a SLM a realização de um estudo mais profundo na utilização do rotor de desgaseificação direcionado na alteração dos parâmetros utilizados, como o tempo de tratamento, velocidade de rotação, quantidade de fluxo, entre outros, de modo a encontrar a seleção ideal que aumente a eficiência na remoção do H.

Também seria pertinente estudar a relação da área de poros de um determinado banho na amostra retirada do molde Tatur e diferentes espessuras dos componentes. Seria ainda proveitoso estudar a variação do teor de porosidade com o crescimento da espessura nos componentes, de modo a que seja possível prever com clareza o teor de poros presentes em todas as secções do mesmo.

Por último, seria apropriado estudar a relação entre o valor do teor de H retirado da sonda *Alspek-H* com a quantificação das amostras retiradas do molde Tatur e utilizar o equipamento recentemente adquirido pela SLM, que calcula índices de densidade dos banhos de Al, de modo a ser possível relacioná-los.

6 Referências Bibliográficas

- [1] J. Campbell, *Complete Casting Handbook: Metal Casting Processes, Metallurgy, Techniques and Design*. Elsevier Science, 2015.
- [2] M. Djurdjevic, Z. Odanović, and J. Pavlović-Krstić, *Melt quality control at alminum casting plants*. 2018.
- [3] J. G. Kaufman, E. L. Rooy, and A. F. Society, *Aluminum Alloy Castings: Properties, Processes, and Applications*. ASM International, 2004.
- [4] SLM-Group. (2018, 20 de março). *Performing Solutions*. Available: <http://www.slm-group.eu/pt/produtos>
- [5] A. Kaye and A. Street, *Die casting metallurgy*. Butterworth Scientific, 1982.
- [6] AllAboutAluminium. (2018, 10 de abril). *The history of aluminium industry*. Available: https://aluminiumleader.com/history/industry_history/
- [7] P. K. Mallick, "High-Pressure Die Casting," in *Materials, Design and Manufacturing for Lightweight Vehicles*: Woodhead Publishing, 2010.
- [8] M. T. Murray and M. Murray, "High pressure die casting of aluminium and its alloys," in *Fundamentals of Aluminium Metallurgy*, R. Lumley, Ed.: Woodhead Publishing, 2011, pp. 217-261.
- [9] F. Casarotto, A. J. Franke, and R. Franke, "High-pressure die-cast (HPDC) aluminium alloys for automotive applications," in *Advanced Materials in Automotive Engineering*, J. Rowe, Ed.: Woodhead Publishing, 2012, pp. 109-149.
- [10] E. J. Vinarcik, *High Integrity Die Casting Processes*. Wiley, 2002.
- [11] Buhler. (2018, 18 de julho). Available: <http://www.buhlergroup.com/global/en/home.htm>
- [12] G. E. Totten and D. S. MacKenzie, *Handbook of Aluminum: Vol. 1: Physical Metallurgy and Processes*. CRC Press, 2003.
- [13] B. Mirzaei, "Oxide hydrogen interaction and porosity development in Al-Si foundry Alloys," Master's Degree, Department of Materials Science and Engineering Norwegian University of Science and Technology, Trondheim, 2011.
- [14] P. Vo, "Mathematical modeling of microporosity in A356 aluminum alloy," Master's degree, Departmente of Metals and Materials Engineering, University of British Columbia, 1999.
- [15] L. Yao, "Experimental investigation and numerical modeling of microporosity formation im aluminum alloy A356," PhD, Faculty of Graduate Studies, Vancouver, 2011.
- [16] B. Zhang, S. L. Cockcroft, D. M. Maijer, J. D. Zhu, and A. B. Phillion, "Casting defects in low-pressure die-cast aluminum alloy wheels," *Journal of Minerals, Metals and Materials Society*, vol. 57, pp. 36-43, 2005.

