FACULDADE DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE DO PORTO

Desenvolvimento de tratamentos térmicos relâmpago para peças estruturais injetadas com a liga AlSi9Cu3(Fe)

Diogo Guilherme Timóteo Perestrelo



Mestrado Integrado em Engenharia Mecânica

Orientador: Rui Neto

supervisor no INEGI: Rui Silva

20 de Outubro de 2020

© Diogo Perestrelo, 2020

Desenvolvimento de tratamentos térmicos relâmpago para peças estruturais injetadas com a liga AlSi9Cu3(Fe)

Diogo Guilherme Timóteo Perestrelo

Mestrado Integrado em Engenharia Mecânica

20 de Outubro de 2020

Resumo

Esta dissertação consistiu na aplicação de tratamentos térmicos relâmpago a peças de baixa complexidade da liga AlSi9Cu3(Fe) fornecidas pela SONAFI (*battery casing* de mobilidade elétrica), obtidas por fundição injetada convencional, com o intuito de aumentar as suas propriedades mecânicas para que possam ser extrapoladas para peças estruturais da mesma liga (peças de maior complexidade e de difícil análise), com o foco nas quatro principais propriedades mecânicas essenciais de uma peça estrutural: a sua tensão limite de elasticidade (σ_e), tensão de rotura (σ_r), extensão após rotura (A), bem como a sua dureza. Isto é conseguido com um endurecimento estrutural via tratamento térmico T6 (tratamento térmico de solubilização, seguido de envelhecimento artificial), para isso foram estudados os limites da liga para as condições de injeção, para evitar a expansão de gases aprisionados no enchimento que causam o fenómeno de *blistering* que ocorre às elevadas temperaturas do tratamento de homogeneização, pois o seu aparecimento inviabiliza a utilização da peça sendo considerada sucata.

Para tal, foram submetidas a tratamentos térmicos de homogeneização rápidos a temperaturas mais baixas e tempos curtos com posterior envelhecimento artificial (T6). Os parâmetros em estudo para atingir diferentes resultados foram: a temperatura de solubilização (T_s), tempo de estágio à temperatura de solubilização (t_s), temperatura de envelhecimento (T_e) e o tempo de estágio à temperatura de envelhecimento (t_e). Todos os tratamentos térmicos realizados foram monitorizados com sistemas de aquisição de dados com termopares, assim, garantindo fielmente os resultados pretendidos nas diferentes variáveis. Posteriormente, foi feito um levantamento da melhoria ocorrida nas propriedades mecânicas nas 11 peças tratadas termicamente, comparando-as com a de bruto vazamento e com as de um suporte de suspensão usado como referência de propriedades mecânicas numa peça estrutural. Para esta análise, foram retirados 3 provetes de cada peça submetida ao tratamento térmico T6 e da peça no seu estado bruto de vazamento, para realização de ensaios de tração e medição de dureza. Foi ainda realizada uma análise química para poder comparar a composição real da liga com a indicada na norma, podendo assim justificar eventuais diferenças nos resultados esperados em relação à literatura.

Foi verificada, ainda, a ocorrência do fenómeno de *blistering* na superfície das peças, analisando-se com auxílio de microscopia ótica e a quantidade de ar aprisionado no interior das peças, calculando com auxílio do *ImageJ* o desenvolvimento de porosidades longitudinal e transversalmente, comparando com as simulações de enchimento desta peça. Posteriormente foi realizada uma análise da microestrutura para identificação de precipitados esperados de encontrar nesta liga.

Abstract

This dissertation consisted in the application of short heat treatments to low complexity castings of the AlSi9Cu3(Fe) alloy given by SONAFI (battery casings of E-mobility), obtained in a conventional HPDC, with the objective of increasing it's mechanical properties so we can extrapolate to structural parts of the same alloy (structural parts in general are difficult to test because of their complex geometry), with focus on the main 4 mechanical properties that are essencial to a structural component: yield strength (σ_e) , ultimate tensile strength (σ_R), extension after rupture (A) as well as hardness. This is achieved with a structural hardening by heat treatment T6 (solution treatment followed by artificial age hardening), for that reason, information about about the limits of this alloy and it's casting parameters were obtained, to avoid the expansion of the gas traped in the filling that may cause the blistering phenomenon that occurs at the high temperatures of solution treatment, making the casting unviable to use and considered scrap metal.

The castings were submited to fast heat treatments at low temperatures and short periods followed by artificial aging (T6). The modified parameters to achieve different results were: solution temperature (T_s), time at solution temperature (t_s), age hardening temperature (T_e) and the time spent at the ageing temperature (t_e). All the heat treatments done were monitorized with a data aquisition system with thermocouple, assuring faithfully the target results in the different variables. Posteriorly there was an improvement survey of the different mechanical properties in the 11 different heat treated castings, comparing to the as cast and with a shock tower, used as a reference of mechanical properties in a structural component. For this analysis, 3 specimens were removed from the castings for each thermal treatment and as cast state. Also, a chemical analysis was made so we could compare the results with the norm, thus being able to justify possible differences in the expected results in relation to the literature.

The occurrence of the phenomenon of blistering on the surface of the castings was also verified, with the help of optical microscopy and the quantification of traped air, calculating with the help of ImageJ the development of the porosity along the casting, longitudinally and transversely, comparing with the results of the simulations of filling of the cast and also a microstructure analysis to identify precipitates expected to be obtained for this alloy.

Agradecimentos

Em primeiro lugar gostaria de agradecer ao Professor Rui Neto, orientador na FEUP, pela disponibilização deste tema de dissertação que me cativou pela sua incidência em fundiçao injetada.

Ao engenheiro Rui Silva, supervisor no INEGI, pela sua constante mentorização, preocupação e acompanhamento de perto durante todo o projeto.

Ao engenheiro Rui Soares, agradeço a sua disponibilidade e preocupação dadas as circunstâncias da pandemia COVID-19.

Aos técnicos do INEGI, José e Armanda, por todo o tempo despendido em prol do projeto.

À minha mãe, que lhe estou eternamente grato por tudo o que sacrificou para que eu pudesse estar onde estou hoje, sem ela nada disto seria possível.

Ao INEGI, por me ter recebido e proporcionado os recursos necessário para a realização desta dissertação e todos os integrantes do projeto *SMARTINJECT* pela ajuda facultada.

À SONAFI pelo fornecimento das peças para o estudo.

Por último, gostaria de dar uma palavra de apreço ao projeto SMARTINJECT: desenvolvimento de peças de elevado desempenho injetadas em ligas de alumínio, com a referência POCI-01-0247-FEDER-039920, projeto em co-promoção com a empresa SONAFI e co-financiado pelo Programa Operacional Competitividade e Internacionalização (COMPETE 2020), através do Fundo Europeu de Desenvolvimento Regional (FEDER).

Cofinanciado por:



Diogo Perestrelo

"They'll tell you failure is not an option. That is ridiculous, failure is always an option. Failure is the most readily available option at all times. But it's a choice. You can choose to fail or you can choose to succeed."

Chael Sonnen

Conteúdo

1 Introdução **1**
1.1 Enquadramento do Projeto . . . 1
1.2 Apresentação da Empresa de acolhimento . . . 2
1.3 Objetivos do projeto . . . 2
1.4 Estrutura da Dissertação . . . 2

2 Revisão Bibliográfica **5**
2.1 Componentes estruturais injetados em ligas Al, especificações e requisitos . . . 5
2.2 Ligas de fundição injetada para componentes estruturais e suas propriedades . . . 7
2.2.1 Alumínio . . . 7
2.2.2 Ligas Al-Si . . . 8
2.2.2.1 Sistemas Al-Si-Cu . . . 9
2.2.3 O Fe em ligas Al-Si . . . 12
2.2.4 Ligas de 2ª fusão (Convencionais) . . . 14
2.2.4.1 Exemplos de ligas secundárias usadas na indústria . . . 15
2.2.4.2 Liga AlSi9Cu3(Fe) [liga em estudo] . . . 16
2.2.5 Ligas de 1ª fusão (nova geração) . . . 19
2.2.5.1 Exemplos de ligas primárias usadas em aplicações estruturais: . . . 20
2.2.6 Tratamentos Térmicos em ligas HPDC . . . 23
2.2.6.1 Tratamento de solubilização . . . 25
2.2.6.2 Têmpera . . . 27
2.2.6.3 Envelhecimento . . . 28
2.2.6.3.1 Envelhecimento natural . . . 28
2.2.6.3.2 Envelhecimento artificial . . . 29
2.2.6.3.3 Envelhecimento em ligas Al-Si-Cu . . . 29
2.2.6.3.4 Envelhecimento em ligas Al-Si-Mg . . . 30
2.2.6.4 TT relâmapago . . . 32
2.3 Processo de Fundição injetada para ligas de Al para componentes estruturais . . . 34
2.3.1 HPDC convencional . . . 34
2.3.2 Parâmetros influenciadores na fundição injetada . . . 36
2.3.2.1 Efeito da velocidade de injeção na 2ª fase . . . 37
2.3.2.1.1 Na porosidade . . . 38
2.3.2.1.2 Propriedades tensão-deformação . . . 41
2.3.2.2 Influência da Pressão de compactação na 3ª fase . . . 41
2.3.2.3 Seleção de canais de distribuição e ataques . . . 42
2.3.3 Defeitos do processo de injeção convencional . . . 43
2.3.3.1 Rechupes e microrechupes . . . 44
2.3.3.2 Porosidades gasosas . . . 45

2.3.3.2.1 *blistering* . . . 46
2.3.3.2.2 Desgaseificação por rotor . . . 48
2.4 Variantes do processo de fundição injetada . . . 49
2.4.1 Injeção no estado semi-sólido (SSM) . . . 49
2.4.1.1 *Thixocasting* . . . 50
2.4.1.2 *Rheocasting* . . . 51
2.4.1.3 Fundição injetada assistida por Vácuo . . . 51
2.5 Projeto de Vácuo para a peça da SONAFI . . . 57

3 Procedimento experimental **59**
3.1 Testes realizados a peças estruturais . . . 59
3.2 Caraterização da peça em estudo . . . 60
3.3 Procedimento utilizado . . . 62
3.3.1 Provetes para ensaios . . . 62
3.3.2 Equipamento utilizado . . . 63
3.3.2.1 Suporte e instrumentação . . . 63
3.3.2.2 Forno de homogeneização . . . 64
3.3.2.3 Forno de envelhecimento . . . 65
3.3.2.4 Equipamento de aquisição de dados . . . 65
3.3.2.5 Equipamento para Ensaios de tração . . . 66
3.3.2.6 Registo ótico de deformações-DIC . . . 67
3.3.2.7 Equipamento metalográfico . . . 68
3.3.2.8 Medição de durezas . . . 69
3.3.3 Tratamento térmicos T6 realizados . . . 70
3.3.3.1 Matriz de ensaios . . . 71
3.3.4 Tratamentos Térmicos–Testes primários [E2;E3] . . . 71
3.3.4.1 [E2] 480 ºC (15 min) seguido de 170 ºC (150 min) . . . 72
3.3.4.2 [E3] 490 ºC (15 min) seguido de 180 ºC (150 min) . . . 74
3.3.5 Tratamentos Térmicos-Segunda vaga de ensaios [E4:E12] . . . 74
3.3.5.1 Temperatura de homogeneização de 490 ºC (E4, E5, E6) . . . 78
3.3.5.2 Temperatura de homogeneização de 470 ºC (E7, E8, E9) . . . 79
3.3.5.3 Temperatura de homogeneização de 450 ºC (E10, E11, E12) . . . 80

4 Análise e discussão de resultados obtidos **83**
4.1 Análise química . . . 83
4.2 Resultado dos ensaios de tração . . . 84
4.2.1 Ensaios de tração da peça bruta de vazamento [E1] . . . 84
4.2.2 primeiros tratamentos térmicos . . . 85
4.2.2.1 Homogeneização a 480 ºC (15 min) seguido de endurecimento estrutural a 170 ºC (2.5 h) [E2] . . . 85
4.2.2.2 Homogeneização a 490 ºC (15 min) seguido de endurecimento estrutural a 180 ºC (2.5 h) [E3] . . . 87
4.2.3 Segundo grupo de tratamentos térmicos . . . 89
4.2.3.1 Solubilização a 490 ºC **[E4]**, **[E5]** e **[E6]** . . . 89
4.2.3.2 Solubilização a 470 ºC **[E7]**, **[E8]** e **[E9]** . . . 92
4.2.3.3 Solubilização a 450 ºC, E10, E11 e E12 . . . 96
4.2.4 Ensaios de Dureza . . . 99
4.2.5 Análise da microestrutura . . . 100
4.2.5.1 Análise da fratura . . . 100

4.2.5.2 Identificação de precipitados 101
4.2.5.3 Análise de porosidades 105
4.2.6 Análise das simulações 108

5 Conclusões e Trabalhos Futuros **111**
5.1 Conclusões 111
5.2 Trabalhos Futuros 112

A Norma provetes **119**

B Análise espectrométrica **121**

Lista de Figuras

2.1 distribuição de peças estruturais em alumínio fabricadas por fundição injetada no Audi A8, o primeiro carro a incorporar este método [4]. 6
2.2 relação da energia despendida nos processos de 1ª e 2ª fusão [5]. 7
2.3 Ciclo do processo de obtenção de ligas de alumínio de 1ª e 2ª fusão [5]. 7
2.4 microestrutura típica de uma liga Al-Si [10]. 9
2.5 SEM-Microestrutura da morfologia *chinese script* [13]. 10
2.6 microestrutura de um precipitado Al_2Cu [10]. 11
2.7 microestruturas dos principais precipitados não modificados de Cu [12]. 11
2.8 microestrutura de a) plaquetas de β-Al$_5$5FeSi, e b) "script like"$\alpha - Al_{15}$(Fe,Mn)$_3$Si$_2$ ou $\alpha - Al_8$Fe$_2$Si [14]. 13
2.9 Microrechupes de uma liga Al-Si-Cu com a variação dos níveis de Fe, neste caso o teor crítico é de 0.4 % [14]. 13
2.10 Diagrama de fases ternário Al-Si-Fe, mostrando os caminhos da solidificação do Al para todas as linhas com teor Fe crítico e para três ligas com 0.8 % Fe [14]. . . 14
2.11 comparação experimental da nova liga secundária AlSi10MnMg(Fe) face à liga primária AlSi10MnMg em vários ensaios (A, B e C) [15]. 16
2.12 Sistema Al-Si-Cu calculado para 4 % Cu comparado com dados experimentais (círculos azuis) [18]. 17
2.13 Análise de precipitados na liga AlSi9Cu3(Fe) [16] 18
(a) análise de precipitados no microscópio eletrónico. 18
(b) análise de precipitados em SEM 18
2.14 Típica micrografia de uma amostra AlSi9Cu3 a) na superfície e b) no centro [20]. 18
2.15 Comparação da condutividade térmica da liga AlSi9Cu3(Fe) para diferentes temperaturas (23-150 ºC), para diferentes condições metalúrgicas [21]. 19
2.16 exemplo de uma peça estrutural do chassis de um automóvel feita em AlMg5Si2Mn. 21
2.17 exemplo de uma peça estrutural, suporte de suspensão feito em AlSi9MnMoZr [23]. 22
2.18 exemplo de uma peça estrutural feita em AlMg6Si2MnZr [23]. 22
2.19 Processo T6 [25]. 24
2.20 diferentes alterações a nível microscópio à morfologia do Si eutético, nomeadamente a esferoidização do mesmo [12]. 24
2.21 a) estrutura eutética não modificada b) estrutura eutética modificada (esferoidização) [26]. 25
2.22 Processo de dissolução de Al_2Cu, à esquerda a dissolução de blocos Al_2Cu,e à direita a dissolução de Al_2Cu eutético [26]. 26
2.23 a)Al_2Cu eutético e b)Al_2Cu em blocos [11]. 26
2.24 secondary dendrite arm spacing [11]. 26
2.25 Comportamento de diversas ligas para diversas velocidades de têmpera para a) Tensão limite de elasticidade b) extensão até rotura [26]. 27

2.26 resposta em dureza de diversas ligas ao envelhecimento natural para a) diferentes quantidades de Mg b) a mesma liga com e sem Mg com o tempo de envelhecimento [26]. . . . 29
2.27 solução sólida sobre-saturada (matriz α) [29]. . . . 30
2.28 zonas GP1. . . . 30
2.29 Zonas GP2 (θ") [29]. . . . 30
2.30 Evolução dos precipitados na matriz α [30]. . . . 31
2.31 Deslocações que atravessam os precipitados, a) corte, b) bypass .C) relação entre raio e resistência mecânica da partícula para resistir a mecanismos de corte ou de bypass [26]. . . . 31
2.32 sequência de precipitação mais complexa, estudada para ligas Al-Si-Mg[11]. . . . 32
2.33 típica curva de envelhecimento [30]. . . . 32
2.34 ilustração esquemática do sistema hidráulico de injeção [33]. . . . 34
2.35 sequência do ciclo de fundição injetada [1]. . . . 35
2.36 fases da injeção no processo de fundição injetada demonstrando a evolução da velocidade do pistão e pressões atingidas nas diferentes fases [10]. . . . 36
2.37 Esquema do fenómeno de brasagem [35]. . . . 37
2.38 diagrama da velocidade no ataque e o impacto na porosidade [33]. . . . 38
2.39 esquema do interior de uma camisa de injeção para diferentes velocidades [36]. . . . 39
2.40 esquema da injeção atomizada [36]. . . . 40
2.41 diagrama da quantidade de caudal no ataque em função do tempo [38]. . . . 40
2.42 diagrama da velocidade no ataque e o impacto na tensão limite de elasticidade e na extensão após rotura em ligas Al-Si-Cu[33]. . . . 41
2.43 efeito da pressão na peça. . . . 42
2.44 efeito de diferentes pressões de compactação na microestrutura e na porosidade[33]. 42
2.45 configurações de gitagem: finger, tangencial e split-type[38]. . . . 42
2.46 simulação dos 3 tipos de ataques na distribuição de temperatura aquando do enchimento[38]. . . . 43
2.47 curva representativa do fenómeno de rechupes numa liga AlSi9Cu3(Fe) [41]. . . . 44
2.48 Micrografia por SEM de porosidade de rechupes (Al-Si-Cu) [41]. . . . 45
2.49 curva representativa do fenómeno de solubilidade do H para o Al e para o Fe em comparação)[41]. . . . 45
2.50 Tensão limite de elasticidade *vs* nível de porosidade[42]. . . . 46
2.51 Típica morfologia do interior de um *blistering* superficial, em a) visão exterior do *blistering*, b) visão do interior de uma bolsa de ar com a camada de blister removida e c) vista em corte do interior da bolsa de ar [43]. . . . 47
2.52 Curva demonstrativa da evolução da tensão num *blistering* com o aumento de temperatura num tratamento térmico [43]. . . . 48
2.53 Desenho esquemático representativo da superfície pressurizada da bolha vista de cima [43]. . . . 48
2.54 bolhas inertes a captar H [44]. . . . 49
2.55 desgaseificação por rotor [45]. . . . 49
2.56 ao lado esquerdo, microestrutura globular requerida para o processamento SSM e no lado direito, a microestrutura dendrítica de um processo de fundição convencional [48]. . . . 50
2.57 esquema do processo thixocasting [46]. . . . 50
2.58 esquema do processo rheocasting [46]. . . . 51
2.59 Esquema da ramificação dos diversos processos de vácuo em fundição injetada[36]. 53

2.60 sistema completo vs sistema convencional de vácuo[36] 53
2.61 sistema completo de vácuo: 1) Fornaça 2) tubagem de sucção 3) camisa de injeção 4) pistão 5) prato fixo 6) metade fixa do molde 7) válcula de vácuo 8) parte móvel do molde 9) Gate 10) Válvula 11) bomba de vácuo 12) tanque de vácuo [50]. . . 54
2.62 microestrutura de um bloco de motor sob diferentes pressões absolutas a)500 mbar b) 200 mbar c)100 mbar [52]. 56
2.63 variação de tensão limite de elasticidade com os diferentes níveis de vácuo[52]. . 57
2.64 Projeto de vácuo para a empresa SONAFI 58

3.1 Suporte de suspensão de um BMW520 onde foram retirados provetes (270x250x170 mm). 60
3.2 ensaio de tração do suporte de suspensão. 60
3.3 Peça usada no estudo (184x126 mm). 61
(a) vista inferior. 61
(b) vista superior com alhetas. 61
3.4 Informações existentes sobre a moldação. 61
(a) Informações existentes sobre a injeção do *battery casing*. 61
(b) ataques da moldação. 61
3.5 Velocidade média nos ataques durante a 2ª fase. 62
(a) Velocidade média no ataque 1 durante a 2ª fase de 33 m/s. 62
(b) Velocidade média no ataque 2 durante a 2ª fase de 33 m/s. 62
3.6 desenho técnico do provete segundo a norma *ASTM E8/E 8M-08*. 63
3.7 desenho técnico das zonas a retirar provetes. 63
3.8 Peça no suporte feito para os tratamentos térmicos com os termopares, 1) **termopar 1** e 2) **termopar 2**. 64
3.9 Forno de homogeneização. 65
(a) forno *M.J Amaral* com dimensões na câmara 400x000x400 mm. 65
(b) fibra cerâmica utilizada como isolante no forno de homogeneização. 65
3.10 forno *Friportus* com dimensões na câmara 600x600x400 mm. 65
3.11 Equipamento de aquisição. 66
3.12 máquina tração MTS. 66
3.13 a) área de interesse definida;b) representação esquemática de um subconjunto da matriz monitorizada antes e após deformação [53]. 67
3.14 Equipamentos usados no ensaio DIC. 68
(a) 1- máquina de tração *Instron 5900R*, 2- câmara de aquisição de dados, 3- holofote. 68
(b) pintura dos provetes. 68
3.15 Microscópio ótico *OLYMPUS PMG3*. 68
3.16 durómetro *WOLPERT* utilizado para a medição das durezas. 69
3.17 esquema da matriz de ensaios. 70
3.18 Extensão em função da σ_e para diferentes condições metalúrgicas[39]. 72
3.19 Variação da temperatura em função do tempo no decorrer do tratamento T6, **E2**. . 73
3.20 Variação da temperatura em função do tempo no decorrer do tratamento T6, **E3**. . 74
3.21 Relação temperatura/tempo para o endurecimento em ligas AlSi9Cu3 previamente solubilizadas e temperadas para diferentes rácios Cu:Mg [32]. 76
(a) Cu:Mg 12.4:1 76
(b) Cu:Mg 4.2:1 76
3.22 variação da dureza no decorrer do endurecimento estrutural, estudo feito em 2018 nesta liga [54]. 77

3.23 Variação da temperatura em função do tempo no decorrer do tratamento T6, **E4** e **E6**. . . . 78
3.24 Variação da temperatura em função do tempo no decorrer do tratamento T6, **E5**. . 79
3.25 Variação da temperatura em função do tempo no decorrer do tratamento T6, **E7** e **E9**. . . . 79
3.26 Variação da temperatura em função do tempo no decorrer do tratamento T6, **E8**. . 80
3.27 Variação da temperatura em função do tempo no decorrer do tratamento T6, **E10** e **E12**. . . . 80
3.28 Variação da temperatura em função do tempo no decorrer do tratamento T6, **E11**. 81
3.29 termómetro digital utilizado para medir a temperatura da peça ao longo do envelhecimento. . . . 81

4.1 imagem do programa "VIC-2D"dos provetes no momento da fratura nos ensaios de tração da peça no estado bruto de vazamento **E1**. . . . 85
4.2 resultado dos ensaios de tração da peça no estado bruto de vazamento **E1** 85
4.3 Detalhes do acabamento superficial do ensaio **E2**. . . . 86
4.4 Acabamento superficial do ensaio **E2**. . . . 86
4.5 Ensaio tração E2 87
4.6 Acabamento superficial da peça E3. . . . 88
4.7 Ensaio tração E3. . . . 88
4.8 Evolução do *blistering* nos ensaios a 490 ºC. . . . 90
(a) vista inferior. . . . 90
(b) vista superior. . . . 90
4.9 Resultado dos ensaios de tração realizados **E4** (490 ºC, 20 min). . . . 91
4.10 Resultado dos ensaios de tração realizados **E5** (490 ºC, 15 min). . . . 92
4.11 Resultado dos ensaios de tração realizados **E6** (490 ºC, 10 min). . . . 92
4.12 evolução do *blistering* nos ensaios a 470 ºC. . . . 93
(a) Vista inferior. . . . 93
(b) Vista superior. . . . 93
4.13 Ampliação da abertura num blister na peça E9. . . . 93
(a) Ampliação 7.5 x. . . . 93
(b) Ampliação 20 x. . . . 93
4.14 Resultado dos ensaios de tração realizados a **E7** (470 ºC, 20 min). . . . 95
4.15 Resultado dos ensaios de tração realizados a **E8** (470 ºC, 15 min). . . . 95
4.16 Resultado dos ensaios de tração realizados a **E9** (470 ºC, 10 min). . . . 95
4.17 evolução do *blistering* nos ensaios a 450 ºC. . . . 96
(a) Vista inferior. . . . 96
(b) Vista superior. . . . 96
4.18 Resultado dos ensaios de tração realizados 98
(a) Resultado dos ensaios de tração realizados a **E10** (450 ºC, 20 min). . . . 98
(b) Resultado dos ensaios de tração realizados a **E11** (450 ºC, 15 min). . . . 98
(c) Resultado dos ensaios de tração realizados a **E12** (450 ºC, 10 min). . . . 98
4.19 Zona da peça usada para realizar ensaios de dureza. . . . 99
4.20 Ordem dos provetes retirados. . . . 100
4.21 Secção de fratura de provetes dos ensaios **E4**, **E7**, **E11**. . . . 101
(a) E4-P1 101
(b) E4-P3 101
(c) E7-P3 101
(d) E7-P1 101

(e) E11-P2 . . . 101
(f) E11-P1 . . . 101
4.22 microestrutura da peça em vazamento bruto (**E1**). . . . 102
(a) ampliação 1500 x. . . . 102
(b) ampliação 300 x. . . . 102
(c) ampliação 150 x. . . . 102
4.23 microestrutura das peças após um envelhecimento de 2.5 h (**E2**, **E3**). . . . 103
(a) **E2**, ampliação 150 x. . . . 103
(b) **E3**, ampliação 150 x. . . . 103
(c) **E2**, ampliação 300 x. . . . 103
4.24 microestrutura das peças após um envelhecimento de 6 h. . . . 104
(a) **E5**, ampliação 300 x. . . . 104
(b) **E4**, ampliação 300 x. . . . 104
(c) **E11**, ampliação 300 x. . . . 104
4.25 Zonas de análise de precipitados e porosidades. . . . 105
(a) Zonas a serem analisadas em microscopia ótica. . . . 105
(b) Esquema da numeração dos provetes retirados. . . . 105
4.26 Exemplo do tratamento de imagem efetuado na peça **E5** zona **c2**. . . . 106
(a) Antes do tratamento de imagem. . . . 106
(b) Pós tratamentos de imagem. . . . 106
4.27 Secção de análise transversal. . . . 106
4.28 Simulação de enchimento da peça no programa *procast* . . . 108
4.29 Simulação *procast* do ar aprisionado. . . . 109
(a) Vista inferior. . . . 109
(b) Vista superior. . . . 109

A.1 Esquema do provete segundo a norma . . . 119
A.2 Notas sobre a norma utilizada para provetes . . . 120

B.1 Análise espectrométrica à peça da SONAFI . . . 121

Lista de Tabelas

2.1 Nomenclatura utilizada para designar ligas de alumínio para fundição [6]. 8
2.2 composição química [% wt] da liga AlSi10Mg(Fe). 15
2.3 Propriedades mecânicas da liga AlSi10Mg(Fe) [17]. 15
2.4 composição química [% wt] da liga AlSi12(Fe). 15
2.5 Propriedades mecânicas da liga AlSi12(Fe) [17]. 15
2.6 composição química[% wt] da liga AlSi10MnMg(Fe) [15]. 15
2.7 composição química da liga AlSi9Cu3(Fe) 16
2.8 Propriedades mecânicas da liga AlSI9CU3(Fe) 16
2.9 Propriedades mecânicas da liga AlSi9Cu3(Fe) para várias composições de Cu [19]. 17
2.10 composição química [% wt] da liga AlSi10MnMg 20
2.11 Propriedades mecânicas da ligaAlSi10MnMg [23]. 20
2.12 composição química [% wt] da liga AlMg5Si2Mn. 20
2.13 Propriedades mecânicas da liga AlMg5Si2Mn [23]. 21
2.14 composição química [% wt] da liga AlSi9MnMoZr. 21
2.15 Propriedades mecânicas da liga AlSi9MnMoZr [23]. 21
2.16 composição química [% wt] da liga AlMg6Si2MnZr. 22
2.17 Propriedades mecânicas da liga AlMg6Si2MnZr. 22
2.18 nomenclatura utilizada para diferentes tratamentos térmicos [24]. 23
2.19 diferentes valores críticos correspondentes a um diâmetro da câmara de injeção [36]. 39
2.20 Classificação dos defeitos em *HPDC* [34]. 43
2.21 Tabela comparativa entre os dois métodos [51]. 55
2.22 resulatdo de medições de porosidade[52]. 56

3.1 Dados fornecidos do suporte de suspensão. 60
3.2 planeamento de ensaios. 71
3.3 Propriedades mecânicas alcançadas no estudo de Lumley em 2009. 72
3.4 resultados do estudo de 2007 de Lumley [39]. 75

4.1 Composição química da liga em estudo [% wt] 83
4.2 dados experimentais dos provetes retirados da peça bruta do vazamento **E1**. . . . 84
4.3 dados experimentais dos provetes tracionados **E2** e **E3** 89
4.4 dados experimentais dos provetes tracionados E4, E5 e E6. 91
4.5 dados experimentais dos provetes tracionados E7, E8 e E9. 94
4.6 dados experimentais dos provetes tracionados E10, E11 e E12. 97
4.7 Resultado ensaios de dureza às peças dos ensaios. 100
4.8 resultado da análise de porosidades do estado bruto de vazamento (**E1**). 106
4.9 resultado da análise de porosidades **E5**. 107
4.10 resultado da análise de porosidades **E8**. 107

4.11 resultado da análise de porosidades **E11**. 107

Abreviaturas e Siglas

Al	Alumínio
CAD	Computer-Aided Design
CFC	estrutura cristalina cúbica de faces centradas
Cr	Crômio
Cu	Cobre
F	Peça no estado bruto de vazamento
Fe	Ferro
HC	Estrutura cristalina Hexagonal compacta
INEGI	Instituto de Ciência e Inovação em Engenharia Mecânica e Gestão Industrial
HPDC	High pressure Die casting (fundição injetada)
kN	KiloNewton
Mg	Magnésio
Mn	Manganês
MPa	Megapascal
Ni	Níquel
Si	Silício
SONAFI	Sociedade Nacional de Fundição Injetada, S.A.
Sr	Estrôncio
Ti	Titânio
T6	Tratamento de solubilização seguido de um envelhecimento artificial
Zn	Zinco
Zr	Zircônio

β	Precipitados incoerentes com a matriz
β'	Precipitados parcialmente coerentes com a matriz
β''	Precipitados coerente com a matriz
θ	Precipitados incoerentes com a matriz
θ'	Precipitados parcialmente coerentes com a matriz
θ''	Precipitados coerente com a matriz
σ_e	Tensão limite de elasticidade
σ_r	Tensão de rotura
%wt	percentagem em peso

Capítulo 1

Introdução

1.1 Enquadramento do Projeto

Esta dissertação foi desenvolvida no âmbito do projeto com a referência **POCI-01-0247-FEDER-039920 – SMARTINJECT: DESDESENVOLVIMENTO DE PEÇAS DE ELEVADO DESEMPENHO INJETADAS EM LIGAS DE ALUMÍNIO**, co-financiado pelo Programa Operacional Competitividade e Internacionalização (COMPETE 2020), através do Fundo Europeu de Desenvolvimento Regional (FEDER).

O projeto SMARTINJECT permite combinar esforços na área da investigação académica e industrial para benefício direto da competitividade da SONAFI e do INEGI, bem como do setor da fundição em geral, como resultado do desenvolvimento de soluções inovadoras.
A SONAFI tem vindo a ser solicitada para o fabrico de componentes cada vez com maior exigência técnica, principalmente resistência mecânica e dureza. No entanto, o processo de fundição injetada de alumínio atualmente utilizado pela SONAFI não permite obter componentes com propriedades compatíveis com estas novas exigências. As porosidades devido a gases aprisionados que são inerentes ao processo convencional de injeção deterioram as propriedades e ainda impedem que sejam sujeitos a tratamentos térmicos para o aumento de resistência, sob pena da ocorrência do fenómeno de "blistering". A SONAFI definiu como estratégico desenvolver metodologias que possam, no futuro, conduzir à obtenção de peças mais resistentes, tenazes e dúcteis. Desta forma, torna-se necessário estudar e desenvolver tratamentos térmicos que permitam conferir às peças, uma conjugação de elevada resistência mecânica e dureza que possua estabilidade dimensional. Estes estudos atuam como ponto de partida para a aplicação em elementos estruturais.

