



# Tratamentos térmicos de ligas de alumínio obtidas por fundição injetada

*José Alberto de Araújo Soares*

**Dissertação de Mestrado**

Orientador na FEUP: Prof. Dr. Fernando Jorge Lino Alves

Orientador no INEGI: Prof. Dr. Rui Jorge de Lemos Neto



**Mestrado Integrado em Engenharia Mecânica**

(Julho 2017)

*Aos meus pais*

## Resumo

Este trabalho explanatório consiste na aplicação de tratamentos térmicos a peças obtidas por fundição injetada, na tentativa provocar endurecimento estrutural evitando a expansão dos gases, aprisionados no enchimento, que ocorre às elevadas temperaturas do tratamento de homogeneização.

Para tal, foram submetidas a tratamentos térmicos de homogeneização a temperaturas baixas e tempos curtos, peças produzidas por fundição injetada. Com isto pretendeu-se verificar a ocorrência ou não de bolhas na superfície das peças, analisando-se posteriormente a microestrutura e a porosidade presentes em zonas específicas. De seguida, as mesmas peças foram sujeitas ao tratamento de envelhecimento, com o objetivo de determinar o máximo endurecimento para duas temperaturas distintas.

A partir das peças obtiveram-se provetes de tração numa zona tubular da peça, único local possível para cortar e maquinar provetes de tração. Estes foram inicialmente ensaiados no estado fornecido de forma a caracterizar as propriedades de partida da liga e de seguida alguns foram sujeitos a tratamentos térmico de homogeneização e/ou envelhecimento, de acordo com as melhores combinações obtidas para as peças. Em ambos os casos, foram também analisadas a porosidade nas secções metalográficas. Com isto, pretendeu-se compreender o efeito dos tratamentos térmicos e da porosidade nas propriedades mecânicas.

Com o trabalho realizado conclui-se que é possível a aplicação de tratamentos térmicos a peças produzidas por fundição injetada, sem que ocorra o aparecimento de bolhas superficiais. No entanto, a presença de um elevado número de defeitos nas peças, derivada de um processo pouco controlado, e a fraca resposta da liga ao envelhecimento devido à baixa concentração de Cu, não se verifica benefícios na aplicação do tratamento para este caso. . No entanto, para outra ligas e peças com menos defeitos, os mesmos princípios podem ser aplicados com resultados satisfatórios.

## Heat treatment of high pressure die casting aluminium alloys

### Abstract

The present essay focus on the heat treatments of high pressure die casting parts, in order to avoid the effect of blistering on the parts surface during the high temperatures of the solution treatments.

Therefore, some high pressure die casted parts were solutionized at low temperatures and short times, to verify the occurrence of blistering on the surface within the range of temperature used and also its influence on microstructure and internal porosity. After this, the parts were artificially age hardened at two different temperatures in order to obtain the time needed to occur the peak age hardening and the combination that provided the best mechanical properties.

From the parts, it was possible to obtain tensile test parts which, some were tested after casting and temper, and other were heat treated according to the best results regarding hardening and pore expansion, obtained from the previous tests. After testing the tensile test pieces, it was analyzed the porosity, so it can be related to the heat treatments and determine its influence on mechanical properties.

With this report, it can be concluded that high pressure die casting parts can be heat treated under special conditions. Despite the fact that the alloy used in not suitable for age hardening since it has a very low concentration on Cu, the main problem found in the project was the high level of casting defects shown in the casted parts. With this poor condition it is impossible to obtain a good response to heat treatments for any alloy, since the mechanical properties are weakened by the low quality of the produced pieces.

## Agradecimentos

Em primeiro lugar gostaria de agradecer ao Professor Rui Neto, orientador no INEGI, por toda a ajuda, aconselhamento e ensinamentos que me transmitiu ao longo deste trabalho. Agradeço também a confiança e autonomia que me conferiu na realização da presente dissertação, estando sempre disponível para ajudar em qualquer circunstância.

Ao Professor Jorge Lino, orientador na FEUP, agradeço o acompanhamento e preparação dada ao longo do período da dissertação, tal como as sugestões dadas de forma a valorizar o presente trabalho.

Ao INEGI por me ter recebido e proporcionado os recursos necessário para a realização desta dissertação, tal como a todos os Integrantes do INEGI/CETECOFF. Um especial obrigado à Armanda Marques, Fernando Seabra e André Cavaleiro por toda a ajuda prestada do início ao fim de todo o trabalho

À SONAFI e ao Eng. Nuno Brito pelo fornecimento das peças e pela disponibilidade demonstrada ao longo do projeto.

Ao Sr. José Almeida pela maquinaria dos provetes que foram indispensáveis para a realização da parte experimental.

Ao professor Miguel Figueiredo, Diretor do LET pela ajuda na realização dos ensaios de tração e pela disponibilização do material necessário.

A todos os meus amigos, com um grande abraço para o Luís Morais, com o qual partilhei todas as etapas da realização desta dissertação, cujo apoio, entajuda e companheirismo foram indispensáveis para a conclusão deste projeto.

Aos meus pais, Alberto Soares e Margarida Araújo, estou profundamente grato por todo o apoio, força e aconselhamento que me deram em todas as fases da minha vida e principalmente nos momentos mais difíceis, tornando o impossível possível e os sonhos realidade. Obrigado por tudo, sem vocês nada disto teria sido possível.

Por fim, agradeço ao projeto NORTE-01-0145-FEDER-000022 - SciTech - Science and Technology for Competitive and Sustainable Industries, co-financiado pelo Programa Operacional Regional do Norte (NORTE2020), através Fundo Europeu de Desenvolvimento Regional (FEDER).



# Índice de Conteúdos

<b>1</b>	<b>Introdução</b>	<b>1</b>
1.1	Enquadramento do projeto e motivação	1
1.2	Apresentação do INEGI e enquadramento do projeto	2
1.3	Objetivos do projeto	2
1.4	Método seguido no projeto	2
1.5	Estrutura da dissertação	3
<b>2</b>	<b>Ligas de alumínio para fundição</b>	<b>4</b>
2.1	Designação segundo a norma <i>ISO</i>	4
2.1.1	Condições metalúrgicas	5
2.2	Designação segundo a <i>Aluminium Association</i>	5
2.3	Ligas Al-Si	6
2.3.1	Adição de Cobre e Magnésio	6
2.3.2	Efeito do Ferro	7
2.3.3	Outros elementos de liga	7
2.4	Fusão	8
2.4.1	Desgaseificação	8
2.5	Tratamentos térmicos	9
2.5.1	Homogeneização	10
2.5.2	Têmpera	11
2.5.3	Envelhecimento	12
2.6	Fundição Injetada	16
2.6.1	Máquina de câmara fria	16
2.6.2	Máquina de Câmara quente	18
2.6.3	Fundição injetada assistido por vácuo	18
2.6.4	Defeitos de fundição	19
<b>3</b>	<b>Tratamentos térmicos de peças produzidas por fundição injetada</b>	<b>21</b>
3.1	Influência da porosidade	21
3.1.1	Fenômeno de expansão da porosidade	21
3.1.2	Variação da tensão com a temperatura	22
3.1.3	Homogeneizações parciais	23
3.1.4	Envelhecimento após injeção e têmpera	26
3.1.5	Síntese e implicações no trabalho prático a realizar	27
<b>4</b>	<b>Trabalho experimental</b>	<b>29</b>
4.1	Caracterização da peça	29
4.1.1	Parâmetros de injeção	30
4.2	Procedimento experimental	32
4.2.1	Análise química	32
4.2.2	Homogeneização	32
4.2.3	Polimento de amostras	32
4.2.4	Análise da Microestrutura	32
4.2.5	Análise das superfícies de fratura	32
4.2.6	Análise da Porosidade	32
4.2.7	Envelhecimento	33
4.2.8	Medição da dureza	34
4.2.9	Obtenção de provetes de tração	34
4.2.10	Ensaio de tração	35
4.2.11	Montagem em resina	36
4.3	Análise e discussão dos resultados	36
4.3.1	Composição química	36

4.3.2	Tratamentos térmicos das peças .....	37
4.3.3	Provetes de tração.....	51
	Análise de porosidade na secção metalográfica .....	53
<b>5</b>	<b>Conclusões e perspectivas de trabalho futuro .....</b>	<b>62</b>
5.1	Conclusões .....	62
5.2	Trabalhos futuros .....	63
	<b>Referências .....</b>	<b>64</b>
<b>ANEXO A:</b>	Microestruturas das peças homogeneizadas e de uma peça no estado fornecido .....	67
<b>ANEXO B:</b>	Áreas metalográficas e os respetivos valores de porosidade e maior poros analisadas nas peça homogeneizadas e numa peça injetada e temperada, para as secções A e B. ....	68
<b>ANEXO C :</b>	Superfícies de fratura dos provetes no estado fornecido.....	70
<b>ANEXO D:</b>	Áreas metalográficas analisadas e os respetivos valores de porosidade e maior poro nos provetes no estado fornecido.....	72
<b>ANEXO E:</b>	Áreas metalográficas analisadas e os respetivos valores de porosidade e maior poro nos provetes tratados termicamente .....	74



## Siglas

AA – Aluminium Association

Al – Alumínio

B – Boro

CETECOFF – Unidade de fundição e novas tecnologias

Cu – Cobre

Cr – Crómio

E – Módulo de Young

Fe – Ferro

FEUP – Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto

GP – Guinier- Preston

HBW – Dureza brinell

Hv – Dureza Vickers

INEGI – Instituto de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial

kN – KiloNewton

Mg – Magnésio

Mn – Manganês

MPa - Megapascal

Ni – Nickel

Na – Sódio

P – Pressão

Pb – Chumbo

Hz – Hertz

$R_m$  – Tensão de Rutura

S – Curso do pistão

Sb – Antimónio

Si – Silício

Sn – Estanho

SONAFI – Sociedade Nacional de Fundição Injetada

T – Temperatura

t – Tempo

Ti – Titânio

V- Velocidade

Zn – Zinco

## Índice de Figuras

Figura 1 - Solubilidade do hidrogénio no alumínio à pressão de 1atm [11].	8
Figura 2 - Teste RPT (a) [9] e amostras com diferentes teores de hidrogénio (b) [13].	9
Figura 3 - Sequência de um tratamento térmico de endurecimento para ligas de alumínio [15].	9
Figura 4 - Microestruturas observadas (a) antes e (b) depois do tratamento de homogeneização[19].	10
Figura 5 - Resultado do ensaio de tração obtidos para as diferentes temperaturas de homogeneização[21].	11
Figura 6 - Comparação das durezas obtidas para peças temperadas em água e peças não temperadas nas condições T1 e T5 para a liga Al17Si4.5Cu0.5Mg [23].	12
Figura 7 - Passagem das deslocações pelos precipitados segundo o efeito de Friedel (a) e mecanismo de Orowan (b) [25].	13
Figura 8 - Evolução da resistência mecânica, dureza e microestrutura com o tempo de envelhecimento a temperatura constante	14
Figura 9 - Influência da percentagem de magnésio no endurecimento da liga Al7Si0.45Mg a 180°C (a) [26] e do cobre no endurecimento da liga Al8Si0.4Mg a 160°C (b) [27]	15
Figura 10 - Variação da dureza e pico de endurecimento com temperatura para uma ligas Al-Si-Mg (a) [28] e Al-Si-Cu (b) [29].	15
Figura 11 – Diferentes fases do processo de injeção em máquina de câmara fria [32].	17
Figura 12 - Enchimento turbulento durante o enchimento [33].	17
Figura 13 - Esquema de uma máquina de câmara fria [37].	17
Figura 14 - Esquema processo fundição injetada câmara quente [38].	18
Figura 15 - Fases de funcionamento de uma máquina de câmara fria assistida por vácuo [32].	19
Figura 16 - Configuração típica de poros de gás aprisionados(a) e microrechupes(b) [42].	21
Figura 17 - Peça com bolhas superficiais[44]	21
Figura 18 - Vista em corte de um poro após expansão (bolha) [33].	22
Figura 19 - Relação da tensão limite de elasticidade do material e pressão no interior dos poros com a temperatura [33].	23
Figura 20 - Microestruturas e aspeto superficial dos provetes da liga AlSi10Mg após as diferentes condições de homogeneização [43].	24
Figura 21 - Aspeto superficial dos provetes da liga AlSi9Cu3 após homogeneizações a diferentes temperaturas durante 15 minutos [43].	25
Figura 22 - Aspeto superficial dos provetes da liga AlSi9Cu3 após diferentes tempos de homogeneização a 490°C [43].	25
Figura 23 - Evolução da dureza (VHN) da liga AlSi9Cu3 após envelhecimento a 150 °C durante 24 horas em função da temperatura de homogeneização [43].	25
Figura 24 - Tensão limite elástico (a) e extensão após rutura (b) em função tempo de envelhecimento para diferentes temperaturas [45].	27
Figura 25 - Peça fornecida e suas dimensões principais segundo várias perspetivas a,b e c.	29

Figura 26 - Posição da válvula EGR no automóvel [48].....	30
Figura 27 - Ciclos de injeção e compactação e momentos teóricos onde se liga/desliga a bomba de vácuo [48] .....	31
Figura 28- Temperatura do molde após abertura e injeção de uma peça analisada por termografia de infravermelhos.....	31
Figura 29 - Forno utilizado para realizar as homogeneizações .....	32
Figura 30 - Medição do comprimento de um poro [42]. .....	33
Figura 31 - Forno de convecção forçada utilizada para a realização dos envelhecimentos .....	33
Figura 32 - Durómetro EMCO M4U – 075 utilizada para a medição das durezas .....	34
Figura 33 - Sequência de corte dos provetes .....	34
Figura 34 - Desenho técnico do provete .....	35
Figura 35 - Montagem dos provetes nas amarras .....	35
Figura 36 - Montagem do provete e extensómetro na máquina de ensaio .....	35
Figura 37 - Corte e montagem dos provetes em resina .....	36
Figura 38- Ciclo térmico real sofrido pela peça 4 .....	37
Figura 39- Ciclo térmico real sofrido pela peça 5 .....	38
Figura 40-Ciclo térmico real sofrido pela peça 2 .....	38
Figura 41- Ciclo térmico real sofrido pela peça 6 .....	39
Figura 42- Ciclo térmico real sofrido pela peça 3 .....	39
Figura 43 - Secções de corte na peça.....	43
Figura 44 - Microestrutura da peça 7 injetada e temperada (a) e da peça 3 homogeneizada a 475°C durante 15 minutos (b).....	43
Figura 45 - Relação da porosidade (a) e tamanho do maior poro (b) com a temperatura de homogeneização para a secção A .....	44
Figura 46 - Relação da porosidade (a) e tamanho do maior poro (b) com a temperatura de homogeneização para a secção B .....	45
Figura 47 - Zona de medição de durezas .....	46
Figura 48 - Regressão linear que permite obter o valor de dureza real a partir do valor da penetração.....	47
Figura 49 - Zona de medição de durezas da peça 6 antes (a,b) e depois de ser maquinada (c).....	47
Figura 50 - Regressão linear que permite obter o valor de dureza real da zona fina a partir da zona espessa.....	48
Figura 51 - Sequência de tratamento de dados adotado para obtenção do valor real da zona fina a partir do valor da penetração .....	48
Figura 52 - Evolução da dureza da zona espessa ao longo do tempo para as peças envelhecidas a 160°C .....	49
Figura 53 - Evolução da dureza da zona fina ao longo do tempo para as peças envelhecidas a 160°C .....	49
Figura 54 - Evolução da dureza da zona espessa ao longo do tempo para as peças envelhecidas a 180°C .....	50

Figura 55 - Evolução da dureza da zona fina ao longo do tempo para as peças envelhecidas a 180°C .....	51
Figura 56 - Superfícies de fraturas dos provetes 4A (a), 5B (b), 5C (c), 6A (d), 6B (e) e 6C (f) apresentando zonas de descontinuidade nomeadamente mal ligados. ....	53
Figura 57 - Aspeto superficial dos provetes obtidos a partir da peça 3 após o tratamento de homogeneização .....	55
Figura 58 - Aspeto superficial dos provetes obtidos a partir da peça 2 após o tratamento de homogeneização .....	55
Figura 59 - Relação entre a tensão de rutura e a porosidade .....	58
Figura 60 - Relação entre a tensão de rutura e o tamanho do maior poro .....	58
Figura 61 - Relação entre a extensão após rutura e a porosidade.....	59
Figura 62 - Relação entre a extensão após rutura e o tamanho do maior poro.....	59
Figura 63 - Relação entre a tensão limite elástico e a porosidade.....	59
Figura 64 - Relação entre a tensão limite elástico e o tamanho do maior poro.....	60
Figura 65 - Relação entre a dureza e a porosidade .....	60
Figura 66 - Relação entre a dureza e o tamanho do maior poro.....	60
Figura 67 – Microestrutura da peça 4 (a), homogeneizada a 505°C e da peça 5 (b), homogeneizada a 495°C .....	67
Figura 68 - Microestrutura da peça 2 (a), homogeneizada a 486°C e da peça 6 (b), homogeneizada a 476°C .....	67
Figura 69 - Microestrutura da peça 3 (a), homogeneizada a 475°C e da peça 7 (b), injetada e temperada.....	67
Figura 70- Superfícies de fratura dos provetes 4A (a) e 4B (b) .....	70
Figura 71- Superfícies de fratura dos provetes 4C (a) e 5A (b) .....	70
Figura 72- Superfícies de fratura dos provetes 5B (a) e 5C (b).....	70
Figura 73 - Superfícies de fratura dos provetes 6A (a) e 6B (b) .....	70
Figura 74- Superfície de fratura do provete 6C .....	71

## Índice de Tabelas

Tabela 1 - Propriedades genéricas das ligas de alumínio para fundição .....	4
Tabela 2 - Classificação das ligas de alumínio para fundição segundo a AA[1] .....	5
Tabela 3 - Composição química da liga AlSi12 [3]. .....	6
Tabela 4 - Propriedades mecânicas e de fundição da liga AlSi12 [3]. .....	6
Tabela 5 - Composição químicas das ligas AlSi9Cu3, AlSi10Mg eAlSi7Mg [3]. .....	7
Tabela 6 - Composição químicas das ligas AlSi9Cu3, AlSi10Mg eAlSi7Mg [3]. .....	7
Tabela 7 - Efeito dos diferentes tratamentos térmicos nas propriedades mecânicas na liga A360 [38]. .....	26
Tabela 8 - Influência da temperatura de homogeneização nas propriedades mecânicas da liga A380 envelhecida [38].....	26
Tabela 9 - Ciclo de injeção .....	30
Tabela 10 - Ciclo de compactação.....	31
Tabela 11 - Resultados da análise espectrométrica .....	36
Tabela 12 - Intervalo de composições químicas da liga AlSi12Cu1(Fe) segundo a norma ISO 3522 [3]. .....	36
Tabela 13 - Evolução da temperatura da peça 4 no interior do forno .....	37
Tabela 14 - Evolução da temperatura da peça 5 no interior do forno .....	38
Tabela 15 - Evolução da temperatura da peça 2 no interior do forno .....	38
Tabela 16 - Evolução da temperatura da peça 6 no interior do forno .....	39
Tabela 17 - Evolução da temperatura da peça 3 no interior do forno .....	39
Tabela 18 - Comparação entre os valores expectáveis e valores obtidos para o tempo de aquecimento e temperatura de estágio para as diferentes peças .....	40
Tabela 19 - Aspeto superficial das peças 3 e 6 após homogeneização e têmpera.....	41
Tabela 20 - Aspeto superficial das peças 2 e 5 após homogeneização.....	41
Tabela 21 - Aspeto superficial da peça 4 após homogeneização .....	42
Tabela 22 - Área metalográfica analisada e os respetivos valores de porosidade e tamanho do maior poro para as peças 4, 3 e 7 na secção A. ....	44
Tabela 23 - Valores da porosidade e tamanho do maior poro de todas as peças em análise para a secção A.....	44
Tabela 24 - Área metalográfica analisada e os respetivos valores de porosidade e tamanho do maior poro das peças 4, 3 e 7 para secção B .....	45
Tabela 25 - Valores da porosidade e tamanho do maior poro de todas as peças em análise para a secção B .....	45
Tabela 26 - Agrupamento das peças em estudo para duas temperaturas de envelhecimento selecionadas.....	46
Tabela 27 - Valores de dureza obtidos ao fim de diferentes tempos para as peças envelhecidas a 160°C .....	48
Tabela 28 - Valores de dureza obtidos ao fim de diferentes tempos para as peças envelhecidas a 180°C .....	50

Tabela 29 - Propriedades mecânicas dos provetes no estado fornecido.....	52
Tabela 30 - Propriedades mecânicas da liga AlSi12Cu1(Fe) obtida por fundição injetada no estado fornecido segundo a norma ISO 3522[3] .....	53
Tabela 31 - Área metalográfica analisada dos provetes 5C, 4B e 6B e os respectivos valores de porosidade e tamanho do maior poro. ....	54
Tabela 32 - Valores da porosidade e tamanho do maior poro para todos os provetes ensaiados .....	54
Tabela 33 - Tratamentos térmicos aplicados aos provetes .....	55
Tabela 34 - Propriedades mecânicas dos provetes tratados termicamente .....	56
Tabela 35 - Valores médios das propriedades mecânicas obtidas após os tratamentos térmicos .....	56
Tabela 36 - Áreas metalográficas analisadas para os provetes 3B, 2A e 9C.....	57
Tabela 37 - Valores da porosidade e tamanho do maior poro para os provetes tratados .....	58
Tabela 38 - Áreas metalográficas e os respectivos valores de porosidade e maior poros analisadas nas peças 4, 5 e 2 para a secção A. ....	68
Tabela 39 - Áreas metalográficas e os respectivos valores de porosidade e maior poros analisadas nas peças 6, 3, 7 para a secção A.....	68
Tabela 40 - Áreas metalográficas e os respectivos valores de porosidade e maior poros analisadas nas peças 4, 5 e 2 para a secção B. ....	69
Tabela 41 - Áreas metalográficas e os respectivos valores de porosidade e maior poros analisadas nas peças 6, 3, 7 para a secção B. ....	69
Tabela 42 – Área metalográfica analisada nos provetes 1A, 1B e 1C e respectivos valores de porosidade e tamanho do maior poro .....	72
Tabela 43 - Área metalográfica analisada nos provetes 4A, 4B e 4C e respectivos valores de porosidade e tamanho do maior poro .....	72
Tabela 44 - Área metalográfica analisada nos provetes 5A, 5B e 5C e respectivos valores de porosidade e tamanho do maior poro .....	73
Tabela 45- Área metalográfica analisada nos provetes 6A, 6B e 6C e respectivos valores de porosidade e tamanho do maior poro .....	73
Tabela 46 - Área metalográfica analisada nos provetes 2A, 2B e 2C e respectivos valores de porosidade e tamanho do maior poro .....	74
Tabela 47 - Área metalográfica analisada nos provetes 3A, 3B e 3C e respectivos valores de porosidade e tamanho do maior poro .....	74
Tabela 48 - Área metalográfica analisada nos provetes 7A, 7B e 7C e respectivos valores de porosidade e tamanho do maior poro .....	75
Tabela 49 - Área metalográfica analisada nos provetes 9A, 9B e 9C e respectivos valores de porosidade e tamanho do maior poro .....	75

## 1 Introdução

A fundição injetada é um processo que permite elevadas cadências de produção, produzindo peças de baixo custo, elevado detalhe e excelente acabamento superficial, utilizadas nas mais diversas indústrias. No entanto, as aplicações não devem ser de grande solitação já que as propriedades mecânicas são de razoáveis a médias.

Para as ligas de alumínio, a aplicação do tratamento térmico T6, caracterizado por homogeneização seguida de têmpera e envelhecimento, é preferencial quando se pretende aumentar as propriedades mecânicas. O endurecimento ocorre por precipitação estrutural com um aumento de dureza, tensão limite de elasticidade e tensão de ruptura, acompanhados com uma diminuição na ductilidade, em ligas que apresentem elevadas concentrações de cobre ou magnésio. Para a fundição injetada, as ligas AlSi9Cu3 e AlSi10Mg satisfazem essa condição, no entanto, a elevada porosidade resultante dos gases aprisionados no enchimento turbulento representa o grande problema dos tratamentos térmicos nas peças obtidas por fundição injetada. A elevada temperatura inerente ao tratamento de homogeneização induz um aumento de pressão interna dos gases, suficiente para que ocorra a deformação do metal. Tal resulta na formação de bolhas no interior e à superfície dando origem a peças de sucata.

### 1.1 Enquadramento do projeto e motivação

O projeto em questão surge da parceria entre o INEGI e a SONAFI, pela necessidade por parte da SONAFI, de obter uma melhoria nas propriedades mecânicas das peças produzidas por fundição injetada.

As peças fornecidas foram obtidas por injeção em máquina de câmara fria assistida por vácuo com o objetivo principal de garantir a produção de peças conformes, de acordo com as exigências do cliente da SONAFI. Esta exigência tem que ver com a obtenção de peças sem defeitos do tipo “mal cheio” bem como microrechupes e porosidades gasosas abaixo dos critérios de aceitabilidade dos clientes da SONAFI. O principal critério para as porosidades é a inexistência de porosidades acima de 0,5 mm detetadas no processo de inspeção por raio X existente na SONAFI em algumas zonas críticas das peças.

## 1.2 Apresentação do INEGI e enquadramento do projeto

O presente projeto desenvolveu-se no Instituto de Ciência e Inovação em Engenharia Mecânica e Gestão Industrial (INEGI), na unidade de Fundição e Novas tecnologias (CETECOFF) em colaboração com o Departamento de Engenharia Mecânica (DEMEC) da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto.

Nascida em 1986, o INEGI é uma instituição sem fins lucrativos com estatuto público e jurisdição de associação privada sem fins lucrativos, adotando um papel ativo no desenvolvimento da indústria nacional.

Equipado com laboratórios, oficinas e equipamentos informáticas de suporte à engenharia, o INEGI tem como principal função promover a interface Faculdade Indústria através da investigação, desenvolvimento, demonstração, transferência de tecnologia e formação nas mais diversas áreas, aumentando a competitividade da indústria portuguesa.

O tema da presente dissertação surge da relação com a indústria, da necessidade que a SONAFI, produtora de peças por fundição injetada, apresenta em melhorar as propriedades das mesmas de acordo com as novas especificações dos clientes.

## 1.3 Objetivos do projeto

Neste projeto pretende-se quantificar a alteração na porosidade e nas propriedades mecânicas após tratamentos térmicos, na tentativa de obter peças produzidas por fundição injetada sem defeitos superficiais e com elevadas propriedades mecânicas. Para tal, propôs-se alterar os parâmetros dos tratamentos térmicos de homogeneização de acordo com a bibliografia, de forma a compreender a expansão da porosidade em função da temperatura, seguidas de tratamentos de provetes e obtenção das respetivas propriedades mecânicas

Pretende-se também estudar a variabilidade entre peças de forma a identificar a existência de repetibilidade controlo e qualidade no processo, fundamental para a fiabilidade dos resultados obtidos.

## 1.4 Método seguido no projeto

Para realização do projeto, a primeira etapa foi a análise da peça em questão, nomeadamente a sua funcionalidade, composição química e ciclos de injeção e compactação. De seguida, realizaram-se os tratamentos térmicos de homogeneização, de acordo com a bibliografia estudada, fixando-se o tempo de estágio e variando-se a temperatura. Com isto pretendeu-se compreender e relacionar o fenómeno da expansão da porosidade com a temperatura, através da análise de secções metalográficas e da condição superficial das peças. Durante os tratamentos, as peças foram instrumentadas com um termopar o que permitiu a obtenção do tempo de aquecimento e temperatura de estágio reais.

De seguida foram aplicados os tratamentos térmicos de envelhecimento às peças homogeneizadas e a duas peças no estado fornecido. Com isto pretendeu-se obter o pico do endurecimento e a condição que resultaria no maior endurecimento.

A partir das peças, obtiveram-se provetes de tração, que foram divididos para duas finalidades, caracterizar as propriedades mecânicas da liga e porosidade no estado fornecido e caracterizar a alteração dos mesmos parâmetros após tratamento térmico. Os diferentes tratamentos térmicos aplicados aos provetes, tiveram como base os melhores resultados obtidos para as peças. No final pretendeu-se obter uma relação entre os tratamentos térmicos, evolução da porosidade e a sua influência nas propriedades mecânicas.



## 1.5 Estrutura da dissertação

O presente trabalho encontra-se subdividido em cinco capítulos com a seguinte organização:

- **Capítulo 1, “Introdução”** - Breve apresentação do assunto da dissertação, acompanhado pelo método, objetivos, motivação e enquadramento na instituição de acolhimento.
- **Capítulo 2, “Ligas de alumínio para fundição”** - Contextualização do tema da dissertação, muito focado para o trabalho experimental a realizar. Focam-se as ligas de alumínio para fundição tal como as suas propriedades e principais elementos de liga. Refere-se também a desgaseificação do alumínio, os diferentes tipos de máquinas de fundição injetada tal como os principais defeitos ocorrentes, sendo que o principal foco é dado tratamentos térmicos aplicados às ligas de alumínio.
- **Capítulo 3, “Tratamentos térmicos de peças obtidas por fundição injetada”** - Descrição com detalhe do problema que levou ao desenvolvimento do projeto em questão, nomeadamente a expansão da porosidade, tal como as soluções sugeridas pela bibliografia. No fim do capítulo apresenta-se uma reflexão pessoal, apresentando-se a proposta de resolução adotada para o trabalho prático desenvolvido
- **Capítulo 4, “Trabalho experimental”** – Apresentação do trabalho prático desenvolvido tal como o procedimento, análise e discussão dos resultados obtidos.
- **Capítulo 5, “Conclusões e Trabalhos futuros”** – Exposição das principais conclusões do trabalho realizado sugerindo-se projetos interessantes para dissertações futuras.

## 2 Ligas de alumínio para fundição

Entre todas as ligas de fundição, as ligas de alumínio são as que apresentam a maior versatilidade. A baixa viscosidade, densidade e temperatura de fusão aliadas à resistência à fissuração a quente, permitem a obtenção de peças com propriedades mecânicas razoáveis de uso geral ou estrutural nas mais diversas aplicações [1].

O alumínio tem ainda outra grande vantagem que é o facto de se poder combinar com praticamente todos os metais dando origem a uma grande variedade de ligas. Para a fundição, a adição de silício (Si) confere ótimas propriedades de fundição, enquanto que o magnésio (Mg) e cobre (Cu) conferem elevadas propriedades mecânicas após tratamento térmico [2].

As diferentes ligas de alumínio para fundição tal como as suas propriedades, elementos de liga e tratamentos térmicos serão abordadas nas secções seguintes. No entanto, será dado especial ênfase às ligas obtidas por fundição injetada e o efeito dos tratamentos térmicos nas mesmas. As propriedades genéricas das ligas de alumínio para fundição são apresentadas na Tabela 1.

Tabela 1 - Propriedades genéricas das ligas de alumínio para fundição

<b>Propriedades das ligas de alumínio para fundição</b>	
<b>Módulo Young</b>	68-72 GPa
<b>Coefficiente Poisson</b>	0.33
<b>Tensão de rutura</b>	70-360 MPa
<b>Dureza</b>	30-100Hv
<b>Extensão após rutura</b>	2-10 %
<b>Tensão limite de elásticidade</b>	30-286 MPa
<b>Densidade</b>	2.7
<b>Temperatura de fusão</b>	580-620°C

### 2.1 Designação segundo a norma ISO

Segundo a norma *ISO*, as ligas de alumínio são designadas de acordo com a sua composição química. A designação deverá ser feita pela seguinte ordem:

- Prefixo ISO seguido por espaço
- Letra A que representa o alumínio
- Letra B ou C separada por um hífen que representa lingotes para refusão ou fundição respetivamente.
- Composição química da liga

Para a designação, não devem ser utilizados mais de quatro símbolos químicos, que têm de estar ordenados por ordem decrescente de concentração. Por vezes, a principal impureza é representada entre parêntesis. Para o presente trabalho, esta será a designação adotada, apesar de também se introduzir a designação segundo a *Aluminium Association* na secção 2.2 [3].