- [17] A. A. Dabayeh, R. X. Xu, B. P. Du, and T.H. Topper, "Fatigue of cast aluminium alloys under constant and variable-amplitude loading," *International Journal of Fatigue*, vol. 18, pp. 95-104, 1996.
- [18] F. Bonollo, J. Urban, B. Bonatto, and M. Botter, "Gravity and low pressure die casting of aluminium alloys: a technical and economical benchmark," *La Metallurgia Italiana*, vol. 6, pp. 23-32, 2005.
- [19] H. Puga, "Desenvolvimento de uma técnica de fundição de ligas de alumínio de alta resistência," Tese de doutoramento, DEM, Universidade do Minho, 2011.
- [20] J. P. Anson and J. E. Gruzleski, "The Quantitative Discrimination between Shrinkage and Gas Microporosity in Cast Aluminum Alloys Using Spatial Data Analysis," *Materials Characterization*, vol. 43, no. 5, pp. 319-335, 1999.
- [21] A. J. Gerrand, "Inclusions and Hydrogen and Their Effects on the Quality of Direct Chill Cast and Flart Rolled Aluminium Alloy for Aerospace Applications," PhD thesis, School of Metallurgy and Materials, University of Birmingham, Birmingham, 2014.
- [22] A. I. H. Committee, *ASM Handbook: Casting. Volume 15*. 2008.
- [23] D. Dispinar, "Determination of Metal Quality of Aluminium and Its Alloys " PhD Thesis, School of Metallurgy and Materials, University of Birmingham 2005.
- [24] J. Campbell, *Castings*. Elsevier Science, 2003.
- [25] G. W. Mugica, D. O. Tovoio, J. C. Cuyas, and A. C. González, "Effect of porosity on the tensile properties of low ductility aluminum alloys," *Materials Research*, vol. 7, pp. 221-229, 2004.
- [26] P. Thomas and J. E. Gruzleski, "Threshld hydrogen for pore formation during the solification of aluminum alloys," *Metallurgical and Materials Transactions*, vol. B 9(2), pp. 139-141, 1978.
- [27] M. Brůna, A. Sládek, and L. Kucharčík, "Formation of Porosity in Al-Si alloys," *Archives of Foundry Engineering*, vol. 12, 2012.
- [28] A. Moores, "Advances in the Determinations of Hydrogen Concentrations in Aluminium Alloys," *Foundry Practice*, vol. vol. 245, pp. pp. 16-20, 2006.
- [29] R. V. Kumar and C. Schwandt, "Solid State Electrochemical Sensors in Metal Processing," *IFAC Proceedings Volumes*, vol. 46, no. 16, pp. 51-58, 2013.
- [30] J. E. Gruzleski and B. M. Closset, *The Treatment of Liquid Aluminum-silicon Alloys*. American Foundrymen's Society, Incorporated, 1990.
- [31] K. Weman, "Welding Processes Handbook: Second Edition," pp. 1-270, 2011.
- [32] J. Brown, *Foseco Non-Ferrous Foundryman's Handbook*. Elsevier Science, 1999.
- [33] A. Pinho, "Comparação de diferentes métodos de desgaseificação nas ligas AlSi9Cu3(Fe) e AlSi12Cu1(Fe)," Dissertação de mestrado, DEMM, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto, 2012.

- [34] T. Azevedo, "Processamento de Ligas Al7Si0,3Mg na Firmago," Dissertação de mestrado, DEMM, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto, 2014.
- [35] D. Moreira, "Método de quantificação da porosidade em ligas de alumínio fundidas " Dissertação de mestrado, DEMM, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto, 2016.
- [36] A. Oliveira, "Redução controlada do teor de hidrogénio em ligas de alumínio," Dissertação de mestrado, DEMM, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto, 2010.
- [37] H. Ni, B. Sun, H. Jiang, and W. Ding, "Effects of rotating impeller degassing on microstructure and mechanical properties of the A356 scraps," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 352, no. 1, pp. 294-299, 2003.
- [38] H. Puga, J. Barbosa, E. Seabra, S. Ribeiro, and M. Prokic, "New Trends in Aluminium Degassing: A Comparative Study," *Fourth International Conference on Advances and Trends in Engineering Materials and their Applications*, 2009.
- [39] H. Machado, "Utilização de ultrassons para afinação da microestrutura de fundidos de alumínio obtidos por fundição em cera perdida," Dissertação de mestrado, Universidade do Minho, Guimarães, 2013.
- [40] G. I. Eskin, "Cavitation mechanism of ultrasonic melt degassing," *Ultrasonics Sonochemistry*, vol. 2, no. 2, pp. 137-141, 1995.
- [41] H. Puga, J. Barbosa, E. Seabra, S. Ribeiro, and M. Prokic, "The influence of processing parameters on the ultrasonic degassing of molten AlSi9Cu3 aluminium alloy," *Materials Letters*, vol. 63, no. 9, pp. 806-808, 2009.
- [42] G. Eisaabadi B, P. Davami, S. K. Kim, and N. Varahram, "Effects of hydrogen and oxides on tensile properties of Al-Si-Mg cast alloys," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 552, no. Supplement C, pp. 36-47, 2012.
- [43] I. Outmani, L. Fouilland-Paille, J. Isselin, and M. El Mansori, "Effect of Si, Cu and processing parameters on Al-Si-Cu HPDC castings," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 249, pp. 559-569, 2017.
- [44] S. G. Shabestari and H. Moemeni, "Effect of copper and solidification conditions on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Mg alloys," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 153-154, pp. 193-198, 2004.
- [45] H. Yang, S. Ji, and Z. Fan, "Effect of heat treatment and Fe content on the microstructure and mechanical properties of die-cast Al-Si-Cu alloys," *Materials & Design*, vol. 85, pp. 823-832, 2015.
- [46] A. R. Adamane, L. Arnberg, E. Fiorese, G. Timelli, and F. Bonollo, "Influence of Injection Parameters on the Porosity and Tensile Properties of High-Pressure Die Cast Al-Si Alloys: A Review," *International Journal of Metalcasting*, journal article vol. 9, no. 1, pp. 43-53, 2015.
- [47] H. Cao, M. Hao, C. Shen, and P. Liang, "The influence of different vacuum degree on the porosity and mechanical properties of aluminum die casting," *Vacuum*, vol. 146, pp. 278-281, 2017.