Cofinanciado por:

COMPETE 2020 PORTUGAL 2020 UNIÃO EUROPEIA Fundo Europeu de Desenvolvimento Regional

1.2 Apresentação da Empresa de acolhimento

Esta tese reflete o trabalho desenvolvido no INEGI, Instituto de Ciência e Inovação em Engenharia Mecânica e Gestão Industrial, na unidade de tecnologias avançadas de fabrico, em colaboração com a SONAFI- Sociedade Nacional de Fundição Injetada, S.A.

O INEGI foi fundado em 1986 no Departamento de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial (DEMEGI), atualmente intitulado de Departamento de Engenharia Mecânica (DEMec) da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto. É um agente ativo no tecido industrial português e na transformação do modelo competitivo da indústria nacional.

A SONAFI foi fundada em 1951, localizada em Matosinhos, especializada na injeção e no fabrico de componentes em alumínio para o setor automóvel.

1.3 Objetivos do projeto

Inicialmente o objetivo do presente projeto passava por desenvolver o processo de fundição injetada para peças estruturais, realizando tratamentos térmicos relâmpago a peças obtidas pelo processo de fundição injetada convencional e de seguida às mesmas peças obtidas por um sistema assistido por vácuo que seria implementado no decorrer do projeto, no entanto com a pandemia COVID-19 os objetivos sofreram alterações.

Os objetivos da presente dissertação passam por avaliar a resposta da liga AlSi9Cu3(Fe), em condições de injeção convencionais, a tratamentos térmicos relâmpago para que seja possível obter resultados comparáveis com os de peças estruturais, sem ocorrência do fenómeno de *blistering*, tendo como referência os valores das propriedades mecânicas essenciais de uma peça estrutral obtidos de um suporte de suspensão de uma liga AlMg5Si2Mn.

1.4 Estrutura da Dissertação

O presente trabalho está subdividido em 5 capítulos com a seguinte distribuição:

• **No capítulo 1 "Introdução-** Introdução ao tema da dissertação, enquadramento do projeto e da instituição de acolhimento;

•**No Capítulo 2 "Revisão Bibliográfica-** Encontra-se uma revisão bibliográfica sobre componentes estruturais em ligas Al, especificações e requisitos, ligas de fundição injetada para componentes estruturais e suas propriedades, processo de Fundição injetada para ligas de Al para componentes estruturais, variantes do processo de fundição injetada com ênfase no processo de vácuo e finalmente o projeto de vácuo para a peça da SONAFI;

•**No Capítulo 3 "Procedimento experimental-**, Aborda-se todo o procedimento experimental,

desde a metodologia utilizada para realizar toda a parte experimental, desde o seu planeamento até à sua execução;

•**No Capítulo 4 "Análise e discussão dos resultados obtidos -** neste capítulo são analisadas e discutidas todas as informações que foram possíveis obter dos ensaios realizados às peças tratadas termicamente;

•**No Capítulo 5 "Conclusão e trabalhos futuros -**Aqui são abordadas as conclusões gerais do trabalho e propostas de possíveis trabalhos a fazer futuramente.

Capítulo 2

Revisão Bibliográfica

2.1 Componentes estruturais injetados em ligas Al, especificações e requisitos

Os componentes estruturais de um automóvel são responsáveis por suportar o peso do veículo, absorção de choque e energia na colisão, enquanto mantêm a forma do veículo. Componentes como a estrutura do chassis, capô, cárter, porta, entre outros, fazem parte desta família de peças.

A área de maior exigência em termos de caraterísticas mecânicas das ligas na fundição é a de peças estruturais, com particular importância no chassis e os seus auxiliares. As estruturas da carroçaria de um automóvel são normalmente onde serão encontradas as maiores solicitações, daí serem as de maior necessidade em termos de propriedades mecânicas. Maiores resistências mecânicas associadas a ductilidades e tenacidade superiores são os requisitos, pois é necessário absorver a maior quantidade de energia possível no caso da ocorrência de um sinistro. Mas também podemos encontrar peças estruturais obtidas por fundição injetada noutras áreas, tais como em aplicações marítimas, motociclos ou estruturas de veículos recreativos.

Na generalidade, a complexidade de uma peça é derivada do seu peso, tamanho e geometria. Enquanto partes de grandes dimensões são difíceis de fabricar, pois maquinaria pesada é precisa para tal, a geometria da moldação e o seu design requerem conhecimentos avançados de engenharia. Produzir peças com elevada ductilidade por fundição injetada requer grandes conhecimentos de técnicas de fundição tanto como da própria liga em questão e maioritariamente equipamentos eficientes concebidos para o efeito [1].

Os requisitos básicos para ligas de fundição adequadas para peças estruturais são resumidos nos seguintes tópicos:

- Paredes de espessura na casa dos 2-4 mm com níveis baixos de porosidade;

- Excelente ductilidade com extensão após rotura de 10-15 % nas condições brutas de vazamento;

- Um valor de 150 MPa de tensão limite de elasticidade e 300 MPa de tensão de rotura nas condições brutas de vazamento;

- Resistência à corrosão apropriada;

- Compatível com ligas de alumínio forjado usado como chapa para partes estruturais da carroçaria, ou seja, capacidade de serem soldadas. Isto é particularmente importante para o possível loop fechado de reciclagem de materiais no futuro [2];

- Capacidade de serem tratáveis termicamente.

Destes requisitos, as propriedades e custo são as principais preocupações. O controlo económico inclui o uso de moldações que possam facilmente atingir produção em massa e com isso baixar o preço do componente[3]. Na figura 2.1 observa-se a distribuição de peças estruturais em Al fabricadas por fundição injetada no primeiro carro a incorporar este método.



Figura 2.1: distribuição de peças estruturais em alumínio fabricadas por fundição injetada no Audi A8, o primeiro carro a incorporar este método [4].

2.2 Ligas de fundição injetada para componentes estruturais e suas propriedades

2.2.1 Alumínio

O alumino é o segundo metal mais utilizado no mundo e é o mais abundante na crosta terrestre. Algumas caraterísticas que fazem este metal tão importante são, a sua resistência a corrosão (devido à formação de uma camada de óxido por passivação), baixa densidade (d=2.7≈1/3 Fe), elevada condutividade elétrica, boa condutividade térmica, propriedades não-magnetizantes e boa relação propriedades mecânicas/peso.

A produção de alumínio primário requer uma grande quantidade de energia elétrica despendida, por esta razão, a maioria dos produtores mundiais estão localizados em zonas de recursos energéticos abundantes (clima, centrais hidroelétrica, gás natural, carvão ou nuclear). Por estes motivos, a Europa e a América do Norte optam pela reciclagem do Al, originário de sucata, pois requer apenas 5 % da energia consumida e emissão de CO_2 comparativamente com a produção primária (ver fig2.2). Dividem-se então as ligas de alumínio no processo de fundição injetada em duas categorias, as de **primeira fusão** e as de **segunda fusão** (ver fig2.3) [5].

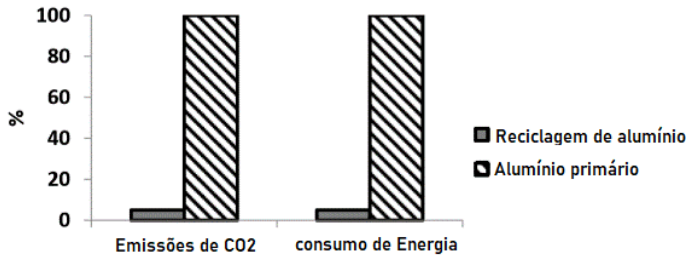


Figura 2.2: relação da energia despendida nos processos de 1ª e 2ª fusão [5].

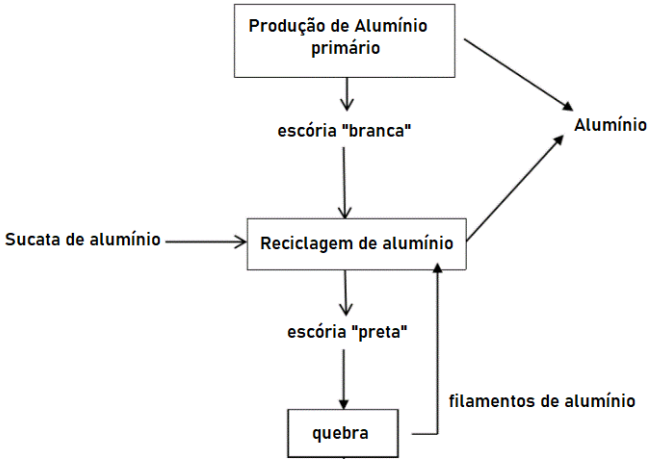


Figura 2.3: Ciclo do processo de obtenção de ligas de alumínio de 1ª e 2ª fusão [5].

A nomenclatura mais comum utilizada para subdividir as ligas de alumínio de fundição é segundo a *AAA* (Associação Americana do Alumínio), que distribui e organiza as ligas utilizadas em fundição mediante a sua composição. A leitura desta nomenclatura é feita com três dígitos, onde o primeiro dígito identifica o grupo a que a liga pertence e os dois seguintes indicam a liga (entre 2xx.x-8xx.x) ou pureza do alumínio. A tabela 2.1 indica as séries existentes.

Tabela 2.1: Nomenclatura utilizada para designar ligas de alumínio para fundição [6].

série	**Composição principal**
1xx.x	Alumínio comercialmente puro (>99.0 %)
2xx.x	Ligas Al-Cu
3xx.x	Ligas Al-Si-Mg/Cu
4xx.x	Ligas Al-Si
5xx.x	Ligas Al-Mg
7xx.x	Ligas Al-Zn
8xx.x	Ligas Al-Sn
9xx.x	Ligas Al-outros elementos

Relativamente à norma utilizada para abordar as diferentes ligas faladas ao longo do texto, será sempre utilizada a norma ISO, que representa os símbolos dos constituintes de liga seguidos pelas suas proporções em % wt na liga. As ligas abordadas serão as da série 3xx.x e 4xx.x, as mais populares na área da fundição pelas suas propriedades e resposta a tratamentos térmicos [7].

2.2.2 Ligas Al-Si

As ligas Al-Si são ligas binárias que representam cerca de 80 % de todas as peças de alumínio obtidas em fundição. O Si aumenta consideravelmente as propriedades de fundição, entre as quais a colabilidade, resistência à fissuração a quente e baixa contração durante a solidificação, minimizando o aparecimento de rechupes. Graças a isto, é possível preencher secções finas, caraterísticas da fundição injetada e de algumas peças estruturais. Em ligas de fundição injetada a quantidade de Si varia entre 8-12 % e apesar dos aspetos favoráveis do aumento de Si em fundição injetada, este acréscimo também potencia a fração da fase eutéctica e diminui a α-Al, o que deteriora a tensão limite de elasticidade e extensão após rotura. Os aumentos das partículas de Si também promovem a clivagem e ainda as fases intermetálicas, ricas em Fe, β-AlFeSi, mais adiante demonstrados serem precipitados indesejados[8][7]. Entende-se fases intermetálicas por serem fases que possuem estruturas cristalográficas diferentes dos elementos base de que são compostas. Comparativamente a ligas com uma matriz de solução sólida, ligações químicas adicionais nos intermetálicos resultam muitas vezes em pontos de fusão diferentes, aumento de resistência mecânica e resistência a

fadiga, embora, à custa de perda em ductilidade[9]. Na figura 2.4 é possível ver uma típica microestrutura da liga Al-Si.

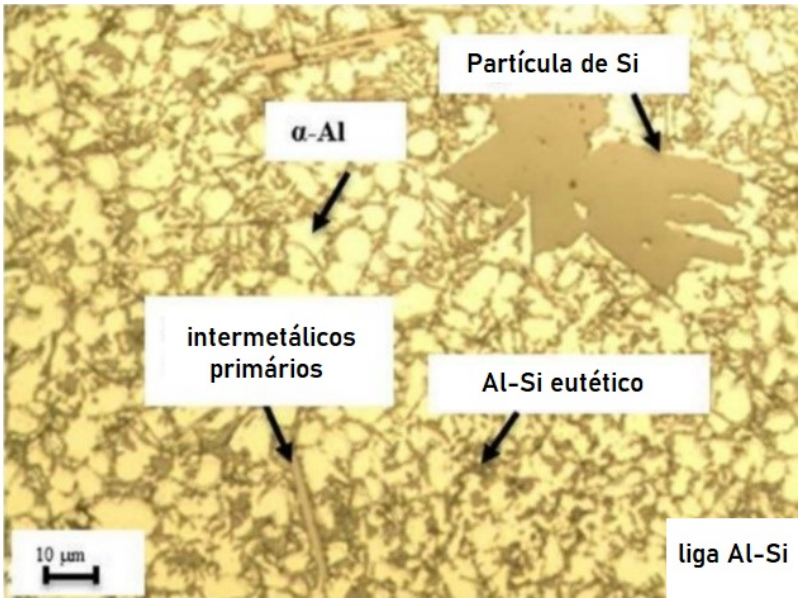


Figura 2.4: microestrutura típica de uma liga Al-Si [10].

As ligas Al-Si usadas em fundição injetada (HPDC) são na sua extrema maioria, sistemas Al-Si-Cu e Al-Si-Mg, todos estes tendo a capacidade de responder a endurecimento estrutural. Originam-se então ligas ternárias que combinam propriedades mecânicas e de fundição muito positivas, com boa resistência à corrosão e baixa expansão térmica. Destes dois sistemas, o mais correntemente utilizado e de relevância para esta dissertação é o sistema Al-Si-Cu. Estes são usados em diferentes combinações de Si e Cu com outros elementos de liga tais como o Mg e o Zn[11][10].

2.2.2.1 Sistemas Al-Si-Cu

Em ligas Al-Si-Cu de fundição, podem ser formadas as seguintes fases intermetálicas:

•**Ricas em ferro,** Al5FeSi e Al15(FeMn)3Si2. A fase dominante conhecida como beta ou fase acicular β-Al5FeSi. Esta fase com morfologia em agulhas é mais indesejada, pois é acumuladora de tensões, assim potenciam a fragilidade nas peças fundidas com iniciação de fendas e diminuindo ductilidade. Esta fase nefasta pode ser reduzida ao aumentar a taxa de arrefecimento ou aquecer o metal fundido até uma temperatura muito elevada. Outra medida a ser tomada para suprimir a formação desta fase monoclínica (todos os eixos desta estrutura cristalina são desiguais em comprimento, e dois deles são perpendiculares entre si) , pode ser converter a sua morfologia por adição de um "neutralizador" adequado, tais como o Mn, Co, Cr, Ni, V, Mo e Be. A mais comum adição para esta problemática é o Mn. O excesso em Mn pode reduzir a fase Al5FeSi e

promover a formação de outro precipitado rico em Fe, α-Al15(FeMn)3Si2 numa forma de esqueleto. Esta fase, de acordo com alguns autores, tem a estrutura CFC ou HC. Se há Mg presente com o Si, forma-se também a fase π-Al5Si6Mg8Fe2, que possui também morfologia "escrita chinesa/esqueleto"mais conhecido pelo termo em inglês de *chinese scrript*[12], esta pode ser observada na figura 2.7.

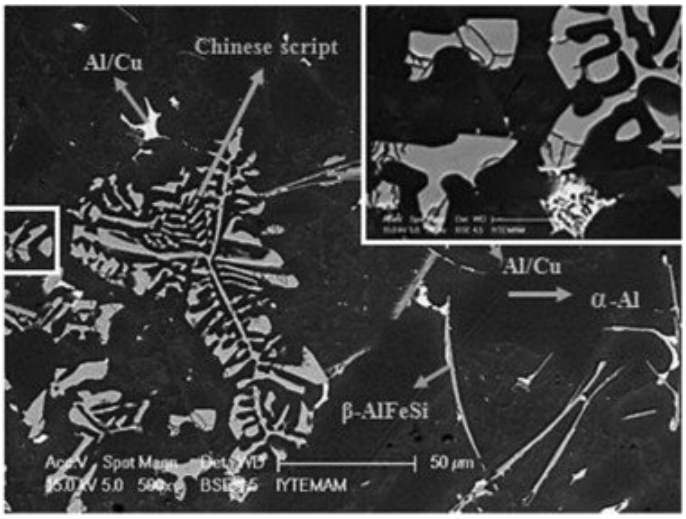


Figura 2.5: SEM-Microestrutura da morfologia *chinese script* [13].

•**Ricas em Cu,** Cu-Al_2Cu, Al-Al_2Cu-Si. Em ligas não modificadas com estrôncio (Sr), o Cu é presente primariamente como Al_2Cu ou Al-Al_2Cu-Si, enquanto que em ligas modificadas como Al5Mg8Cu2Si6, o tamanho médio de uma fase de Cu decresce com adição de Sr. A fase Al_2Cu normalmente precipitada em pequenas formas em bloco com microdurezas de 185 HV ou em Al-Al2Cu-Si com múltiplas fases muito finas de estrutura eutética lamelar com microdurezas de 280 HV [12].O cobre contribui principalmente para a formação dos precipitados intermetálicos Al_2Cu, que, apesar de aumentarem a resistência mecânica da peça (σ_e e σ_r) também aumentam a sua porosidade. Este precipitado intermetálico precipita no fim da solidificação a temperaturas muito baixas, através da reação eutéctica ternária liq $\rightarrow\alpha$-Al + Si + Al_2Cu. Por se formarem a tão baixas temperaturas, não permitem o seu enchimento por completo criando assim microrechupes. Segundo a literatura, ligas excedendo 2.5 % de Cu reduzem a temperatura eutética que, por sua vez, aumenta a gama de solidificação promovendo a formação de microrechupes. Outro efeito que o Cu tem na microestrutura é que intensifica a formação de fases α-AlFeMnSi, poliédricos, sendo assim menos prejudicial, que as fases β-AlFeSi aciculares [10].

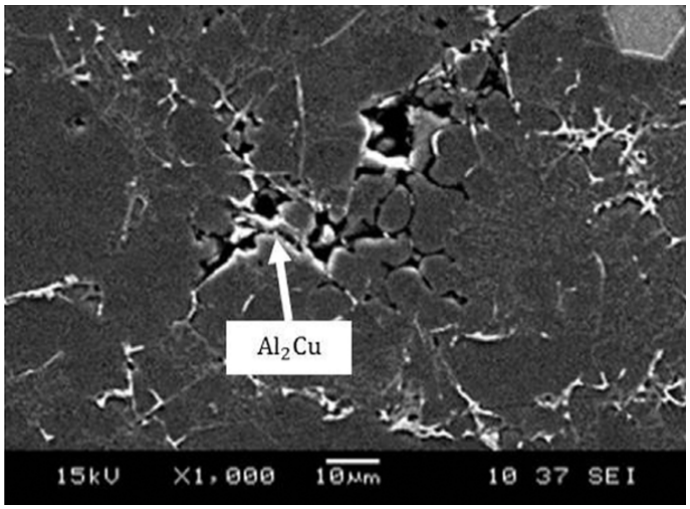
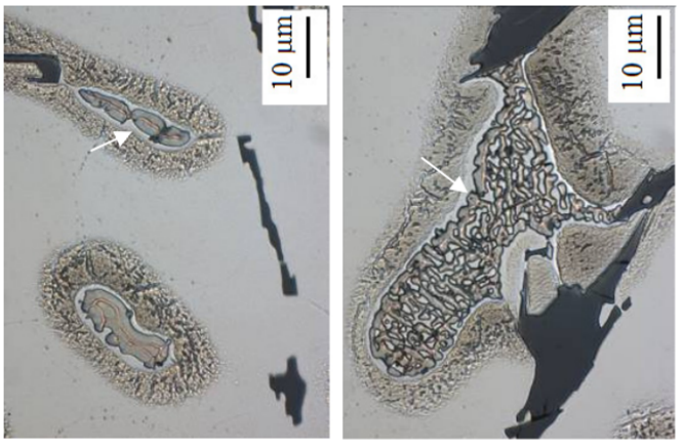


Figura 2.6: microestrutura de um precipitado Al_2Cu [10].



a) Al_2Cu b) Al-Al_2Cu-Si

Figura 2.7: microestruturas dos principais precipitados não modificados de Cu [12].

A influência das fases intermetálicas nas propriedades mecânicas estáticas e de fadiga dependem do seu tamanho, volume e morfologia. A formação destas fases deve corresponder a uma sucessão de reações durante a solidificação, com um aumento no número de fases envolvidas com o decrescer da temperatura. Na prática foram identificadas cinco reações em ligas Al-Si-Cu:

•609 ºC: -rede dendrítica;
•590 ºC: Liq. $\rightarrow$ fase α + Al15Mn3Si2 + Al5FeSi;
•575 ºC: Liq. $\rightarrow$ fase α + Si + Al5FeSi;
•525 ºC: Liq. $\rightarrow$ fase α + Al2Cu + Al5FeSi + Si;
•507 ºC: Liq. $\rightarrow$ fase α + Al2Cu + Si + Al5Mg8Si6Cu2 [12].

2.2.3 O Fe em ligas Al-Si

O ferro é uma impureza natural que ocorre na produção de alumínio primário (1ª fusão), natural do processo *Bayer*, que converte bauxite em alumina, seguindo para o processo *Hall-Héroult* que através de uma refinação eletrolítica converte alumina em alumínio fundido. Dependendo do processamento e de outra matéria-prima, ligas desta primeira fusão contêm entre 0.03-0.15 % Fe.

Não existe nenhuma maneira economicamente viável para remover ferro das ligas de alumínio, e todas as consequentes fusões da liga apenas servem para potenciar o aumento do teor de ferro, devido a dois mecanismos:

1. Alumínio líquido é capaz de dissolver ferro de ferramentas de aço desprotegidas e equipamento do forno, e com exposições longas, os níveis de Fe podem chegar aos 2 %;

2. O Fe aparece nas ligas de alumínio fundidas a partir da adição de elementos de liga pouco puros, como o Si ou por adição de sucata que contenha teor de ferro superior do que ao do primeiro metal.

Por estas razões, os níveis de ferro em ligas de alumínio continuam a aumentar a cada fusão realizada, sendo a razão principal para qual ligas de 2ª fusão(ligas não obtidas pelo processo primário), particularmente ligas Al-Si destinadas a fundição injetada, contêm níveis até 1.5 % wt de ferro. No caso da fundição injetada, não é sempre algo negativo pois o elevado teor em ferro ajuda com o problema de adesão às moldações. A razão para o qual moderados níveis de ferro serem muito utilizados, as ditas ligas convencionais, é pelo facto do necessário compromisso entre benefícios de uma liga menos cara e a aceitação de perdas de algumas capacidades de processamento da liga e/ou propriedades mecânicas.

O efeito negativo do ferro manifesta-se já em pequenas percentagens, mas começa a tornar-se um problema sério assim que atinge o nível critico (depende da composição da liga). Por duas razões principais:

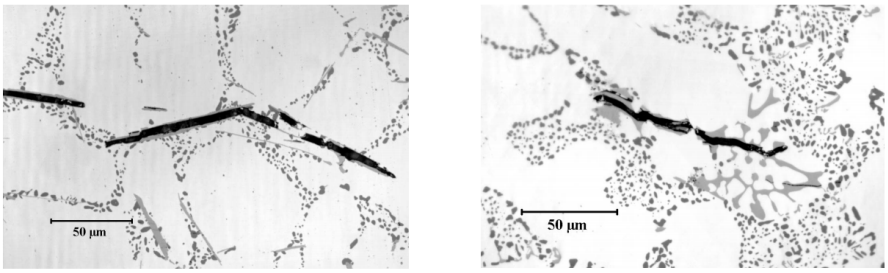
- A quantidade e tamanho dos precipitados de ferro intermetálicos (particularmente a fase β-$Al_5$5FeSi) aumenta com o nível de ferro, e, consequentemente, participam diretamente no mecanismo de fratura. Quanto mais conteúdo intermetálico, menor a ductilidade;

- Com o aumento do ferro, os microrechupes aumentam, e este defeito também tem um impacto negativo na ductilidade, ver figura 2.9.

É então consensual que o Fe tem potencial para degradar seriamente a colabilidade, em particular devido à tendência a formar microrechupes, mas não há uma concordância sobre a razão para isto acontecer. Existem, no entanto, duas teorias populares que explicam este acontecimento. A primeira é a que altos níveis de Fe resultam em mais partículas β que por sua vez agem como base de nucleação de microrechupes e porosidades. A segunda teoria é a que maiores plaquetas β impedem o fluxo de líquido interdendrítico durante o enchimento (durante o processo de injeção)

e portanto ocorre porosidade sob forma de rechupes mais prontamente. Esta teoria parece ser a mais correta, apesar de outros mecanismos também estarem em ação.

Na figura 2.8 b) é possível ver a influência positiva do Mn nos precipitados de ferro, com uma morfologia mais compacta e menos prejudicial do que as agulhas de β-$Al_5$5FeSi [14].



(a) (b)

Figura 2.8: microestrutura de a) plaquetas de β-$Al_5$5FeSi, e b) "script like"$\alpha - Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ ou $\alpha - Al_8Fe_2Si$ [14].

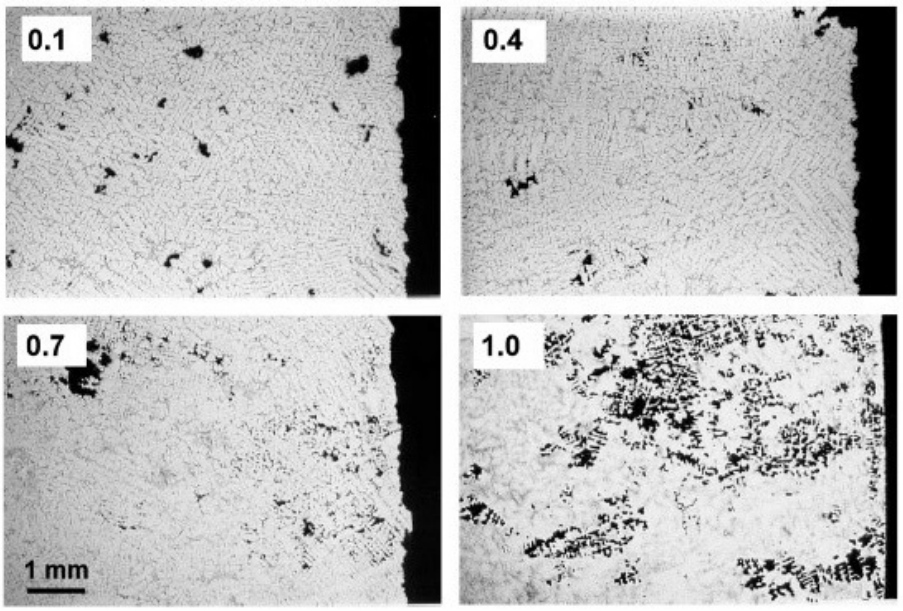


Figura 2.9: Microrechupes de uma liga Al-Si-Cu com a variação dos níveis de Fe, neste caso o teor crítico é de 0.4 % [14].

O valor crítico de ferro está diretamente relacionado com a concentração de silício na liga. Na fig 2.10 é possível ver um diagrama de fases Al-Si-Fe ternário que evidencia a razão para a existência de teor crítico de ferro. Com o aumento de Si na liga, a quantidade de ferro que pode ser tolerada antes do começo da fase β anterior ao ponto eutéctico Al-Si aumenta. O teor critico de ferro é 0.35 % para 7 % de Si, aumentando para 0.6 % para 11 % de Si. Para uma determinada % de Fe, a temperatura a que a fase β se forma antes do eutético diminui com o aumento de Si. A linha AB entre a fase β e a fase Al é a zona com maior formação de precipitados intermetálicos.

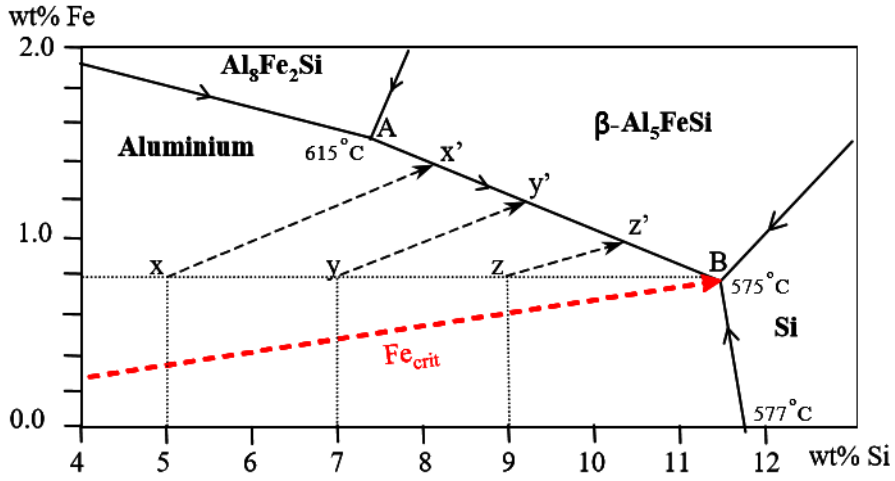


Figura 2.10: Diagrama de fases ternário Al-Si-Fe, mostrando os caminhos da solidificação do Al para todas as linhas com teor Fe crítico e para três ligas com 0.8 % Fe [14].

2.2.4 Ligas de 2ª fusão (Convencionais)

As ligas ditas convencionais no processo de fundição injetada são usualmente ligas de 2ª fusão no qual o ferro é intencionalmente na gama dos 0.8-1.1 % de maneira a prevenir o efeito de soldadura à moldação. A reciclagem de sucata de alumínio é conhecida como produção de alumínio de segunda fusão, graças ao alumínio e as suas ligas serem 100 % recicláveis sem perda apreciável de propriedades. Esta forma é ambientalmente e economicamente mais viável, necessitando apenas 5 % da energia requerida para produção de ligas primárias[15][5].

Mais de metade de todo o Al produzido atualmente na união europeia, especialmente o usado em fundição injetada provém de material reciclado. Como a produção de Al primário requer muita energia e há muitas restrições na mineração de bauxite, a UE tem grande interesse na reciclagem de Al daí o interesse em ligas secundárias recentemente ser uma tendência para substituir o Al de 1ª fusão. O alumínio reciclado requer apenas cerca de 2.8 kWh/kg de metal, enquanto que o primário exige cerca de 45 kWh/kg. A refusão do metal poupa quase 95 % da energia necessária para produzir Al a partir do minério e, portanto, desencadeia reduções associadas a poluição e emissões de gases efeito estufa da mineração, refinação e fusão. Devido a estes aumentos na produção de Al secundário, a qualidade do Al-Si reciclado é considerado um fator chave na seleção de uma liga para uma aplicação específica numa peça fundida. As propriedades mecânicas irão aumentar radicalmente por implementação de ligas adaptadas aos processos e tecnologia de processamento, levando a maiores campos de aplicação de peças complexas tais como de peças estruturais. Geralmente, as propriedades mecânicas e microestruturais destas ligas estão muito dependentes da sua composição, condições do tratamento do metal fundido, a velocidade de solidificação, o processamento da peça e ainda do tratamento térmico aplicado [16].

2.2.4.1 Exemplos de ligas secundárias usadas na indústria

- **Liga AlSi10Mg(Fe)**

Tabela 2.2: composição química [% wt] da liga AlSi10Mg(Fe).

Cu	Mg	Si	Fe	Mn	Ni	Zn	Cr	Al
0.08 %	0.25-0.55 %	9-11 %	0.45-0.9 %	0.55 %	-	-	-	restante

Tabela 2.3: Propriedades mecânicas da liga AlSi10Mg(Fe) [17].

Fabrico	Estado	Tensão limite de elasticidade [MPa]	Tensão de rotura [MPa]	Extensão após rotura [%]	Dureza Brinell [HB]
HPDC	F	>140	>240	>1	>70

- **Liga AlSi12(Fe)**

Tabela 2.4: composição química [% wt] da liga AlSi12(Fe).

Cu	Mg	Si	Fe	Mn	Ni	Zn	Cr	Al
<0.08 %	-	10.5-13.5 %	0.45-0.9 %	0.55 %	-	-	-	restante

Tabela 2.5: Propriedades mecânicas da liga AlSi12(Fe) [17].