### 2.1.1 Condições metalúrgicas

Para que a especificação da liga fique completa é necessário indicar a sua condição metalúrgica. Esta é definida por uma letra, separada por um hífen. As condições são designadas pelas seguintes letras [4]:

- F - Bruto de fundição
- O - Recozido
- W - Solubilizado
- T - Tratado termicamente

Neste trabalho a condição estudada será a condição T. Os diferentes tratamentos térmicos são designados pela letra T seguida de um número com a seguinte correspondência [3, 4]:

T1-Envelhecimento natural

T4- Homogeneização e envelhecimento natural

T5- Envelhecimento artificial

T6- Homogeneização e envelhecimento

T64-Homogeneização e sub-envelhecimento

T7- Homogeneização e sobre-envelhecimento

### 2.2 Designação segundo a *Aluminium Association*

Outra designação muito utilizada e que é de interesse referir é a designação de acordo com *Aluminium Association*. Segundo a AA, as ligas são designadas de acordo com a sua composição química (Tabela 2), num sistema de quatro dígitos, onde o primeiro indica o principal elemento de liga, o segundo e terceiro as várias ligas do grupo e o último a forma do produto. Utiliza-se o número 0 para as peças fundidas, o 1 para lingotes convencionais e o 2 para lingotes com composições mais restritas que os convencionais. Caso as ligas tenham modificações na composição nominal, estas passam a ser identificadas com uma letra maiúscula antes da numeração. Para a fundição as séries, à base de silício, 4XX.X e 3XX.X são as mais utilizadas.

Tabela 2 - Classificação das ligas de alumínio para fundição segundo a AA[1]

Série	Principais elementos de liga
1XX.X	Alumínio puro (99%)
2XX.X	Cu
3XX.X	Si com adições de Mg e/ou Cu
4XX.X	Si
5XX.X	Mg
6XX.X	Não utilizada
7XX.X	Zn combinado com Cu, Mg, Cr, Mn
8XX.X	Sn
9XX.X	Não utilizada

## 2.3 Ligas Al-Si

As ligas de Al-Si são ligas binárias que apresentam as melhores propriedades de fundição, representando por isso cerca de 85-90% das peças fundidas em alumínio [3]. A adição do silício melhora significativamente as propriedades de fundição, nomeadamente a colabilidade, resistência à fissuração a quente e contração na solidificação, minimizando assim o aparecimento de rechupes e fissuras. Quanto maior a percentagem de silício melhor será a capacidade da liga preencher secções finas e reproduzir formas complexas com pequenos detalhes [1, 2, 5].

Geralmente, a percentagem de silício é que determina o processo de fundição utilizado. Para processos com velocidades de arrefecimento lentos, como por exemplo fundição em areia ou por cera perdida, as percentagens de silício variam entre 5-7%. Para o caso da fundição injetada e em coquilha as percentagens de silício variam entre 8-12% e 7-9%, respetivamente [5].

No que diz respeito às suas principais propriedades, estas ligas apresentam boa resistência à corrosão, baixo coeficiente de expansão térmica podendo apresentar uma ductilidade razoável em função da concentração de impurezas e da microestrutura. São aptas à soldadura, apresentando baixa maquinabilidade e baixa rigidez. Das ligas binárias destaca-se a ligas AlSi12, utilizadas para fundição injetada, cuja composição química, propriedades mecânicas e de fundição estão representadas nas Tabelas 3 e 4.

Tabela 3 - Composição química da liga AlSi12 [3].

Designação	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti
AlSi12(Fe)	10.5-13.5	<1.0	<0.10	<0.55	-	-	-	<0.15	-	-	<0.15

Tabela 4 - Propriedades mecânicas e de fundição da liga AlSi12 [3].

Designação	Propriedades mecânicas				Propriedades de fundição	
	$\sigma_e$ (MPa)	$\sigma_R$ (MPa)	$\epsilon$ (%)	Dureza (HBW)	Colabilidade	Resistência à fissuração a quente
AlSi12 (Fe)	<130	<240	<1	<60	A	A

A - Excelente; B - Boa; C – Razoável; D - Fraca

### 2.3.1 Adição de Cobre e Magnésio

Nas ligas de alumínio- silício é comum a adição de cobre e magnésio originando-se ligas ternárias Al-Si-Cu e Al-Si-Mg. O magnésio combina-se com o silício e o cobre com o alumínio formando os compostos  $Mg_2Si$  e  $Al_2Cu$ , que irão precipitar na solução sólida após envelhecimento. O resultado são ligas com elevada resistência mecânica e dureza após tratamento térmico. O magnésio tem o limite de solubilidade 0.7% no alumínio, o que leva a que o seu teor seja controlado entre 0.4-0.7 %. As ligas obtidas, combinam excelentes propriedades mecânicas e de fundição mantendo a boa resistência à corrosão e baixa expansão térmica. Por outro lado, apesar de o cobre melhorar a maquinabilidade, diminui a resistência à fissuração a quente e à corrosão.

Entre as ligas ternárias destacam-se a AlSi7Mg para a fundição em coquilha e as ligas AlSi9Cu3 e AlSi10Mg para a fundição injetada, cuja composição química, propriedades mecânicas e de fundição figuram nas Tabelas 5 e 6 [1, 2, 5-7].

Tabela 5 - Composição químicas das ligas AlSi9Cu3, AlSi10Mg e AlSi7Mg [3].

Designação	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti
AlSi9Cu3(Fe)	8.0-11.0	0.6-1.2	2.0-4.0	0.20-0.55	0.05-0.55	<0.15	<0.5	<1.2	<0.35	<0.25	<0.25
AlSi10Mg(Fe)	9.0-11.0	0.45-0.9	<0.1	<0.55	0.20-0.45	-	<0.15	<0.15	<0.15	0.05	<0.20
AlSi7Mg	6.5-7.5	<0.55	<0.2	<0.35	0.20-0.65	-	<0.15	<0.15	<0.15	<0.05	0.05-0.25

Tabela 6 - Composição químicas das ligas AlSi9Cu3, AlSi10Mg e AlSi7Mg [3].

Designação		Propriedades mecânicas				Propriedades de fundição	
		$\sigma_e$ (MPa)	$\sigma_R$ (MPa)	$\epsilon$ (%)	Dureza (HBW)	Colabilidade	Resistência à fissuração a quente
AlSi9Cu3(Fe)		<140	<240	<1	<80	B	B
AlSi10Mg(Fe)		<140	<240	<1	<70	A	A
AlSi7Mg	F	<80	<140	<2	<50	B	A
	T6	<220	<180	<1	<75	-	-

A - Excelente; B - Boa; C – Razoável; D - Fraca

### 2.3.2 Efeito do Ferro

Apesar de por vezes ser considerado uma impureza nas ligas de fundição, o ferro (Fe), desempenha um papel importante na fundição injetada devido ao seu efeito desmoldante e aumento da resistência ao desgaste a quente. No entanto, a solubilidade no alumínio é de cerca de 1 %, formando os compostos  $Al_3FeSi$  de elevada dureza. Esta fase apresenta-se na microestrutura sob a forma de agulhas, funcionando como pontos de concentrações de tensões, tendo um efeito negativo na ductilidade. É também insolúvel, aparecendo sob a forma de escória no fundo do cadinho de fusão com porosidade associada [7, 8].

### 2.3.3 Outros elementos de liga

Podem-se ainda adicionar outros elementos de liga como por exemplo o crómio (Cr), o manganês (Mn), o sódio (Na), o estrôncio (Sr), o antimónio (Sb), o titânio (Ti) e o boro (B). A função do crómio e do manganês (Mn) é combinar-se com o ferro, de forma a evitar a formação de agulhas e obter melhores propriedades mecânicas, enquanto que o estrôncio o sódio e o antimónio é modificar o silício eutético, aumentando também a ductilidade da liga. O titânio e o boro funcionam como afinadores de grão primário [1, 7].

## 2.4 Fusão

De acordo com a sua reatividade, as ligas metálicas tendem a absorver gases da atmosfera quando se encontram no estado líquido [1]. No caso das ligas de alumínio, o hidrogénio é o único gás que apresenta solubilidade significativa o que faz com que os banhos absorvam grandes quantidades deste gás [9]. A solubilidade do hidrogénio varia diretamente com a temperatura e com a raiz quadrada da pressão, sendo cerca de 20 vezes superior a temperaturas acima da linha líquidus do que no estado sólido, como se pode verificar na Figura 1. Esta redução drástica da solubilidade do estado líquido para o estado sólido faz com que, na solidificação, o hidrogénio dissolvido em excesso sintetize sob a forma molecular, formando porosidades. Estas reduzem as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão sendo por isso necessário que o processo produtivo de peças fundidas em alumínio envolva um passo que consiste na remoção do hidrogénio dissolvido denominado por desgaseificação [1, 2, 5, 9, 10].

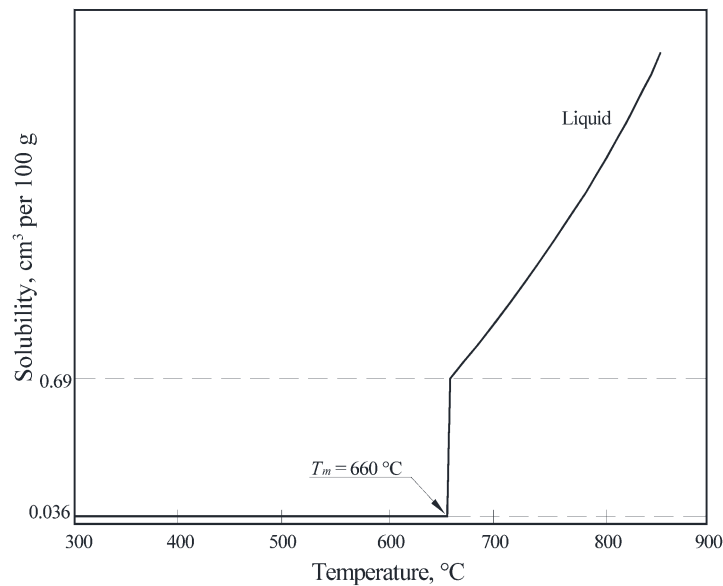


Figura 1 - Solubilidade do hidrogénio no alumínio à pressão de 1atm [11].

### 2.4.1 Desgaseificação

Atualmente, os processos de desgaseificação utilizados são [1]:

- Desgaseificação em vácuo,
- Borbulhar o banho com um gás ativo, geralmente o cloro, ou adicionar pastilhas de hexacloretano
- Borbulhar o banho com um gás inerte através de um rotor em grafite.

A desgaseificação é feita de forma rápida e eficiente nas duas primeiras hipóteses, no entanto, o custos dos equipamentos no primeiro caso, e a elevada toxicidade associada ao cloro gasoso para o segundo, fazem com que a desgaseificação com rotor seja a mais utilizada, sendo por isso o método focado [1].

O rotor, é introduzido no banho injetando um fluxo contínuo de um gás inerte no metal líquido. Ao subir, as bolhas de azoto ou argon, absorvem o hidrogénio dissolvido e outros contaminantes arrastando-os para a superfície. Estes são depois removidos por escorificação ou limpeza [12]. O processo é tanto mais eficiente quanto mais tempo as bolhas demorarem a subir, sendo por isso preferenciais bolhas pequenas devido à menor força de impulsão.

A eficiência do processo de degaseificação pode ser medida colocando uma pequena porção de metal líquido a solidificar num cadinho a uma pressão reduzida, de 70-80 mbar (Figura 2 (a)). A baixa pressão amplia o tamanho dos poros, tornando-os visíveis como se pode ser na Figura 2 (b), permitindo assim a sua avaliação por inspeção visual a partir de uma amostra cortada e polida ou através da medição da densidade da mesma pelo princípio de Arquimedes [9].

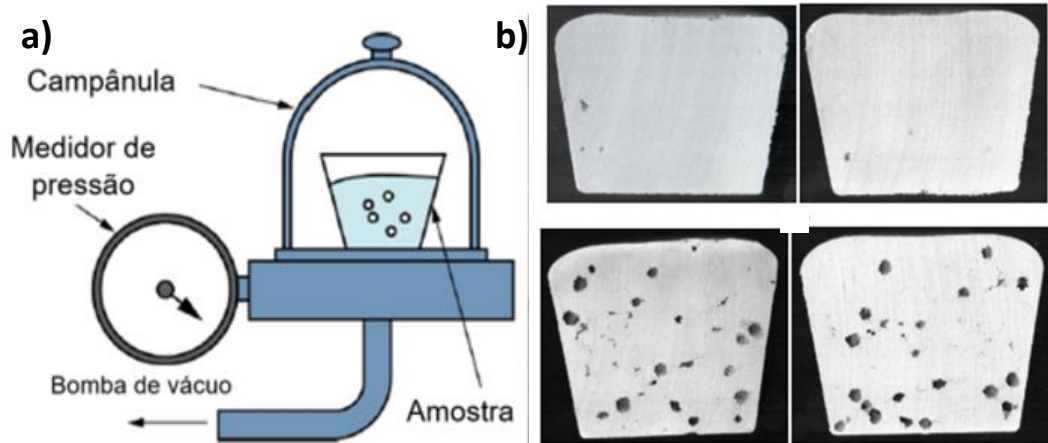


Figura 2 - Teste RPT (a) [9] e amostras com diferentes teores de hidrogénio (b) [13]

## 2.5 Tratamentos térmicos

Nas ligas de alumínio, os tratamentos térmicos têm um papel fulcral, na medida em que permitem alterar as propriedades mecânicas. Geralmente, o seu objetivo é aumentar a tensão limite de elasticidade, dureza e tensão de rutura por um processo denominado por endurecimento estrutural. Este processo ocorre pelo aquecimento e arrefecimento, que altera a solubilidade dos elementos de liga na solução sólida e permite a formação de precipitados endurecedores na matriz de alumínio. Estes tratamentos são realizados em três etapas, nomeadamente a homogeneização, têmpera e envelhecimento, representadas na Figura 3 [14].

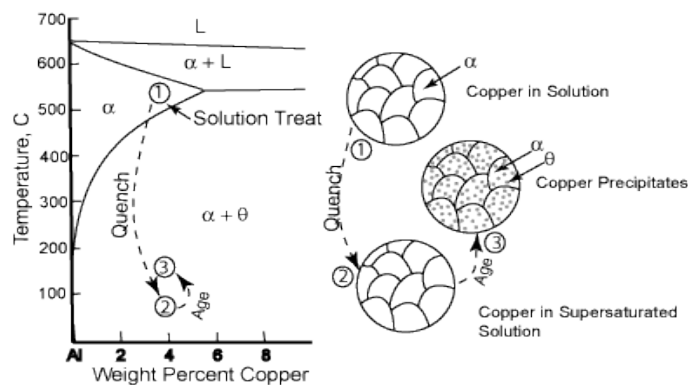


Figura 3 - Sequência de um tratamento térmico de endurecimento para ligas de alumínio [15].

### 2.5.1 Homogeneização

A primeira etapa inerente ao endurecimento de uma liga de alumínio é o tratamento de homogeneização. Este tratamento consiste em elevar a liga a uma temperatura perto da temperatura do eutético, acima da linha solvus, como se pode verificar na Figura 3. Os objetivos da homogeneização são [16]:

- Dissolver as partículas intermetálicas ricas em Cu ou Mg na matriz  $\alpha$ ;
- Homogeneizar os elementos de liga na matriz;
- Globulizar o silício eutético.

A alteração morfológica do silício é fundamental no melhoramento das propriedades mecânicas. Na solidificação, o silício assume uma estrutura acicular sob a forma de agulhas. A configuração afiada das agulhas é um ponto de concentração de tensões, funcionando como pontos de nucleação de fendas, o que leva à diminuição da ductilidade [1, 2]. Com a aplicação do tratamento, as partículas de silício fragmentam-se e adquirem uma forma globular como se pode ver na Figura 4 (b). Tal resulta numa diminuição do seu tamanho médio e aumento da ductilidade acompanhada por uma diminuição da resistência mecânica e dureza. A modificação do Si ocorre nos minutos iniciais do tratamento, verificando-se o crescimento das partículas caso o tempo de estágio seja muito prolongado. O crescimento excessivo é acompanhado por uma diminuição das propriedades mecânicas [14, 17, 18].

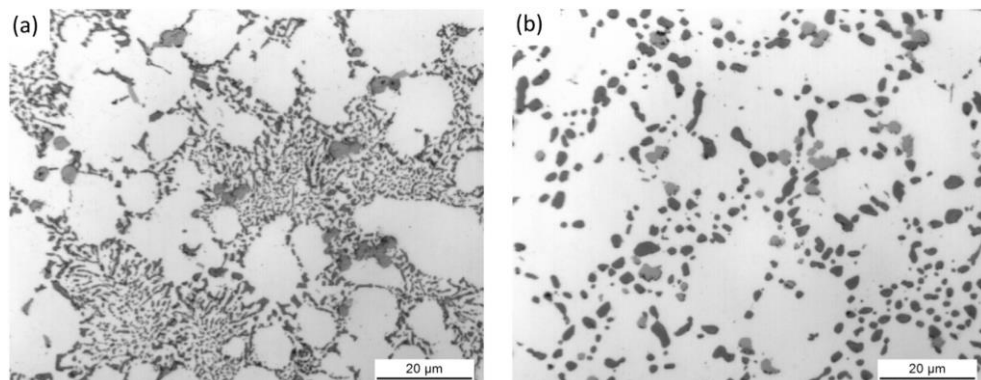


Figura 4 - Microestruturas observadas (a) antes e (b) depois do tratamento de homogeneização[19]

A dissolução e homogeneização das fases intermetálicas  $Al_2Cu$  e  $Mg_2Si$  tem como função maximizar o efeito endurecedor. Quanto maior for a dissolução das partículas na matriz, mais serão os precipitados disponíveis para endurecer a liga durante o envelhecimento. A dissolução deve ser tal, que se obtém uma solução sólida sobressaturada [20]. A velocidade de dissolução está diretamente relacionada com a temperatura, microestrutura e o tipo de fases a dissolver. Esta é superior para microestruturas finas, ligas Al-Si-Mg relativamente a ligas Al-Si-Cu (dado que o Cu é mais lento a dissolver-se), e com o aumento da temperatura. Desta forma, quanto maior for a temperatura de homogeneização maior será a quantidade de fases dissolvidas resultando num aumento de dureza e tensão limite de elasticidade na condição T6. No entanto, o tamanho e morfologia do silício eutético também apresenta uma influência significativa nas propriedades mecânicas, verificando-se o efeito oposto quando a temperatura induz o crescimento das partículas.

Ishak. M et al. [21], estudaram a influência do tratamento de homogeneização nas propriedades mecânicas e microestrutura da liga  $AlSi7Mg0.3$ , submetendo provetes a tratamentos de homogeneização a 530, 540 e 550 °C durante duas horas, seguidos de um



envelhecimento a 170°C durante 6 h, tendo obtido os resultados da Figura 5. Verificou-se que os melhores compromissos entre dureza, tensão limite de elasticidade, tensão de ruptura e ductilidade foram as obtidas para as amostras homogeneizadas a 540°C, onde as partículas de silício apresentam a estrutura mais globular. A partir desta temperatura inicia-se o crescimento, provocando uma diminuição da resistência e ductilidade, explicando-se assim os valores mais baixos para os provetes homogeneizados a 550°C. O maior valor de ductilidade obtém-se a 530°C.

<b>Name</b>	<b>Specimen1</b>	<b>Specimen 2</b>	<b>Average</b>
<b>UTS (MPa)</b>			
<b>530</b>	213.47	206.296	209.883
<b>540</b>	230.819	209.074	219.947
<b>550</b>	223.423	225.213	224.318
<b>YS (MPa)</b>			
<b>530</b>	81.231	145.885	113.558
<b>540</b>	206.766	184.562	195.664
<b>550</b>	129.101	207.800	168.451
<b>Elongation (%)</b>			
<b>530</b>	3.11429	3.04829	3.08129
<b>540</b>	3.35579	2.42594	2.89087
<b>550</b>	2.47029	2.61763	2.54396

Figura 5 - Resultado do ensaio de tração obtidos para as diferentes temperaturas de homogeneização[21]

Outro parâmetro que também é fundamental controlar é o tempo de estágio. Como já foi visto, este depende da temperatura, sendo ajustado em função desta, da composição química e o processo de fundição da liga. Tempos curtos não permitem a dissolução total dos elementos de ligas enquanto que tempos longos consomem mais energia do que a necessária [16].

Dada a variedade de parâmetros inerentes a um tratamento de homogeneização, os valores de temperatura e tempo típicos para obter as melhores propriedades podem ser consultados nas normas, variando entre 520-540 °C com a duração de 6-8 horas.[14, 21, 22].

#### **2.4.2 Têmpera**

Imediatamente após o tratamento de homogeneização, é aplicada a têmpera .A têmpera consiste num arrefecimento rápido, normalmente em água, com o objetivo de manter a solução sólida sobressaturada à temperatura ambiente [20].

A velocidade de arrefecimento é que determina a eficiência do processo, sendo crítica entre os 450-200°C. Neste intervalo de temperaturas, há precipitados que se formam rapidamente devido à sobressaturação da matriz mas que não têm a configuração ótima para que ocorra o endurecimento. Os precipitados formados são grosseiros e instalam-se nas juntas de grão e deslocamentos causando sobre-envelhecimento localizado, maior tendência à corrosão, e menor resposta ao envelhecimento. A ocorrência destes fenómenos ocorre por exemplo no arrefecimento ao ar [14].

Verifica-se que a melhor combinação de resistência mecânica e ductilidade obtém-se com uma têmpera rápida. Isto deve-se ao facto de o arrefecimento rápido reter mais elementos na solução sólida, o que resultará na formação de um maior número de precipitados no envelhecimento. No entanto, existe o risco da ocorrência de empenos, fissuras e tensões residuais. Nas ligas de alumínio é geralmente aplicada a têmpera em água por vezes ligeiramente aquecida até 60°C [14, 23].

Estudo feitos por W. Kasprzak et al. [23] indicam que a aplicação de uma têmpera em água, à temperatura ambiente, imediatamente após desmoldagem das peças fundidas provoca um aumento de dureza de cerca de 5% nas condições T1 e T5 quando comparadas com amostras não temperadas. A influência na condição T6 também foi estudada mas não se obtiveram resultados estatisticamente relevantes. Os valores de dureza obtidos para as diferentes condições podem ser consultados na Figura 6

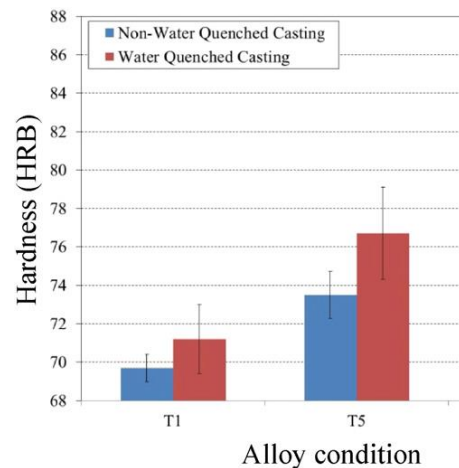


Figura 6 - Comparação das durezas obtidas para peças temperadas em água e peças não temperadas nas condições T1 e T5 para a liga Al17Si4.5Cu0.5Mg [23].

## 2.5.2 Envelhecimento

O envelhecimento é o tratamento térmico que se segue à tempera para que ocorra o endurecimento das ligas de alumínio, podendo ocorrer à temperatura ambiente (envelhecimento natural) ou a temperaturas entre os 150-210°C (envelhecimento artificial). O endurecimento dá-se por precipitação estrutural de finas partículas de distribuição uniforme a partir da solução sólida sobressaturada [14].

### 2.5.2.1 Mecanismo de endurecimento

O processo de endurecimento dá-se a partir dos processos de segregação ocorrentes na solução sólida sobressaturada que darão origem a precipitados. A sua presença cria campos de tensões que interagem com os campos de tensões das deslocações dificultando a movimentação das mesmas. De acordo com o seu tamanho, a interação dos precipitados com as deslocações pode ser descrita por duas leis distintas, nomeadamente o efeito de Friedel [24] e o mecanismo de Orowan. Quando os precipitados são pequenos e macios estes são cortados pelas deslocações (efeito de Friedel). No entanto, o crescimento e endurecimento dos mesmos dificulta o corte, o que faz com que as deslocações tenham de os contornar. (mecanismo de Orowan) [24]. Tal conduz a uma diminuição da dureza verificando-se que endurecimento aumenta com o tamanho dos precipitados desde que estes consigam ser cortados pelas deslocações. As diferentes interações dos precipitados com as deslocações estão exemplificadas na Figura 7 [24].

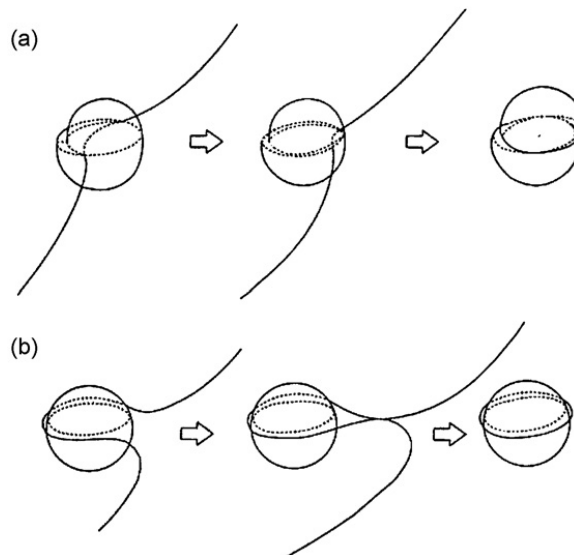
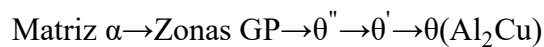


Figura 7 - Passagem das deslocações pelos precipitados segundo o efeito de Friedel (a) e mecanismo de Orowan (b) [25].

### 2.5.2.2 Sequência de precipitação

Ao longo do tratamento de envelhecimento ocorre a precipitação de várias fases intermédias metastáveis até se atingir uma fase estável coerente com a matriz. No caso das ligas Al-Si-Cu, o endurecimento dá-se devido à formação de precipitados  $\text{Al}_2\text{Cu}$  cuja sequência é a seguinte [14, 20]:



A sequência inicia-se com a formação rápida de agrupamentos de átomos segregados, a partir da solução sólida sobressaturada dando origem às zonas de Guinier-Preston (GP). Estas zonas ricas em soluto são coerentes com a matriz, apresentam baixa energia de interface e têm forma de disco com 3-5 nm de diâmetro. Ao longo do tempo, o número de zonas GP aumenta mantendo-se o seu tamanho constante. No entanto, a elevação da temperatura acima de 100 °C induz a dissolução das zonas GP sendo então substituídas pela fase  $\theta''$ . Nesta fase, os átomos de Al e Cu arranjam-se numa estrutura tetragonal com alto grau de coerência com a matriz verificando-se o pico do endurecimento.

À medida que o envelhecimento progride, a fase  $\theta''$  dissolve-se e inicia-se a formação da fase  $\theta'$  que se nucleia nas deslocações e nos limites de grão. Apesar de também apresentar uma estrutura tetragonal, esta fase, perde coerência com a matriz à medida que cresce, verificando-se uma diminuição de dureza e resistência.

Por último, ocorre a precipitação da fase de equilíbrio  $\theta$  completamente incoerente com a matriz, de grande tamanho e distribuição grosseira, causando uma diminuição significativa das propriedades mecânicas [14].

Posto isto, de acordo com o tamanho e distribuição dos precipitados é possível identificar três estágios de envelhecimento, representados na Figura 8. No caso do sub-envelhecimento os precipitados são pequenos e macios encontrando-se sub-desenvolvidos, o que resulta em baixas durezas. O desenvolvimento contínuo resulta no envelhecimento máximo, onde o tamanho e distribuição são ideais. Os precipitados são finos, uniformemente distribuídos e coerentes com a matriz, resultando no máximo endurecimento. Contudo, o crescimento contínuo impede que estes sejam cortados pelas deslocações e percam coerência com a matriz. Verifica-se então uma diminuição de dureza e resistência mecânica características do sobre-envelhecimento [4, 5].

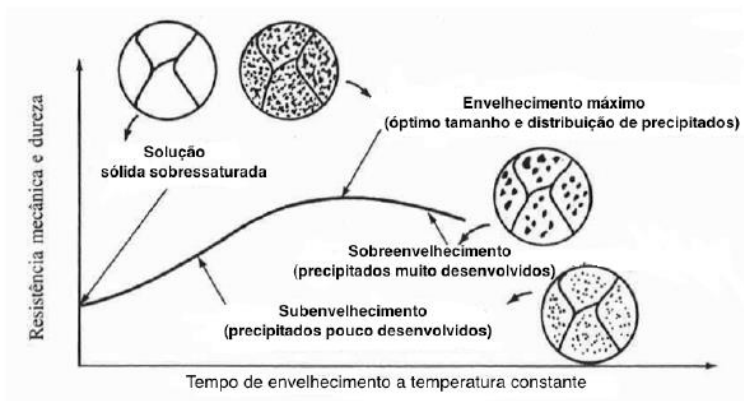


Figura 8 - Evolução da resistência mecânica, dureza e microestrutura com o tempo de envelhecimento a temperatura constante

### 2.5.2.3 Influência da composição e da temperatura

As ligas que apresentam uma boa resposta ao envelhecimento, são as ligas que contêm elevados teores de cobre, magnésio ou ambos. Como foi visto anteriormente, estes dois elementos são responsáveis pela formação dos precipitados endurecedores, tendo o seu teor influência direta nas propriedades mecânicas obtidas.

O magnésio provoca um aumento linear na tensão limite de elasticidade, até uma concentração de 0.5 % com conseqüente endurecimento. A partir desta percentagem, combina-se com a fases ricas em ferro, difícil de dissolver, minimizando a sua contribuição para a precipitação. O magnésio tem ainda outro efeito muito importante no que diz respeito ao tempo necessário para que ocorra o envelhecimento máximo. As ligas com magnésio envelhecem rapidamente, sendo suscetíveis ao envelhecimento natural se a sua concentração for suficientemente alta. Para uma temperatura de 170° C, o pico do envelhecimento de uma liga Al-Si-Mg dá-se aproximadamente após 10h.

O aumento da percentagem de cobre também tem um efeito positivo no endurecimento. No entanto, apesar de se obter valores nominais maiores, o envelhecimento é lento, podendo demorar 30-160h a 170°C. De forma a poder combinar o endurecimento conferido pelo cobre e a velocidade de difusão conferida pelo magnésio, surgem as ligas quaternárias Al-Si-Cu-Mg. Estas combinam a velocidade de envelhecimento das ligas Al-Si-Mg com as elevadas propriedades das Al-Si-Cu. A Figura 9 demonstra a influência das percentagens de cobre e magnésio no endurecimento das ligas [24].

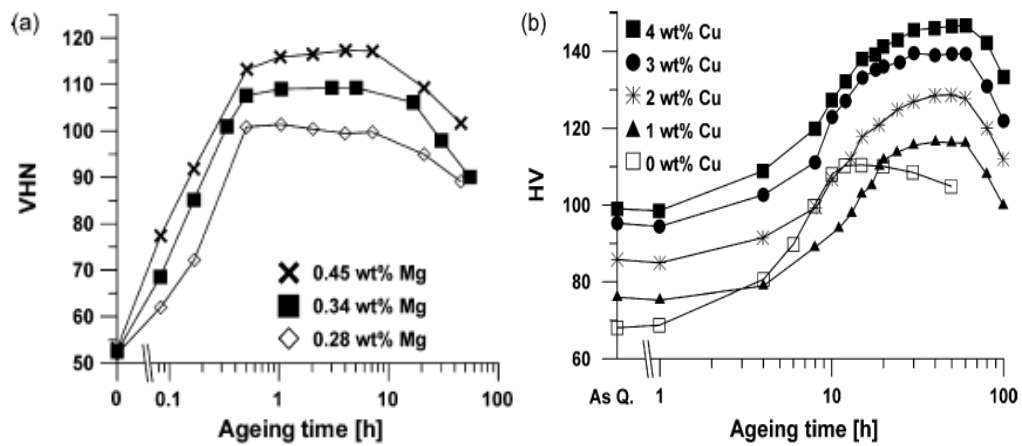


Figura 9 - Influência da percentagem de magnésio no endurecimento da liga Al7Si0.45Mg a 180°C (a) [26] e do cobre no endurecimento da liga Al8Si0.4Mg a 160°C (b) [27]

A par da composição, a temperatura também tem uma grande influência na sequência de precipitação. Pela análise da cinética do fenómeno dada pela equação de Arrhenius (Equação 1), verifica-se um aumento da velocidade de difusão com a temperatura.

$$V_{\text{difusão}} = Ce^{Q/RT} \quad (2.1)$$

C representa uma constante, Q a energia de ativação, R a constante dos gases perfeitos e T a temperatura [8].

Apesar de velocidades de difusão crescentes significarem endurecimentos máximos mais rápidos, o aumento da velocidade resulta numa menor densidade de precipitação e por conseguinte um endurecimento mais baixo. Para o caso das ligas Al-Si-Mg, o envelhecimento dura cerca de 10h a 170°C e apenas 20 minutos a 210°C. Para as ligas Al-Si-Cu são necessárias cerca de 120h a 160°C e 15h a 200°C. A relação da temperatura com o tempo de envelhecimento está representada na Figura 10 para ambas as ligas, verificando-se uma maior sensibilidade por parte das ligas Al-Si-Cu [8, 24].

