



# PROCESSAMENTO DE UMA LIGA DE ALUMÍNIO

EFEITOS DA MODIFICAÇÃO E DO TRATAMENTO TÉRMICO T6

**TIAGO AUGUSTO ALVES MORAIS**

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO APRESENTADA À FACULDADE DE ENGENHARIA DA  
UNIVERSIDADE DO PORTO EM 27 DE JULHO DE 2015

**ORIENTADOR - FEUP: PROF. CARLOS ALBERTO SILVA RIBEIRO**

**ORIENTADOR - EMPRESA: ENG.º SÉRGIO CRUZ**

---

*CANDIDATO* Tiago Augusto Alves Morais

---

*TÍTULO* Processamento de uma liga de alumínio: efeitos da modificação e do tratamento térmico T6

---

*DATA* 27 de Julho de 2015

---

*LOCAL* Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto - Sala F103 - 11:00h

---

<i>JÚRI</i> <i>Presidente</i> Laura Ribeiro	DEMM/FEUP
<i>Arguente</i> Hélder Puga	DEM/EEUM
<i>Orientador</i> Carlos Silva Ribeiro	DEMM/FEUP

## Resumo

As ligas de alumínio são a família mais requisitada de ligas não ferrosas para a produção de peças fundidas devido à sua excelente vazabilidade, baixa densidade e propriedades mecânicas atrativas. Desta família destacam-se as ligas binárias eutéicas Al-Si, que são as mais trabalhadas na área da fundição, uma vez que quando combinadas com certos elementos de liga (magnésio, cobre, entre outros) apresentam uma enorme polivalência em aplicações industriais.

Estudos efetuados incidindo no tratamento do banho nas ligas Al-Si-Mg, mais especificamente na liga AlSi7Mg0,3, revelam que a adição, através de ligas mãe, de afinador de grão e modificador de silício eutético, provocam alterações nas temperaturas de solidificação e da reação eutética da liga, bem como na sua microestrutura, e que a desgaseificação é uma etapa crucial para a sanidade das peças, devido à porosidade existente nas ligas de alumínio. Estas ligas são muitas vezes solicitadas para tratamentos térmicos que visam melhorar as suas propriedades mecânicas, sendo o tratamento térmico T6 o mais utilizado industrialmente.

Contextualizando o estudo do estado de arte desta série de ligas e os objetivos delineados, em conjunto com a Firmago, que englobam os efeitos da modificação do silício eutético e o do tratamento térmico T6, estabeleceu-se um procedimento experimental que permitisse avaliar estas variações.

Os resultados obtidos da análise da microestrutura revelaram alterações morfológicas nas partículas de silício eutético devido à presença do estrôncio e do tratamento térmico T6. Este tratamento térmico também permitiu atingir excelentes propriedades mecânicas.

Estes resultados permitiram concluir que a liga, adquirida pela Firmago, encontra-se pré modificada com estrôncio e que existe um tratamento térmico T6 alternativo ao adotado pela empresa, que permite reduzir o tempo total de realização deste tratamento térmico.

**Palavras-chaves:** AlSi7Mg0,3, liga A356, modificador do silício eutético, afinador de grão, desgaseificação, porosidade, análise térmica, SDAS, tratamento térmico T6, solubilização, envelhecimento, endurecimento.

## Abstract

Aluminum alloys are a family of non-ferrous alloys most required for the production of castings due to its excellent castability, low density and attractive mechanical properties. In this specific family there are the binary Al -Si eutectic alloys, which are further developed in the field of casting, because when combined with certain alloying elements (magnesium, copper, and others) present an enormous versatility in industrial applications

Studies made focusing in the molten treatment in the Al -Si- Mg alloys, specifically in AlSi7Mg0,3 alloy, show that the addition, through master alloys, grain refiners and eutectic silicon modifier cause changes in the solidification temperatures and eutectic reaction of the alloy, as well as their microstructure, and degassing is a casting crucial step for the sanity of the piece due to the existing porosity in aluminum alloys. This alloy is often required for heat treatments to improve their mechanical properties, being T6 the most widely used industrially.

Following the study of the state of art of this series of alloys and the goals outlined, together with Firmago, which include the effects of modifying the eutectic silicon and the T6 heat treatment, it was established an experimental procedure that allows evaluating these changes.

The results of the analysis of the microstructure revealed morphological changes in the eutectic silicon particles due to the presence of strontium and T6 heat treatment. This heat treatment allowed the acquisition of excellent mechanical properties.

These results showed that the alloy, acquired by Firmago, is pre -modified with strontium and there is a T6 heat treatment alternative to that adopted by the company in order to reduce the total time spent in carrying out this heat treatment.

**Keywords:** AlSi7Mg0,3, A356 alloy, eutectic silicon modifier, grain refinement, degassing, porosity, thermal analysis, SDAS, T6 heat treatment, solution, ageing, hardness.

## Agradecimentos

Reservo este espaço apenas para agradecer simbolicamente a todas as pessoas que me acompanharam, tanto na minha vida pessoal, como acadêmica, e que contribuíram para o meu sucesso, porque não existem, nem vão existir, palavras suficientes para descrever a gratidão que sinto por vocês.

Os meus primeiros votos de agradecimento vão para todos os professores, assistentes técnicos e engenheiros da FEUP e da UFRGS, que contribuíram para a minha formação acadêmica, profissional e pessoal, especialmente nesta fase final do meu percurso acadêmico, nomeadamente para o Prof. Silva Ribeiro e para a Eng<sup>a</sup> Tânia Azevedo.

Para a Firmago, que me acolheu calorosamente e me transmitiu o *know how* da indústria da fundição, em especial ao Eng<sup>o</sup> Sérgio Cruz pelo seu contributo na realização de todos os trabalhos na empresa, deixo-vos aqui os meus agradecimentos.

A todas as pessoas fantásticas que conheci, no meu mui nobre curso Metal&Bio, que tanto me ensinaram, divertiram e proporcionaram momentos inesquecíveis durante estes anos todos, dou-vos a minha mais sentida e humilde palavra de apreço. Espero que as amizades que criei convosco perdurem ao longo das nossas vidas e que o lema *Dis Sanguinis* subsista na vida das pessoas especiais que formaram aquele núcleo.

E como o melhor fica para o fim, quero agradecer à minha família toda, desde a família Morais até à minha família que vive do outro lado do Atlântico, no Rio Grande do Sul; e por último, também quero agradecer às pessoas que me apoiaram incondicionalmente e me ofereceram uma educação afortunada e sábia, nomeadamente: à minha Mãe, ao meu Pai, ao meu Tio Mike, ao meu Irmão e à minha Cunhada.

## Índice

Resumo .....	i
Abstract .....	ii
Agradecimentos .....	iii
Índice de figuras .....	vi
Índice de tabelas .....	xi
1. Introdução.....	1
2. Revisão bibliográfica.....	2
2.1 Processamento de ligas de alumínio de fundição .....	3
2.2 Ligas de Alumínio de fundição .....	5
2.3 Ligas Al-Si-Mg .....	6
2.3.1 Liga AlSi7Mg0,3 .....	8
2.4 Desgaseificação do banho .....	15
2.4.1 Porosidade originada pelo hidrogénio.....	17
2.4.2 Porosidade originada pela formação de óxidos .....	18
2.4.3 Interação dos óxidos com o hidrogénio .....	20
2.5 Análise térmica.....	22
2.5.1 Formação do grão $\alpha$ e reação eutética .....	23
2.6 Tratamento térmico T6 .....	26
2.6.1 Microestrutura .....	27
2.6.2 Propriedades mecânicas .....	28
3. Materiais, equipamentos e procedimento experimental .....	30
3.1 Material e equipamentos .....	31
3.2 Definição dos ciclos térmicos T6 .....	31
3.3 Ensaios de vazamento .....	32
3.4 Tratamentos Térmicos .....	33
3.5 Preparação metalográfica e caracterização microestrutural.....	34

3.6 Ensaio mecânico .....	35
4. Apresentação e discussão dos resultados.....	36
4.1 Definição dos ciclos térmicos .....	36
4.2 Análise térmica.....	41
4.2.1 Simulação em FLOWCast .....	44
4.3 Caracterização microestrutural.....	45
4.3.1 Microscopia ótica.....	45
4.3.2 Microscopia eletrônica de varrimento (SEM) e espectroscopia de dispersão de energia (EDS).....	49
4.4 Propriedades mecânicas .....	51
4.4.1 Ensaio de dureza .....	51
4.4.2 Ensaio de tração .....	53
5. Conclusões .....	56
5.1 Sugestões para trabalhos futuros.....	57
6. Referências bibliográficas .....	58
Anexo A.....	61
Materiais, equipamentos e procedimento experimental .....	61
Anexo B.....	64
Apresentação e discussão de resultados .....	64

## Índice de figuras

Figura 1: Aplicações de ligas de alumínio de fundição. (a) Asa de uma aeronave; (b) tacos de golf; (c) estrutura de um motor; (d) <i>chariot</i> de um automóvel; (e) carcaça de um telemóvel [2].	3
Figura 2: Variação da cotação do alumínio desde 2007 até 2014 [3].	3
Figura 3: Fluxo produtivo de ligas de alumínio processadas pela Firmago [5].	5
Figuras 4a: Canto inferior esquerdo do diagrama de equilíbrio do sistema Al-Si-Mg. 4b: secção do pseudobinário Al-Mg <sub>2</sub> Si [9].	7
Figura 5: Microestrutura da liga de fundição AlSi7Mg0,3, onde as zonas claras representam a fase $\alpha$ [10].	7
Figura 6: Variação da temperatura com a solubilidade diversos elementos de liga, no alumínio [9].	9
Figura 7: Microestrutura de uma liga modificada com Sr [2].	9
Figura 8: Efeito do afinado de grão numa liga de fundição Al7Si, onde na microestrutura do lado esquerdo não foi adicionado afinador à liga e do lado direito foi utilizado afinador de grão [2].	11
Figura 9: Variação do tamanho da célula dendrítica com a velocidade de arrefecimento e composição química da liga [2].	11
Figura 11: Curvas de tração a tracejado representam o estudo de Benzerga et al. [16] e as restante curvas foram apuradas em estudos mais recentes, ambos na liga A356-T6 [15].	12
Figura 10: Ilustração esquemática da formação de dendrites e classificação do espaçamento interdendrítico [17].	12
Figura 12: Efeito da variação espessura de secção e da areia de moldação no tamanho da DAS na liga A356 [18].	13
Figura 13: Desvanecimento do estrôncio em função do tempo após a introdução do afinador de grão no banho. A reta a tracejado é em função do tempo após a adição do modificador (Sr) [13].	14
Figura 14: variação do tamanho médio de grão com o teor de Ti e B: a.) 200 ppm Sr e b.) 30 ppm Sr [14].	14
Figura 15: Variação da resistência mecânica de uma liga Al11.5Mg com a porosidade para diferentes fontes de porosidade [23].	16

Figura 16: Ilustração do equipamento de desgaseificação e o seu funcionamento [22]. .....	16
Figura 17: Variação da solubilidade do hidrogénio com a temperatura no alumínio para 1 atm [2]. ....	17
Equação 2: Reação do alumínio com H <sub>2</sub> O resultando em alumina e hidrogénio dissolvido [18]. ....	18
Figuras 18a: Influência da velocidade de arrefecimento e do teor de hidrogénio dissolvido sobre a fração volúmica dos poros. 18b: Diâmetro médio dos poros para a liga A356.0. Quantidade de hidrogénio (cm <sup>3</sup> /100 g): 1 - 0,25; 2 - 0,31 (afinador de grão); 3 - 0,25 (afinador de grão); 4 - 0,11 (afinador de grão) e 5 - 0,31 (afinador de grão e modificador) [2]. ....	18
Figura 19: Mecanismo de formação de porosidade através de óxido [20, 24]. ....	19
Figura 20: Variação da resistência mecânica com o tamanho dos <i>bifilms</i> (A356) [22]. .....	19
Figura 21: Variação do alongamento com o tamanho dos <i>bifilms</i> (A356) [22]. ....	20
Figura 22: Regiões com diferentes níveis de ductilidade mediante o tamanho dos <i>bifilms</i> e o número de poros: (A) - elevada ductilidade; (B) - baixa ductilidade e (C) - frágil [23]. ....	20
Figura 23: Imagens SEM e respetivos espectros EDS - a: superfície de fratura de uma amostra com baixos teores em óxidos e hidrogénio; b: defeito com grande dimensão, onde se constata a presença de oxigénio; c: mesma situação para um defeito de menor envergadura [24]. ....	22
Figura 24: Curva típica de arrefecimento da liga A356, não modificada e modificada. .....	23
Figura 25: Curvas de arrefecimento para a liga A356: (a) sem afinador; (b) 0,05% Ti; (c) 0,1% Ti; (d) 0,2% Ti [29]. ....	24
Figura 26: Curvas de arrefecimento da liga A356: (a) sem modificador; (b) 0,01% Sr e (c) 0,03% Sr [29]. ....	25
Figura 27: Curvas de arrefecimento da análise térmica realizada na liga A356 com 200 ppm de Sr [28]. ....	25
Figura 28: Variação da tensão de cedência em função do tempo para diversas temperaturas de envelhecimento [9]. ....	27

Figura 29: Diagrama de fase metastável $Mg_2Si$ , com um esquema ilustrativo da formação do precipitado $Mg_2Si$ [9]. .....	27
Figura 30: Lado esquerdo apresenta uma microestrutura com silício eutético modificado em estado bruto de fundição. Lado direito a mesma microestrutura após T6 [30]. .....	28
Figura 31: Evolução da dureza da liga A356 após solubilização a 540 °C, com diferentes tempos de estágio e envelhecimento, para temperaturas e tempos de estágio diferentes [34]. .....	29
Figura 32: Esquema ilustrativo da difusão do magnésio para solubilizações prolongadas [35]. .....	29
Figura 33: Provete seccionado para a realização do tratamento térmico T6 e ensaio mecânico de dureza. ....	32
Figura 34: Desenho 2D da peça vazada. Para além das três secções assinaladas, foram colocados termopares tanto no ataque (secção D), como no alimentador da peça (secção E). ....	32
Figura 35: Moldação e equipamento utilizados no registo das curvas de arrefecimento dos ensaios. ....	33
Tabela 11: Tratamentos térmicos T6 realizados na peça e nos provetes, após os ensaios de vazamento. ....	33
Figura 36: Aquisição de imagem da microestrutura e quantificação de fases, através do <i>software Leica LAS</i> . ....	34
Figura 37: Medição do SDAS, através do <i>software Leica LAS</i> . ....	35
Figura 38: Microestrutura da liga A356 no estado bruto de fundição, onde as zonas clara representam a fase $\alpha$ e as zonas escuras o silício eutético. Microestrutura do lado esquerdo apresenta silício eutético não modificado, enquanto que a microestrutura do lado direito mostra silício eutético modificado. ....	36
Figura 39: Evolução da microestrutura após solubilização a 510°C. ....	37
Figura 40: Evolução da microestrutura após solubilização a 520°C. ....	38
Figura 41: Evolução da microestrutura após solubilização a 530°C. ....	39
Figura 42: Curvas dureza vs tempo de envelhecimento (155°C), para diferentes solubilizações. ....	40
Figura 43: Curvas dureza vs tempo de envelhecimento (170°C), para diferentes solubilizações. ....	40

Figura 44: Curvas dureza vs tempo de envelhecimento (180°C), para diferentes solubilizações. ....	41
Figuras 45A e 45B: Curvas de arrefecimento do ensaio 1. ....	42
Figuras 46A e 46B: Curvas de arrefecimento do ensaio 2. ....	43
Figura 47: Simulação do vazamento em FLOWCast. A zona limitada pela circunferência azul indica a localização dos termopares em ambos os ensaios. ....	45
Figura 48: Variação do SDAS, nas três secções da peça, com dois vazamentos realizados. ....	46
Figura 50: Evolução da microestrutura, na secção A da peça vazada no ensaio 1, mediante o tratamento térmico. ....	47
Figura 49: Variação do tamanho médio das partículas de silício eutético mediante o tratamento térmico, para as três secções da peça vazada no ensaio 1. ....	47
Figura 51: Microestruturas da secção C no estado bruto de fundição, modificada (lado esquerdo) e não modificada (lado direito). ....	48
Figura 52: Variação do tamanho médio das partículas de silício eutético mediante o tratamento térmico, para as três secções da peça vazada no ensaio 2. ....	48
Figura 53: Lado esquerdo encontra-se o tipo de porosidade com a presença de intermetálicos. Lado direito mostra a ampliação da área a azul, onde se destaca o intermetálico de ferro, Z4. ....	49
Figuras 54a: Microestrutura da liga A356, com a presença de diversas fases. 54b: Mesma microestrutura, com maior ampliação, com a identificação das diferentes fases presentes na matriz. ....	50
Figuras 55a: Porosidade provocada pela contração durante a solidificação. 55b: Fases intermetálicas disseminadas nas extremidades dos poros. ....	51
Figura 56: Variação da dureza no estado bruto de fundição e após tratamento térmico, para as três secções da peça vazada no ensaio 1. ....	52
Figura 57: Variação da dureza no estado bruto de fundição e após tratamento térmico, para as três secções da peça vazada no ensaio 2. ....	52
Figura 58: Variação do $R_{p0,2}$ no estado bruto de fundição e após tratamento térmico, dos provetes vazados nos dois ensaios. ....	53
Figura 60: Variação do alongamento no estado bruto de fundição e após tratamento térmico, dos provetes vazados nos dois ensaios. ....	54

Figura 59: Variação da resistência mecânica no estado bruto de fundição e após tratamento térmico, dos provetes vazados nos dois ensaios. ....54

## Índice de tabelas

Tabela 1: Principais propriedades das ligas de alumínio produzidas por fundição [2]. .....	2
Tabela 2: Composição química das ligas 3xx.x, no entanto existem outros elementos de liga presentes nesta série em percentagens residuais tais como Cr, Mn e Ti que não se encontram nesta tabela [8]. ....	6
Tabela 3: Fases presentes na série 3xx.x industrialmente comercializadas [8]. ....	7
Tabela 4: Composição química da liga 356 produzida pela Alcoa [11]. ....	8
Tabela 5: Propriedades físicas e mecânicas da liga 356, fundida em areia verde [7].	8
Tabela 6: Efeito do estrôncio nas propriedades mecânicas da liga A356 T6 [2]. ....	10
Tabela 7: Tipos e fontes de inclusões de ligas de alumínio de fundição [2]. ....	19
Tabela 8: Propriedades mecânicas obtidas de ensaios de tração na liga A356. <b>Error! Bookmark not defined.</b>	
Tabela 9: Planificação das atividades para o desenvolvimento da dissertação. ....	31
Tabela 10: Composição química da liga A356 fornecida pela Trímet. ....	31
Tabela 11: Tratamentos térmicos T6 realizados na peça e nos provetes, após ensaios de vazamento.....	33
Tabela 12: Composição química da liga A356 vazada nos dois ensaios e segundo a norma NP EN 1706:2010. ....	44
Tabela 13: Propriedades mecânicas da liga AlSi7Mg0,3, segundo a norma EN NP 1706:2010, após tratamento térmico T6. Valores estipulados são mínimos.....	51
Tabela 14: Quadro resumo da variação das propriedades mecânicas da liga A356 com o tratamento térmico T6, para os dois ensaios. ....	515

## 1. Introdução

Esta dissertação corresponde à última unidade curricular realizada no curso de Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, que está vinculado à Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto. O trabalho desenvolvido consistiu no estudo da melhoria no processamento da liga  $AlSi7Mg0,3$  (A356), através de uma investigação do estado de arte, e de uma componente prática que envolveu a modificação do silício eutético por via química, adicionando estrôncio ao banho, e por via térmica, recorrendo a tratamentos térmicos.

Os motivos que levaram à escolha deste tema, para a realização desta dissertação, foram: analisar e compreender quais os efeitos da adição de estrôncio, utilizando uma liga mãe  $AlSr5$ , e do tratamento térmico T6, variando as temperaturas e os tempos dos ciclos térmicos, relativamente ao que está implementado na empresa.

Os objetivos desta Dissertação foram avaliar e caracterizar o efeito da modificação do silício eutético, recorrendo à técnica de análise térmica e observação da microestrutura da liga, e averiguar quais os efeitos do tratamento térmico T6.

A estrutura deste trabalho divide-se em 5 capítulos principais:

- **Capítulo 1:** serve de introdução à dissertação, onde são apresentados o enquadramento e os objetivos do trabalho desenvolvido;
- **Capítulo 2:** corresponde ao trabalho intensivo de pesquisa bibliográfica, que descreve o estado de arte do tema da dissertação, nomeadamente o enquadramento da liga  $AlSi7Mg0,3$  nas diversas ligas de alumínio, e do seu processamento;
- **Capítulo 3:** descreve técnica experimental, bem como os materiais e equipamentos utilizados;
- **Capítulo 4:** apresenta e discute os resultados obtidos;
- **Capítulo 5:** engloba as conclusões de todo o trabalho desenvolvido e apresenta algumas sugestões e perspetivas para trabalho futuros.

## 2. Revisão bibliográfica

As ligas de alumínio atingiram primeiramente o mercado pela via dos processos de fundição, seguido pela comercialização do processo de redução eletrolítico descoberto em 1886 e implementado por Charles Hall e Frenchman Heroult [1, 2]. No ano seguinte, o engenheiro Karl Bayer desenvolveu um processo químico que permitia extrair a alumina da bauxite. Atualmente, ambos os processos Bayer e Hall - Heroult são aplicados na produção de alumínio primário, por todo o mundo, sendo a China o seu maior produtor e consumidor [1, 3].

Os fundidos de alumínio que são produzidos englobam uma gama de ligas, as quais demonstram elevada versatilidade nas suas características. As propriedades destas ligas estão, resumidamente, apresentadas na tabela 1 [2].

Tabela 1: Principais propriedades das ligas de alumínio produzidas por fundição [2].

Resistência mecânica (MPa)	70 - 505
Tensão de cedência (MPa)	20 - 455
Alongamento (%)	1 - 30
Dureza (HB)	30 - 150
Condutividade elétrica (%IACS)	18 - 60
Condutividade térmica (W/m.K a 25 °C)	85 - 175
Tensão limite de fadiga (MPa)	55 - 145
Coefficiente linear de dilatação (20 - 100 °C)	$(17,6 - 24,7) \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$

Para além de apresentarem uma ampla variação nas suas propriedades, como mostra a tabela anterior, a capacidade de produzir componentes *near-net-shape* acompanhada por um bom controlo dimensional e acabamento superficial, leva a que estas ligas sejam aplicadas numa imensa e vasta linha de produtos, com propósitos completamente distintos (fig. 1) [2].

Como todos os materiais, o alumínio também está sujeito a variações na sua procura e, conseqüentemente, na sua produção, o que leva à oscilação do seu preço no mercado, como é demonstrado na figura 2 [3].

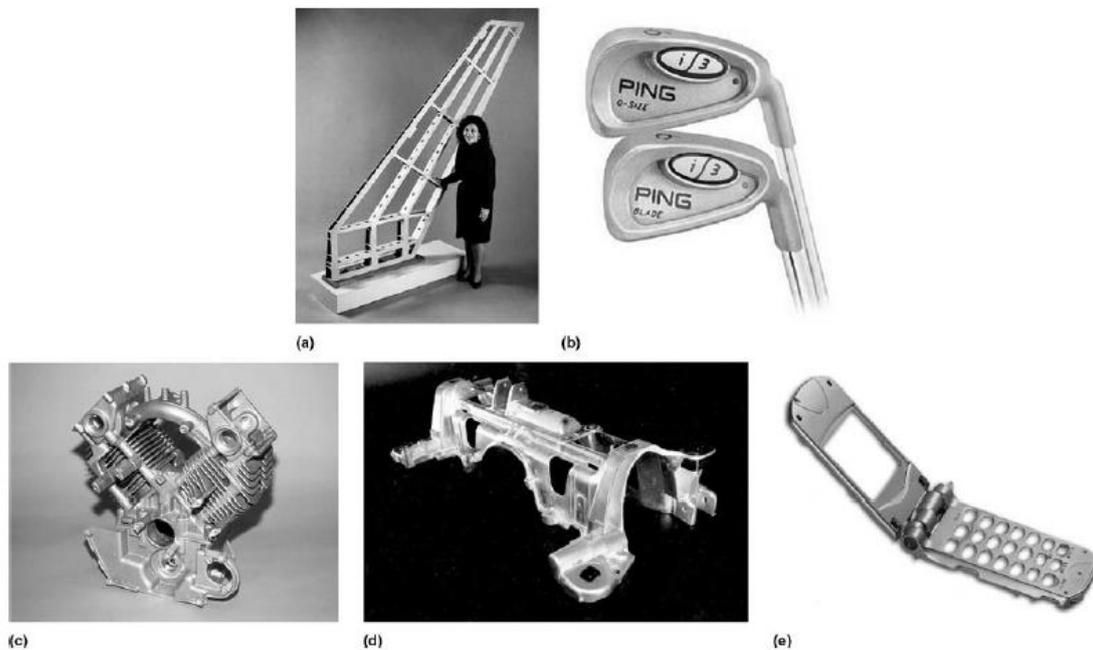


Figura 1: Aplicações de ligas de alumínio de fundição. (a) Asa de uma aeronave; (b) tacos de golfe; (c) estrutura de um motor; (d) *chriot* de um automóvel; (e) carcaça de um telemóvel [2].

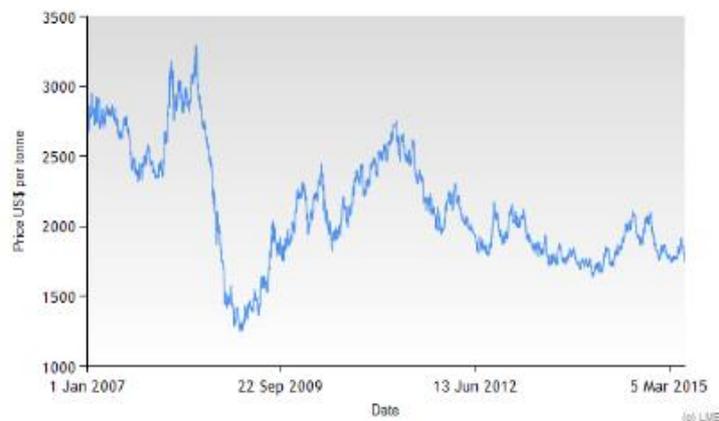


Figura 2: Variação da cotação do alumínio desde 2007 até 2014 [3].

## 2.1 Processamento de ligas de alumínio de fundição

O processamento de ligas, através da fundição, remonta há muitos anos atrás (cerca de 5500 anos), no entanto só no final do século XIX é que a fundição de ligas de alumínio tomou proporções industriais; esses processos têm vindo a evoluir ao longo do tempo, bem como processos alternativos que têm sido implementados de forma a constituírem uma alternativa viável aos processos mais obsoletos [2, 4].

Assim, existe um conjunto de fatores a ter em consideração que influenciam a seleção do processo de fundição de uma liga de alumínio:

- Processo de fundição: requisitos de fluidez, resistência à fratura a quente e minimização da tendência à contração;
- Propriedades mecânicas: resistência mecânica, ductilidade, dureza, resiliência, resistência à fadiga e ao impacto;
- *Design* do fundido: espessura das paredes e cavidades;
- Processo pós fundição: maquinagem, soldadura, brasagem e acabamento;
- Custo operacional: volume, produtividade, custo dos equipamentos/materiais/maquinagem/tratamento térmico [2].

Os processos de fundição são divididos em dois grupos: moldação permanente (fundição por injeção, fundição por centrifugação e fundição em coquilha) e moldação perdida (fundição por cera perdida e fundição em areia) [4].

No estudo que envolve este trabalho, os processos a ter conta são a fundição em coquilha e, principalmente, em areia, uma vez que são utilizados pela empresa especializada em fundição de ligas de alumínio, denominada Firmago.

A Firmago é uma fundição de alumínio, situada em Vimieiro (Braga) que, como referido anteriormente, produz a maioria dos seus fundidos em areia. Na produção automatizada, estes fundidos são vazados em areia verde, enquanto que nos processos semiautomático e manual são vazados em areia autosecativa. Para melhor compreensão do processamento das ligas de alumínio, a figura 3 mostra todas as etapas principais do processamento de ligas de alumínio da série 3xx.x realizado pela Firmago [5].

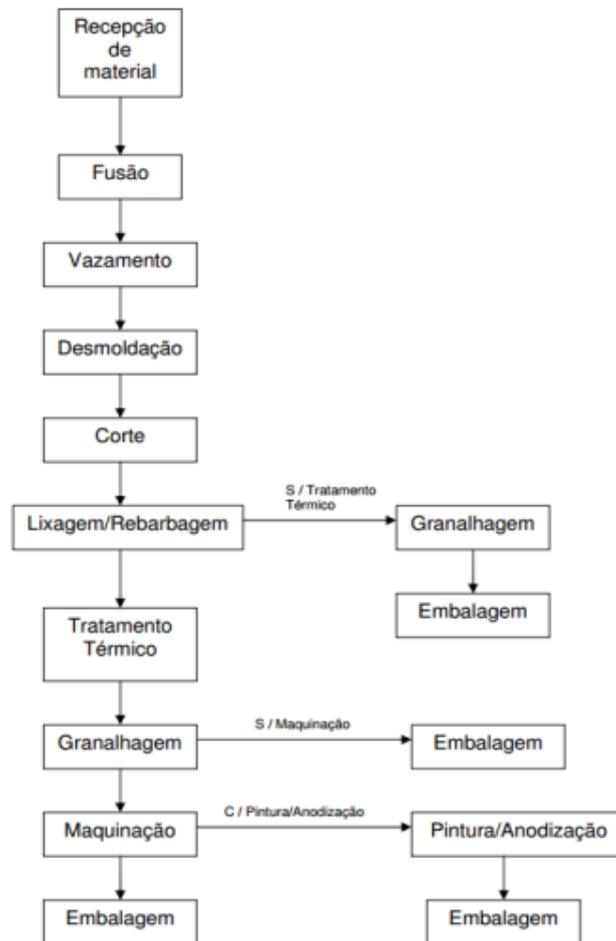


Figura 3: Fluxo produtivo de ligas de alumínio processadas pela Firmago [5].

## 2.2 Ligas de Alumínio de fundição

A nomenclatura mais comum utilizada para as ligas de alumínio de fundição, segundo a Associação Americana do Alumínio (AAA), permite dividir e organizar estas ligas, mediante a sua composição, nas seguintes séries:

- 1xx.x - Alumínio comercialmente puro (> 99.0%);
- 2xx.x - Ligas Al - Cu
- 3xx.x - Ligas Al - Si - Mg/Cu
- 4xx.x - Ligas Al - Si
- 5xx.x - Ligas Al - Mg
- 6xx.x - Sem utilização
- 7xx.x - Ligas Al - Zn
- 8xx.x - Ligas Al - Sn
- 9xx.x - Al - outros elementos [2].

A leitura destas designações faz-se da seguinte maneira: na série 1xx.x os segundo e terceiro dígitos representam a pureza da liga de alumínio (por exemplo a liga 170.0 contem 99.70% de alumínio); nas séries compreendidas entre 2xx.x e 8xx.x os segundo e terceiro dígitos servem apenas para identificar individualmente as ligas dentro do seu próprio grupo; no caso do último dígito, abrangendo todas as séries, serve para indicar o estado da liga: bruto de fundição (0), lingote *standard* (1), lingote *standard* com composição química próxima da original, mas dentro dos limites (2). Numa última nota, quando são adicionados elementos de liga, como por exemplo modificadores e afinadores de grão, que ultrapassam os limites da composição química estipulados, é adicionada uma letra no início (A356.0) [2].