Fabrico	Estado	Tensão limite de elasticidade [MPa]	Tensão de rotura [MPa]	Extensão após rotura [%]	Dureza Brinell [HB]
HPDC	F	130	240	1	60

- **Liga AlSi10MnMg(Fe)**

  Peças com elevadas exigências em termos de ductilidade são normalmente injetadas com ligas primárias AlSi10MnMg assistido por vácuo. No entanto, ligas secundárias têm vindo a ser uma interessante alternativa ao oferecer diversas vantagens, como o preço da matéria prima ser mais barata e proprocionarem uma maior duração à moldação.

Tabela 2.6: composição química[% wt] da liga AlSi10MnMg(Fe) [15].

Cu	Mg	Si	Fe	Mn	Cr	Zn	Ti	Al
<0.04	0.39 %	9-11 %	<0.47 %	<0.36 %	<0.01 %	<0.03 %	0.02 %	restante

Na figura 2.11 é possível observar os testes realizados na Itália pela *Pressocolata* e a comparação da liga primária com a secundária em termos de σ_e em função da $A(\%)$ para condições brutas de vazamento e para T6.

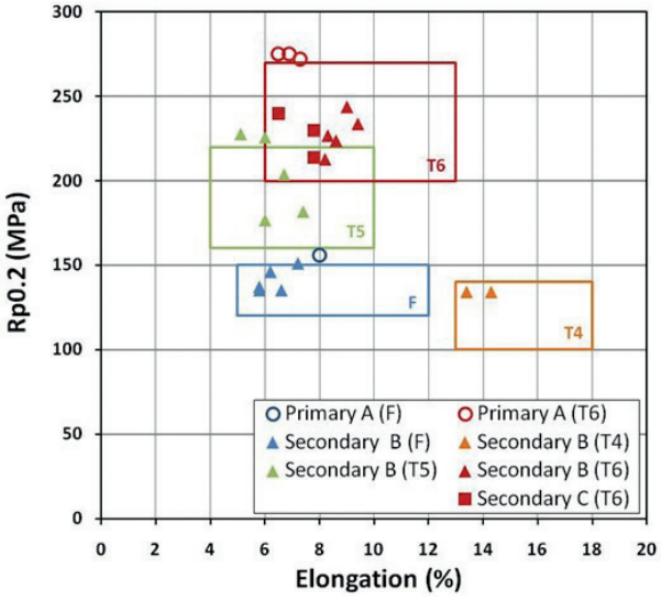


Figura 2.11: comparação experimental da nova liga secundária AlSi10MnMg(Fe) face à liga primária AlSi10MnMg em vários ensaios (A, B e C) [15].

2.2.4.2 Liga AlSi9Cu3(Fe) [liga em estudo]

A liga AlSi9Cu3(Fe) com um elevado teor de Cu (3 %) é a liga mais comum em fundição injetada na Europa. Conhecida nos EUA como A380 e com o seu equivalente na Ásia de ADC12. A composição desta liga é mostrada na tabela 2.7 [10].

Tabela 2.7: composição química da liga AlSi9Cu3(Fe)

Cu	Mg	Si	Fe	Mn	Ni	Zn	Cr	Al
2-4 %	0.15-0.55 %	8-11 %	0.6-1.3 %	<0.55 %	<0.55 %	<1.2 %	<0.15 %	restante

Tabela 2.8: Propriedades mecânicas da liga AlSI9CU3(Fe)

Fabrico	Estado	Tensão limite de elasticidade [MPa]	Tensão de rotura [MPa]	Extensão após rotura [%]	Dureza Brinell [HB]
HPDC	F	140–240	240–310	0.5–3	80–120

A liga pertence à zona hipoeutética das ligas de Al, pois contém no máx 11 % de Si, sendo que o ponto eutético situa-se a partir dos 12.6 % de Si. Na figura 2.12 observa-se o referido anteriormente, sendo expectável ao reaquecer a liga até temperaturas máximas na ordem dos 530 ºC que seja possível realizar uma solubilização sem que ocorra a fusão parcial da peça, fase líquida (L), considerando a liga homogénea.

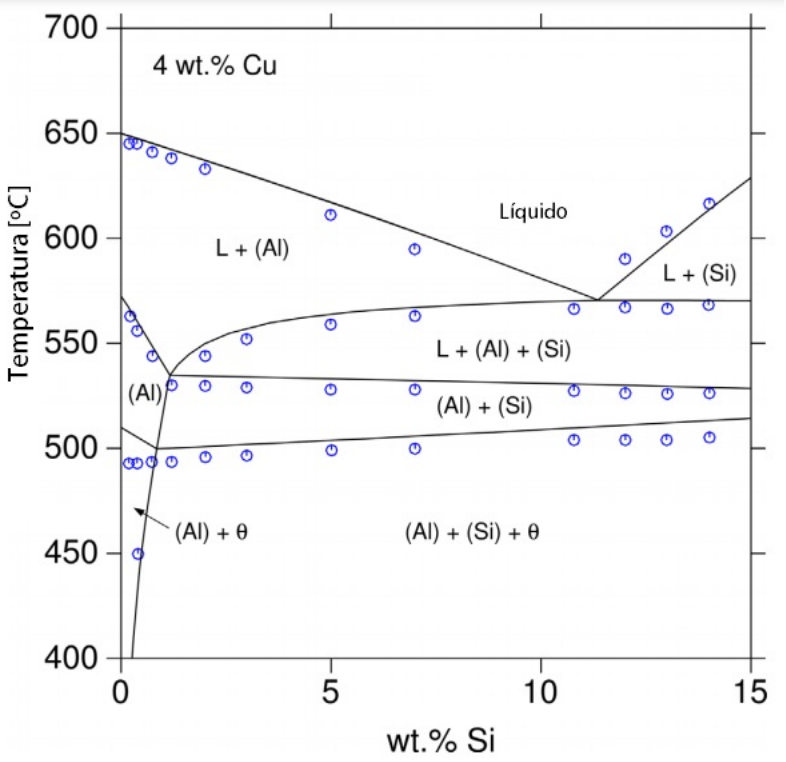


Figura 2.12: Sistema Al-Si-Cu calculado para 4 % Cu comparado com dados experimentais (círculos azuis) [18].

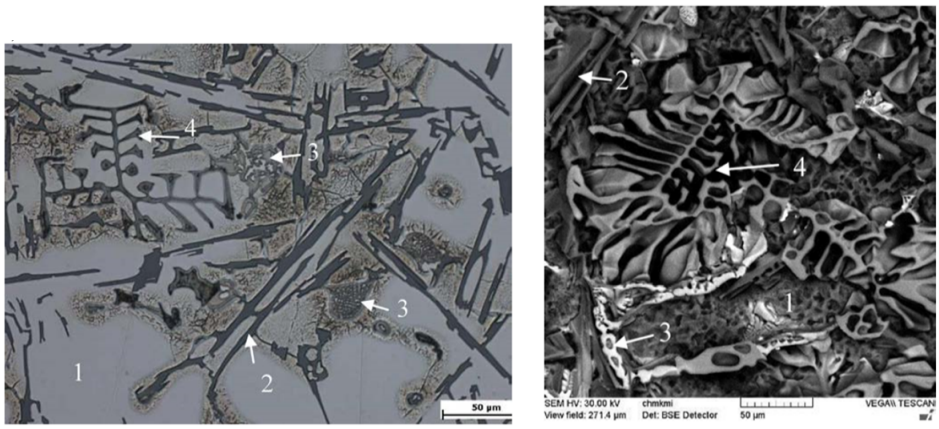
Um estudo realizado com esta liga,[19], verificou que a % de Cu que proporciona melhores propriedades mecânicas é na casa dos 3 %, nomeadamente ao nível da tensão de rotura e extensão após rotura. A tabela 2.9 demonstra as diferentes propriedades mecânicas para a liga AlSi9Cu3(Fe) onde a única alteração na composição química é o seu teor em Cu. O facto de 3 % ser o melhor valor para esta liga deve-se ao facto da solubilidade limite do Cu no Al rondar os 4 % .

Tabela 2.9: Propriedades mecânicas da liga AlSi9Cu3(Fe) para várias composições de Cu [19].

Propriedades mecânicas	2.2 % Cu	3.0 % Cu	4.0 % Cu
Dureza [HV]	105.1	106.1	105.5
Dureza [Hb]	101.7	106.8	104.7
σ_e [MPa]	174	196	198
σ_r [MPa]	216	252	228
Extensão [%]	2.1	2.9	2.4

A microestrutura observada na figura 2.13 a) permite identificar possíveis fases encontradas na liga AlSi9Cu3(Fe), 1- alumínio primário ou fase-α, com uma tonalidade cinza claro, 2-Si eutético, uma mistura da matriz-α com partículas aciculares de Si cinza escuro,3- vários tipos de fases

intermetálicas de Cu e 4- Fe, estas estão concentradas maioritariamente nos espaços interdendríticos. Recorrendo a técnicas de microscopia eletrónica de varrimento (SEM) é possível distinguir mais nitidamente as fases contendo Cu e/ou Fe (figura 2.13 b)).



(a) análise de precipitados no microscópio eletrónico. (b) análise de precipitados em SEM .

Figura 2.13: Análise de precipitados na liga AlSi9Cu3(Fe) [16]

A microestrutura típica desta liga na sua superfície e no centro é demonstrada na figura 2.14. A diferença deve-se apenas à diferente taxa de arrefecimento ao longo da espessura da peça. As dendrites α-Al não estão desenvolvidas em comprimento e mostram uma morfologia em rosetas(componentes mais brancos nas figuras a e b), que é típico de uma estrutura com grãos globulares onde o tamanho do grão é comparável aos valores de *SDAS* (figura 2.24), explicado em pormenor adiante.

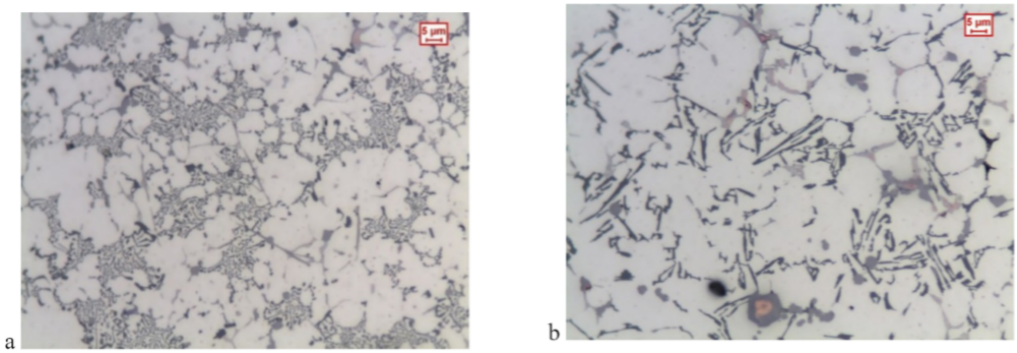


Figura 2.14: Típica micrografia de uma amostra AlSi9Cu3 a) na superfícice e b) no centro [20].

Esta liga tem uma baixa resistência à corrosão mas é adequada para aplicações a elevadas temperaturas (peças expostas dinamicamente, onde não há requisitos tão grandes em propriedades mecânicas) com temperaturas máximas da ordem dos 250 ºC. Recentemente, a liga AlSi9Cu3(Fe) tem vindo a ser associada a tratamentos térmicos com boas taxas de sucesso em peças obtidas por fundição injetada convencional sem causar *blistering* ou instabilidade dimensional. Algumas das aplicações principais desta liga, após um tratamento T6, são nomeadamente: bloco do motor

para motores de combustão interna, componentes de refrigeração, tais como *battery casings* e equipamentos de comunicação em alumínio. Estes exemplos são fruto, da melhoria na condutivade térmica, aliado ao facto de poder ser exposta a elevadas temperaturas de serviço. Um estudo feito em 2008 explica a possibilidade disso, como podemos verificar na figura 2.15, onde é possível observar a melhoria de 17 % na condutividade térmica da liga após o tratamento térmico T6 [21].

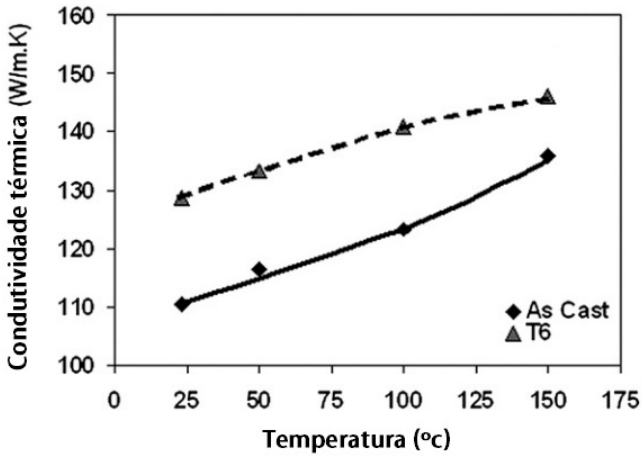


Figura 2.15: Comparação da condutividade térmica da liga AlSi9Cu3(Fe) para diferentes temperaturas (23-150 ºC), para diferentes condições metalúrgicas [21].

A liga do estudo possui uma composição química Al–9Si–3.1Cu–0.86Fe–0.53Zn–0.16Mn–0.11Ni–0.1Mg, onde o T6 realizado teve uma temperatura de solubilização de 490 ºC num estágio de 15 min num forno de ar circulante, seguido de um envelhecimento a 150 ºC durante 24 h. A velocidade no ataque para esta peça foi de 82 m/s, sendo esta variável importante na formação ou não de *blistering* para a temperatura de solubilização limite de 490 ºC, como será visto na componente prática da dissertação.

2.2.5 Ligas de 1ª fusão (nova geração)

O alumínio tem uma forte afinidade com o oxigénio, graças a isso, quase nunca é encontrado na sua forma elementar na natureza, mas sim sob a forma de óxidos ou silicatos. As ligas de alumínio de primeira fusão são feitas através da extração da bauxite, contendo apenas 30-54 % de alumina(Al_2O_3) sendo que o resto consiste numa mistura de sílica, óxido de ferro e dióxido de titânio. Esta alumina necessita ser purificada antes de ser refinada em alumínio. Então, este é um processo muito dispendioso e com várias etapas[5].

As ligas para fundição injetada designadas por ligas convencionais, não são adequadas para fazer peças com aplicações que requeiram altas ductilidades, chamadas de alta performance, muitas vezes tratando-se de peças estruturais. Por esta razão foram desenvolvidas ligas primárias como é o exemplo da liga AlSi10MnMg, com teor máximo de 0.2 % Fe e elevado teor em Mn, prevenindo assim a soldadura da peça à moldação. Contudo, a utilização de ligas recicladas reduz significativamente o custo de fabrico de uma peça ao reduzir o custo da matéria prima e aumentar os ciclos

de vida da moldação. O Fe tem um efeito maior na redução do fenómeno de brasagem que o Mn, sabendo que o Mn é um componente encarecedor. No entanto, o Fe diminui a ductilidade da peça, sendo prejudicial em componentes estruturais [22].

2.2.5.1 Exemplos de ligas primárias usadas em aplicações estruturais:

- **AlSi10MnMg**, liga muito utilizada em chassis pela *Rheinfelden*, com boas propriedades mecânicas, até em peças com elevada espessura. Muito boa resistência à corrosão atmosférica e água [23].

Tabela 2.10: composição química [% wt] da liga AlSi10MnMg

Cu	Mg	Si	Fe	Mn	Ti	Zn	Cr	Al
<0.03 %	0.2-0.5 %	9.5-11 %	0.2 %	0.5-0.8 %	0.15 %	0.1 %	-	principal

Tabela 2.11: Propriedades mecânicas da ligaAlSi10MnMg [23].

Fabrico	Estado	Tensão limite de elasticidade [MPa]	Tensão de rotura [MPa]	Extensão após rotura [%]	Dureza Brinell [HB]
HPDC	F	120–150	200–272	4–9	75-90
HPDC	T6	180–260	250–320	6–12	80-110

- **AlMg5Si2Mn**

Tabela 2.12: composição química [% wt] da liga AlMg5Si2Mn.

Cu	Mg	Si	Fe	Mn	Ti	Zn	Ti	Al
0.03 %	5-6 %	1.8-2.6 %	0.2 %	0.5-0.8 %	0.1 % 5	0.07 %	0.2 %	principal

A maioria das aplicações desta liga passa por peças de alta performance, tais como pré-tensores de cintos de segurança, estruturas internas de volantes, jantes, estruturas de suspensão e outros componentes do chassis. É uma liga para fundição injetada com excelentes propriedades mecânicas em peças de baixa espessura. Muito boa soldabilidade, adequado a rebitagem, excelente resistência à corrosão e boa maquinabilidade. Ideal para design de carroçarias com ligações adesivas (colagens). As propriedades desta liga dependem da espessura da parede do componente e do método de arrefecimento após fundição. Um simples tratamento térmico é sugerido para compensar estas diferenças e resulta num aumento de Tensão limite de elasticidade até 30 % [23].



Figura 2.16: exemplo de uma peça estrutural do chassis de um automóvel feita em AlMg5Si2Mn.

Tabela 2.13: Propriedades mecânicas da liga AlMg5Si2Mn [23].

espessura parede[mm]	Estado	Tensão limite de elasticidade [MPa]	Tensão de rotura [MPa]	Extensão após rotura [%]
<2	F	>220	>300	10–15
2–4	F	160-220	310-340	11–22
4–6	F	140-170	250-320	9–14
6–12	F	120-145	220-260	8–12

- **AlSi9MnMoZr**

  Muito utilizada em peças finas da carroçaria, aviação, e em componentes automóveis no geral. É uma liga para fundição injetada com excelente colabilidade, elevada ductilidade no estado bruto de vazamento, como resultado pode ser utilizado muitas vezes neste estado. Possibilidade de com um simples estágio de tratamento de envelhecimento, aumentar ainda mais a sua ductilidade. Não ocorre distorções ou *blistering* no tratamento de solubilização. Muito boa resistência à corrosão e boa maquinabilidade [23].

Tabela 2.14: composição química [% wt] da liga AlSi9MnMoZr.

Cu	Mg	Si	Fe	Mn	Ti	Mo	zr	Al
<0.05 %	<0.06 %	8.5-10.5 %	<0.15 %	0.35-0.6 %	<0.15 %	0.1-0.3 %	0.1-0.3 %	principal

Tabela 2.15: Propriedades mecânicas da liga AlSi9MnMoZr [23].

espessura parede[mm]	Estado	Tensão de cedência [MPa]	Tensão de rotura [MPa]	Extensão após rotura [%]
2–3	F	120–150	260–300	10–14
3–5	F	100–130	230–280	10–14
5–7	F	80–110	200–250	10–14



Figura 2.17: exemplo de uma peça estrutural, suporte de suspensão feito em AlSi9MnMoZr [23].

- **AlMg6Si2MnZr**

  Esta liga tem uma elevado relação Mg-Si que garante uma boa colabilidade e uma boa alimentação durante a solidificação da peça no processo de injeção. A fração eutética é cerca de 40 % o que é suficiente para facilitar o processamento de moldações complexas. O Mg encontra-se em abundância para garantir a formação de precipitados Mg_2Si. Isto é importante para garantir que não há Si livre na estrutura, que tem uma influência negativa no comportamento à corrosão[23].

Tabela 2.16: composição química [% wt] da liga AlMg6Si2MnZr.

Cu	Mg	Si	Fe	Mn	Ti	Zn	Zr	Al
0.005 %	6-6.4 %	2.1-2.6 %	0.15 %	0.5-0.8 %	0.005 %	0.07 %	0.1-0.3 %	principal

Tabela 2.17: Propriedades mecânicas da liga AlMg6Si2MnZr.

Fabrico	Estado	Tensão limite de elasticidade [MPa]	Tensão de rotura [MPa]	Extensão após rotura [%]	Dureza Brinell [HB]
HPDC	F	200–220	340–360	9–12	85-105
HPDC	T5	230-250	350–380	8–12	85-110

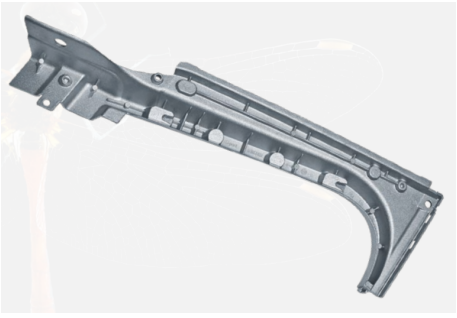


Figura 2.18: exemplo de uma peça estrutural feita em AlMg6Si2MnZr [23].

2.2.6 Tratamentos Térmicos em ligas HPDC

Nas ligas de Al, os tratamentos térmicos têm um papel importante de permitir alterar certas caraterísticas, nomeadamente a morfologia dos microconstituintes, tamanho de grão e eliminação de tensões residuais, com o objetivo de melhorar as propriedades mecânicas da liga. Na tabela 2.18 podemos ver os diversos tratamentos térmicos aplicados em ligas de alumínio e a nomenclatura utilizada.

Tabela 2.18: nomenclatura utilizada para diferentes tratamentos térmicos [24].

Tratamento	
T1	Tratamento térmico de solubilização parcial, seguido de um envelhecimento natural até uma condição substancialmente estável.
T2	Arrefecimento desde uma temperatura elevada de conformação, seguido de trabalho a frio e envelhecimento natural.
T3	Tratamento térmico de solubilização seguido de trabalho a frio.
T4	Tratamento térmico de solubilização seguido de envelhecimento natural até uma condição substancialmente estável.
T5	Tratamento térmico de solubilização parcial seguido de envelhecimento artificial.
T6	Tratamento térmico de solubilização, seguido de envelhecimento artificial.
T7	Tratamento térmico de solubilização, seguido de sobre-envelhecimento ou estabilização.
T8	Tratamento térmico de solubilização, seguido de trabalho a frio e envelhecimento artificial.
T9	Tratamento térmico de solubilização, seguido de envelhecimento artificial e trabalho a frio.
T10	Tratamento térmico de solubilização parcial, seguido de envelhecimento artificial e então trabalhado a frio.

Um típico tratamento térmico aplicado em peças estruturais obtidas em fundição injetada é o T6 figura 2.19, Tratamento térmico de solubilização, seguido de envelhecimento artificial, que envolve uma subida na temperatura para solubilizar a peça, seguido de uma têmpera que mantém as propriedades obtidas na solubilização. É possível então armazenar a peça a uma temperatura abaixo da temperatura ambiente para que não haja envelhecimento natural ou passar rapidamente para o processo de endurecimento estrutural por envelhecimento artificial.

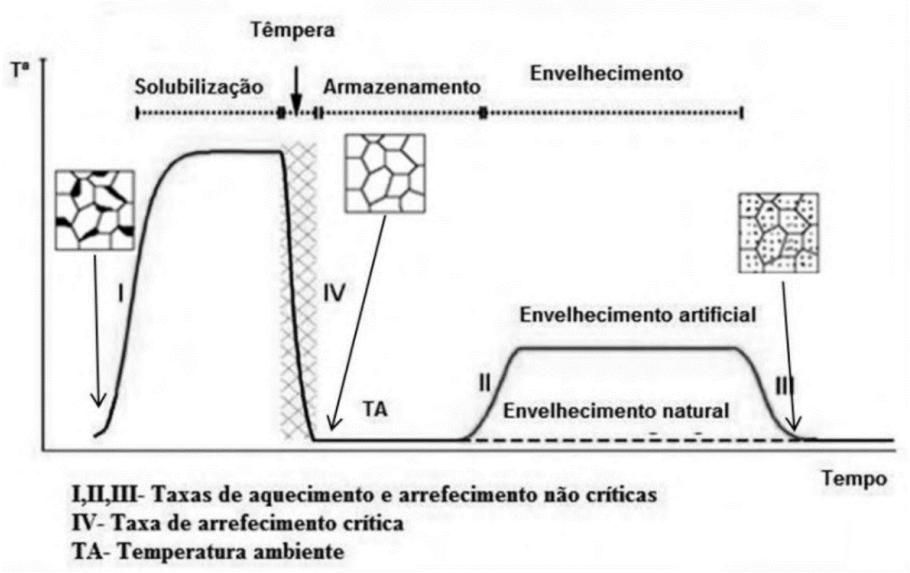


Figura 2.19: Processo T6 [25].

Na figura 2.20 observa-se o impacto que um tratamento T6 tem na morfologia do Si eutético, que por sua vez, estas alterações a nível metalúrgico terão impactos positivos a nível das propriedades mecânicas, como será explicado mais adiante.

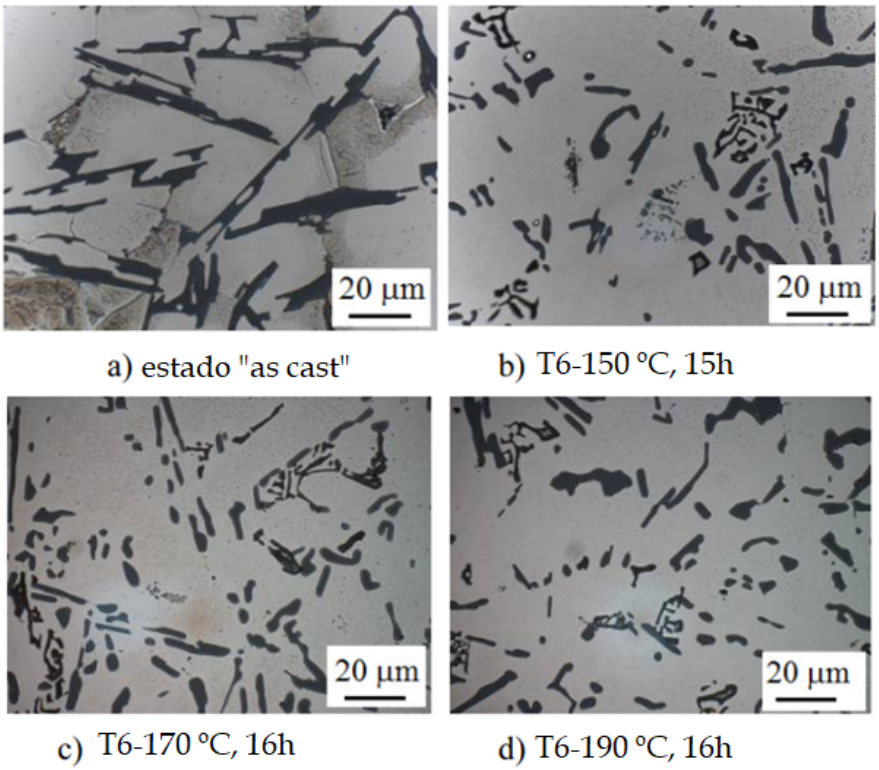


Figura 2.20: diferentes alterações a nível microscópio à morfologia do Si eutético, nomeadamente a esferoidização do mesmo [12].

2.2.6.1 Tratamento de solubilização

O tratamento de solubilização é efetuado a elevadas temperaturas, perto da temperatura eutética da liga com o objetivo de dissolver as fases solúveis contendo Cu e Mg formadas durante a solidificação, homogeneizar os elementos de liga e esferoidizar as partículas de Si eutético (pois a sua morfologia tem um grande impacto nas propriedades mecânicas da liga devido aos seus grandes flocos quebradiços que são iniciadores de fendas e têm um impacto negativo na ductilidade da liga) como podemos ver na figura 2.21. A esferoidização é o processo de engrossamento, arredondamento e diminuição do número de partículas de Si eutético com a aproximação da temperatura eutética que potencia o aumento de ductilidade sem a alteração da resistência mecânica da liga.

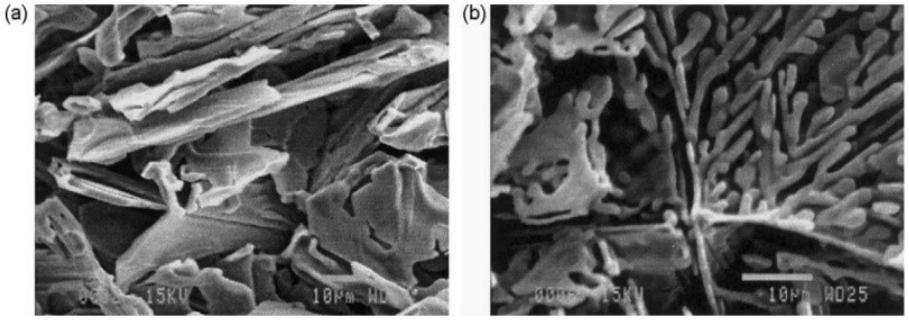


Figura 2.21: a) estrutura eutética não modificada b) estrutura eutética modificada (esferoidização) [26].

A dissolução de fases contendo Fe é difícil de realizar, como já falado anteriormente, dado que os precipitados Al5FeSi apenas dissolvem após períodos longos a elevadas temperaturas, sendo portanto o Fe um obstáculo à execução de tratamentos térmicos[26]. Na figura 2.22 é possível verificar um esquema da dissolução dos principais precipitados de dois tipos de Al_2Cu intermetálicos, ou em pequenos blocos ou em lamelas alternadas de α-Al+Al_2Cu, sendo que em blocos são difíceis de dissolver em solução sólida ao contrário do Al_2Cu eutético que conseguem se dissolver no espaço de 2 h de estágio[11], a figura 2.23 apresenta a microestrutura destas duas fases intermetálicas; átomos de Cu e Mg que pertençam a fases que não dissolvam durante este estágio não poderão participar no endurecimento por envelhecimento.

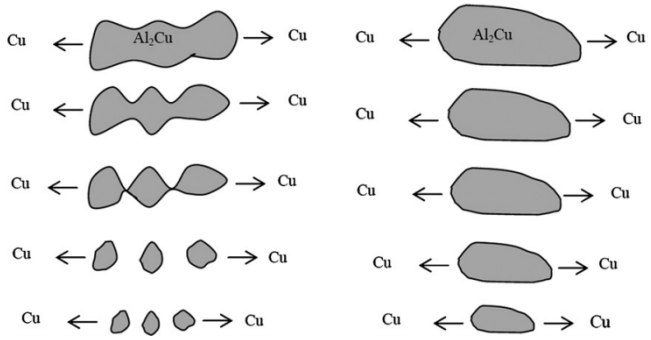


Figura 2.22: Processo de dissolução de Al_2Cu, à esquerda a dissolução de blocos Al_2Cu,e à direita a dissolução de Al_2Cu eutético [26].

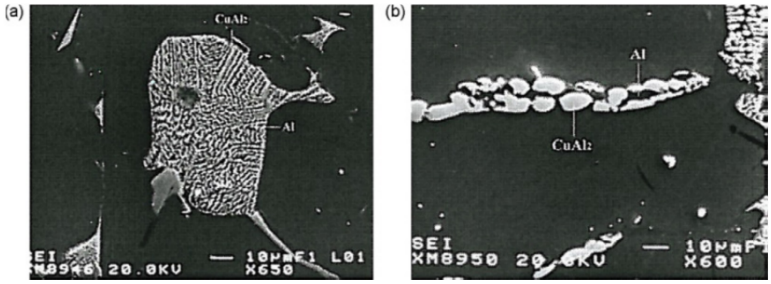


Figura 2.23: a)Al_2Cu eutético e b)Al_2Cu em blocos [11].

A Homogeneização dá-se então com a difusão dos átomos pela matriz, formando uma solução sólida homogénea. O tempo de estágio necessário depende da natureza dos átomos, temperatura da solução (taxa de difusão) também da distância de difusão que é dada pelo quão grosseira é a micro-estrutura, normalmente medida pelo SDAS (secondary dendrite arm spacing), figura 2.24.Quando o rácio entre tamanho de grão e o tamanho SDAS é inferior a 2, a morfologia do grão é considerada esférica ou globular [20].

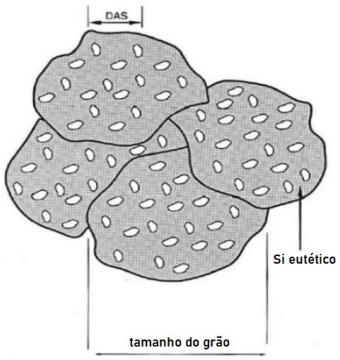


Figura 2.24: secondary dendrite arm spacing [11].