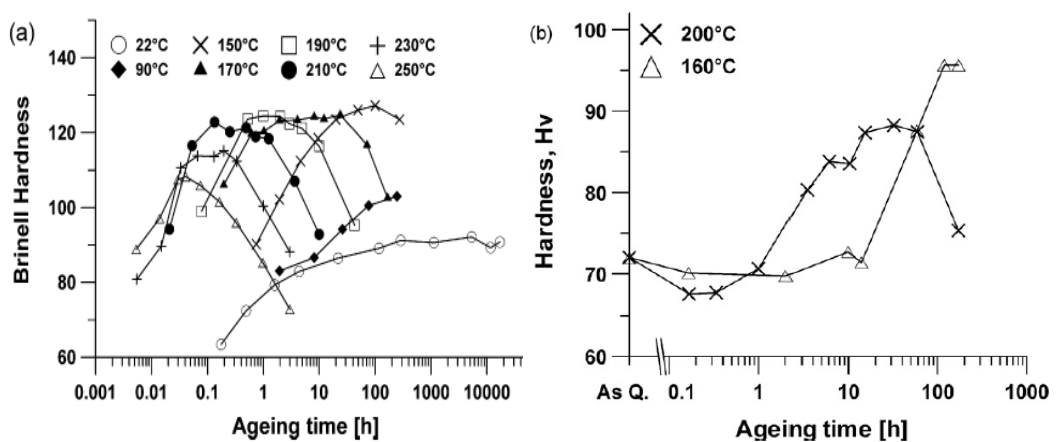


Figura 10 - Variação da dureza e pico de endurecimento com temperatura para uma ligas Al-Si-Mg (a) [28] e Al-Si-Cu (b) [29].

## 2.6 Fundição Injetada

O processo de fundição injetada é um processo de fundição sob pressão, em que o metal líquido é forçado a preencher a cavidade da moldação pela ação de um pistão. Este é acionado por um sistema hidráulico impondo um enchimento de alta velocidade e pressão. A função da moldação é dar forma ao metal líquido, remover o calor do metal e executar a extração do fundido. A moldação é feita em aço e constituído por duas metades cuja abertura e fecho é controlada pelo sistema hidráulico [2, 30].

Este processo apresenta inúmeras vantagens sendo por isso o mais utilizado a nível industrial. A elevada repetibilidade, permite elevadas cadências de produção de peças com geometrias complexas, espessuras finas (0,6-1,0 mm), bom acabamento superficial e boa precisão dimensional. É também um processo económico, já que o elevado preço da moldação é compensado por uma vida útil de 50.000 - 100.000 ciclos, o que diminui o custo por peça relativamente aos restantes processos de fundição. O bom acabamento superficial dispensa a utilização intensiva de processos de maquinagem complementares e a refusão dos canais de gítagem faz com que a perda de metal seja mínima. A aplicação de pressão durante a solidificação reduz a formação de rechupes e a elevada velocidade de solidificação, derivada da elevada condutividade associada a uma moldação metálica, permite a obtenção de peças com a máxima resistência mecânica, mas ductilidade e tenacidade quase nulas.

As ligas utilizadas para fundição injetada são as ligas de alumínio, zinco, magnésio e cobre, sendo que neste trabalho serão apenas focadas as ligas de alumínio. O equipamento de injeção difere de acordo com a liga e qualidade das peças a obter, destacando-se as máquinas de câmara fria, câmara quente podendo ser assistida por vácuo [2, 8, 31].

### 2.6.1 Máquina de câmara fria

Na injeção por câmara fria, o metal é fundido num forno adjacente sendo depois vazado na câmara de injeção. O vazamento pode ser feito de forma automática ou manual, dando-se depois início ao processo de injeção, caracterizado pelas seguintes fases (Figura 11) [30]:

- **1ª fase** - O pistão começa a deslocar-se a baixa velocidade empurrando o metal líquido sob um escoamento laminar até à entrada da moldação. A baixa velocidade minimiza o aprisionamento de gases no metal líquido, no entanto tem de ser controlada para que não ocorra o arrefecimento da liga;
- **2ª fase** - O metal líquido chega à entrada da cavidade moldante e o pistão aumenta a velocidade, até 10m/s, provocando um enchimento rápido e turbulento, representado na Figura 12;
- **3ª fase** - Quando a cavidade moldante está cheia e a liga perto da sua temperatura de solidificação, o pistão induz um aumento de pressão até 1000 bar. Ocorre então a compactação da liga, garantindo o preenchimento completo da cavidade moldante e a solidificação sob pressão.

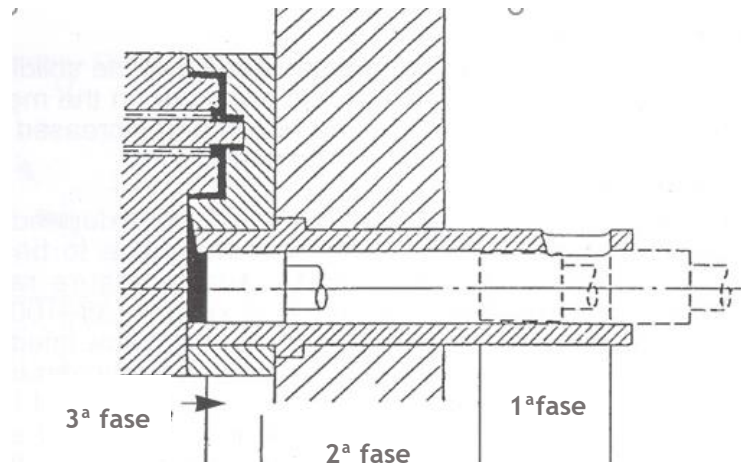


Figura 11 – Diferentes fases do processo de injeção em máquina de câmara fria [32]

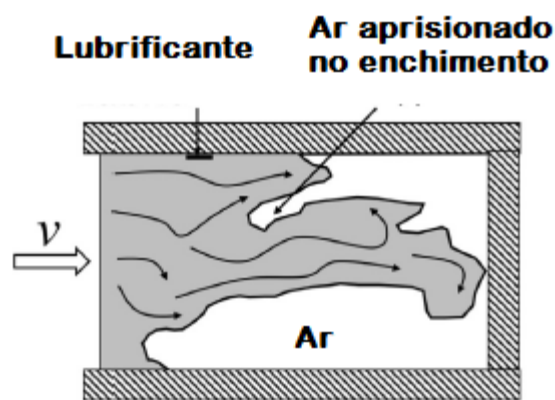


Figura 12 - Enchimento turbulento durante o enchimento [33].

As máquinas de câmara fria, são geralmente utilizadas para ligas com alta temperatura de fusão que não podem ser injetadas em câmara quente pois danificariam o sistema de injeção, como por exemplo as ligas de alumínio, latão e magnésio. No entanto, uma elevada pressão de 200-1000 bar e velocidades de 40 a 100 m/s nos canais de ataque, causam desgaste rápido da moldação nos locais de impacto reduzindo a sua vida útil. Por outro lado, o enchimento muito turbulento favorece a oxidação e introduz gases misturados com o metal. Outra desvantagem deriva do facto do processo ser mais lento do que no processo em máquina de câmara quente, já que o metal vazado ainda tem que ser transportado do forno para a câmara de injeção. A Figura 13 representa uma máquina de câmara fria [2, 34-36].

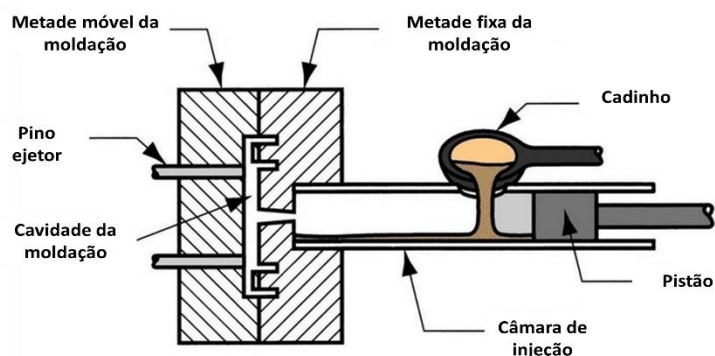


Figura 13 - Esquema de uma máquina de câmara fria [37].

### 2.6.2 Máquina de Câmara quente

Nas máquinas de injeção de câmara quente, o pistão e a câmara de injeção encontram-se mergulhados no metal líquido tal como está representado na Figura 14. O enchimento dá-se com o movimento descendente do pistão, que força o metal fundido pelo pescoço de ganso até à cavidade da moldação. O pistão permanece em baixo, exercendo pressão no fundido enquanto este solidifica. Após a solidificação, ocorre o recuo e o metal presente no canal volta para a câmara de injeção servindo para a próximo ciclo [2, 35].

As pressões atingidas variam entre 70 e 400 bar ocorrendo pouco desgaste da moldação e do cilindro relativamente ao processo de injeção por máquina de câmara fria. Outra vantagem relativamente à máquina anteriormente referida é o facto de minimizar a oxidação e perda de calor, já que o contacto entre o ar e o metal fundido é mínimo. No entanto, apenas pode ser utilizado para ligas com baixo ponto de fusão e baixa reatividade com o aço como zinco, chumbo estanho e magnésio já que elevadas temperaturas e a elevada reatividade danificariam o sistema de injeção mergulhado no banho [2, 35, 36, 38].

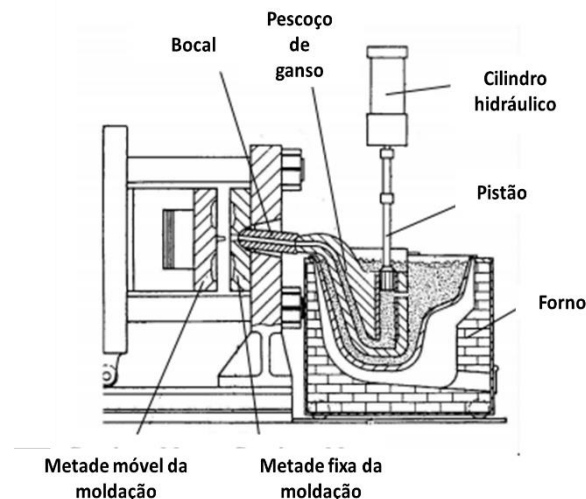


Figura 14 - Esquema processo fundição injetada câmara quente [38].

### 2.6.3 Fundição injetada assistido por vácuo

Como foi visto anteriormente, uma das grandes limitações da fundição injetada é a presença de gases colapsados no fundido, derivadas das grandes velocidades de enchimento. De forma a combater este problema, surgiu a fundição injetada por máquina de câmara quente ou fria assistida por vácuo, cujo objetivo é diminuir o ar presente na câmara de injeção e cavidade da moldação, produzindo-se peças com menor número de defeitos e tratáveis termicamente. A relação entre os gases colapsados e os tratamentos térmicos será abordada detalhadamente nos capítulos subjacentes [4].



No início do funcionamento, o metal é admitido na câmara de injeção correspondendo a pressão da moldação à pressão atmosférica. De seguida, a moldação fecha-se e o pistão avança. Com o início do enchimento ativa-se o vácuo, garantindo-se uma subpressão de 60% - 80%, em relação à pressão atmosférica, o que provoca a mínima resistência ao avanço do metal fundido, resultando em peças de alta qualidade. O vácuo é desligado no fim do enchimento.

Em contrapartida os equipamentos necessários para a aplicação do vácuo são mais caros do que requeridos para os processos tradicionais, podendo revelar-se a instalação difícil para moldações de elevada complexidade [4, 39]. A Figura 15 representa as fases de funcionamento de uma máquina de câmara fria assistida por vácuo.

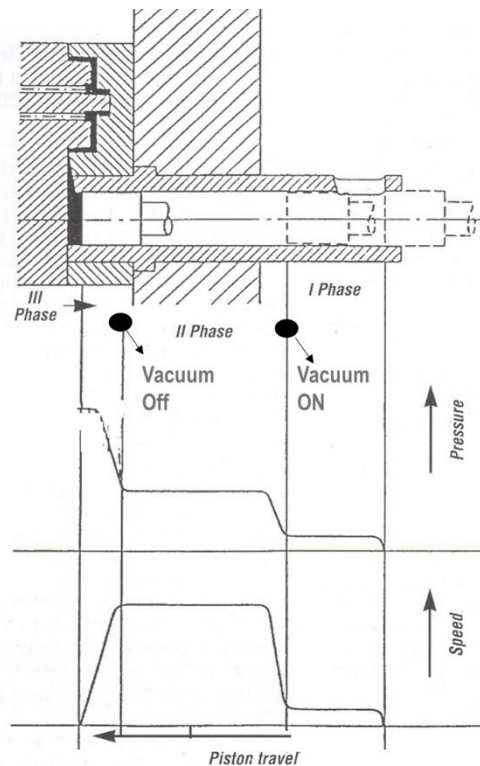


Figura 15 - Fases de funcionamento de uma máquina de câmara fria assistida por vácuo [32].

#### 2.6.4 Defeitos de fundição

Como em todos os processos de fundição, a presença de defeitos é inevitável. Para além dos defeitos relativos ao aprisionamento de gases existem ainda outros que são característicos do processo de fundição injetada. Durante o processo é comum o aparecimento dos seguintes defeitos [34, 40, 41]:

- **Mal cheios** - Manifesta-se sobre a forma de falhas na peça e derivam do arrefecimento e solidificação do metal antes do preenchimento da cavidade da moldação. Originam-se devido a tempos de enchimentos muito longos, metal frio ou mal orientado no enchimento.
- **Juntas frias** - Aparecem sob a forma de fissuras na superfície da peça e ocorrem quando duas frentes de metal solidificam antes de se soldarem.
- **Mal ligados** - São defeitos causados pela mesmo fenómeno que as juntas frias, no entanto encontram-se no interior da peça.
- **Poros de gás** - São causados por aprisionamento de gases durante o enchimento extremamente turbulento, decomposição de lubrificantes ou solubilidade do hidrogénio no alumínio. Apresentam uma forma arredondada bem definida.

- **Microrechupes** - Os microrechupes resultam da alteração volumétrica da liga na solidificação. Aparecem sob a forma de cavidade irregular interdendrítica
- **Bolhas** - Manifestam-se à superfície sob a forma de empolamento de forma arredondada. São causadas pela expansão dos poros quando as peças são sujeitas a temperaturas elevadas como por exemplo durante o tratamento de homogeneização.
- **Fissuras** - Resultam da contração súbita do metal no fim da solidificação ocorrente em pontos quentes sujeitos a tensões de tração resultantes da contração.
- **Gotas frias** - As gotas frias são salpicos na parede da moldação que solidificaram antes de entrar em contacto com resto do metal. Apresentam-se como porções esferoidais incorporados no metal.

### 3 Tratamentos térmicos de peças produzidas por fundição injetada

#### 3.1 Influência da porosidade

Geralmente, as peças produzidas por fundição injetada não são tratáveis termicamente devido à elevada porosidade inerente ao processo. A porosidade nas peças manifesta-se geralmente pelos poros de gás e microrechupes cujas causas foram abordadas na secção 2.6.4, manifestando-se com a configuração típica representada na Figura 16 (a) e (b), respetivamente [34, 42].

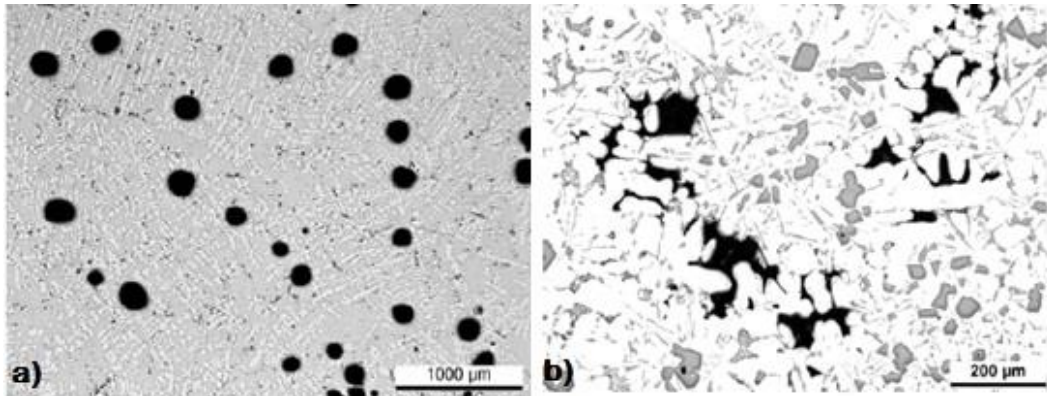


Figura 16 - Configuração típica de poros de gás aprisionados(a) e microrechupes(b) [42].

Quando submetidas às temperaturas elevadas inerentes a um tratamento de homogeneização, as porosidades expandem formando bolhas internas e superficiais (Figura 17), inutilizando as peças do ponto de vista estético, dimensional e funcional [19, 43].



Figura 17 - Peça com bolhas superficiais[44]

##### 3.1.1 Fenômeno de expansão da porosidade

De forma a compreender este fenómeno é necessário compreender a variação da pressão interna dos gases com a alteração da temperatura, dada pela evolução do gás entre dois estados termodinâmicos distintos. Sendo o ar um gás perfeito, a equação (1.1) representa esta relação, onde  $V$  representa o volume do gás,  $T$  a temperatura absoluta e  $P$  a pressão interna.

$$\frac{P_1 V_1}{T_1} = \frac{P_2 V_2}{T_2} \quad (3.1)$$

Na fase de enchimento os gases encontram-se misturados com o metal líquido com um volume  $V_1$  e pressão  $P_1$ . Após o enchimento, ocorre a fase de compactação onde se aplica uma pressão  $P_2$  elevando rapidamente a pressão interna do gás de  $P_1$  para  $P_2$ , acompanhada por um decréscimo do volume de  $V_1$  para  $V_2$ . À medida que ocorre a solidificação sob pressão, o volume do gás permanece constante enquanto a pressão diminui de  $P_2$  para  $P_2'$  até se atingir o equilíbrio à temperatura ambiente.

Quando se dá um aumento da temperatura, como no caso de um tratamento de homogeneização, esta terá que ser compensada por um aumento da pressão para  $P_3$  já que o volume continua constante. Desta forma, quando a força exercida pela pressão interna excede a tensão limite de elasticidade do metal ocorre aumento de volume dos poros, resultando na formação de bolhas como a representada na Figura 18. O crescimento das bolhas continuará até que se atinja o equilíbrio estático [33].

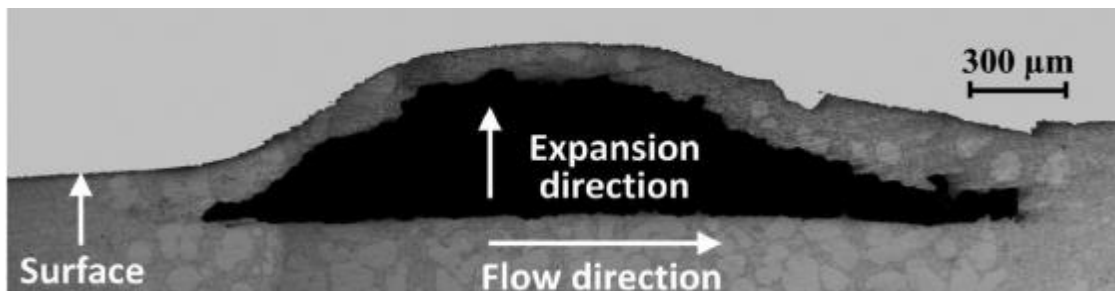


Figura 18 - Vista em corte de um poro após expansão (bolha) [33].

### 3.1.2 Variação da tensão com a temperatura

Considerando o poro como um elipsoide e a superfície como uma placa plana, a pressão exercida pelo gás no interior do poro pode ser determinada pela equação (3.2) [33].

$$P_{m\acute{a}x} = \frac{6c^2}{t^2(3 + 2\alpha^2 + 3\alpha^2)} * \frac{V_1 P_1}{V_2 T_1} * T_2 \quad (3.2)$$

Onde  $P$  representa a pressão exercida,  $\alpha$  o quociente entre comprimento e a largura do poro ( $c$ ),  $t$  a espessura da peça e os índices 1 e 2 o estado antes e durante o tratamento térmico respectivamente.

Verifica-se que quanto maior a espessura da peça e mais redondos forem os poros ( $\alpha=1$ ), menor será a pressão interna dos poros. No entanto, fixando estes parâmetros, a pressão aumenta de forma linear com a temperatura se o volume se mantiver constante. Por outro lado, a tensão limite de elasticidade diminui com o aumento da temperatura, ocorrendo deformação quando a pressão exercida pelo gás excede a tensão limite de elasticidade. A relação de  $P_{m\acute{a}x}$ , ( $\sigma_{m\acute{a}x}$  na figura), e a tensão limite de elasticidade do material com a temperatura estão representadas na Figura 19 [33].

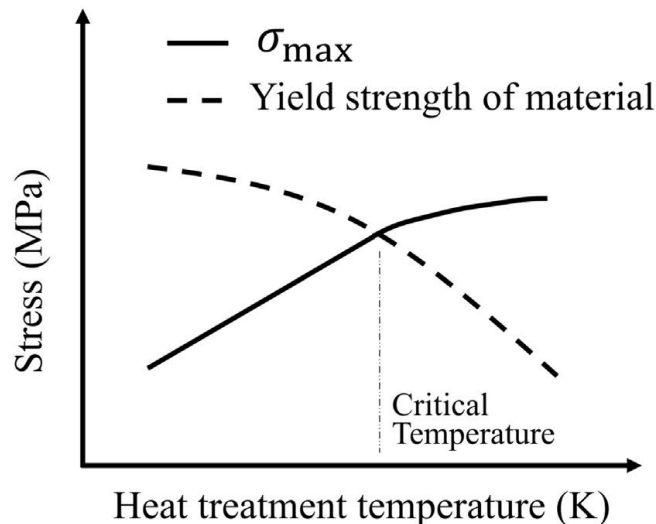


Figura 19 - Relação da tensão limite de elasticidade do material e pressão no interior dos poros com a temperatura [33].

### 3.1.3 Homogeneizações parciais

Na tentativa de contornar esta limitação, trabalhos recentes demonstraram a possibilidade da aplicação de tratamentos de homogeneizações parciais onde se diminui drasticamente a temperatura e o tempo de estágio.

E.Sjolander et al. [16] estudaram a dissolução do cobre na matriz nas ligas Al-Si-Cu para uma temperatura de homogeneização de 495°C e concluíram que de acordo com a microestrutura, o tempo pode variar entre 10min e 10h. Para peças com microestrutura grosseira a dissolução é lenta e existem partículas de  $Al_2Cu$  não dissolvidas ao fim de 10h. No entanto, para microestruturas mais finas, verificou-se que a dissolução na matriz era máxima ao fim de 10 minutos de homogeneização.

Estes resultados foram confirmados por Hailin Yang, et al. [17] que obtiveram tratamentos de homogeneizações eficientes para tempos relativamente curtos. Para uma temperatura de 510°C, o tempo médio necessário foi de 30 minutos dependendo do refinamento da microestrutura, verificando-se a alteração morfológica do silício e a dissolução do  $Al_2Cu$  na matriz.

Para os mesmo parâmetros seguidos de envelhecimento a 200 ° C durante 2 horas, Kasprzak et al. [23], obtiveram aumentos de dureza de cerca de 17 % para a liga  $Al17Si4.5Cu0.5Mg$ .

No entanto, os estudos anteriores não contemplam o efeito da evolução da porosidade com a temperatura de homogeneização. A análise desse fenómeno e seu efeito nas propriedades mecânicas foi estudada por Lumley et al. [43], para as ligas  $AlSi10Mg$  e  $AlSi9Cu3$ .

Inicialmente, para a liga  $AlSi10Mg$ , foi alterada a temperatura e tempo de homogeneização estudando-se os efeitos na microestrutura e na qualidade superficial dos provetes. A Figura 20 mostra a evolução dos poros de acordo com os diferentes parâmetros utilizados, verificando-se que o pior resultado foi obtido a 545°C-16h, caracterizado por uma microestrutura com poros substancialmente maiores que as restantes e provetes com um elevado número de bolhas superficiais, descoloração e instabilidade dimensional. Verifica-se também que a expansão da porosidade diminui significativamente quando o tempo de estágio é reduzido para 15 minutos e, para este tempo, com a diminuição da temperatura.

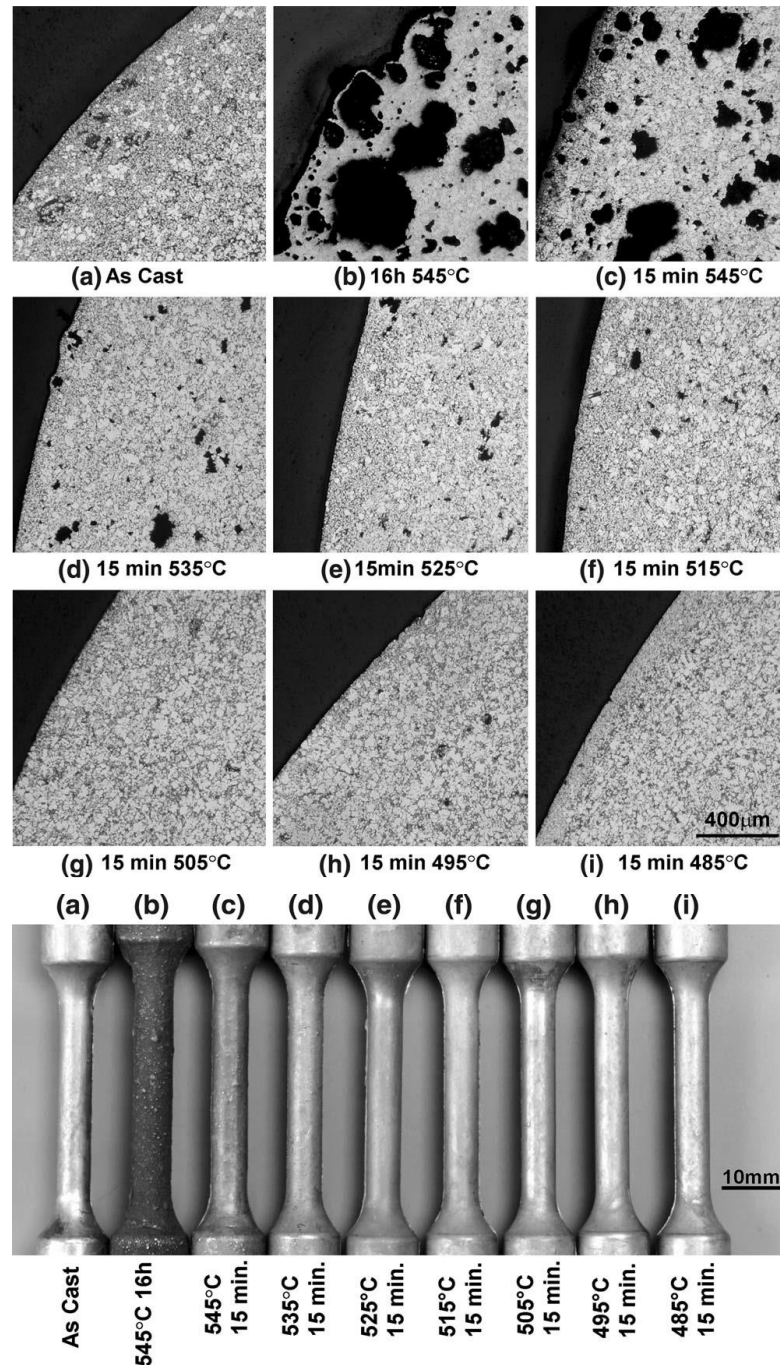


Figura 20 - Microestruturas e aspeto superficial dos provetes da liga AlSi10Mg após as diferentes condições de homogeneização [43].

Para o caso da liga AlSi9Cu3, a variação dos parâmetros foi feita de acordo com os resultados anteriores, já que o fenómeno de expansão dos gases não varia com a composição da liga. Desta forma, para um tempo fixo de 15 minutos, analisou-se a qualidade superficial dos provetes entre 530 e 440°C de forma a obter resultados mais conclusivos em relação à influência da temperatura. Como era esperado, a 530°C ocorre o empeno dos provetes e aparecimento de um elevado número de bolhas. Entre 500 e 510°C o aparecimento de bolhas é ocasional, não se verificando quando a temperatura é menor ou igual a 490 ° C. Assim, fixando a temperatura para este valor e variando o tempo de estágio foi possível determinar que, para 490°C, o aparecimento das bolhas se inicia após 20 minutos de estágio. As Figuras 21 e 22 mostram os efeitos da variação da temperatura e do tempo, para a temperatura de 490 °C, na superfície dos provetes, respetivamente.

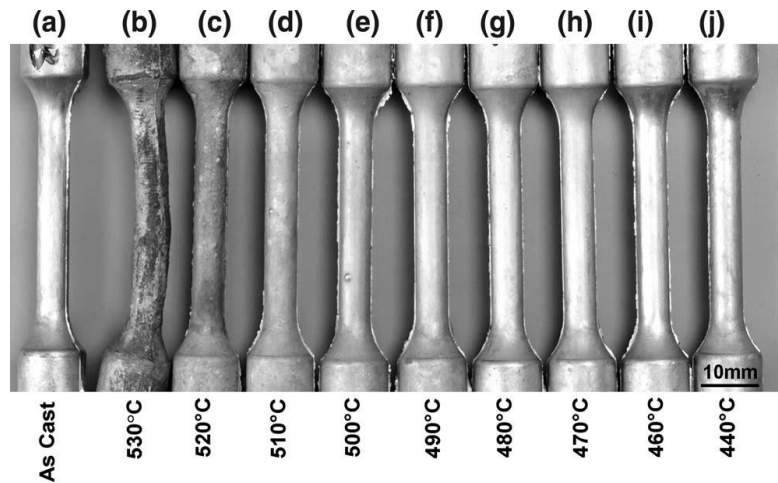


Figura 21 - Aspetto superficial dos provetes da liga AlSi9Cu3 após homogeneizações a diferentes temperaturas durante 15 minutos [43].

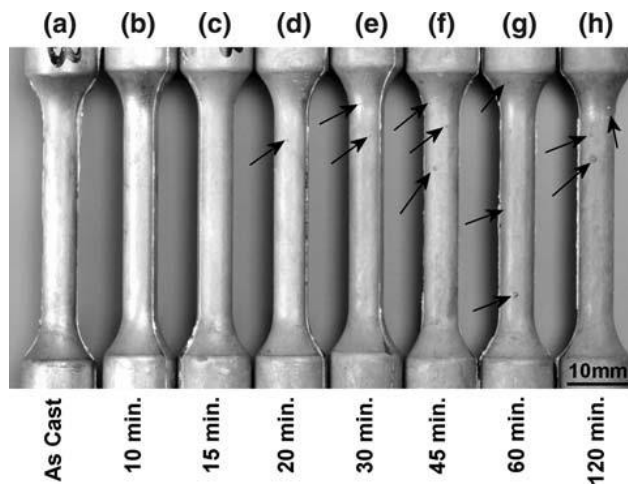


Figura 22 - Aspetto superficial dos provetes da liga AlSi9Cu3 após diferentes tempos de homogeneização a 490°C [43].

De seguida, as amostras foram envelhecidas a 150°C durante 24 horas, verificando-se que mesmo temperaturas tão baixas como 440°C foram suficientes para promover o mecanismo de precipitação estrutural. As propriedades mecânicas mais elevadas foram obtidas para homogeneizações a 490 °C, dado que a partir desta temperatura, o efeito endurecer é diminuído pelo aparecimento de bolhas como se pode verificar na Figura 23.

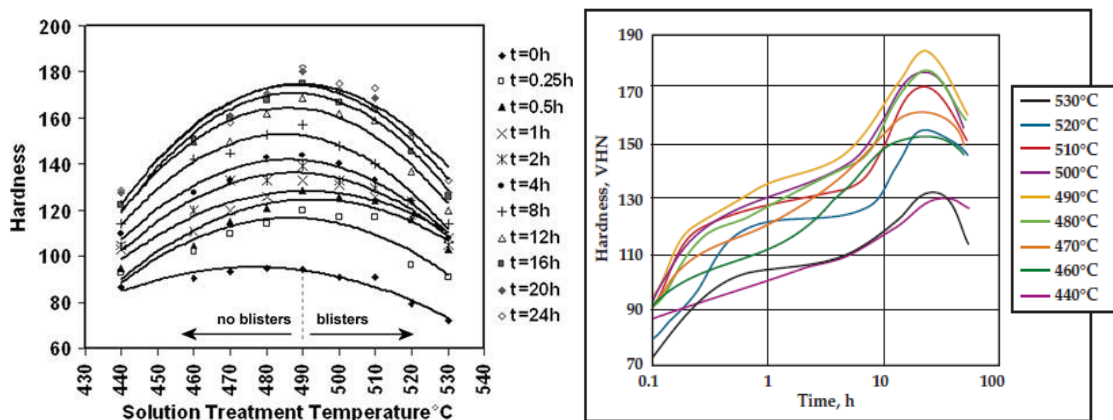


Figura 23 - Evolução da dureza (VHN) da liga AlSi9Cu3 após envelhecimento a 150 °C durante 24 horas em função da temperatura de homogeneização [43].