### 2.3 Ligas Al-Si-Mg

A adição de magnésio (assim como o cobre) às ligas de alumínio-silício, como elemento de liga principal, levou à criação de uma série de ligas de alumínio de fundição (3xx.x) que combinam excelentes características de vazamento e propriedades mecânicas notáveis, após tratamento térmico. A ótima resistência à corrosão é outra aptidão demonstrada pelas ligas desta série que justifica a enorme empregabilidade na fundição de peças em areia e coquilha. A sua composição química pode variar substancialmente como é demonstrado na tabela 2 [2, 7, 8].

Tabela 2: Composição química das ligas 3xx.x, no entanto existem outros elementos de liga presentes nesta série em percentagens residuais tais como Cr, Mn e Ti que não se encontram nesta tabela [8].

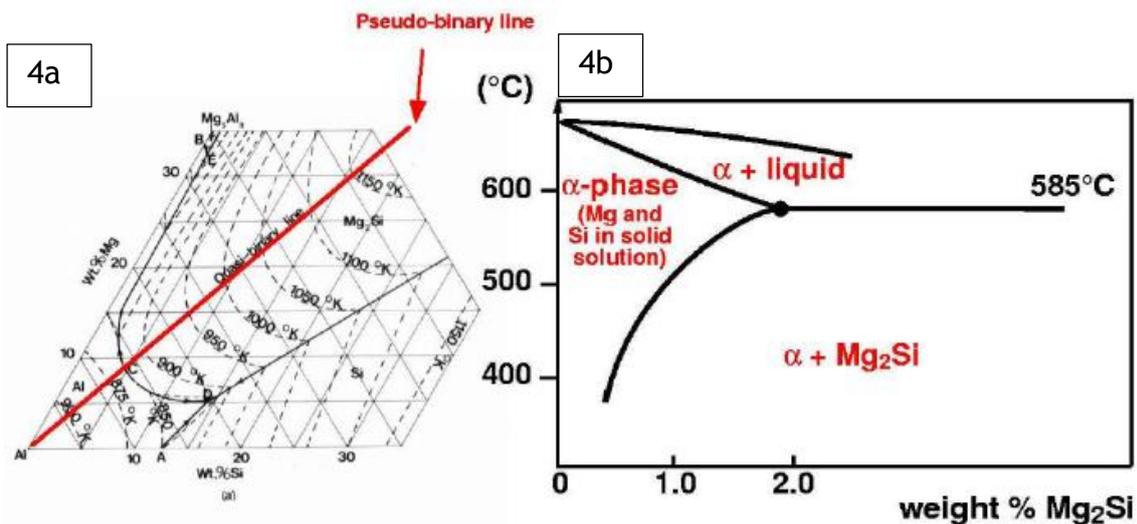
Série	%Si	%Mg	%Cu	%Fe	%Ni	%Zn
3xx.x	4,5 - 23,0	0,03 - 1,5	0,03 - 0,05	0,06 - 1,5	0,10 - 3,0	0,03 - 4,0

Esta série de ligas apresenta diversas fases e, conseqüentemente, microestruturas distintas que resultam em variações nas propriedades do material (tabela 3). A microestrutura depende dos elementos de liga presentes e da sua solubilidade no banho, da maneira como é formada durante a solidificação e, se for o caso, do tratamento térmico aplicado [8].

Tabela 3: Fases presentes na série 3xx.x industrialmente comercializadas [8].

Série	Fases
3xx.x	Si, Al <sub>2</sub> Cu, Al <sub>2</sub> CuMg, Al <sub>7</sub> Cu <sub>2</sub> Fe, Al <sub>5</sub> Cu <sub>2</sub> Mg <sub>8</sub> Si <sub>6</sub> , β-AlFeSi, α-Al (FeMnSi) AlCuFeNi, Al <sub>6</sub> Cu <sub>3</sub> Ni, Mg <sub>2</sub> Si, Al <sub>3</sub> Ni, Al <sub>9</sub> NiFe, Al <sub>8</sub> Mg <sub>3</sub> FeSi <sub>2</sub>

As ligas Al-Si-Mg são um sistema ternário, no entanto as ligas de engenharia deste tipo são baseadas no diagrama pseudobinário Al-x%Mg<sub>2</sub>Si (fig. 4b), proveniente do canto do diagrama de equilíbrio Al-Si-Mg (figura 4a). A fase Mg<sub>2</sub>Si (precipitados endurecedores) está em equilíbrio com todas as outras fases no estado bruto de fundição (arrefecimento lento) e apresenta-se em quase todas as ligas no estado sólido. A sua solubilidade diminui com o aumento do teor em silício e as propriedades mecânicas da liga, conferidas por estes precipitados, podem ser melhoradas [2, 9].



Figuras 4a: Canto inferior esquerdo do diagrama de equilíbrio do sistema Al-Si-Mg. 4b: seção do pseudobinário Al-Mg<sub>2</sub>Si [9].

É já de conhecimento adquirido que as ligas 3xx.x apresentam silício eutético na sua microestrutura, com uma forma acicular ou de placas numa matriz de alumínio, fase α (figura 5); contudo, esta morfologia pode ser modificada por via química (modificador do silício eutético), ou térmica (tratamento térmico), ou física (ultrassons), assunto que será abordado mais à frente neste trabalho [2, 10].

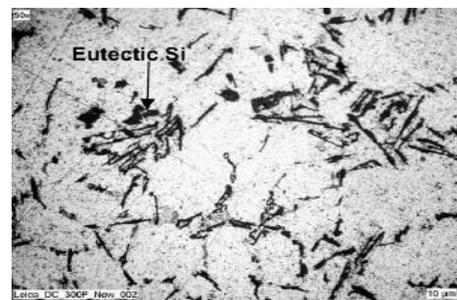


Figura 5: Microestrutura da liga de fundição AlSi7Mg0,3, onde as zonas claras representam a fase α [10].

### 2.3.1 Liga AlSi7Mg0,3

A liga de alumínio de fundição AlSi7Mg0,3 é classificada, segundo a AAA, como liga 356 cuja composição química está representada na tabela 4. Como esta liga apresenta um teor de silício inferior a 12,6% (ponto eutético do diagrama de equilíbrio Al-Si), esta pertence às ligas hipoeutéticas que apresentam duas fases principais, como mostrado anteriormente na figura 5. Tendo em conta a composição química da liga, é de salientar que certos elementos de liga presentes, apesar de serem benéficos em alguns aspetos, são prejudiciais a nível das propriedades mecânicas: nomeadamente cobre e níquel, os quais diminuem a ductilidade e a resistência à corrosão; e ferro que fragiliza e diminui a resistência mecânica da liga [2, 7, 11].

Tabela 4: Composição química da liga 356 produzida pela Alcoa [11].

Liga	%Si	%Mg	%Fe	%Cu	%Mn	%Cr	%Zn	%Ti	%Ni
356	7,1	0,35	0,35	0,12	0,05	<0,005	0,10	0,12	0,03

As principais propriedades físicas e mecânicas da liga 356, no estado bruto de fundição, estão apresentadas na tabela 5 para condições de vazamento em areia verde [2, 7].

Tabela 5: Propriedades físicas e mecânicas da liga 356, fundida em areia verde [7].

Massa volúmica (g/cm <sup>3</sup> )	Temperatura de fusão (°C)	Tensão de cedência (MPa)	Tensão de rotura (MPa)	Alongamento (%)	Módulo de Young (GPa)
2,68	560 - 615	124	166	6	72,3

Contudo esta liga pode ser tratada termicamente (assunto discutido posteriormente) alterando estas propriedades, tornando-as mais atrativas em certas aplicações da indústria, tais como automóvel e aeroespacial [2, 7].

#### 2.3.1.1 Efeitos dos elementos de liga

Os elementos de liga mais importantes e, naturalmente, mais comuns às restantes séries de ligas de alumínio de fundição utilizados na liga 356 são: cobre, magnésio, manganês e zinco. Efeito endurecedor e aumento da resistência mecânica são as principais razões pelas quais estes elementos são tão utilizados. A solubilidade destes elementos no alumínio também é um fator a ter em consideração (fig. 6) [7, 9].

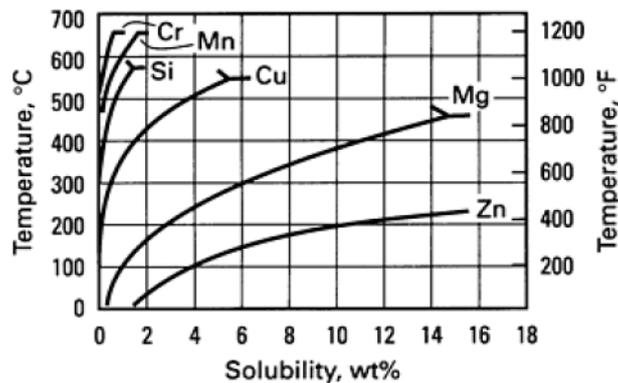


Figura 6: Variação da temperatura com a solubilidade diversos elementos de liga, no alumínio [9].

Analisando com maior pormenor estes elementos de liga, o silício desempenha um importante papel no aumento da fluidez do banho e da resistência à fissuração a quente. Combinado com o ferro e outros elementos químicos, este elemento é responsável pela formação de fases insolúveis ( $\beta$ -AlFeSi). O magnésio, por sua vez, representa a base do endurecimento e da resistência mecânica, após tratamento térmico, através da formação de precipitados metastáveis. O zinco, por si só, não oferece grande benefício nas ligas de fundição; contudo, quando combinado com cobre ou magnésio, conferem boa resposta das ligas quando tratadas termicamente. O ferro, apesar de fragilizar a microestrutura devido à formação de intermetálicos como  $\text{FeAl}_3$ ,  $\text{FeMnAl}_6$  e  $\text{AlFeSi}$  (fases insolúveis), torna-se benéfico, pois estes intermetálicos aumentam a resistência mecânica, para elevadas temperaturas. O manganês assemelha-se ao ferro, uma vez que atua como afinador de grão (matéria abordada no próximo capítulo), mas por outro lado também contribui para a formação de alguns intermetálicos [2, 8, 12].

### 2.3.1.2 Modificador do silício eutético

O uso de modificadores químicos em ligas com alumínio e silício hipoeutéticas ( $5\% < \text{Si} < 12\%$ ) tem sido objeto de investigação ao longo dos anos. Elementos como o sódio e o estrôncio beneficiam essencialmente as propriedades destas ligas, sendo a sua combinação a base dos elementos adicionados no banho como modificadores do silício eutético após a sua estabilização. A nível microestrutural, o modificador transforma a

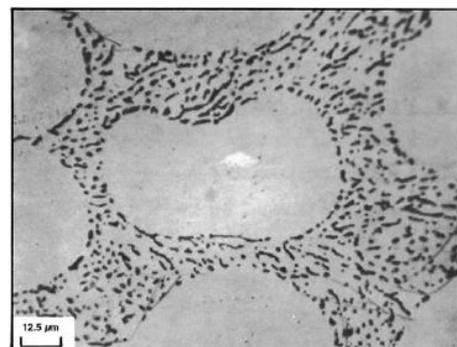


Figura 7: Microestrutura de uma liga modificada com Sr [2].

estrutura acicular do silício eutético, como mostrado na figura 5, numa morfologia fibrosa (figura 7).

Quanto às propriedades mecânicas da liga A356, após afinação do tamanho de grão e tratamento térmico T6, existe uma evolução no sentido do aumento da resistência mecânica e ductilidade da liga (tabela 6), que são função do grau de modificação. É de salientar que a presença de fósforo, ainda que em concentrações muito pouco significativas (dezenas de ppm), diminui o efeito modificador do eutético do estrôncio e do sódio. O modificador do silício eutético é adicionado através de uma liga mãe, sendo as mais comuns Al3,5Sr e Al10Sr [2, 11, 13].

Tabela 6: Efeito do estrôncio nas propriedades mecânicas da liga A356 T6, vazada em areia [2].

Liga e T.T.	Modificador	Tensão de cedência (MPa)	Resistência mecânica (MPa)	Alongamento (%)
A356.0 T6	Nenhum	179	226	4,8
	0,07% Sr	207	293	8,8

No entanto, a utilização de modificadores do silício eutético revelam-se contra produtivos, visto que aumentam a solubilidade do hidrogénio no banho e, naturalmente, favorecem a captação de hidrogénio por parte do banho aumentando a porosidade da liga. Para além disto, também promove o crescimento colunar dendrítico, causando um impacto negativo para as propriedades mecânicas da liga. Assim, há a necessidade da incorporação de um afinador de grão de modo a prevenir o crescimento de grão [2, 13].

### 2.3.1.3 Afinador de grão

Um número considerável de estudos mostram que rácios entre titânio e boro e os seus intermetálicos, atuam eficientemente como afinadores de grão  $\alpha$  (alumínio primário), contribuindo para a formação de grãos finos e equiaxiais (fig. 8), de maneira a combinar resistência mecânica e ductilidade, através da maximização da área superficial das fronteiras de grão. Alguns estudos sugerem que a ductilidade é inversamente proporcional ao tamanho das células dendríticas. Doutra ponto de vista, a ductilidade é controlada pelo tamanho das partículas de silício de maior dimensão. Uma terceira teoria refere que a ductilidade depende da modificação do silício eutético, ou seja, para ligas não modificadas, esta propriedade é controlada pela tamanho médio das partículas

do silício eutético, enquanto que para as ligas modificadas é controlada pela sua distribuição. Assim, utilizam-se ligas mãe Al-Ti-B, que contêm partículas  $TiB_2$  e  $Al_3Ti$ , as quais são adicionadas ao banho em pequenas quantidades e agitadas de forma a dissolver rapidamente as partículas de  $Al_3Ti$  e introduzir titânio (soluto) para atuar com retardador do crescimento de grão após nucleação. As partículas  $TiB_2$  permanecem estáveis no banho e originam zonas para nucleação heterogénea [2, 11, 14].

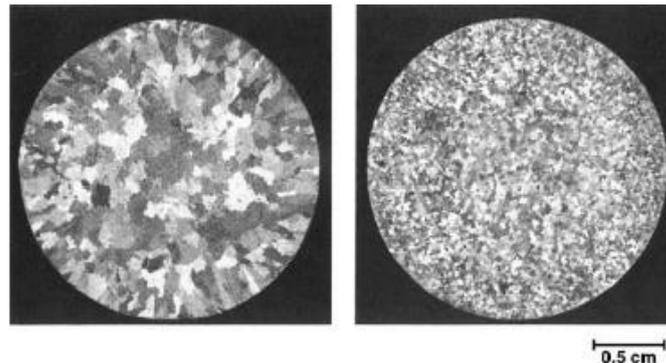


Figura 8: Efeito do afinado de grão numa liga de fundição Al7Si, onde na microestrutura do lado esquerdo não foi adicionado afinador à liga e do lado direito foi utilizado afinador de grão [2].

O tipo e tamanho de grãos formados são função da composição da liga, velocidade de arrefecimento e concentração efetiva de locais de nucleação de grão (fig. 9). Existem pelo menos duas medidas para caracterizar o tamanho das dendrites:

- Espaçamento interdendrítico dos braços: distância entre braços das dendrites, que podem ser dos braços primários ou secundários (fig. 10);

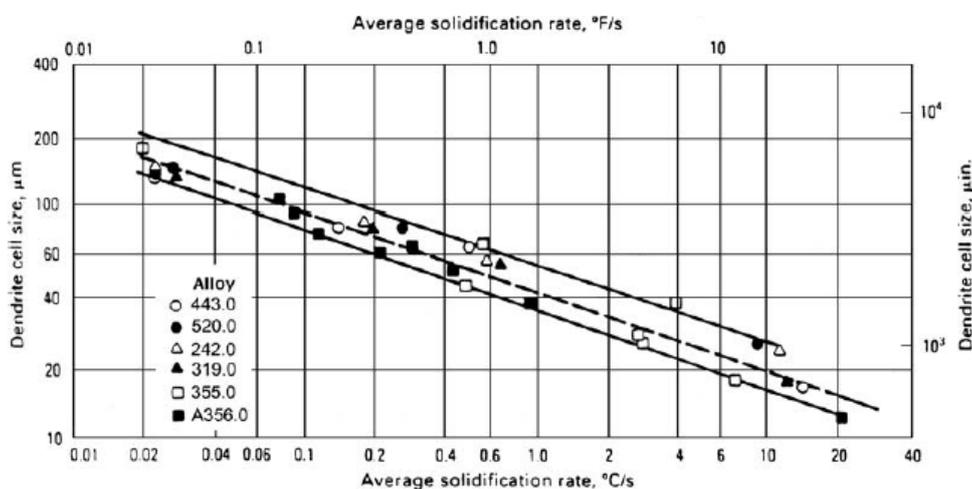


Figura 9: Variação do tamanho da célula dendrítica com a velocidade de arrefecimento e composição química da liga [2].

- Tamanho de células dendríticas: profundidade das células dendríticas [2, 14, 15, 17].

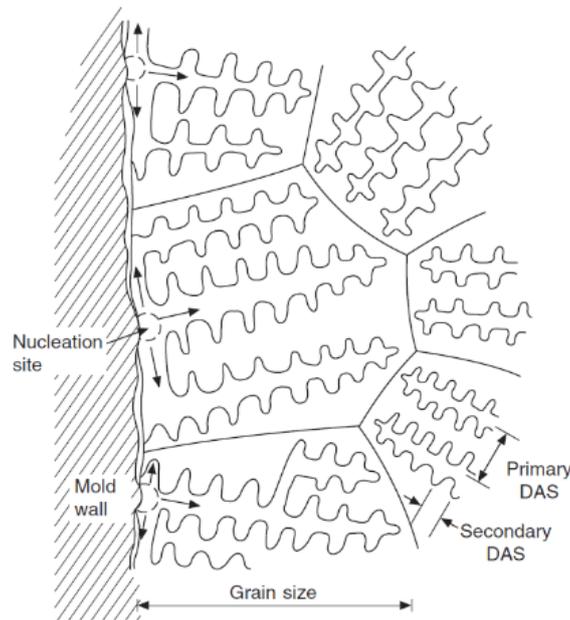


Figura 10: Ilustração esquemática da formação de dendrites e classificação do espaçamento interdendrítico [17].

Para as ligas de alumínio, o fator elementar microestrutural que afeta as suas propriedades bem como a porosidade, é o espaçamento interdendrítico dos braços secundários (*SDAS - secondary dendrite arm spacing*). Ao contrário do que era expectável, e segundo o estudo realizado em ligas  $AlSi7Mg0,3$  por Benzerga et al. [16], espaçamento interdendrítico dos braços primários (*DAS - dendrite arm spacing*) mais finos provocam uma diminuição acentuada na tensão de cedência relativamente a DAS mais grosseiros. Contudo, em estudos

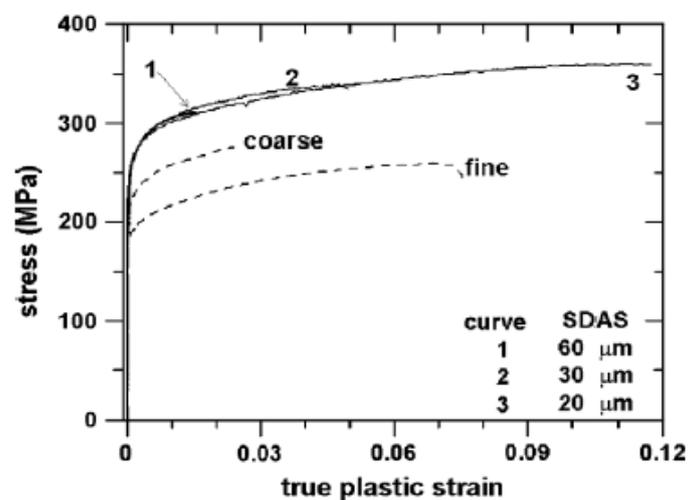


Figura 11: Curvas de tração a tracejado representam o estudo de Benzerga et al. [16] e as restante curvas foram apuradas em estudos mais recentes, ambos na liga A356-T6 [15].

mais recentes, foi provado que o SDAS não afeta minimamente a tensão de cedência mas a ductilidade da liga, ou seja, SDAS mais curtos aumentam a ductilidade da liga (fig. 11) [14, 15].

O efeito do modificador, aliado ao afinador de grão, também se faz notar no tamanho de grão dendrítico quando são alteradas algumas das variantes: tipo de areia, espessura da peça e temperatura de vazamento [18].

A figura 12 revela a variação da DAS na liga A356, para diferentes espessuras de secção e areias de moldação, onde é possível constatar uma diferença significativa entre a areia de quartzo relativamente às restantes areias, visto que provoca um crescimento de grão mais elevado devido à sua baixa capacidade de extração de calor que se reflete num arrefecimento mais lento, permitindo o crescimento das dendrites [18].

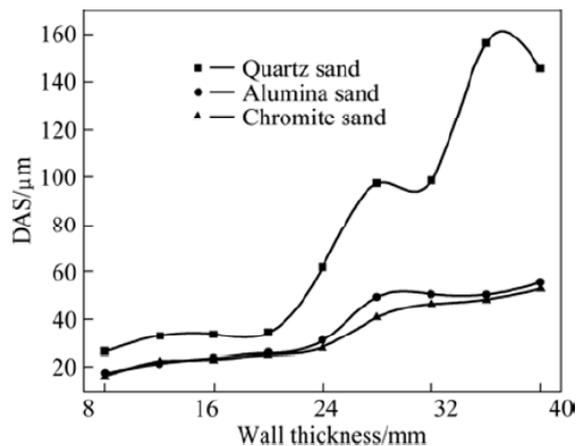


Figura 12: Efeito da variação espessura de secção e da areia de moldação no tamanho da DAS na liga A356 [18].

O afinador de grão pode alterar a concentração e a morfologia dos poros dos fundidos. Em muitos casos, a redução da porosidade ocorre devido à introdução do afinador de grão, uma vez que o tamanho de grão diminui com o aumento do teor em titânio e, conseqüentemente, o tamanho do poro também é reduzido [15].

#### 2.3.1.4 Interação entre afinador e modificador no banho

Trabalho recentes, com o principal objetivo de estudar a combinação de ligas mãe de estrôncio e Al-B/Al5Ti1B, sugerem interações negativas entre o estrôncio e os afinadores de grão adicionados. Os afinadores de grão podem reduzir o estrôncio disponível para atuar como modificador, ou seja, é necessário introduzir uma maior quantidade deste elemento para neutralizar este efeito nocivo. Pese embora, existem estudos que avançam que a utilização da liga mãe Al5TiB é mais eficiente quando comparada com a liga mãe Al1,5Ti1,5B, uma vez que esta última perde mais rapidamente o estrôncio do

modificador, especialmente após a sua adição no início da etapa, perdendo assim o seu efeito modificador do eutético. Em acréscimo a este aspeto

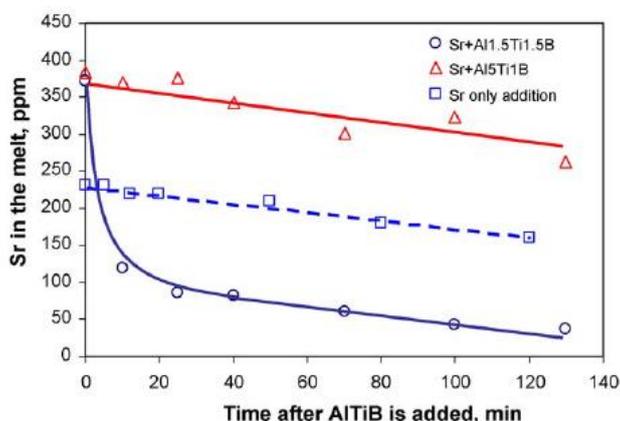


Figura 13: Desvanecimento do estrôncio em função do tempo após a introdução do afinador de grão no banho. A reta a tracejado é em função do tempo após a adição do modificador (Sr) [13].

negativo e pela experiência adquirida pela indústria, o estrôncio é o elemento que pode desvanecer do banho por fenómenos de oxidação e/ou vaporização (fig. 13) [13, 14].

A afinação apreciável é atingida a partir dos 0,02% Ti ou 0,004% B, ou seja, para teores de 0,1% Ti ou 0,02% B, o efeito afinador destes elementos torna-se supérfluo no caso dos afinadores Al5TiB e Al4B (figs. 14a e 14b). Porém, existe uma alteração na evolução do tamanho de grão para teores 0,5% Ti (0,1%B) para as restantes ligas mãe que são comuns em ambas as figuras. Os valores registados mostram uma deterioração no efeito de afinação de grão, ou seja, uma alteração no declive das curvas. Este efeito pode estar relacionado com a interação B-Sr do afinador com o modificador e com o contributo do aumento

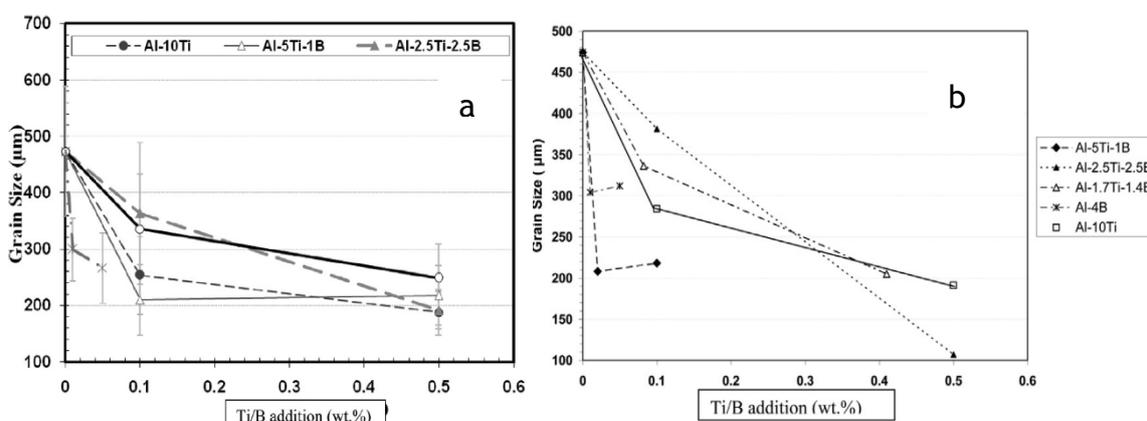


Figura 14: variação do tamanho médio de grão com o teor de Ti e B: a.) 200 ppm Sr e b.) 30 ppm Sr [14].

do número de partículas de  $TiB_2$  e  $Al_3Ti$  na afinação de grão. Não deixa de ser interessante que este efeito não tenha expressão para os afinadores  $Al_5TiB$  e  $Al_4B$  [13, 14].

Como já referido, existe uma interação entre o estrôncio e boro adicionados que leva à perda do elemento modificador, formando partículas de  $SrB_6$  (equação 1) com uma temperatura de fusão próxima dos 2500 °C. A relação entre os átomos de Sr e B indica que vai haver um consumo de átomos de boro que não vão contribuir para o efeito de afinação de grão, alterando a eficiência do afinador de grão. Assim, é necessário adicionar uma quantidade de afinador mais elevada do que teoricamente previsto [13,14].



Equação 1: reação química entre o modificador eutético (Sr) e o afinador de grão (B sob a forma de  $AlB_2$ ) [14]

## 2.4 Desgaseificação do banho

A desgaseificação do banho, em ligas de alumínio de fundição, é uma etapa realizada entre a fusão da carga e o vazamento, mais propriamente após adição de afinadores e/ou modificadores, com o principal objetivo de remover o hidrogénio dissolvido no banho e, sempre que possível, as inclusões não metálicas formadas (óxidos) [5, 20].

A solidificação de peças com geometrias complexas e secções de espessura variável, criam condições propícias à formação de porosidade. A porosidade em ligas de alumínio é, essencialmente, causada pela presença do hidrogénio em solução no estado líquido, formação de *bifilms* e/ou pela contração durante a solidificação, trazendo efeitos negativos às propriedades mecânicas da liga (fig. 15) [2, 21, 23].

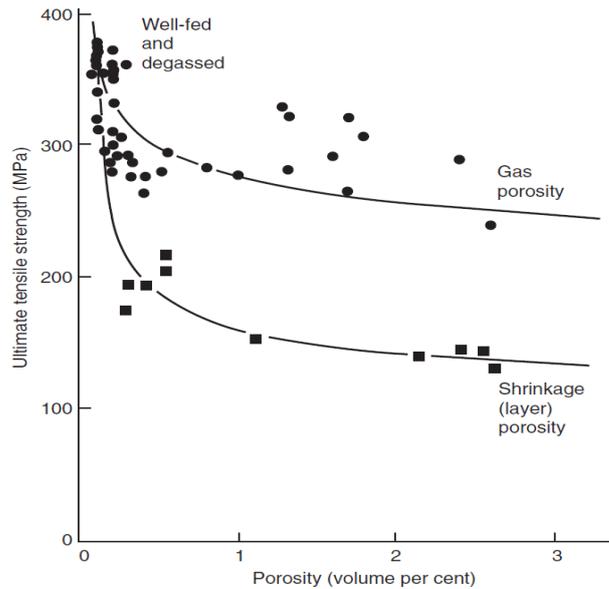


Figura 15: Variação da resistência mecânica de uma liga Al11.5Mg com a porosidade para diferentes fontes de porosidade [23].

A unidade de degaseificação de fundição é um sistema de tratamento metalúrgico que permite degaseificar ligas de alumínio de fundição (fig. 16). Todos estes sistemas utilizam uma pá de impulsor patenteado que mistura o gás inerte (Árgon ou Azoto) com o banho metálico. A rotação das pás do impulsor permite a distribuição das bolhas de gás, agitação controlada ou turbulência exagerada do banho. As bolhas de gás vão permitir a difusão do hidrogénio para o seu interior, visto que a atividade do hidrogénio é mais alta no banho do que no interior das bolhas [20, 22].

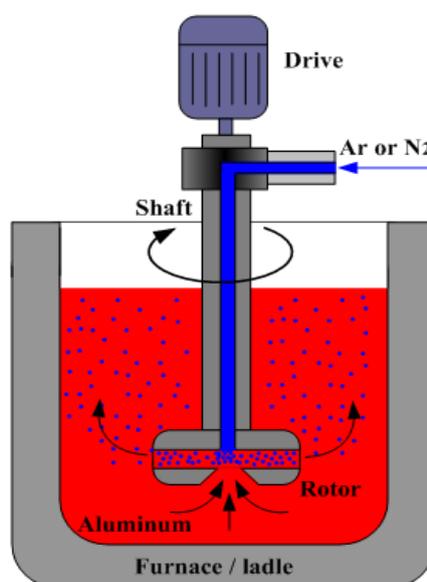


Figura 16: Ilustração do equipamento de degaseificação e o seu funcionamento [22].

### 2.4.1 Porosidade originada pelo hidrogénio

A origem do hidrogénio presente no banho deve-se à humidade atmosférica, a produtos da combustão do forno, ao contacto com ferramentas inconvenientemente secas, entre outros (eq. 2). O processo de incorporação de hidrogénio envolve difusão dos átomos de hidrogénio no banho e inclusão/aprisionamento a partir de nucleação homogénea ou heterogénea. Este hidrogénio dissolvido no banho torna-se bastante problemático, uma vez que à medida que a temperatura do banho diminui, a solubilidade do hidrogénio no alumínio líquido também diminui (fig. 17), o que leva à formação da porosidade de duas formas: para quantidades elevadas de hidrogénio presente no banho, ocorre a rejeição do hidrogénio na solidificação; para quantidades baixas de hidrogénio verifica-se a formação de porosidade secundária (micro porosidade). O seu tamanho bem como a sua quantidade são determinados pela quantidade inicial de hidrogénio presente no banho, velocidade de arrefecimento e composição da liga (figuras 18a e 18b) [2, 5, 19, 22].