2.2.6.2 Têmpera

O objetivo da têmpera é suprimir a precipitação aquando do arrefecimento (obtendo a supersaturação dos solutos em solução sólida), desde a temperatura de solução até à de ambiente. Se a velocidade de arrefecimento for suficientemente alta, o soluto retido é elevado e um maior número de lacunas/vazios na matriz, equação 2.1. Por outro lado, se o arrefecimento for lento, as partículas precipitam heterogeneamente nos limites de grão ou deslocações, que resultam na redução em supersaturação de soluto e, por sua vez, uma menor tensão limite de elasticidade após envelhecimento [26].

$$Nv = N.exp(\frac{-Qv}{K.T}) \tag{2.1}$$

Nv-numero de lacunas/vazios;
N- numero total de átomos;
Qv- energia necessária para formação de vazios;
K- constante de Boltzman, $1.38x10^{2}3J/k$;
T- temperatura em Kelvin [27];

Os contras de um arrefecimento rápido são as tensões térmicas induzidas à peça injetada. A água é o meio normalmente utilizado para a têmpera. A cinética da precipitação depende do grau de supersaturação e da taxa de difusão, que varia com a temperatura em direções opostas. A uma elevada temperatura a taxa de difusão é alta e a supersaturação é baixa, enquanto a baixas temperaturas a difusão é menor, mas a supersaturação é alta. A máxima nucleação e taxa de crescimento ocorre sobre na zona critica de temperatura (200-450 ºC) para a maioria das ligas de Al. O tempo nesta região durante a têmpera deve ser o menor possível para evitar precipitação.

Na figura 2.25 podemos ver a influência da velocidade de têmpera com a tensão limite de elasticidade e a deformação até rotura de diversas ligas.

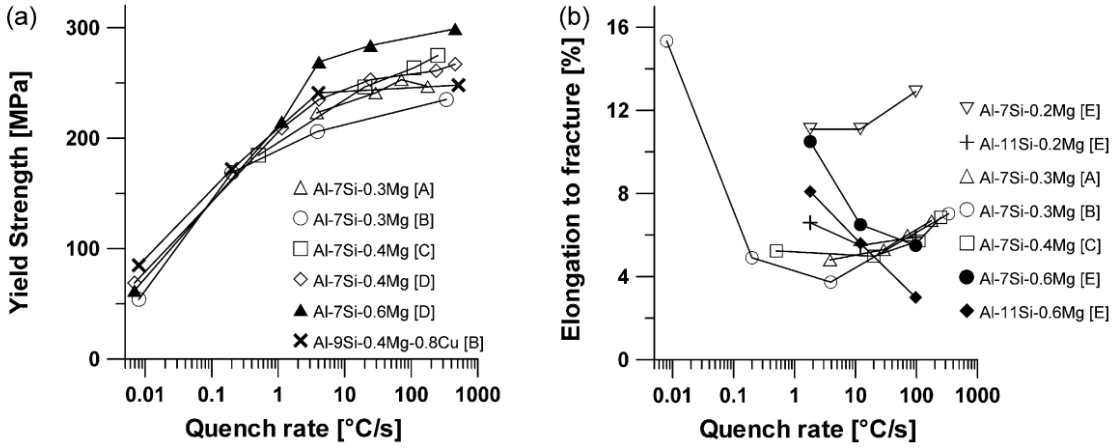


Figura 2.25: Comportamento de diversas ligas para diversas velocidades de têmpera para a) Tensão limite de elasticidade b) extensão até rotura [26].

Podemos observar dois tipos de comportamentos. Para ligas com alta concentração de Mg (0.6 % wt) a extensão após rotura aumenta com a diminuição da taxa de arrefecimento de têmpera (ºC/s). Para ligas com baixo teor de Mg (0.2-0.4 % wt) o comportamento é mais complexo. A ductlidade diminui com o aumento da velocidade de têmpera até atingir o mínimo de 4-40 º C/s, depois passa a aumentar, fazendo uma parábola positiva. Estudos sugerem que a ductilidade está relacionada com a quantidade de Si em excesso na matriz após têmpera. O aumento em ductilidade para ligas com maior concentração de Mg é devido à formação de uma menor fração de precipitados β" coerentes com a matriz durante o envelhecimento após uma têmpera lenta. Menores frações de β" coerentes também são observados em ligas com baixo Mg, mas precipitados frágeis de Si também se formam em têmperas lentas, devido à maior quantidade de Si em excesso, resultando numa redução de ductilidade.

2.2.6.3 Envelhecimento

Para causar a precipitação da solução supersaturada, à temperatura ambiente (envelhecimento natural) ou a elevadas temperaturas (envelhecimento artificial).O envelhecimento natural acontece à temperatura ambiente, ou no caso do envelhecimento artificial, a temperaturas na gama dos 150-210 ºC. Estes estágios têm como propósito a obtenção de uma distribuição uniforme de pequenos precipitados, proporcionando assim alta resistência mecânica ao material em questão.

2.2.6.3.1 Envelhecimento natural

A elevada supersaturação e elevado número de concentração de vazios/lacunas, após têmpera, causam a rápida formação das zonas GP, que são aglomerados que contêm uma alta fração de átomos de soluto. Estes aglomerados são muito pequenos (na caso dos nanómetros) e finamente dispersos na matriz, pois a difusão é limitada à temperatura ambiente. Estas zonas GP são coerentes com a matriz, a sua composição química está interligada com a da liga, morfologia pouco definida ou esferoidal, com a existência de tensão elástica induzida em torno destes devido à diferença em tamanho entre soluto e átomos de solvente. Precipitados coerentes são formados pois têm uma pequena energia de interface que resulta num raio crítico mais pequeno que faz com que precipitem mais facilmente. Estas zonas GP e a tensão criada à sua volta dificultam deslocações, resultando então num aumento da resistência mecânica.

Ligas contendo Mg endurecem rapidamente à temperatura ambiente, ver fig2.26a). Nesta figura, podemos observar um aumento na dureza após 1 h e o valor máximo é alcançado em torno das 100 h. A dureza alcançada depende da composição da liga, um maior teor em Mg oferece uma maior dureza. Quanto às ligas Al-Si-Cu, o envelhecimento natural é um processo muito lento, sendo que ao adicionar pequenas quantidades de Mg a liga responde muito mais rápido ao envelhecimento, tal como representado na fig2.26b) [26].

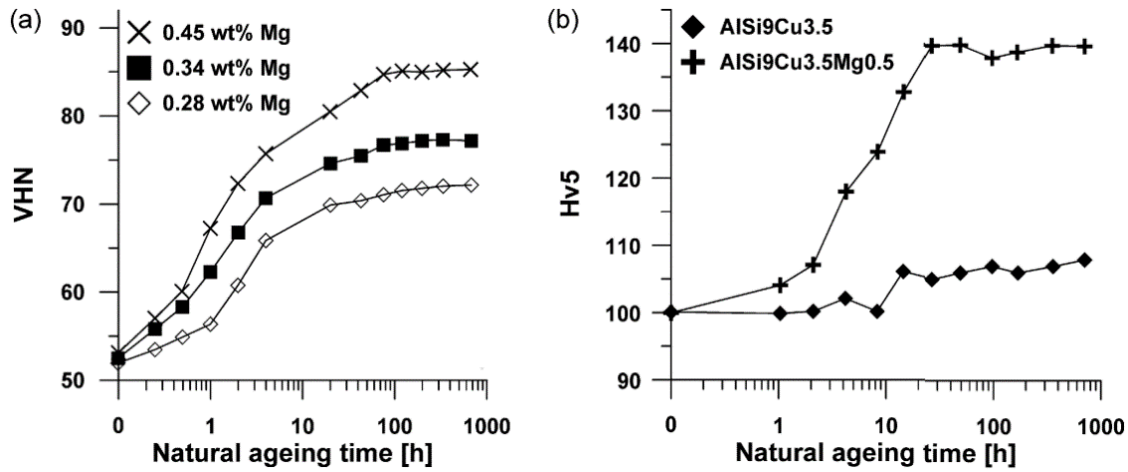


Figura 2.26: resposta em dureza de diversas ligas ao envelhecimento natural para a) diferentes quantidades de Mg b) a mesma liga com e sem Mg com o tempo de envelhecimento [26].

2.2.6.3.2 Envelhecimento artificial

Este tipo de envelhecimento, com temperaturas normalmente na gama dos 150-210 ºC permite movimentações de grandes distâncias por parte dos átomos e precipitados formados durante este tempo são na sua generalidade de maior tamanho que as zonas GP.

2.2.6.3.3 Envelhecimento em ligas Al-Si-Cu

No caso das ligas Al-Si-Cu a precipitação ocorre com diversas fases intermédias metastáveis até se atingir uma fase estável e incoerente com a matriz. No caso destas ligas, como já foi referido anteriormente, o endurecimento dá-se com a formação dos precipitados Al_2Cu com uma sequência geralmente descrita como a seguinte:

solução sólida sobre-saturada (Matriz α) $\rightarrow$ **Zonas GP**$\rightarrow\theta$**''**$\rightarrow\theta$**'** $\rightarrow\theta$**(Al$_2$Cu)**

A sequência começa com a formação rápida de átomos segregados, a partir da solução sólida sobressaturada que por sua vez dá origem às zonas GP. Estas zonas consistem em concentrações de átomos de Cu coerentes com a matriz, com diâmetros de 3-5 nm que apresentam baixa energia de interface. Acima dos 100 ºC estes discos dissolvem levando a uma diminuição da resistência mecânica e dureza antes do início da nova fase θ"(também referidas como GP2) que lhes dá lugar ter tempo de formar, tal é possível ser observado na figura 2.27. Após um envelhecimento prolongado, a fase θ"transforma-se em θ' metaestável, parcialmente coerente com a matriz, onde os átomos de Al e Cu arranjam-se numa estrutura tetragonal. É obtida a máxima dureza e resistência quando se tem esta fase em maior fração. Finalmente, o equilíbrio é atingido com a fase estável e incoerente θ (Al_2Cu), esta nucleia então nas deslocações e nos limites de grão, formando assim a

sua própria estrutura cristalina. Devido à sua incoerência, tamanho mais grosseiro e distribuição, causa uma diminuição das propriedades perante o pico [28][11].

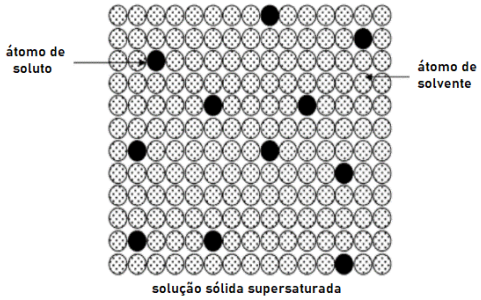


Figura 2.27: solução sólida sobre-saturada (matriz α) [29].

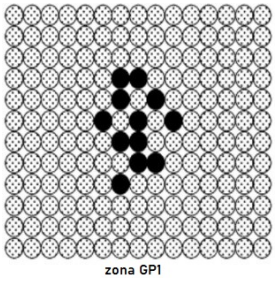


Figura 2.28: zonas GP1.

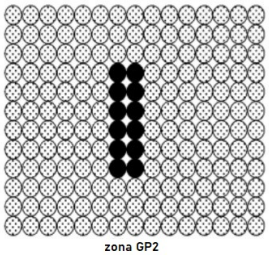


Figura 2.29: Zonas GP2 (θ") [29].

2.2.6.3.4 Envelhecimento em ligas Al-Si-Mg

As ligas Al-Mg-Si são normalmente envelhecidas a uma temperatura de aproximadamente 170 ºC e o processo de precipitação destas é o mais complexo de todas as ligas endurecidas por este mecanismo. Seguindo uma sequência parecida com a das ligas Al-Si-Cu como já vimos anteriormente[25]. Existem vários estudos sobre a sequência de precipitados que se formam nestas ligas, no entanto existe algum debate quanto à exatidão da sequência apesar da normalmente aceita ser a seguinte:

solução sólida sobre-saturada(Matriz α) $\rightarrow$ aglomerados/co-aglomerados de átomos de Si e Mg $\rightarrow$ zonas GP$\rightarrow$ β"$\rightarrow$ β' $\rightarrow$ β(α+Mg_2Si)

Na figura 2.30 é possível ver a evolução dos precipitados, passando de estrutura coerente para incoerente com a matriz, para estas ligas durante o envelhecimento. Os precipitados coerentes e muito finos são facilmente quebráveis pelas deslocações dando lugar a uma distorção localizada.

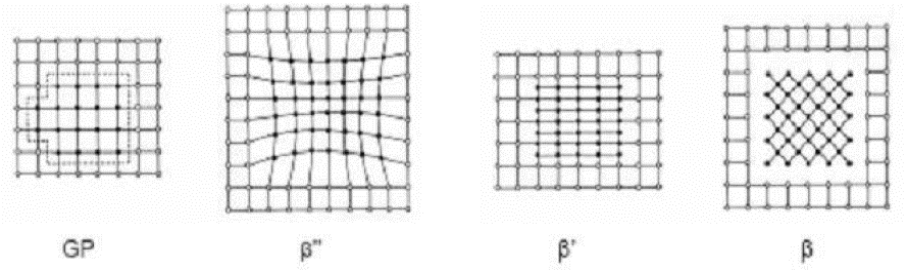


Figura 2.30: Evolução dos precipitados na matriz α [30].

Um mecanismo de endurecimento proveniente do envelhecimento artificial é o mecanismo de Orowan. Com o crescimento dos precipitados, o seu tamanho aumenta a resistência a estes cortes pelas deslocações (figura 2.31 a) e b)) fazendo o processo de corte difícil, assim com o aumento do raio da partícula torna-se mais fácil para as deslocações realizar um bypass aos precipitados curvando-se/dobrando (mecanismo de *Orowan*) do que cortá-los. O ponto de máxima resistência por parte dos precipitados, figura 2.31 c) é onde há tanta probabilidade das deslocações cortarem o precipitado como de dobrarem, este coincide então com o pico do endurecimento estrutural.

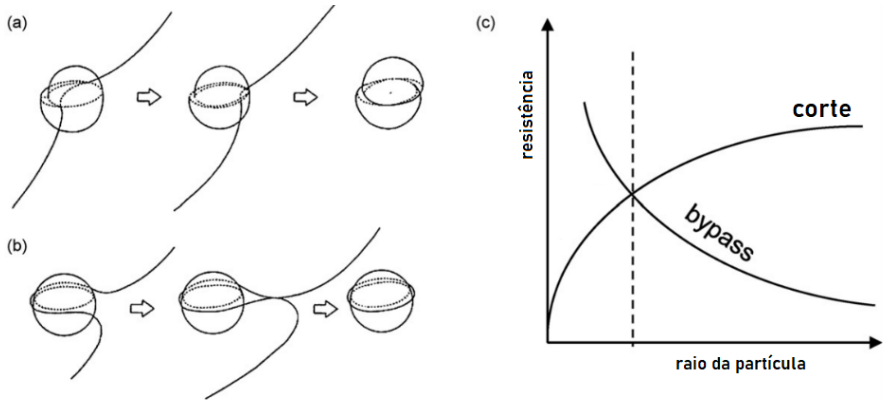


Figura 2.31: Deslocações que atravessam os precipitados, a) corte, b) bypass .C) relação entre raio e resistência mecânica da partícula para resistir a mecanismos de corte ou de bypass [26].

Os aglomerados de soluto aparecem no inicio do tratamento térmico, estes são o conjunto de átomos de Mg e Si juntamente com lacunas. Pensa-se também existir a probabilidade de existirem co-aglomerados Mg-Si devido à dissolução de aglomerados de Mg que se juntam aos de Si. As fasesβ' e β podem coexistir por muito tempo, dependendo da temperatura utilizada. Os precipitados β aparecem sob a forma de plaquetas ou cubos e são precipitados da fase estável e incoerente, Mg2Si , a sua proporção de Mg: Si é de 1,73 e a sua estrutura cristalina é CFC [31].

No entanto, uma confusão considerável ainda existe quanto ao processo de precipitação destas ligas e das composições destes precipitados intermédios. Alguns investigadores sugerem outros precipitados, tais como o U1 e B', sendo formados para além dos restantes acima mencionados. Pensa-se que um maior teor em Si tem um papel no aparecimento destas incógnitas, na figura 2.32 observa-se a possível sequência complexa para as ligas Al-Si-Mg.

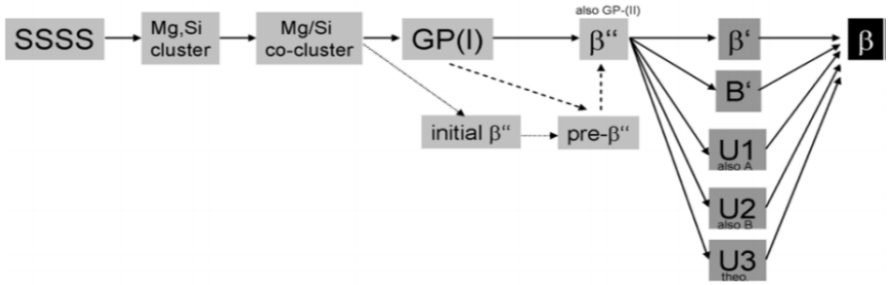


Figura 2.32: sequência de precipitação mais complexa, estudada para ligas Al-Si-Mg[11].

A resistência mecânica e dureza atingem um pico, chamado de envelhecimento máximo, e, a partir daí, dá-se o sobre-envelhecimento, onde os precipitados crescem de tal maneira exagerada que ultrapassa o ideal, assim dá-se uma redução da dureza e resistência mecânica a partir do momento que este fenómeno tem lugar. A curva que representa esta progressão do envelhecimento a temperatura constante pode ser visível na figura 2.33.

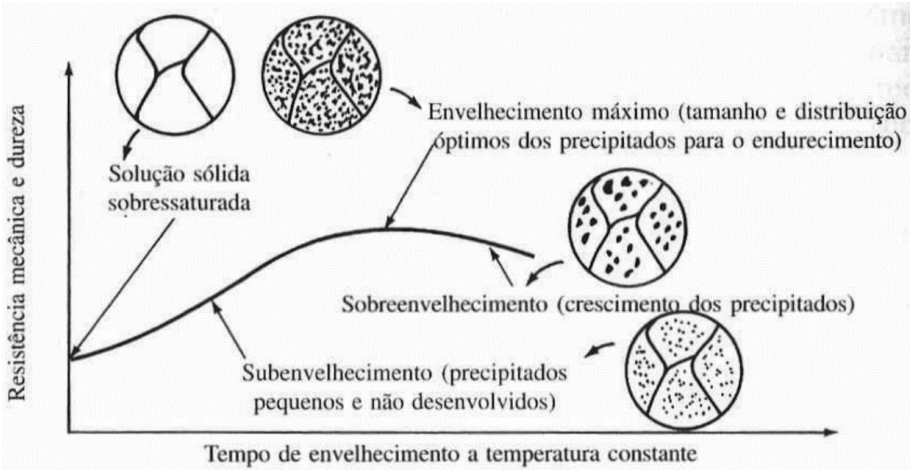


Figura 2.33: típica curva de envelhecimento [30].

2.2.6.4 TT relâmapago

A oportunidade para obter um aumento substancial em resistência mecânica em ligas de alumínio por HPDC, recorrendo a tratamentos térmicos, incorre em custos acrescidos, superiores ao da própria peça em si, no entanto, a habilidade de explorar propriedades mecânicas superiores pode resultar numa possibilidade de otimização topológica, que se traduz num menor peso, e por sua vez um custo reduzido. Um tratamento térmico rápido ou relâmpago, por sua vez, significa que será um tratamento de curtas durações, reduzindo assim a duração do ciclo térmico, que permite diminuir a quantidade de equipamento no forno requerido e ainda uma poupança de energia substancial em comparação a tratamentos térmicos convencionais.

Na base de testes industriais, foi estimado que o custo de um tratamento T6 para fundição injetada (TT relâmpago) é aproximadamente 50 % de um standard para outras ligas de fundição,

devido à dita redução na duração no tratamento de solubilização e da temperatura. Os custos associados a este novo procedimento do tratamento T6 estão $\frac{1}{3}$ associados à parte de solubilização devido ao anteriormente falado, e o restante está então concentrado na parte do envelhecimento artificial, onde este tem normalmente a duração de 16 a 24 h a 150 ºC. Se reduções substanciais no tempo dos ciclos de endurecimento por precipitação conseguirem ser atingidas, o capital e energia associada conseguirão ser ainda mais reduzidos. Em geral, estas reduções podem ser atingidas de várias maneiras.

- Uma estratégia é a de aumentar a temperatura de solubilização, que aumenta a concentração de vazios no Al, que por sua vez aceleram a cinética do endurecimento por precipitação após têmpera. No entanto esta técnica não é aplicável em HPDC, pois causa demasiado efeito *blistering* e instabilidade dimensional.

- Outra estratégia para estas ligas capazes de endurecimento por envelhecimento, mais especificamente aquelas que contêm Cu, é a de introduzir trabalho a frio no material após o tratamento de solubilização mas antes do envelhecimento artificial. Isto aumenta a densidade das deslocações, que serve como base da nucleação heterogénea das fases precipitadas tais como Al_2Cu ou Al_2CuMg. No entanto, tais procedimentos não podem normalmente ser aplicadas às peças injetadas devido às suas formas complexas.

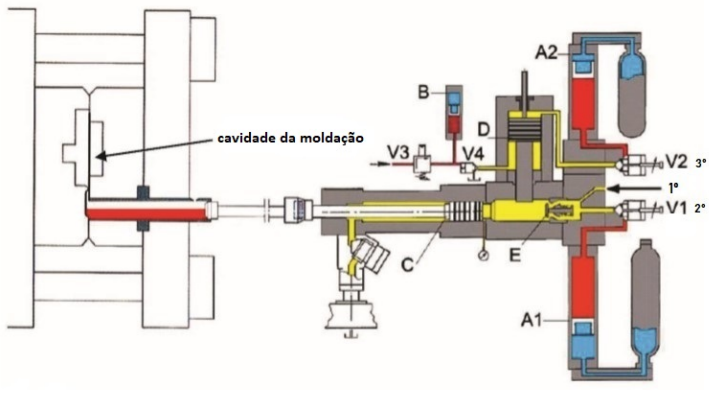
- Finalmente, a redução na duração do tratamento térmico consegue ser atingida pelo aumento de temperatura da precipitação durante o envelhecimento artificial, devido ao tempo requerido para atingir o pico da resistência mecânica decresce progressivamente. Tal mudança tem as suas desvantagens, tais como a redução das propriedades no seu pico , pois a precipitação torna-se grosseira e mais espaçada. No entanto, se a composição da liga puder ser otimizada de tal maneira que os precipitados são inererentemente mais estáveis e uniformemente dispersos a estas elevadas temperaturas, assim a redução na resistência pode ser reduzida ou até eliminada [32].

2.3 Processo de Fundição injetada para ligas de Al para componentes estruturais

2.3.1 HPDC convencional

A fundição injetada (HPDC) é um processo economicamente rentável para elevadas taxas de produção e elevada precisão dimensional, e é, portanto, aplicado nos mais diversos campos industriais. Cerca de metade da produção de metais leves por fundição são obtidos por esta tecnologia.

Na fundição injetada de ligas de alumínio, máquinas de câmara fria são tipicamente utilizadas, no qual o sistema de injeção do metal está apenas em contacto com o metal fundido por um curto espaço de tempo, este é colocado na camisa (*shot sleeve*) e é empurrado para a cavidade da moldação usando um sistema hidráulico pistão-cilindro mostrado na figura 2.34. O metal líquido, mantido num forno à temperatura desejada, é geralmente colocado na câmara de injeção) a cada ciclo de injeção.



A1	acumulador de gás para controlo da 2ª fase
A2	acumulador de gás para controlo da 3ª fase
B	acumulador de contrapressão
C	pistão
D	pistão para a compactação
E	válvula de contrapressão
V1	válvula de controlo do fluxo na 2ª fase
V2	válvula de controlo do fluxo na 3ª fase
V3	válvula de alívio de pressão
V4	válvula de contrapressão de fluxo

Figura 2.34: ilustração esquemática do sistema hidráulico de injeção [33].

Diversas operações estão envolvidas no processo de fundição injetada, como pode ser observado na figura 2.35 para além das principais, que são o enchimento da câmara de injeção, a injeção do metal na cavidade e a solidificação e extração da peça. Por isso, este processo é um tanto complexo, não só pela transformação das fases do metal ao solidificar, mas também por diversas outras características que são influenciadas pelos parâmetros de injeção [34][33].

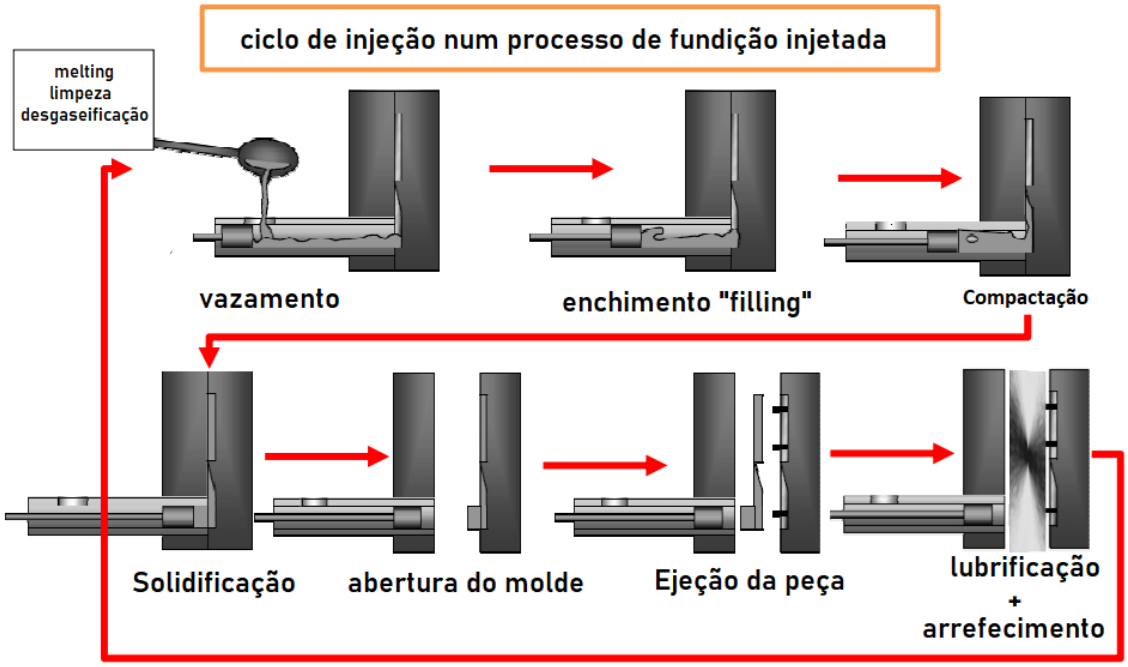


Figura 2.35: sequência do ciclo de fundição injetada [1].

O enchimento da moldação pode ser então resumido em três estágios (figura 2.36):

1º Fase O metal fundido preenche a câmara de injeção e o pistão começa o movimento a uma velocidade baixa (até 10 m/s no pistão) para limitar turbulências.

2º Fase A cavidade é preenchida a uma elevada velocidade (20-80 m/s nos ataques) para evitar solidificação prematura no ataque e moldações incompletas. A transição da 1ª fase para a 2ª é chamada de ponto de comutação ou *change over position (COP)*.

3º Fase Uma vez preenchida a cavidade, uma elevada pressão, pressão de compactação (também intitulada de *intensification pressure*) ou IP é aplicada ao metal fundido para prevenir a formação de porosidades durante a solidificação [33][10].

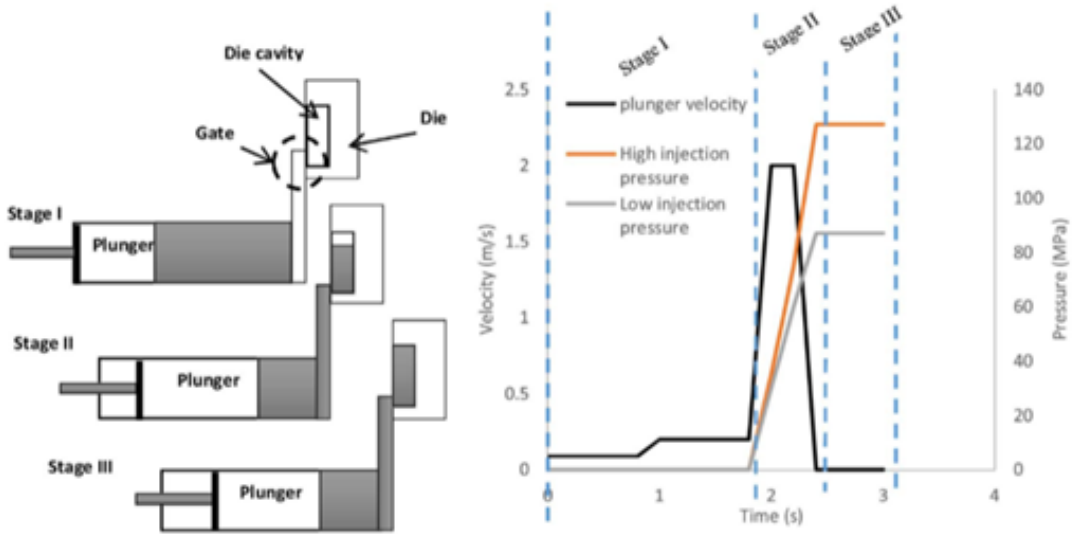


Figura 2.36: fases da injeção no processo de fundição injetada demonstrando a evolução da velocidade do pistão e pressões atingidas nas diferentes fases [10].

O processo de HPDC convencional permite então, elevadas taxas de produção, entre 20-200 peças/hora, sendo dos processos mais *low cost* para médias/altas produções, a obtenção de componentes no estado quase final, poupando assim muitas vezes recurso a muita maquinagem. Resumidamente o processo de HPDC convencional permite:

• Elevadas taxas de produção, tornando-se num processo low cost para médias/altas produções;

• Permite uma peça com forma próxima da final com pouca maquinagem necessária;

• Produção de peças com formatos complexos com tolerâncias apertadas;

• Espessuras mínimas na casa dos 1-5 mm;

• Excelente precisão dimensional ($\pm$ 0.1 mm);

• Excelente acabamento superficial [1].

A principal desvantagem do processo HPDC é o aprisionamento de gases e óxidos devido ao regime turbulento do metal durante a fase de enchimento, resultando em porosidades [33].

2.3.2 Parâmetros influenciadores na fundição injetada

A Maioria da literatura sobre ligas Al-Si em HPDC focam-se nos parâmetros influenciadores da microestrutura e comportamento à tensão-deformação. A velocidade do metal fundido ao pas-

sar no ataque e a pressão de compactação na 3ª fase são os principais parâmetros na força de fecho da maquina. Outros parâmetros como dimensões do ataque e canais de distribuição estão relacionados com estes anteriores. Também frequentemente mencionadas são a temperatura da moldação (normalmente 200-230 °C) e a temperatura do metal fundido dentro da câmara de injeção. Estas variáveis são fulcrais na taxa de arrefecimento da moldação e no fenómeno de brasagem, esta reação pode ser muito prejudicial em sistemas Al-Fe, onde as ligas secundárias possuem Fe tal como os aços de ferramenta usados nas moldações [33].

A literatura explica alguns fatores importantes que possam influenciar as reações moldação ferroso/interface de Al líquido, tal como já referido, a temperatura do metal fundido, a temperatura do molde, ambas as composições químicas, *coatings*, entre outros. Este fenómeno pode ser esquematizado em 5 fases, tal como é observado na figura 2.37: **a)** ataque inicial dos limites de grão por Al causam corrosão na superfície do molde, **b)** formação de fases intermetálicas Al-Fe, **c)** crescimento de fases ternárias Al-Fe-Si, **d)** crescimento de camadas intermetálicas para camadas vizinhas, **e)** precipitatação de Si nos limites de grão das fases ternárias.