- [48] G. Timelli and F. Bonollo, "Quality mapping of aluminium alloy diecastings," *Metallurgical Science and Technology*, vol. 26, pp. 2-8, 2008.
- [49] Foseco. (2018, 21 de Julho). Available: <https://www.vesuvius.com/en/our-solutions/international/foundry.html>
- [50] G. Timelli, A. Fabrizi, S. Capuzzi, F. Bonollo, and S. Ferraro, "The role of Cr additions and Fe-rich compounds on microstructural features and impact toughness of AlSi9Cu3(Fe) diecasting alloys," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 603, pp. 58-68, 2014.
- [51] J. M. Yu *et al.*, "Influence of impurities, strontium addition and cooling rate on microstructure evolution in Al-10Si-0.3Fe casting alloys," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 766, pp. 818-827, 2018.
- [52] V. A. Hosseini, S. G. Shabestari, and R. Gholizadeh, "Study on the effect of cooling rate on the solidification parameters, microstructure, and mechanical properties of LM13 alloy using cooling curve thermal analysis technique," *Materials & Design*, vol. 50, pp. 7-14, 2013.
- [53] D. Emadi, "Porosity formation in Sr-modified Al-Si alloys," PhD, Department of Mining and Metallurgical Engineering, McGill University, Montreal, 1995.
- [54] A. Fabrizi, S. Ferraro, and G. Timelli, "The influence of Sr, Mg and Cu addition on the microstructural properties of a secondary AlSi9Cu3(Fe) die casting alloy," *Materials Characterization*, vol. 85, pp. 13-25, 2013.
- [55] N. Roy, A. Samuel, and F. Samuel, "Porosity formation in Al-9 Wt pct Si-3 Wt pct Cu alloy systems: Metallographic observations," *Metallurgical and Materials transactions A*, vol. 27, no. 2, pp. 415-429, 1996.