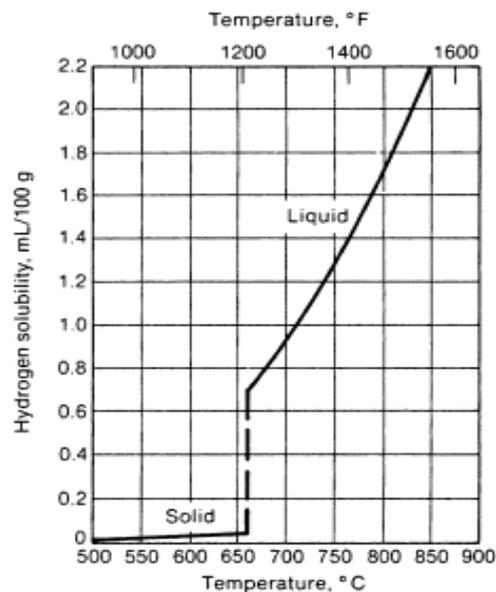
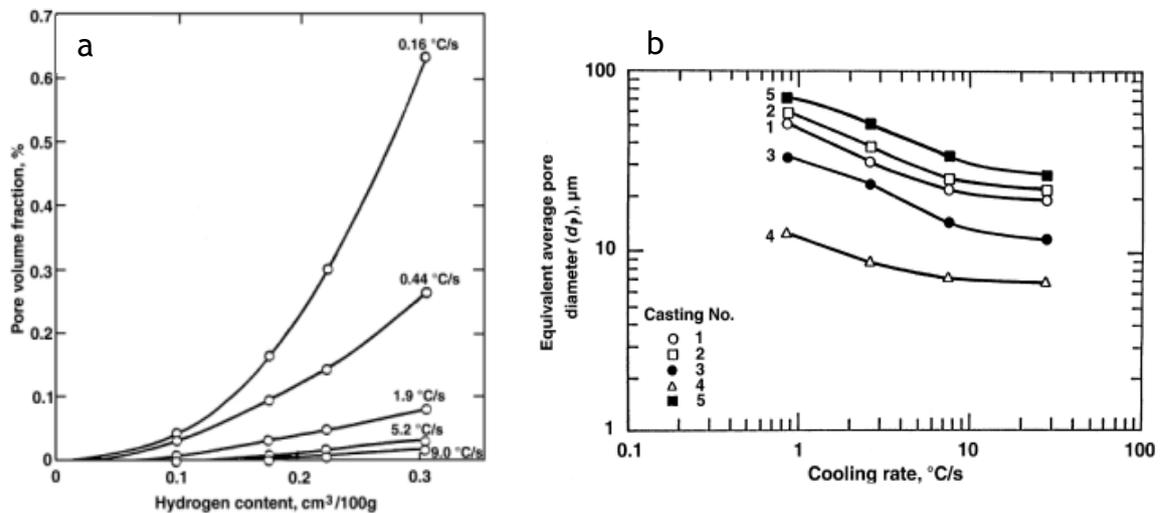


Figura 17: Variação da solubilidade do hidrogénio com a temperatura no alumínio para 1 atm [2].

A partir da figura 18b é possível constatar que o uso de modificador do silício eutético provoca condições desfavoráveis à degaseificação e, naturalmente, permite a formação de poros com dimensões consideráveis. Contudo, num estudo realizado por Fang e Granger na liga  $AlSi7Mg0,3$ , constatou-se que o tamanho e o volume dos poros de hidrogénio eram reduzidos, bem como apresentavam uma distribuição mais uniforme quando se adicionava afinador de grão. Neste caso, o crescimento dos poros vai ser limitado pelo próprio tamanho de grão [2, 14, 17].



Equação 2: Reação do alumínio com H<sub>2</sub>O resultando em alumina e hidrogénio dissolvido [18].



Figuras 18a: Influência da velocidade de arrefecimento e do teor de hidrogénio dissolvido sobre a fração volumétrica dos poros. 18b: Diâmetro médio dos poros para a liga A356.0. Quantidade de hidrogénio (cm³/100 g): 1 - 0,25; 2 - 0,31 (afinador de grão); 3 - 0,25 (afinador de grão); 4 - 0,11 (afinador de grão) e 5 - 0,31 (afinador de grão e modificador) [2].

#### 2.4.2 Porosidade originada pela formação de óxidos

Devido à elevada reatividade do alumínio líquido, existe sempre uma camada de óxidos à superfície do banho das ligas de alumínio de fundição. Quando esta camada é rompida, ocorre instantaneamente a sua reconstrução, deixando a superfície do banho permanentemente coberta. Este facto torna-se potencialmente grave, visto que o hidrogénio não dissolvido pode acabar por se difundir para uma dupla camada de óxido (*bifilm*) à superfície do banho, devido à elevada reatividade do alumínio e turbulência (fig. 19), aumentando assim o tamanho dos poros e prejudicando as propriedades mecânicas da liga [20 - 22, 24].

A partir da figura 19 (lado direito) é possível observar que os *bifilms* circulam no banho, influenciando a forma e a dimensão dos poros formados [24].

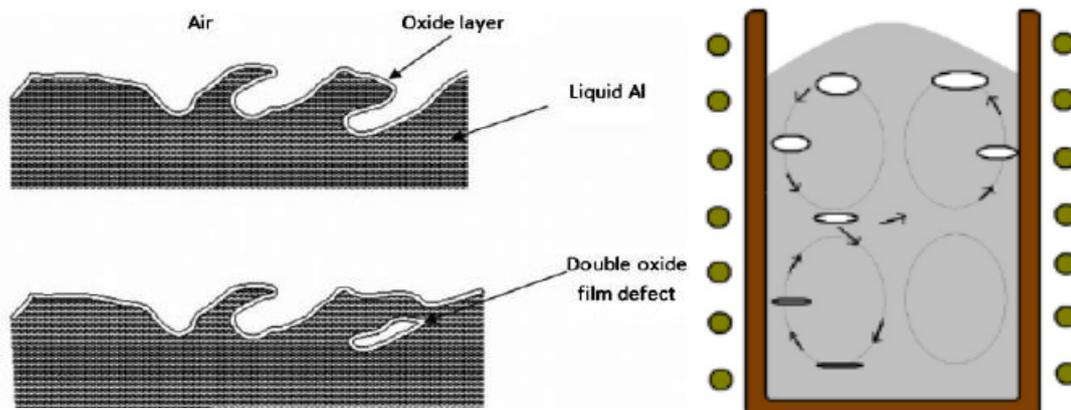


Figura 19: Mecanismo de formação de porosidade através de óxido [20, 24].

As inclusões não metálicas (tabela 7) são uma das principais preocupações na fundição de ligas de alumínio. A oxidação ocorre mais rapidamente à superfície do banho metálico e aumenta conforme a temperatura e o tempo de exposição [2].

Tabela 7: Tipos e fontes de inclusões de ligas de alumínio de fundição [2].

Inclusão	Origem
MgO, Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , MgAl <sub>2</sub> O MgCl <sub>2</sub> -NaCl-CaCl <sub>2</sub> /MgO	Reações entre banho e refratário, turbulência do banho e carga (refugo)

Relativamente ao efeito deste tipo de porosidade nas propriedades mecânicas (fig. 20) é possível verificar que a resistência mecânica da liga decresce de forma linear à medida que o tamanho dos poros aumenta, como seria de esperar [22].

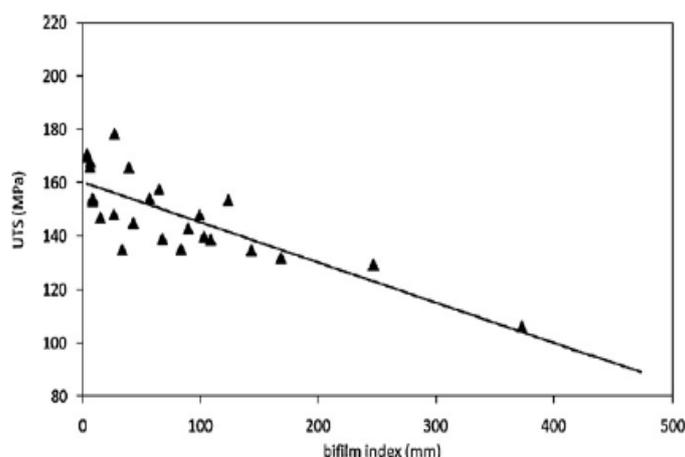


Figura 20: Variação da resistência mecânica com o tamanho dos *bifilms* (A356) [22].

Por outro lado, apesar do alongamento diminuir conforme o aumento da dimensão dos poros, para dimensões significativamente baixas a liga apresenta elevado alongamento (fig. 21). Este facto indica que é possível obter bons alongamentos para ligas sãs, no entanto, esta é uma propriedade bastante sensível à variação do tamanho dos poros [22, 23].

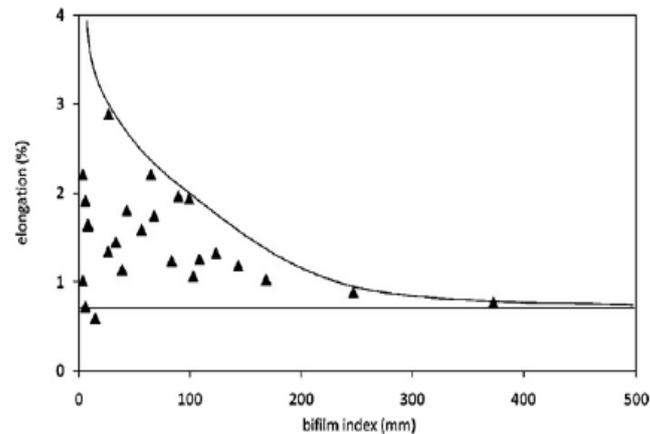


Figura 21: Variação do alongamento com o tamanho dos *bifilms* (A356) [22].

O último aspeto a ter em consideração prende-se com o tamanho dos *bifilms* e o número de poros e de que forma alteram a qualidade e o comportamento da liga. Na figura 22 estão estabelecidos três regimes que correspondem a diferentes graus de ductilidade [23].

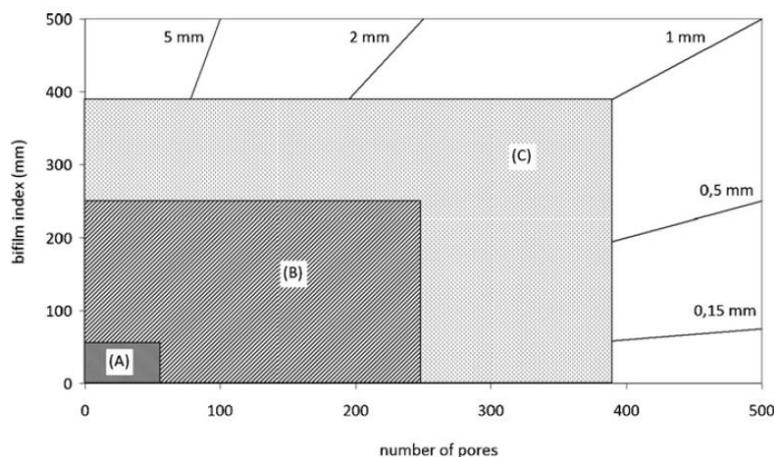


Figura 22: Regiões com diferentes níveis de ductilidade mediante o tamanho dos *bifilms* e o número de poros: (A) - elevada ductilidade; (B) - baixa ductilidade e (C) - frágil [23].

### 2.4.3 Interação dos óxidos com o hidrogénio

Os óxidos introduzidos no banho das ligas de alumínio têm demonstrado uma certa interação com o hidrogénio dissolvido, na medida em que este hidrogénio vai difundir-se para o interior da atmosfera criada pelos próprios óxidos (*bifilms*) e, posteriormente, vai contribuir para a sua expansão. Esta difusão ocorre mais rapidamente através da rotura da superfície *bifilm* em relação à difusão através da camada do *bifilm*. Posto isto, constata-se que a interação entre os óxidos e o hidrogénio deve ser avaliada nos termos das propriedades mecânicas e morfologia da fratura nas ligas Al-Si-Mg [24, 25].

Para obtenção de resultados mais rigorosos e, de certa forma, para melhor compreensão e identificação dos elementos presentes na microestrutura, são utilizadas técnicas de microscopia eletrónica como SEM (microscopia eletrónica de varrimento) e EDS (espectroscopia de dispersão de energia) [24, 25].

A figura 23a resulta da aquisição de imagem em SEM e do respetivo espectro EDS a partir da fratura de uma amostra com baixos teores em óxidos e hidrogénio, mostrando indícios de mecanismo de fratura dúctil. As figuras 23b e 23c representam imagens SEM e espectros EDS de óxidos obtidos a partir de uma amostra com elevado teor em óxidos e baixo teor em hidrogénio. Os espectros de EDS refletem uma presença forte em oxigénio que indica a presença de óxidos no defeito detetado. Ambas as figuras mostram uma morfologia 2D (não expandida) pela ausência de elevados teores de hidrogénio [24].

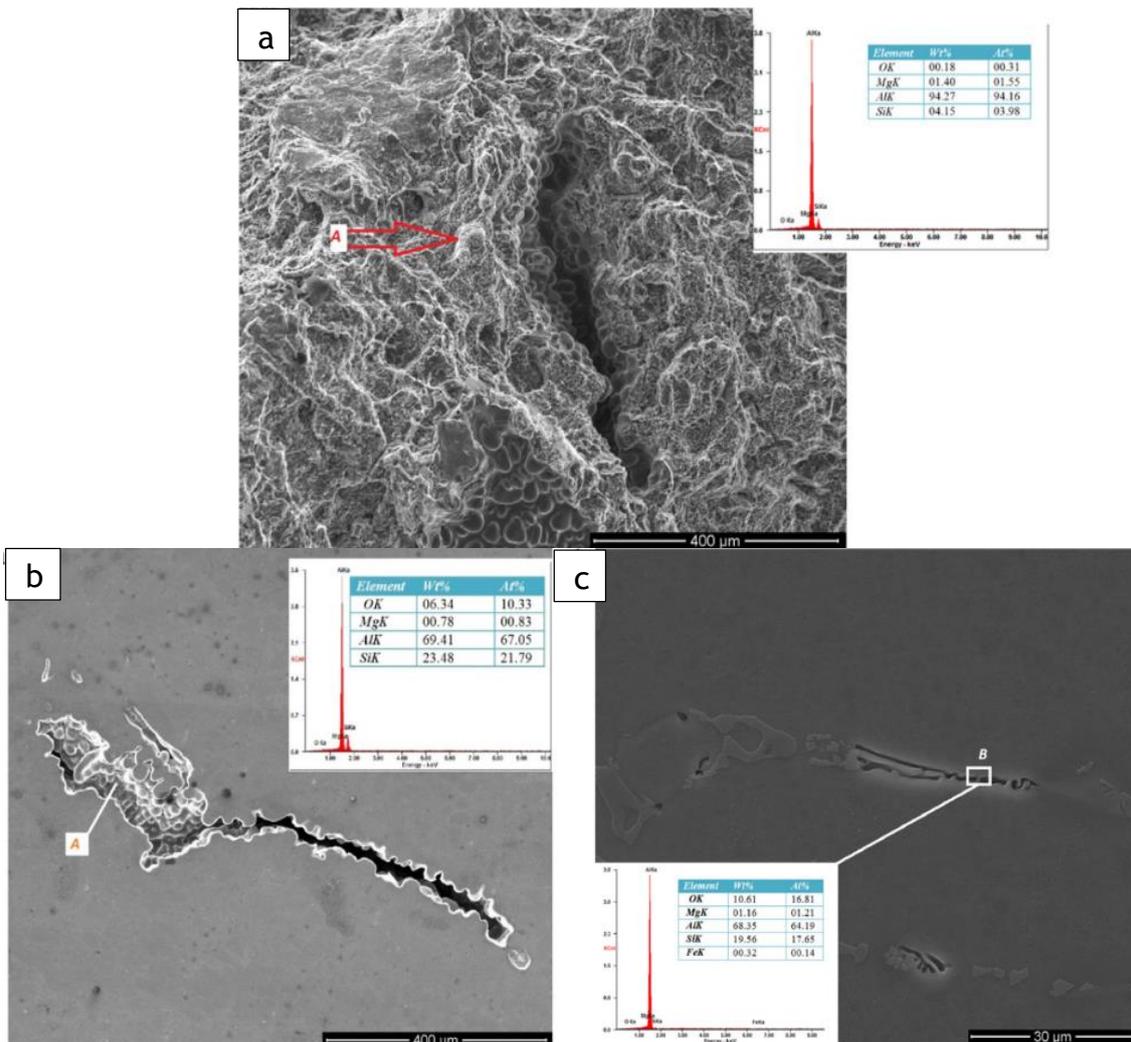


Figura 23: Imagens SEM e respectivos espectros EDS - a: superfície de fratura de uma amostra com baixos teores em óxidos e hidrogênio; b: defeito com grande dimensão, onde se constata a presença de oxigênio; c: mesma situação para um defeito de menor envergadura [24].

## 2.5 Análise térmica

A técnica de análise térmica tem sido utilizada a nível industrial, uma vez que permite antecipar a qualidade do banho e o tipo de microestrutura que a peça vai apresentar [27].

Existem vários parâmetros, como o sobreaquecimento e a recalcência (diferença entre o máximo e mínimo da temperatura eutética e de formação do grão  $\alpha$ ), que se associam à variação do tamanho de grão nos fundidos da liga A356. No que diz respeito à temperatura de nucleação de grãos  $\alpha$ , esta é afetada, para além da velocidade de arrefecimento, pelo teor em afinador de grão, havendo um aumento no máximo de 5°C, no primeiro patamar da curva de arrefecimento de uma liga eutética. No entanto, a temperatura da reação

eutética diminui até 8 °C quando se adiciona o modificador do silício eutético (estrôncio). Em suma, quando existe uma combinação de modificador do silício eutético com afinador de grão existe uma oscilação de 13 °C na gama de solidificação da liga. Para melhor compreensão, a figura 24 ilustra duas curvas de arrefecimento da liga A356, não modificada e modificada [27, 28].

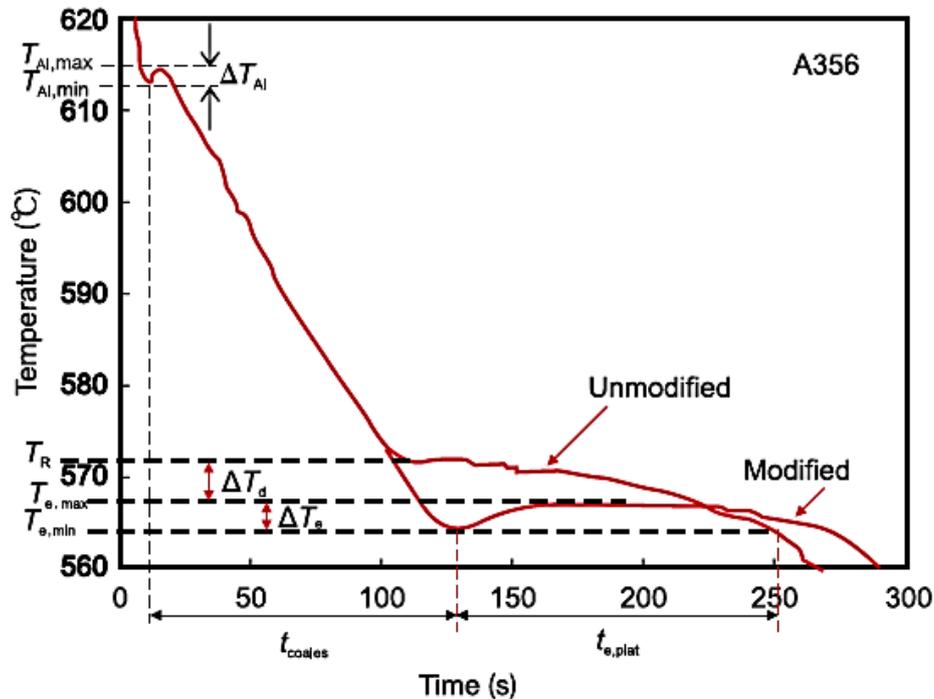


Figura 24: Curva típica de arrefecimento da liga A356, não modificada e modificada.

$T_{Al,min}$  e  $T_{Al,max}$ : temperaturas mínima e máxima de nucleação de grão  $\alpha$ , sendo  $\Delta T_{Al}$  a recalescência.

$T_{e,min}$  e  $T_{e,max}$ : temperaturas mínima e máxima da reação eutética.

$t_{coales}$ : tempo entre os mínimos de temperatura de formação do grão  $\alpha$  e da reação eutética.

$t_{e,plat}$ : duração da reação eutética [27].

### 2.5.1 Formação do grão $\alpha$ e reação eutética

Através da figura 25 é possível observar o efeito da variação do titânio nas curvas de arrefecimento da liga A356, constatando-se que o aumento do teor de titânio aumenta a cinética da formação dos grãos  $\alpha$ , visto que existe um maior número de locais de nucleação heterogênea que, conseqüentemente, aumenta o número de grãos formados, devido à quantidade de calor latente libertado por unidade de tempo (recalescência). A temperatura da reação eutética diminui cerca de 5 °C e ocorre 20 segundos mais tarde, contudo com

o aumento do teor em titânio esta reação ocorre ligeiramente mais tarde, nomeadamente para os teores de 0,1 e 0,2% Ti [29].

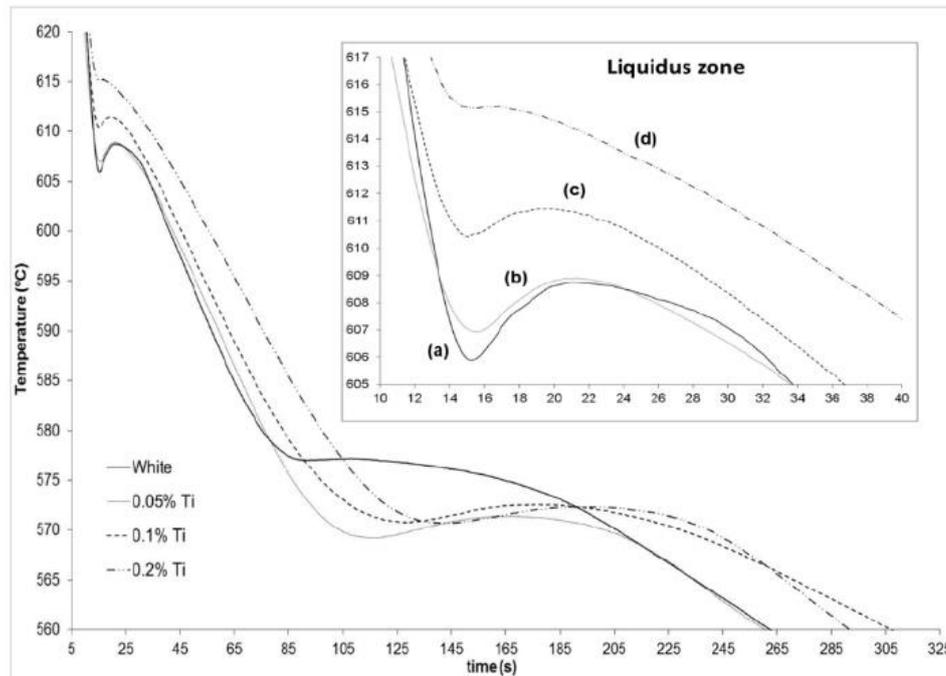


Figura 25: Curvas de arrefecimento para a liga A356: (a) sem afinador; (b) 0,05% Ti; (c) 0,1% Ti; (d) 0,2% Ti [29].

Quando o teor do afinador de grão é constante, mas o teor do modificador do silício eutético é variado, existem também oscilações na curva de arrefecimento (fig. 26). Neste caso, o efeito do estrôncio é bastante semelhante ao efeito do titânio, na medida que aumenta a temperatura à qual ocorre a formação do grão  $\alpha$  e contribui para a diminuição da temperatura da reação eutética [28, 29].

Contudo, não é desejável que este elemento atue diretamente na afinação através da formação de partículas como  $Al_4Sr$  e  $Al_2Si_2Sr$ , uma vez que o seu objetivo é atuar como modificador e como tal este elemento não deve ser consumido na afinação. Deve ser referido que o aumento do teor de estrôncio, a reação eutética ocorre mais tarde, podendo provocar um crescimento de grão  $\alpha$  excessivo [29].

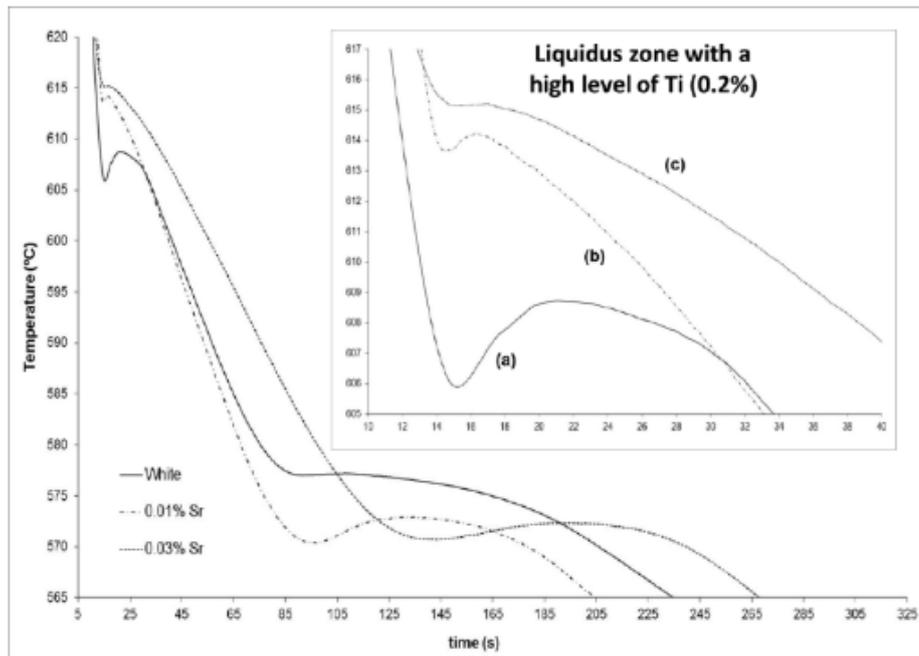


Figura 26: Curvas de arrefecimento da liga A356: (a) sem modificador; (b) 0,01% Sr e (c) 0,03% Sr [29].

Outro efeito indesejável está retratado na figura 27, onde é possível avaliar o efeito do teor de boro na reação eutética. Nesta situação, conclui-se que para teores acima de 0,1% B existe uma degradação do efeito na modificação do silício eutético, visto que existe um aumento da temperatura desta reação fruto da interação entre o Sr e B, apresentado anteriormente, que resulta na formação do intermetálico  $\text{SrB}_6$  [28].

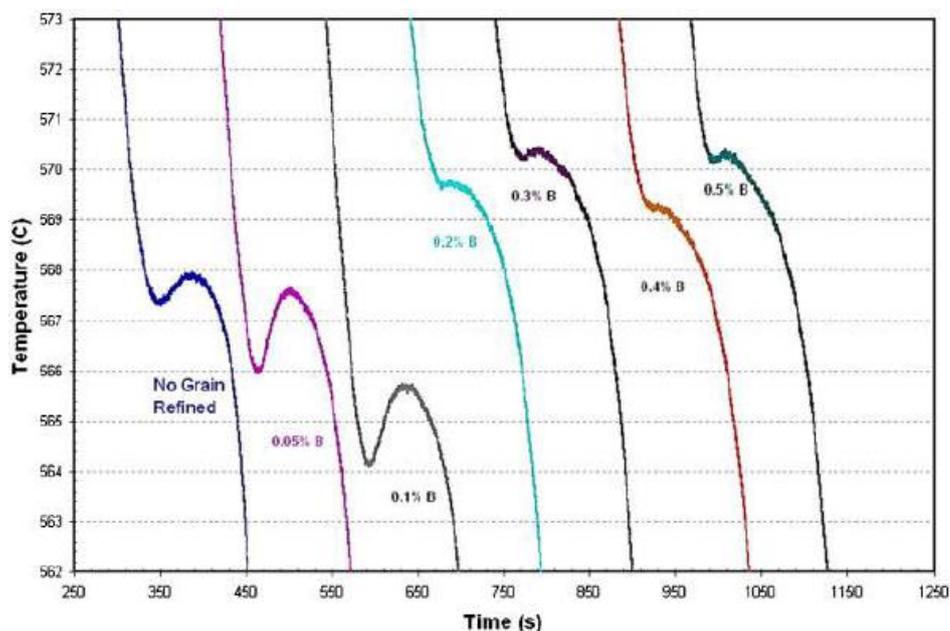


Figura 27: Curvas de arrefecimento da análise térmica realizada na liga A356 com 200 ppm de Sr [28].

Assim, a técnica de análise térmica, para além das funcionalidades apresentadas anteriormente, também pode ser utilizada como auxílio na avaliação e compreensão das interações entre titânio, boro e estrôncio [28].

## 2.6 Tratamento térmico T6

Existem diversos tratamentos térmicos normalizados pela AAA que se podem aplicar nas ligas de alumínio, especialmente nas ligas de fundição. O tratamento térmico mais utilizado industrialmente – e também adotado na Firmago – é o T6, devido às propriedades mecânicas que confere à liga, que se adequam à sua aplicação [2, 30].

O ciclo térmico deste tratamento consiste em dois estágios. O primeiro é denominado por solubilização, o qual ocorre a temperaturas elevadas, próximas da temperatura eutética, cujos objetivos são: dissolver as fases intermetálicas, homogeneização da composição química e modificação do silício eutético; seguido de um arrefecimento rápido por forma a evitar a difusão e precipitação dos elementos de liga, resultando numa solução sobressaturada. Por outro lado, o segundo estágio é realizado para temperaturas muito mais baixas, designado por envelhecimento artificial. Esta etapa é realizada com o intuito de precipitar o soluto ( $Mg_2Si$ ) de forma controlada e dispersa pela matriz. Estes precipitados finos são responsáveis pelo endurecimento da liga e, conseqüentemente, pelo aumento da resistência mecânica, uma vez que restringem o movimento das deslocções durante a deformação. O tempo de estágio do envelhecimento depende da temperatura utilizada no ciclo térmico e da espessura das secções da peça, por forma a ser possível obter o endurecimento máximo da liga, evitando tanto o subenvelhecimento como o sobrenvelhecimento, como mostra a figura 28 [2, 9, 31, 32].

A curva T1 representa a temperatura de envelhecimento mais baixa, apresentando um endurecimento máximo para tempos de envelhecimento mais longos em relação às outras temperaturas, havendo o risco de subenvelhecimento. Por outro lado, a curva T3 apresenta um endurecimento máximo muito prematuro, que pode levar ao sobrenvelhecimento da liga [9, 31].