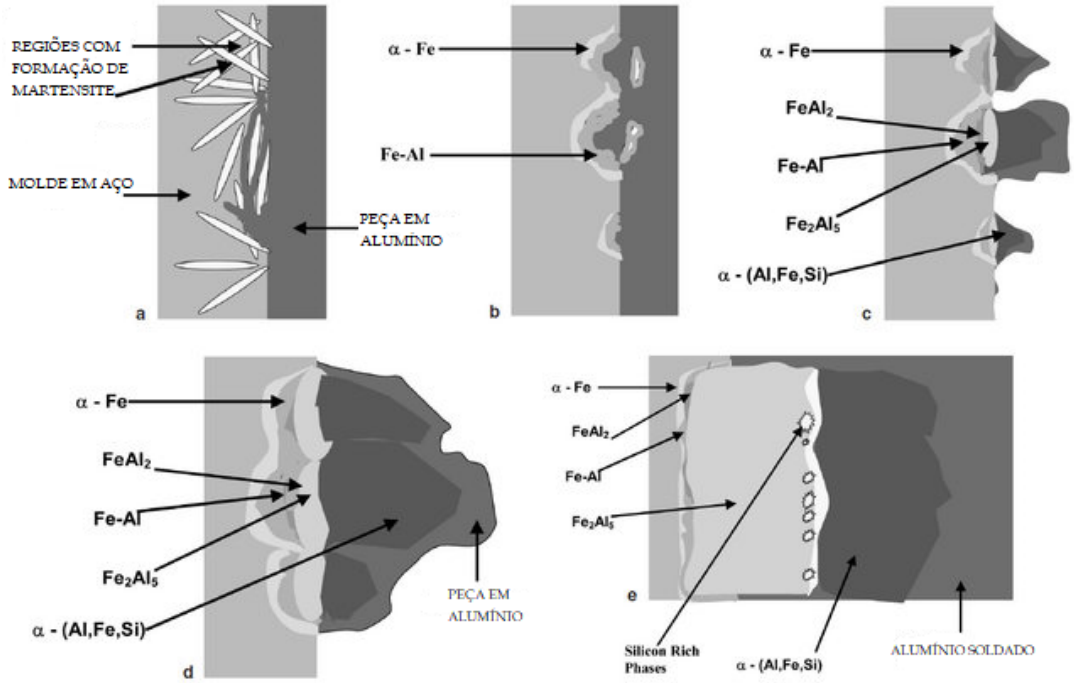


Figura 2.37: Esquema do fenómeno de brasagem [35].

2.3.2.1 Efeito da velocidade de injeção na 2ª fase

A velocidade de enchimento na 2ª fase é um dos parâmetros mais importantes no controlo de qualidade. A velocidade no ataque determina o contorno do fluxo dentro da cavidade da moldação e está relacionada com a dimensão do ataque e dos canais de distribuição e com o perfil geométrico da cavidade. Também influencia a porosidade e subsequentemente resistência mecânica.

2.3.2.1.1 Na porosidade

Segundo uma experiência realizada pela *American Foundry Society*, o tempo de enchimento da cavidade reduz significativamente com o acréscimo da velocidade no ataque até certo ponto. Velocidades excessivamente altas podem danificar o acabamento superficial e causar um aumento de porosidade devido ao aprisionamento de gás. Pelo contrário, também foi evidenciado que a porosidade diminui linearmente com a diminuição do tempo de enchimento e isto é dependente da espessura da moldação. Não é totalmente consensual o desenvolvimento de porosidade, havendo literatura que apoia a existência de uma gama ideal de velocidade do pistão (1.7 a 3.4 m/s) para uma menor porosidade. Apesar de tudo, de uma maneira geral, segundo a maioria esmagadora dos estudos realizados, o teor de porosidades diminui com o aumento da velocidade, figura 2.38.

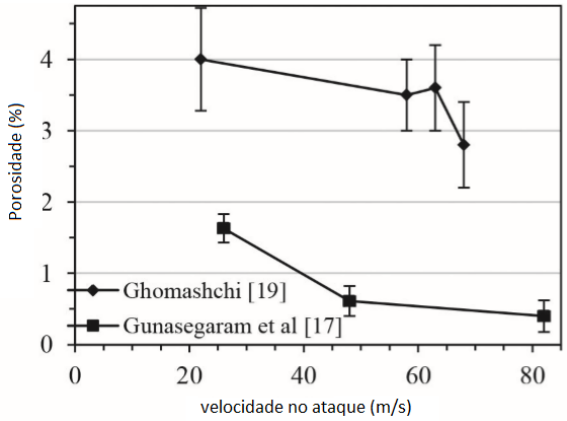


Figura 2.38: diagrama da velocidade no ataque e o impacto na porosidade [33].

Numa máquina injeção, existem dois parâmetros principais do processo quando se fala na entrega real do metal para a moldação que afetam significativamente a porosidade. Estes são os parâmetros de slow e fast shot speed.

- **slow shot speed**, esta é a velocidade a que o pistão se move inicialmente após o metal ter sido vazado para a camisa. Se a velocidade for muito rápida, o ar é aprisionado dentro do metal. Se a velocidade for muito lenta, uma onda é criada dentro da camisa, que por sua vez tem o mesmo efeito.

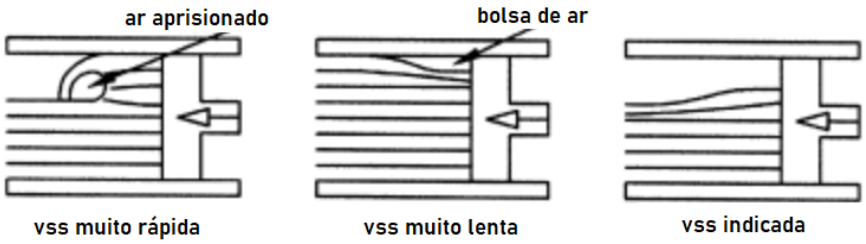


Figura 2.39: esquema do interior de uma camisa de injeção para diferentes velocidades [36].

Este efeito é demonstrado em 2.39. Um estudo permitiu precisar a velocidade crítica do slow shot (Vss) que reduz a porosidade. A tabela 2.19 lista abreviadamente estes valores.

Tabela 2.19: diferentes valores críticos correspondentes a um diâmetro da câmara de injeção [36].

diâmetro câmara fria(mm)	vss(m/s)
38.1	0.429
50.8	0.495
63.5	0.553
69.85	0.581
76.2	0.607
88.9	0.655
101.6	0.701
114.3	0.744
127	0.785

- **fast shot speed**, é essencialmente a velocidade a que o metal entra no ataque. Ao contrário de outras formas de fundição, onde a maneira preferível da frente de metal fluir é planar, estudos demonstram que a maneira mais eficaz de preencher a cavidade em fundição injetada é por fluxo atomizado, onde as velocidades estão entre os 18 e 40 m/s para alumínio. Estas velocidades tendem a subir apenas em casos específicos, velocidades superiores são selecionadas para peças injetads com pequenas espessuras de parede e que requeiram um bom acabamento superficial. Ao usar velocidades maiores, significa também mais potência necessária e, ainda, erosão precoce da moldação à volta do ataque [36].

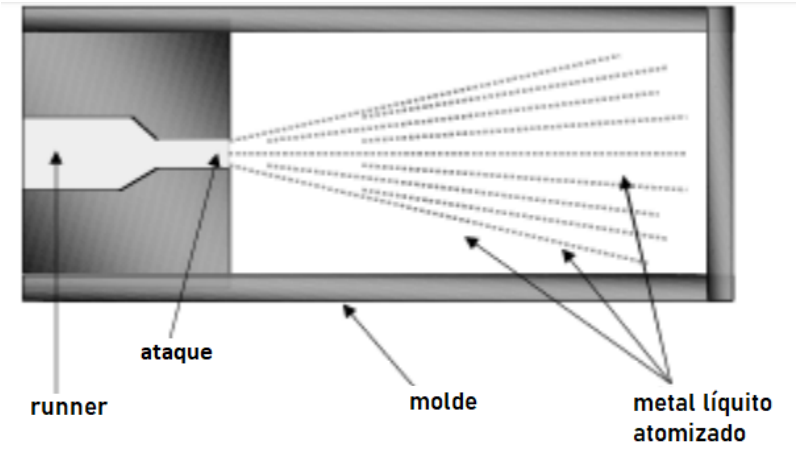


Figura 2.40: esquema da injeção atomizada [36].

Existe também o problema do tempo de solidificação no ataque, tempo até deixar de ser possível fluir o metal para a cavidade dependendo das propriedades do material a ser injetado. O fluxo livre do metal liquido através do ataque durante o enchimento e solidificação é crítico para a qualidade do produto final em HPDC. Um fecho cedo do ataque devido ao fenómeno de solidificação prematura, tem um detrimento na pressão que o sistema de injeção transmite à moldação no estágio de solidificação, resultando em peças fracas devido à alimentação imprópria na fase de contração do metal. Foi descoberto que o tempo de solidificação no ataque pode ser determinado pelo início do enchimento da cavidade até à queda de pressão medida exatamente após o ataque. A aplicação de maiores velocidades ajuda a mantê-la aberta durante mais tempo. Como resultado, obtém-se melhores moldações e melhores propriedades mecânicas[37]. Na figura 2.41 podemos ver um exemplo de um gráfico que demonstra o momento da solidificação no ataque "*gate freeze*", sendo que tende para uma assintota horizontal onde se encontra o limite de material a ser injetado para a moldação.[38]

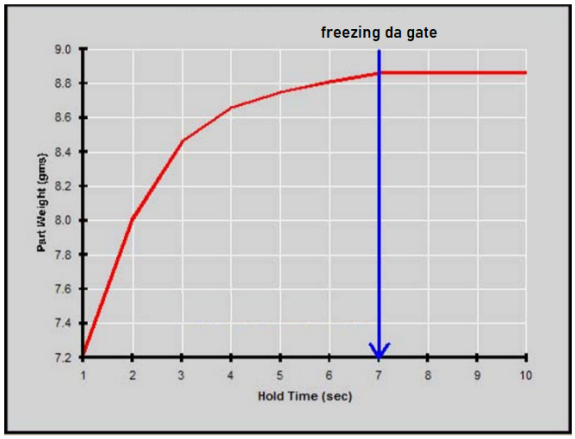


Figura 2.41: diagrama da quantidade de caudal no ataque em função do tempo [38].

2.3.2.1.2 Propriedades tensão-deformação

A figura 2.42 evidencia a influência positiva nas propriedades mecânicas que o acréscimo da velocidade no ataque tem nas diferentes ligas Al-Si obtida através de diversas experiências onde a variável *IP* (pressão de compactação) é mantida constante não influenciando os resultados. No entanto, para minimizar o fenómeno de erosão da moldação, os projetistas mantêm as velocidades abaixo dos 40 m/s.

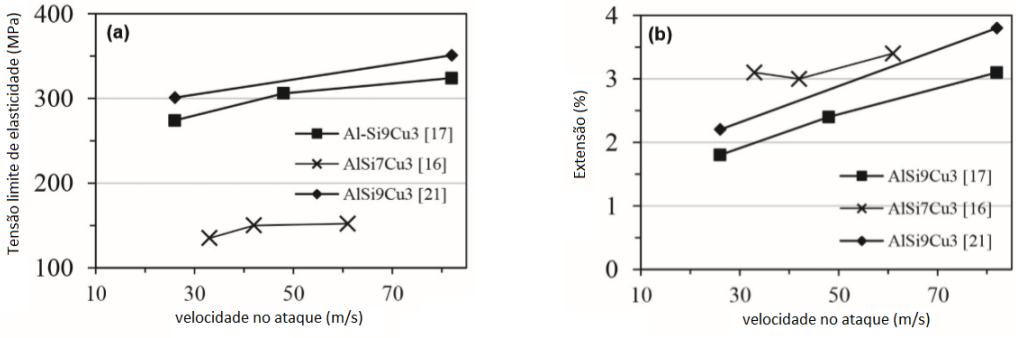


Figura 2.42: diagrama da velocidade no ataque e o impacto na tensão limite de elasticidade e na extensão após rotura em ligas Al-Si-Cu[33].

2.3.2.2 Influência da Pressão de compactação na 3ª fase

A pressão de compactação é aplicada no momento em que a cavidade está completamente preenchida para limitar a formação de porosidades devido a contração durante a solidificação e a expansão de ar aprisionado, melhorando as propriedades tensão-deformação da peça. Um estudo sobre a importância da IP em HPDC usando uma liga AlSi3MgMn concluiu que uma elevada pressão de compactação (61 MPa) reduz significativamente a porosidade, fig2.43. Na fig2.44 é possível observar a combinação certa da espessura no ataque e pressão de compactação para conseguir uma porosidade mínima na fundição injetada. Um problema desta alta pressão é a formação de zonas de tensão que podem ser observadas na fig2.43, algo que não ocorre a pressões mais baixas.

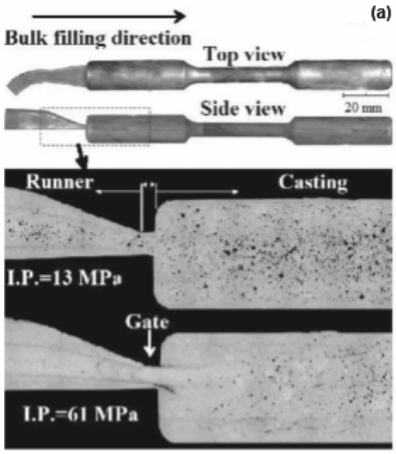


Figura 2.43: efeito da pressão na peça.

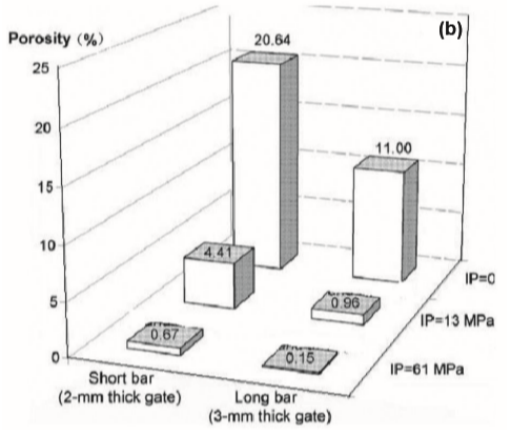


Figura 2.44: efeito de diferentes pressões de compactação na microestrutura e na porosidade[33].

2.3.2.3 Seleção de canais de distribuição e ataques

O metal fundido flui pelos canais de distribuição e entra na cavidade da moldação pelos ataques. O design do sistema de gitagem é critico para controlar o contorno do fluxo que afeta subsequentemente a qualidade da moldação. Um estudo [38], feito testou três tipos de sistemas de distribuição, nomeadamente, *finger*, tangencial e *split-type*, figura 2.45. Esta última configuração mostrou-se a melhor no ponto de vista do padrão do fluxo, distribuição de temperatura durante o enchimento e qualidade da peça em geral figura 2.46. Pelo contrário, o tipo tangencial permite uma forma mais eficiente de enchimento do metal fundido, menor turbulência e um tamanho mais compacto da moldação (depende sempre da peça e do seu formato/dimensão). Outra grande vantagem deste género é a capacidade de direcionar o fluxo de metal, algo que não acontece nos outros tipos. A distância entre a gate/canal de distribuição e o gito é reduzida em comparação aos restantes, resultando numa menor perda de calor e poupança de material. Selecionar a melhor combinação minimiza os defeitos e melhora a produtividade.

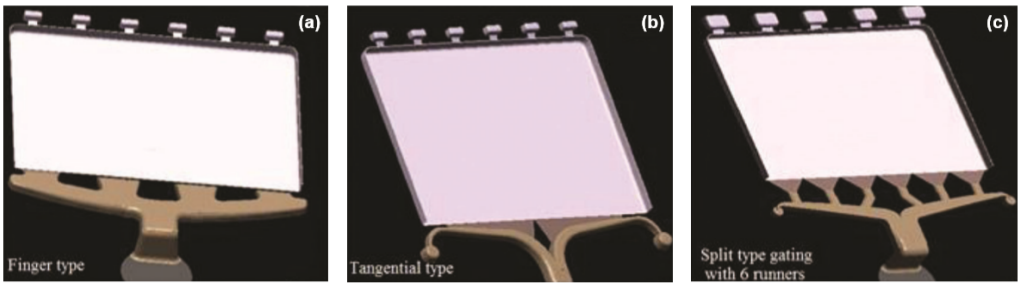


Figura 2.45: configurações de gitagem: finger, tangencial e split-type[38].

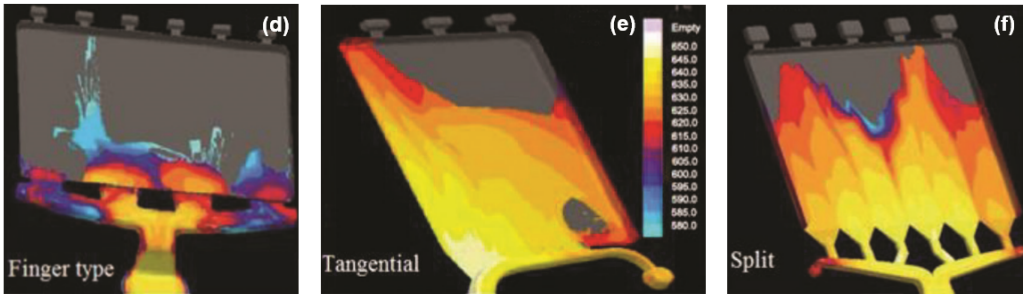


Figura 2.46: simulação dos 3 tipos de ataques na distribuição de temperatura aquando do enchimento[38].

2.3.3 Defeitos do processo de injeção convencional

Duas características do processo HPDC convencional são as extremas turbulências de injeção na cavidade da moldação, ao ocorrer a grandes velocidades e a rápida taxa de solidificação experienciada pelo metal. Por esta razão as peças obtidas contêm normalmente poros que provêm da presença de gases aprisionados tais como ar, vapor, hidrogénio, ou vapores formados pela decomposição de lubrificantes orgânicos utilizados na face moldante. Rechupes e defeitos planares como *blistering*, falado mais à frente, ou juntas frias (quando duas frentes de metal líquido se encontram e não fundem adequadamente na cavidade da moldação, deixando um ponto frágil, estes resultam em porosidades). A quantidade de gás contido dentro do molde a elevada pressão varia com a complexidade da peça, eficiência da ventilação, spray lubrificante entre outros fatores [39]. Na tabela 2.20 podemos verificar que defeitos relacionados com rechupes e gases aprisionados somam 35 % dos defeitos que ocorrem nas peças em fundição injetada, apesar de a maioria estar relacionado com a injeção, que podem ser previstos através de simulações. Por outro lado, os defeitos relacionados com porosidades são algo muito difícil de prever em simulações.

Tabela 2.20: Classificação dos defeitos em *HPDC* [34].

tipos de defeitos	Prob (%)	simulações ?	Validação experimental	Monitorização
rechupes e microrechupes	20	parcialmente	raio-x, microscopia	T, P, sensores
porosidade devido a gases	15	não	microscopia, visual	P ar, humidade
defeitos de enchimento	35	sim	testes de vazamento	P do ar, sensor, T
fases indesejáveis	5	não	microscopia	sensor na camisa
contrações térmicas	5	sim	visual, microscopia	temperatura
interação moldação-peça	5	parcialmente	microscopia	força de injeção, T
fora da tolerância	5	avançadas	visual, metrologia	metrologia
falta de material	5	sim	visual, metrologia	metrologia
excesso de material	5	avançadas	visual, metrologia	metrologia

P-Pressão, T-Temperatura

2.3.3.1 Rechupes e microrechupes

São vazios com superfície irregular, com evidências de dendrites geralmente em regiões espessas da peça. Em ligas de pequeno intervalo de solidificação os rechupes são concentrados e pode apresentar superfície lisa. Em ligas com grande intervalo de solidificação, os rechupes são mais dispersos e podem ser confundidos com porosidades de gás. Todas as ligas fundidas apresentam contração volumétrica decorrente da solidificação. Devido a este fenómeno, é necessário alimentar as contrações de solidificação através de reservatórios de metal líquido (massalotes) visando a não ocorrência de rechupes nas peças. Através desta técnica, os rechupes ficam concentrados nos massalotes que posteriormente serão cortados das peças e reaproveitados mais tarde [40].

Mecanismo de formação

A porosidade devido a rechupes é causada pela variabilidade da densidade da liga, no estado líquido em relação à do estado sólido. Praticamente todos as peças de alumínio hipoeutético têm tendência para a solidificação volumétrica e formar, na maioria dos casos, uma espécie de porosidade dispersa na região das paredes das juntas, chamados de *hot spots*. Na figura 2.47 é visível o processo de rechupagem em termos de % de contração com a solidificação de uma liga AlSi9Cu3(Fe). A microestrutura de uma porosidade deste gênero é apresentada em 2.48.

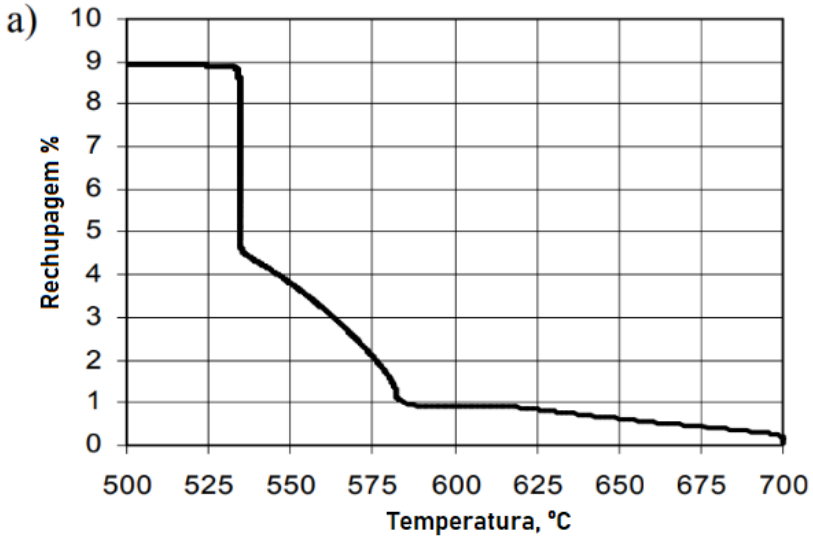


Figura 2.47: curva representativa do fenómeno de rechupes numa liga AlSi9Cu3(Fe) [41].

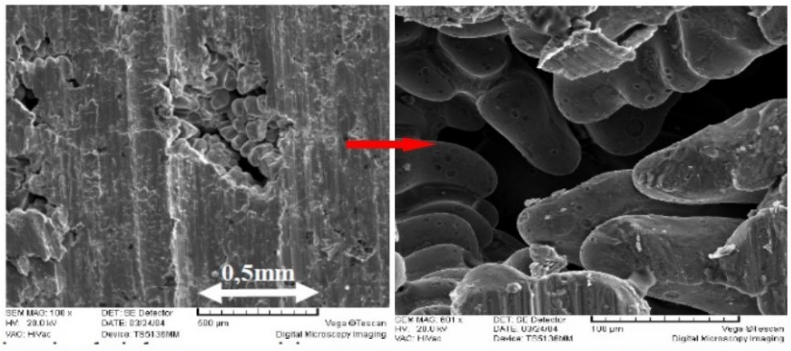


Figura 2.48: Micrografia por SEM de porosidade de rechupes (Al-Si-Cu) [41].

2.3.3.2 Porosidades gasosas

As típicas porosidades devido a gás provêm de hidrogénio contido na liga liquida de Al-Si, entre outras, de acordo com a seguinte reação química $2Al + 3H_2O \rightarrow Al_2O_3 + 6H$ e/ou da decomposição de hidrocarbonetos, estes normalmente provenientes de revestimentos e lubrificantes aplicados nos moldes. A solubilidade do H em alumínio diminui drasticamente durante a solidificação, fig2.49. O choque proveniente da elevada solubilidade do H no estado líquido e baixa no estado sólido (apenas 5% wt do H é solúvel no sólido) tem a tal consequência do aumento da tendência da formação de microporosidades na peça solidificada. Na fig2.50 é possível observar a diminuição da tensão limite de elasticidade com o aumento do nível de porosidade na peça.

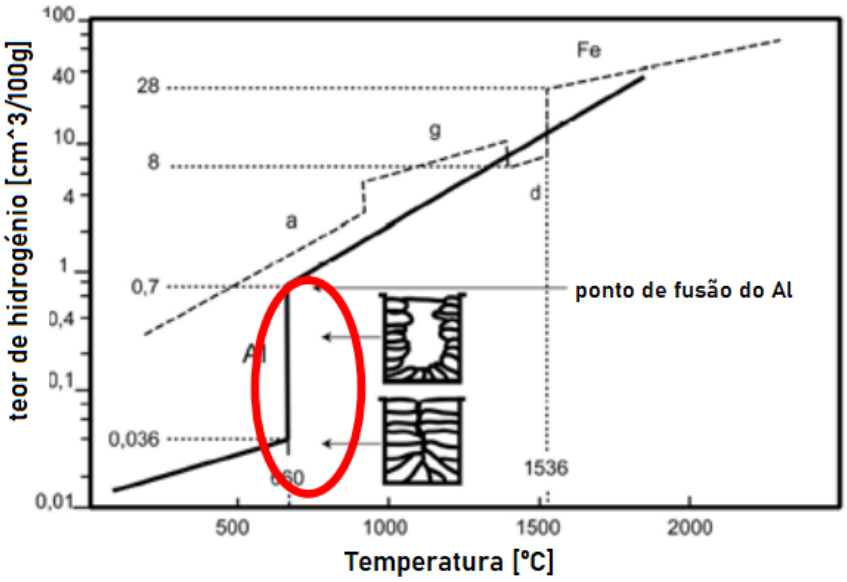


Figura 2.49: curva representativa do fenómeno de solubilidade do H para o Al e para o Fe em comparação)[41].

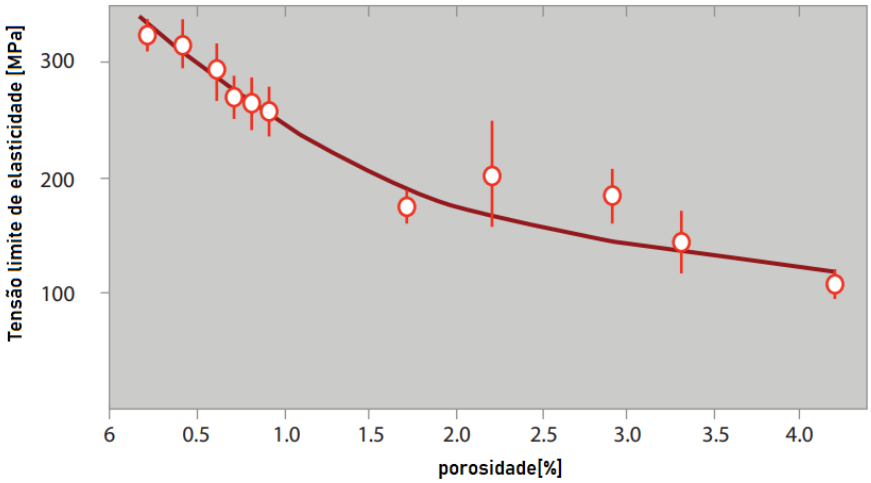


Figura 2.50: Tensão limite de elasticidade *vs* nível de porosidade[42].

2.3.3.2.1 *blistering*

Um dos grandes problemas na fundição injetada convencional é o conteúdo de gás aprisionado na moldação devido aos rápidos enchimentos e a consequente falha do escape dos diversos gases. Foi mostrado experimentalmente que a quantidade total de gás varia entre 1 e 12 $cm^3/100g$ e o volume do gás é comprimido até 1000 vezes numa típica injeção de metal a 100 MPa. Portanto, não só o processo convencional contém quantidades substanciais de gás, mas estes, para além de estarem aprisionados, estão sob elevadas pressões. Apesar de algumas porosidades no componente serem normalmente aceitáveis, a presença de fases gasosas sob altas pressões tem a desvantagem destas peças obtidas em condições convencionais não poderem ser tratadas termicamente a elevadas temperaturas, pois ao expandir o gás aprisionado, resulta em *blistering* superficial inaceitável e ainda em instabilidades dimensionais quando os poros sob pressão causam deformação plástica à peça em questão.

Em 2.51 é possível ver o *blistering* numa AL-Si-Cu. O metal perto da superfície é plasticamente deformado pela expansão dos gases aprisionados. O aquecimento ou arrefecimento da peça alterará a pressão no interior desta bolsa de ar, e a equação dos gases perfeitos 2.2 é utilizada para prever a influência na mudança de temperatura na pressão:

$$\frac{P1V1}{T1} = \frac{P2V2}{T2} \tag{2.2}$$

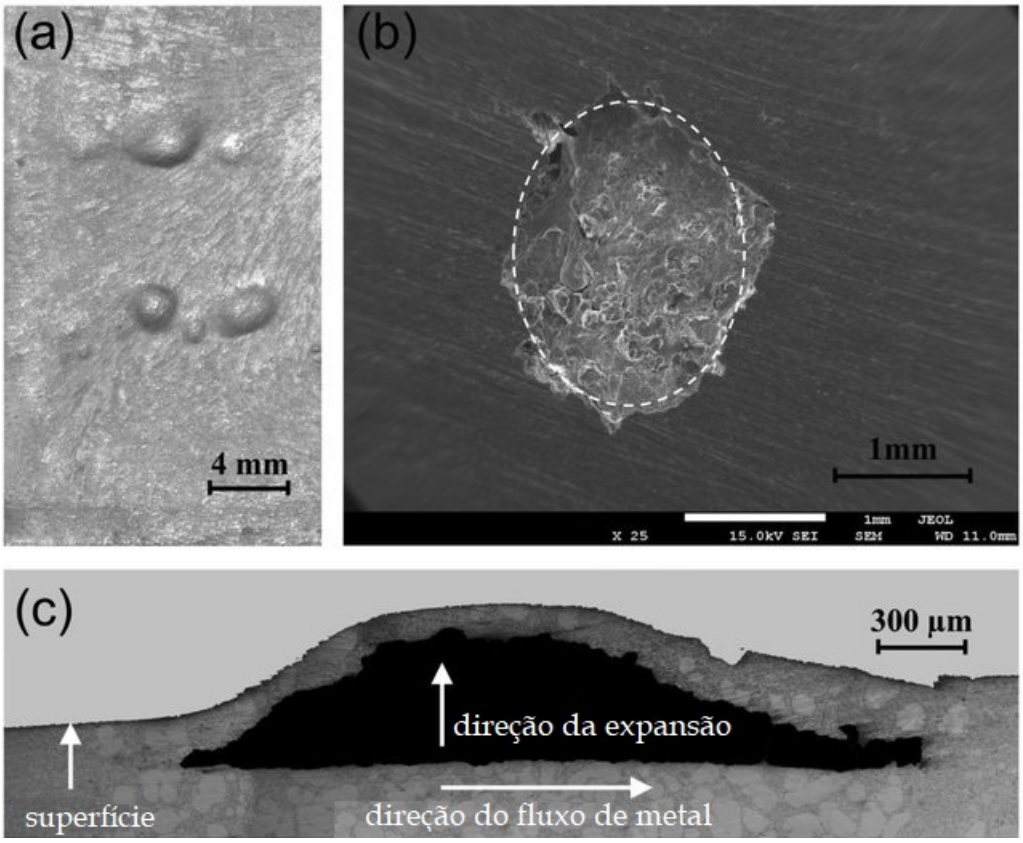


Figura 2.51: Típica morfologia do interior de um *blistering* superficial, em a) visão exterior do *blistering*, b) visão do interior de uma bolsa de ar com a camada de blister removida e c) vista em corte do interior da bolsa de ar [43].

onde V é o volume de gás aprisionado, T é a temperatura absoluta, P é pressão dentro da bolsa de ar. O lado esquerdo da equação é relativa aos valores na 2ª fase da fundição injetada. No 3ª fase, após a cavidade ser completamente preenchida, a pressão de compactação (P2) é aplicada ao metal que está a solidificar, para preencher as cavidades formadas pela rechupagem. De acordo com a equação 2.2 a P1 aumentará para P2 enquanto V1 decresce para V2. No entanto o *blistering* não ocorre neste instante pois a superfície da peça é suportada pela parede da moldação. Durante a solidificação da peça, o volume do gás aprisionado mantém-se constante enquanto a P2 decresce drasticamente até P2'. Quando a peça é reaquecida a uma T3 durante um tratamento térmico de solubilização, a P2' sobe até P3 onde, esta, se exceder a tensão limite de elasticidade da liga ocorre a formação do *blistering*. Esta resistência da liga não se mantém constante, diminuindo com o aumento da temperatura pois a liga vai enfraquecendo à medida do seu aquecimento devido a fluência do mesmo, e com a diminuição da profundidade da localização do ar aprisionado debaixo da superfície da peça, o blister, eventualmente para de crescer quando se iguala a pressão do interior da bolha (2.3) com a tensão limite de elasticidade da peça, ver figura 2.52. A partir desta temperatura crítica, existem danos irreversíveis provocados ao material.