7 Anexos

7.1 Anexo A. Microestruturas das amostras *Tatur*

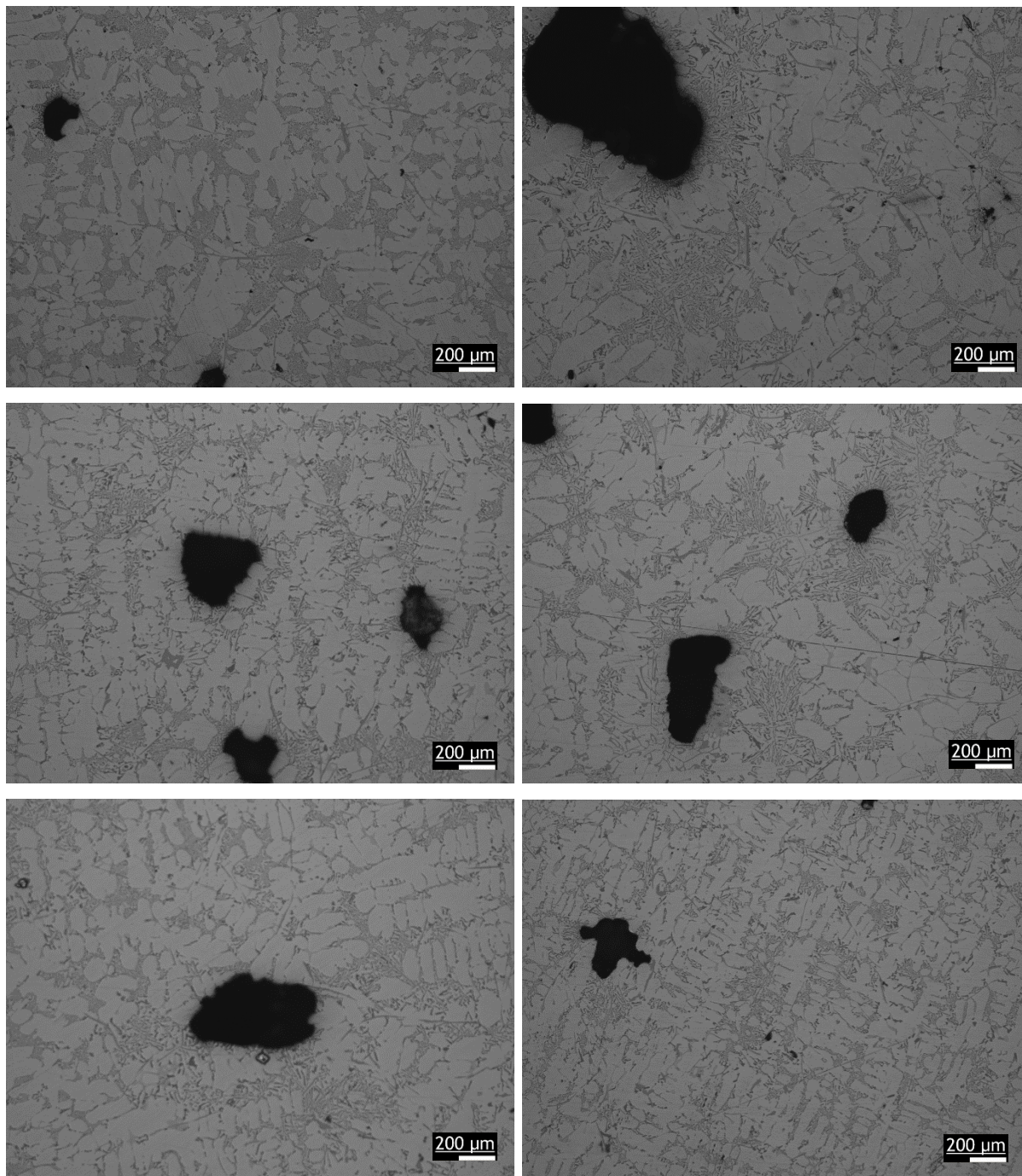


Figura A. 1. Microestruturas da amostras retiradas do molde Tatur.