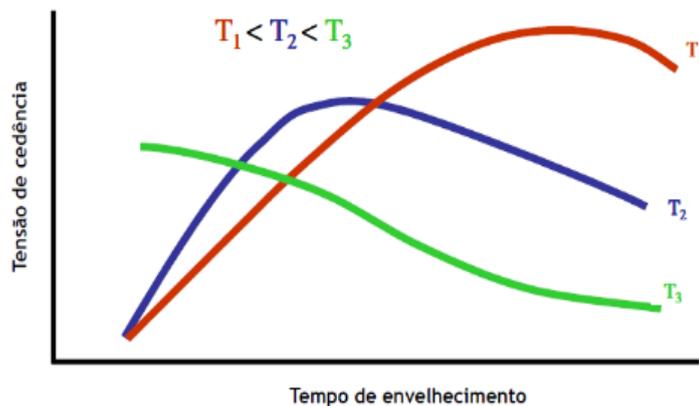


Figura 28: Variação da tensão de cedência em função do tempo para diversas temperaturas de envelhecimento [9].

### 2.6.1 Microestrutura

Como referido no início deste trabalho, as ligas Al-Si-Mg são um sistema ternário que após solidificação forma precipitados de equilíbrio  $Mg_2Si$ . Estes precipitados são formados a partir de uma solução sobressaturada que, à medida que a temperatura do sistema vai diminuindo, vai formando zonas GP (Guinier-Preston) que por sua vez vão originar zonas de transição  $\theta'$ , que são responsáveis pela precipitação da fase  $\theta$  ( $Mg_2Si$ ), como é possível observar na figura 29 [9].

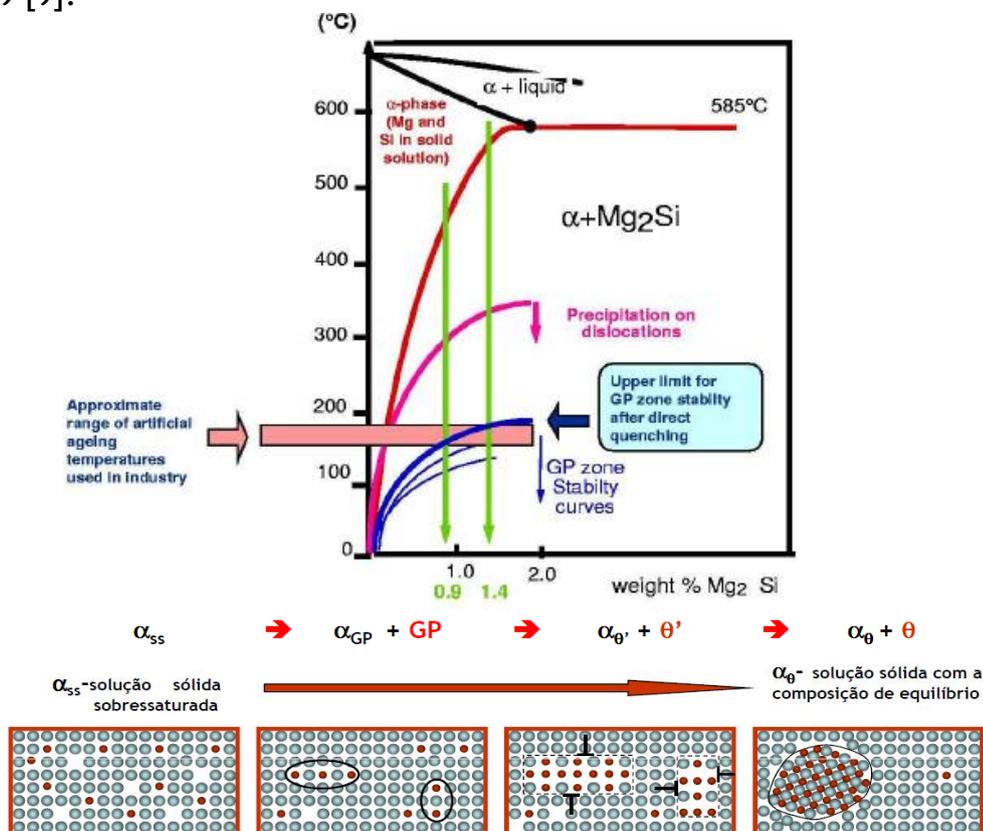


Figura 29: Diagrama de fase metastável  $Mg_2Si$ , com um esquema ilustrativo da formação do precipitado  $Mg_2Si$  [9].

Foi também anteriormente mostrado que o efeito do modificador do silício eutético altera a morfologia desta fase; contudo, após o tratamento térmico T6, existe um aumento no tamanho das partículas de silício eutético (fig. 30), em que o silício eutético tende a “engrossar” e esferodizar. Esta alteração na dimensão das partículas de silício eutético deve-se ao coalescimento provocado pela solubilização do tratamento térmico T6 [9, 30].

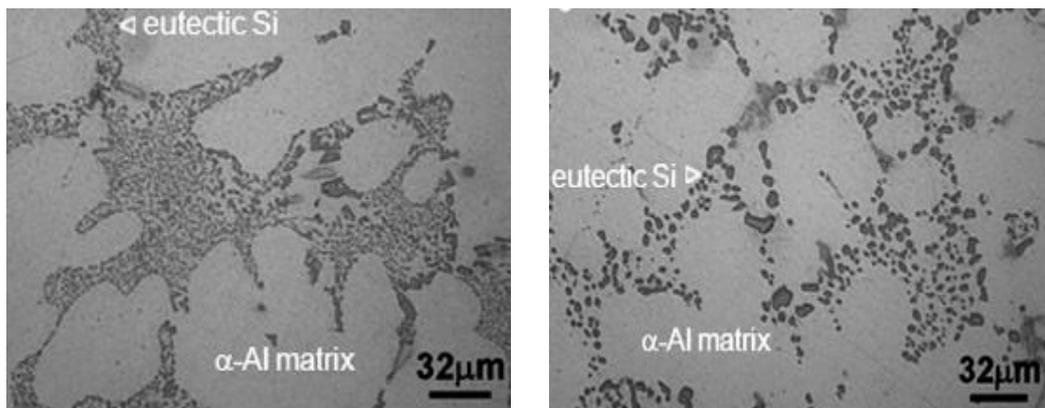


Figura 30: Lado esquerdo apresenta uma microestrutura com silício eutético modificado em estado bruto de fundição. Lado direito a mesma microestrutura após T6 [30].

### 2.6.2 Propriedades mecânicas

A temperatura e o tempo adotados no ciclo térmico são fator crucial para as propriedades mecânicas finais do material. A figura 31 corrobora este facto, uma vez que é possível observar que a dureza da liga oscila mediante a duração da etapa de solubilização e a temperatura e o tempo de envelhecimento. Por outro lado, sugere que o endurecimento máximo ainda não foi atingido para um ciclo térmico (2h - 540°C; 180°C), pese embora que o endurecimento máximo foi atingido num ciclo que apresenta o menor tempo de solubilização e a maior temperatura de envelhecimento ao fim de 3 horas (1/4h - 540°C; 180°C) [33, 34].

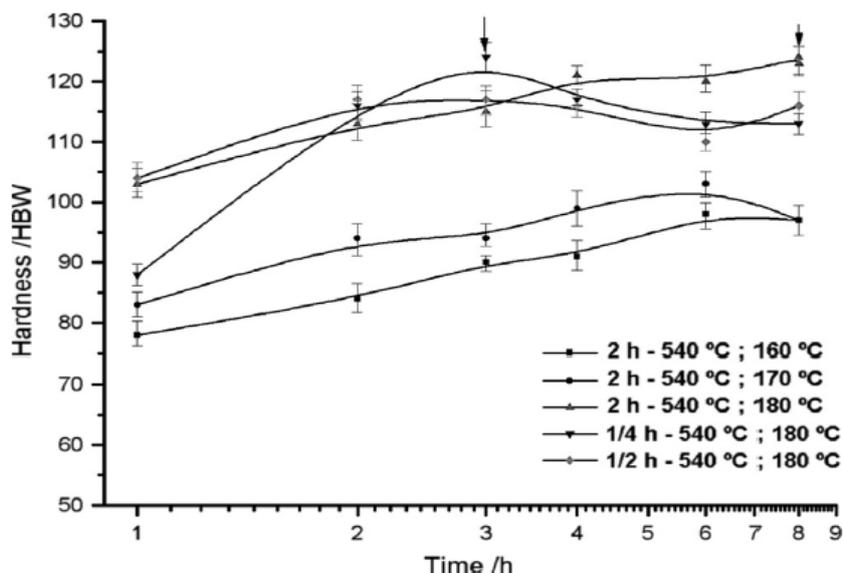


Figura 31: Evolução da dureza da liga A356 após solubilização a 540 °C, com diferentes tempos de estágio e envelhecimento, para temperaturas e tempos de estágio diferentes [34].

Assim é necessário definir um ciclo térmico apropriado, de modo a potenciar o endurecimento da liga, sem a ocorrência de efeitos indesejados. Para além do sobrenvelhecimento e do subenvelhecimento, outro efeito que surge na etapa de solubilização é a difusão do magnésio presente na matriz, para regiões porosas da peça (fig. 34). Este fenómeno é fruto de solubilizações muito prolongadas que permitem a difusão dos átomos de magnésio para a porosidade e, desta forma, impedem a formação de precipitados  $Mg_2Si$  [35].

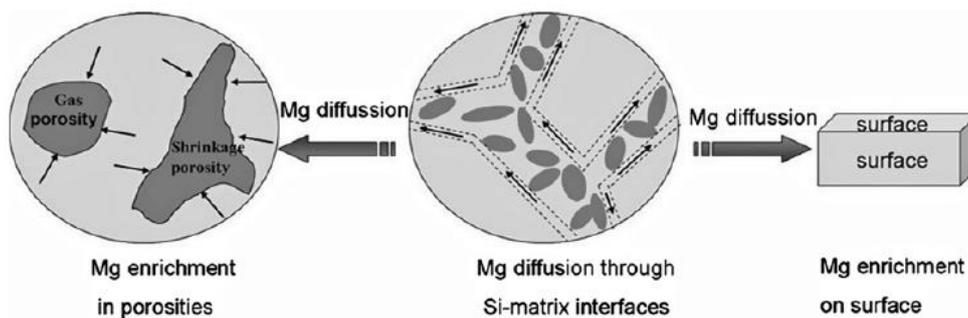


Figura 32: Esquema ilustrativo da difusão do magnésio para solubilizações prolongadas [35].

### 3. Materiais, equipamentos e procedimento experimental

O trabalho experimental desta dissertação foi realizado na Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto (FEUP) em parceria com a Firmago. O trabalho desenvolvido também contou com o apoio do Centro de Formação Profissional da Indústria de Fundição (CINFU) e do Centro de Materiais da Universidade do Porto (CEMUP).

Este trabalho experimental foi planificado (tabela 9), segundo os objetivos delineados no início do semestre, de modo a evitar atrasos exagerados na realização das tarefas. Salienta-se que nem todas as tarefas foram realizadas conforme o estipulado, nomeadamente o vazamento com a adição de 200 ppm de estrôncio.

Tabela 9: Planificação das atividades para o desenvolvimento da dissertação.

Semana	Data	Tarefas
1	2-6 Março	Acompanhamento do processo de produção da Firmago. Definição de concentrações de afinador e modificador, dos parâmetros de desgaseificação e dos tratamentos térmicos.
2	9-13 Março	
3	16-20 Março	Execução do vazamento da peça e dos provetes (procedimento adotado na Firmago).
4	23-27 Março	Preparação metalográfica das amostras. Realização dos tratamentos térmicos.
5	29-3 Abril	
6	6-10 Abril	Execução do vazamento da peça e dos provetes (100 ppm Sr).
7	13-17 Abril	Preparação metalográfica das amostras. Realização dos tratamentos térmicos.
8	20-24 Abril	
9	27-1 Maio	Execução do vazamento da peça e dos provetes (200 ppm Sr).
10	4-8 Maio	Preparação metalográfica das amostras. Realização dos tratamentos térmicos.
11	11-15 Maio	
12	18-22 Maio	Ensaio de tração. Análise SEM.
13	25-29 Maio	
14	1-5 Junho	Realização de atividades extra. Redação da Dissertação.
15	8-12 Junho	
16	15-19 Junho	Redação da Dissertação.
17	22-26 Junho	
18	29-3 Julho	

### 3.1 Material e equipamentos

Neste procedimento experimental foram vazadas peças e provetes a partir da liga A356 em areia autossecativa, cuja composição química da matéria-prima depende do fornecedor (tabela 10), onde se pode verificar a presença de estrôncio. No entanto a composição final dos fundidos pode variar ligeiramente devido à adição de escorificantes, afinador de grão e modificador do silício eutético.

Tabela 10: Composição química da liga A356 fornecida pela Trimet.

%Si	%Mg	%Pb	%Fe	%Ti	%Zn	%Sr
6,88	0,27	0,001	0,086	0,132	0,01	0,012

Os principais equipamentos e materiais disponibilizados pela Firmago, na realização dos ensaios foram: forno de fusão de carga elétrico MONOMETER com capacidade para 300kg (240kg de lingotes e 60kg gitos); unidade de degaseificação FDU MINI-MINI (anexo A - fig.1); escorificante designado por *Cobral*; o afinador de grão adicionado foi uma liga mãe em vareta, denominada *Finalloy* (AlTi5B1); o modificador do silício eutético incorporado no banho foi uma liga mãe em vareta, denominada FOSPERL (AlSr5).

Como a liga adquirida pela Firmago apresenta 120 ppm estrôncio, optou-se por realizar apenas dois ensaios, visto que este teor é bastante significativo e um dos objetivos definidos para esta Dissertação foi a avaliação do efeito da variação do teor de estrôncio na liga, tornando dispensável a realização de um terceiro vazamento.

### 3.2 Definição dos ciclos térmicos T6

Inicialmente executou-se uma série de tratamentos térmicos T6 (anexo A - tabela 1) em provetes de tração, vazados em areia autossecativa, que posteriormente foram seccionados de igual forma (fig. 33), de modo a compreender a evolução microestrutural e a variação da dureza da liga, com o objetivo de selecionar um tratamento térmico alternativo, ou seja, mais curto em relação ao utilizado na Firmago e que garantisse a mesma modificação do silício eutético e elevada dureza. Esta etapa do procedimento experimental representa um estudo preliminar da liga produzida pela Firmago.



Figura 33: Provete seccionado para a realização do tratamento térmico T6 e ensaio mecânico de dureza.

Nesta etapa, as amostras foram preparadas para análise da microestrutura em microscópio ótico e sujeitas a ensaios de dureza Brinell. Estas duas etapas serão descritas mais à frente neste capítulo.

### 3.3 Ensaio de vazamento

Posteriormente realizaram-se dois ensaios na Firmago (anexo A - tabela 2), que consistiram no vazamento, um sem adição de estrôncio e outro com adição de estrôncio (anexo A - cálculo 1), de uma peça numa moldação de areia autossecativa com arrefecedores (anexo A - fig. 2), onde foram colocados 4 termopares, revestidos com tinta, em secções diferentes da peça (fig. 34), ligados ao aparelho *Personal Daq 56*, de forma a registar as curvas de arrefecimento dessas secções (fig. 35). No final de cada vazamento, colheu-se uma amostra para controlo da composição química final do fundido. Para melhor compreensão das temperaturas registadas e por forma a comparar com os ensaios realizados, foi simulado o vazamento em *FLOWCast*. Importa salientar que os termopares foram testados por forma verificar o seu funcionamento e averiguar a dimensão da histerese térmica (anexo A - fig.3).

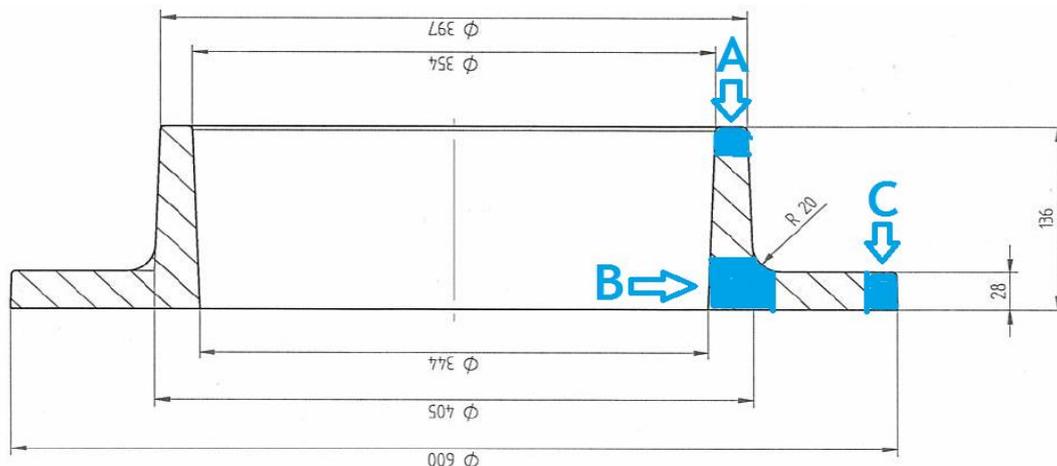


Figura 34: Desenho 2D da peça vazada. Para além das três secções assinaladas, foram colocados termopares tanto no ataque (secção D), como no alimentador da peça (secção E).

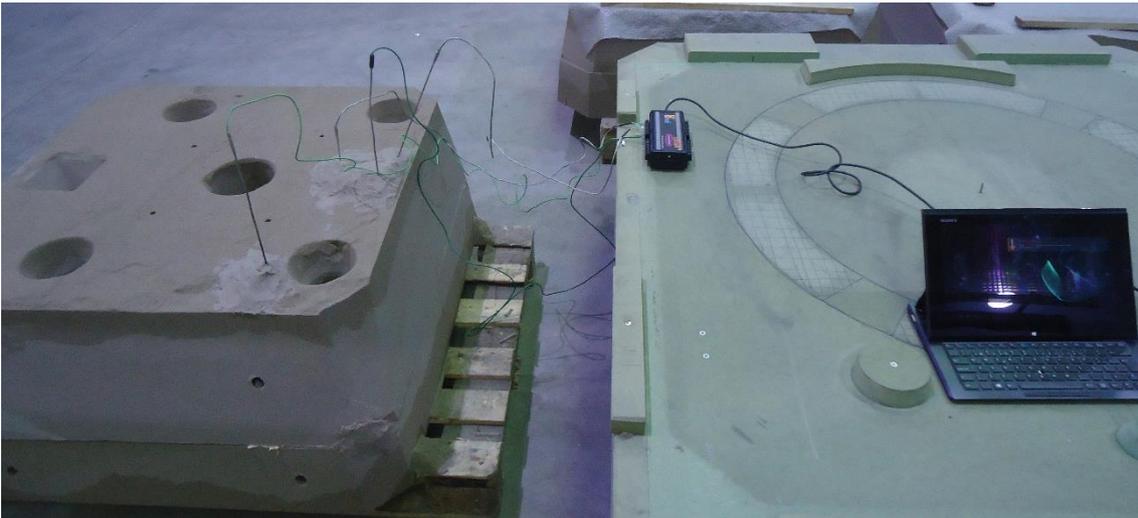


Figura 35: Moldação e equipamento utilizados no registo das curvas de arrefecimento dos ensaios.

### 3.4 Tratamentos Térmicos

Um dos objetivos da definição dos ciclos térmico T6, para além de observar e compreender a resposta da liga a diferentes tratamentos térmicos T6, foi implementar um ciclo térmico viável e alternativo, de modo a reduzir o tempo total do tratamento térmico adotado na Firmago e conseguir manter ou melhorar as propriedades mecânicas da liga. Assim, os tratamentos térmicos seleccionados foram o TT22 correspondente ao implementado na empresa; e o TT8, uma vez que apresentou bons resultados na modificação do silício eutético e nos ensaios de dureza, para além de que oferece maior segurança no tratamento térmico de peças com espessuras consideráveis. Deste modo, após a definição dos dois ciclos térmicos, tanto as peças como os provetes vazados nos ensaios foram tratados termicamente (tabela 11)

Tabela 11: Tratamentos térmicos T6 realizados na peça e nos provetes, após os ensaios de vazamento.

Tratamento Térmico	Solubilização		Envelhecimento	
	Tempo	Temperatura	Tempo	Temperatura
TT22 (Firmago)	10h	510°C	6h	155°C
TT8	4h	530°C	6h	170°C

### 3.5 Preparação metalográfica e caracterização microestrutural

A preparação das amostras, das secções da peça apresentadas na figura 36, consistiu num polimento de desbaste sequencial com as lixas de 180, 320, 600 e 1000 mesh e num polimento de acabamento com suspensões de dimante de 6 e 1 $\mu$ m e no final realizou-se um acabamento com suspensão de sílica (OPS). Entre cada etapa de acabamento, as amostras passaram por uma limpeza com ultrassons numa solução de etanol. Para aquisição de imagem das microestruturas, quantificação de fases (fig. 36) e medição do SDAS (fig. 37), foi utilizado o microscópio ótico com recurso aos *softwares* *Leica LAS* e *AxionVision 4*. Na quantificação de fases, o parâmetro de maior relevância avaliado foi o tamanho médio das partículas de silício eutético.

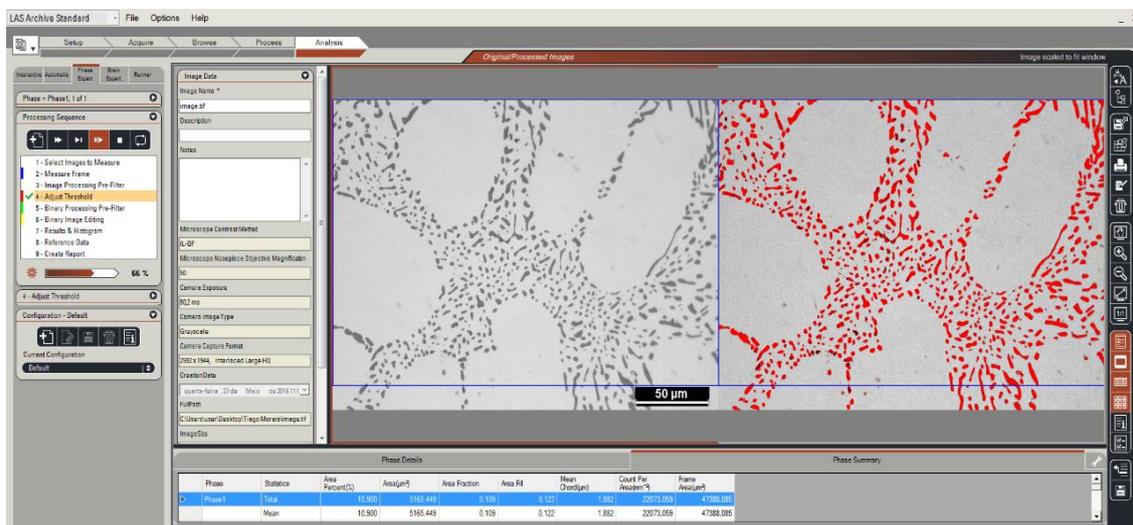


Figura 36: Aquisição de imagem da microestrutura e quantificação de fases, através do *software* *Leica LAS*.

Para observação e identificação de partículas presentes na matriz, com maior detalhe, recorreu-se a microscopia eletrónica de varrimento (SEM). Também permitiu identificar os elementos químicos presentes nessas fases, por via de espectroscopia de raios X com dispersão de energia (EDS). Neste caso, foram analisadas duas superfícies de fratura de provetes diferentes e duas amostras da secção C de ensaios diferentes, com o mesmo tratamento térmico.

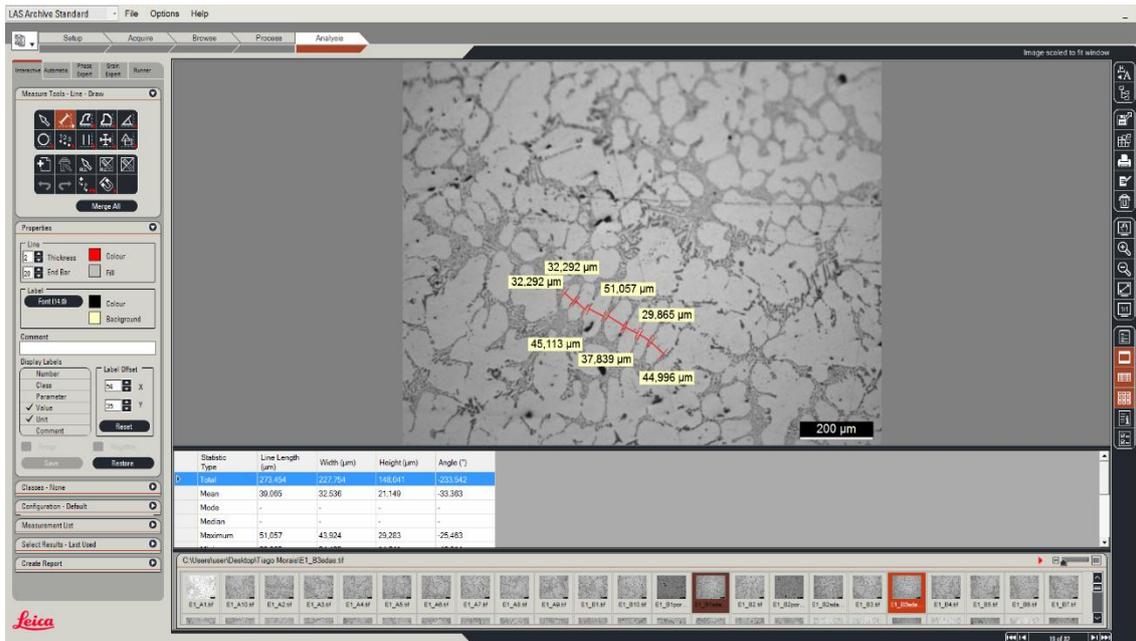


Figura 37: Medição do SDAS, através do software Leica LAS.

### 3.6 Ensaios mecânicos

O primeiro ensaio mecânica realizado, em todas as amostras, foi de dureza Brinell, segundo a norma NP EN ISO 6506-1 2009, numa máquina *DuraVision 20*, com uma esfera de Tungstênio com 2,5 mm e uma carga de 612,9N. Por cada amostra (secção), foram realizadas três indentações. O segundo ensaio mecânico executado, conforme a norma ISSO 6892-1 2009, foi de tração, numa máquina *Shimadzu UH 1000kNI*.

## 4. Apresentação e discussão dos resultados

### 4.1 Definição dos ciclos térmicos

Como referido anteriormente, a primeira fase do procedimento experimental desta dissertação incidiu no estudo e compreensão da influência do tratamento térmico T6 na microestrutura e na dureza da liga AlSi7Mg0,3, produzida pela Firmago. A microestrutura, no estado bruto de fundição desta liga, consiste numa matriz de alumínio (fase  $\alpha$ ) e de silício eutético, sendo na sua maioria acicular, apresentando uma dureza de 60 HBW. No entanto, como esta liga foi pré modificada, existem algumas áreas da amostra onde a morfologia do silício eutético se apresenta modificada (fig. 38).

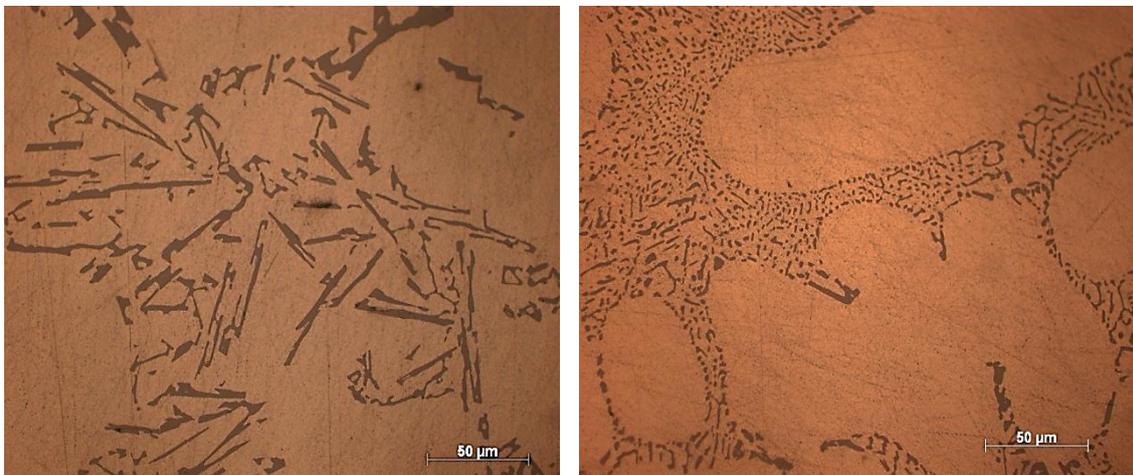


Figura 38: Microestrutura da liga A356 no estado bruto de fundição, onde as zonas clara representam a fase  $\alpha$  e as zonas escuras o silício eutético. Microestrutura do lado esquerdo apresenta silício eutético não modificado, enquanto que a microestrutura do lado direito mostra silício eutético modificado.

Após tratamento térmico de solubilização a 510°C, o silício eutético sofre uma modificação morfológica, passando de acicular para fibrosa. É de salientar que esta alteração microestrutural verificou-se para todos os tempos de estágio, tendo-se verificado uma maior homogeneidade na modificação do silício eutético e coalescimento destas partículas, para o estágio de 10 horas (fig. 39).

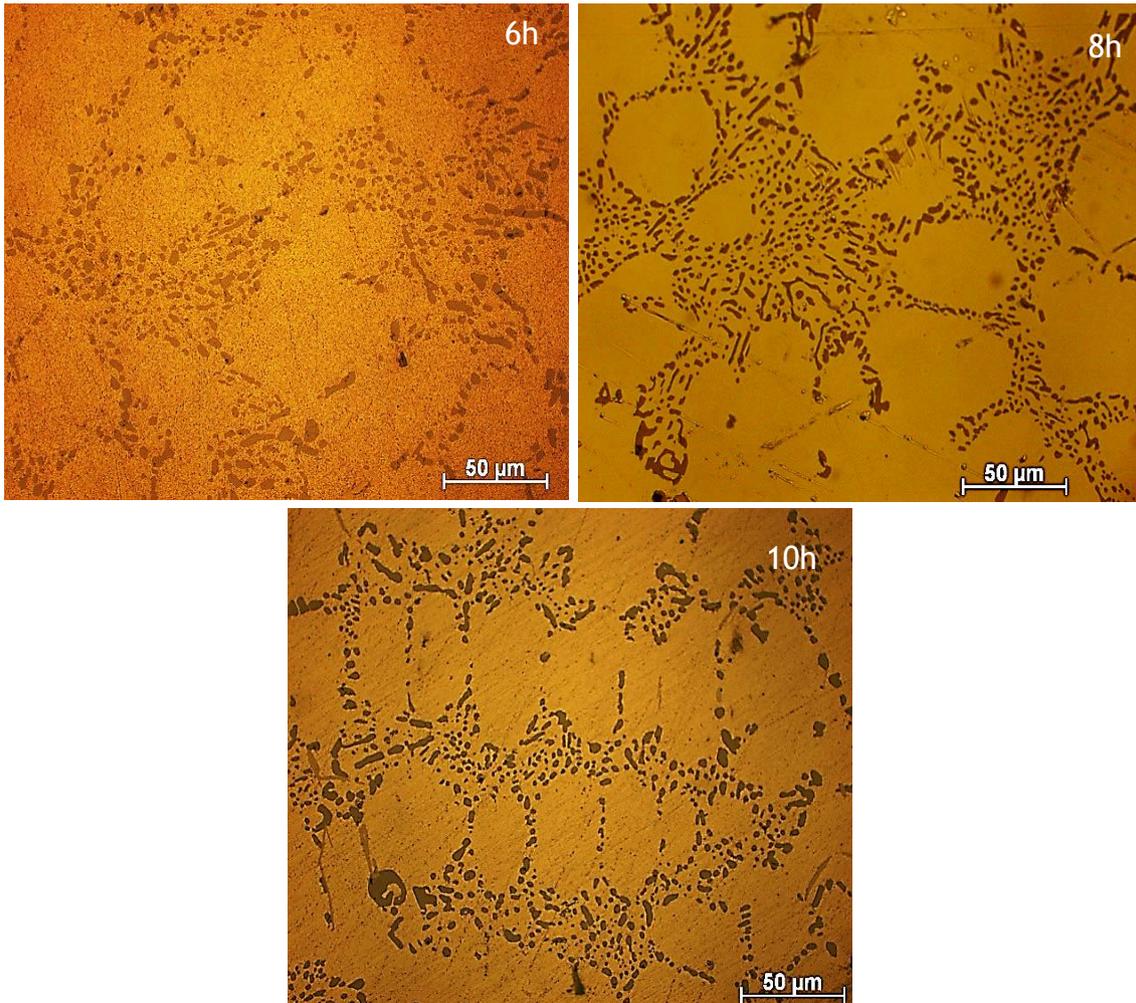


Figura 39: Evolução da microestrutura após solubilização a 510°C.