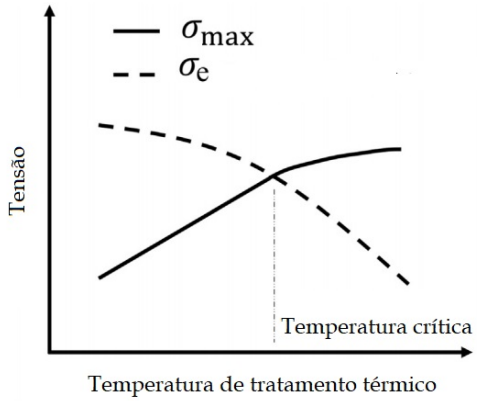


Figura 2.52: Curva demonstrativa da evolução da tensão num *blistering* com o aumento de temperatura num tratamento térmico [43].

A equação que rege a σ_{max} depende do tamanho da bolsa de ar, ver figura 2.53, da pressão aplicada pelo ar aprisionado, da relação $\alpha = \frac{c}{a}$, e de t, que é a distância do centro do blister à superfície da peça.

$$\sigma_{max}=\sigma_z=\frac{6Pc^2}{t^2(3+2\alpha^2+3\alpha^4)} \tag{2.3}$$

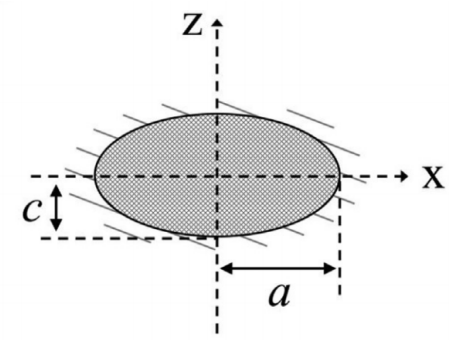


Figura 2.53: Desenho esquemático representativo da superfície pressurizada da bolha vista de cima [43].

2.3.3.2.2 Desgaseificação por rotor

A desgaseificação com auxílio de um rotor em ligas Al é um processo muito popular para controlar os níveis de H, metais alcalinos e inclusões no metal fundido, antes da injeção.

O H necessita ser removido do banho, antes do processo de injeção com a ajuda de gases inertes , como o azoto ou árgon. No processo de desgaseificação por rotor é necessário dois atributos chave. Primeiramente, o metal vai ser rapidamente agitado para atingir e manter homogeneidade química e térmica durante o processo todo. É importante que o tempo requerido para atingir uma

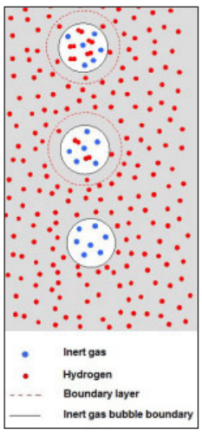


Figura 2.54: bolhas inertes a captar H [44].

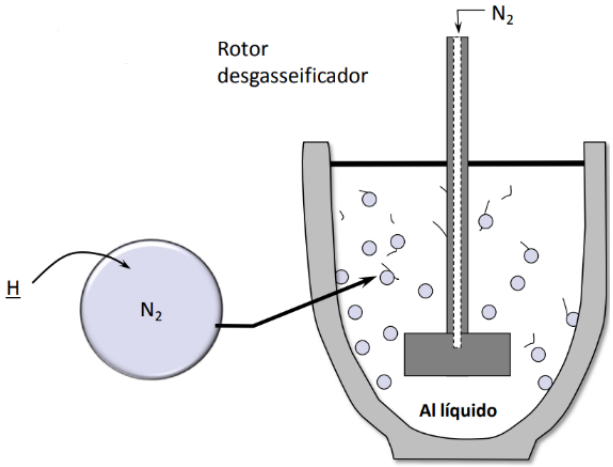


Figura 2.55: desgaseificação por rotor [45].

boa mistura seja substancialmente menor que o tempo de tratamento de insuflação. Em segundo lugar, a turbulência gerada pelo rotor vai resultar em pequenas bolhas inertes bem distribuídas pelo líquido. Estas bolhas inertes introduzidas no metal fundido entram em equilíbrio com o H que se estabelece dentro dos limites das bolhas. Com o aumento da concentração de H dentro das bolhas, esta ascende à superfície do metal fundido [44].

2.4 Variantes do processo de fundição injetada

2.4.1 Injeção no estado semi-sólido (SSM)

É um processo de fundição modificado para reduzir ou eliminar porosidades presentes na maioria das peças obtidas por fundição. Em vez de utilizar metal líquido como material de alimentação, o processamento SSM usa uma pasta, sendo parcialmente sólido e parcialmente líquido, intitulado de *slurry*. Esta elevada viscosidade do material semi-sólido preenche a moldação com menos turbulências para que as porosidades prejudiciais dos gases possam ser essencialmente eliminadas. Após o enchimento, uma pressão elevada é mantida (1000 *bar* ou mais) no sistema de gitagem para preencher as microporosidades.o tem sido comercialmente utilizado nos últimos 20 anos para produção de peças com forma próxima da final em alumínio [46]. Para além do uso de injeção asssistida por vácuo para reduzir os níveis de gás aprisionado, o SSM, tem vindo a ser considerado como uma alternativa válida para produção de peças *light-weight* em Al-Si impecáveis com uma resposta satisfatória a tratamentos térmicos. Geralmente, este processo está dividido em duas categorias, rheocasting e thixocasting. Ao contrário do fluxo turbulento de metal durante o enchimento de peças utilizam um fluxo laminar. Assim o risco de gases aprisionados é altamente limitado e o fenómeno de *blistering* é prevenido em operações futuras (soldadura ou tratamentos térmicos) [47].

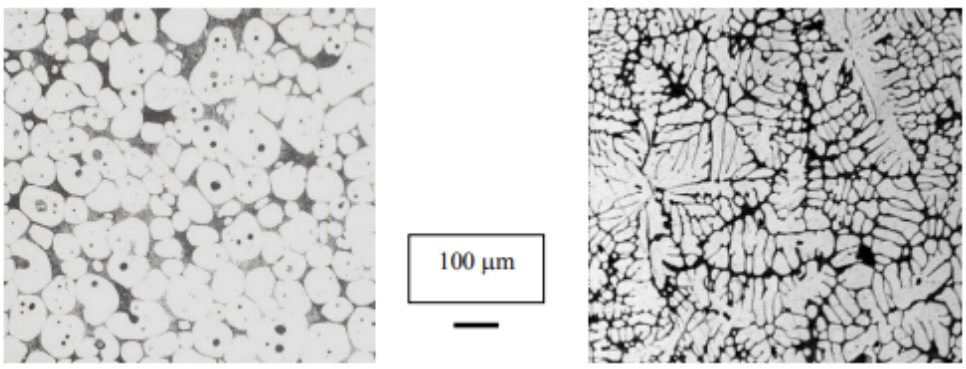


Figura 2.56: ao lado esquerdo, microestrutura globular requerida para o processamento SSM e no lado direito, a microestrutura dendrítica de um processo de fundição convencional [48].

2.4.1.1 *Thixocasting*

O processo *thixocasting* foi o primeiro processo semi-sólido a ser comercializado. Este consiste em três estágios separados:

• produção dos lingotes pré-fundidos possuindo a estrutura globular;
• o reaquecimento dos lingotes até a temperatura SSM;
• processo de injeção dos componentes.

Podemos observar esquematicamente o processo na fig2.57. Este processo é capaz de produzir componentes de extrema qualidade possuindo excelentes propriedades mecânicas. O lingote é tipicamente produzido em empresas de alumínio em lotes até 20 toneladas. Estes lingotes possuem uma repetibilidade microestrutural comparável ao processo de forja. Então, este processo tende a ter uma consistência muito elevada nas suas propriedades. A maior desvantagem está associada ao seu elevado custo de manufatura associado à pré-produção dos lingotes e também à incapacidade de reciclar os gitos e canais de distribuição.

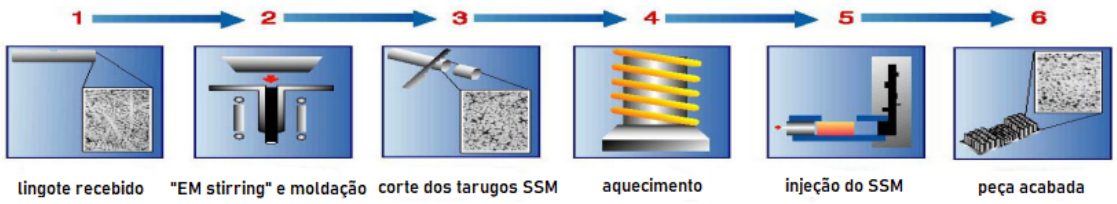


Figura 2.57: esquema do processo thixocasting [46].

2.4.1.2 *Rheocasting*

Em vez de utilizar lingotes pré fundidos, o rheocasting gera a microestrutura semissólida adjacente à máquina de fundição injetada diretamente do estado líquido. Este é arrefecido até o patamar semi-sólido, enquanto é simultaneamente gerada a microestrutura globular. Quando o metal atinge a temperatura correta, a pasta semi-sólida é transferido para a camisa da máquina de fundição injetada, e é então injetada usando o mesmo tipo de controlo de injeção usado no thixocasting. Na figura 2.58 podemos ver esquematicamente este processo. A maior vantagem é a da pasta ser obtida diretamente do líquido. Isto permite a utilização de um lingote convencional, eliminando o lingote pré fabricado com preços extremamente elevados. Outra vantagem é que os sistemas de gitagem e os canais de distribuição podem ser reciclados diretamente para a corrente do processo, reduzindo novamente os custos e este processo é facilmente adaptável às instalações, pois utiliza as máquinas de injeção convencionais como base.

Apesar destas vantagens, obter uma consistência ao nível do observado no *thixocasting* não é sempre possível porque exige um controlo muito apertado do processo.

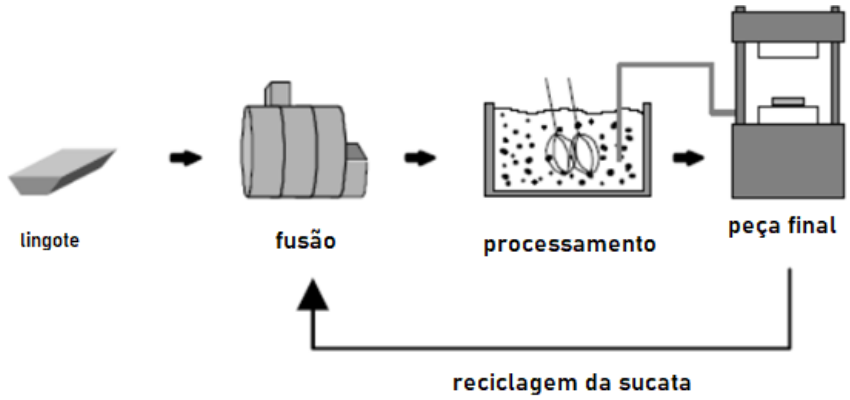


Figura 2.58: esquema do processo rheocasting [46].

2.4.1.3 Fundição injetada assistida por Vácuo

As unidades de vácuo têm o objetivo de evacuar ar e gases para fora da cavidade da moldação antes e durante o ato de injeção do metal fundido. Estes sistemas são desenhados como equipamento auxiliar à fundição injetada e podem ser instalados num novo ou adaptados a uma moldação já existente [49].
Vantagens da fundição injetada assistida por Vácuo:

- Melhoria significativa das propriedades metalúrgicas por redução do ar aprisionado, permitindo maior ductilidade, resposta positiva a tratamentos térmicos (a maioria de produtores comerciais de válvulas de vácuo afirmam que 1/10 da pressão atmosférica como nível de vácuo é suficiente para tornar uma peça permissiva a T6 ou soldadura);

- O vácuo reduz consideravelmente pressões contrárias e permite que o fluxo de metal preencha zonas outrora inacessíveis. Isto é benéfico no caso de peças com espessuras reduzidas;

- Uma menor resistência de fluxo significa que menores temperaturas no metal fundido podem ser utilizadas (o sobreaquecimento do metal pode ser reduzido) assim diminuindo custos energéticos. Isto também significa que menores velocidades de injeção podem ser usadas permitindo menores turbulências e consequentemente melhores acabamentos superficiais;

- É também considerado que sistemas assistidos por vácuo conseguem compensar pequenas falhas de design das peças, assim, permitindo introduzir designs rapidamente na produção sem ser necessário ter que ajustar os canais de distribuição, os sistemas de gitagem, ataque, bolsas de lavagem e escape de gases.

É de notar que o processo de fundição injetada assistido por vácuo não tem mecanismos adicionais para ajudar a combater a porosidade devido a rechupes, comparado com o processo convencional. O seu potencial está na sua habilidade de reduzir gases aprisionados na cavidade. Ao criar uma pressão inferior à atmosféria na câmara de injeção e na cavidade do molde, a falta de ar relativo ao convencional resulta numa peça de melhor qualidade. Pressões contrárias encontradas no metal a tentar preencher a cavidade são reduzidas também. Existem dois tipos de sistemas de vácuo:

- **O sistem de vácuo completo**, a totalidade do sistema incluindo a moldação, câmara de injeção e fornaça, está completamente selada e evacuada durante a produção da peça. Apesar do sistema ser capaz de atingir altos níveis de vácuo, é relativamente complexo com requisitos rigorosos na vedação do sistema;

- **Sistema assistido por vácuo**, a válvula de vácuo é incorporada na cavidade da moldação para evacuar o ar aprisionado na cavidade. Recentemente foi dada mais atenção a este tipo de configuração, pois é relativamente simples, barata, e requer pouca ou nenhuma modificação por maquinagem por ser um sistema independente.

Em 2.59 consegue-se perceber a maneira como os sistemas de vácuo estão distribuidos, dos dois grandes grupos falados acima, o sistema assistido subdivide-se ainda em sistemas com uso de válvulas ou *chill vent/block*.

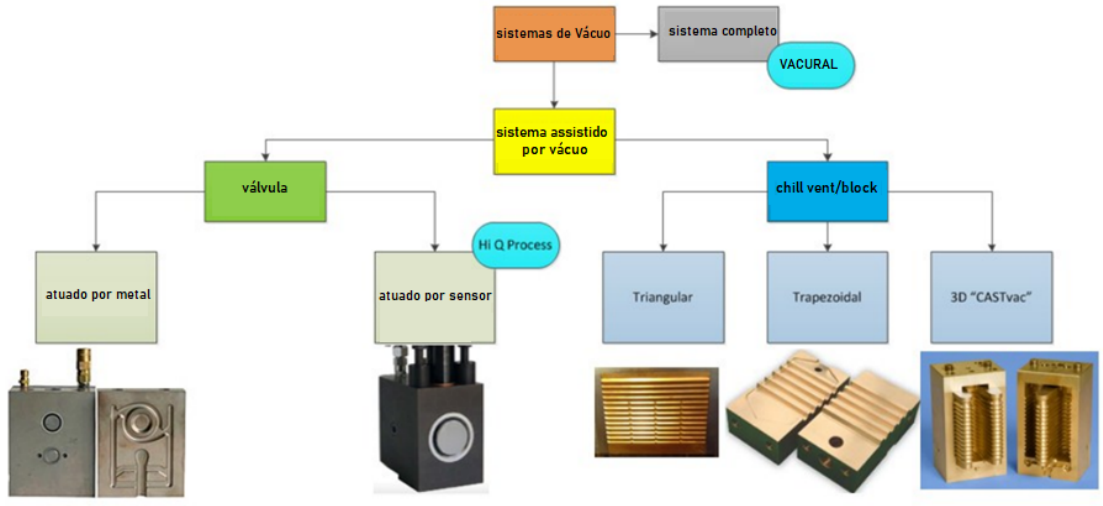


Figura 2.59: Esquema da ramificação dos diversos processos de vácuo em fundição injetada[36].

Dois dos processos comerciais principais nos EUA, são o *VACURAL TM* (**vácuo completo**) e o *High-Q TM* (**assistido por vácuo**). Estes podem também ser classificados pela quantidade de tempo de vácuo existente durante a injeção e como o metal é vazado. Como demonstrado em 2.60, o Vacural process tem o vácuo aplicado ao longo do ciclo, enquanto que o vácuo convencional tal como o high-Q process, é aplicado apenas num pequeno período. Também pode ser visto que a quantidade de vácuo criado é superior pois, nestes caso, o doseamento de metal a ser vazado para a câmara de injeção é também feito por meio da sucção proveniente desse sistema, ver figura 2.60.

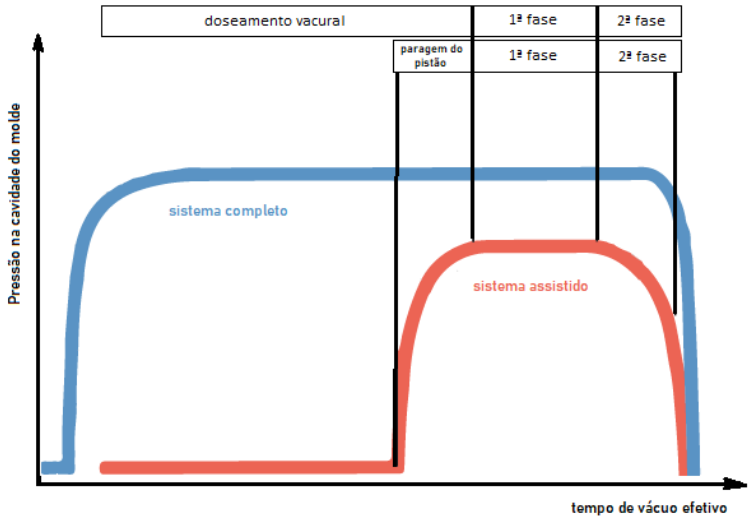


Figura 2.60: sistema completo vs sistema convencional de vácuo[36]

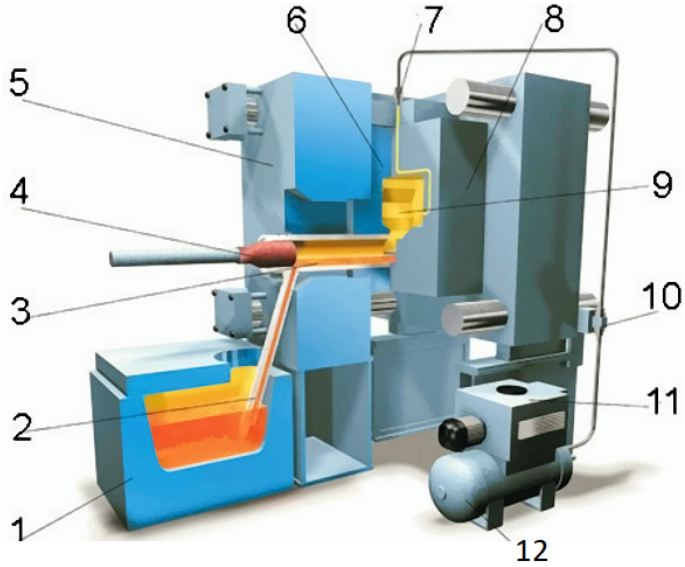


Figura 2.61: sistema completo de vácuo: 1) Fornaça 2) tubagem de sucção 3) camisa de injeção 4) pistão 5) prato fixo 6) metade fixa do molde 7) válcula de vácuo 8) parte móvel do molde 9) Gate 10) Válvula 11) bomba de vácuo 12) tanque de vácuo [50].

A implementação de vácuo num sistema convencional faz com que seja possível a produção de peças de espessura reduzida e de elevada qualidade com características previsíveis e repetibilidade de propriedades mecânicas com ou sem tratamento térmico, sem grandes alterações no sistema já aplicado na fábrica em questão e barato. O processo requer um controlo preciso e rápido do vácuo e cronometragem exata do fecho da válvula, para isso é necessário um equipamento de vácuo avançado e fiável. Um dos dilemas da fundição injetada assistida por vácuo é o uso de *chill vents* em vez das válvulas de vácuo sem sacrificar demasiado a performance durante a fundição e sem detrimento da qualidade do produto.

Na generalidade, uma *chill vent* demora entre duas a três vezes mais tempo a evacuar o interior de um molde do que uma válvula de elevada rapidez, devido à maior resistência ao caudal de ar em relação a uma válvula de vácuo. Uma *chill vent* é um equipamento composto por dois meios blocos, normalmente em cobre refrigerado a água, feito no sentido de permitir uma remoção muito rápida de calor, para forçar o metal fundido a arrefecer rapidamente. A passagem entre os dois meios blocos é muito estreita (0.5-1 mm) e larga. Tem também formato ondulado para aumentar a superfície de contacto e assim a transferência de calor. Por estas razões é que previne a fácil passagem do gás. Isto não acontece com uma válvula de vácuo. É possível ver as diferenças entre os dispositivos na tabela 2.21.

Tabela 2.21: Tabela comparativa entre os dois métodos [51].

válvula de elevada rapidez	vantagem	Chill vent	vantagem
evacuação de elevada capacidade	sim	capacidade de evacuação reduzida	-
"feedback"pela medição de vácuo	sim	"feedback"errado	-
baixa manutenção	-	sem manutenção	sim
baixa superfície de projeção	sim	elevada superfície de projeção	-
custo acessível	-	baixo custo	sim
satisfaz requisitos avançados	sim	não satisfaz requisitos avançados	-
boa repetibilidade do processo	sim	repetibilidade limitada do processo	-
excelente segurança	sim	segurança, (se processo sob controlo)	-

Estes dois equipamentos não estão em competição, mas sim a complementar-se para ajudar o projetista da moldação no caminho de um processo com elevada qualidade, segurança e repetibilidade. Sabendo então as vantagens e desvantagens das duas opções, uma *chill vent* pode ser utilizada como uma vantagem económica sabendo que os requisitos de qualidade da peça não são muito altos. Por outro lado, quando é necessária a máxima qualidade possível para uma determinada peça com baixa porosidade e elevada repetibilidade no processo, a única opção é a válvula de vácuo que permite a criação de vácuo de uma maneira rápida e segura [51].

Uma experiência realizada num bloco motor de uma liga AlSi9Cu3(Fe) na *Chongqing University*, produzida em câmara fria com a implementação de um sistema de vácuo, evidencia o falado anteriormente à cerca da influência dos poros nas propriedades mecânicas. A máquina equipada com um sistema de vácuo foi utilizada para determinar a influência da pressão absoluta na porosidade das moldações, sendo então a mesma peça produzida sob três níveis de pressão absoluta diferentes (500mbar, 200mbar e 100mbar) [52].

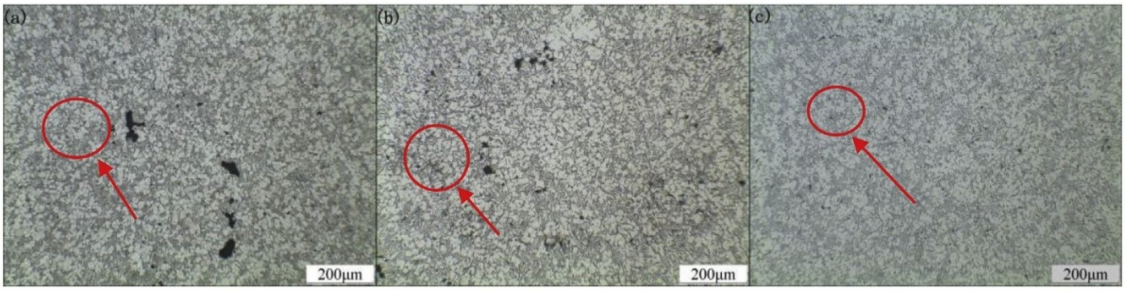


Figura 2.62: microestrutura de um bloco de motor sob diferentes pressões absolutas a)500 mbar b) 200 mbar c)100 mbar [52].

Na tabela2.22 podemos ver o resultado desta experiência, concluindo que o estabelecimento de um alto nível de vácuo na cavidade é benéfico para a anulação de porosidades.

Tabela 2.22: resulatdo de medições de porosidade[52].

pressão absoluta[mbar]	quantidade	tamanho médio[μ_m]	porosidade média[%]	diâmetro máximo[μ_m]	diâmetro mínimo[μ_m]
500	3298	8.65	4.8	142.3	2.24
200	3080	8.12	4.4	127.59	1.98
100	2572	5.61	2.8	111.9	1.44

Com a ajuda da microscopia ótica, figura 2.62, é possível ver a representação da microestrutura, morfologia e os representativos defeitos nas moldações a diferentes pressões. Um número de poros com arestas vivas são visualizadas na fig2.62 a) enquanto que a maioria dos poros são mais arredondados em b) e c). É claro pelas imagens que tanto o número como o tamanho dos poros é significativamente reduzido com o aumento do nível de vácuo. Ao atingir os 100 mbar é restringida a nucleação e crescimento de poros.

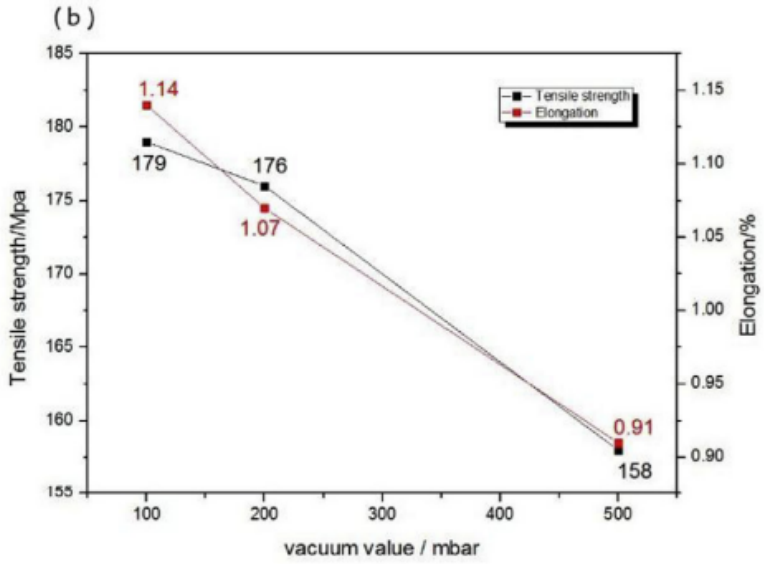


Figura 2.63: variação de tensão limite de elasticidade com os diferentes níveis de vácuo[52].

A figura 2.63 mostra a resistência mecânica e deformação no bloco do motor nos diferentes níveis de vácuo. Podemos observar que há uma melhoria das propriedades mecânicas com o aumento do vácuo. Isto deve-se ao facto de o número de poros de maior dimensão ser mais alto com uma pressão absoluta superior, que reduz muito a área sob a qual é aplicada carga, contribuindo para o detrimento de propriedades mecânicas. Poros com cantos aguçados (também observado em casos de menor nível de vácuo) acumulam tensões que levam ao aumento da fadiga na peça[52].

2.5 Projeto de Vácuo para a peça da SONAFI

No **capítulo 3** será abordada a parte experimental do trabalho, onde foram utilizadas peças fornecidas pela SONAFI, brutas de vazamento no processo de fundição injetada convencional. Na figura 2.64 é mostrada a proposta realizada para um sistema de vácuo para implementação na moldação já existente, no contexto do projeto SMARTINJECT. É possível observar a azul os canais de vácuo com diversas bolsas de deposição (pequenos prolongamentos dos canais) para filtração de detritos e redução e controlo do fluxo de metal.

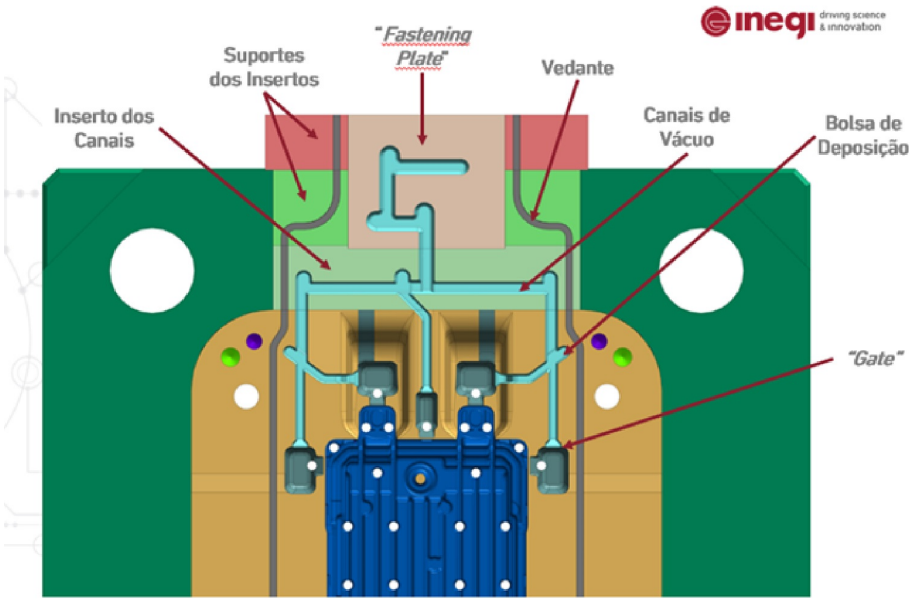


Figura 2.64: Projeto de vácuo para a empresa SONAFI

Capítulo 3

Procedimento experimental

O trabalho experimental foi desenvolvido a partir de um lote de peças obtidas por fundição injetada na "SONAFI". O objetivo foi de avaliar a resposta da liga AlSi9Cu3(Fe) a um tratamento térmico relâmpago T6, visando melhorar as suas propriedades para que possa ter aplicabilidade em peças estruturais sem ocorrência de *blistering*, que compromete a integridade da peça. Deste modo, foram fornecidas peças destinadas à mobilidade elétrica, denominados por *battery fuse terminal casing*. O objetivo foi de testar a liga e a sua resposta, em termos de propriedades mecânicas, ao tratamento térmico, para poder extrapolar os resultados para peças estruturais (normalmente são peças de elevada complexidade e de difícil análise). Posteriormentente serão comparadas as propriedades alcançadas na liga da peça em estudo com uma peça de um suporte de suspensão (shocktower) da *BMW* usando-as como referência de propriedades mecânicas desejáveis de uma peça estrutural.

3.1 Testes realizados a peças estruturais

Foram realizados ensaios de tração a uma peça estrutural injetada com uma liga primária ALMg5Si2Mn, usada num suporte de suspensão (peça estrutural) de um *BMW 520*, figura 3.1, da *RHEINFELDEN* com o intuito de perceber experimentalmente os valores das propriedades mecânicas tipicamente alcançáveis. Estes valores vão ser tidos apenas como uma referência dos valores desejáveis na indústria, tendo em consideração que a liga em estudo não é a mesma e não é muito adequada para peças estruturais que exijam uma boa ductilidade.



Figura 3.1: Suporte de suspensão de um BMW520 onde foram retirados provetes (270x250x170 mm).

Tabela 3.1: Dados fornecidos do suporte de suspensão.

	Área[mm^2]	σ_e[MPa]	σ_r [MPa]	A [%]
1	23.15	258	337.2	4.8
2	22.95	242	312.3	2.55
3	21.7	249	338.5	3.92
média	22.6	250	329	3.8

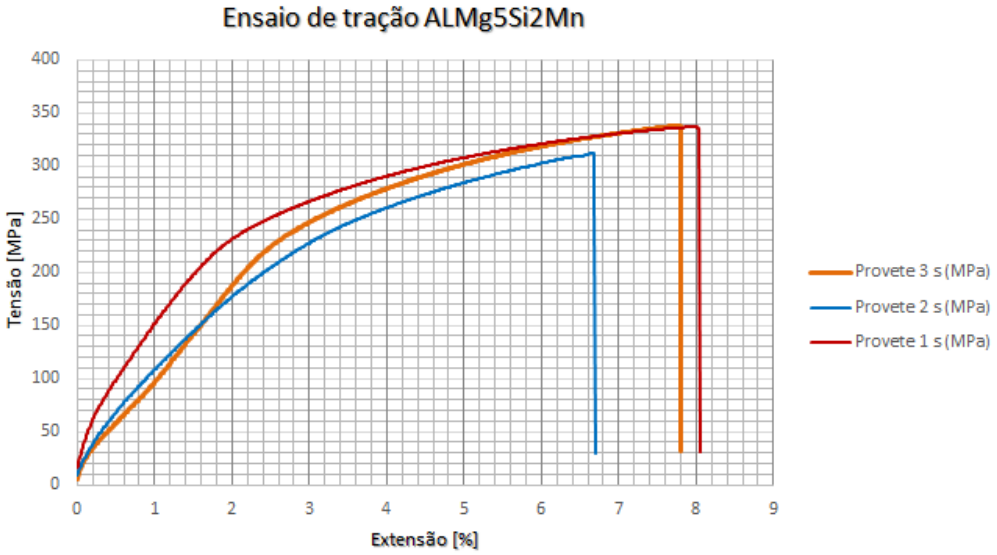
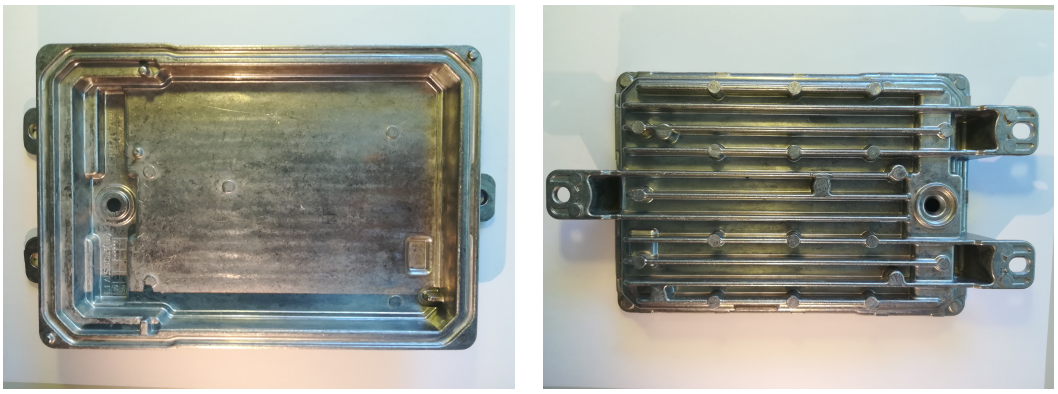


Figura 3.2: ensaio de tração do suporte de suspensão.