Com isto, os autores concluíram que tratamentos mais curtos e a temperaturas substancialmente mais baixas que as convencionais foram capazes de produzir aumentos de 80% na resistência mecânica e 30 % tensão de ruptura para a liga AlSi10Mg, enquanto que para a liga AlSi9Cu foi possível obter aumentos de 115 % na resistência mecânica. Para ambos os casos, estes valores resultam numa diminuição de cerca de 1 % na ductilidade. Os valores das propriedades mecânicas para as duas ligas estudadas em função dos tratamentos realizados podem ser consultados nas Tabelas 7 e 8.

Tabela 7 - Efeito dos diferentes tratamentos térmicos nas propriedades mecânicas na liga AlSi10Mg [43].

Casting Technique	Quenched from Casting (Y/N)	Solution Treatment	Aging	0.2 Pet Proof Stress (MPa) <sup>*</sup>	Tensile Strength (MPa) <sup>*</sup>	Elongation at Break (Pct) <sup>*</sup>
HPDC 26 m/s	N	NA	NA	162 (4.2)	253 (12.7)	2 (0.3)
	N	515 °C, 15 min then CWQ**	T6: 180 °C 2 h	302 (4.9)	326 (8.1)	1 (0.2)
	Y	515 °C, 15 min then CWQ	T6: 180 °C 2 h	296 (10.6)	311 (18.2)	1 (0.2)
	Y	525 °C, 15 min then CWQ	T6: 180 °C 2 h	296 (2.9)	308 (11.6)	1 (0.1)
HPDC 82 m/s	Y	NA	NA	178 (8.1)	310 (14.5)	3.5 (0.7)
	Y	525 °C, 15 min then CWQ	T6: 180 °C 2 h	320 (8.5)	373 (38)	2.5 (1.4)
	Y	515 °C, 15 min then CWQ	T4 (2 weeks at 25 °C)	180 (2)	310 (22)	6 (2.5)
HPDC 123 m/s	N	515°C, 15 min then CWQ	T6: 180 °C 2 h	333 (3)	404 (1.7)	3 (0.6)

<sup>\*</sup>Note: one standard deviation for each tensile data set is shown in parentheses.  
<sup>\*\*</sup>CWQ: cold water quench.

Tabela 8 - Influência da temperatura de homogeneização nas propriedades mecânicas da liga AlSi9Cu3 envelhecida [43].

Condition	Solution-Treatment Temperature	Surface Condition	0.2 Pet Proof Stress (MPa) <sup>*</sup>	Tensile Strength (MPa) <sup>*</sup>	Elongation at Break (Pct) <sup>*</sup>
Flat test bars, 26 m/s as-cast	NA	excellent	182 (10.4)	277 (24.8)	2 (0.4)
Flat test bars, 26 m/s T6	490 °C	some blisters	368 (18.5)	385 (30.6)	1 (0.2)
	480 °C	good	371 (11.7)	401 (38.3)	1 (0.6)
	470 °C	excellent	347 (13.2)	362 (31.8)	1 (0.4)
	460 °C	excellent	335 (8.1)	359 (26.4)	1 (0.4)
	440 °C	excellent	283 (6.7)	338 (33.3)	1.5 (0.7)
Flat test bars, 82 m/s as-cast	N/A	excellent	187 (6.4)	320 (29.1)	2.5 (0.7)
Flat test bars, 82 m/s T6	490 °C	excellent	392 (9.9)	432 (31.7)	1.5 (0.6)
	480 °C	excellent	394 (9.9)	442 (17.4)	2 (0.6)
	470 °C	excellent	372 (7.8)	418 (16.2)	2 (0.5)
	460 °C	excellent	341 (6)	405 (23.5)	2 (1.0)
	440 °C	excellent	285 (2.5)	362 (18.1)	2 (0.6)

<sup>\*</sup>Note: one standard deviation for each tensile data set is shown in parentheses.

### 3.1.4 Envelhecimento após injeção e têmpera

Outra alternativa para resolução do problema será recorrer apenas ao envelhecimento das ligas após injeção e têmpera. O arrefecimento rápido permite que alguns precipitados se mantenham dissolvidos na solução sólida, enquanto que, as baixas temperaturas aplicadas não promovem a expansão das porosidades.

W. Kasprzak et al. [23] verificaram que para a liga Al17Si4.5Cu0.5Mg, a aplicação de um envelhecimento a 200°C durante 2 h, imediatamente após injeção e têmpera, resultaria numa diminuição de 10% na dureza relativamente à condição T6. No entanto, a poupança de tempo, energia e custos seria cerca de 60% e os ganhos obtidos suficientes para aplicações industriais como blocos de motor.

Estudos referentes à liga AlSi9Cu3(Fe) realizados por T. Pabel et al. [45] também mostraram aumentos significativos a 200 °C com tempos relativamente curtos. Após 6 horas, foi possível obter uma tensão limite elástico de 245 MPa e uma dureza de 134 HBW partindo



de 90 MPa e 100 HBW, respetivamente. Para temperaturas mais baixas foi possível obter um ganho máximo de 30% por envelhecimento artificial após 36h.

Porém, os valores de endurecimento máximo verificaram-se para uma combinação de envelhecimento natural e artificial, evidenciando-se um efeito cumulativo. Com envelhecimentos naturais de 3 e 7 dias, seguidos de envelhecimento artificial a 200°C foi possível obter tensões limite de elasticidade de 242 e 250 MPa, respetivamente. Verifica-se também, que o tempo para que ocorra o endurecimento máximo é inferior quando comparado com uma amostra que apenas tenha sido envelhecida artificialmente, diminuindo de 4 para 1.2 h a 200 °C. No entanto, o envelhecimento natural é um processo demorado, podendo o acréscimo de propriedades mecânicas não compensar o acréscimo de tempo e energia dispendidos.

A Figura 24 mostra as combinações de envelhecimento natural e artificial tal como os valores de ductilidade e resistência mecânica correspondentes.

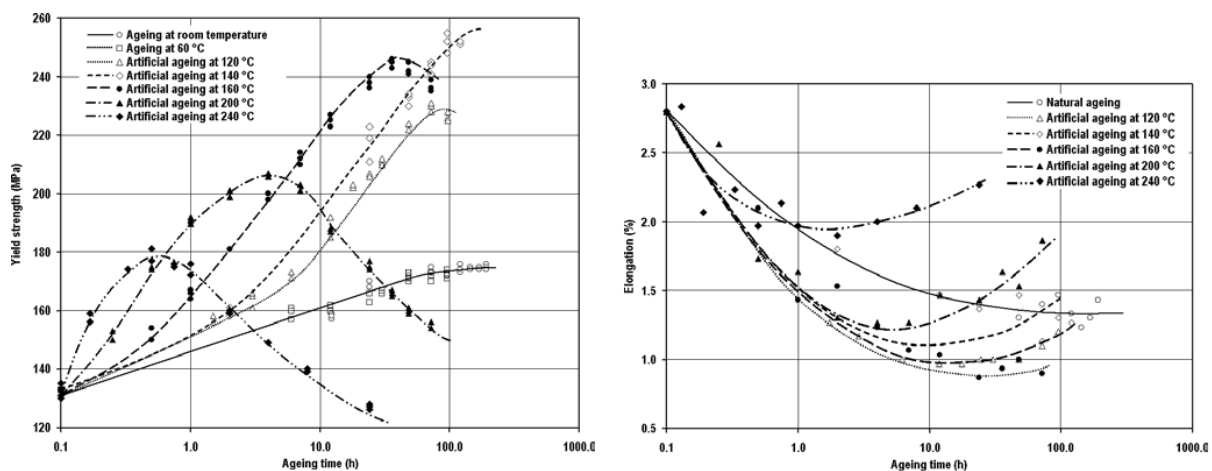


Figura 24 - Tensão limite elástico (a) e extensão após rutura (b) em função tempo de envelhecimento para diferentes temperaturas [45].

E. Sjölander e S. Seifeddine [46] realizaram estudos semelhantes no mesmo âmbito, reconhecendo a influência positiva do envelhecimento natural no envelhecimento artificial das ligas Al-Si-Cu, tal como o aumento significativo das propriedades mecânicas para as ligas Al-Si-Cu, Al-Si-Mg e Al-Si-Cu-Mg na condição T5, confirmado também por Lumley et al.[43].

A concordância entre os diferentes autores prova que aplicação de um envelhecimento artificial sem homogeneização, induz um aumento da tensão limite de elasticidade e da dureza que pode ser suficiente, permitindo a poupança de tempo e energia.

### 3.1.5 Síntese e implicações no trabalho prático a realizar

Pela bibliografia consultada, verifica-se a possibilidade de aplicar tratamentos térmicos que produzam aumentos satisfatórios nas propriedades mecânicas sem que ocorra expansão da porosidade nas ligas de alumínio obtidas por fundição injetada. Para tal, na homogeneização, os tempos terão que ser curtos e as temperaturas baixas, relativamente aos tratamentos convencionais, tal como é sugerido anteriormente.

Quanto à temperatura de homogeneização, julgo interessante realizar tratamentos entre 470 e 500° C, dado que temperaturas mais baixas poderão produzir propriedades mecânicas que não justifiquem os custos adicionais da realização dos tratamentos e temperatura mais elevadas resultarão em porosidade excessiva derivada da relação linear da pressão interna dos poros com a temperatura. Neste intervalo de temperaturas é de interesse focar a temperatura de 490°C já que é referida como a temperatura que produz o maior endurecimento nas ligas sem que ocorra o aparecimento de bolhas.

Para o tempo de estágio, admite-se que os 15 minutos serão um valor adequado já que apresentam um bom compromisso entre as diversas variáveis em questão. Apesar de não garantir a dissolução completa do Cu e Mg na matriz de alumínio, a quantidade dissolvida é suficiente para promover aumentos significativas na dureza, tensão limite de elasticidade e tensão de ruptura, sem que ocorra o aparecimento de bolhas. Este tempo é também suficiente para que se verifique a globulização do silício eutético [47] [18].

Após a homogeneização é fundamental realizar o envelhecimento de forma a promover a precipitação dos Mg e/ou Cu na matriz de alumínio para que a liga endureça. Apesar das temperaturas inerentes a este tratamento não serem suficientemente elevadas para que ocorra a expansão da porosidade, a temperatura deverá ser a mais baixa possível para que se obtenha o máximo endurecimento, acompanhado por um aumento do tempo de forma a que ocorra o endurecimento máximo como foi visto na subsecção 2.5.2.3. O compromisso entre o endurecimento máximo e o tempo é um fator fundamental, pelo que se considera um tempo de envelhecimento máximo de 10h, já que tempos superiores poderão ser financeiramente e logisticamente impraticáveis do ponto de vista industrial. Para este intervalo de tempo destacam-se as temperaturas de 160 e 180°C que à partida atingirão o pico do endurecimento no intervalo de tempo referido, com aumento significativo nas propriedades mecânicas.

Por fim, é também de interesse a aplicação de tratamentos de envelhecimento após injeção e têmpera, já que se verificou um aumento significativo das propriedades mecânicas que obedecem às especificações de um grande número de aplicações, com poupança de energia, recursos e tempo relativamente ao tratamento de homogeneização seguido de envelhecimento [23].

## 4 Trabalho experimental

O trabalho experimental a desenvolver foi realizado a partir de um lote de 10 peças fornecidas pela “SONAFI” obtidas por fundição injetada. Inicialmente, as peças foram sujeitas a diferentes tratamentos térmicos de homogeneização, de forma a compreender o efeito da temperatura na porosidade. De seguida, as mesmas foram sujeitas a um envelhecimento analisando-se o endurecimento obtido.

A partir das peças fornecidas pela empresa, serão maquinados, nas zonas possíveis (Figura 25 c), provetes de tração, na zona mais longe dos ataques, que numa fase inicial serão ensaiados de forma a caracterizar o estado fornecido. De seguida, os provetes serão tratados termicamente, de acordo com os melhores parâmetros obtidos a partir dos testes realizados nas peças. Assim será possível compreender a influência dos tratamentos térmicos nas propriedades mecânicas e relacionar com a porosidade, a partir da análise da secção metalográfica dos mesmos.

### 4.1 Caracterização da peça

As peças utilizadas para a realização deste trabalho, correspondem a válvulas EGR (Exhaust Gas Recirculation). Estas válvulas são utilizadas nos automóveis, com a função de reduzir as emissões de NOx redirecionando os gases de exaustão para alimentação do motor, melhorando o desempenho e economia do veículo. A Figura 25 representa a peça fornecida segundo várias perspetivas e respetivas dimensões principais, enquanto que a Figura 26 representa a posição da válvula EGR no automóvel.

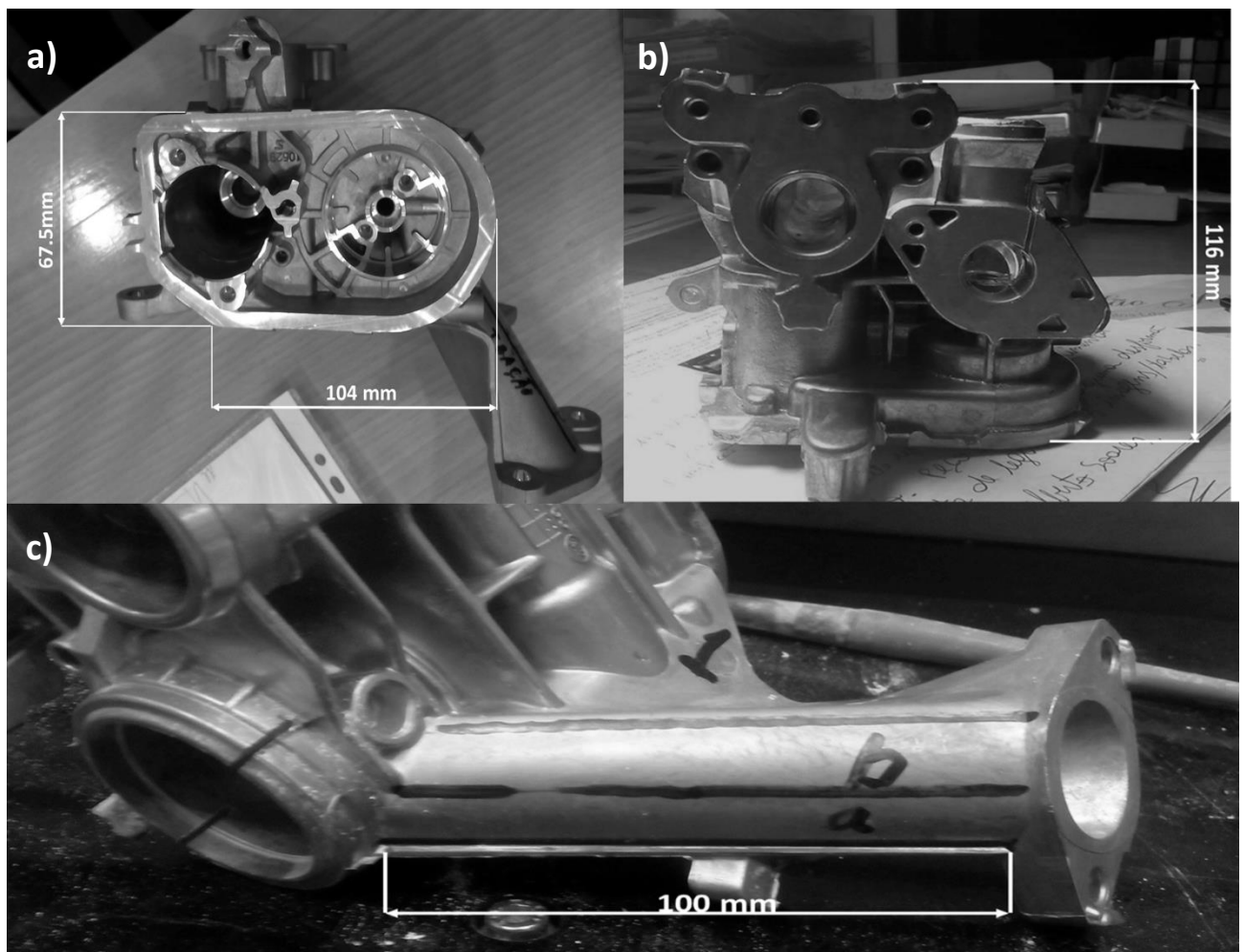


Figura 25 - Peça fornecida e suas dimensões principais segundo várias perspetivas a,b e c.

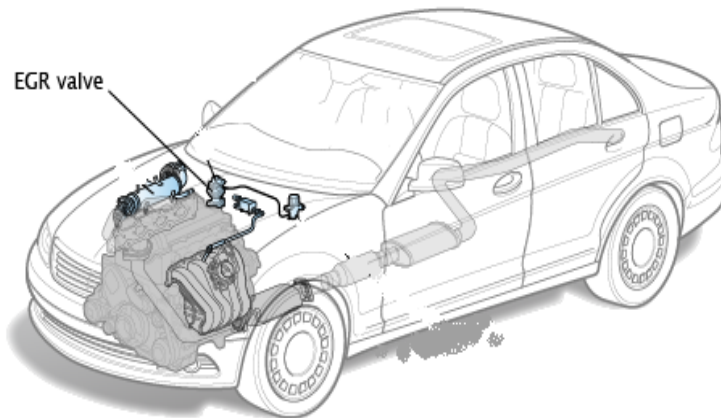


Figura 26 - Posição da válvula EGR no automóvel [48].

#### 4.1.1 Parâmetros de injeção

As peças foram obtidas por fundição injetada numa máquina Bulher, de câmara fria assistida por vácuo. A temperatura de injeção foi de 680°C e os ciclos de injeção e compactação estão representados nas Tabelas 9 e 10, respetivamente. O início da 1ª fase é caracterizado por uma velocidade que varia entre 0.05 e 0.2 m/s e uma pressão baixa. A partir dos 250 mm do curso (S) do pistão, inicia-se a 2ª fase, que termina a uma velocidade de 4m/s e uma pressão de 300 bar, dando-se uma subida para 900 bar na 3ª fase. A aplicação de vácuo inicia-se a 125 mm e termina a 325 mm, instante que corresponde a momentos antes do final do enchimento, de forma a evitar aspiração do metal por parte da bomba. A bomba utilizada encontra-se a uma pressão absoluta de 975 mbar no arranque, produzindo um vácuo máximo de 700 mbar no enchimento. A Figura 27 mostra os ciclos teóricos de injeção e compactação, tal como o momento onde idealmente se ligaria/ desligaria a bomba de vácuo.

Tabela 9 - Ciclo de injeção

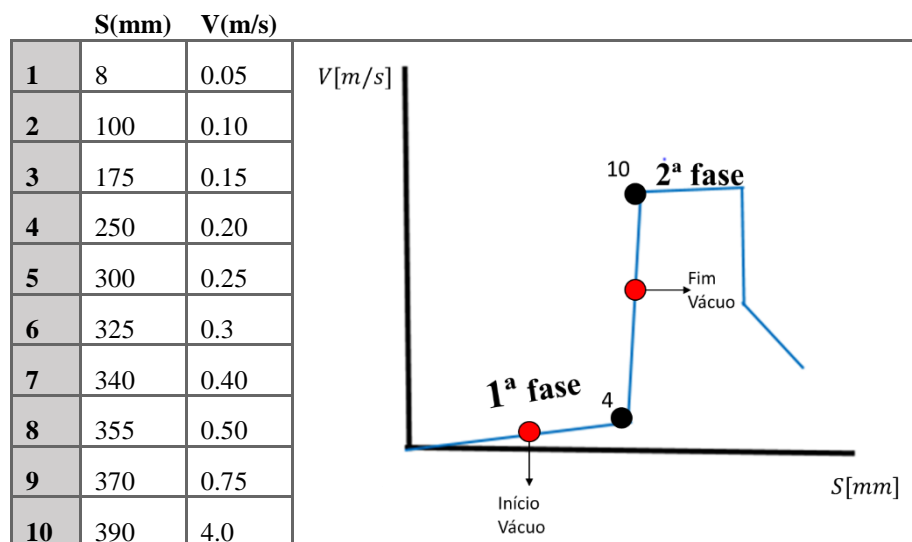


Tabela 10 - Ciclo de compactação

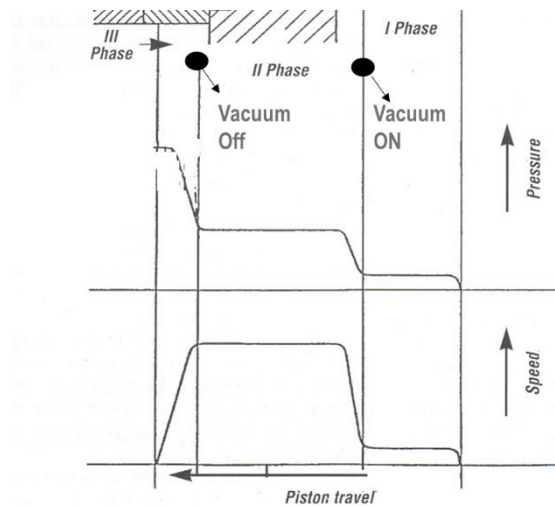
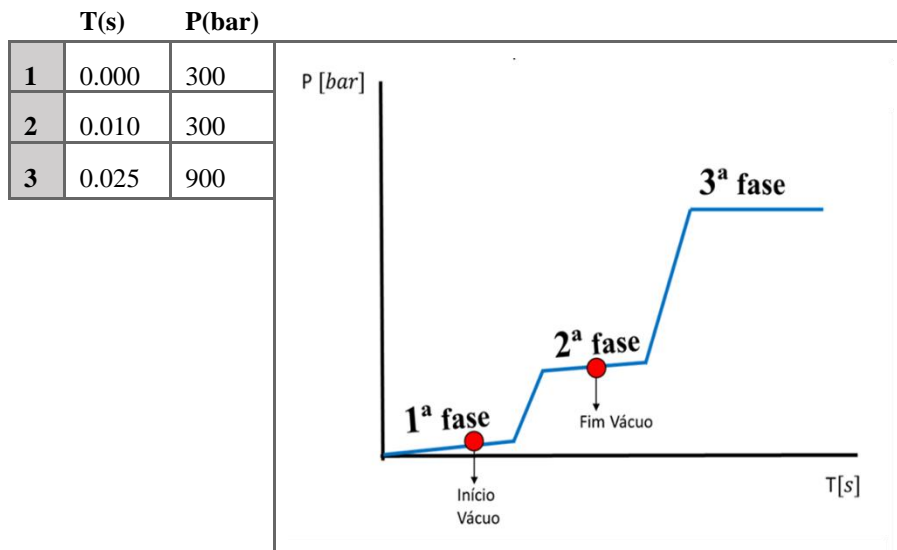


Figura 27 - Ciclos de injeção e compactação e momentos teóricos onde se liga/desliga a bomba de vácuo [48]

Após a injeção, as peças foram extraídas do molde e temperadas em água a 20°C. Ao longo do presente trabalho, esta condição será denominada por “injetado e temperado”, sendo utilizada para caracterizar as peças no seu estado de fornecimento. A evolução dos parâmetros estudados será contabilizada a partir da evolução obtida em relação às peças injetadas e temperadas. A Figura 28 representa a temperatura da moldação após a injeção de uma peça.

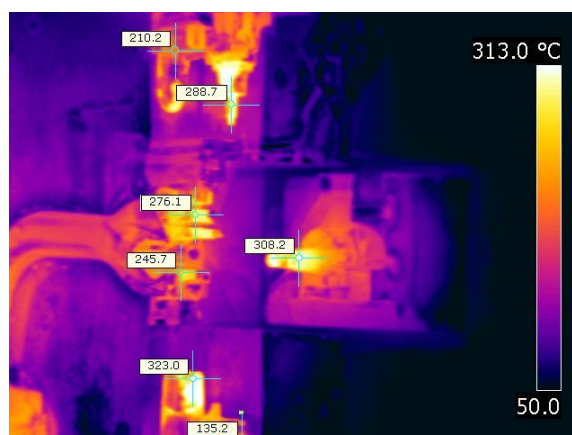


Figura 28- Temperatura do molde após abertura e injeção de uma peça analisada por termografia de infravermelhos

## 4.2 Procedimento experimental

### 4.2.1 Análise química

A análise da composição química da liga realizou-se a partir de um espectrómetro da *Spectro* (Grupo *Ametek*, USA) modelo *Spectromax X*.

### 4.2.2 Homogeneização

Os tratamentos de homogeneização foram realizados num forno de convecção forçada da marca *Friportus* com uma temperatura máxima de 600°C e com câmara de dimensões 600 x 600 x 400mm, representado na Figura 29.



Figura 29 - Forno utilizado para realizar as homogeneizações

### 4.2.3 Polimento de amostras

O polimento das amostras foi realizado com lixas de carboneto de silício com as seguintes granulometrias (grit): 360, 600, 1000, 1200, com tamanho de partículas de 29.2 a 3  $\mu\text{m}$ , finalizando-se com panos com abrasivos de diamante de 3  $\mu\text{m}$  e 1  $\mu\text{m}$ .

### 4.2.4 Análise da Microestrutura

A análise da microestrutura foi realizada num microscópio ótico *OLYMPUS PMG3* com câmara digital *DP12* em secções cortadas com serra de fita e polidas.

### 4.2.5 Análise das superfícies de fratura

As superfícies de fratura dos provetes foram fotografadas numa lupa estereoscópica *Olympus SZH*.

### 4.2.6 Análise da Porosidade

A análise da porosidade foi efetuada de forma quantitativa, estudando-se a percentagem de poros (%) e o tamanho do maior poro (mm) recorrendo ao *software ImageJ* [49] de acesso livre. Para tal, selecionou-se uma área quadrangular de referência (2.8×2.8mm<sup>2</sup> para as peças e 2×2mm<sup>2</sup> para os provetes), a uma ampliação de 25X. Para a medição do tamanho do poro, considerando-se o seu comprimento como esta representado Figura 30. Este procedimento foi

realizado de acordo com a norma *VDG P202* [42]. O microscópio ótico utilizado foi um *OLYMPUS PMG3* com câmara digital *DP12*.

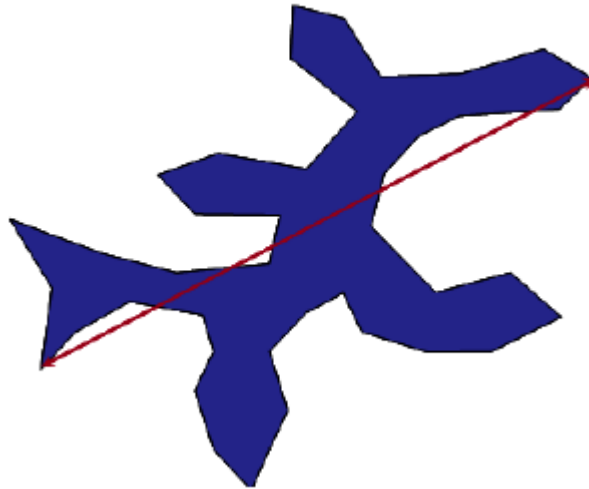


Figura 30 - Medição do comprimento de um poro [42].

#### 4.2.7 Envelhecimento

Os tratamentos de envelhecimento foram realizados num forno de convecção forçada da marca *M.J Amaral*, de temperatura máxima de 400°C e câmara de dimensões 400 x 400 x 400, representado na Figura 31.



Figura 31 - Forno de convecção forçada utilizada para a realização dos envelhecimentos



#### 4.2.8 Medição da dureza

A medição da dureza foi efetuada num durómetro *EMCO M4U – 075* (Figura 32), em dureza Brinell ( $\phi$  2,5mm; 62,5kgf; 10s), realizando-se 3 impressões para cada medição, com um espaçamento de 1.5x do diâmetro do calote. O valor da medição corresponde ao valor médio das 3 impressões.



Figura 32 - Durómetro *EMCO M4U – 075* utilizada para a medição das durezas

#### 4.2.9 Obtenção de provetes de tração

Os provetes foram obtidos a partir do corte e maquinagem da zona representada na Figura 33. Dada a pequena superfície e espessura da zona de extração de provetes, a norma utilizada foi a *ASTM E8/E8M-09* [22], referente a microprovetes retangulares, cujo desenho técnico está representado na Figura 34

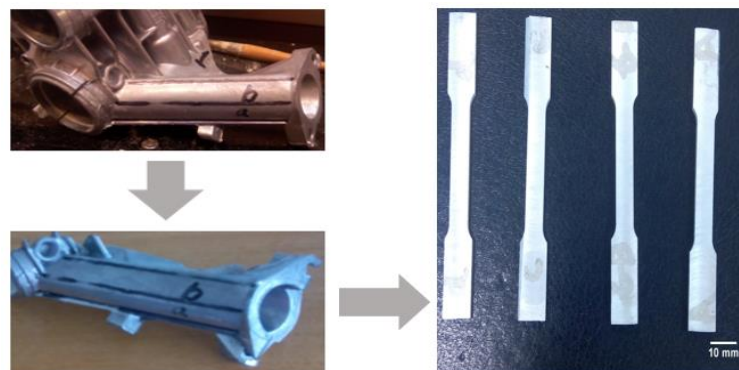


Figura 33 - Sequência de corte dos provetes



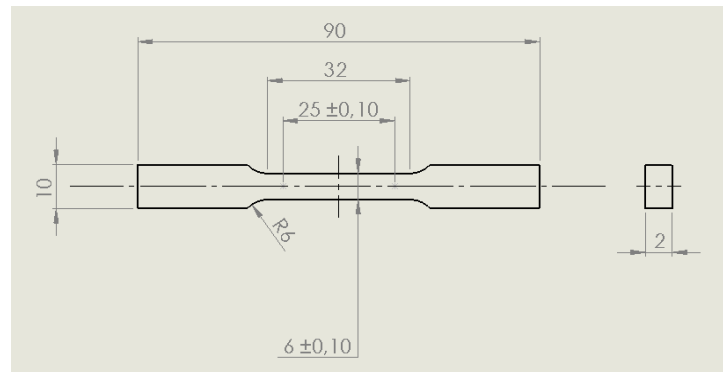


Figura 34 - Desenho técnico do provete

#### 4.2.10 Ensaio de tração

Para realização do ensaio de tração os provetes foram apertados nas amarras representados na Figura 35 com um binário de 1.0 kgm. O ensaio foi realizado numa máquina *MTS (Material Test System) 810* com uma célula de carga de 10 kN, uma velocidade de 1mm/min e um sistema de aquisição de dados de 5Hz. Para a medição da deformação, o provete foi instrumentado com um extensómetro *MTS* de 25 mm. A montagem do extensómetro e do provete na máquina de ensaios estão representados na Figura 36.



Figura 35 - Montagem dos provetes nas amarras

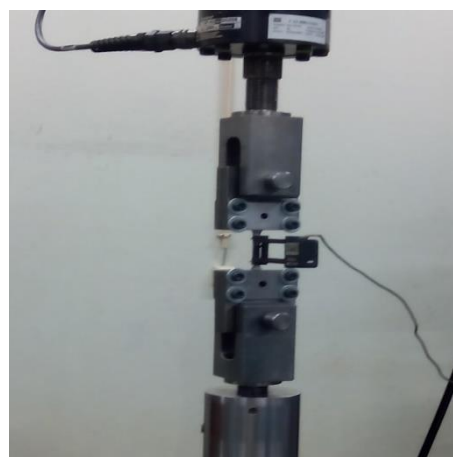


Figura 36 - Montagem do provete e extensómetro na máquina de ensaio

#### 4.2.11 Montagem em resina

Após ensaio e corte, os provetes foram embebidos em porta amostras de plástico e embutidos em vácuo numa resina epoxy termoendurecível de cura de 24 h, numa máquina *Epova* da Struers. A Figura 37 representa o corte e montagem dos provetes em resina.



Figura 37 - Corte e montagem dos provetes em resina

### 4.3 Análise e discussão dos resultados

#### 4.3.1 Composição química

A composição química obtida para a liga em estudo está representada na Tabela 11.

Tabela 11 - Resultados da análise espectrométrica

Elementos de liga	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti
Percentagem (%)	11.30	0.82	1.08	0.20	0.03	0.04	0.03	0.55	0.04	0.04	0.04

Pela consulta da norma *ISO 3522* [3], verifica-se que a liga em estudo corresponde à liga  $AlSi12Cu1(Fe)$ . Os elevados teores de silício conferem ótimas propriedades de fundição enquanto que, o cobre poderá promover algum endurecimento por precipitação. O ferro apresenta também uma concentração significativa, sendo fundamental para o processo de fundição injetada já que promove uma melhor desmoldabilidade. O intervalo de composições admissíveis segundo a norma, está representado na Tabela 12.