Para uma solubilização de 520°C, confirma-se a mesma alteração no silício eutético, pese embora que para os estágios de 4 e 6 horas esta modificação não é completa, uma vez que é possível verificar algumas zonas com o silício eutético com uma forma acicular (fig. 40). Contudo, não se verifica um coalescimento das partículas de silício eutético tão evidente, como demonstrado na solubilização de 510°C - 10h.

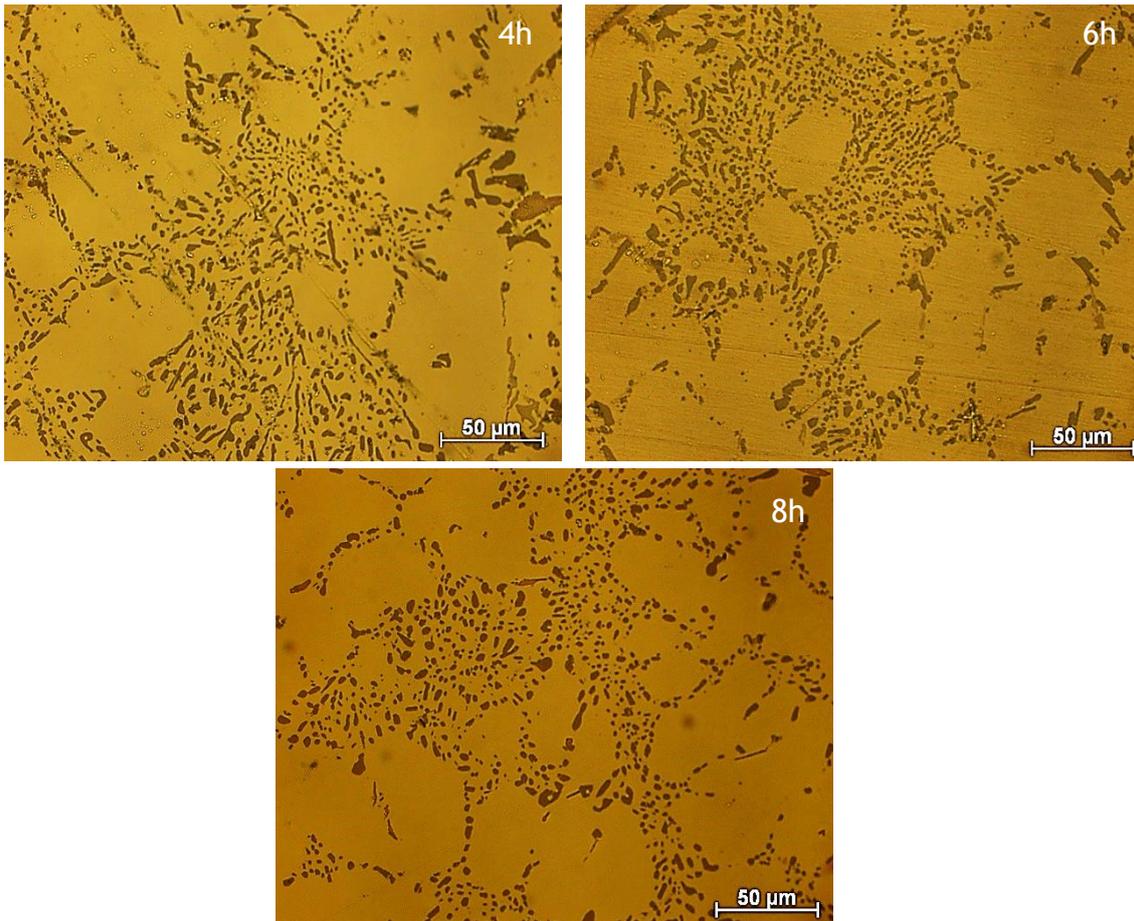


Figura 40: Evolução da microestrutura após solubilização a 520°C.

Por último, para uma solubilização de 530°C é possível observar que existe modificação do silício eutético, contudo o estágio de 2 horas não revelou um grau de modificação tão acentuado como os estágios de 4 e 6 horas, devido à falta de homogeneidade do silício eutético (fig. 41). Também para esta temperatura de solubilização, verificou-se algum coalescimento das partículas de silício eutético ao fim de 6 horas de estágio. Mais importa realçar, que foi possível reduzir, em algumas horas, o tempo de solubilização; consequência do aumento da temperatura para 530°C, que acelerou a cinética das reações durante solubilização.

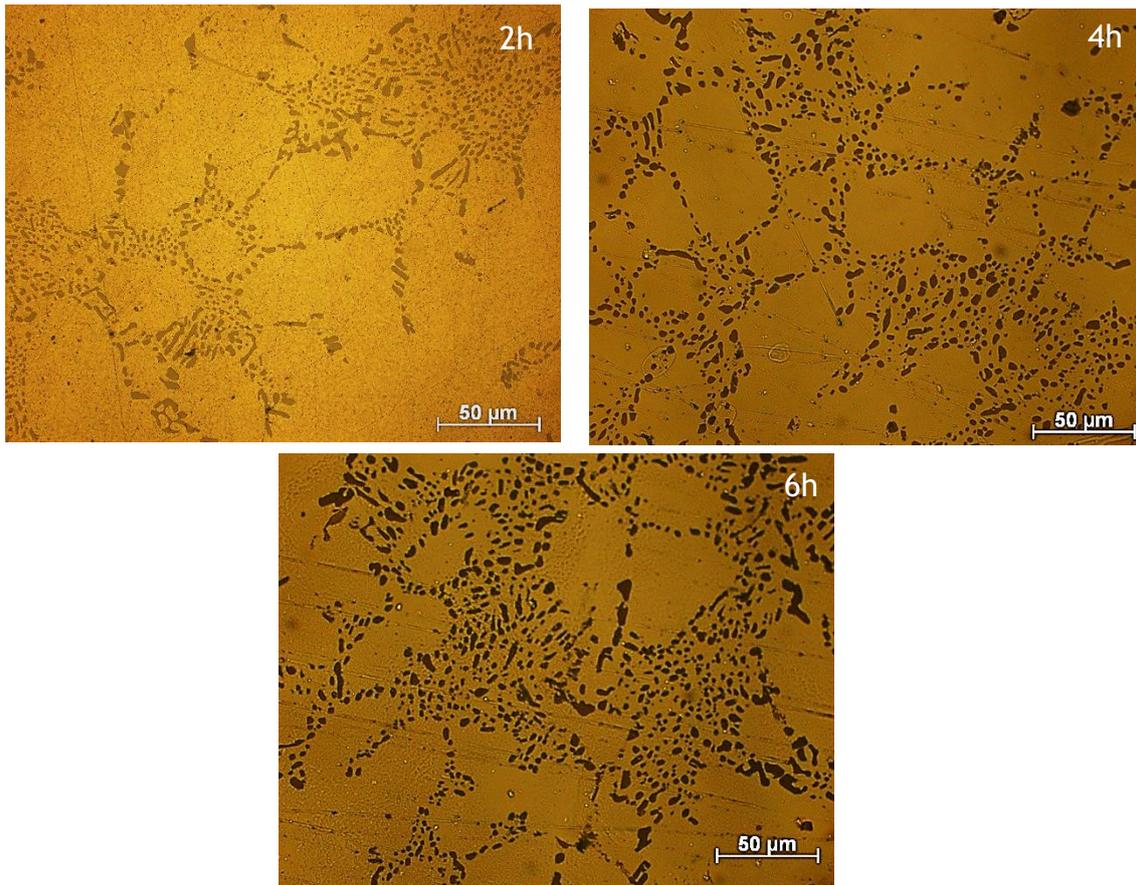


Figura 41: Evolução da microestrutura após solubilização a 530°C.

Para além de dissolver intermetálicos, elementos de liga e modificar o silício eutético, o tratamento térmico T6 também visa o endurecimento da liga, contudo este endurecimento varia conforme o ciclo térmico imposto. Os resultados de dureza apresentados correspondem à média dos valores obtidos das indentações, com um desvio padrão máximo de  $\pm 3\text{HBW}$ .

Para uma temperatura de envelhecimento de 155°C, variando as condições de solubilização, é possível verificar que a dureza da liga aumenta conforme o tempo de estágio de envelhecimento aumenta (fig. 42). No entanto, constata-se que apenas para uma solubilização a 520°C com 8 horas de estágio é atingido o endurecimento máximo, enquanto que para os restantes ciclos não é possível afirmar se o endurecimento máximo foi atingido. Em todos os ciclos térmicos, a dureza máxima alcançada foi de aproximadamente 100 HBW, apesar desta dureza ter sido atingida para um menor tempo de envelhecimento (6 horas) no ciclo de 520°C de solubilização.

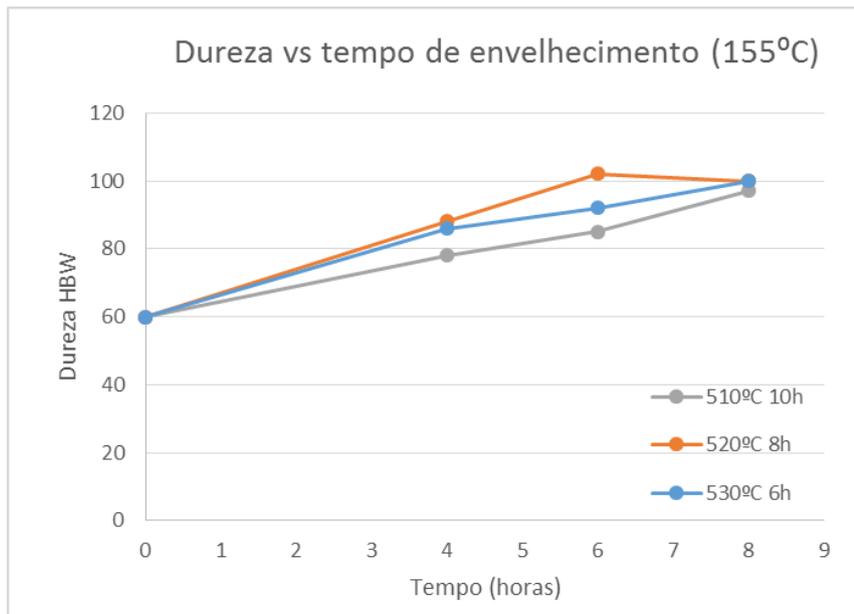


Figura 42: Curvas dureza vs tempo de envelhecimento (155°C), para diferentes solubilizações.

Quando a temperatura de envelhecimento é aumentada para 170°C, o comportamento mecânico da liga é alterado, no sentido em que o endurecimento máximo é atingido para menos horas de envelhecimento, exceto para a solubilização a 530°C (fig. 43). Era expectável que este fenómeno ocorresse, uma vez que com o aumento da temperatura de envelhecimento, o número de locais de nucleação das zonas GP também vai aumentar. No entanto, os valores de dureza máxima são bastante similares, aproximadamente 100 HBW, aos valores registados para o envelhecimento de 155°C.

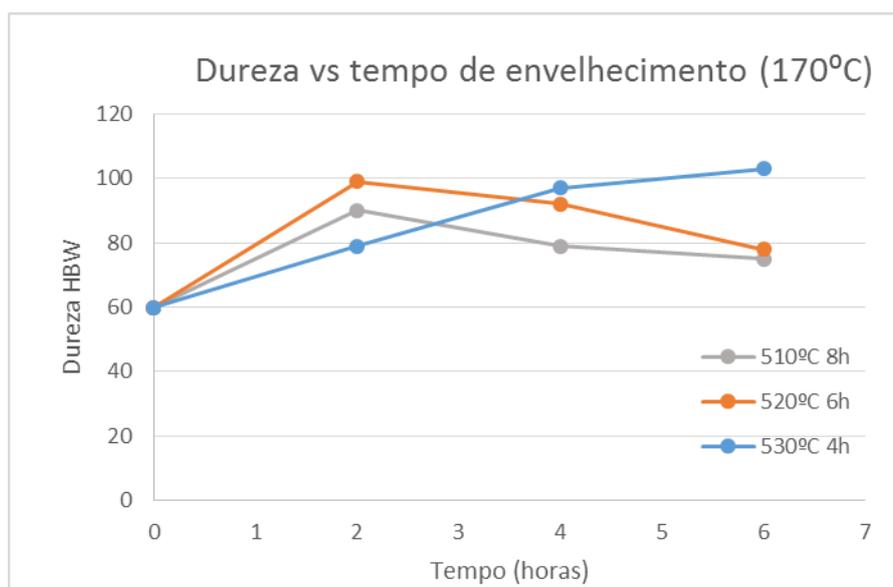


Figura 43: Curvas dureza vs tempo de envelhecimento (170°C), para diferentes solubilizações.

Quando a temperatura de envelhecimento é elevada para os 180°C, o endurecimento máximo é alcançado para 2 horas de estágio no envelhecimento, exceto para a solubilização a 510°C (fig. 44). Neste caso, a diferença do endurecimento máximo atingido entre as solubilizações de 520 e 530°C é mais significativo (20 HBW), comparativamente ao que acontece no envelhecimento de 170°C, cuja diferença de dureza é aproximadamente 10HBW. Isto significa que uma solubilização a 520°C durante 4 horas não é suficiente para dissolver todos os intermetálicos e elementos de liga na matriz, uma vez que o aumento do tempo de envelhecimento não refletiu no aumento da dureza.

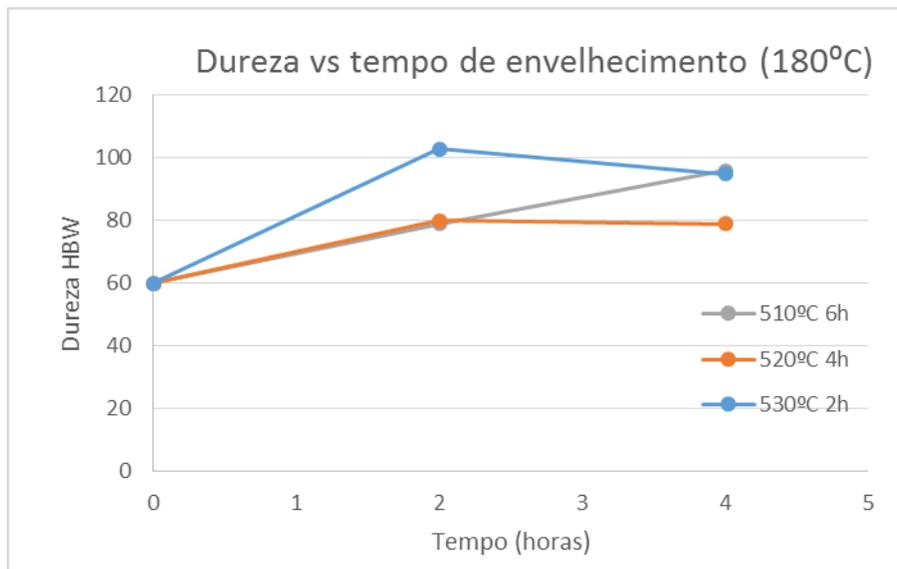


Figura 44: Curvas dureza vs tempo de envelhecimento (180°C), para diferentes solubilizações.

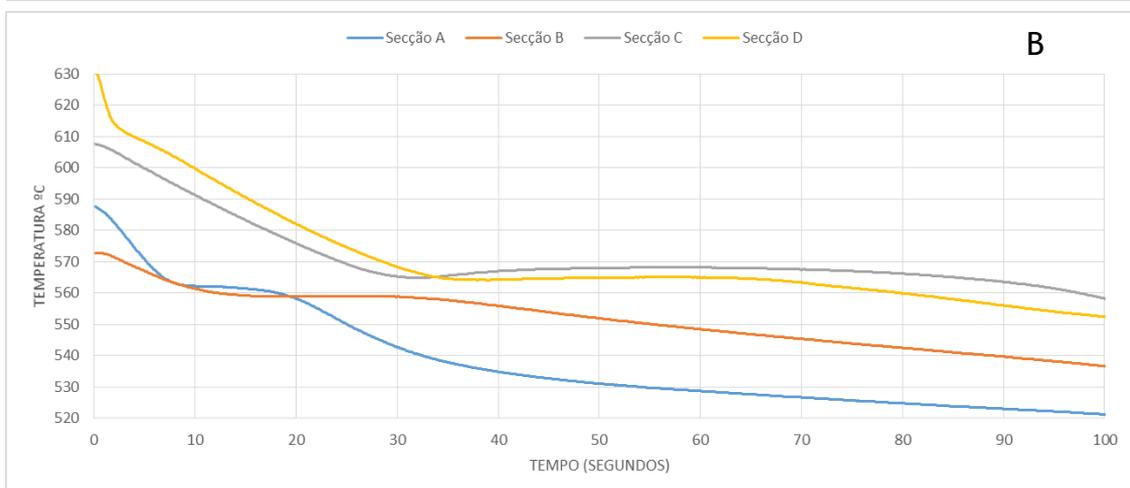
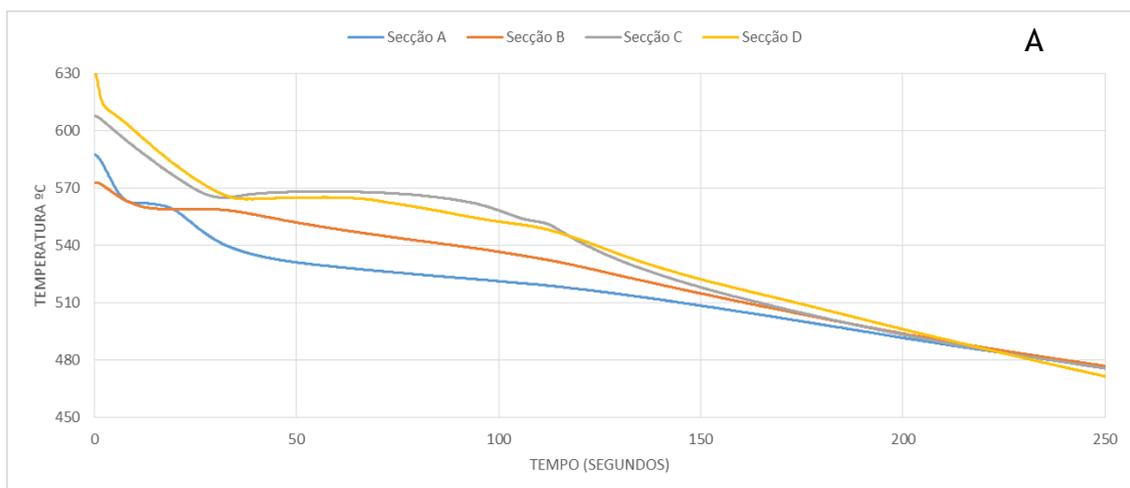
## 4.2 Análise térmica

Como mencionado no procedimento experimental, foram utilizados termopares, revestidos com tinta, para recolher as curvas de arrefecimento em várias secções da peça, de modo a ser executada uma análise térmica por ensaio.

No primeiro ensaio, sem adição de estrôncio, obteve-se o registo das curvas de arrefecimento das três secções da peça e do ataque (fig. 45a). Analisando as curvas de arrefecimento, é possível observar que apenas a secção D (ataque) apresenta o patamar de formação do grão  $\alpha$ ; que se regista, sensivelmente, nos 610°C, como seria de esperar. O facto de apenas um termopar ter registado este fenómeno torna-se bastante inconveniente, uma vez que não permite observar o início da solidificação das restantes secções da peça. Esta anomalia

pode estar relacionada com a histerese térmica inerente aos termopares e com o revestimento protetor aplicado sobre estes.

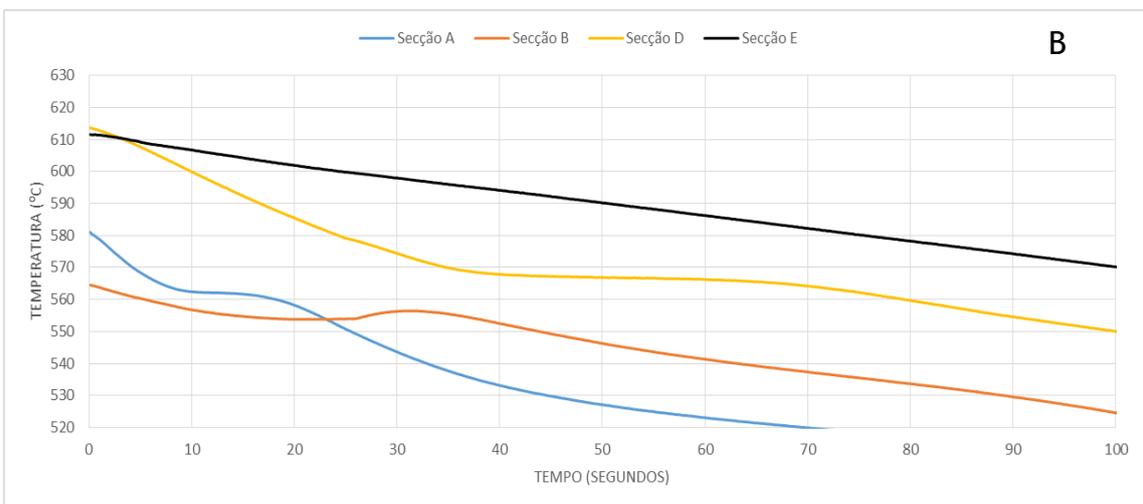
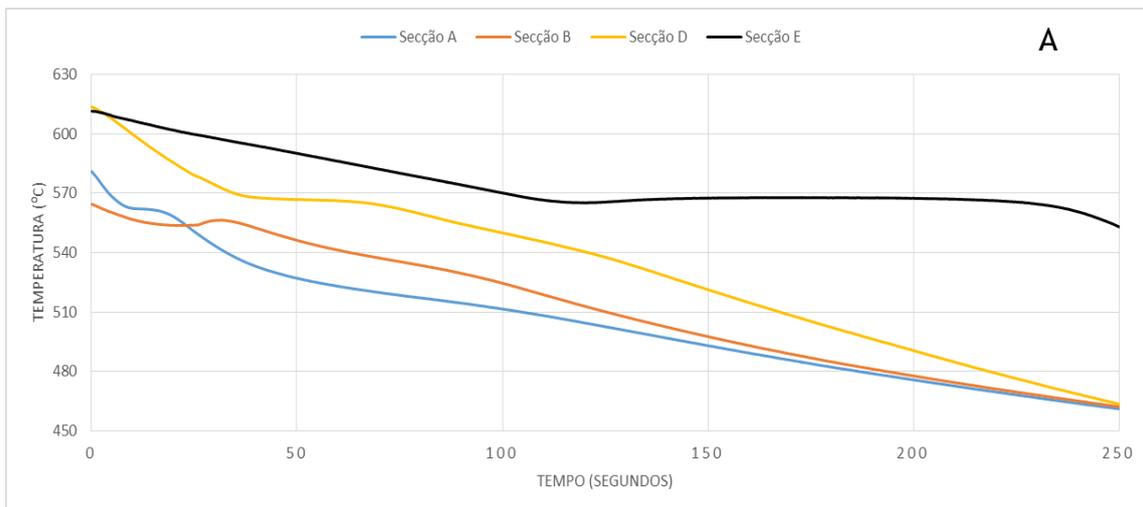
Relativamente à reação eutética e analisando as curvas de arrefecimento com maior pormenor (fig. 45b), esta começa mais cedo para as secções A e B, a uma temperatura que ronda os 560°C, visto que são as primeiras secções da peça solidificar, apesar de a reação ser mais extensa na secção B. Ao fim de 30 segundos, a reação eutética ocorre para as restantes secções, praticamente em simultâneo, mas com uma extensão bem mais elevada em relação as secções A e B. A temperatura registada, neste caso, é ligeiramente superior (565°C) em relação às secções A e B, apesar de se verificar que a ordem de solidificação, em todas as secções, está de acordo com o esperado. No entanto, em todas as secções, a gama de temperatura à qual ocorre a reação eutética é característica de uma liga modificada, segundo o que foi apresentado na revisão bibliográfica na secção de análise térmica.



Figuras 45A e 45B: Curvas de arrefecimento do ensaio 1.

Em relação ao segundo ensaio, onde se adicionou 100 ppm de estrôncio, o termopar da secção C da peça foi substituído pela secção do alimentador. Neste ensaio, em oposição ao anterior, não foi possível verificar a temperatura de formação do grão  $\alpha$ , em nenhuma das secções analisadas (fig. 46A).

No que diz respeito à temperatura e extensão da reação eutética (fig. 46B), existe uma ligeira discrepância na secção B, uma vez que a temperatura da reação eutética é ligeiramente inferior ao esperado (555°C). As secções A e D demonstram um comportamento bastante análogo em relação ao ensaio 1. Por último, a secção E (alimentador) apresenta a reação eutética mais extensa de todas as secções, como era expectável; para além de que só se inicia após a solidificação de todas as outras secções, indicando que desempenha eficientemente o seu propósito.



Figuras 46A e 46B: Curvas de arrefecimento do ensaio 2.

A análise química realizada, após os vazamentos, mostra um elevado teor em zinco e um desfasamento considerável nos teores de magnésio e ferro, entre os dois ensaios (tabela 12). Estes elementos influenciam diretamente as propriedades mecânicas da liga e, como tal, devem ser controlados de modo a não ultrapassarem os valores estipulados pela norma NP EN 1706. O elevado teor em zinco deve-se à sua concentração inicial, proveniente da matéria-prima fornecida pela Trímet, cuja composição química foi apresentada na tabela 10 do capítulo anterior.

Tabela 12: Composição química da liga A356 vazada nos dois ensaios e segundo a norma NP EN 1706:2010.

Composição química (Ensaio 1)						
%Al	%Si	%Mg	%Mn	%Fe	%Ti	%Zn
91,77	7,46	0,42	0,027	0,16	0,143	0,012
Composição química (Ensaio 2)						
%Al	%Si	%Mg	%Mn	%Fe	%Ti	%Zn
91,97	7,41	0,31	0,026	0,07	0,154	0,011
Composição química (NP EN 1706)						
%Al	%Si	%Mg	%Mn	%Fe	%Ti	%Zn
-	6,5 - 7,5	0,25 - 0,45	0,1	0,19	0,08 - 0,25	0,07

#### 4.2.1 Simulação em FLOWCast

Através do *software SOLIDCast*, com *FLOWCast* incorporado, é possível visualizar, a 3D, a peça em conjunto com o sistema de alimentação e gitagem e reproduzir o seu vazamento, em condições análogas às dos ensaios realizados, exibindo o comportamento do banho à medida que vai preenchendo a cavidade moldante (Anexo B - Figura 1).

A simulação revela que a temperatura do banho e a sua velocidade de arrefecimento na peça não são uniformes, ou seja, a metade da peça, onde se encontram os dois alimentadores mais afastados do gito de descida, apresenta uma temperatura inferior, relativamente à metade mais próxima do gito de descida (fig. 47). Este detalhe é de extrema importância, visto que há a criação de um gradiente térmico em zonas idênticas da peça. Tendo este facto em consideração, então importa assinalar a localização dos termopares, utilizados

nos ensaios, na moldação, uma vez que a leitura obtida pelos termopares seria diferente, caso a sua localização fosse na extremidade da peça mais próxima do gito de descida. Por outras palavras, o facto de não ter sido possível registar a temperatura de início de solidificação da liga ( $610^{\circ}\text{C}$ ) está relacionado com a colocação dos termopares na metade da peça onde as temperaturas do banho são mais baixas, ou seja, se os termopares tivessem sido colocados mais próximos do gito de descida, tudo indica que esta temperatura seria registada em mais secções da peça e não apenas na secção D, como mostrado nas curvas de arrefecimento.

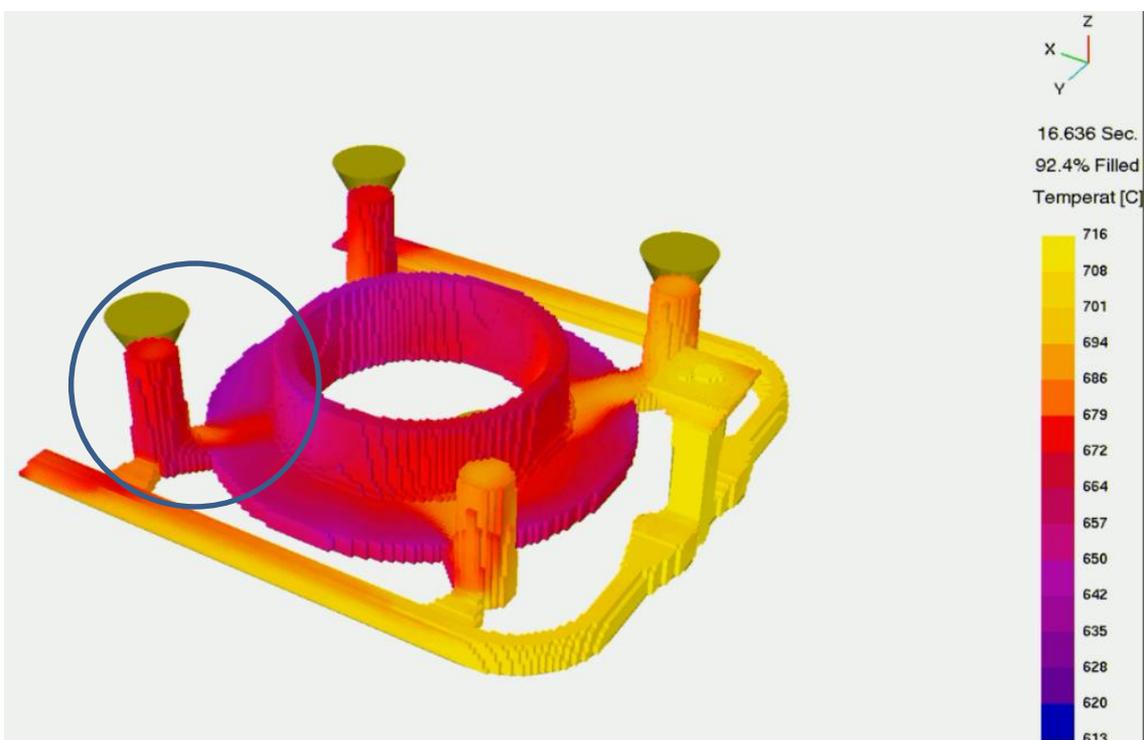


Figura 47: Simulação do vazamento em FLOWCast. A zona limitada pela circunferência azul indica a localização dos termopares em ambos os ensaios.