3.2 Caraterização da peça em estudo

As peças usadas no presente estudo, foram *battery casings* fabricadas na SONAFI, por fundição injetada convencional, com 184 x 126 mm e espessura média de 2.6 mm.



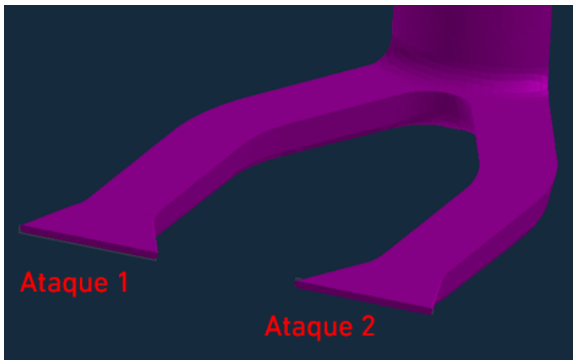
(a) vista inferior. (b) vista superior com alhetas.

Figura 3.3: Peça usada no estudo (184x126 mm).

Na figura 3.4 observa-se alguns materiais e parâmetros do processo de injeção, bem como um esquema do formato dos ataques do enchimento utilizados para a obtenção das *battery casings*.

Informação do Modelo		
Nome	Material	Temperatura
Liga	AlSi9Cu3(Fe)	625 °C
Molde	P20 (W.NR. 1.2311)	135 °C
Inserto	H13 (W.NR. 1.2344)	150 °C
Camisa	H13 (W.NR. 1.2344)	190 °C
Pistão	CuNi (AMPCOLOY 940)	90 °C

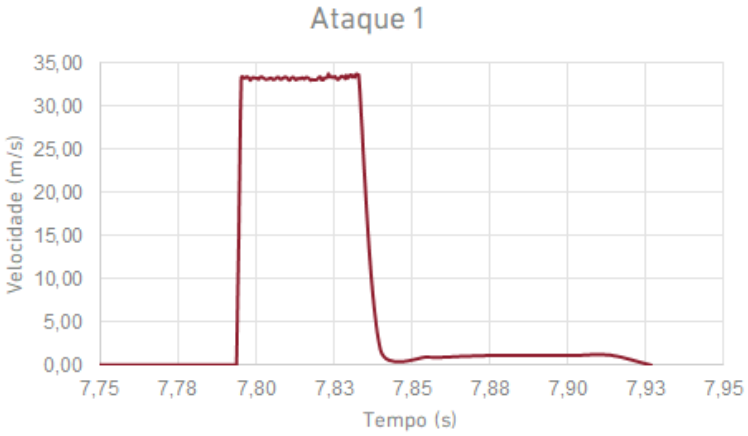
(a) Informações existentes sobre a injeção do *battery casing*.



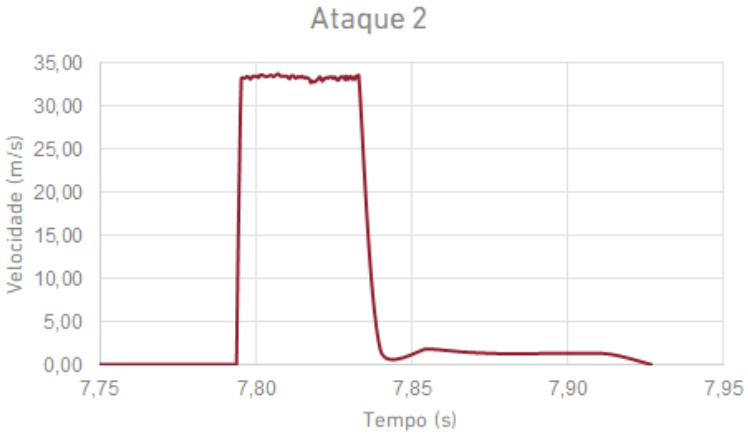
(b) ataques da moldação.

Figura 3.4: Informações existentes sobre a moldação.

Na figura 3.5 observa-se a velocidade em ambos os ataques da peça, que corresponde a uma média de 33 m/s durante a 2ª fase de injeção.



(a) Velocidade média no ataque 1 durante a 2ª fase de 33 m/s.



(b) Velocidade média no ataque 2 durante a 2ª fase de 33 m/s.

Figura 3.5: Velocidade média nos ataques durante a 2ª fase.

3.3 Procedimento utilizado

3.3.1 Provetes para ensaios

Foram retirados provetes das peças fornecidas pela SONAFI, figura 3.3, para ensaios de tração seguindo a norma *ASTM E8/E 8M-08*, apresentada em anexo A.1. Foi então projetado em *Autocad* o desenho técnico do provete respeitando as diretrizes da norma para um ensaio de tração com uma velocidade de 5 mm/min.

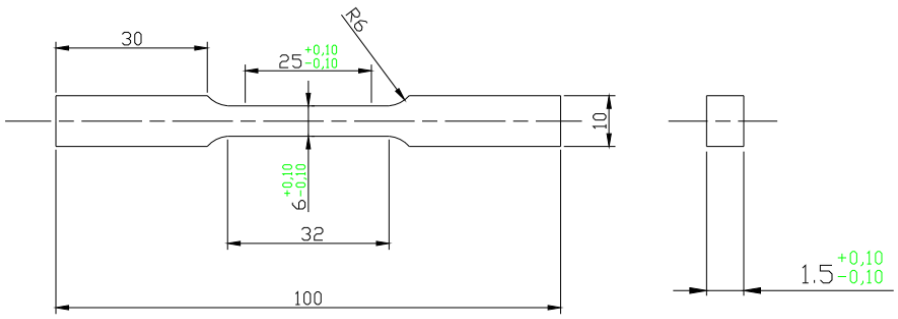


Figura 3.6: desenho técnico do provete segundo a norma *ASTM E8/E 8M-08*.

Devido à geometria da peça, foi possível obter três provetes, com a possibilidade de aproveitar a face superior do objeto, maquinando as alhetas que se encontram no verso da peça, aproveitando o restante material, após maquinagem, para realizar uma análise microscópica à presença de porosidades e das diferentes fases microestruturais.

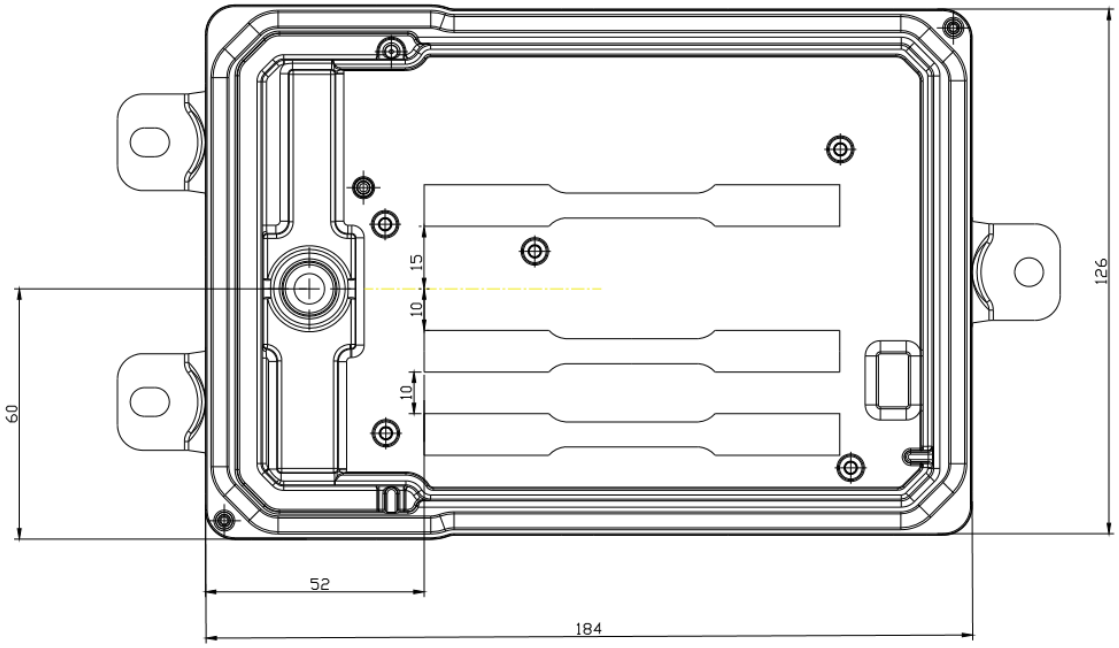


Figura 3.7: desenho técnico das zonas a retirar provetes.

3.3.2 Equipamento utilizado

3.3.2.1 Suporte e instrumentação

Com o auxílio de uma furadora vertical, foram efetuados dois furos cegos M4 para que pudessem ser fixos os termopares no interior da peça, de maneira a controlar a temperatura real nas

peças aquando da homogeneização e consecutivo envelhecimento. Assim, sempre que forem mencionados, o termopar 1 encontra-se localizado na figura 3.8 à esquerda, e o termopar 2 encontra-se à direita.



Figura 3.8: Peça no suporte feito para os tratamentos térmicos com os termopares, 1) **termopar 1** e 2) **termopar 2**.

3.3.2.2 Forno de homogeneização

O forno utilizado fornecido pela empresa *M.J Amaral*, pode ser observado na figura 3.9. Trata-se de um forno de convecção forçada. Neste forno o ar aquecido circula de trás para a frente, pelo que o canal do termopar 2 estará mais perto da turbina traseira, sendo assim, estará mais quente que o termopar 1 devido a esta particularidade (inicialmente pois com o tempo as temperaturas convergem devido à homogeneização da temperatura na peça).

Ao tratar-se de estágios a temperaturas elevadas (450–490 ºC), é necessário evitar ao máximo as perdas de energia sob a forma de calor para o exterior, de modo a permitir ao forno o alcance mais rápido da temperatura pretendida e a sua estabilização. Deste modo, foi aplicada fibra cerâmica em torno da porta, atuando como material isolante térmico.



(a) forno *M.J Amaral* com dimensões na câmara 400x000x400 mm.



(b) fibra cerâmica utilizada como isolante no forno de homogeneização.

Figura 3.9: Forno de homogeneização.

3.3.2.3 Forno de envelhecimento

Os envelhecimentos realizados foram efetuados num forno da marca *Friportus*, fig3.10, também de convecção forçada, em que a circulação do ar é de baixo para cima, o que explica a mudança nos valores do termopar 1 e do termopar 2 observados nas curvas das temperaturas durante os tratamentos térmicos (o termopar 2 mede mais temperatura no forno de homogeneização, enquanto que no forno de envelhecimento o termopar 1 mede maior temperatura). Contudo, tanto num forno como noutro, a diferença na leitura dos dois termopares tende a diminuir com o decorrer do tratamento, como seria expectável (peça e forno em equilíbrio térmico).



Figura 3.10: forno *Friportus* com dimensões na câmara 600x600x400 mm.

3.3.2.4 Equipamento de aquisição de dados

Foi utilizado um *Portable Data Acquisition Module* da *ADVANTECH* que possibilitou a leitura dos termopares ao ser ligado via USB a um computador e utilizando o programa *LABVIEW*. Com este equipamento obtiveram-se as curvas de variação de temperatura ao longo do tempo nos TT.



Figura 3.11: Equipamento de aquisição.

3.3.2.5 Equipamento para Ensaios de tração

Todos os provetes utilizados ao longo da dissertação à excepção dos provenientes da peça no estado F foram tracionados na máquina MTS, *Material Test System*, com uma célula de carga de 10 kN, com uma velocidade de 5 mm/min e um sistema de aquisição de 50 Hz. Para medir o deslocamento dos provetes ao longo dos ensaios, foi usado um extensómetro de 25 mm da MTS.

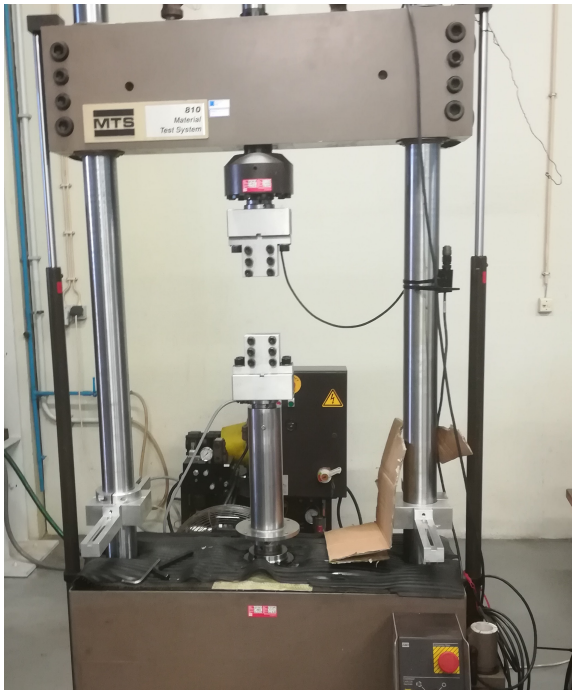


Figura 3.12: máquina tração MTS.

3.3.2.6 Registo ótico de deformações-DIC

A correlação de imagem ou em inglês *Digital image correlation (DIC)* é uma técnica ótica que combina o registo de imagem e métodos de tracking para medições 2D precisas de mudanças nas imagens. A teoria de correlação tem vindo a ser otimizada recentemente e aplicada em diversas aplicações, incluindo ensaios de tração para determinação do alongamento sofrido pelos provetes. Este método baseia-se no cálculo da correlação de um coeficiente que é determinado a partir de subconjuntos de matriz de intensidade de pixéis em várias imagens correspondentes, extraindo e mapeando uma função de deformação que relaciona as imagens. Desta maneira, o deslocamento de regiões individuais é monitorizado numa série de imagens, com a resultante deformação calculada.

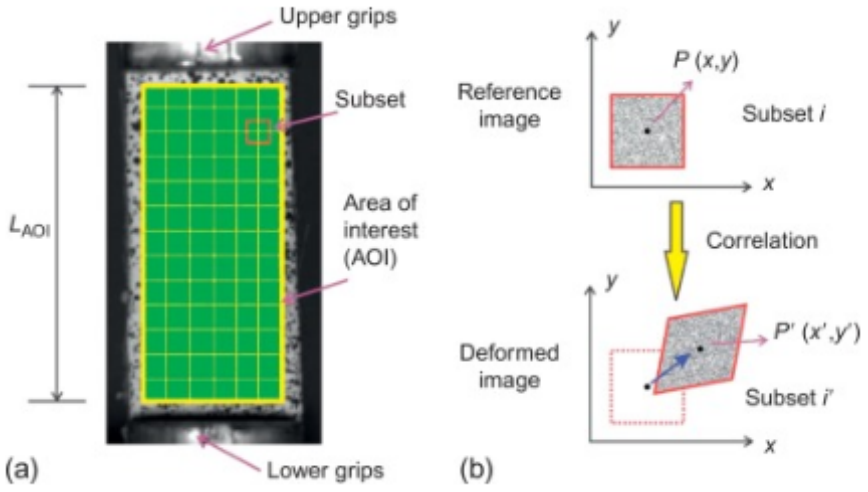


Figura 3.13: a) área de interesse definida;b) representação esquemática de um subconjunto da matriz monitorizada antes e após deformação [53].

O programa de correlação de imagem utilizado para os ensaios de tração das peças no estado F foi o *VIC-2D*. Primeiramente, foi necessário tratar os provetes com lixagem, seguidamente foram pulverizados com ar comprimido e tinta branca, ver figura 3.14 b), e finalmente com pintas de tinta preta para que se possa evidenciar a deformação do provete ao longo do ensaio. Após ser criada a região de análise (secção crítica) deu-se início ao programa de aquisição juntamente com o tracionamento dos provetes na máquina *Instron 5900R* obvservável na figura 3.14 a), onde podemos ver a máquina de tração, a câmara usada para aquisição dos dados em tempo real com auxílio de um holofote para facilitar a visualização. No fim são obtidos dois relatórios, um pertencente ao programa de DIC e outro da máquina de tração , que são combinados a partir de um script *matlab* numa curva tensão-deformação.

Este método tem a vantagem de fornecer ao utilizador os dados em tempo real e já disponíveis durante o ensaio e não haver necessidade de utilizar um extensómetro. Foi utilizada uma célula de carga de 100 KN e uma velocidade de ensaio segundo a norma ASTM E8 de 5mm/min. Apesar

destas vantagens, não foi reutilizado para os seguintes ensaios pois, após observação das imagens, as vantagens não favorecem este género de material (fratura frágil).



(a) 1- máquina de tração *Instron 5900R*, 2- câmara de aquisição de dados, 3- holofote.

(b) pintura dos provetes.

Figura 3.14: Equipamentos usados no ensaio DIC.

3.3.2.7 Equipamento metalográfico

A análise metalográfica foi realizada no microscópio ótico *OLYMPUS PMG3* da fig3.15 com uma câmara digital *LEICA* onde foram observadas as microestruturas bem como a análise de porosidades com auxílio do programa *ImageJ*.

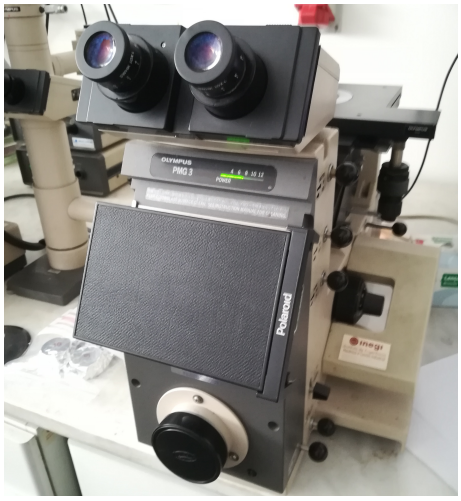


Figura 3.15: Microscópio ótico *OLYMPUS PMG3*.

3.3.2.8 Medição de durezas

Os ensaios de dureza foram realizados numa máquina *WOLPERT* em Vickers (10 kgf), sendo que as medições foram realizadas ao longo da parte central de cada uma das *battery casings*.



Figura 3.16: durómetro *WOLPERT* utilizado para a medição das durezas.

3.3.3 Tratamento térmicos T6 realizados

Para realizar os tratamentos térmicos T6 foi feita uma pesquisa extensiva sobre os tratamentos adequados para esta liga em específico. Tendo em conta as variáveis influenciadoras do tratamento, foi realizado um esquema com estas (fig 3.17), de maneira a planear posteriormente uma matriz de ensaios. Foram controlados 4 parâmetros ao longo destes ensaios que foram tratados como os valores input, nomeadamente: T_s- temperatura de solubilização, a T_e- temperatura de envelhecimento e os seus respetivos tempos de estágio, t_s- tempo de solubilização e t_e- tempo de envelhecimento. Com as modificações feitas a estes valores, foram medidos posteriormente 4 valores output, estes foram: a O_1- tensão limite de elasticidade, O_2- tensão de rotura, O_3- extensão após rotura e O_4- dureza, estes sendo as principais propriedades mecânicas pretendidas numa peça estrutural.

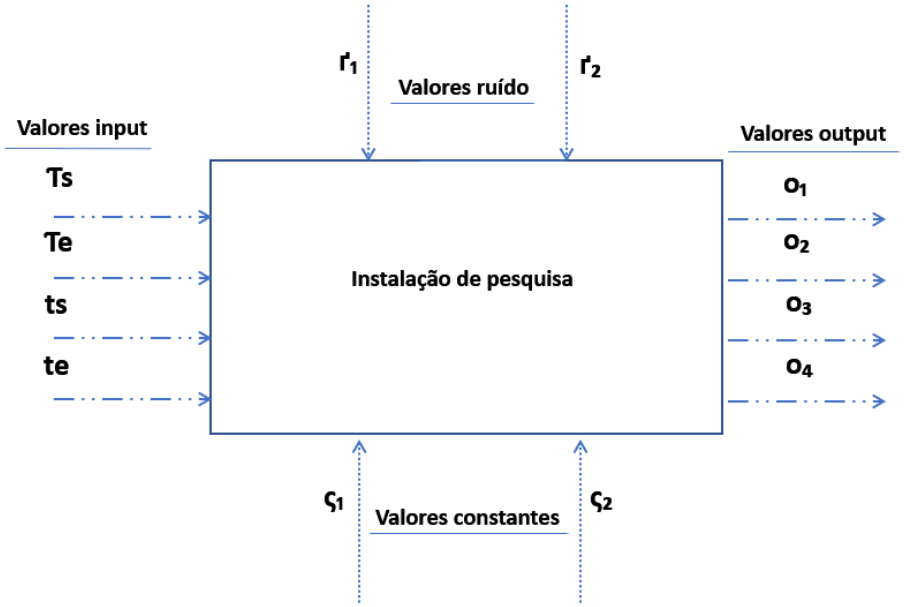


Figura 3.17: esquema da matriz de ensaios.

Os valores de ruído inerentes ao processo provocam muita variabilidade dos resultados. As peças utilizadas para os ensaios vêm diretamente da fundição com defeitos (r_1), como porosidades, estas por vezes são notadas à superfície mas muitas vezes apenas se encontram no seu interior. Outro problema (r_2) espectável são as variações da temperatura dos dois fornos que serão utilizados nos ensaios. Muitas vezes a temperatura medida pelo termopar no interior do forno não corresponde à dos termopares instrumentados nas peças a sofrer tratamento térmico, ou até, a temperatura introduzida no forno não corresponde à própria temperatura do forno, sendo necessário, muitas vezes, introduzir offsets na consola de comandos do forno para atingir a temperatura pretendida. Outro conjunto de caraterísticas a ter em consideração nos ensaios trata-se de valores constantes que vão ter influência nos resultados esperados que poderão explicar a obtenção de certos valores, entre os quais a composição química da liga (c_1), que tem bastante mais influência

que os outros fatores, e ainda a temperatura da água (c_2) na tina utilizada para efetuar a têmpera pós solubilização.

3.3.3.1 Matriz de ensaios

Para facilitar a análise do procedimento experimental, as peças analisadas vão ser doravante designadas de **E** seguido do respetivo número do ensaio, separando em três grupos, tabela3.2. O primeiro grupo é o da peça no estado bruto de vazamento, intitulada agora de (**E1**), de seguida, os tratamentos térmicos primários que foram determinados a partir de uma literatura estudada e tendo um caráter inicial, (**E2** e **E3**). Finalmente, o último grupo de testes realizado foi projetado seguindo uma metodologia diferente, esta, tendo como base outra literatura e outros resultados experimentais efetuados com a liga AlSi9Cu3(Fe), realizando-se 9 novos experimentos (**E4–E12**).

Tabela 3.2: planeamento de ensaios.

n	Ts [ºc]	ts [min]	Te [ºc]	te [min]
E1	F	F	F	F
E2	480	15	170	150
E3	490	15	180	150
E4	490	20	180	360
E5	490	15	180	360
E6	490	10	180	360
E7	470	20	180	360
E8	470	15	180	360
E9	470	10	180	360
E10	450	20	180	360
E11	450	15	180	360
E12	450	10	180	360

3.3.4 Tratamentos Térmicos–Testes primários [E2;E3]

Os testes primários foram realizados tendo por base um estudo feito em 2009 por Lumley[32]. Tendo em consideração que este experimento foi feito a uma liga com a composição química Al–8.6Si–3.6Cu–0.93Fe–0.53Zn–0.18Mn–0.1Mg e com uma velocidade de injeção no ataque de 82 m/s na 2ª fase. Estes dois parâmetros explicam possíveis grandes variações nos níveis das propriedades mecânicas em comparação com da liga em estudo apesar de reproduzir os tratamentos térmicos fielmente. A literatura demonstrou que os resultados mais positivos, tendo em consideração a otimização de tempo em termos de ciclos térmicos, ou seja, melhor rácio de propriedades mecânicas em relação ao tempo de ciclo do tratamento T6, que se traduz também em termos de aparecimento de *blistering* e uma boa estabilidade dimensional, foram em torno dos 490 ºC na temperatura de solubilização, no qual a peça apresenta excelente acabamento para um estágio de apenas 15 min, tempo para uma solubilização parcial. Quanto ao envelhecimento artificial, na

tabela 3.3 podemos ver os valores alcançados neste estudo. Quanto maior o estágio de endurecimento estrutural, superiores serão as tensões, mas também sofrerá um declínio na ductilidade (aqui os valores da extensão são os obtidos no momento da rotura e não após rotura).

Tabela 3.3: Propriedades mecânicas alcançadas no estudo de Lumley em 2009.

estado metalúrgico	Tensão de cedência [MPa]	Tensão de rotura [MPa]	Extensão na rotura [%]
F	176	358	3.7
T6:490 ºC 15 min, 2.5 h-180 ºC	354	438	3.0
T6:490 ºC 15 min, 24 h-150 ºC	379	457	2.7
T6:490 ºC 15 min, 15 min-220 ºC	203	362	6.1

Outro estudo de Lumley de 2007 para esta exata liga [39], confirma esta presunção retirada da tabela 3.3, figura 3.18 onde para a liga submetida a apenas um tratamento de solubilização (490 ºC e 15 min de estágio) é possível atingir até duas vezes mais a sua ductilidade, mas com perdas na tensão limite de elasticidade (σ_e), e dependendo do envelhecimento aplicado posteriormente é possível manter a ductilidade (valores apresentados são de 8 h de estágio em volta do 170-180 ºC). Posto isto, optou-se pelo melhor resultado possível, um estágio de 2.5 h em torno dos 180 ºC, onde é atingido o melhor resultado considerado em 3 dos 4 outputs (figura 3.17) pretendidos numa peça estrutural num estágio relativamente curto. A Têmpera em água é dita ser a melhor para evitar *blistering* e produzir uma resposta desejável ao envelhecimento.

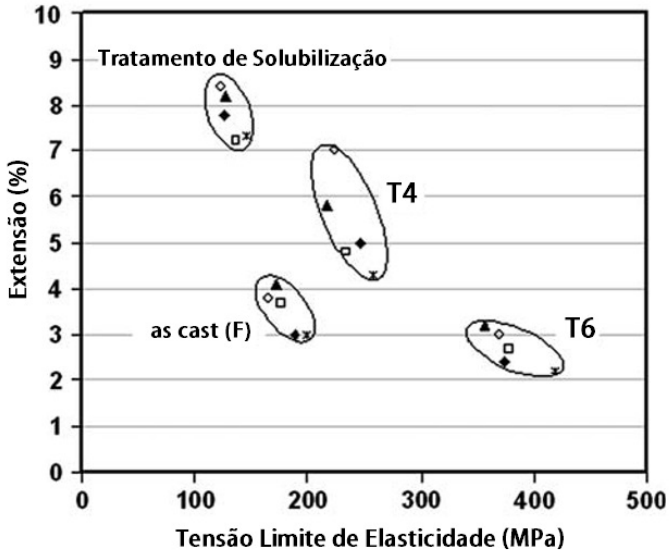


Figura 3.18: Extensão em função da σ_e para diferentes condições metalúrgicas[39].

3.3.4.1 [E2] 480 ºC (15 min) seguido de 170 ºC (150 min)

A projeção do primeiro tratamento térmico foi baseado na literatura falada anteriormente. Este ensaio foi realizado com uma temperatura de solubilização de 480 ºC com um estágio de

15 min, contabilizado a partir do momento em que a média das temperaturas registadas pelos termopares atingiram os 480 ºC, ao contrário da literatura onde é contabilizado o tempo total, onde é referido que as peças no seu interior demoram apenas 5 min a atingir esta temperatura. Isto acontece por se tratarem de testes realizados a provetes de dimensões reduzidas e, pelo contrário, a *battery casing* da SONAFI é uma peça com uma espessura considerável e demora cerca de 15min a partir do momento que entra no forno para atingir a temperatura de estágio. De seguida, foi realizada a têmpera em água, sendo colocada a peça saída do forno numa tina com água, onde ficou durante 2 min, este tempo mostrou ser o tempo suficiente para homogeneizar a temperatura ao longo da peça e também suficiente para poder transportar o equipamento todo para o forno do envelhecimento. Foi então colocada a uma temperatura de 170 ºC durante 150 min, contabilizados a partir do momento em que entram no forno, sendo mais fiel neste caso à literatura estudada por não considerar ser muito influenciador num estágio tão grande e demorar cerca de 7 min a atingir a temperatura predefinida no forno. Na figura 3.19 observa-se a curva real obtida pelo sistema de aquisição onde o termopar *1* mediu inicialmente temperaturas superiores no primeiro forno enquanto que no segundo forno passou a medir menor temperatura, sendo já referida anteriormente a razão para este fenómeno.

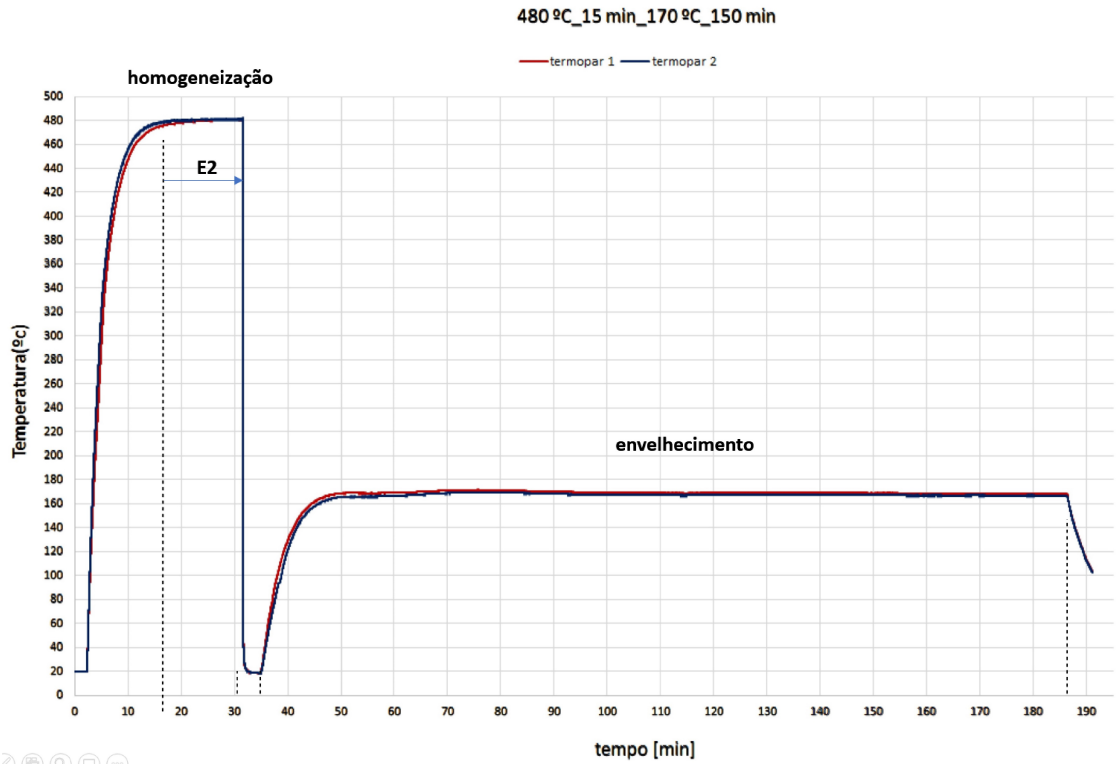


Figura 3.19: Variação da temperatura em função do tempo no decorrer do tratamento T6, **E2**.