Tabela 12 - Intervalo de composições químicas da liga  $AlSi12Cu1(Fe)$  segundo a norma *ISO 3522* [3].

Designação	Composição química % (fração mássica)										
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti
$AlSi12Cu1(Fe)$	10.5-13.5	<0.8	<1.0	0.05-0.55	<0.35	<0.10	<0.30	<0.55	<0.2	<0.1	<0.2

### 4.3.2 Tratamentos térmicos das peças

Para a realização do trabalho experimental relativo aos tratamentos térmicos das peças, foram selecionadas 7 das 10 peças fornecidas. Cinco delas foram sujeitas a tratamentos de homogeneização seguidos de envelhecimento, avaliando-se as alterações na porosidade e dureza. As duas restantes, não foram tratadas termicamente, servindo como termo de comparação das propriedades em análise entre o estado fornecido e o estado tratado. Nos tratamentos aplicados, as peças já não possuíam a zona que daria origem aos provetes, sendo esta tratada separadamente, como é referido na subsecção 4.3.3.2

#### 4.3.2.1 Homogeneização

Os primeiros tratamentos aplicados foram os tratamentos de homogeneização. Os parâmetros selecionados basearam-se nos tratamentos não convencionais referidos na bibliografia [50], na tentativa de se conseguir tratar termicamente peças obtidas por fundição injetada. Assim, as homogeneizações realizadas foram projetadas com um tempo de estágio de 15 minutos. Selecionaram-se cinco peças aleatórias do lote fornecido às quais se aplicaram diferentes temperaturas de homogeneização entre 470 e 500°C. Com isto pretendeu-se compreender a influência da temperatura de homogeneização no aparecimento de bolhas na superfície das peças. Estas foram instrumentadas com um termopar tipo K e colocadas no forno, permitindo a obtenção do ciclo térmico real. A contagem do tempo de estágio iniciou-se a partir do momento em que as peças atingiram  $T_{\text{programa}} \pm 5^\circ\text{C}$ , sendo retiradas do forno no fim do estágio e arrefecidas em água a 22°C.

As Tabelas 13 a 17 representam a evolução da temperatura das respetivas peças ao longo do tempo no interior do forno, por ordem decrescente de temperaturas de estágio atingidas. As Figuras 38 a 42 correspondem aos ciclos térmicos reais sofridos pelas peças, determinados a partir dos pontos das respetivas tabelas.

Tabela 13 - Evolução da temperatura da peça 4 no interior do forno

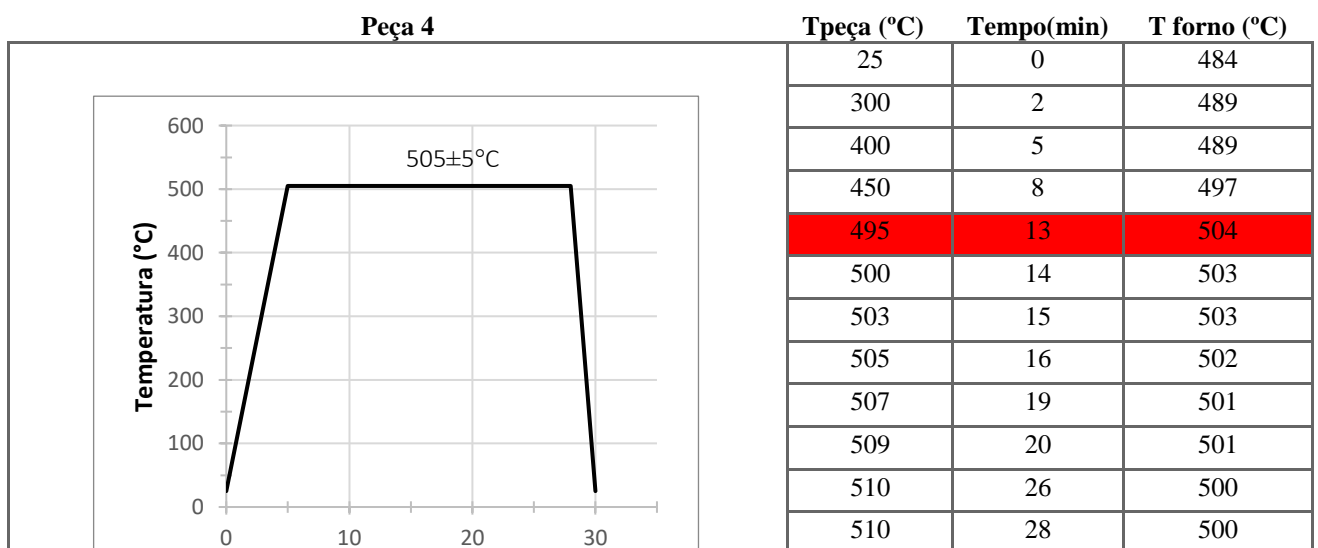


Figura 38- Ciclo térmico real sofrido pela peça 4

Tabela 14 - Evolução da temperatura da peça 5 no interior do forno

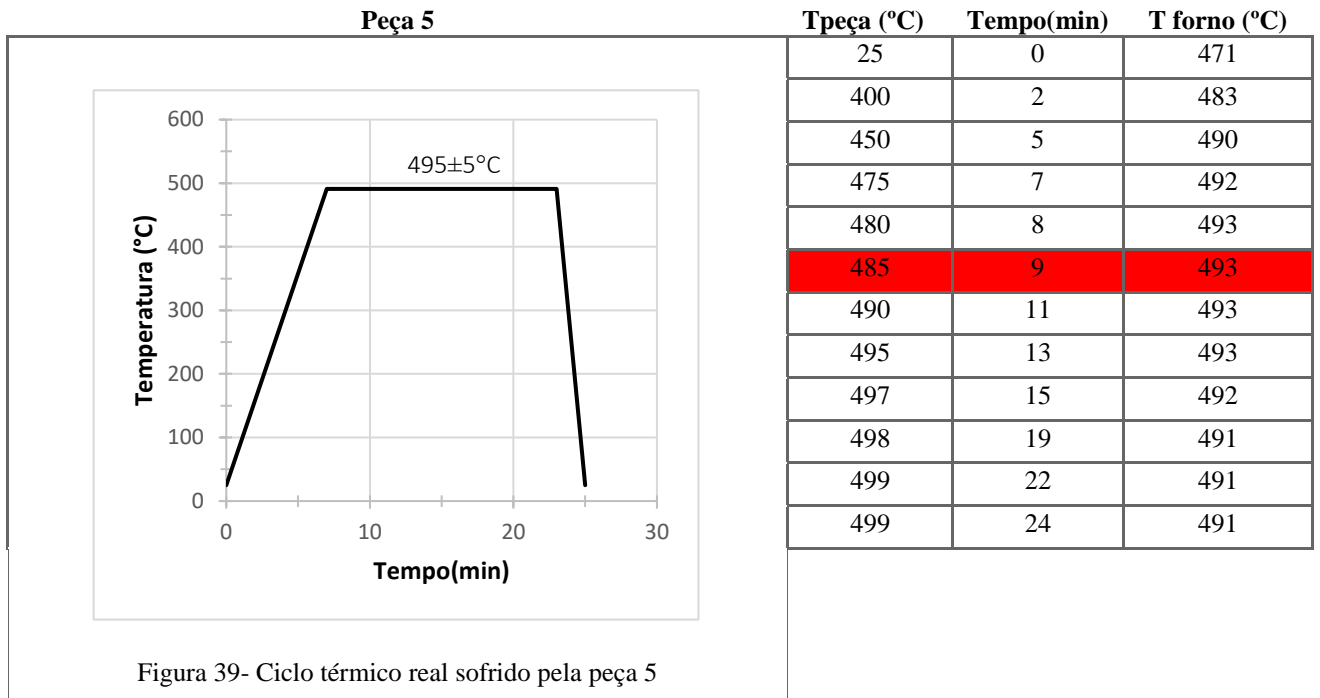


Tabela 15 - Evolução da temperatura da peça 2 no interior do forno

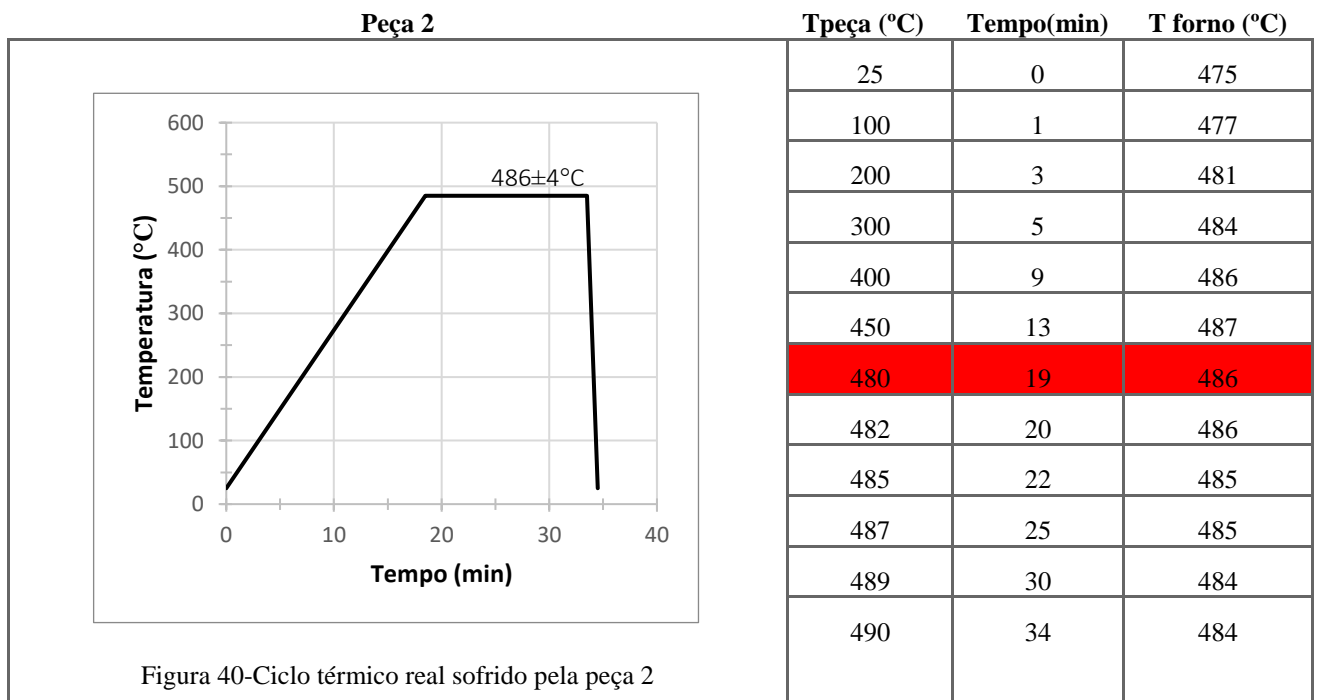


Tabela 16 - Evolução da temperatura da peça 6 no interior do forno

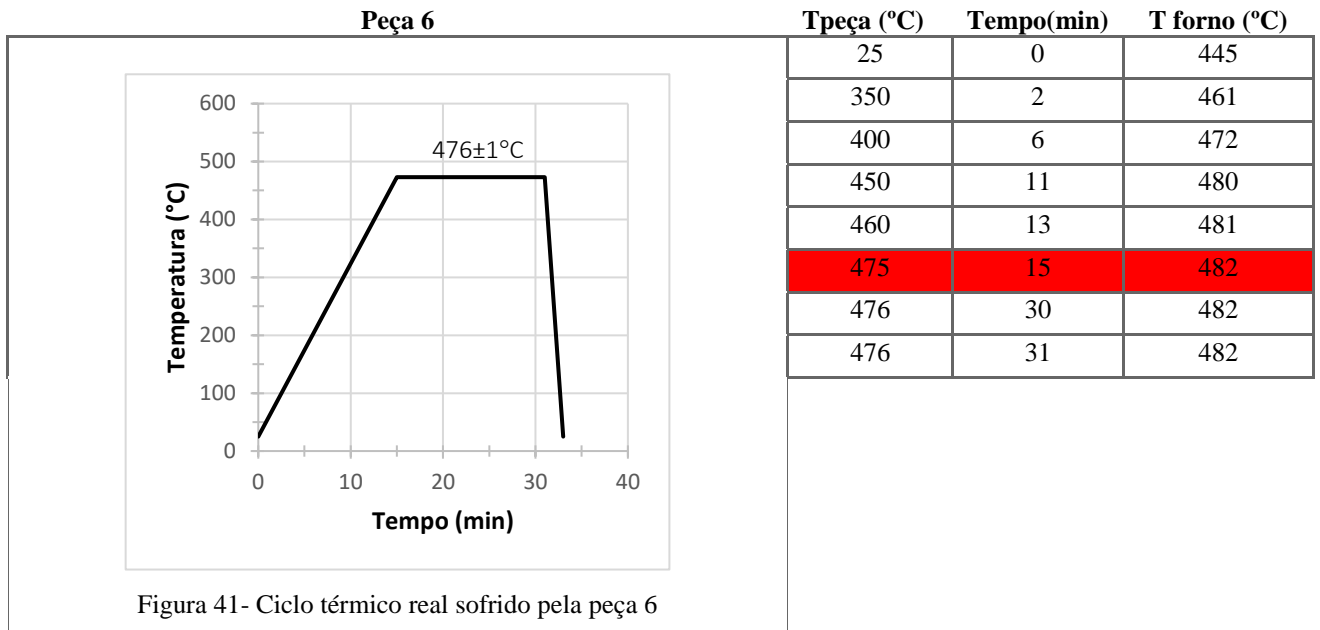
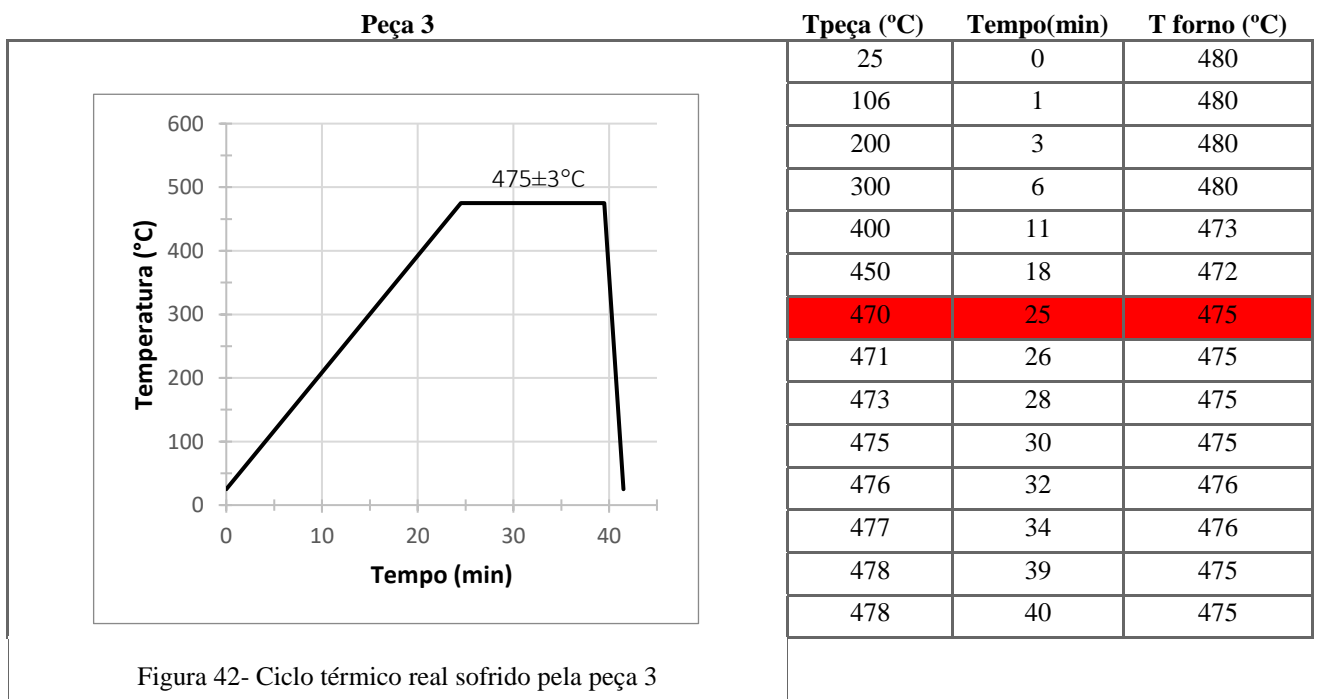


Tabela 17 - Evolução da temperatura da peça 3 no interior do forno



### Determinação do ciclo real

A partir dos gráficos é possível identificar os tempos de aquecimento e as temperaturas de estágio para os ciclos térmicos reais. Verifica-se que ambos os parâmetros apresentam alguma dispersão, o que demonstra alguma falta de homogeneidade tanto no aquecimento como na distribuição de temperaturas no interior do forno. A Tabela 18 apresenta os valores reais para a temperatura de estágio e tempo de aquecimento para cada peça, comparando o tempo de aquecimento real com o valor sugerido pela bibliografia [47] e a temperatura de estagio atingida pela peça com o valor programado no forno.

Tabela 18 - Comparação entre os valores expectáveis e valores obtidos para o tempo de aquecimento e temperatura de estágio para as diferentes peças

Peça		t aquecimento (min)	T Estágio (°C)	t estágio(min)	Arrefecimento
2	Bibliografia/Programado	7	485	15	Água-22°C
	Medido	18.5	486		
3	Bibliografia/Programado	7	475		
	Medido	24.5	475		
4	Bibliografia/Programado	7	500		
	Medido	13	505		
5	Bibliografia/Programado	7	490		
	Medido	9	495		
6	Bibliografia/Programado	7	480		
	Medido	15	476		

Para a determinação de um tempo de aquecimento genérico, calculou-se a média aritmética dos tempos registados para cada peça, obtendo-se cerca de 16 minutos. Comparado este valor com o sugerido por Lumley et al.[47], este é cerca de 130% superior o que à partida produzirá efeitos completamente diferentes. Adicionando a este valor os 15 minutos pré-definidos para o tempo de estágio, obtém-se um ciclo térmico com duração média total de 31 minutos. Estes 31 minutos, será o tempo adotado para a realização dos tratamentos térmicos de homogeneização aos provetes de tração na subsecção 4.3.3.2.

O cálculo da temperatura de estágio para cada ciclo resultou da média aritmética das temperaturas atingidas durante o tempo de estágio, por cada peça. Quando comparamos a temperatura de estágio medida e a temperatura programa no forno (Tabela 18), podemos concluir que o valor programado no forno difere em  $\pm 3^{\circ}\text{C}$  da temperatura real atingida pela peça. Até  $480^{\circ}\text{C}$  a aproximação é feita por defeito, podendo não se atingir a temperatura requerida. Por outro lado, a partir deste valor a aproximação é feita por excesso, atingindo-se temperaturas superiores às programadas.

#### Inspeção visual da superfície das peças

Após o tratamento de homogeneização e têmpera, as peças foram inspecionadas visualmente de forma a identificar o aparecimento de bolhas à superfície. As Tabelas 19 a 21 mostram o aspeto superficial das peças em função da temperatura de homogeneização. Para análise escolheu-se a zona onde foi visível o maior número de bolhas.

Tabela 19 - Aspetto superficial das peças 3 e 6 após homogeneização e têmpera



	<b>Peça 3</b>	<b>Peça 6</b>
		
<b>T.Homogeneização (°C)</b>	475	476
<b>Condição superficial</b>	Sem bolhas	Poucas bolhas

Tabela 20 - Aspetto superficial das peças 2 e 5 após homogeneização




	<b>Peça 2</b>	<b>Peça 5</b>
		
<b>T.Homogeneização (°C)</b>	486	495
<b>Condição superficial</b>	Poucas bolhas	Algumas bolhas



Tabela 21 - Aspeto superficial da peça 4 após homogeneização

<b>Peça 4</b>	
	
<b>T.Homogeneização (°C)</b>	505
<b>Condição superficial</b>	Elevado número de bolhas

Pela análise das imagens é notória a influência da temperatura na expansão dos poros. Após uma homogeneização a 505°C, a superfície apresenta um elevado número de bolhas de dimensão significativa em praticamente todas as secções. A diminuição da temperatura para 495°C é acompanhada por uma diminuição do tamanho e localização das bolhas. Estas passam apenas a aparecer em certas zonas, ainda que em alguma quantidade. A 486 °C as bolhas existentes são pequenas, aparecendo com pouca frequência. Para a temperatura de 476°C a ocorrência de bolhas é quase nula, sendo inexistente a 475 °C. Estes resultados demonstram que para os ciclos térmicos em questão, a temperatura limite que permite evitar a expansão da porosidade, à superfície, é próxima dos 475°C para as peças tratadas sem a zona dos provetes. No entanto, o aparecimento de bolhas na peça 6 não advém da diferença de um grau relativamente à peça 3. Muito provavelmente, este fenómeno advirá da variabilidade existente entre peças, que será abordada com maior detalhe em secções subjacentes.

Com isto, verifica-se que o aumento da temperatura resultará num maior número de bolhas e de maiores dimensões, tal como foi previsto pela bibliografia. Por outro lado, a eliminação do fenómeno não aconteceu à temperatura de 490 ° C como foi reportado por Lumley et al.[43], o que deriva da diferença entre os tempos de aquecimento e das eventuais condições de partida das peças. De qualquer forma, tanto os documentos consultados como os testes realizados estão em concordância na medida em que, é possível evitar o fenómeno da expansão das porosidades obtendo peças dimensionalmente estáveis. Para tal, será necessário diminuir a temperatura e tempo do tratamento de homogeneização.

#### **Alteração da microestrutura e caracterização da porosidade**

Pela inspeção visual das peças homogeneizadas identificaram-se duas zonas onde seria expectável a presença de um maior número de poros. Estas zonas foram cortadas, de acordo com a Figura 43, nas peças homogeneizadas e numa peça injetada e temperada, de forma a compreender a alteração das características em análise. Os cortes A e B apresentam uma espessura de 6 e 11 mm respetivamente.



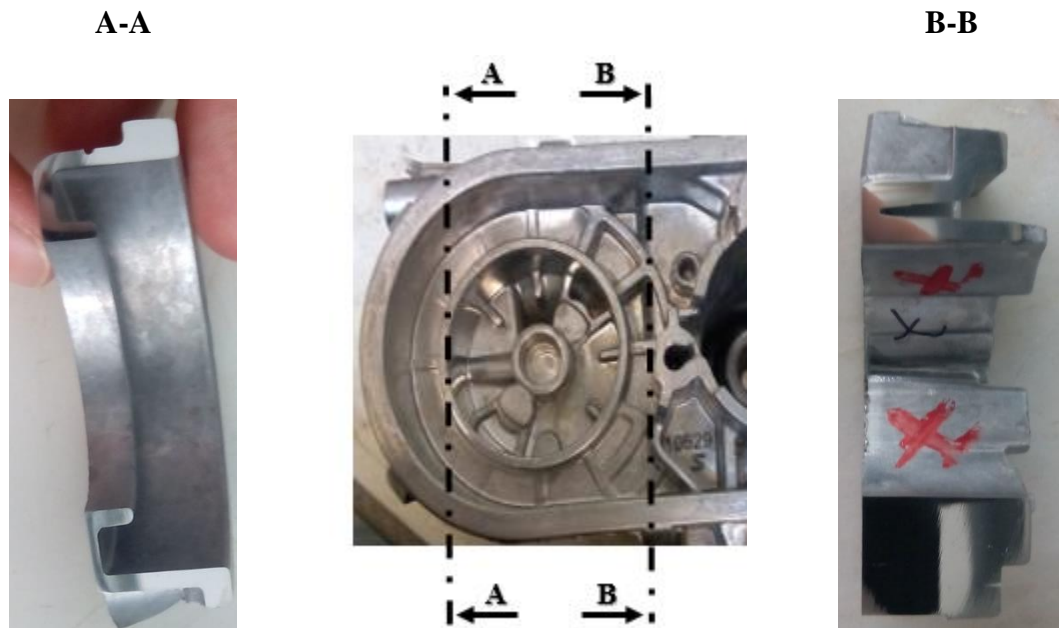


Figura 43 - Secções de corte na peça

As secções obtidas foram polidas e fotografadas de acordo com o procedimento descrito anteriormente com o objetivo de analisar a microestrutura e porosidade presente nas secções metalográficas.

### Microestrutura

A análise da microestrutura confirma a eficácia dos tratamentos de homogeneização aplicados. Verificou-se que mesmo para as temperaturas mais baixas, os tempos e temperaturas aplicados foram suficientes para promover a alteração morfológica do silício. A Figura 44 compara a microestrutura de uma peça não homogeneizada com a peça 3, que foi homogeneizada a 475°C. As microestruturas referentes às restantes peças homogeneizadas apresentam-se no *Anexo A*, verificando-se que em todas elas o silício, inicialmente lamelar, adotou uma forma mais globular após o tratamento térmico.

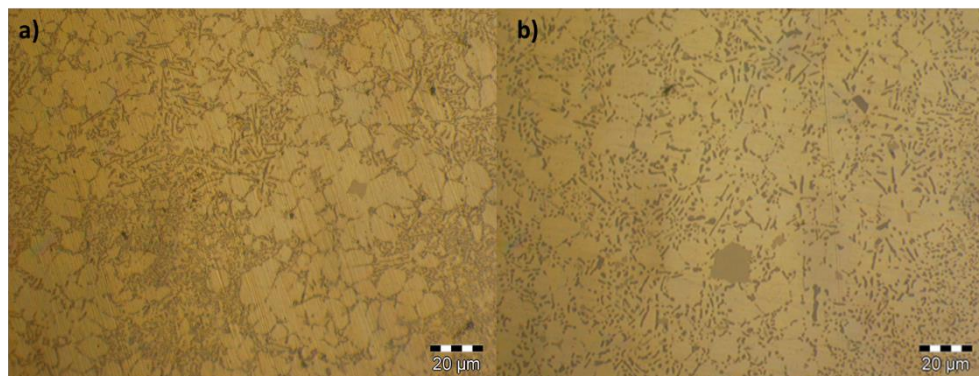


Figura 44 - Microestrutura da peça 7 injetada e temperada (a) e da peça 3 homogeneizada a 475°C durante 15 minutos (b)

**Porosidade**

As Tabelas 22 e 24 representam algumas das áreas metalográficas analisadas, acompanhadas pelos respectivos valores de porosidade e tamanho do maior poro, para as secções de corte A e B, respetivamente. As restantes áreas podem ser consultadas no *Anexo B*, podendo-se analisar os valores obtidos para cada peça nas Tabelas 23 e 25. As Figuras 45 e 46 apresentam a evolução das características em estudo com a temperatura de homogeneização.

*Secção A-A*

Tabela 22 - Área metalográfica analisada e os respetivos valores de porosidade e tamanho do maior poro para as peças 4, 3 e 7 na secção A.

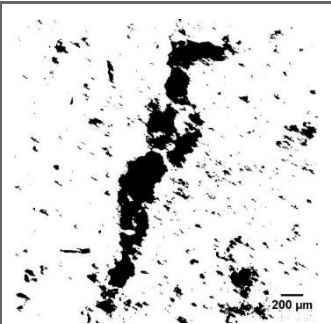
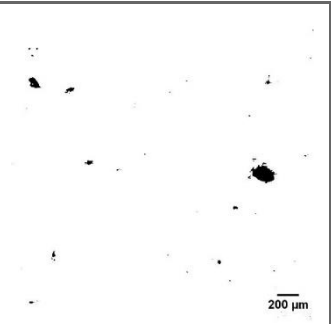
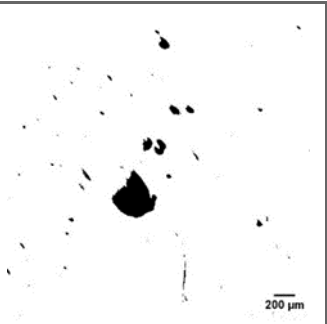
	Peça 4	Peça3	Peça 7
			
<b>T.Homogeneização (°C)</b>	505	475	Estado fornecido
<b>Porosidade (%)</b>	12.7	0.5	2.0
<b>Maior Poro(mm)</b>	1.29	0.21	0.43

Tabela 23 - Valores da porosidade e tamanho do maior poro de todas as peças em análise para a secção A

	Peças					
	4	5	2	6	3	7
<b>T. homogeneização (°C)</b>	505°C	495°C	486°C	476°C	475°C	-
<b>Porosidade (%)</b>	12.7	5.8	1.8	0.3	0.5	2.0
<b>Maior Poro (mm)</b>	1.29	0.57	0.35	0.13	0.21	0.43

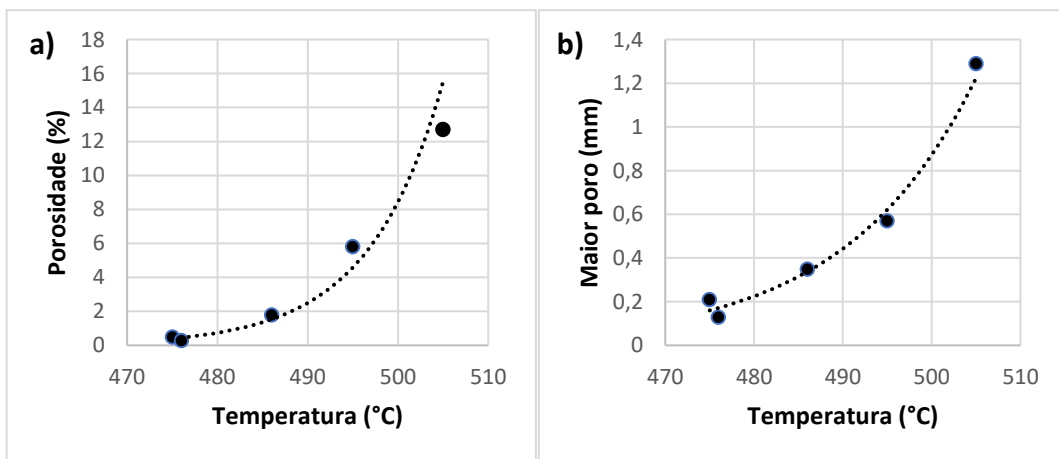


Figura 45 - Relação da porosidade (a) e tamanho do maior poro (b) com a temperatura de homogeneização para a secção A

Secção B-B

Tabela 24 - Área metalográfica analisada e os respectivos valores de porosidade e tamanho do maior poro das peças 4, 3 e 7 para secção B

	Peça 4	Peça 3	Peça 7
<b>T. Homogeneização (°C)</b>	505°C	475°C	Estado fornecido
<b>Porosidade(%)</b>	6.7	13.8	3.5
<b>Maior Poro(mm)</b>	0.76	0.46	0.19

Tabela 25 - Valores da porosidade e tamanho do maior poro de todas as peças em análise para a secção B

	Peças					
	4	5	2	6	3	7
<b>T. homogeneização (°C)</b>	505°C	495°C	486°C	476°C	475°C	-
<b>Porosidade (%)</b>	6.7	5.0	4.5	26.2	13.8	3.5
<b>Maior Poro (mm)</b>	0.76	0.48	0.29	0.45	0.46	0.19

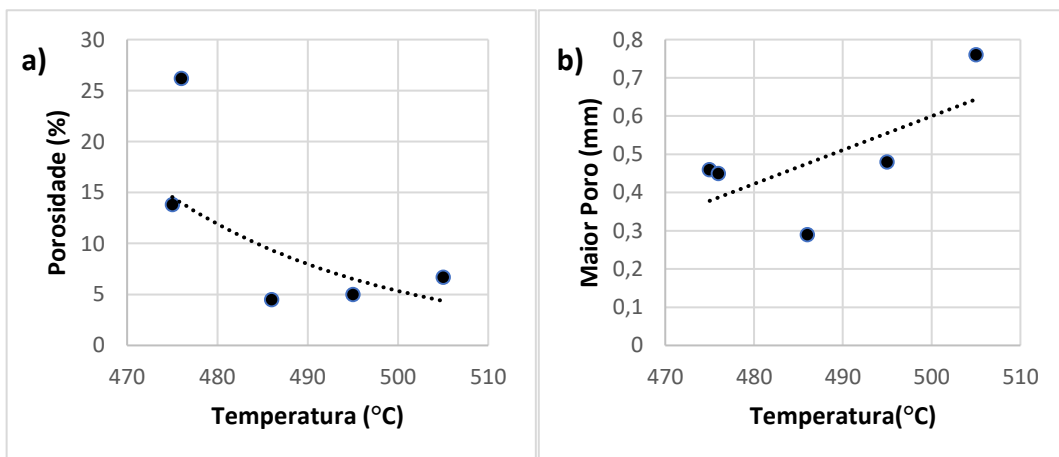


Figura 46 - Relação da porosidade (a) e tamanho do maior poro (b) com a temperatura de homogeneização para a secção B

Através da análise dos valores obtidos para a secção A verifica-se que tanto a porosidade como o tamanho dos poros aumentam com a temperatura. A elaboração dos gráficos da Figura 45 permitiu identificar uma relação clara entre os parâmetros, verificando-se que tanto a porosidade como o tamanho dos poros variam de forma exponencial com a temperatura. No entanto, apesar de não ter sofrido nenhum tratamento, a peça 7 apresenta porosidade e poros de tamanho superior aos das amostras sujeitas a 475 e 476 °C. Tal pode ser explicado pela

variabilidade existente entre peças. Desta forma, os valores obtidos para a peça 7 não foram contabilizados na representação gráfica para não introduzirem dispersão nos resultados. A variabilidade existente é também evidente com a análise dos resultados obtidos para a secção B. Para este caso, a dispersão é tal, que não é possível relacionar as características estudadas com a temperatura de homogeneização

Outro fator a ter em conta é o facto de, apesar da peça 7 apresentar porosidade elevada, os defeitos não são visíveis à superfície. Assim é possível concluir que o aparecimento de bolhas não depende só da porosidade, tamanho de poros e temperatura. Outros fatores como a distribuição e a distância à superfície podem também desempenhar um papel fundamental na manifestação do fenómeno.