## 4.3 Caracterização microestrutural

### 4.3.1 Microscopia ótica

As microestruturas analisadas das três secções revelam algumas variações relativamente às dimensões do espaçamento dos braços interdendríticos (SDAS) e das partículas do silício eutético.

Na figura 48 é notória, apesar que pouco significativa, a variação do SDAS entre as secções da peça, mostrando que a secção A que detém a menor espessura, apresenta o menor SDAS em ambos os ensaios (36 e 28  $\mu\text{m}$ ), como seria de prever a partir dos módulos das secções da peça obtidos da simulação (Anexo B - figuras 2, 3 e 4). Em relação aos dois ensaios realizados, a adição de 100 ppm de estrôncio contribuiu para a diminuição do SDAS, especialmente nas secções A e B, apresentando um SDAS de 28 e de 30  $\mu\text{m}$  respectivamente. Isto revela que o estrôncio, para além de modificar a morfologia do silício eutético, atuou como afinador de grão, uma vez que o SDAS, da peça vazada no ensaio 2, diminuiu acentuadamente nas secções A e B.

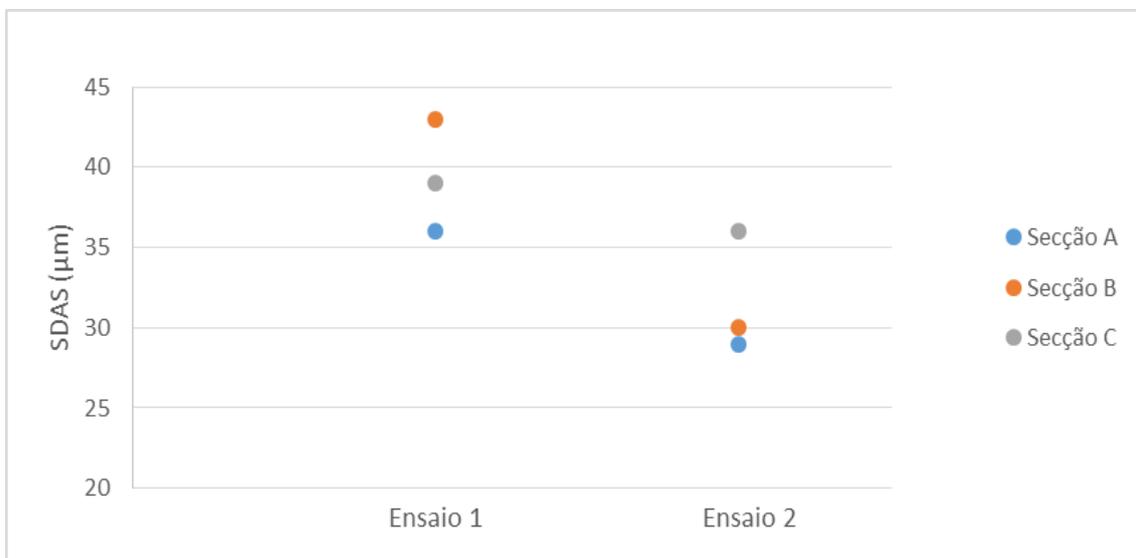


Figura 48: Variação do SDAS, nas três secções da peça, com dois vazamentos realizados.

No que diz respeito ao tamanho médio das partículas de silício eutético, para o ensaio 1, observa-se que existe um ligeiro aumento na dimensão destas partículas, exceto para a secção C, após tratamento térmico (fig. 49). Este aumento é mais expressivo para o ciclo térmico T2, devido à elevada temperatura de solubilização.

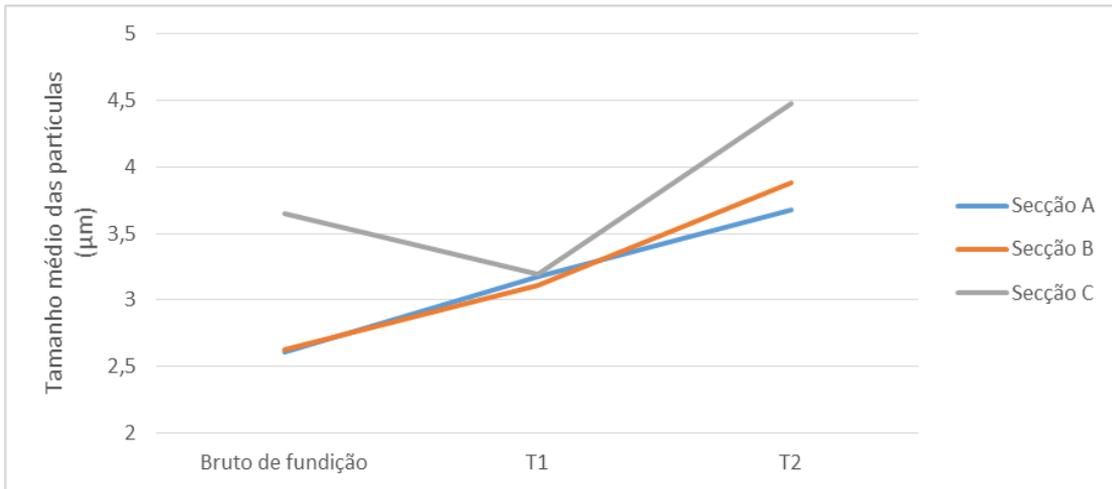


Figura 49: Variação do tamanho médio das partículas de silício eutético mediante o tratamento térmico, para as três secções da peça vazada no ensaio 1.

De modo a corroborar estes resultados, as microestruturas apresentadas na figura 50 revelam a evolução do tamanho médio das partículas de silício eutético, mostrando o coalescimento e a globulização destas partículas após tratamento térmico.

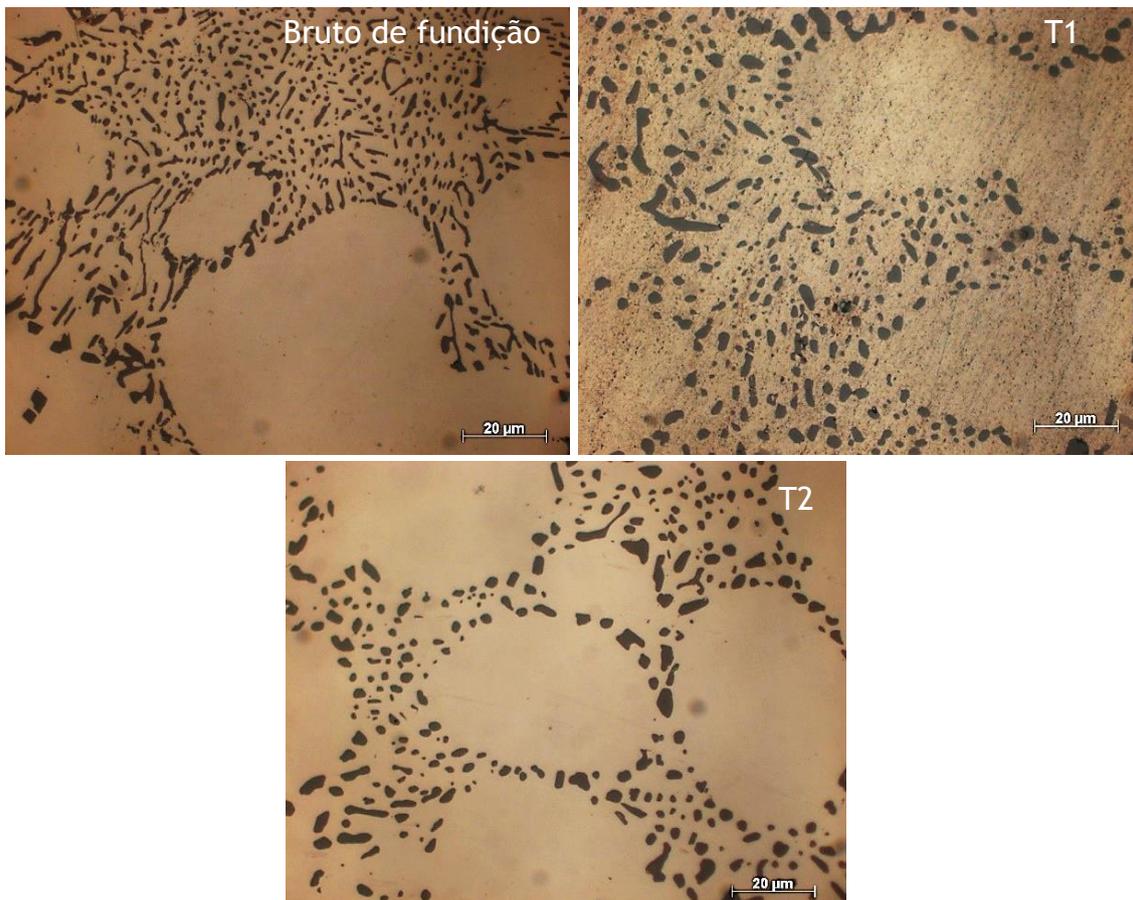


Figura 50: Evolução da microestrutura, na secção A da peça vazada no ensaio 1, mediante o tratamento térmico.

O último aspeto a ter em consideração prende-se com a secção C, visto que a sua microestrutura apresenta uma evolução diferente das restantes secções. Isto deve-se ao facto da microestrutura, no estado bruto de fundição, não ser homogénea, ou seja, existem áreas onde a microestrutura não se encontra modificada (fig. 51). Este fenómeno pode estar relacionado com a velocidade de arrefecimento nesta secção, que é muito mais lenta relativamente às restantes secções da peça que, conseqüentemente, leva a uma reação eutética mais extensa.

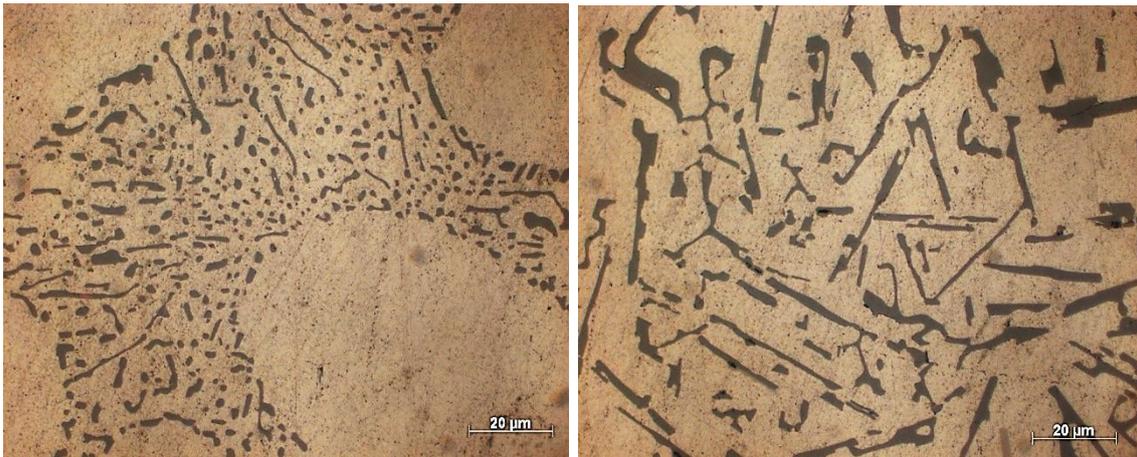


Figura 51: Microestruturas da secção C no estado bruto de fundição, modificada (lado esquerdo) e não modificada (lado direito).

As partículas de silício eutético da peça vazada no ensaio 2 demonstram, de um modo geral, uma evolução análoga ao ensaio 1, no entanto as suas dimensões são menores em todas as secções (fig.52). A diferença na concentração de estrôncio entre os dois ensaios (100 ppm) poderá ter sido o fator determinante para a obtenção de partículas com dimensões mais baixas.

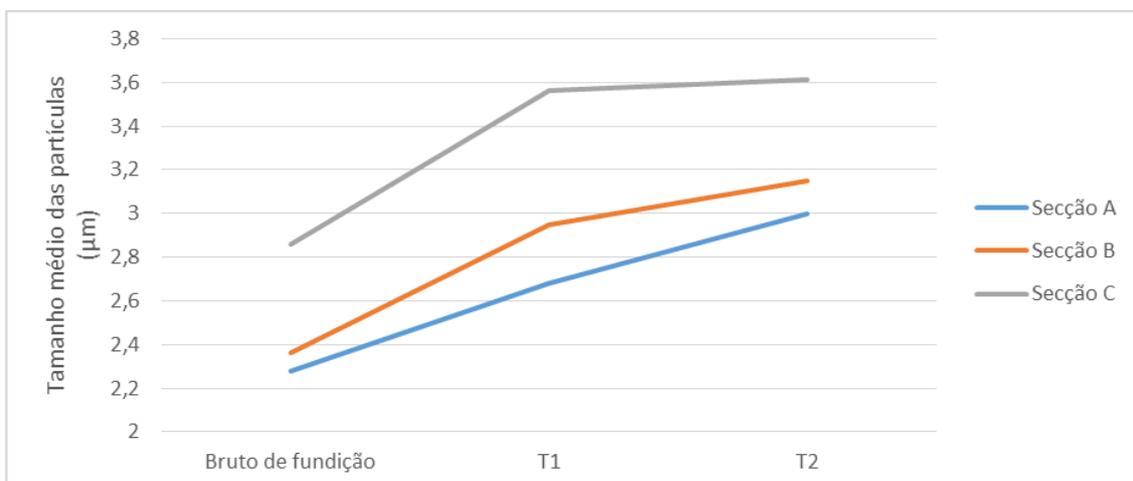


Figura 52: Variação do tamanho médio das partículas de silício eutético mediante o tratamento térmico, para as três secções da peça vazada no ensaio 2.

É de salientar que, em ambos os ensaios, as partículas com maior dimensão localizam-se na secção C, que está associada à última zona a solidificar e com a reação eutética mais extensa.

#### 4.3.2 Microscopia eletrônica de varrimento (SEM) e espectroscopia de dispersão de energia (EDS)

A análise realizada nas superfícies de fratura dos provetes, vazados nos dois ensaios e tratados termicamente, revelam uma fratura dúctil, com a presença de alguma porosidade (Anexo B - fig. 5). A porosidade registada apresenta, nas suas fronteiras, intermetálicos de ferro sob a forma de placa (Z4), sendo pontiaguda na extremidade, que se destacam da restante microestrutura (Z5), que consiste em grãos  $\alpha$  (fig. 53). Os espectros de EDS das duas zonas assinaladas na figura 54 encontram-se no Anexo B - figuras 6 e 7.

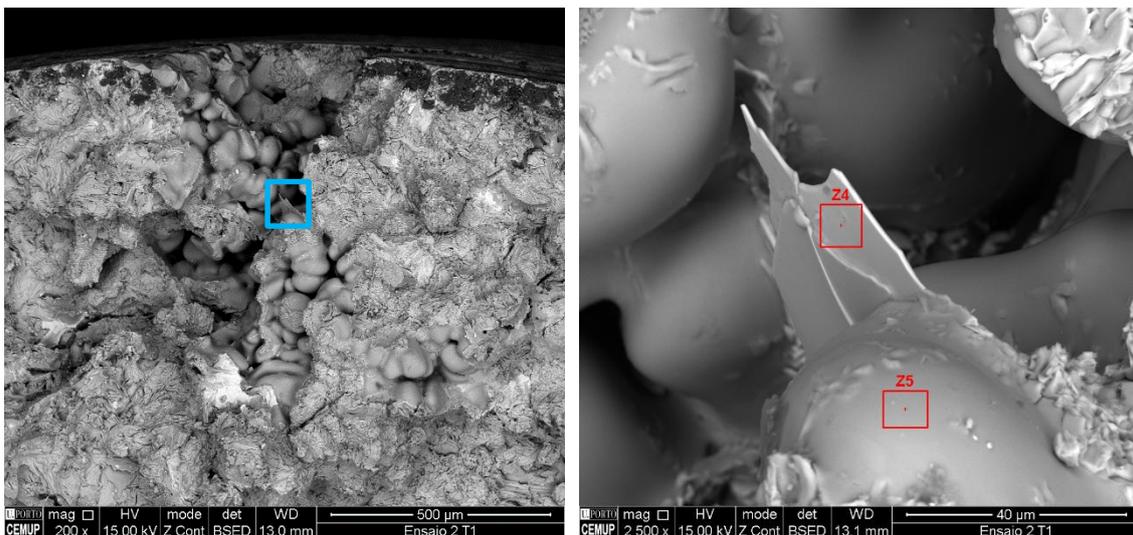
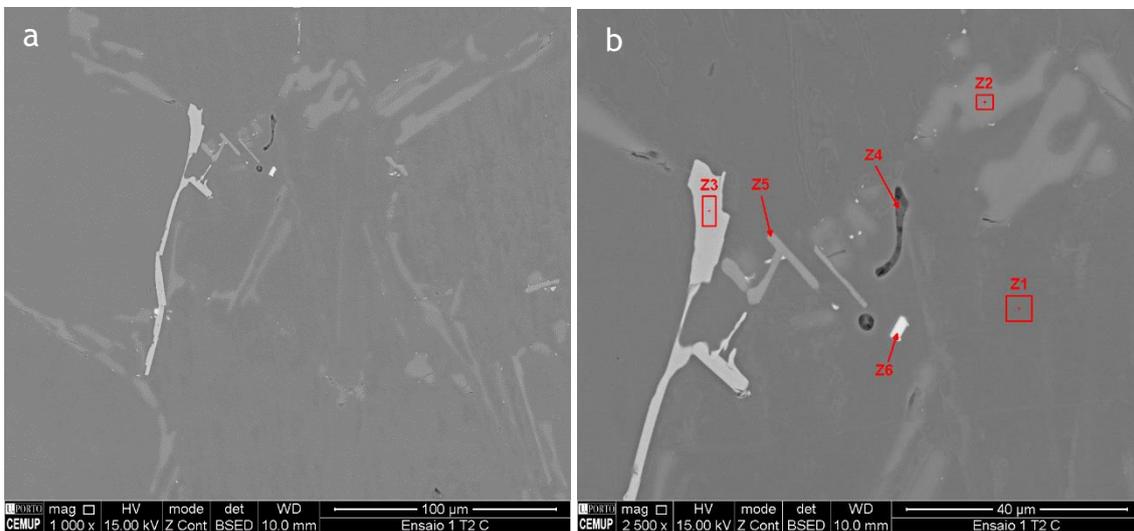


Figura 53: Lado esquerdo encontra-se o tipo de porosidade com a presença de intermetálicos. Lado direito mostra a ampliação da área a azul, onde se destaca o intermetálico de ferro, Z4.

As amostras da secção C analisadas, apesar de terem sido vazadas em ensaios diferentes, revelam uma matriz com as mesmas fases e com morfologias idênticas (fig. 54a).

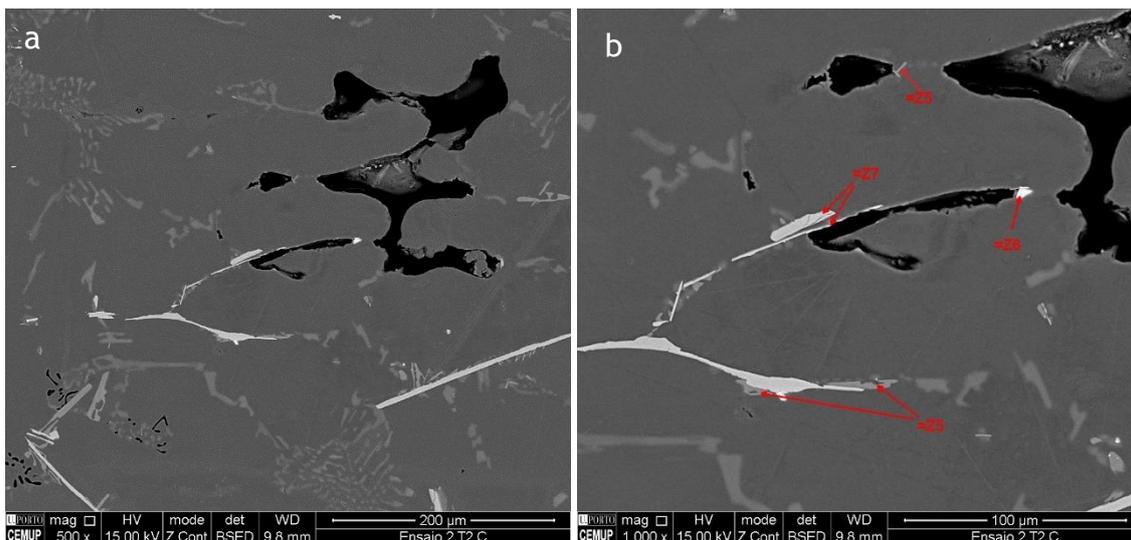
A partir da figura 55b, verifica-se que esta matriz consiste, na sua maioria, em grãos de alumínio, fase  $\alpha$  (Z1) e silício eutético (Z2), contando com a presença esporádica de intermetálicos de ferro (Z3) que são fases facilmente identificáveis devido à sua elevada fluorescência e comprimento; precipitados  $Mg_2Si$  (Z5) que consistem em partículas menos extensas que os intermetálicos e

com uma tonalidade muito semelhante ao silício eutético; e partículas de estrôncio com uma morfologia bastante simétrica (Z6). Tendo em conta que o boro é um elemento muito difícil de detetar, através de EDS, presume-se que estas partículas de estrôncio estejam sob a forma de  $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$  ou  $\text{SrB}_6$ , apesar do espectro ter detetado oxigénio nesta zona (Anexo B - figuras 8 à 13). Relativamente à partícula assinalada como Z4, o facto de apresentar uma elevada contagem de magnésio pode significar a presença de  $\text{Mg}_2\text{Si}$ , contudo a sua morfologia é bastante díspar das restantes partículas de  $\text{Mg}_2\text{Si}$  observadas noutros campos e o teor de oxigénio presente nesta partícula é bastante evidente, sugerindo a presença de  $\text{MgO}$ .



Figuras 54a: Microestrutura da liga A356, com a presença de diversas fases. 54b: Mesma microestrutura, com maior ampliação, com a identificação das diferentes fases presentes na matriz.

Em todas as secções da peça que foram analisadas microscopicamente, verificou-se a presença de poros com dimensões e morfologia diversas. Os poros com maior dimensão presentes na peça devem-se à contração do metal durante a solidificação, apresentando uma morfologia bastante irregular, parecido à forma de uma dendrite (fig. 55a). No entanto, observando com maior detalhe, existem fases intermetálicas, que não foram dissolvidas durante a etapa de solubilização do tratamento térmico T6, que se encontram alojadas nas fronteiras destes poros e que podem ter impedido a expansão e o coalescimento destes mesmos poros (fig. 55b). Através da morfologia das partículas e dos espectros obtidos de EDS (Anexo B - figuras 11-13) constata-se que as fases intermetálicas são essencialmente à base de ferro, magnésio e estrôncio.



Figuras 55a: Porosidade provocada pela contração durante a solidificação. 55b: Fases intermetálicas disseminadas nas extremidades dos poros.

#### 4.4 Propriedades mecânicas

A norma EN NP 1706:2010, para além de impor uma composição química específica para a liga AlSi7Mg0,3, estabelece, também, as suas propriedades mecânicas (tabela 13).

Tabela 13: Propriedades mecânicas da liga AlSi7Mg0,3, segundo a norma EN NP 1706:2010, após tratamento térmico T6. Valores estipulados são mínimos.

Liga	Tratamento térmico	Tensão limite de proporcionalidade a 0,2%, $R_{p0,2}$ (MPa)	Resistência mecânica, $R_m$ (MPa)	Alongamento (%)	Dureza Brinell (HBW)
AlSi7Mg0,3	T6	190	230	2	75

##### 4.4.1 Ensaios de dureza

Os resultados obtidos dos ensaios de dureza, para ambos os ensaios, revelam que a dureza da peça, independentemente da secção, mantem-se inalterável, como é possível observar nas figuras 56 e 57. Isto demonstra que, apesar das três secções da peça terem sido arrefecidas a velocidades diferentes, a dureza da peça é completamente homogénea, ao contrário da sua microestrutura, como apresentado anteriormente.

Os valores de dureza obtidos, para as peças vazadas nos dois ensaios, no estado bruto de fundição, são praticamente idênticos (45 HBW), no entanto estão muito abaixo ao estipulado pela norma.

Contudo, após tratamento térmico, esta dureza aumenta para valores a rondar os 100 HBW, no caso do ensaio 1, independentemente do ciclo térmico, devido à precipitação de partículas  $Mg_2Si$  no endurecimento durante o envelhecimento, como se previa.

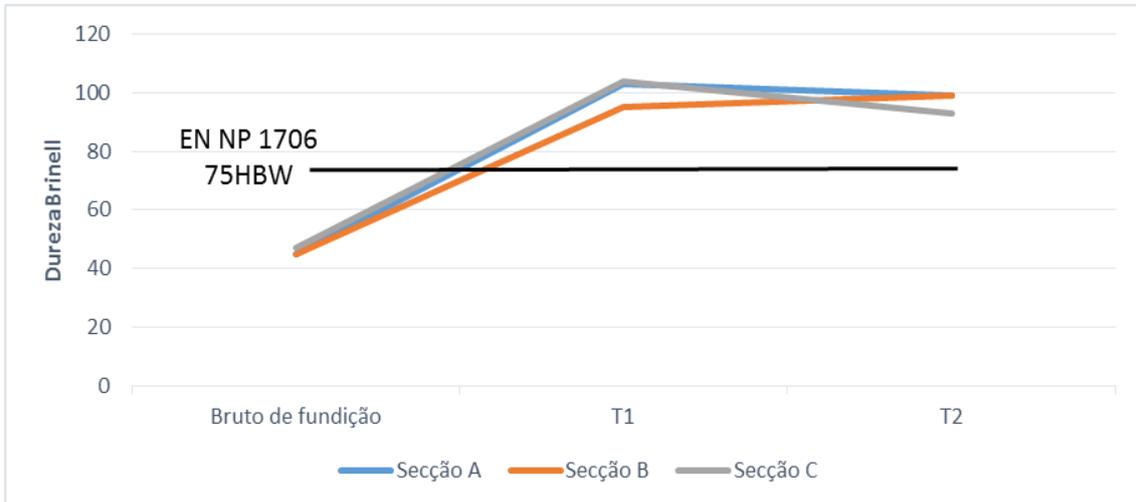


Figura 56: Variação da dureza no estado bruto de fundição e após tratamento térmico, para as três secções da peça vazada no ensaio 1.

Apesar da evolução da dureza, no ensaio 2, ser quase similar ao ensaio 1, no sentido em que a dureza aumenta após tratamento térmico, os valores de dureza atingidos, para a peça vazada neste ensaio, são ligeiramente inferiores ao esperado, sobretudo para o tratamento térmico T2. Isto pode ser reflexo de um tratamento de envelhecimento demasiado prolongado que, conseqüentemente, levou ao sobrenvelhecimento da peça, tornando-a mais macia.

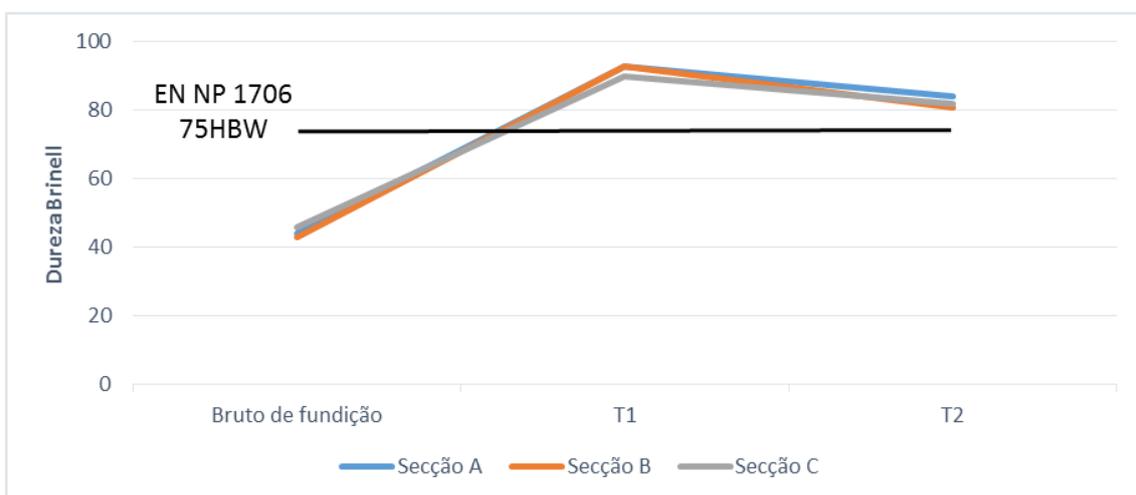


Figura 57: Variação da dureza no estado bruto de fundição e após tratamento térmico, para as três secções da peça vazada no ensaio 2.

#### 4.4.2 Ensaio de tração

A partir dos ensaios de tração realizados é possível verificar qual a influência do teor de estrôncio e do tratamento térmico T6 nas propriedades mecânicas da liga, nomeadamente na tensão limite de proporcionalidade 0,2% ( $R_{p0,2}$ ), resistência mecânica ( $R_m$ ) e alongamento. Para cada condição de tratamento térmico foram tracionados três provetes.

Na figura 58 está representada a evolução do  $R_{p0,2}$  da liga A356, vazada nos dois ensaios. Em ambos os casos, o tratamento térmico de envelhecimento promoveu o aumento do domínio elástico, destacando-se o ciclo térmico T2 que registou os valores de  $R_{p0,2}$  mais elevados. Por último, é de assinalar a diferença dos valores de  $R_{p0,2}$  entre os dois ensaios, mostrando que concentrações de estrôncio mais baixas beneficiam esta propriedade mecânica, após tratamento térmico.

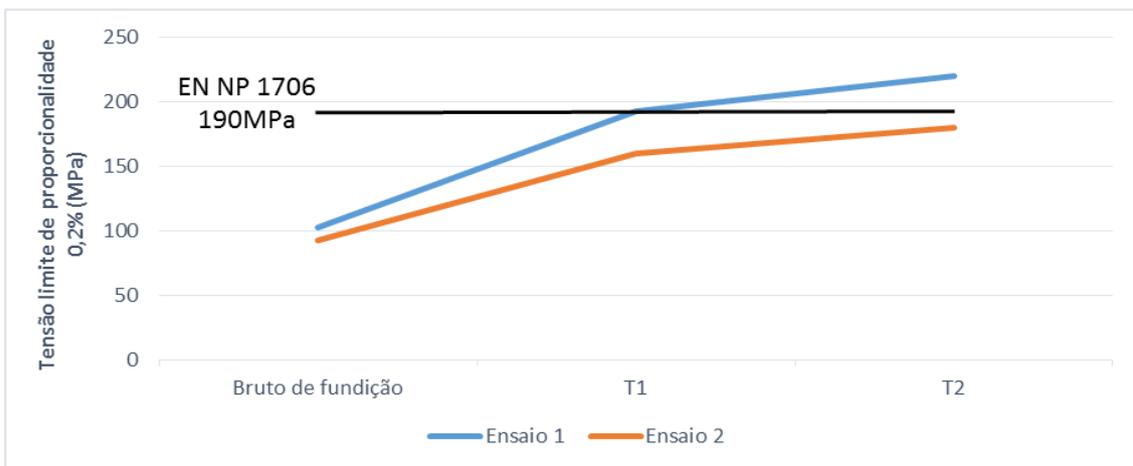


Figura 58: Variação do  $R_{p0,2}$  no estado bruto de fundição e após tratamento térmico, dos provetes vazados nos dois ensaios.