7.2 Anexo B. Microestruturas das amostras dos componentes finais

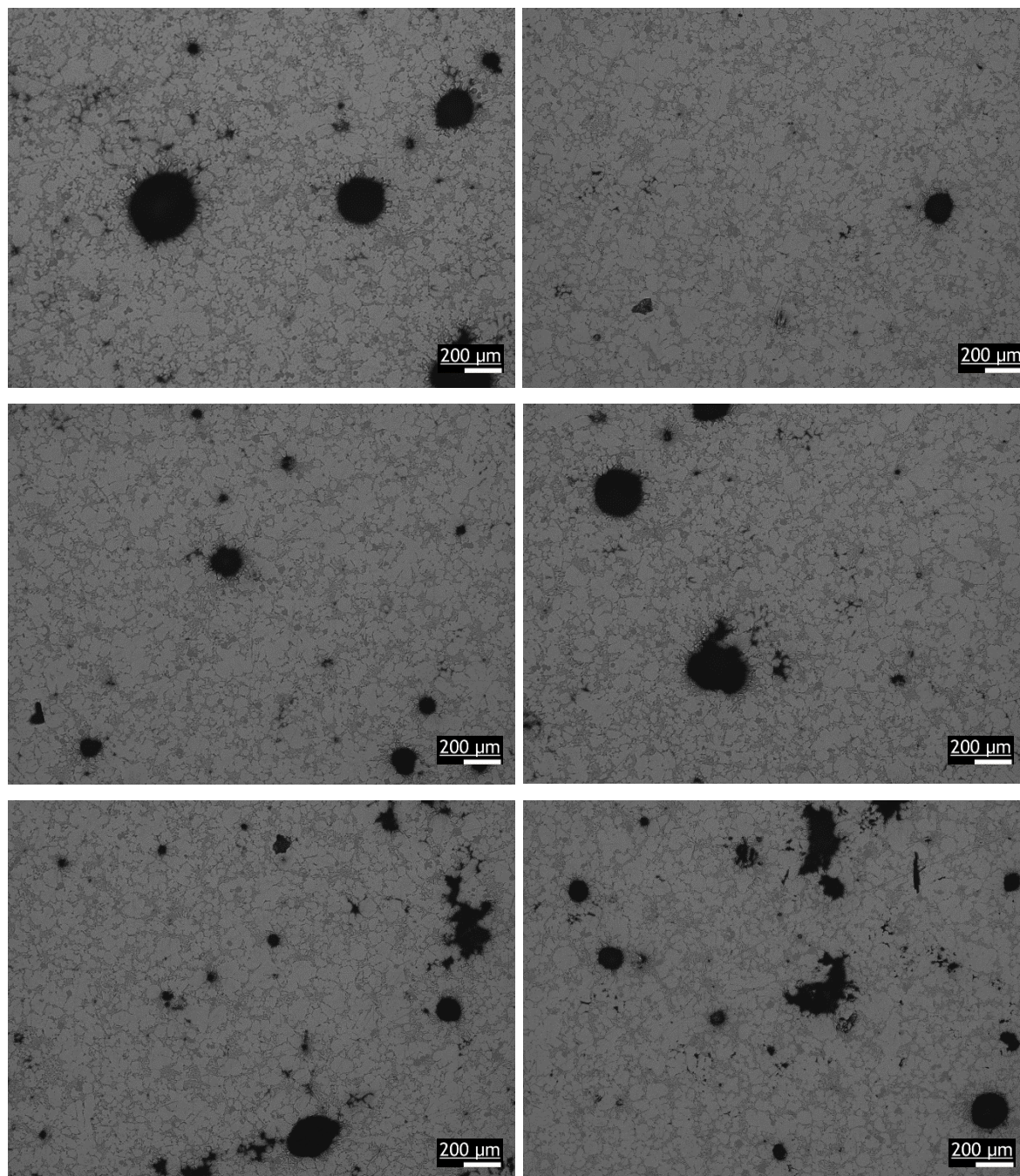


Figura B. 1. Microestruturas das amostras retiradas dos componentes finais.

7.3 Anexo C. Tabelas resumo do número e área de pelos poros das amostras retiradas do molde Tatur.

Tabela C. 1. Dispersão do número de poros, e respetiva percentagem, das amostras vazadas para o molde Tatur.

Comp. (μm)	Forno de fusão		Sem Desgaseificação		Pastilha		Rotor	
	Nº de poros	%	Nº de poros	%	Nº de poros	%	Nº de poros	%
]0; 5]	2637	66	8371	55	8655	66	8355	62
]5; 10]	919	23	4684	31	3199	25	4236	31
]10; 15]	175	4	1226	8	697	5	502	4
]15; 20]	82	2	448	3	218	2	190	1
]20; 25]	36	1	171	1	95	1	60	0
]25; 30]	28	1	82	1	65	0	55	0
]30; ∞ [122	3	120	1	108	1	116	1
Somatório	3999	100%	15102	100%	13037	100%	13514	100%

Tabela C. 2. Área dos poros das amostras retiradas do molde Tatur.

Área de poros	Forno de fusão	Sem Desgaseificação	Pastilha	Rotor
Total (%)	1,7 \pm 1,8	1,8 \pm 1,5	0,9 \pm 1,3	2,1 \pm 1,5
com comprimento >30 μm (%)	1,0	1,3	0,7	1,1

7.4 Anexo D. Tabelas resumo do número e área de poros das amostras retiradas dos componentes injetados.

Tabela D. 1. Número de poros quantificados com comprimento superior a 30 μm das amostras retiradas dos componentes injetados.

Comp. (μm)	Secção fina			Secção grosseira		
	Sem Desgaseificação	Pastilha	Rotor	Sem Desgaseificação	Pastilha	Rotor
]30; ∞ [67	68	91	150	186	180

Tabela D. 2. Área de poros das amostras retiradas dos componentes injetados.

Área de poros	Secção fina			Secção grosseira		
	Sem Desgaseificação	Pastilha	Rotor	Sem Desgaseificação	Pastilha	Rotor
Comprimento >30 μm (%)	0,2 \pm 0,3	0,2 \pm 0,3	0,3 \pm 0,4	1,3 \pm 1,1	1,2 \pm 0,5	1,4 \pm 0,6