#### 4.3.2.2 Envelhecimento

Para a realização do envelhecimento foram retiradas das peças homogeneizadas e de duas peças injetadas e temperadas a zona representada na Figura 47. As secções cortadas correspondentes às peças, foram agrupadas como se sugere na Tabela 26, com o objetivo de se determinar o pico de envelhecimento para duas temperaturas distintas.

Tabela 26 - Agrupamento das peças em estudo para duas temperaturas de envelhecimento selecionadas



Figura 47 - Zona de medição de durezas

Temperatura de envelhecimento (°C)

160	180
Peça 5	Peça 2
Peça 6	Peça 3
Peça 9	Peça 4
-	Peça 7

As secções foram colocadas no forno e retiradas ao fim de 1, 2, 4, 6, 8 e 10h para medição da dureza. De seguida, as secções foram recolocadas no forno até se perfazer o tempo da próxima medição. Em certas ocasiões, não foi possível terminar todo o procedimento num dia, colando-se as peças no frigorífico e continuando o envelhecimento no dia seguinte.

Após a medição, o valor apresentado no mostrador do durómetro corresponde à penetração da esfera. Este valor difere da dureza real, sendo esta determinada a partir da medição das diagonais da impressão esférica. Dado que nesta etapa a importância não é o rigor da medição, mas sim obter uma estimativa para o pico do endurecimento, os valores reais foram extrapolados a partir dos valores da penetração. Assim, para as duas primeiras medições de cada peça, recolheram-se ambos os valores aproximando a relação entre eles por uma regressão linear representada na Figura 48. Para as medições seguintes foram apenas registados o valor da penetração, obtendo-se o valor real pela relação determinada.

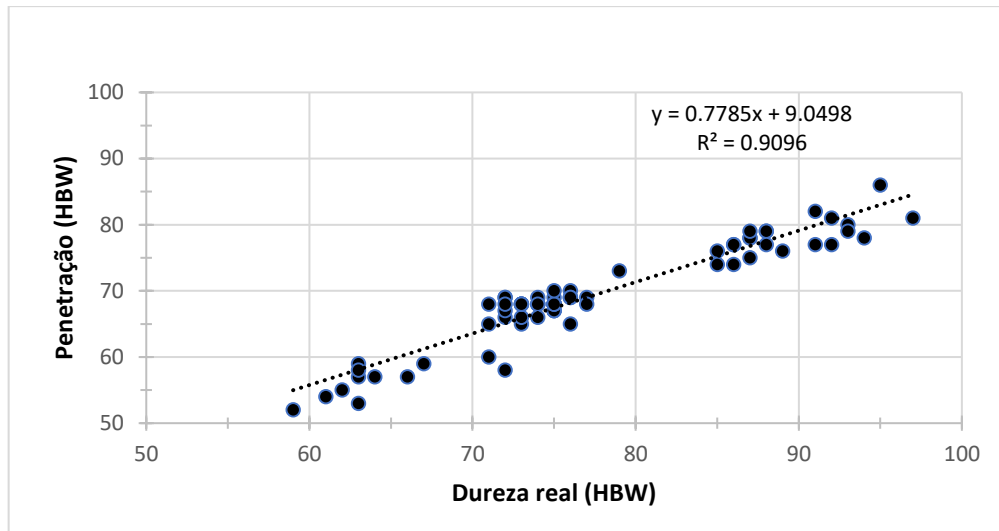


Figura 48 - Regressão linear que permite obter o valor de dureza real a partir do valor da penetração

Ao analisar a secção de medição de durezas na Figura 49 (a) e (b), verifica-se a presença de duas zonas de espessuras diferentes. Como tal, é espectável uma diferença nas durezas obtidas, de acordo com a espessura da zona de medição. Isto induziria uma maior dispersão nos resultados, o que levou à diferenciação das zonas, medindo-se a dureza em ambas. No entanto, a necessidade de se obter três impressões para cada medição é impossibilitada pelo elevado número de medições propostas e pelas dimensões reduzidas da zona fina. Foi então necessário a utilização de ambas as faces da secção cortada. Dado que a espessura da zona espessa não permitia o alcance do penetrador, maquinou-se a parte de trás de uma das peças, (peça 6) numa fresadora CNC, de forma a se poder utilizar o verso da secção de corte para medição da parte fina. Desta forma, foi possível obter as três medições para ambas as zonas. Para as restantes peças, os valores foram obtidos por extrapolação a partir da zona espessa, relacionando-se a dureza das duas zonas por uma regressão linear (Figura 50) obtida a partir dos valores da peça 6. A sequência de tratamento de dados adotada para obtenção dos valores reais da zona fina a partir dos valores da penetração está representada na Figura 51.

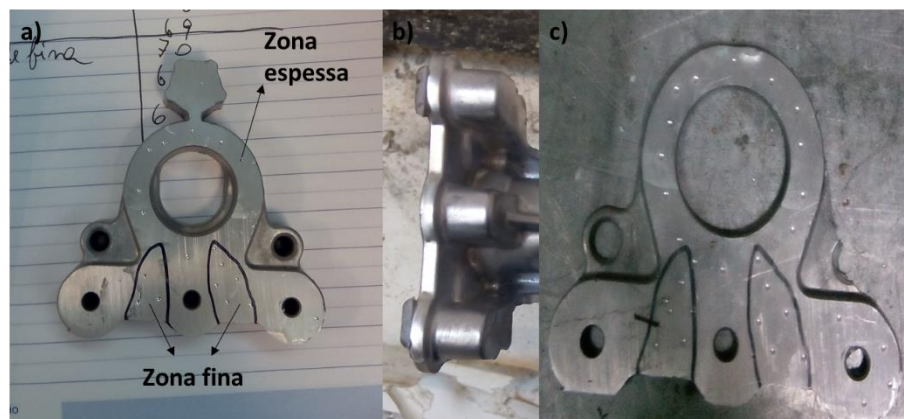


Figura 49 - Zona de medição de durezas da peça 6 antes (a,b) e depois de ser maquinada (c)

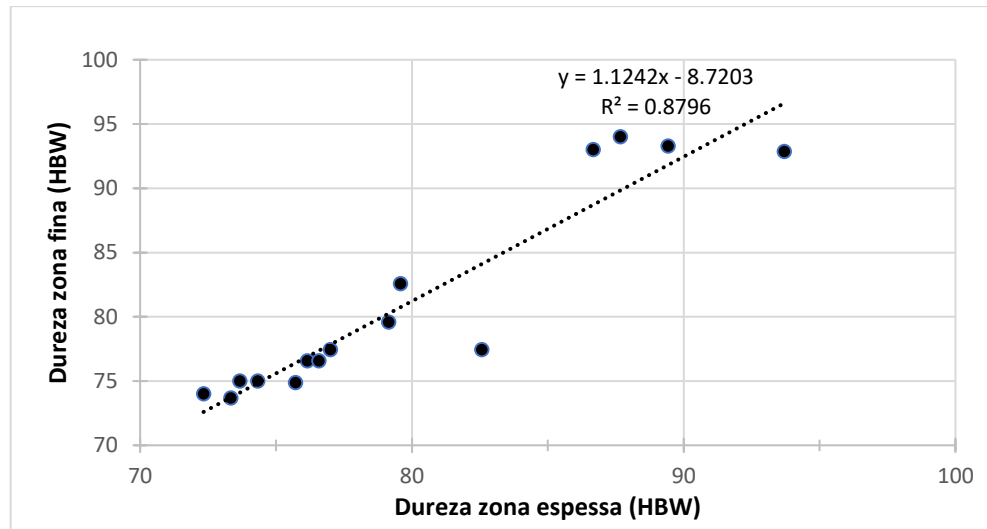


Figura 50 - Regressão linear que permite obter o valor de dureza real da zona fina a partir da zona espessa.

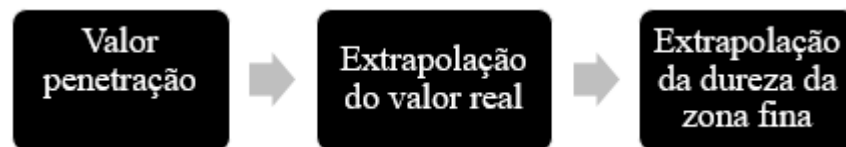


Figura 51 - Sequência de tratamento de dados adotado para obtenção do valor real da zona fina a partir do valor da penetração

### Evolução das durezas

Os valores de dureza registados após os diferentes tempos, para as temperaturas de 160 e 180 °C, podem ser consultados nas Tabelas 27 e 28, respetivamente. As Figuras 52 a 55 apresentam os dados das respetivas tabelas graficamente, de forma a ser mais direta a leitura da evolução das durezas com o tempo e temperatura de envelhecimento.

Tabela 27 - Valores de dureza obtidos ao fim de diferentes tempos para as peças envelhecidas a 160°C

	Envelhecimento a 160 °C					
	Temperatura de homogeneização (°C)					
	495		476		-	
	Peça 5		Peça 6		Peça 9	
Tempo (horas)	Dureza (HBW)		Dureza (HBW)		Dureza (HBW)	
	Zona espessa	Zona fina	Zona espessa	Zona fina	Zona espessa	Zona fina
0	72.3 (1.2)	74.0	73.3 (1.7)	65.3(4.6)	87.7 (3.8)	94.0
1	73.7 (1.5)	75.0	74.3 (1.2)	69.0 (1.7)	86.7 (1.2)	93.0
2	76.6 (0.56)	76.6	76.2 (0.6)	76.6 (1.5)	89.4 (1.2)	93.3
4	82.6 (2.1)	77.4	77.0(1)	77.4 (0.6)	93.7 (4.4)	92.8
6	84.3 (0.6)	86.0	75.7(1)	74.9 (4.0)	90.3 (2.9)	92.8
8	82.1 (1.0)	83.6	79.1(2.6)	79.6 (2)	98.4 (1.5)	101.9
10	82.1 (1)	83.62	79.6(1)	82.6 (1.2)	94.6 (2.1)	97.6



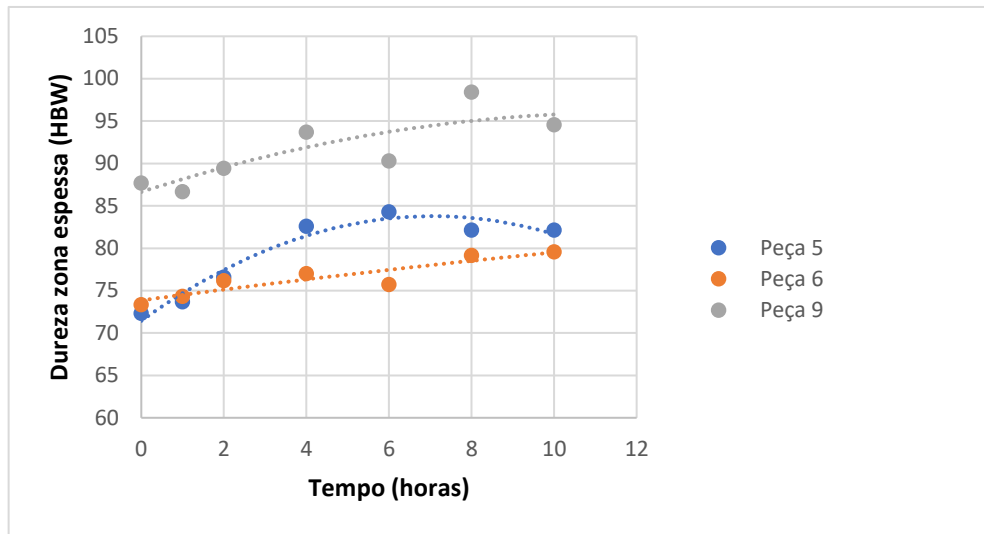


Figura 52 - Evolução da dureza da zona espessa ao longo do tempo para as peças envelhecidas a 160°C

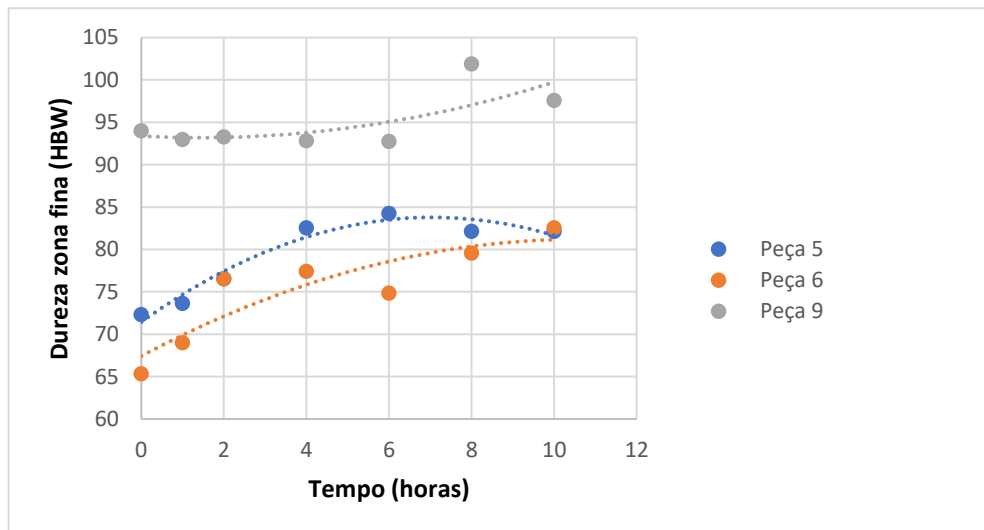


Figura 53 - Evolução da dureza da zona fina ao longo do tempo para as peças envelhecidas a 160°C

Tabela 28 - Valores de dureza obtidos ao fim de diferentes tempos para as peças envelhecidas a 180°C

Envelhecimento a 180 °C								
Temperatura de homogeneização (°C)								
486		475		505		-		
Peça 2		Peça 3		Peça 4		Peça 7		
Dureza(HBW)		Dureza(HBW)		Dureza(HBW)		Dureza(HBW)		
Tempo (horas)	Zona espessa	Zona fina	Zona espessa	Zona fina	Zona espessa	Zona fina	Zona espessa	Zona fina
0	73.7 (1.6)	74.1	74(1.7)	74.5	60.7(1.5)	59.5	86.3 (1.2)	88.3
1	76 (0)	76.7	73(1)	73.3	63(0)	62.1	87.3 (0.6)	89.5
2	78.7(1.2)	79.8	75.3(0.6)	75.9	65.9 (0.6)	65.3	87.7 (1.2)	89.9
4	83.4(0)	85.1	80.0(1.5)	81.2	68.4 (1.2)	68.2	94.6 (0.6)	97.6
6	83.4 (0)	85.1	82.6(1.2)	84.1	68.0(1.7)	67.7	93.7 (1)	96.6
8	88.1 (0.6)	90.4	85.6 (0.6)	87.5	66.1 (2)	65.6	84.3 (4)	86.0
10	86.9	88.9	82.6(1.5)	84.1	65.9 (0.6)	65.3	94.1 (0.6)	97.1

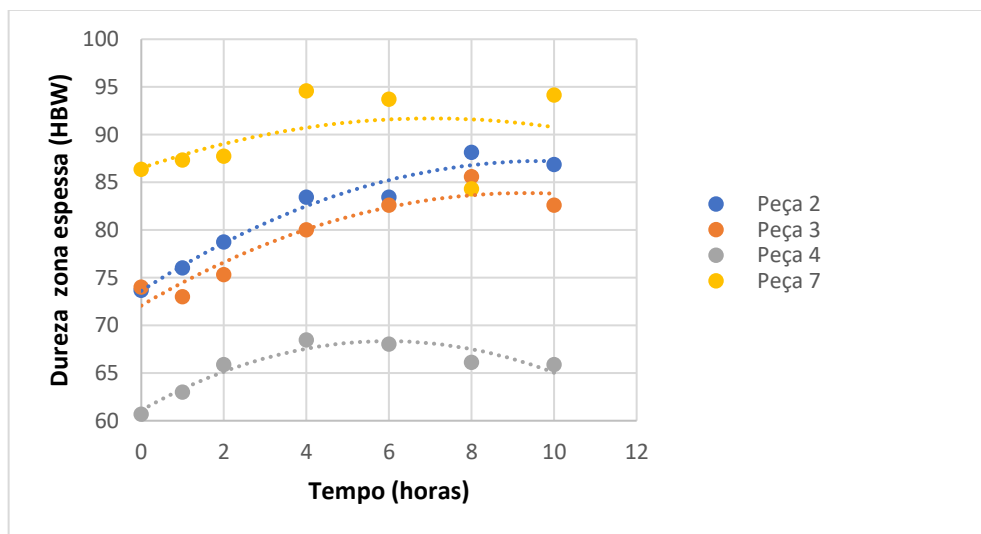


Figura 54 - Evolução da dureza da zona espessa ao longo do tempo para as peças envelhecidas a 180°C



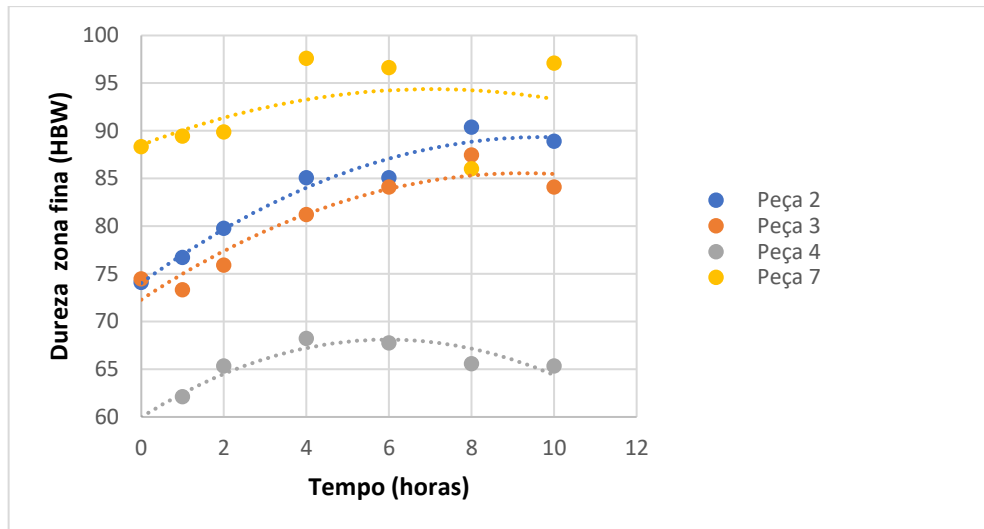


Figura 55 - Evolução da dureza da zona fina ao longo do tempo para as peças envelhecidas a 180°C

Após análise dos resultados verifica-se que, para as peças homogeneizadas, a dureza inicial será tanto mais pequena quanto maior a temperatura de homogeneização aplicada. Confirma-se assim o efeito das homogeneizações parciais através do amaciamento verificado. Com a progressão do envelhecimento, esperar-se-ia que as peças sujeitas a uma maior temperatura de homogeneização atingissem os valores de dureza mais elevados. No entanto, as peças que mais endureceram, foram as peças injetadas e temperadas. Tal comportamento poderá sugerir que o pico do envelhecimento não foi atingido, tal como é referido por Wang et al. [27], descrito na subsecção 2.5.2.3, Figura 9 onde o endurecimento máximo de uma liga com 1% de Cu ocorreu entre 30-40 horas a 175°C.

Através da comparação da dureza da zona espessa e da zona fina é possível inferir, que nas peças injetadas e temperadas, a dureza da zona fina é superior. Tal advém da elevada velocidade de arrefecimento inerente à zona fina, resultando num menor tamanho de grão e por consequência melhores propriedades mecânicas. No entanto, para algumas peças homogeneizadas como as peças 4 e 6, obtém-se uma dureza superior para a zona espessa. Esta diferença pode ser explicada pela influência da microestrutura na velocidade de difusão dos elementos de liga na matriz, em concordância com os estudos realizados por Hailin Yang, et al. [17] e E. Sjölander et al. [16] que defendem que a difusão dos elementos de liga na matriz é mais rápida para microestruturas mais finas, ocorrendo assim um maior amaciamento quando tal se verifica.

Por fim, verifica-se também que os valores finais obtidos não são sensíveis à temperatura de envelhecimento e o acréscimo de dureza obtido não é significativo para nenhum dos casos. Conclui-se então que a liga utilizada apresenta uma baixa resposta ao envelhecimento derivada da baixa concentração de cobre, atingindo o endurecimento máximo ao fim de longos períodos de tempo o que resulta de uma concentração de apenas de 0.03% de Mg.

#### 4.3.3 Provetes de tração

Os provetes foram obtidos a partir de oito peças do lote fornecido. De cada peça foram maquinados três provetes, obtendo-se um total de 24, divididos para duas finalidades. Para caracterizar as propriedades mecânicas no estado fornecido foram ensaiados 12 provetes no estado injetado e temperado, sendo os 12 restantes sujeitos a tratamentos T6 e T5 de forma a identificar a influência dos tratamentos térmicos nas propriedades mecânicas.

#### 4.3.3.1 Provetes injetados e temperados

Nesta primeira fase, foram ensaiados os 12 provetes no estado injetado e temperado com o objetivo de caracterizar as peças no estado fornecido. Os resultados obtidos para a tensão limite de elasticidade ( $\sigma_e$ ), tensão de rutura ( $\sigma_R$ ), extensão após rutura ( $\varepsilon$ ) e dureza de cada provete são apresentados na Tabela 29, tal como a peça de onde foram retirados.

Tabela 29 - Propriedades mecânicas dos provetes no estado fornecido

	$\sigma_e$ (MPa)	$\sigma_R$ (MPa)	$\varepsilon$ (%)	Dureza (HBW)
1A	142	254.	2.1	101
1B	130	275	3.7	97
1C	116	223	1.7	98
4A				94
4B	135	254	2.7	96
4C	128	236	1.7	93
5A	98	100	0.2	89
5B	128	172	0.6	93
5C	133	171	0.6	94
6A	117	201	1.2	89
6B	116	148	0.6	86
6C	120	144	0.4	89
<b>Média</b>	114 (38)	182 (78)	1.3 (1.1)	93 (4)

A análise dos resultados, demonstra que a dispersão é muito elevada para todas as propriedades mecânicas, o que mostra que as peças são obtidas por um processo que apresenta pouca repetibilidade na zona onde foram retirados os provetes (longe dos ataques) e cujas causas são difíceis de identificar já que não se acompanhou o processo de produção das peças na SONAFI.

A propriedade que apresenta maior variabilidade é a tensão de rutura, o que pode ser explicado pelas pequenas dimensões dos provetes, aumentando a sua sensibilidade a defeitos localizados ou variações de secção. Tal resulta em rutura quase imediata como aconteceu com provete 4 A, não permitindo a obtenção das propriedades mecânicas. Para os restantes casos, verificou-se que uma grande parte dos provetes partiu fora do extensómetro numa zona específica perto das cabeças dos provetes. Tal indica a ocorrência de defeitos de fundição nesta zona das peças. Para comprovar a presença de defeitos, fotografaram-se com uma lupa as superfícies de fratura. A Figura 56, mostra algumas das superfícies de fratura observadas, podendo-se consultar as restantes no *Anexo C*. Nestas, é identificável a presença de porosidades, gotas frias e mal ligados, cujas causas e aspeto característico nas peças foi explicado em detalhe na secção 2.6.4.

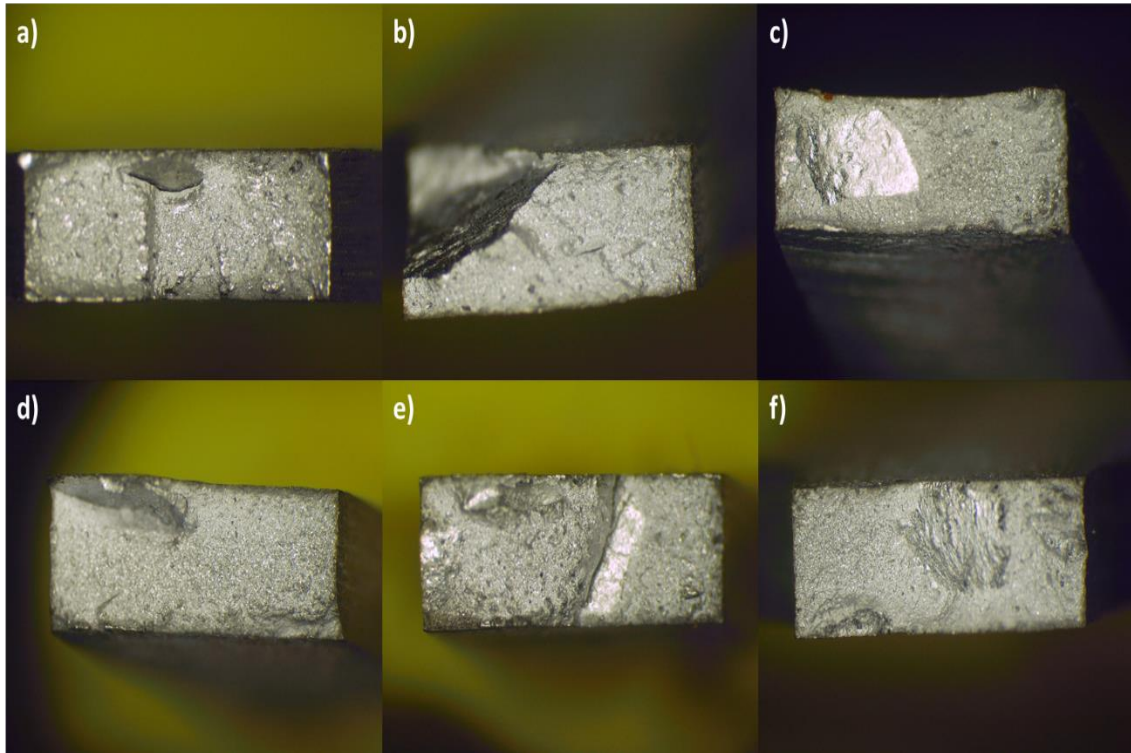


Figura 56 - Superfícies de fraturas dos provetes 4A (a), 5B (b), 5C (c), 6A (d), 6B (e) e 6C (f) apresentando zonas de descontinuidade nomeadamente mal ligados.

O elevado número de defeitos presentes na superfície de rutura provoca um efeito negativo nas propriedades mecânicas, já que os valores médios da tensão limite de elasticidade e da tensão de rutura, não respeitam as especificações da norma *ISO 3522* [3], como se pode ver na Tabela 30. Os defeitos ocorrentes produzem uma queda média de 19% na tensão limite de elasticidade e 25 % na tensão de rutura em relação aos valores normalizados.

Tabela 30 - Propriedades mecânicas da liga AlSi12Cu1(Fe) obtida por fundição injetada no estado fornecido segundo a norma *ISO 3522*[3]

Designação	Propriedades mecânicas			
	$\sigma_e$ (MPa).	$\sigma_{Rm}$ (MPa).	A (%)	Dureza (HBW)
AlSi12Cu1(Fe)	>140	>240	>1	>70

#### **Análise de porosidade na secção metalográfica**

A título de exemplo, a Tabela 31 apresenta algumas das áreas metalográficas analisadas, podendo as restantes ser consultadas no *Anexo D*. A Tabela 32 apresenta os valores de porosidade e maior poro obtidos para cada provete.

Tabela 31 - Área metalográfica analisada dos provetes 5C, 4B e 6B e os respectivos valores de porosidade e tamanho do maior poro.

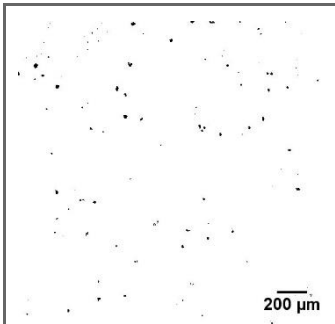
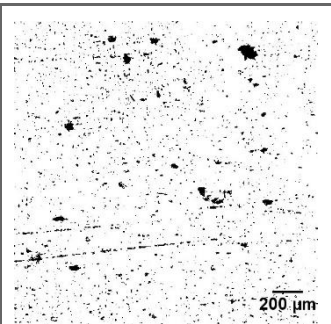
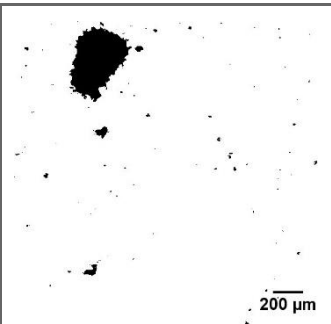
	5 C	4 B	6 B
			
<b>Condição</b>	Injetado e temperado		
<b>Porosidade (%)</b>	0.3	4.2	3.5
<b>Maior poro (mm)</b>	0.03	0.13	0.49

Tabela 32 - Valores da porosidade e tamanho do maior poro para todos os provetes ensaiados

	Provetes											
	1			4			5			6		
	A	B	C	A	B	C	A	B	C	A	B	C
<b>Condição</b>	Injetado e temperado											
<b>Porosidade(%)</b>	1.6	0.2	0.6	0.7	4.2	0.9	1.1	1.0	0.3	0.4	3.5	0.9
<b>Maior Poro (mm)</b>	0.28	0.10	0.19	0.07	0.13	0.16	0.04	0.08	0.03	0.05	0.49	0.14

Os diferentes valores de porosidade observados provam mais uma vez que estamos perante um processo pouco controlada que produz peças de elevada variabilidade e com um elevado número de defeitos. A porosidade varia entre 0.3 e 4.2 % enquanto que os maiores poros encontrados apresentam tamanhos entre 0.04 e 0.49mm

#### 4.3.3.2 Tratamentos térmicos dos provetes

Apesar da falta de homogeneidade das peças decidiu prosseguir-se com os tratamentos térmicos dos provetes, seguidos de ensaio, de forma a tentar compreender a potencialidade de endurecimento da liga e a influência da porosidade nas propriedades mecânicas.

Para cada condição foram selecionados três provetes da mesma peça que foram sujeitos a diferentes tratamentos de acordo com Tabela 33. Para os parâmetros das homogeneizações, os 490°C foram selecionados devido à relevância que lhes é dada na bibliografia consultada [47], enquanto que os 470° C advêm das conclusões retiradas do estudo presente. O tempo de estágio foi também selecionado de acordo com os testes realizados neste trabalho. Quanto ao endurecimento, verificou-se que os testes realizados não produziram resultados conclusivos. Desta forma, os tempos de envelhecimento foram selecionados a partir dos valores típicos utilizados para grande maioria das ligas, às temperaturas referidas.

Tabela 33 - Tratamentos térmicos aplicados aos provetes

Peça	Condição	Homogeneização	Envelhecimento
2	T6	470°C 31min	180°C 8 h
3	T6	490°C 31min	160°C 10h
7	T5	-	180°C 8h
9	T5	-	160°C 10h

As Figuras 57 e 58 representam o aspeto superficial das secções que darão origem aos provetes após os tratamentos de homogeneização. Verifica-se o aparecimento de bolhas em ambos os casos, o que não seria expectável para as secções submetidas a uma temperatura de 470°C. Com isto verifica-se a mais uma vez a existência de variabilidade tanto entre peças como entre as diferentes zonas da peça. O aparecimento destas bolhas superficiais significa que os 470°C considerados como sendo aconselháveis para a homogeneização das peças são ainda demasiado elevados para esta zona da peça, que se encontra mais longe dos ataques e que por isso terá mais porosidades do que qualquer outra zona da peça.