A variação da resistência mecânica, após tratamento térmico, é bastante similar ao que se passa com o  $R_{p0,2}$ , como demonstra a figura 60, ou seja, o tratamento de envelhecimento aumentou a resistência mecânica da liga. Estes valores de  $R_m$  registados demonstram que existe uma boa dispersão dos precipitados de  $Mg_2Si$  na matriz, uma vez que são os principais obstáculos encontrados na movimentação das deslocações e que quanto mais finos e dispersos estiverem estes precipitados, mais elevada vai ser a resistência mecânica. Contudo, verifica-se que a diferença na concentração de estrôncio

não influenciou expressivamente a resistência mecânica da liga, visto que os valores de  $R_m$ , em ambos os ensaios, são bastante semelhantes.

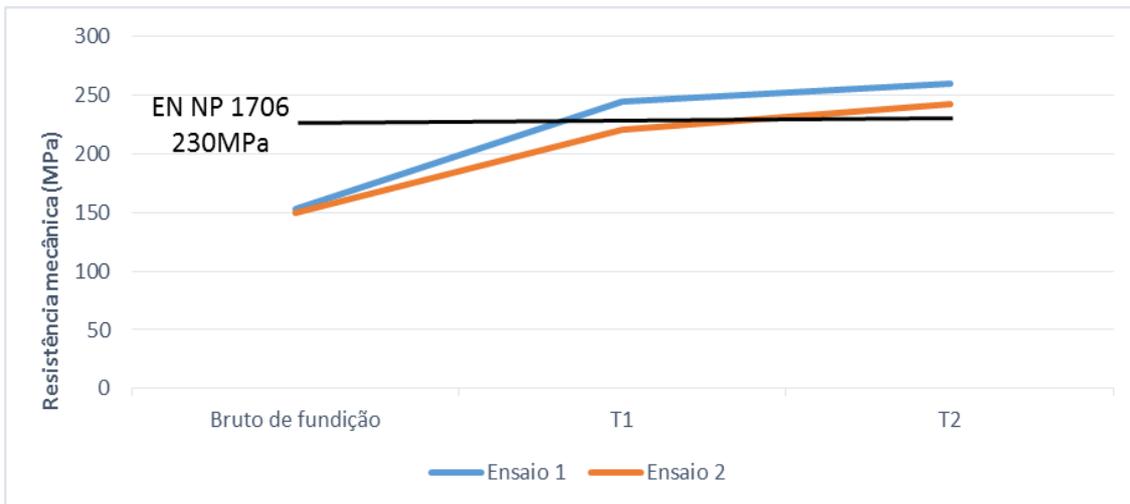


Figura 59: Variação da resistência mecânica no estado bruto de fundição e após tratamento térmico, dos provetes vazados nos dois ensaios.

Em última análise, os valores de alongamento da liga apresentam uma variação muito ténue entre o estado bruto de fundição e após tratamento térmico (fig. 60). Os tratamentos térmicos realizados permitiram um aumento ligeiro da ductilidade da liga, visto que o alongamento da liga é superior para os provetes tratados termicamente, exceto para o ensaio 1 após o ciclo térmico T2.

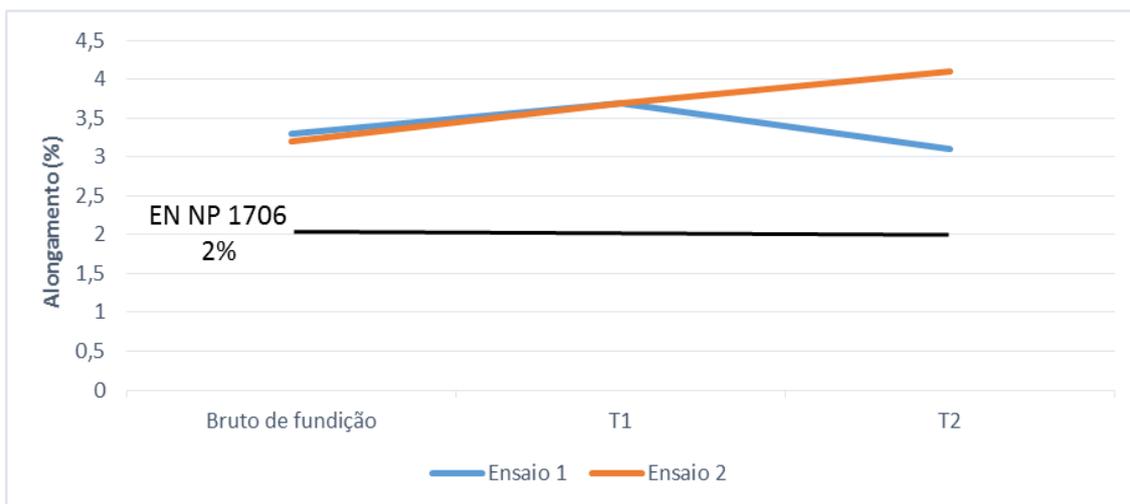


Figura 60: Variação do alongamento no estado bruto de fundição e após tratamento térmico, dos provetes vazados nos dois ensaios.

Contudo, estes valores ficam um pouco aquém do esperado, uma vez que, segundo os estudos mencionados na revisão bibliográfica, o alongamento desta liga pode atingir os 6-8%, após tratamento térmico T6. Esta diferença pode estar

relacionada com a diferença da temperatura e do tempo de envelhecimento ou com os níveis de porosidade da liga.

Em síntese, os tratamentos térmicos T6 realizados foram, claramente, benéficos para as propriedades mecânicas da liga e, para ajudar a compreender a dimensão das alterações verificadas na liga, a tabela 14 enquadra todos os valores obtidos dos ensaios mecânicos.

De um modo geral, o vazamento do ensaio 1, com a liga pré modificada, revela melhores resultados dos ensaios mecânicos, relativamente ao ensaio 2. No entanto, é graças ao tratamento térmico T6 que esta liga encontra as propriedades mecânicas mais atrativas para sua aplicação industrial.

Tabela 14: Quadro resumo da variação das propriedades mecânicas da liga A356 com o tratamento térmico T6, para os dois ensaios.

	Ensaio 1			Ensaio 2		
	Bruto de fundição	T1	T2	Bruto de fundição	T1	T2
<b>Dureza média (HBW)</b>	46	100	97	45	92	82
<b>R<sub>p0,2</sub> (MPa)</b>	102	192	220	92	160	180
<b>R<sub>m</sub> (MPa)</b>	153	245	260	150	221	243
<b>Alongamento (%)</b>	3,3	3,7	3,1	3,2	3,7	4,1

Comparando os resultados obtidos, após tratamento térmico T6, com os valores estabelecidos na norma, a liga cumpriu os requisitos em quase todas as propriedades mecânicas avaliadas, destacando-se os valores obtidos de dureza Brinell e alongamento. O R<sub>p0,2</sub> é a propriedade que merece maior destaque, pela negativa, visto que apresenta valores abaixo do permitido pela norma, como é o caso do ensaio 2 (160 e 180MPa), e para o ensaio 1, apenas o ciclo térmico T2 exibe um valor consideravelmente superior em relação ao que está determinado pela norma. O último caso de incumprimento da norma, prende-se com o R<sub>m</sub> do ensaio 2, após ter sido tratado termicamente com o ciclo T1, visto que o valor obtido ficou um pouco abaixo do esperado (221MPa).

## 5. Conclusões

Considerando os objetivos traçados e os resultados obtidos do procedimento experimental, tendo em apreciação, também, os estudos revelados na revisão bibliográfica, conclui-se que:

1. A liga Al7Si0,3Mg adquirida pela Firmago encontra-se pré modificada, visto que, para além de apresentar 120 ppm de Sr, demonstra uma microestrutura, no estado bruto de fundição, com silício eutético modificado e, através dos resultados da análise térmica, verifica-se que a temperatura à qual ocorre a reação eutética é típica de uma liga modificada. Prova irrefutável da presença de estrôncio, na liga fornecida à Firmago, são as partículas detetadas em SEM/EDS que revelam uma elevada contagem em átomos de estrôncio;
2. Considerando os tratamentos térmicos T6 realizados, com diversos ciclos térmicos, encurtando o tempo de solubilização e aumentando a sua temperatura de estágio, é possível alterar a morfologia do silício eutético, como é exemplo a solubilização a 530°C com 4 horas de estágio;
3. A extensão da reação eutética da liga não depende exclusivamente da espessura da secção da peça, uma vez que a proximidade da secção ao alimentador e a posição dos arrefecedores provoca um oscilações de alguns segundos na reação eutética, pelo que a localização dos alimentadores e dos arrefecedores em relação à peça vai influenciar o tempo da reação eutética nas suas imediações;
4. A adição de 100 ppm de estrôncio, numa liga pré modificada, não provoca alterações mensuráveis no patamar da reação eutética, contudo contribuiu para uma ligeira diminuição do SDAS e das propriedades mecânicas, após tratamento térmico;
5. Atendendo à análise realizada em microscopia eletrónica, a liga AlSi7Mg0,3 apresenta fases intermetálicas de ferro, magnésio e estrôncio dispersas pela matriz, que impedem o crescimento e coalescimento dos poros de maiores dimensões, visto que estas fases encontram-se alojadas nas fronteiras dos poros.

6. Os tratamentos térmicos realizados na peça provocaram alterações na morfologia do silício eutético que conduziram à globulização e ao coalescimento destas partículas e melhoram substancialmente as propriedades mecânicas da liga;
7. O tratamento térmico, com uma solubilização de 530°C durante 4 horas e um envelhecimento de 170°C com um estágio de 6 horas, revelou resultados, ao nível das propriedades mecânicas, bastante satisfatórios, apresentando-se como uma excelente alternativa ao tratamento térmico adotado pela Firmago, uma vez que permite reduzir em 6 horas o tempo total de tratamento térmico.

### 5.1 Sugestões para trabalhos futuros

Considerando o procedimento experimental executado na elaboração desta Dissertação, existem algumas apreciações que devem ser mencionadas, de modo a melhorar os resultados de futuros trabalhos incididos neste tema. No que diz respeito à análise térmica, para que se observe todas as reações que ocorrem durante a solidificação da liga, com o mínimo de histerese térmica, devem ser utilizados termopares com menores espessuras e a sua localização deve ser o mais próxima possível do gito de descida. Em relação ao controlo do teor de elementos de liga, nomeadamente o estrôncio e o boro, é necessário um espectrómetro devidamente calibrado para estes elementos, uma vez que influenciam consideravelmente as características da liga.

Trabalhos futuros, relacionados com a liga  $AlSi7Mg0,3$ , devem focalizar-se na degaseificação do banho, particularmente nos parâmetros (tempo, velocidade de rotação e fluxo de gás) que regulam a limpeza do banho, e noutras técnicas viáveis que visam a redução da porosidade desta liga. Para tal, é necessário uma pesquisa bibliográfica mais profunda nesta área e uma boa preparação e formação para o manuseamento adequado do equipamento.

O estudo e a avaliação da resistência à corrosão desta liga, e de que forma os tratamentos térmicos influenciam esta propriedade, seria um trabalho de investigação com imenso interesse para as suas aplicações.

## 6. Referências bibliográficas

- [1] History of aluminium. Facts and information on aluminium 2007. Available from: <http://www.aluminum.org/aluminum-advantage/history-aluminum>
- [2] Kaufman, J.G. and E.L. Rooy, Aluminum Alloy Castings: Properties, Processes, and Applications. 1<sup>a</sup> ed. 2004.
- [3] Exchange, L.M. Historical price graph for Aluminium. Available from: <https://www.lme.com/metals/non-ferrous/aluminium/#tab2>.
- [4] ASM Handbook, Metals Handbook Casting. 9<sup>a</sup> Ed. Vol. 15. 1988.
- [5] Firmago: fundição de alumínio S.A. 2014.
- [6] Aluminium, W. Primary aluminium production 2014; Available from: <http://www.world-aluminium.org/statistics/#linegraph>.
- [7] ASM HandBook, Metals Handbook: Properties and Selection: nonferrous alloys 10<sup>a</sup> ed, ed. A.I. Handbook. Vol. 2. 1990.
- [8] ASM Handbook, Metals Handbook - Metallography and Microstructures. Vol. 9. 2004.
- [9] Jacobs, M.H., Precipitation Hardening, in TALAT. 1999, EAA - European Aluminium Association.
- [10] Kumari, S.S.S., R.M. Pillai, and B.C. Pai, Structure and properties of calcium and strontium treated Al-7Si-0.3Mg alloy: A comparison. Journal of Alloys and Compounds, 2008. 460(1-2): p. 472-477
- [11] Alcoa, Alcoa spectrochemical standards for casting alloys Alcoa, Editor.
- [12] Zolotarevsky, V.S., N.A. Belov, and M.V. Glazoff, Casting aluminum alloys. 2007.
- [13] Lu, L. and A.K. Dahle, Effects of combined additions of Sr and AlTiB grain refiners in hypoeutectic Al-Si foundry alloys. Materials Science and Engineering, 2006: p. 288-296.
- [14] Samuel, E., et al., Effect of grain refiner on the tensile and impact properties of Al-Si-Mg cast alloys. Materials and Design, 2013: p. 468-479.
- [15] Wang, Q.G., et al., Size effects in aluminium alloy castings. Acta Materialia, 2010. 58(8): p. 3006-3013.
- [16] Benzerga, A.A., et al., Smaller is softer: An inverse size effect in a cast aluminum alloy. Acta Materialia, 2001. 49(15): p. 3071-3083.

- [17] Gruzleski, J.E., B.M. Closset, and A.F.s. Society, The treatment of liquid aluminum-silicon alloys. 1990: American Foundrymen's Society, Inc.
- [18] Shao-chun, S., Y. Bo, and L. Man-ping, Effects of moulding sands and wall thickness on microstructure and mechanical properties of Sr-modified A356 aluminum casting alloy. Transactions of Nonferrous Metal Society China, 2012: p. 1884-1890.
- [19] Kopeliovich, D.D. Degassing treatment of molten aluminum alloys 2012; Available from: [http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=degassing\\_treatment\\_of\\_molten\\_aluminum\\_alloys](http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=degassing_treatment_of_molten_aluminum_alloys).
- [20] M. A. El-Sayed and W. D. Griffiths, Hydrogen, bifilms and mechanical properties of Al castings
- [21] Dispinar, D., et al., Degassing, hydrogen and porosity phenomena in A356. Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, 2010. 527(16-17): p. 3719-3725.
- [22] Foseco, FDU FOUNDRY DEGASSING UNIT - EQUIPMENT & CONSUMABLES, Foseco, Editor. 2013.
- [23] Dispinar, D. and J. Campbell, Porosity, hydrogen and bifilm content in Al alloy castings. Materials Science and Engineering, 2011: p. 3860-3865.
- [24] G. Eisaabadi B., et al., Effects of hydrogen and oxides on tensile properties of Al-Si-Mg cast alloys. Materials Science and Engineering, 2012: p. 36-47.
- [25] Bozchaloeia, G.E., et al., Effect of oxide bifilms on the mechanical properties of cast Al-7Si-0.3Mg alloy and the roll of runner height after filter on their formation. Materials Science and Engineering, 2012: p. 99-105.
- [26] Warke, V.S., S. Shankar, and M.M. Makhlof, Mathematical modeling and computer simulation of molten aluminum cleansing by the rotating impeller degasser. Part II. Removal of hydrogen gas and solid particles. Journal of Materials Processing Technology, 2004: p. 119-126.
- [27] Niklas, A., et al., Thermal analysis as a microstructure prediction tool for A356 aluminium parts solidified under various cooling conditions. The 69th WFC Paper, 2011. 8: p. 89-95.

- [28] Golbahar, B., et al., On thermal analysis, macrostructure and microstructure of grain refined Al-Si-Mg cast alloys: role of Sr addition. *International Journal of Cast Metals Research*, 2014: p. 257-267.
- [29] Gutiérrez, V., G. González, and A. García, Thermal Analysis of Grain Refinement and Modification of an A356 Cast Alloy. *Chemistry and Materials Research*, 2014. 6: p. 52-64.
- [30] Djurdjevic, M.B., J.H. Sokolowski, and Z. Odanovic, Determination of dendrite coherency point characteristics using first derivative curve versus temperature. *J. Therm Anal Calorim*, 2012: p. 875-882
- [31] Lee, S.-L., et al., Effects of strontium and heat treatment on the wear-corrosion property of Al7Si0.3Mg alloy. *Materials Chemistry and Physics*, 2012: p. 503-509.
- [32] Gordalina, G.R., Tratamento térmico de uma liga Al-Si-Mg-Mn, in Departamento de Metalúrgica e de Materiais. 2012, Universidade do Porto: Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto.
- [33] Ji-hua, P., et al., Effect of heat treatment on microstructure and tensile properties of A356 alloys. *Science Press*, 2010: p. 1950-1956.
- [34] Menargues, S., et al., New short T6 heat treatments for aluminium silicon alloys obtained by semisolid forming. *Materials Science and Engineering*, 2014: p. 236-242.
- [35] Long, H.C., et al., The negative effect of solution treatment on the age hardening of A356 alloy. *Materials Science & Engineering A*, 2013: p. 112-118

## Anexo A

### Materiais, equipamentos e procedimento experimental



Figura 1: Equipamento de desgaseificação utilizado na Firmago.

Tabela 1: Tratamentos térmicos T6 realizados. Os ciclos térmicos assinalados a verde correspondem aos tratamentos térmicos selecionados para serem realizados na peça. \*T6 adotado pela Firmago.

Tratamento térmico T6					
Solubilização		Envelhecimento		Tempo total de TT	Designação de TT
Temperatura (°C)	Tempo (horas)	Temperatura (°C)	Tempo (horas)		
510	6	180	4	10	TT1
			2	8	TT2
	8	170	6	14	TT4
			4	12	TT5
			2	10	TT6
	10	155	8	18	TT7
			6	16	TT8*
			4	14	TT9
	520	4	180	4	8
2				6	TT11
6		170	6	12	TT13
			4	10	TT14
			2	8	TT15
8		155	8	16	TT16
			6	14	TT17
			4	12	TT18
530	2	180	4	6	TT19
			2	4	TT20
	4	170	6	10	TT22
			4	8	TT23
			2	6	TT24
	6	155	8	14	TT25
			6	12	TT26
			4	10	TT27

Tabela 2: Condições de vazamento na realização dos ensaios.

Ensaio 1 (procedimento da Firmago)									
Fusão da carga				Desgaseificação			Vazamento		
Liga	% Afinador	% Modificador	Temp. do banho	Tempo (min)	Fluxo de gás	Velocidade de rotação	Areia de moldação	Tempo (s)	Temperatura
AlSi7Mg0,3	0,200	-	740 °C	10	20 L/min	indefinido	Autossecativa	18	713 °C
Ensaio 2 (100 ppm Sr)									
Fusão da carga				Desgaseificação			Vazamento		
Liga	% Afinador	% Modificador	Temp. do banho	Tempo (min)	Fluxo de gás	Velocidade de rotação	Areia de moldação	Tempo (s)	Temperatura
AlSi7Mg0,3	0,200	0,010	740 °C	10	20 L/min	indefinido	Autossecativa	19	711 °C

### Cálculo 1 - teor de estrôncio adicionado no ensaio 2

Tabela 3: Dados utilizados para determinar a quantidade de estrôncio adicionado ao banho.

Capacidade do forno	300 000 g
Teor de estrôncio final	0,01%
Teor de estrôncio da liga mãe	5%
Rendimento estimado	90%
Massa da vareta da liga mãe	200 g

- Determinar a massa de estrôncio pretendida no forno:

$$300\ 000\ \text{g} \longrightarrow 100\%$$

$$X \longrightarrow 0,01\%$$

$$X = 30\ \text{g de estrôncio}$$

- Determinar a massa total de liga mãe por forma a obter 30 g de estrôncio:

$$Y = 30/0,05 \Leftrightarrow Y = 600\ \text{g}$$

- Número de varetas a adicionar no forno, estimando um rendimento de 90%:

$$600 + 0,1 \cdot 600 = 660\ \text{g}$$

$$660/200 = 3,3 \approx 3,5\ \text{varetas}$$



Figura 2: Arrefecedores utilizados na moldação. Existem também arrefecedores na base da peça, que não estão visíveis.

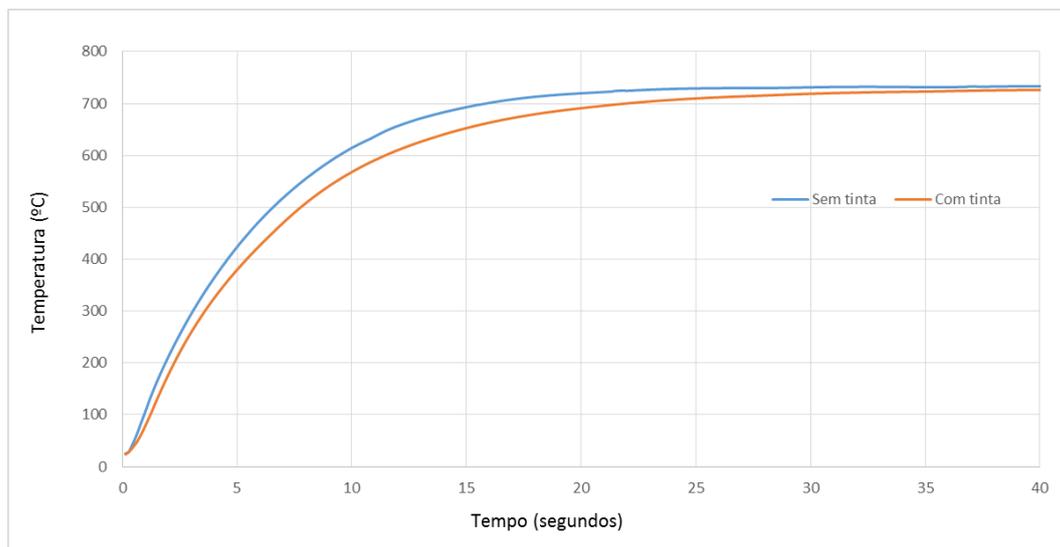


Figura 3: Curvas de teste dos termopares, temperatura vs tempo.

## Anexo B

### Apresentação e discussão de resultados

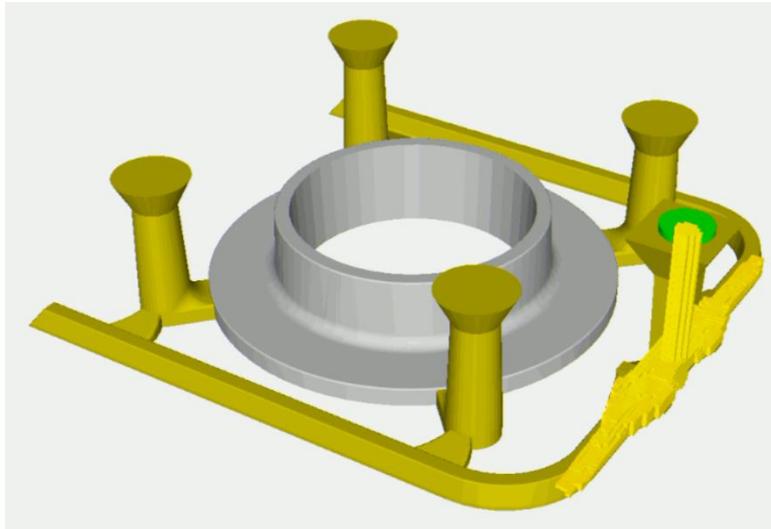


Figura 1: Peça, sistema de gitagem e alimentação, em *FLOWCast*.

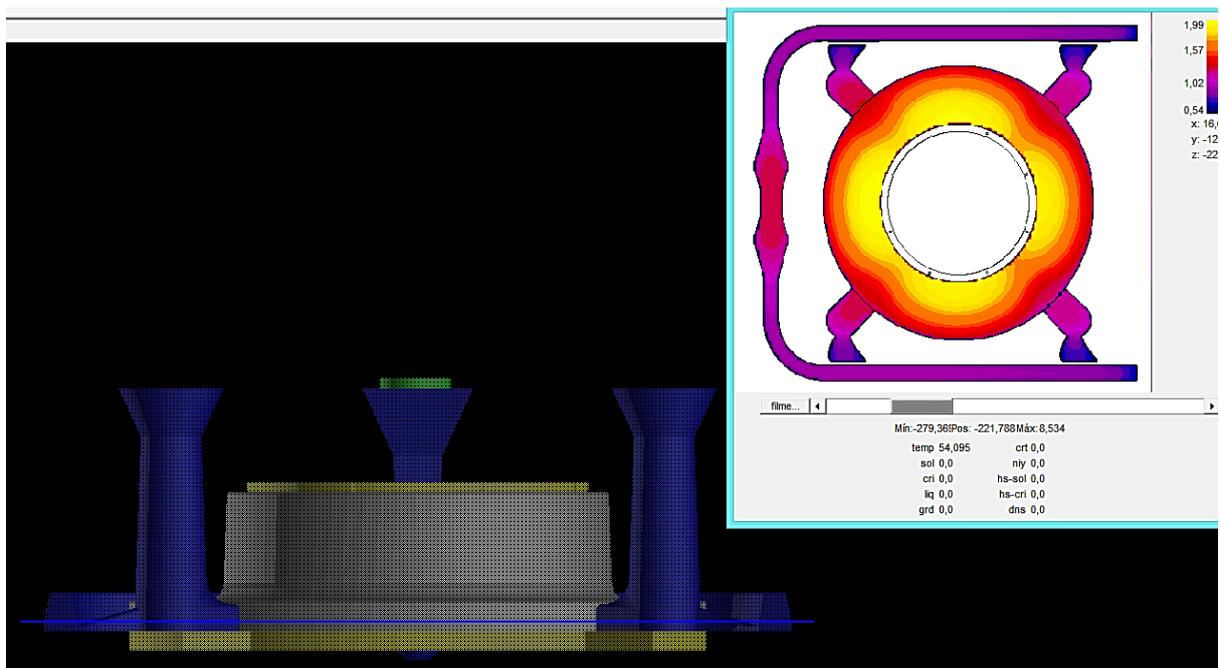


Figura 2: Corte isométrico da parte inferior da peça e do sistema de gitagem e alimentação, revelando o módulo de várias zonas.

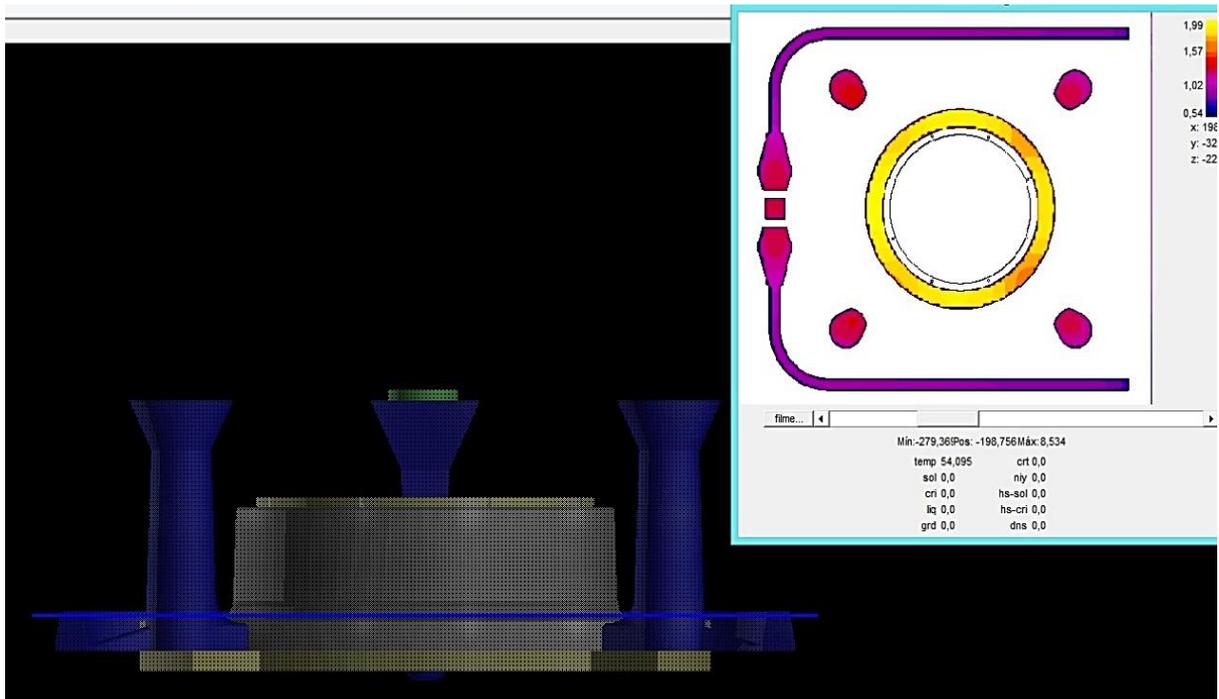


Figura 3: Corte isométrico da parte central da peça e do sistema de gitagem e alimentação, revelando o módulo de várias zonas.

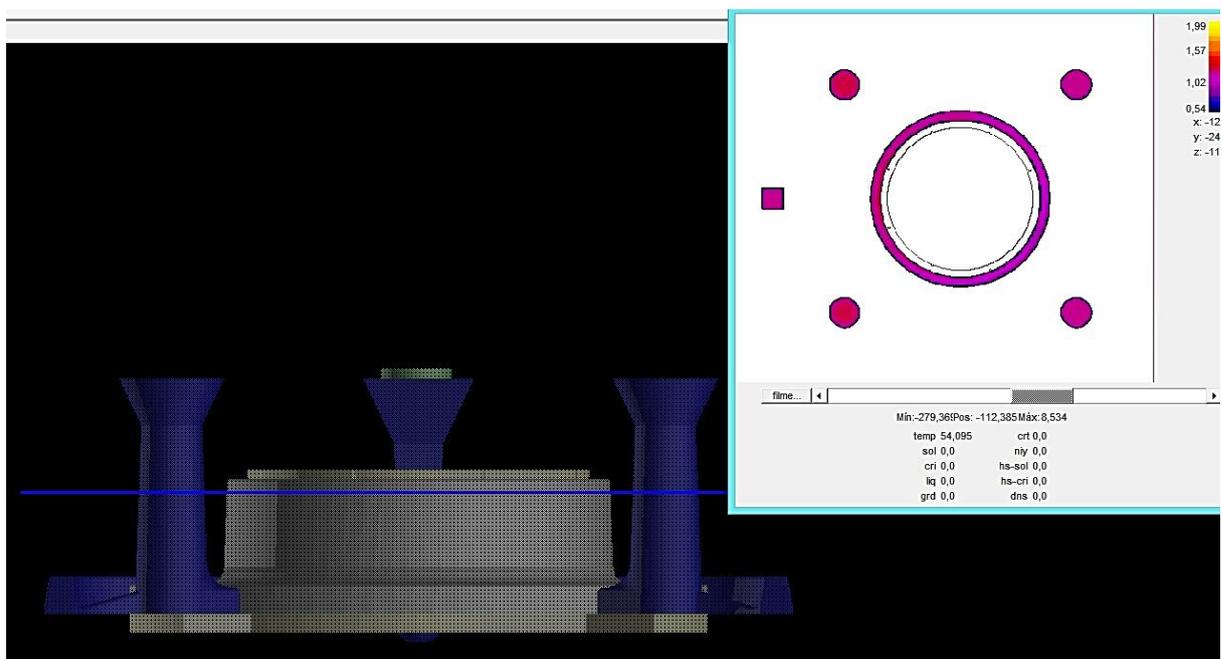


Figura 4: Corte isométrico da parte superior da peça e do sistema de gitagem e alimentação, revelando o módulo de várias zonas.

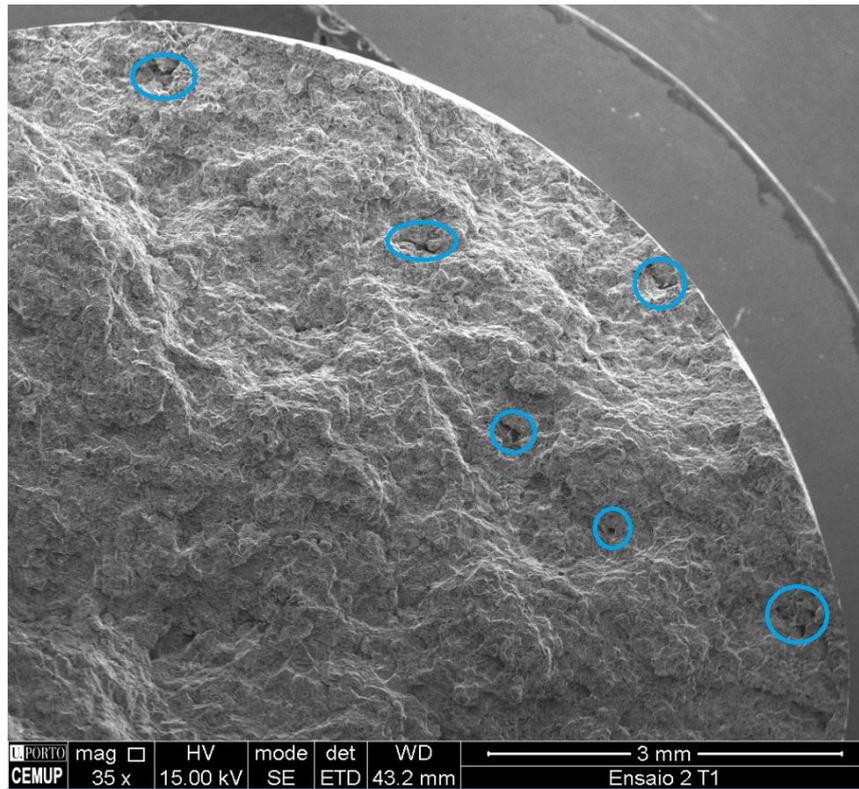


Figura 5: Superfície de fratura do provete vazado no ensaio 2, tratado termicamente. Zonas a azul identificam a porosidade presente no provete.

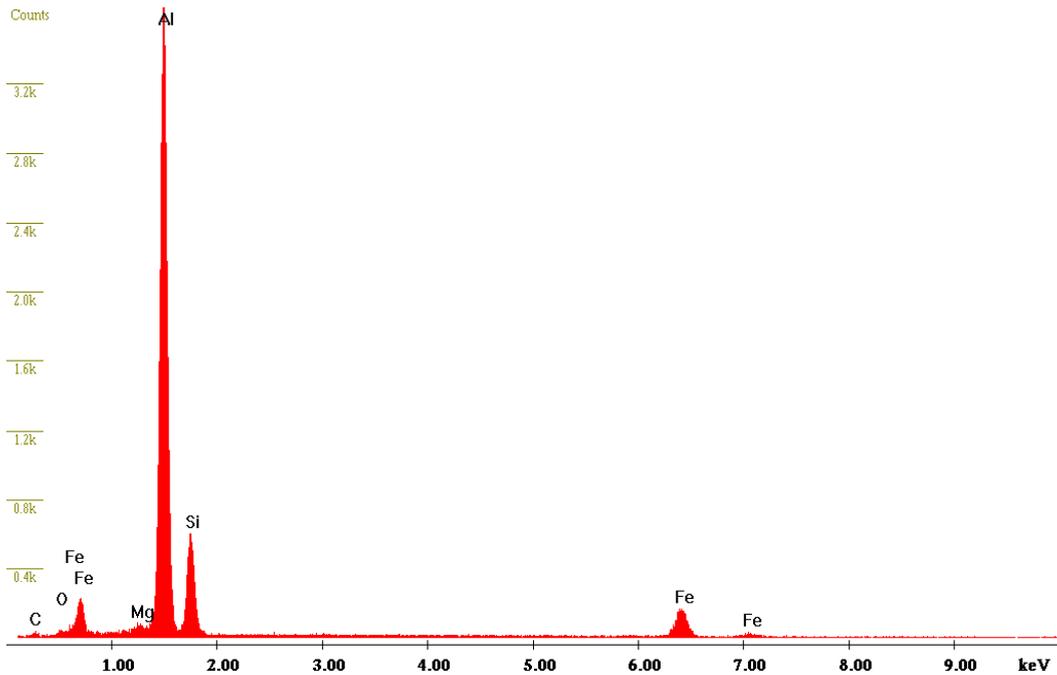


Figura 6: Espectro proveniente da zona Z4, obtido da análise EDS, da superfície de fratura do provete vazado no ensaio 2, submetido ao ciclo térmico T1.

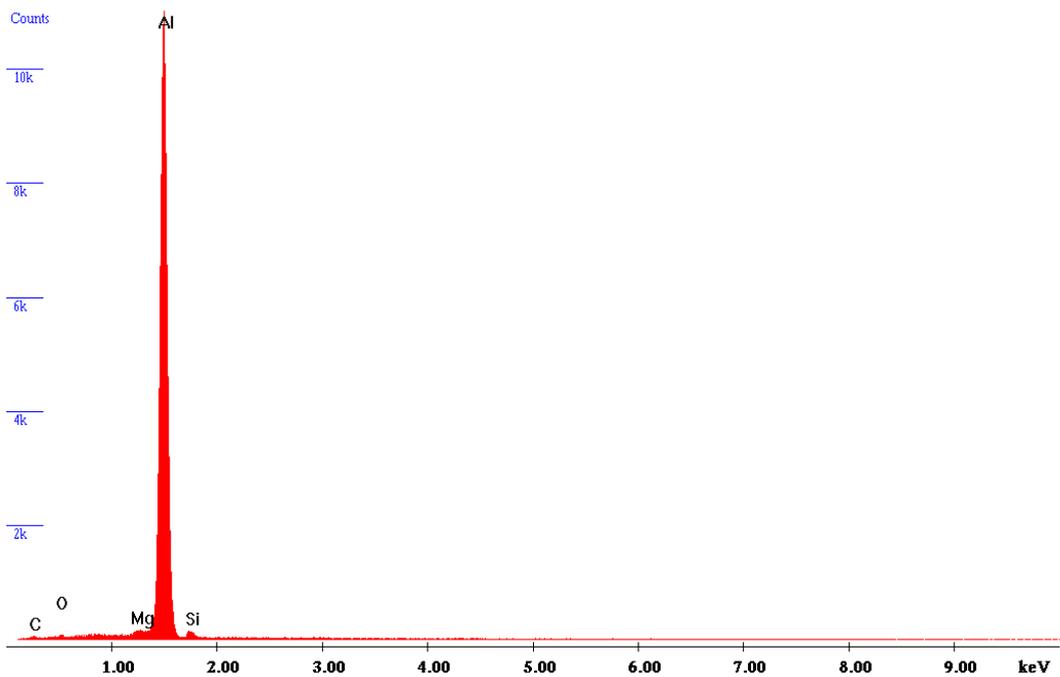


Figura 7: Espectro proveniente da zona Z5, obtido da análise EDS, da superfície de fratura do provete vazado no ensaio 2, submetido ao ciclo térmico T1.

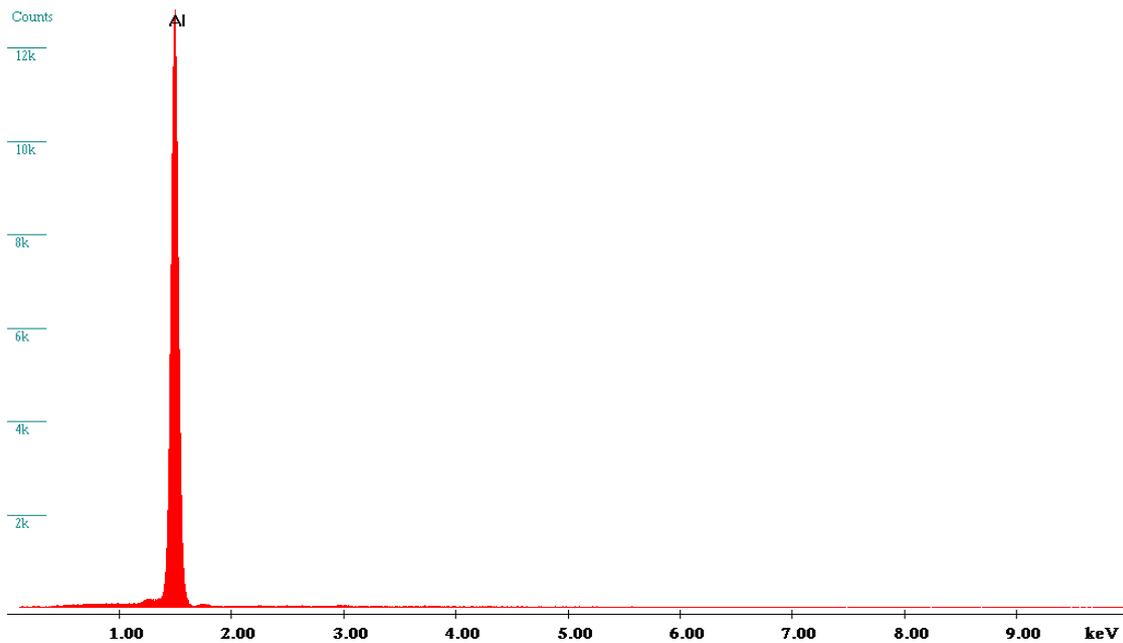


Figura 8: Espectro proveniente da zona Z1, obtido da análise EDS, da secção C da peça vazada no ensaio 1, submetido ao ciclo térmico T2.

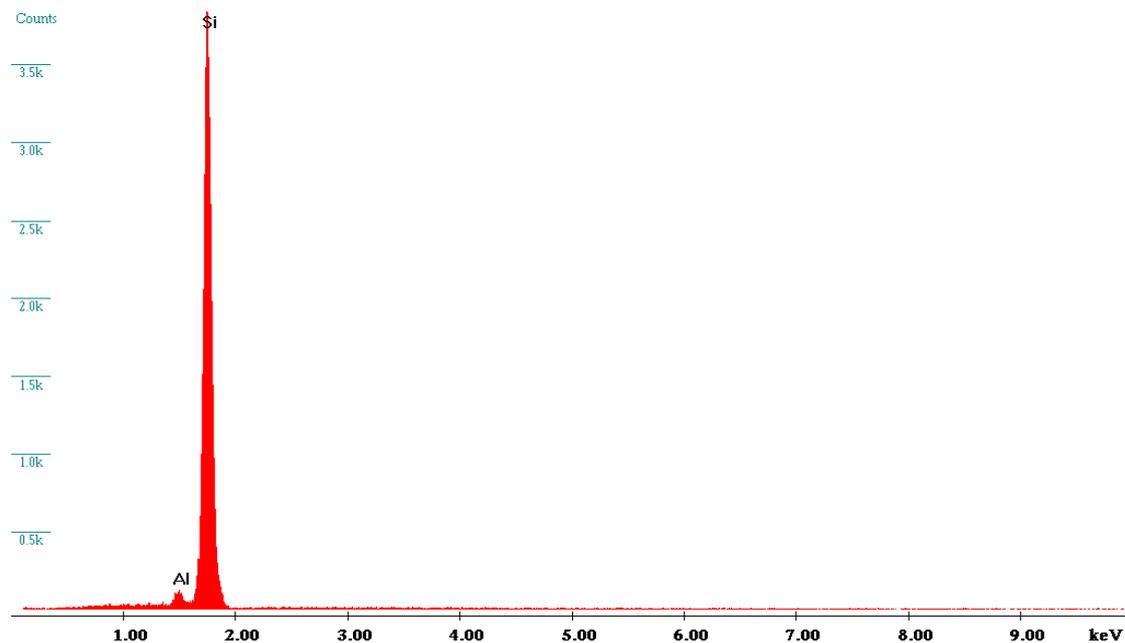


Figura 9: Espectro proveniente da zona Z2, obtido da análise EDS, da secção C da peça vazada no ensaio 1, submetido ao ciclo térmico T2.

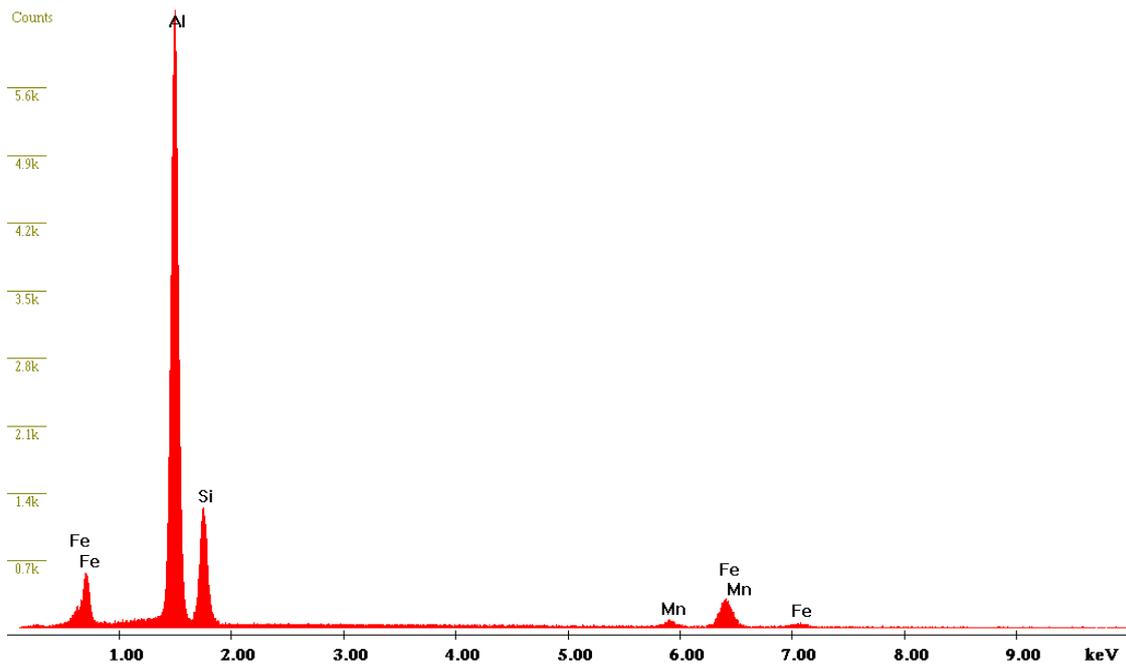


Figura 10: Espectro proveniente da zona Z3, obtido da análise EDS, da secção C da peça vazada no ensaio 1, submetido ao ciclo térmico T2.

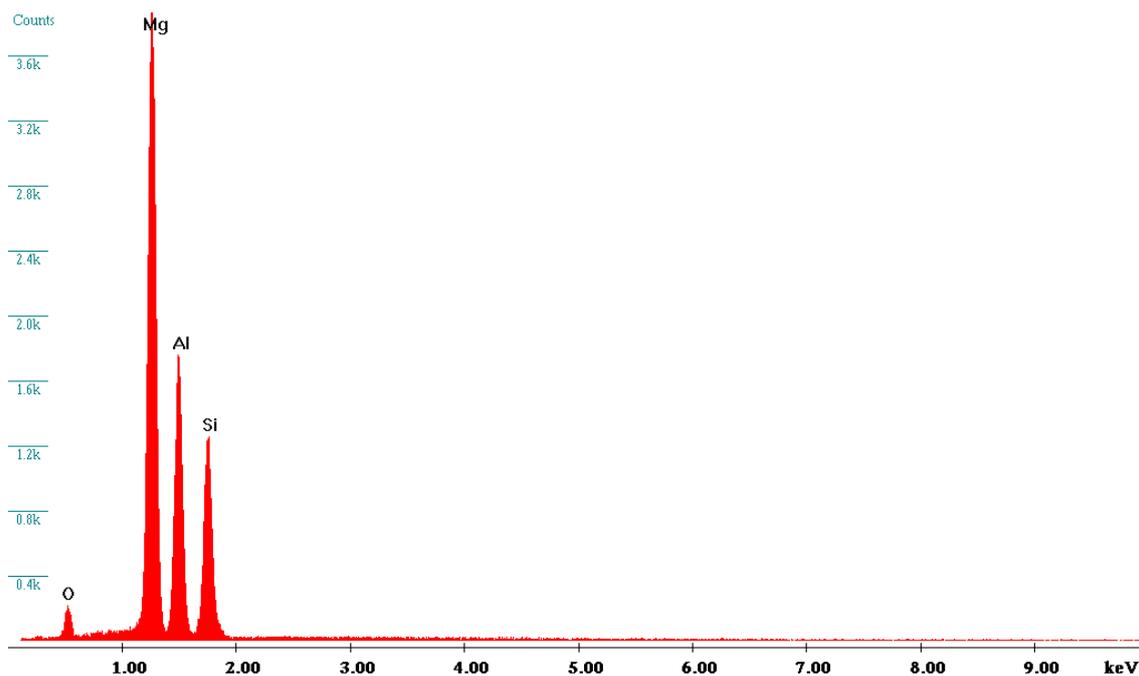


Figura 11: Espectro proveniente da zona Z4, obtido da análise EDS, da secção C da peça vazada no ensaio 1, submetido ao ciclo térmico T2.

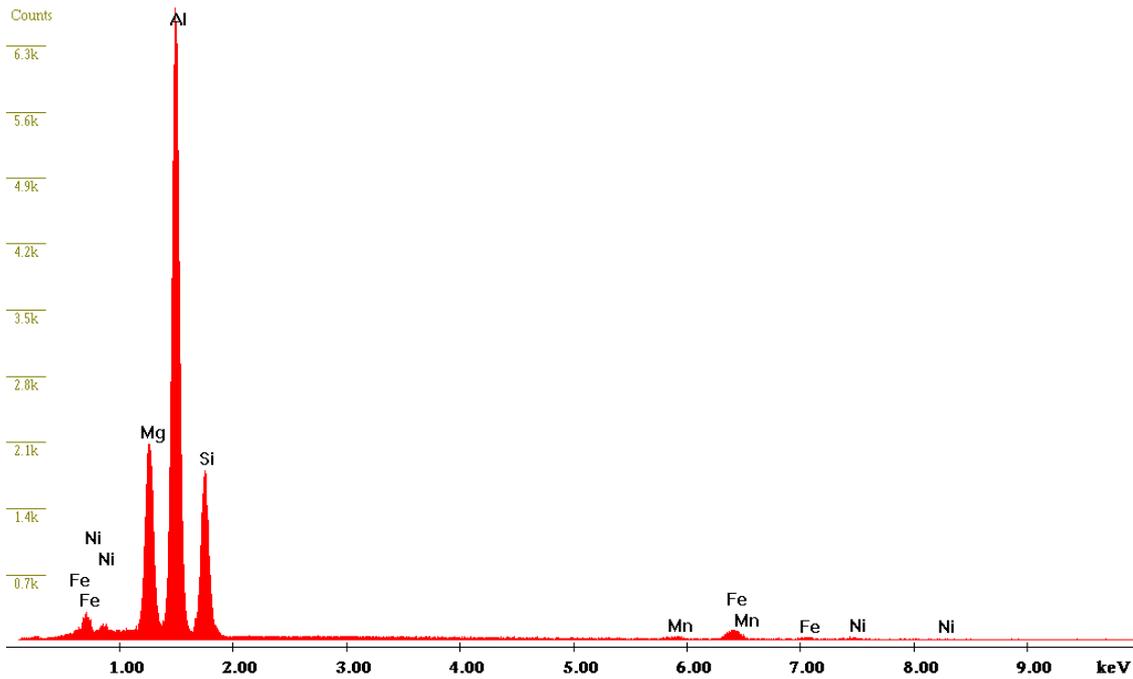


Figura 12: Espectro proveniente da zona Z5, obtido da análise EDS, da secção C da peça vazada no ensaio 1, submetido ao ciclo térmico T2.

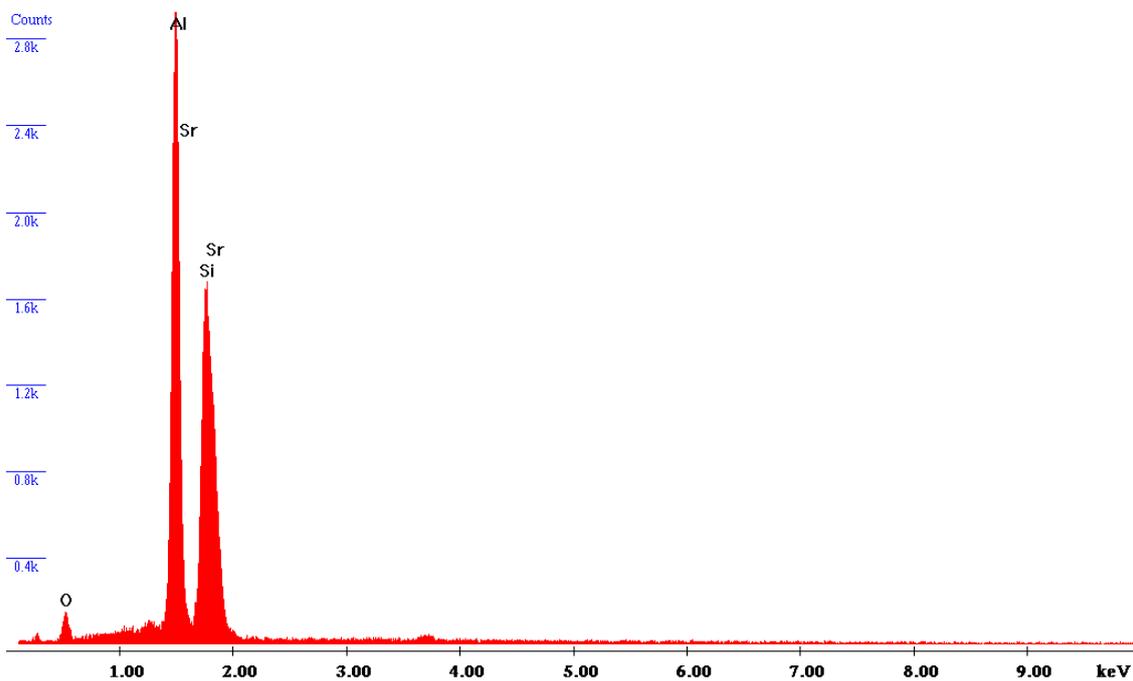


Figura 13: Espectro proveniente da zona Z6, obtido da análise EDS, da secção C da peça vazada no ensaio 1, submetido ao ciclo térmico T2.

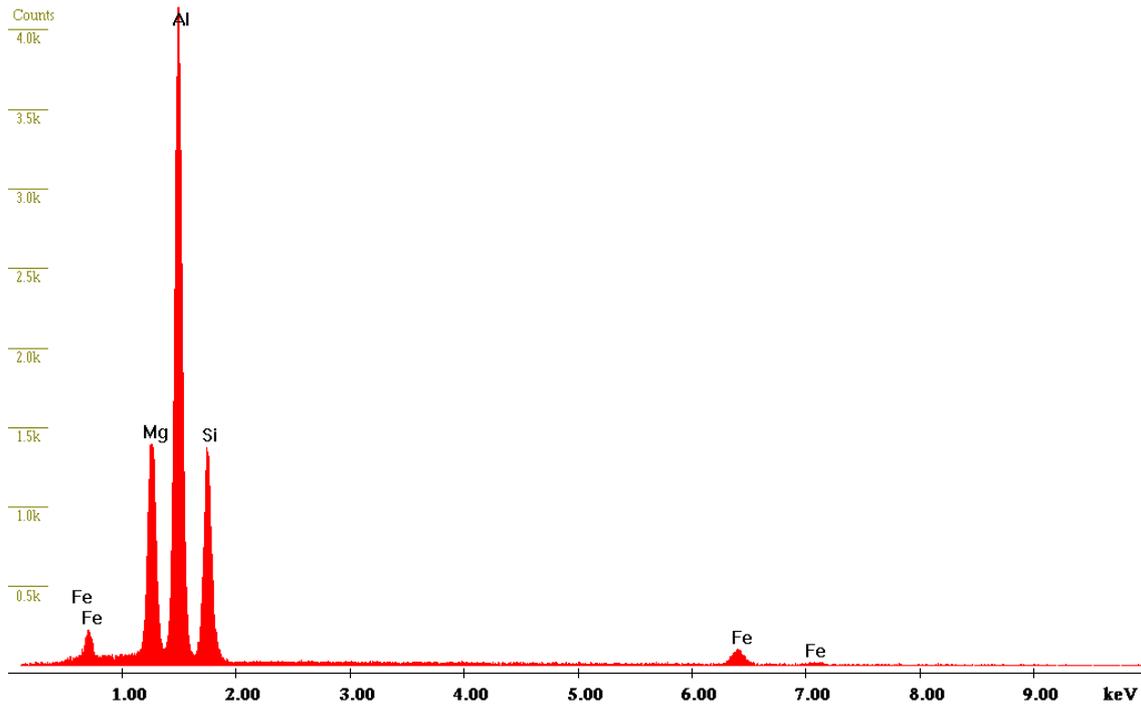


Figura 14: Espectro proveniente da zona Z5, obtido da análise EDS, da secção C da peça vazada no ensaio 2, submetido ao ciclo térmico T2.

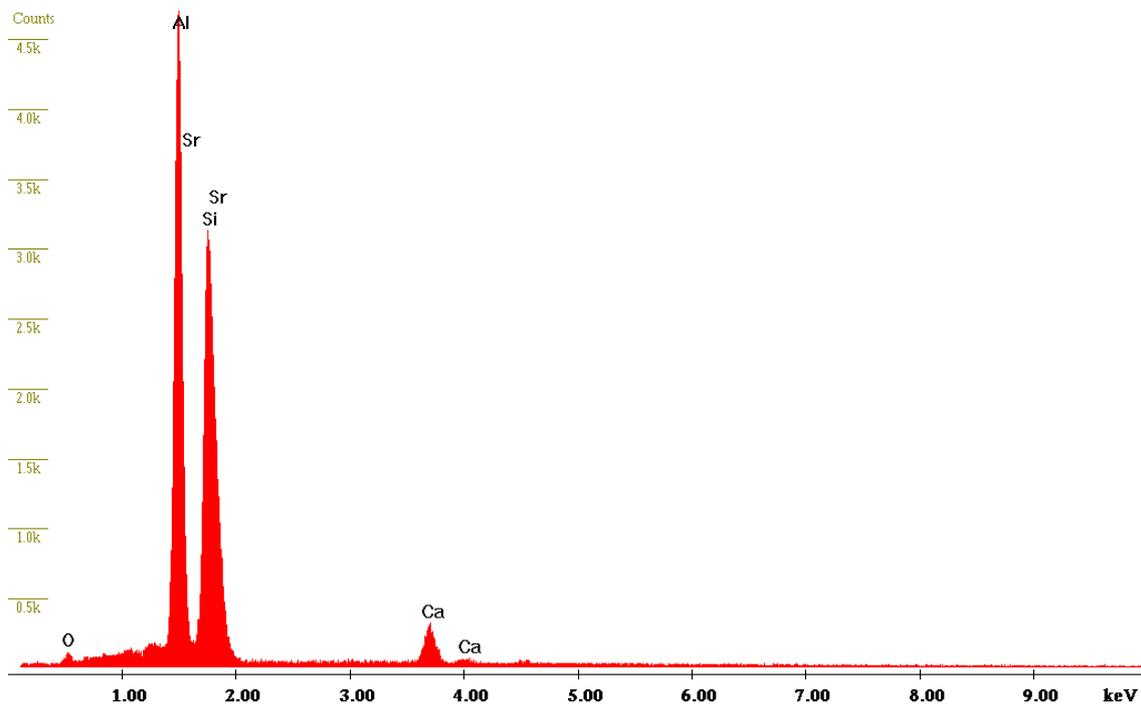


Figura 15: Espectro proveniente da zona Z6, obtido da análise EDS, da secção C da peça vazada no ensaio 2, submetido ao ciclo térmico T2.

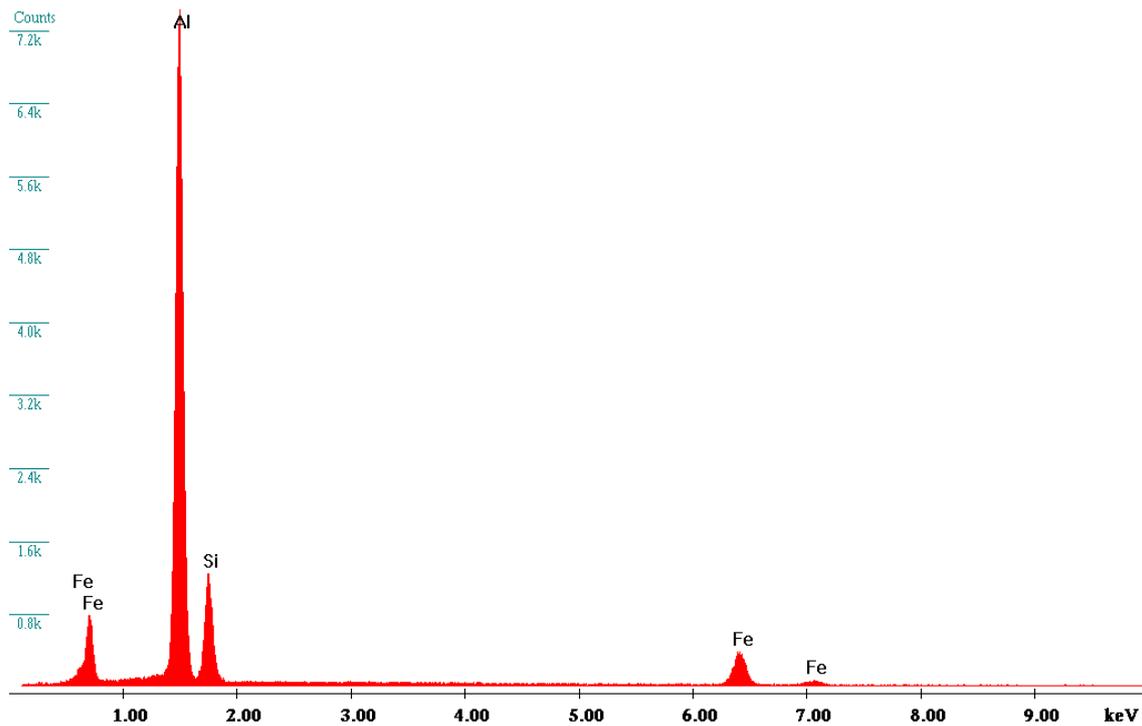


Figura 16: Espectro proveniente da zona Z7, obtido da análise EDS, da secção C da peça vazada no ensaio 2, submetido ao ciclo térmico T2.