Figura 57 - Aspeto superficial dos provetes obtidos a partir da peça 3 após o tratamento de homogeneização



Figura 58 - Aspeto superficial dos provetes obtidos a partir da peça 2 após o tratamento de homogeneização

As propriedades mecânicas referentes aos provetes tratados termicamente são apresentadas na Tabela 34.

Tabela 34 - Propriedades mecânicas dos provetes tratados termicamente

	$\sigma_e$ (MPa)	$\sigma_R$ (MPa)	$\xi$ (%)	Dureza(HBW)
<b>2A</b>	119	182	1.5	76
<b>2b</b>	116	161	0.8	75
<b>2C</b>	116	136	0.6	77
<b>3A</b>	122	200	2.4	76
<b>3B</b>	123	141	0.5	75
<b>3C</b>				74
<b>7A</b>	159	252	1.5	94
<b>7B</b>	156	216	0.9	94
<b>7C</b>	146	156	0.3	94
<b>9A</b>	149	215	1.0	97
<b>9B</b>	136	151	0.3	96
<b>9C</b>	141	207	0.9	100

Os valores da Tabela 35 correspondem aos valores médios das propriedades mecânicas obtidas para cada tratamento térmico e para o estado fornecido, de forma a comparar e compreender a influência dos tratamentos térmicos nas propriedades mecânicas.

Tabela 35 - Valores médios das propriedades mecânicas obtidas após os tratamentos térmicos

Condição	Homogeneização	Envelhecimento	$\sigma_e$ (MPa)	$\sigma_R$ (MPa)	$\xi$ (%)	Dureza(HBW)
<b>Injetado e temperado</b>	-	-	114(38)	182(78)	1.3(1.1)	93(4)
<b>T6</b>	470 31min	160°C 10h	117(2)	160(23.)	1.0(0.5)	76(1)
<b>T6</b>	490 31min	180°C 8h	82(70)	114(103)	1.0(1.3)	75(1)
<b>T5</b>	-	180 8h	154(7)	208(49)	0.9(0.6)	94(0)
<b>T5</b>	-	160 10h	142(7)	191(35)	0.8(0.4)	97(2)

Para a tensão de ruptura, os tratamentos não apresentam qualquer vantagem já que todos os valores após tratamento ou são inferiores ou apenas marginalmente superiores aos obtidos para a condição injetado e temperado, verificando-se um ganho máximo reduzido de apenas 14% para os provetes envelhecidos a 180°C 8h. Verifica-se novamente uma elevada variabilidade nos resultados obtidos, que pode ser mais uma vez associada à elevada presença de defeitos nos provetes, comprovadas pela quebra prematura do provete 3C ou fora da zona do extensômetro para outros casos .

Quanto à dureza, apesar de também não se obter nenhum benefício, é possível verificar que ocorreu um amaciamento de 20% para as peças homogeneizadas, confirmando-se mais uma vez a eficácia das homogeneizações parciais. No entanto, no fim do envelhecimento, seria esperado que os valores obtidos ultrapassassem os restantes, o que não acontece. Sugere-se



mais uma vez, que o pico do endurecimento não é atingido, enquanto que o endurecimento máximo obtido de 4% confirma a fraca resposta da liga ao envelhecimento derivada da baixa concentração de Cu.

No que diz respeito à extensão após rutura, seria de esperar uma relação de proporcionalidade inversa com a dureza. No entanto, os resultados obtidos não permitem obter qualquer relação, verificando-se que os provetes injetados e temperados apresentam os valores médios mais elevados. Esta diferença poderá estar associada aos defeitos anteriormente referidos e à porosidade interna. Nos resultados, é possível identificar novamente a variabilidade inerente às peças, a partir dos valores inferiores obtidos para condição T5 relativamente à relação T6, já que é sabido que o envelhecimento não produz qualquer efeito na porosidade.

Relativamente à tensão limite de elasticidade, os valores para as peças homogeneizadas estão em concordância com os valores de dureza, ocorrendo uma diminuição relativamente à condição inicial, derivada do amaciamento. No caso dos provetes envelhecidos, verifica-se um aumento de 35% e 25% a 180 e 160°C, respetivamente. Porém os ganhos são muito reduzidos relativamente aos obtidos na literatura para outro tipo de ligas [47].

Posto isto, constata-se que não se justifica a aplicação de tratamentos térmicos para a liga em questão, já que esta apresenta uma fraca resposta ao envelhecimento e uma resposta negativa ao tratamento T6.

#### Análise da porosidade e relação com as propriedades mecânicas

De seguida procedeu-se à análise da secção metalográfica apresentando-se algumas secções metalográficas na Tabela 36 e as restantes no *Anexo D*. A Tabela 37 apresenta os valores de porosidade e tamanho do maior poro para os provetes tratados termicamente.

Tabela 36 - Áreas metalográficas analisadas para os provetes 3B, 2A e 9C

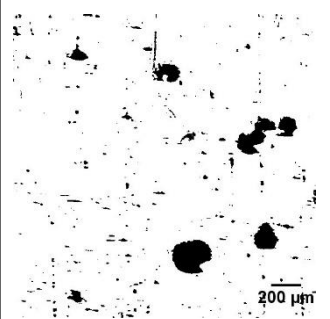
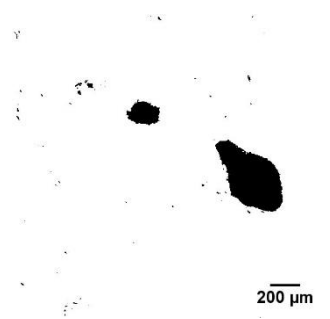
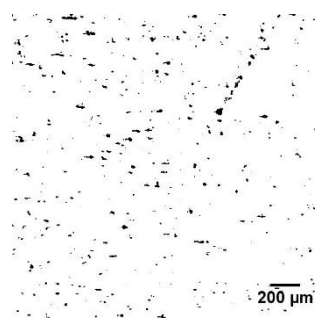
Provetes	3B	2A	9C
			
Condição	T6:490°C, 31 min -180, 8h	T6:470°C, 31 min-180°C,8h	T5: 160 °C-10h
Porosidade (%)	5.1	4.2	1.8
Maior poro (mm)	0.28	0.58	0.11

Tabela 37 - Valores da porosidade e tamanho do maior poro para os provetes tratados

	Provetes											
	2			3			7			9		
	A	B	C	A	B	C	A	B	C	A	B	C
<b>Condição</b>	T6:470°C, 31 min-160°C,10h			T6: 490°C, 31 min-180, 8h			T5:180 °C-8h			T5: 160 °C-10h		
<b>Porosidade (%)</b>	4.2	5.8	2.0	2.3	5.1	1.6	0.9	1.1	1.2	0.6	0.4	1.8
<b>Maior Poro (mm)</b>	0.58	0.55	0.39	0.35	0.28	0.23	0.28	0.22	0.18	0.14	0.04	0.11

Na tentativa de conseguir relacionar os valores da porosidade e tamanho dos poros com as propriedades mecânicas elaboram-se os gráficos representados nas Figuras 59 a 66 considerando-se também os valores obtidos para os provetes no estado fornecido.

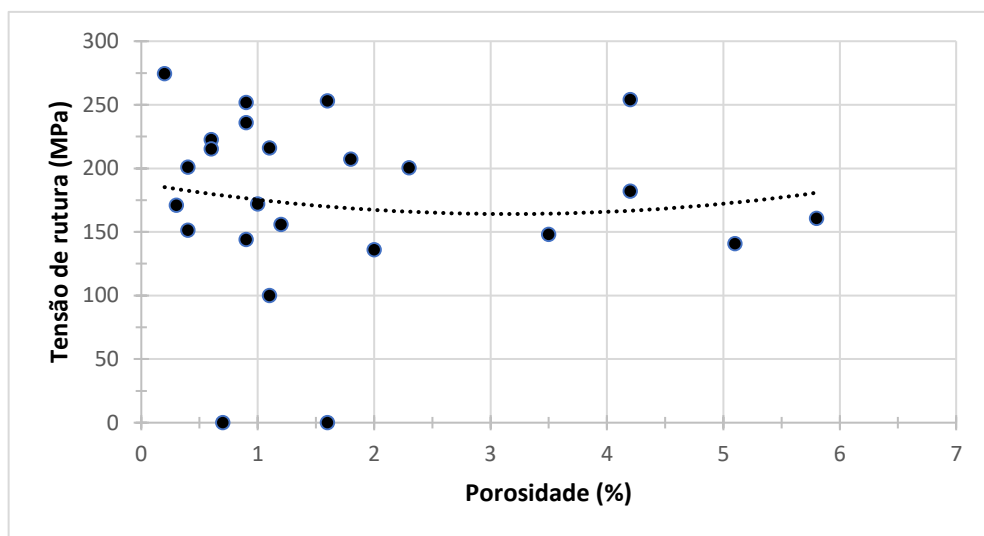


Figura 59 - Relação entre a tensão de rutura e a porosidade

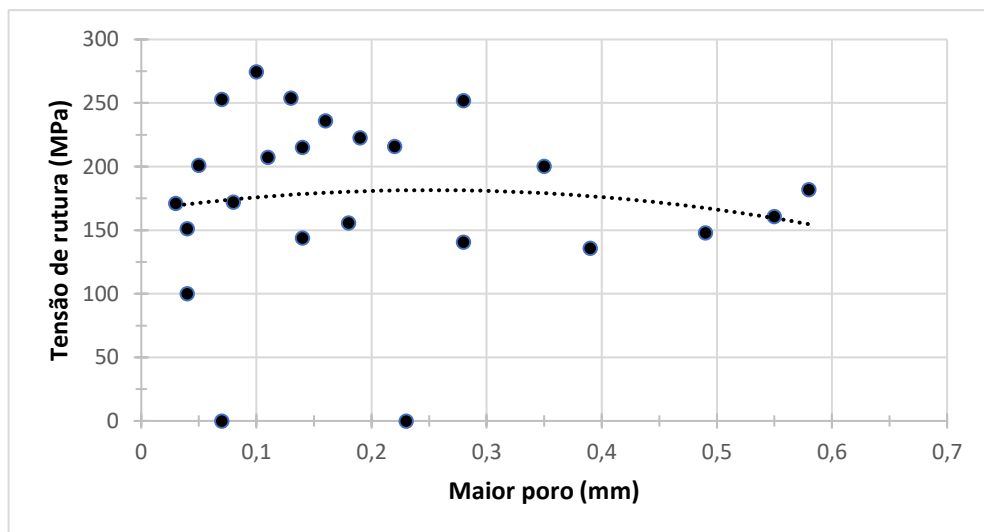


Figura 60 - Relação entre a tensão de rutura e o tamanho do maior poro



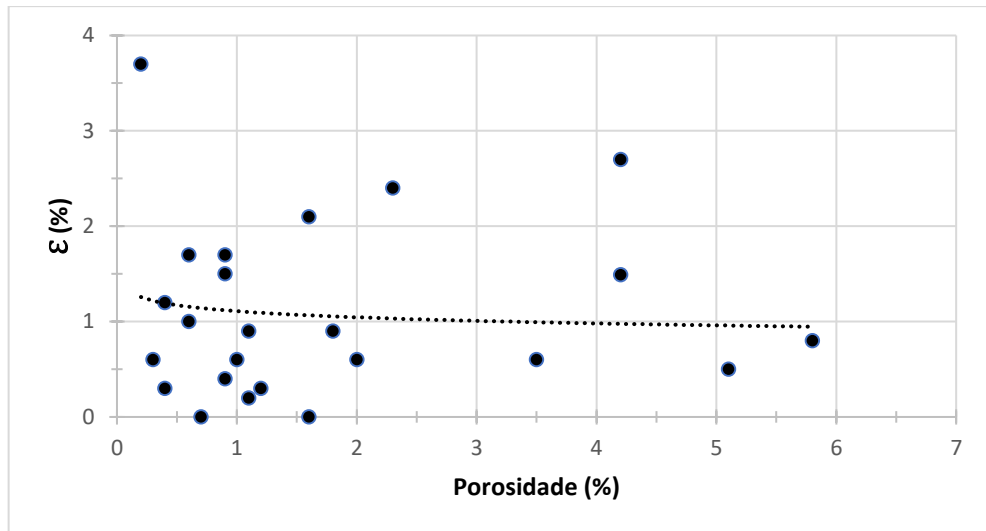


Figura 61 - Relação entre a extensão após rutura e a porosidade

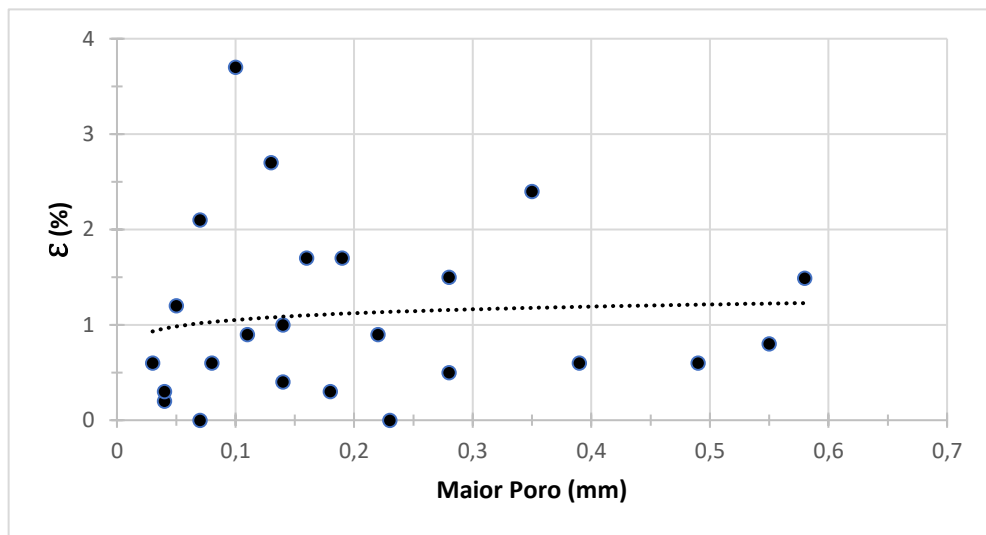


Figura 62 - Relação entre a extensão após rutura e o tamanho do maior poro

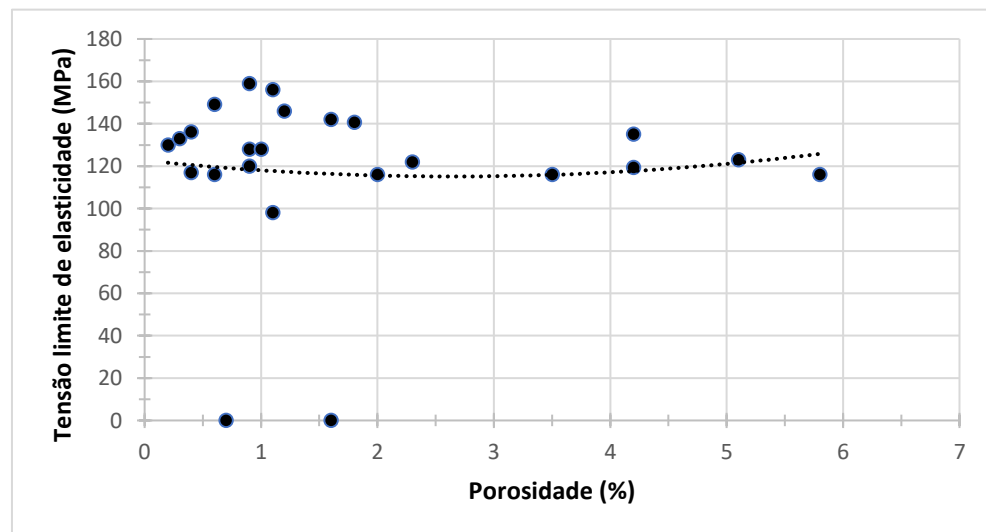


Figura 63 - Relação entre a tensão limite elástico e a porosidade

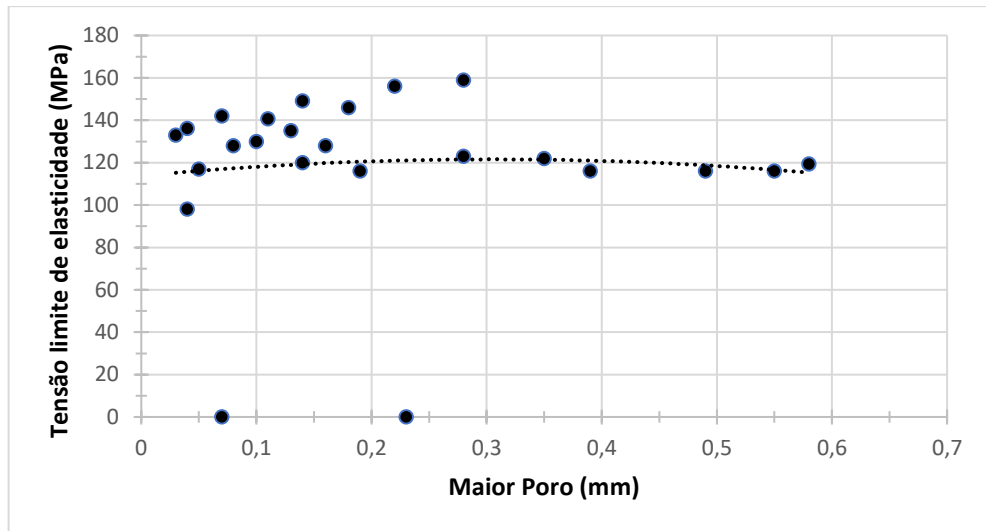


Figura 64 - Relação entre a tensão limite elástica e o tamanho do maior poro

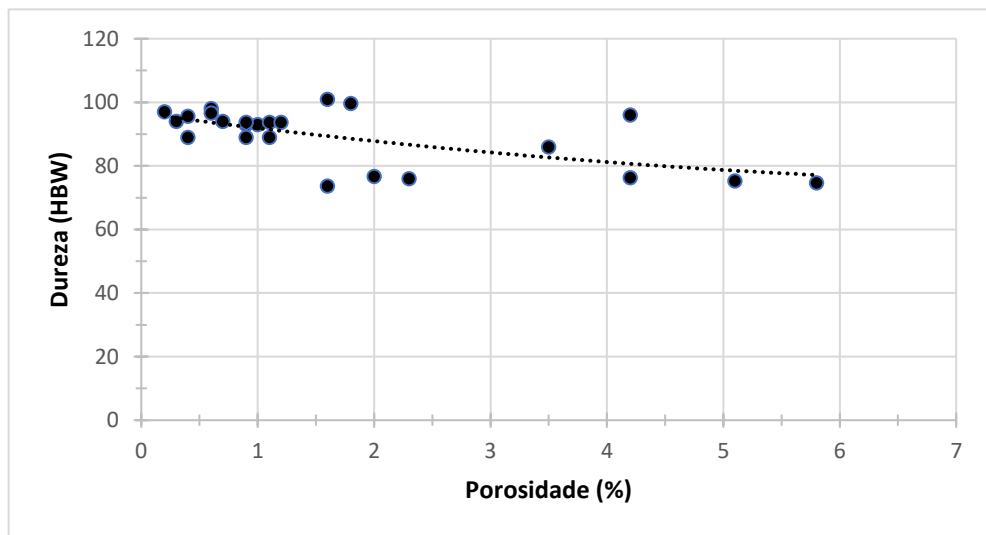


Figura 65 - Relação entre a dureza e a porosidade

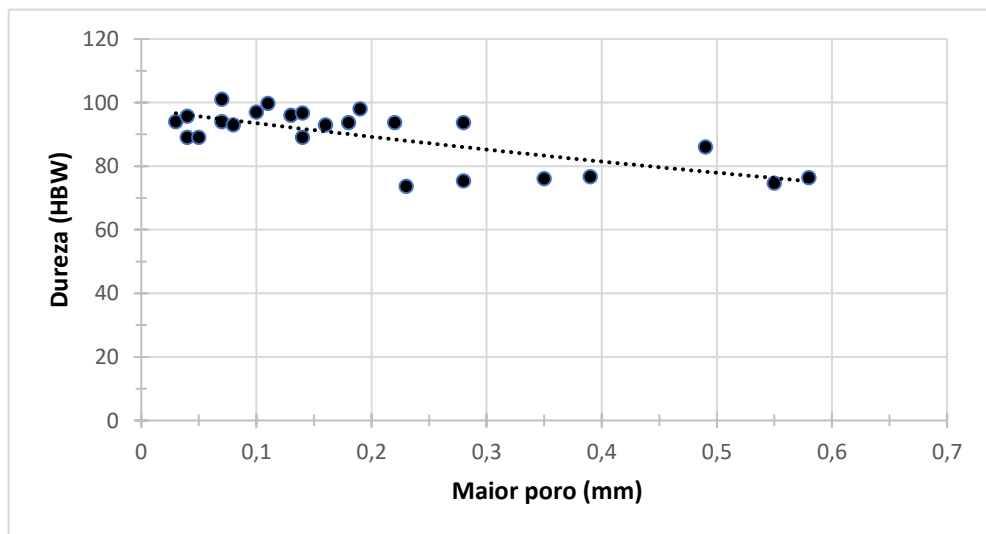


Figura 66 - Relação entre a dureza e o tamanho do maior poro

Os gráficos apenas permitiram relacionar a dureza com a porosidade, verificando-se que o seu valor diminui com o aumento da percentagem de poros. Quanto às restantes propriedades mecânicas, a dispersão é tão elevada que não é possível determinar nenhuma relação.

Os resultados voltam a alertar para a instabilidade do processo de produção, que se repercutem em peças com elevado número de defeitos e que resultam numa liga com propriedades mecânicas que não obedecem às especificações mínimas normalizadas. As falhas no processo, não puderam ser detetadas pois não ocorreu o acompanhamento do processo de injeção das peças. No entanto, a partir dos testes realizados é possível concluir que as peças injetadas na SONAFI não apresentam índices de qualidade suficientemente elevados no processo de produção para que as peças apresentem uma resposta positiva aos tratamentos de homogeneização seguidos de têmpera e envelhecimento, já que existe uma grande quantidade de defeitos como mal ligados e porosidades, mesmo tendo estas peças sido injetadas com a assistência de vácuo.

Com a realização do trabalho também se verificou que as peças injetadas analisadas, por serem fabricada na liga  $AlSi12Cu1(Fe)$ , não são indicadas para tratar termicamente com homogeneização e envelhecimento, verificando-se um endurecimento máximo de 4% e um aumento da tensão limite de elasticidade de 35% na condição T5, obtendo uma resposta negativa à condição T6, com uma diminuição de 20% na dureza. As ligas mais interessantes para este tipo de tratamentos seriam a liga  $AlSi9Cu3$  e  $AlSi10Mg$  onde o cobre, no caso da  $AlSi9Cu3$ , e o magnésio, no caso da  $AlSi10Mg$  poderiam ter um efeito mais interessante no endurecimento, promovendo o aumento das propriedades mecânicas.

No entanto, os testes realizados permitiram concluir que no futuro a temperatura de homogeneização tem que ser inferior a  $470^{\circ}C$  para estas condições de partida (elevada porosidade e presença de mal ligado), já que as porosidades aumentam muito para temperaturas iguais ou superiores, resultando em bolhas à superfície, mesmo que se trate de outras ligas. Isto deve-se ao facto da expansão dos poros com a temperatura ser independente da liga, tornando toda esta informação válida caso se pretendam efetuar tratamentos com as ligas  $AlSi9Cu3$  e  $AlSi10Mg$ , nas mesmas condições.

Provou-se também a eficácia dos tratamentos realizados dado que ocorreu a globulização do silício eutético e amaciamento das peças homogeneizadas, demonstrando o interesse em replicar os tratamentos aplicados nas ligas referidas anteriormente.

## 5 Conclusões e perspectivas de trabalho futuro

### 5.1 Conclusões

Com o presente trabalho obtiveram-se as seguintes conclusões:

- É possível a aplicação de tratamentos térmicos a peças produzidas por fundição injetadas com tempos curtos e temperaturas baixas, abaixo dos 470 °C (provavelmente perto dos 460°C) e 15 minutos para as condições de partida do presente trabalho. Temperaturas superiores promovem a expansão dos poros e formação de bolhas, aumentado de forma exponencial com o aumento da temperatura.
- Os 15 minutos de estágio são suficientes para que ocorra alguma globulização do silício.
- As peças injetadas na SONAFI não apresentam índices de qualidade suficientemente elevados no processo de produção, apresentando elevada variabilidade e número de defeitos, nomeadamente porosidade e mal ligados, que resultam numa liga com uma tensão limite de elasticidade e tensão de rutura, 19 e 25% inferiores aos normalizados, respetivamente.
- A liga AlSi12Cu1(Fe) apresenta uma fraca resposta aos tratamentos térmicos derivada da baixa concentração de Cu e Mg, apresentando uma resposta negativa ao tratamento T6 que resultou num amaciamento de 20% e uma diminuição máxima de 28% na tensão limite de elasticidade. Na condição T5, ocorreu um endurecimento máximo residual de 4% e um aumento da tensão limite de elasticidade de 35 %, que não justificam a aplicação de tratamentos térmicos à liga em questão.
- O envelhecimento após injeção e tempera, poderá promover um aumento significativo das propriedades mecânicas no caso de ligas apresentarem maior percentagem de elementos de liga endurecedores.
- A elevada variabilidade das peças induz uma grande dispersão nos resultados apresentando um grande obstáculo na resposta das peças aos tratamentos térmicos. A presença de mal ligados e porosidades, impedem uma resposta satisfatória, mesmo alterando a liga e sendo estas injetadas com o auxílio de vácuo.
- Os tratamentos aplicados poderão apresentar valores interessantes para o caso de ligas com elevados teores de Mg e Cu com a AlSi9Cu3 e AlSi10Mg injetadas na SONAFI.

## 5.2 Trabalhos futuros

Como trabalhos futuros sugere-se:

- Estudo do processo de injeção utilizado pela SONAFI para a produção de peças, de forma a identificar e corrigir as causas que provocam a produção de peças com elevado número defeitos, na tentativa de se obter peças com propriedades mecânicas normalizadas e com resposta positiva aos tratamentos térmicos.
- Repetir os tratamentos realizados no presente projeto para as ligas AlSi9Cu3 e AlSi10Mg onde o cobre, no caso da AlSi9Cu3, e o magnésio, no caso da AlSi10Mg poderiam ter um efeito mais interessante no endurecimento, promovendo o aumento das propriedades mecânicas.
- Realizar mais tratamentos de homogeneização variando a temperatura e o tempo de estágio.
- Determinar o pico de envelhecimento para diversas temperaturas
- Efetuar o tratamento de dados com mais rigor, do ponto de vista estatístico, de forma a avaliação a dispersão das propriedades mecânicas obtidas.

## Referências

1. Fuoco, M.F.M.R., *Ligas de Alumínio Fundidas*, U.F.d. Paraná, Editor. p. 19.
2. Duarte, I.R., *Estudo da liga AlSi7Mg após fundição e tratamento térmico de solubilização e envelhecimento*, in *Departamento de Engenharia Mecânica*. 2007, Universidade Federal de Santa Catarina: Florianópolis. p. 173.
3. *ISO 3522:2007(E)*, in *Aluminium and aluminium alloys —Castings — Chemical composition and mechanical properties*. 2007: Switzerland.
4. Fonseca, B.P.d., *Endurecimento estrutural de peças em ligas de alumínio injetadas*, in *Departamento de Engenharia Mecânica*. 2012, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto Porto. p. 141.
5. Kaufman, J.G., E.L. Rooy, and A.F. Society, *Aluminum Alloy Castings: Properties, Processes, and Applications*. 2004: ASM International.
6. *Alloys for High Pressure Die Casting*. Tampere University of Technology – Tuula Höök p. 22.
7. Soares, R.M.B., *Estudos de Maquinabilidade da Liga AlSi9Cu3 Recorrendo a Ferramentas PCD com Quebra-Aparas*, in *Departamento de Engenharia Mecânica* 2016, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto Porto. p. 158.
8. Lima, N.A.G., *Tratamento térmico de envelhecimento da liga de fundição AlSi10Mg(Fe)*, in *DEMM*. 2012, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto: Porto p. 56.
9. Fuoco, R. *Importância do tratamento de degaseificação na fundição de peças em ligas de alumínio*. 2016 [cited 2017 24-03-2016]; Available from: <https://pt.linkedin.com/pulse/import%C3%A2ncia-do-tratamento-de-degaseifica%C3%A7%C3%A3o-na-fundi%C3%A7%C3%A3o-fuoco>.
10. Met@lica. *Degaseificação de alumínio*. Artigos técnicos [cited 2017 23 Março]; Available from: <http://wwwo.metlica.com.br/artigos-tecnicos/degaseificac-o-de-aluminio>.
11. Ambriz, R.R. and D. Jaramillo, *Mechanical Behavior of Precipitation Hardened Aluminum Alloys Welds*, in *Light Metal Alloys Applications*. 2014, InTech: Rijeka. p. Ch. 0.
12. Fernandes, R., *Processo de Degaseificação do Alumínio*, in *oTécnico*. 2013.
13. E. Tan, A.R.T., D. Dışpınar, M. Çolak, R. Kayık, *Reproducibility of Reduced Pressure Test Results in Testing of Liquid Aluminum Gas Levels*, in *6th International Advanced Technologies Symposium (IATS'11)*. 2011, Pamukkale University: Elazığ, Turkey.
14. Mohamed, A.M.A. and F.H. Samuel, *A Review on the Heat Treatment of Al-Si-Cu/Mg Casting Alloys*. Heat Treatment - Conventional and Novel Applications. 2012.
15. Center, N.-R. *Thermal Treatments (Heat-Treating)*. [cited 2017 18-05]; Available from: <https://www.ndeed.org/EducationResources/CommunityCollege/Materials/Structure/thermal.htm>.
16. Sjölander, E. and S. Seifeddine, *Optimisation of solution treatment of cast Al-Si-Cu alloys*. Materials & Design, 2010. 31, Supplement 1: p. S44-S49.
17. Yang, H., S. Ji, and Z. Fan, *Effect of heat treatment and Fe content on the microstructure and mechanical properties of die-cast Al-Si-Cu alloys*. Materials & Design, 2015. 85: p. 823-832.

18. Menargues, S., et al., *New short T6 heat treatments for aluminium silicon alloys obtained by semisolid forming*. Materials Science and Engineering: A, 2015. 621: p. 236-242.
19. Niklas, A., et al., *Effect of solution heat treatment on gas porosity and mechanical properties in a die cast step test part manufactured with a new AlSi10MnMg(Fe) secondary alloy*. Materials Science and Engineering: A, 2016. 667: p. 376-382.
20. Maia, A.M.P., *Efeito dos ciclos de solubilização e envelhecimento no comportamento da liga de alumínio 6101*, in *Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais*. 2012, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto: Porto. p. 61.
21. Ishak, M., Amir, A., Ahmad, A., *Effect of Solution Treatment Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of A356 Alloy*. International Review of Mechanical Engineering (IREME), 2014. 8 (1)( ): p. 289-295.
22. international, A., *Standard Practise for Heat Treatment of Aluminum-Alloy Castings from All Precesses, ASTM- 8 917/ 8917M-07*, in *ASTM B0917-B0917M*. 2007, West Conshohocken: United states. p. 11.
23. Kasprzak, W., et al., *Hardness control of Al–Si HPDC casting alloy via microstructure refinement and tempering parameters*. Materials & Design, 2016. 103: p. 365-376.
24. Sjölander, E. and S. Seifeddine, *The heat treatment of Al–Si–Cu–Mg casting alloys*. Journal of Materials Processing Technology, 2010. 210(10): p. 1249-1259.
25. Polmear, I.J., *Light Alloys: From Traditional Alloys to Nanocrystals*. 2006: Elsevier/Butterworth-Heinemann.
26. Möller, H., G. Govender, and W.E. Stumpf, *Natural and artificial aging response of semisolid metal processed Al–Si–Mg alloy A356*. International Journal of Cast Metals Research, 2007. 20(6): p. 340-346.
27. Wang, G., et al., *Influence of Cu content on ageing behavior of AlSiMgCu cast alloys*. Materials & Design, 2007. 28(3): p. 1001-1005.
28. Rometsch, P.A. and G.B. Schaffer, *An age hardening model for Al–7Si–Mg casting alloys*. Materials Science and Engineering: A, 2002. 325(1): p. 424-434.
29. Kang, H.G., Kida, M., Miyahara, H., Ogi, K., *Age-hardening characteristics of Al–Si–Cu-base cast alloys*. AFS Trans, 1999. 27: p. 507–515.
30. Metal, S.L., *A Fundição Injetada de Alumínios - Princípios e Desafios*.
31. Group, A. *High Pressure Die Casting*. [cited 2017 19-05]; Available from: <http://www.alteams.com/alteams-tech-centre/casting-methods/high-pressure-die-casting.html>.
32. Committee, A.I.H., et al., *ASM Handbook: Casting. Volume 15*. 2008.
33. Hu, X.G., et al., *Blistering in semi-solid die casting of aluminium alloys and its avoidance*. Acta Materialia, 2017. 124: p. 446-455.
34. Castro, P.N.P.D.d., *Analisar e Estabilizar o Processo de Fundição Injetada de Alumínio para Minimizar a Rejeição no Produto na STA – Sociedade Transformadora de Alumínios* in *DEMEC*. 2013, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto Porto. p. 48.
35. CUSTOMPART. *Die Casting*. [cited 2017 20-05]; Available from: <http://www.custompartnet.com/wu/die-casting>.

36. TheMetalCasting. *Pressure die casting*. [cited 2017 20-05]; Available from: <http://www.themetalcasting.com/pressure-die-casting.html>.
37. GatonBrass. *Hot chamber die casting machine*. [cited 2017 20-05]; Available from: <http://www.gatonbrass.com/wp-content/uploads/2015/12/Hot-chamber-die-casting-machine.png>.
38. Verran, G.O., *Processos de Fundição Sob Pressão*. UDESC. p. 17.
39. Lexicon, F. *Vacuum-assisted die casting*. [cited 2017 22-05]; Available from: <http://www.giessereilexikon.com/en/foundry-lexicon/Encyclopedia/show/vacuum-assisted-die-casting-3557/?chash=0a9c900ed555f36be1c8579603e8898e>.
40. Baron, G., *Defeitos Causados pelas Juntas Frias nos fundidos Sob Pressão 2015*, Marcelo Davila.
41. Serrano, R., *Defectos en las piezas fundidas*, in *Conformado por moldeo*. Universidad de Málaga.
42. Giesserei, B.-I., *Volume Deficits of Castings Made from Aluminium Magnesium and Zinc Casting Alloys*, in *VDG Specification*. 2010: Düsseldorf. p. 24.
43. Lumley, R.N., et al., *Heat Treatment of High-Pressure Die Castings*. Metallurgical and Materials Transactions A, 2007. 38(10): p. 2564-2574.
44. HotFlo! Advanced Die casting Technologies, W. *Blisters*. Defect Diagnosis [cited 2017 28-05]; Available from: <http://www.hotflo.com/defect-diagnosis/blisters.html>.
45. Pabel, T., et al., *Improved mechanical properties of the high pressure die casting alloy AlSi9Cu3(Fe)(Zn) as a result of the combination of natural and artificial ageing*. International Journal of Materials Research, 2007. 98(6): p. 516-520.
46. Sjölander, E. and S. Seifeddine, *Artificial ageing of Al-Si-Cu-Mg casting alloys*. Materials Science and Engineering: A, 2011. 528(24): p. 7402-7409.
47. R.N. Lumley, R.G.O.D., D.R. Gunasegaram, M. Givord, *Blister Free Heat Treatment of High Pressure Die-Casting Alloys* Materials Science Forum, 2006. 519-521: p. 351-358.
48. *ASM Handbook Volume 15: Casting* 2008: ASM International.
49. Rasband, W., *Image J*. 1997, National Institutes of Health: USA.
50. R.N. Lumley, R.G.O.D., D.R. Gunasegaram, and M. Givord, *NEW HEAT TREATMENT FOR Al HIGH PRESSURE DIE-CASTINGS*, in *HEAT TREATING PROGRESS*. 2006, CSIRO Manufacturing and Infrastructure Technology Victoria, Australia: Victoria, Australia.



## ANEXO A: Microestruturas das peças homogeneizadas e de uma peça no estado fornecido

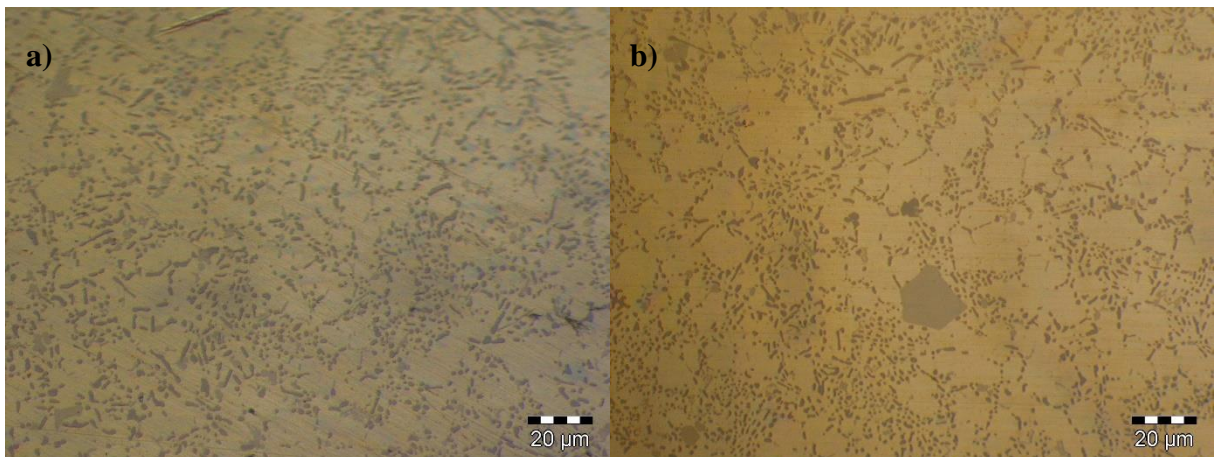


Figura 67 – Microestrutura da peça 4 (a), homogeneizada a 505°C e da peça 5 (b), homogeneizada a 495°C

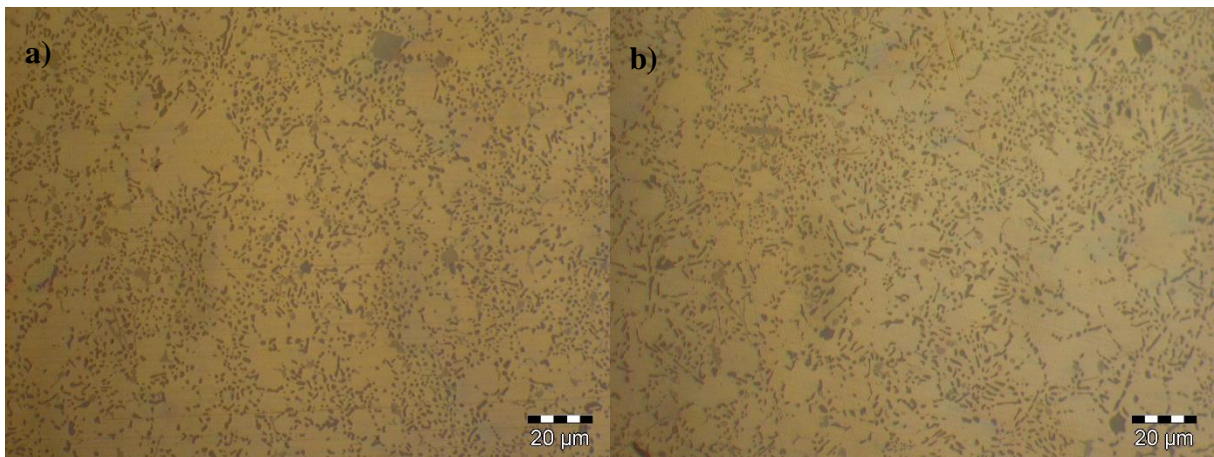


Figura 68 - Microestrutura da peça 2 (a), homogeneizada a 486°C e da peça 6 (b), homogeneizada a 476°C

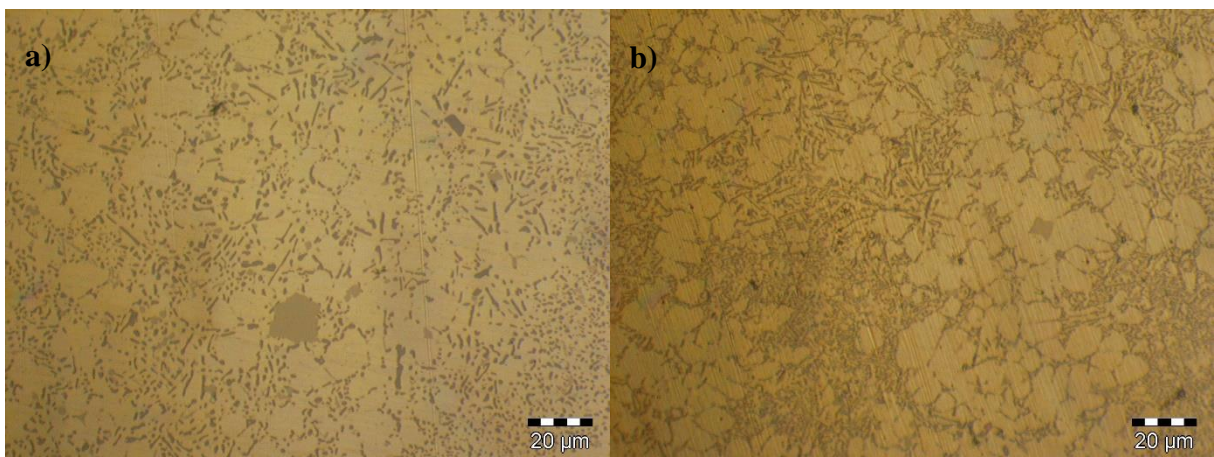


Figura 69 - Microestrutura da peça 3 (a), homogeneizada a 475°C e da peça 7 (b), injetada e temperada

## ANEXO B: Áreas metalográficas e os respectivos valores de porosidade e maior poros analisados nas peça homogeneizadas e numa peça injetada e temperada, para as secções A e B.

### Secção A

Tabela 38 - Áreas metalográficas e os respectivos valores de porosidade e maior poros analisadas nas peças 4, 5 e 2 para a secção A.

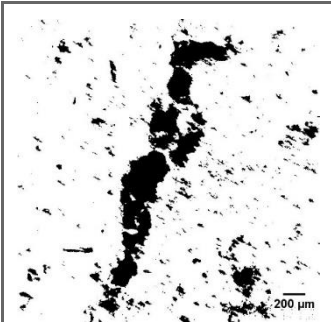
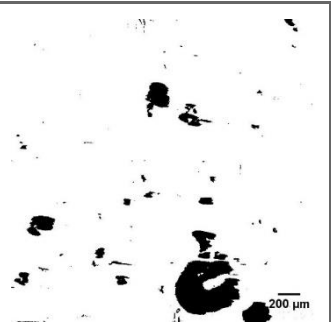
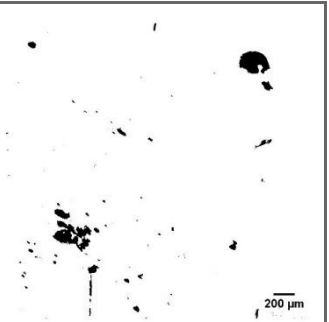
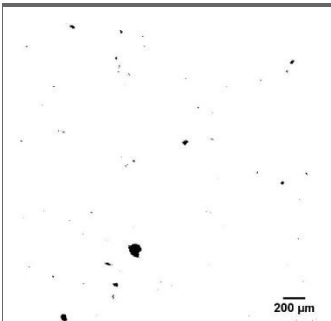
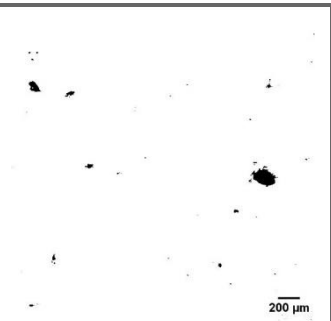
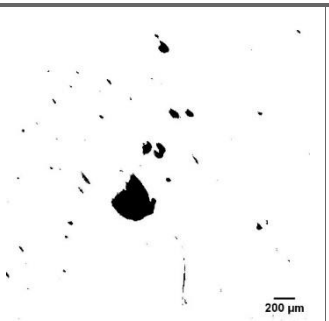
	Peça4	Peça 5	Peça 2
			
<b>T. de Homogeneização (°C)</b>	505	495	486
<b>Porosidade(%)</b>	12.7	5.8	1.8
<b>Maior Poro(mm)</b>	1.29	0.57	0.35

Tabela 39 - Áreas metalográficas e os respectivos valores de porosidade e maior poros analisadas nas peças 6, 3, 7 para a secção A.

	Peça 6	Peça3	Peça 7
			
<b>T. de Homogeneização (°C)</b>	476	475	Injetado e temperado
<b>Porosidade(%)</b>	0.3	0.5	2.0
<b>Maior Poro(mm)</b>	0.13	0.21	0.43

*Secção B*

Tabela 40 - Áreas metalográficas e os respetivos valores de porosidade e maior poros analisadas nas peças 4, 5 e 2 para a secção B.

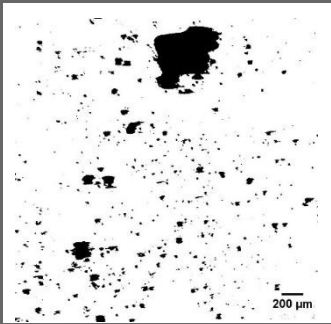
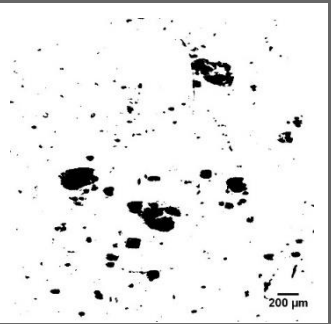
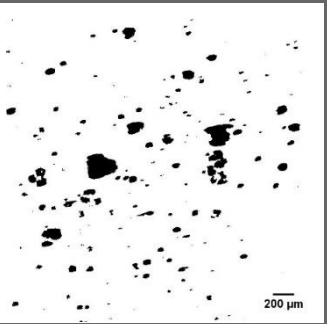
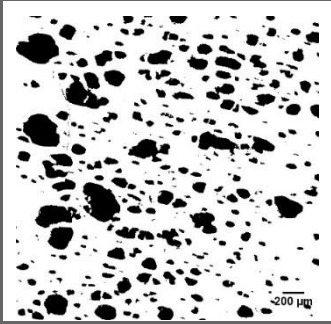
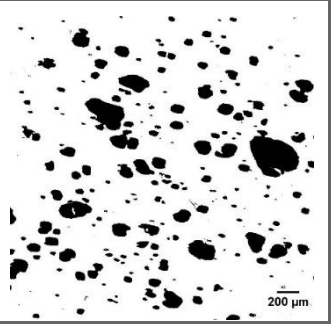
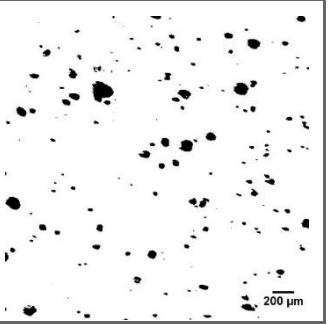
	Peça4	Peça 5	Peça 2
			
<b>T. de Homogeneização (°C)</b>	505	495	486
<b>Porosidade (%)</b>	6.7	5.0	4.5
<b>Maior Poro (mm)</b>	0.76	0.48	0.28

Tabela 41 - Áreas metalográficas e os respetivos valores de porosidade e maior poros analisadas nas peças 6, 3, 7 para a secção B.

	Peça 6	Peça3	Peça 7
			
<b>T. de Homogeneização (°C)</b>	476	475	Injetado e temperado
<b>Porosidade(%)</b>	26.2	13.8	3.5
<b>Maior Poro(Um)</b>	0.45	0.46	0.19



## ANEXO C : Superfícies de fratura dos provetes no estado fornecido

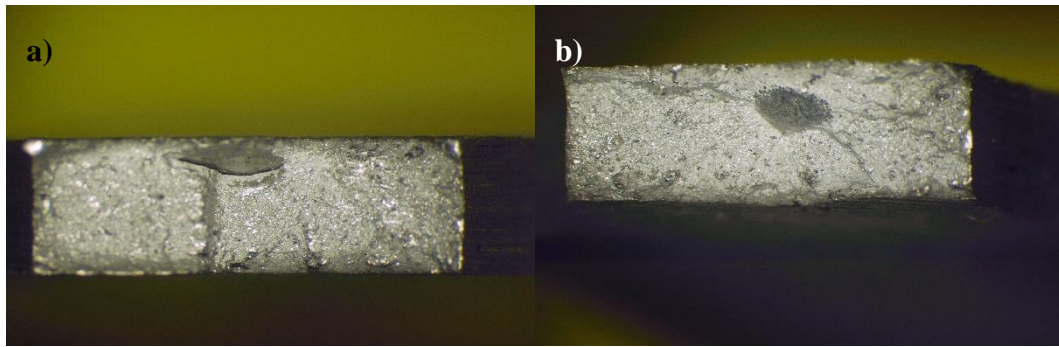


Figura 70- Superfícies de fratura dos provetes 4A (a) e 4B (b)

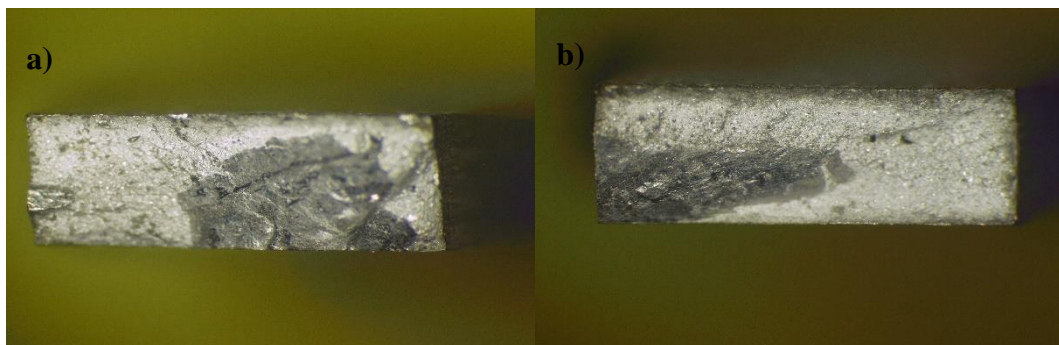


Figura 71- Superfícies de fratura dos provetes 4C (a) e 5A (b)

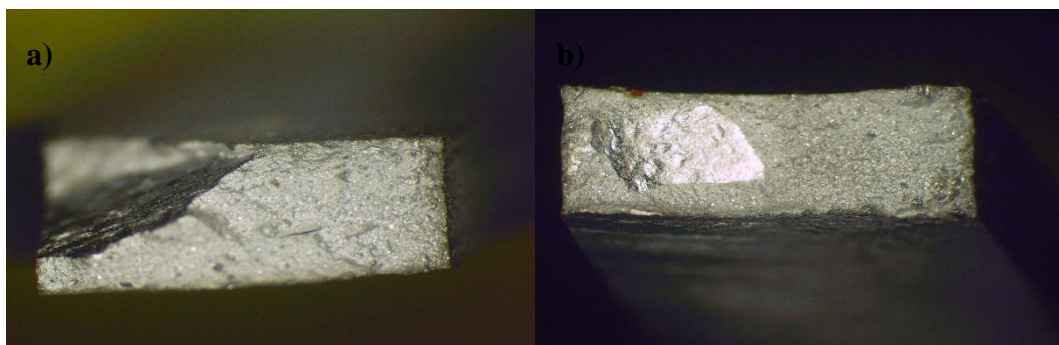


Figura 72- Superfícies de fratura dos provetes 5B (a) e 5C (b)

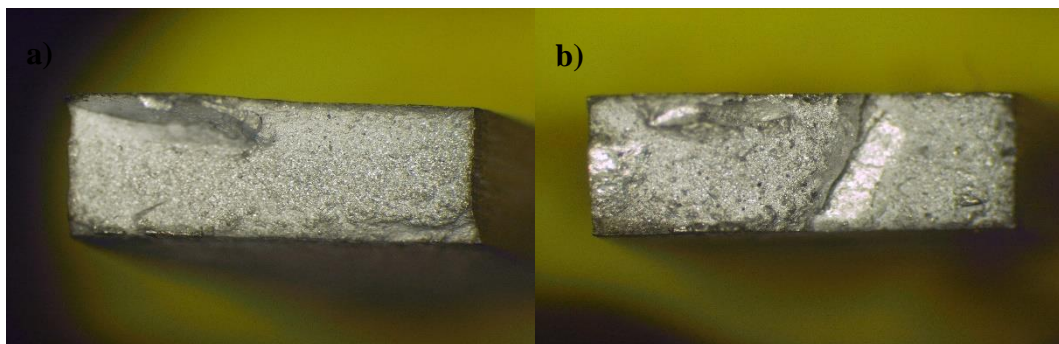


Figura 73 - Superfícies de fratura dos provetes 6A (a) e 6B (b)

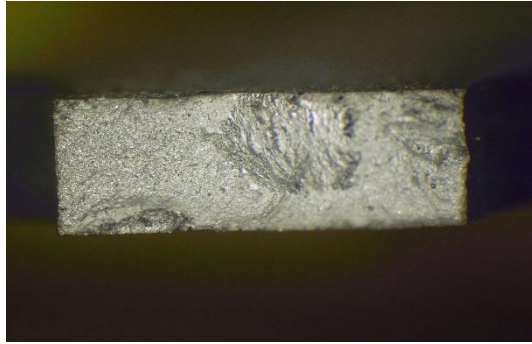
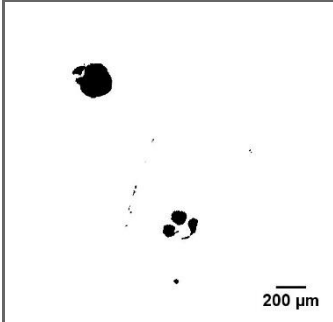
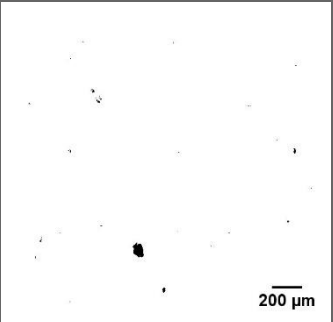
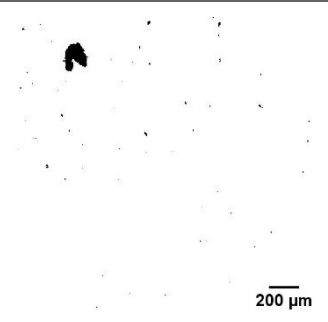


Figura 74- Superfície de fratura do provete 6C

## ANEXO D: Áreas metalográficas analisadas e os respectivos valores de porosidade e maior poro nos provetes no estado fornecido

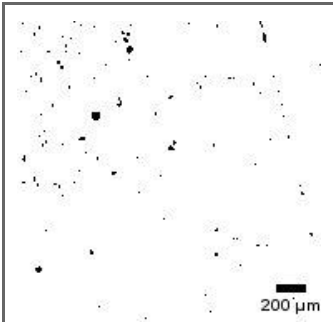
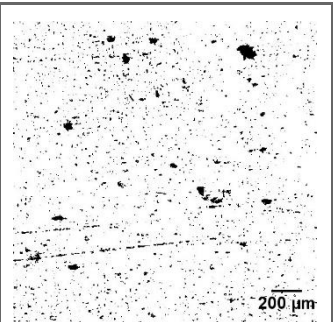
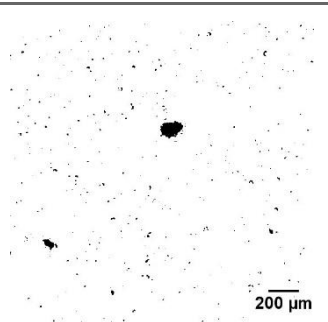
### Provetes 1

Tabela 42 – Área metalográfica analisada nos provetes 1A, 1B e 1C e respectivos valores de porosidade e tamanho do maior poro

	A	B	C
			
<b>Condição</b>	Injetada e temperada		
<b>Porosidade (%)</b>	1.6	0.2	0.6
<b>Maior poro (mm)</b>	0.28	0.10	0.19

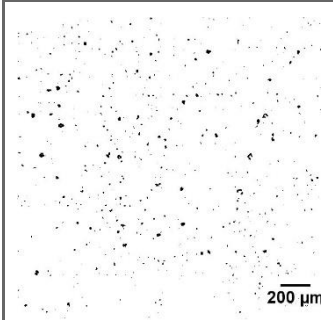
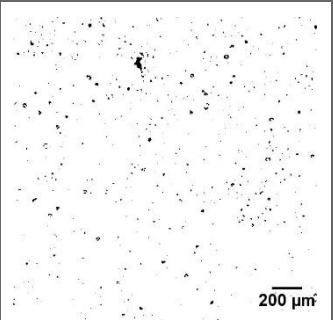
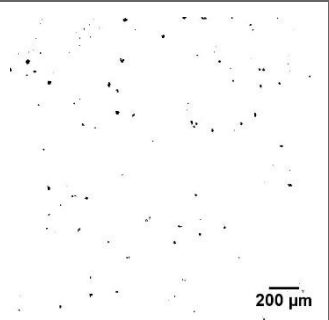
### Provetes 4

Tabela 43 - Área metalográfica analisada nos provetes 4A, 4B e 4C e respectivos valores de porosidade e tamanho do maior poro

	A	B	C
			
<b>Condição</b>	Injetado e temperado		
<b>Porosidade (%)</b>	0.7	4.2	0.9
<b>Maior poro (mm)</b>	0.07	0.13	0.16

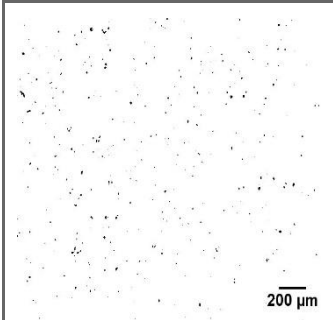
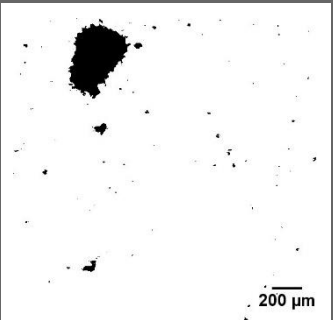
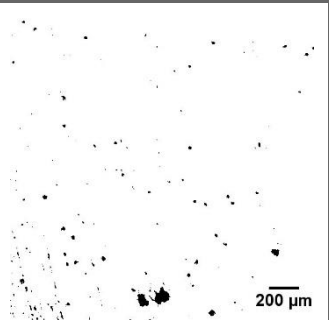
*Provetes 5*

Tabela 44 - Área metalográfica analisada nos provetes 5A, 5B e 5C e respectivos valores de porosidade e tamanho do maior poro

	A	B	C
			
<b>Condição</b>	Injetada e temperada		
<b>Porosidade (%)</b>	1.1	1.0	0.3
<b>Maior poro (mm)</b>	0.04	0.08	0.03

*Provetes 6*

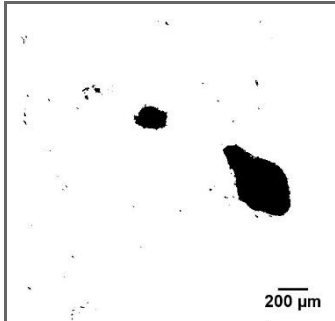
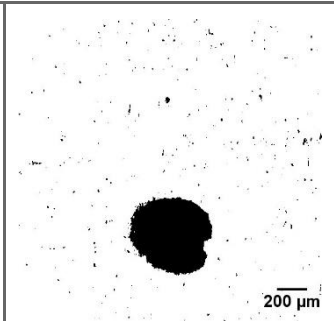
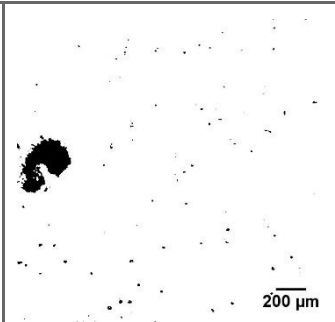
Tabela 45- Área metalográfica analisada nos provetes 6A, 6B e 6C e respectivos valores de porosidade e tamanho do maior poro

	A	B	C
			
<b>Condição</b>	Injetada e temperada		
<b>Porosidade (%)</b>	0.4	3.5	0.9
<b>Maior poro (mm)</b>	0.05	0.49	0.14

## ANEXO E: Áreas metalográficas analisadas e os respectivos valores de porosidade e maior poro nos provetes tratados termicamente

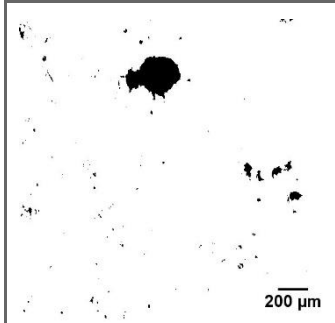
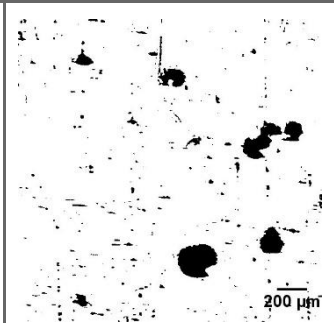
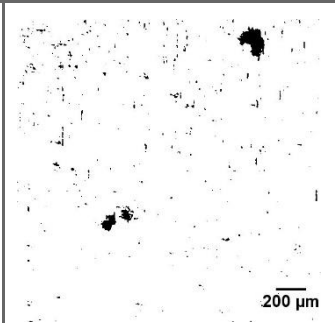
### Provetes 2

Tabela 46 - Área metalográfica analisada nos provetes 2A, 2B e 2C e respectivos valores de porosidade e tamanho do maior poro

	A	B	C
			
<b>Condição</b>	T6:470°C, 31 min-180°C,8h		
<b>Porosidade (%)</b>	4.2	5.8	2.0
<b>Maior poro (mm)</b>	0.58	0.55	0.39

### Provetes 3

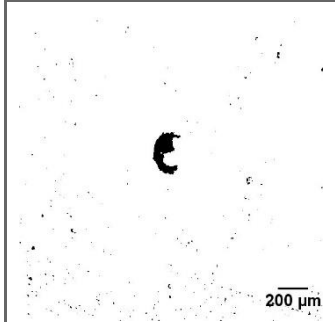
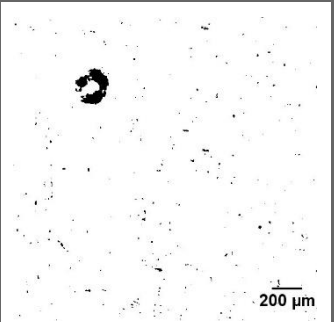
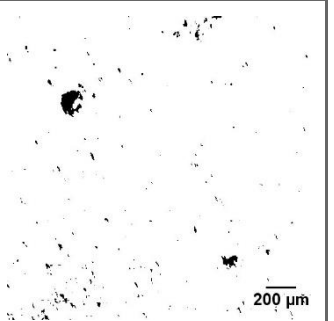
Tabela 47 - Área metalográfica analisada nos provetes 3A, 3B e 3C e respectivos valores de porosidade e tamanho do maior poro

	A	B	C
			
<b>Condição</b>	T6: 490°C, 31 min-180, 8h		
<b>Porosidade (%)</b>	2.1	5.1	1.6
<b>Maior poro (mm)</b>	0.35	0.28	0.23



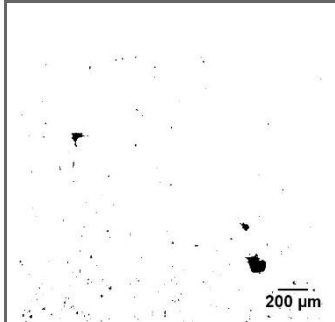
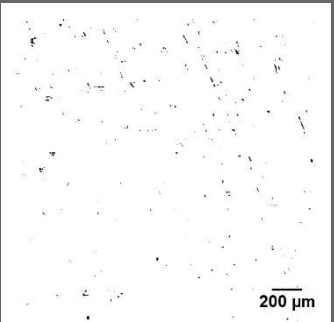
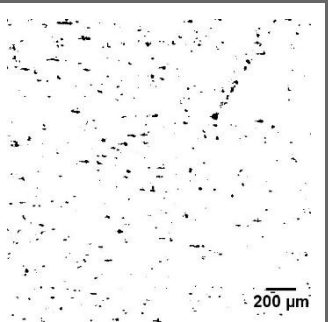
*Provetes 7*

Tabela 48 - Área metalográfica analisada nos provetes 7A, 7B e 7C e respectivos valores de porosidade e tamanho do maior poro

	A	B	C
			
<b>Condição</b>	T5:180 °C, 8h		
<b>Porosidade (%)</b>	0.9	1.1	1.2
<b>Maior poro (mm)</b>	0.28	0.22	0.18

*Provetes 9*

Tabela 49 - Área metalográfica analisada nos provetes 9A, 9B e 9C e respectivos valores de porosidade e tamanho do maior poro

	A	B	C
			
<b>Condição</b>	T5: 160 °C-10h		
<b>Porosidade (%)</b>	0.6	0.4	1.8
<b>Maior poro (mm)</b>	0.14	0.04	0.11