3.3.4.2 [E3] 490 ºC (15 min) seguido de 180 ºC (150 min)

No segundo tratamento térmico decidiu-se fazer um incremento na temperatura de homogeneização e de envelhecimento de 10 ºC. A metodologia utilizada para este foi a mesma da que foi falada em **E2**. Na figura 3.20 podemos ver a curva obtida e sinalizado a amarelo está um ligeiro aumento que poderá influenciar os resultados, pois ocorreram dificuldades em escolher a temperatura no termostato do forno que resultasse na temperatura real medida nos termopares da peça.

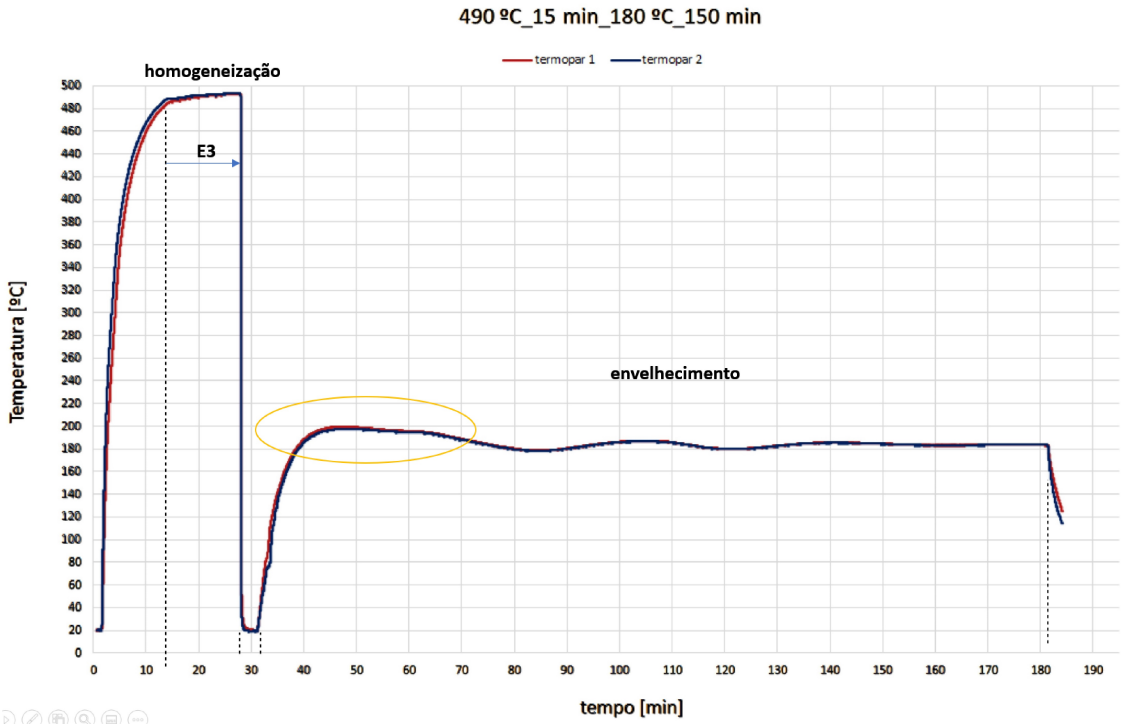


Figura 3.20: Variação da temperatura em função do tempo no decorrer do tratamento T6, **E3**.

3.3.5 Tratamentos Térmicos-Segunda vaga de ensaios [E4:E12]

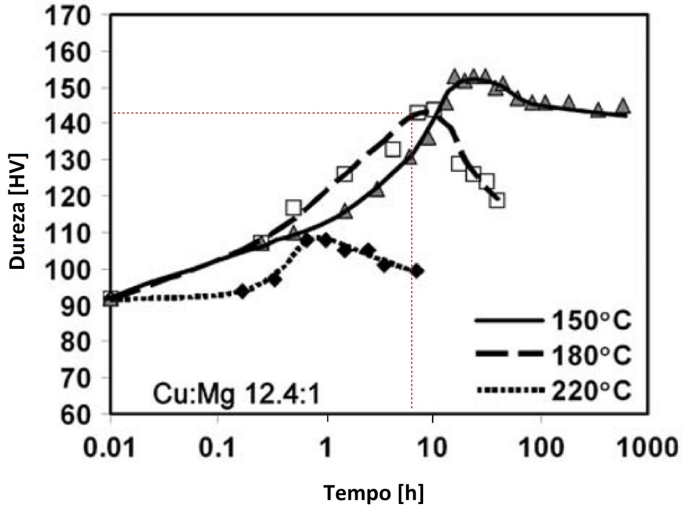
No estudo de Lumley em 2007, [39], realizado numa liga AlSi9Cu3(Fe) com a composição química de Al-8.8Si0.86Fe-3Cu-0.2Mn-0.22Mg-0.59Zn foi possível diferenciar a influência da velocidade no ataque no acabamento superficial. Foi revelado que para componentes feitos nesta liga em fundição injetada convencional, é possível um tratamento térmico com sucesso sem causar *blistering* ou instabilidades dimensionais para tratamentos de solubilização abaixo do normal (440 ºC a 490 ºC). Na tabela 3.4 observa-se para diferentes velocidades na gate, diversos tratamentos de solubilização todos com um tempo de 15 min. É possível entender o porquê de não ter sido possível atingir um acabamento superficial perfeito com tratamentos feitos com 490 ºC e até 480 ºC em **E2** e **E3**, sendo que a peça da SONAFI foi injetada com uma velocidade no ataque de 33 m/s na 2ª fase da injeção. Pois, segundo esta experiência, o limite máximo para realização de

uma solubilização para uma velocidade no ataque de 26 m/s (valor encontrado na literatura mais próximo do caso em estudo que é de 33 m/s) para obter-se um acabamento excelente encontra-se nos valores de 470 ºC para baixo. Estes valores explicam a velocidade crítica vista na revisão bibliográfica onde uma velocidade muito baixa provoca o maior aprisionamento de gases, daí a discrepância dos resultados para diferentes velocidades.

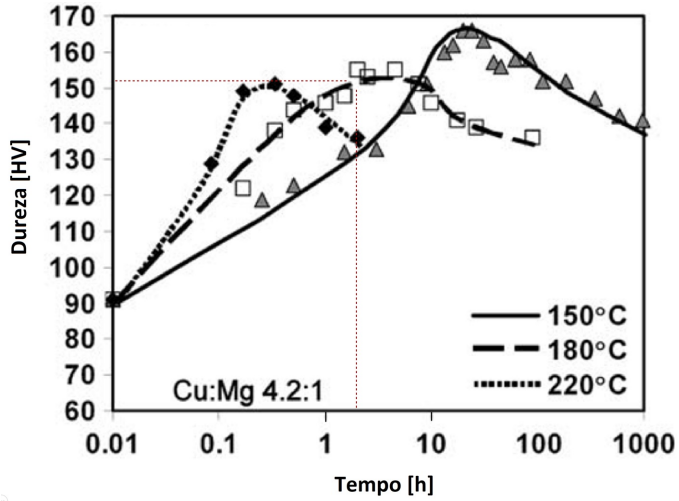
Tabela 3.4: resultados do estudo de 2007 de Lumley [39].

condição + estado metalúrgico	Temperatura de Solubilização	acabamento superficial	Tensão de cedência [MPa]	Tensão de rotura [MPa]	Extensão após rotura [%]
26 m/s, bruto de vazamento	–	excelente	182	277	2
26 m/s, T6	490 ºC	algum *blistering*	368	385	1
	480 ºC	bom	371	401	1
	470 ºC	excelente	347	362	1
	460 ºC	excelente	335	359	1
	440 ºC	excelente	283	338	1.5
82m/s, bruto de vazamento	–	excelente	187	320	2.5
82m/s, T6	490 ºC	excelente	392	432	1.5
	480 ºC	excelente	394	442	2
	470 ºC	excelente	372	418	2
	460 ºC	excelente	341	405	2
	440 ºC	excelente	285	362	2

Para a escolha da temperatura de envelhecimento foi estudada a relação entre durezas e tempo mais temperatura de envelhecimento. Na figura 3.21, é possível ver dois exemplos de ligas AlSi9Cu3(Fe) com diferentes relações $Cu : Mg$. Com o aumento da temperatura de envelhecimento, é possível atingir o pico do endurecimento, permitindo diminuir o tempo de estágio. Por outro lado, com menores temperaturas, os estágios são mais demorados mas o pico máximo é superior. nas figuras 3.21 a) e b) diferentes rácios $Cu : Mg$ alteram os picos de endurecimento, em específico o caso de temperatura de 180 ºC mostrou a variação mais linear. Quanto menor o rácio, mais cedo se dará o pico de endurecimento. Isto é explicado pela formação de precipitados baseados em Mg que se juntam com o Si (Mg_2Si) que favorecem a resistência mecânica, e ainda permitindo que o Cu forme precipitados mais endurecedores ao estar livre para se associar ao Al (Al_2Cu)[26]. O rácio $Cu : Mg$ da liga em estudo encontra-se no meio de ambos os valores apresentados, $4.2 < \mathbf{11.17} < 12.4$, por esta razão é espectável que o endurecimento máximo para uma temperatura de 180 ºC ronde as 6.6 h (realizando uma interpolação linear entre os dois valores), pois ao analisar a figura 2.26 a) é possível ver a variação linear da dureza com um envelhecimento natural, para a liga AlSi9Cu3(Fe) para diferentes níveis de Mg.



(a) Cu:Mg 12.4:1



(b) Cu:Mg 4.2:1

Figura 3.21: Relação temperatura/tempo para o endurecimento em ligas AlSi9Cu3 previamente solubilizadas e temperadas para diferentes rácios Cu:Mg [32].

Foi tida em consideração os resultados de Bruno Ferreira na sua dissertação, [54], que estudou o envelhecimento numa peça desta mesma liga da SONAFI e realizou uma solubilização de 450 ºC durante 15 mine seguido de um envelhecimento a uma temperatura de 180 ºC durante 8 h. Ao observar a figura 3.22 nota-se que o pico de dureza acontece quando se atinge as 6 h, confirmando aproximadamente a suposição retirada da observação da literatura.

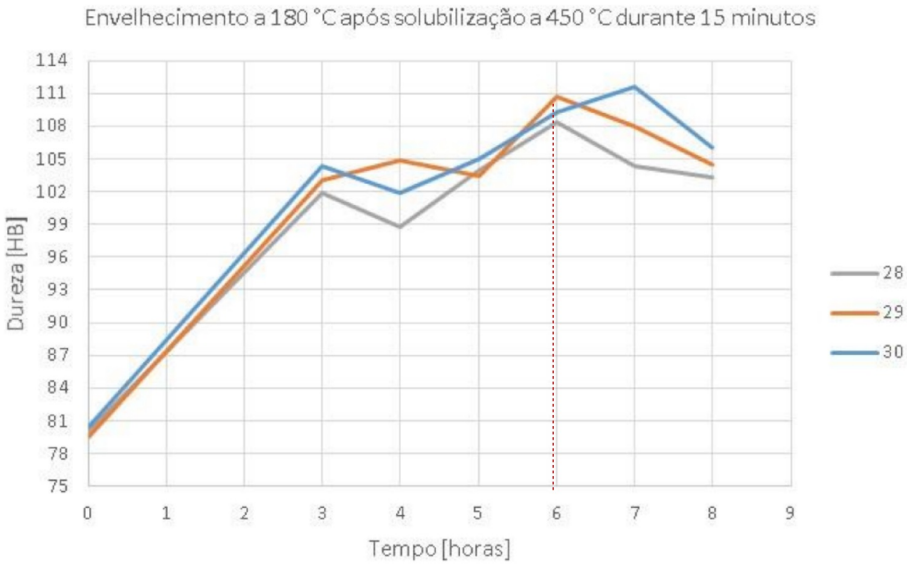


Figura 3.22: variação da dureza no decorrer do endurecimento estrutural, estudo feito em 2018 nesta liga [54].

Posto isto, as duas variáveis utilizadas no envelhecimento foram fixadas nos valores: T_e de 180 ºC e t_e de 6 h, e as variáveis de solubilização escolhidas foram: 450, 470 e 490 ºC para T_s e 20, 15 e 10 min (t_s) para cada uma das temperaturas, perfazendo 9 novos ensaios.

A temperatura de solubilização (T_s) e o tempo de solubilização (t_s) influenciam a quantidade e tamanho dos precipitados possíveis a serem obtidos no endurecimento estrutural. O que irá alterar os níveis máximos obtidos no endurecimento, sendo então espectável que as peças **E4**, **E7** e **E10** tenham maiores durezas em relação às restantes peças solubilizadas à mesma temperatura, por serem estas com um estágio de solubilização mais longo.

3.3.5.1 Temperatura de homogeneização de 490 ºC (E4, E5, E6)

Para a segunda vaga de tratamentos foi necessário otimizar o tempo de ensaios, assim, todas as peças que tinham um estágio de 20 e de 10 min de homogeneização foram colocadas ao mesmo tempo no forno. De maneira a obter uma curva representativa do ensaio em tempo real, foi escolhida a peça com 20 min de estágio para ser instrumentada com os termopares e adquirir a informação da temperatura da peça, pois esta consegue fornecer a maior informação possível sobre ambas as peças por ter estágios mais longos nos fornos é possível ver os momentos onde ocorre a retirada da peça com estágio mais curto. É de notar que doravante foi apenas contabilizado o tempo de estágio de envelhecimento também quando foi atingida a temperatura alvo.

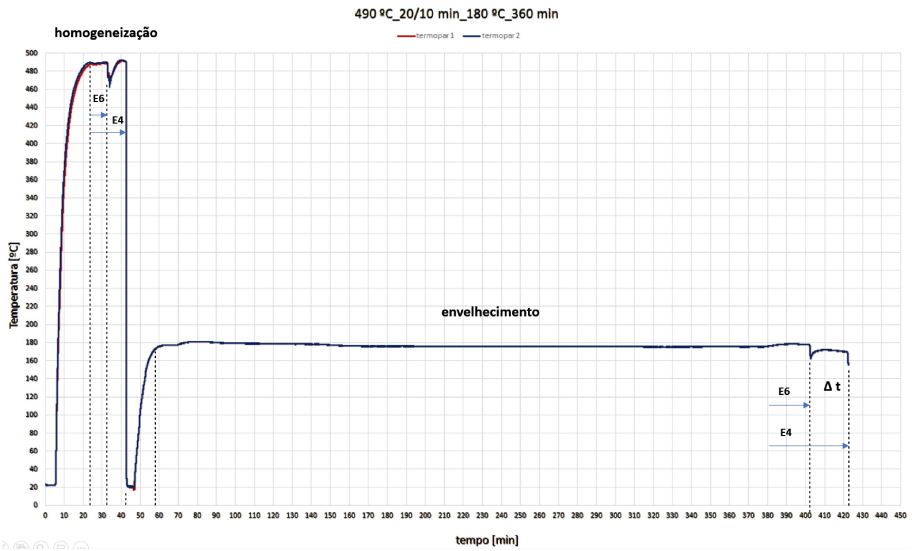


Figura 3.23: Variação da temperatura em função do tempo no decorrer do tratamento T6, **E4** e **E6**.

Tal como nos outros ensaios, a peça entrou no forno e o tempo de estágio foi começado a contar apenas a partir do momento que atingiu a temperatura de estágio, depois foi colocada em água aquando da sua saída do forno, novamente num período de 2 min, e após findar esse tempo foi inserida no outro forno usado para o envelhecimento. Como existem duas peças que são tratadas simultaneamente, existe um período de tempo em que a peça não instrumentada está no forno seguinte. Foi calculado o tempo que a segunda peça demorou a atingir a temperatura de envelhecimento, para poder extrapolar para a peça previamente colocada, o tempo certo para ser retirada. Olhando atentamente para a figura 3.23 observa-se os pontos chave que ocorreram durante o ensaio. O desnível inicial de temperatura durante o estágio de homogeneização deveu-se ao facto da retirada da peça **E6**, demorando algum tempo à peça **E4** a voltar a atingir a temperatura predefinida para solubilização. De seguida, no envelhecimento, observa-se um desnível semelhante ao anterior, onde ocorre novamente a retirada da primeira peça, e o δ_t equivale aos 10 min de diferença dos tratamentos com a adição do tempo que demorou a atingir a temperatura de estágio.

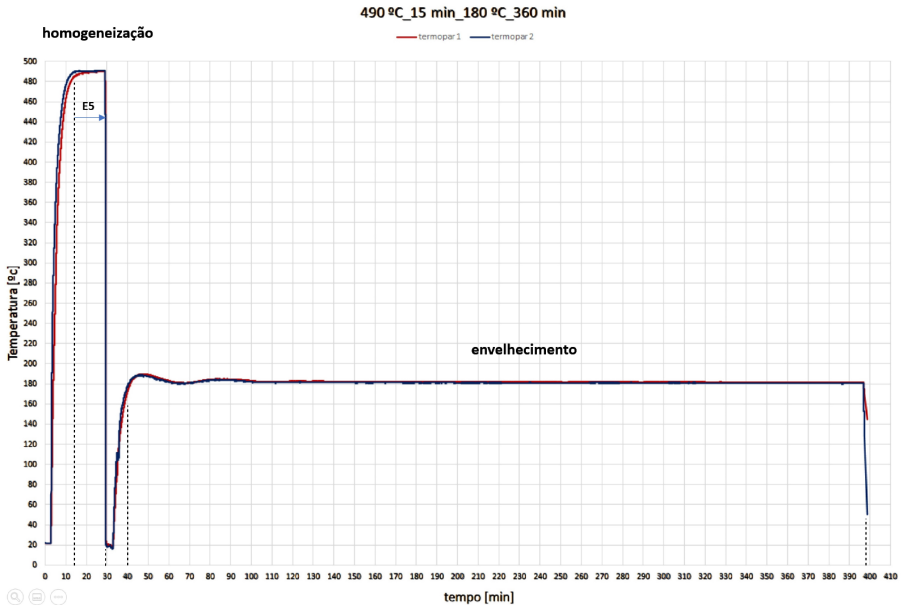


Figura 3.24: Variação da temperatura em função do tempo no decorrer do tratamento T6, **E5**.

3.3.5.2 Temperatura de homogeneização de 470 ºC (E7, E8, E9)

Para os tratamentos **E7**, **E8** e **E9** foi seguido o mesmo método explicado anteriormente como podemos observar nos gráficos das figuras 3.25 e 3.26.

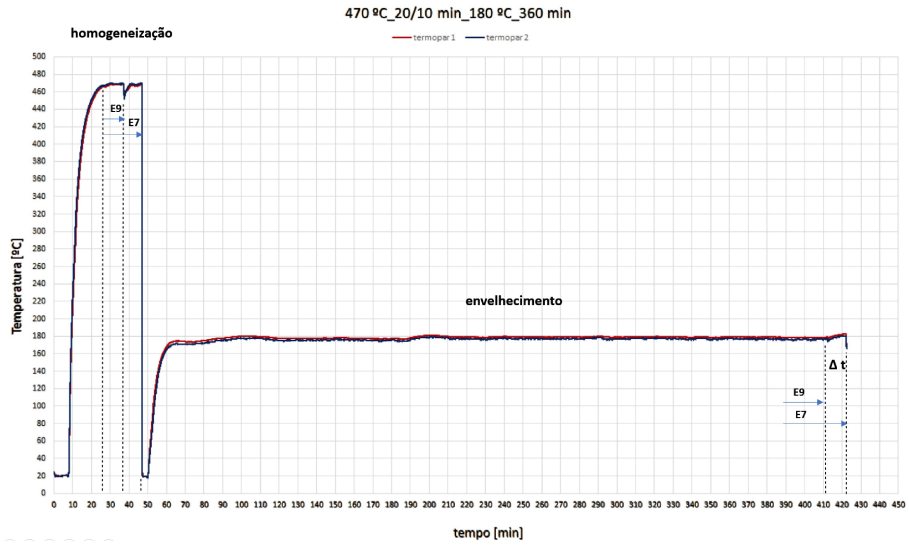


Figura 3.25: Variação da temperatura em função do tempo no decorrer do tratamento T6, **E7** e **E9**.

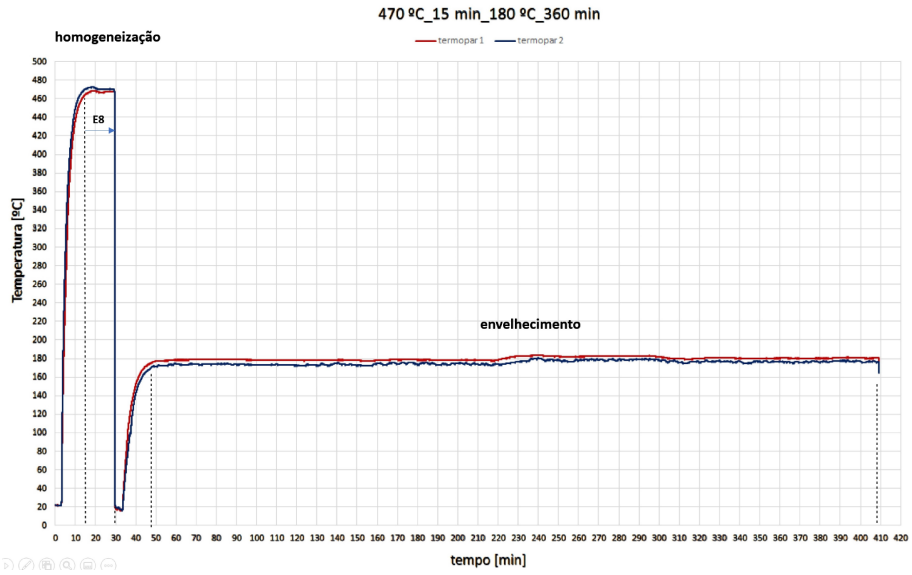


Figura 3.26: Variação da temperatura em função do tempo no decorrer do tratamento T6, **E8**.

3.3.5.3 Temperatura de homogeneização de 450 ºC (E10, E11, E12)

Para os tratamentos **E10**, **E11** e **E12** foi seguido o mesmo método explicado anteriormente como podemos observar nos gráficos das figuras 3.27 e 3.26.

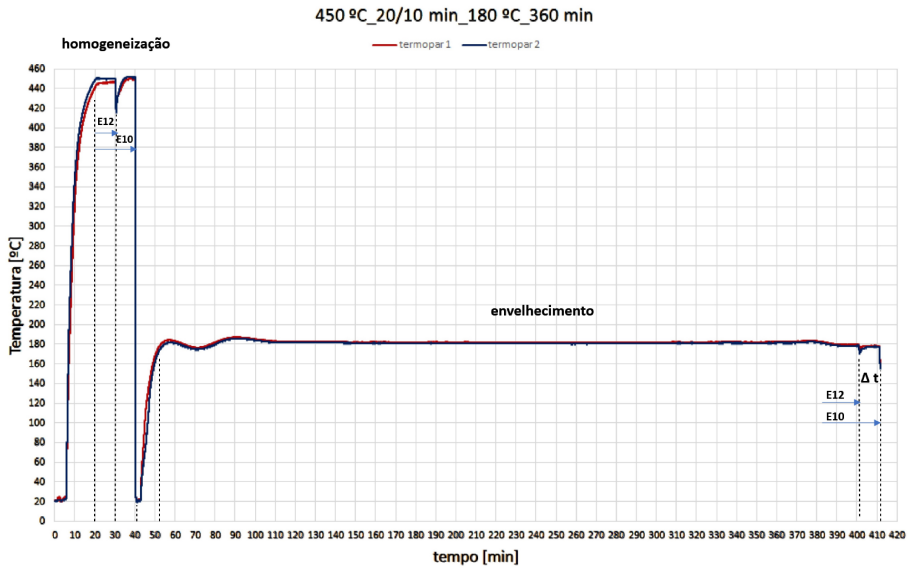


Figura 3.27: Variação da temperatura em função do tempo no decorrer do tratamento T6, **E10** e **E12**.

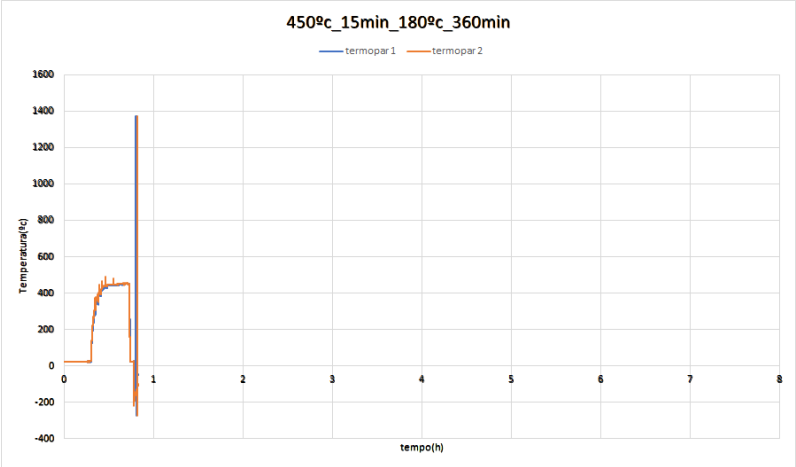


Figura 3.28: Variação da temperatura em função do tempo no decorrer do tratamento T6, **E11**.

Devido a problemas encontrados com o equipamento de aquisição de temperatura utilizado durante o ensaio **E11** (problemas surgiram na passagem do forno de homogeneização para o de envelhecimento), foi necessário conferir a temperatura ao longo do resto do tratamento **E11** com auxílio de um termómetro digital ligado aos termopares instrumentados na peça 3.29. Assim, foi possível garantir que a temperatura desejada para o envelhecimento era respeitada.



Figura 3.29: termómetro digital utilizado para medir a temperatura da peça ao longo do envelhecimento.

Capítulo 4

Análise e discussão de resultados obtidos

4.1 Análise química

Foi realizada a análise da composição química das peças com auxílio de espectrometria de emissão por faísca, com um *Spectromáx X*, um modelo da marca *Ametek*. Foram então realizadas três ensaios numa amostra da peça proveniente da SONAFI. Na tabela 4.1 apresentam-se os resultados da média dessas medições em comparação com os valores da norma. No anexo B.1 é possível ver o relatório completo da análise feita.

Tabela 4.1: Composição química da liga em estudo [% wt]

	Cu	Mg	Si	Fe	Mn	Ni	Zn	Cr	Al
a	2.28 %	0.2 %	10.34 %	1.2 %	0.16 %	0.67 %	0.85 %	0.04 %	84.7 %
n	2-4 %	0.15-0.55 %	8-11 %	0.6-1.3 %	<0.55 %	<0.55 %	<1.2 %	<0.15 %	rest

a-valores médios das amostras; n-valores da norma.

Pela consulta da norma, todos os valores da composição química das amostras estão dentro dos valores estipulados à excepção dos valores de Ni (0.67 % vs máx de 0.55 %) podendo explicar eventuais diferenças nas propriedades mecânicas. Apesar disto verifica-se que no geral, a liga em estudo é a liga AlSi9Cu3(Fe). Da literatura retira-se que a combinação da adição de Cu e Mg simultanêa tem o maior efeito possível no aumento das propriedades mecânicas nestas ligas, sendo que no caso da liga em estudo, os valores de Cu (2.28 % vs máx de 4 %) encontram-se nos mínimos tanto como os de Mg (0.204 % vs máx de 0.55 %). Outro valor muito significativo que pode vir a influenciar os resultados é o teor de Fe (1.2 %), podendo explicar eventuais valores inferiores na ductilidade em comparação a resultados estudados na literatura. Assim, para além de outros fatores como as condições de injeção, a composição química influenciará as propriedades mecânicas alcançáveis.

4.2 Resultado dos ensaios de tração

4.2.1 Ensaios de tração da peça bruta de vazamento [E1]

A figura 4.1 demonstra a evolução final das deformações nos três provetes testados com o método *DIC*. Os resultados obtidos nos ensaios de tração estão representados na fig4.2, e discretizados na tabela 4.2. Os valores obtidos relativamente à tensão limite de elasticidade (σ_e) e extensão após rotura (A) são, em média, 151 MPa e 0.68 % respetivamente e encontram-se dentro do esperado segundo a literatura estudada (≈140 MPa e <1 %), contudo, os valores da tensão de rotura (σ_r) têm uma média de 199.8 MPa, encontrando-se abaixo do esperado (240 MPa).

Tabela 4.2: dados experimentais dos provetes retirados da peça bruta do vazamento **E1**.

	Área[mm^2]	σ_e[MPa]	σ_r [MPa]	A [%]
1	8.66	175	208	0.77
2	9.35	140	187	0.42
3	9.21	138	204	0.84
média	9.07	151	199.8	0.68
norma	—	140-240	240-310	0.5-3

A liga no seu estado bruto de vazamento em comparação com a liga AlMg5Si2Mn, aplicada no suporte de suspensão tido como referência de propriedades mecâncias desejáveis numa liga para aplicações estruturais, em termos de tensão limite de elasticidade (σ_e) tem um défice de 39.5 %, também como uma tensão de rotura (σ_r) de 39.3 % menor do que o esperado. O valor mais discrepante é encontrado na extensão após rotura (A), 82 % menor. Espera-se que com os tratamentos térmicos realizados às peças, seja possível aproximar os valores da resistência mecânica, contudo, como a liga em estudo trata-se de uma liga secundária com um teor de Fe considerável, o aumento esperado na ductilidade não será tão acentuado.

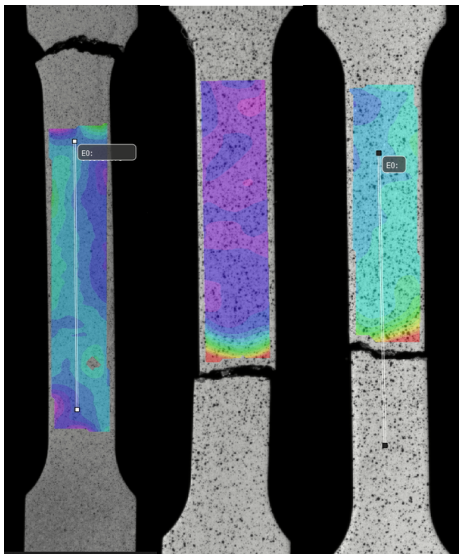


Figura 4.1: imagem do programa "VIC-2D"dos provetes no momento da fratura nos ensaios de tração da peça no estado bruto de vazamento **E1**.

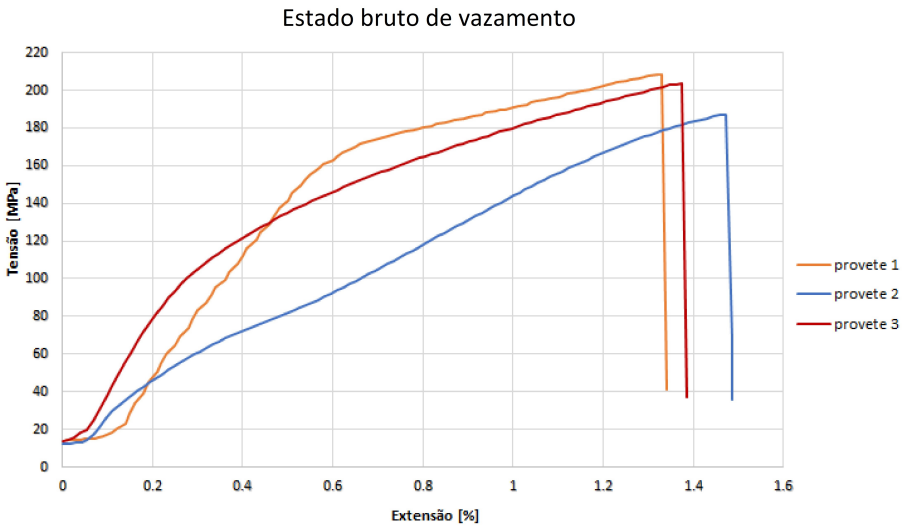


Figura 4.2: resultado dos ensaios de tração da peça no estado bruto de vazamento **E1**

4.2.2 primeiros tratamentos térmicos

4.2.2.1 Homogeneização a 480 ºC (15 min) seguido de endurecimento estrutural a 170 ºC (2.5 h) [E2]

Após o primeiro tratamento térmico realizado, a peça **E2**, apresentou *blistering* superficial um pouco por toda a peça, nomeadamente nas zonas com maior massividade, como é o caso do verso da peça, superfície coberta por alhetas, onde é possível visualizar fissuração (circundada a

vermelho). Esta ocorre pelas tensões impostas no material ultrapassarem a sua capacidade de as suportar, como foi visto no estado de arte.

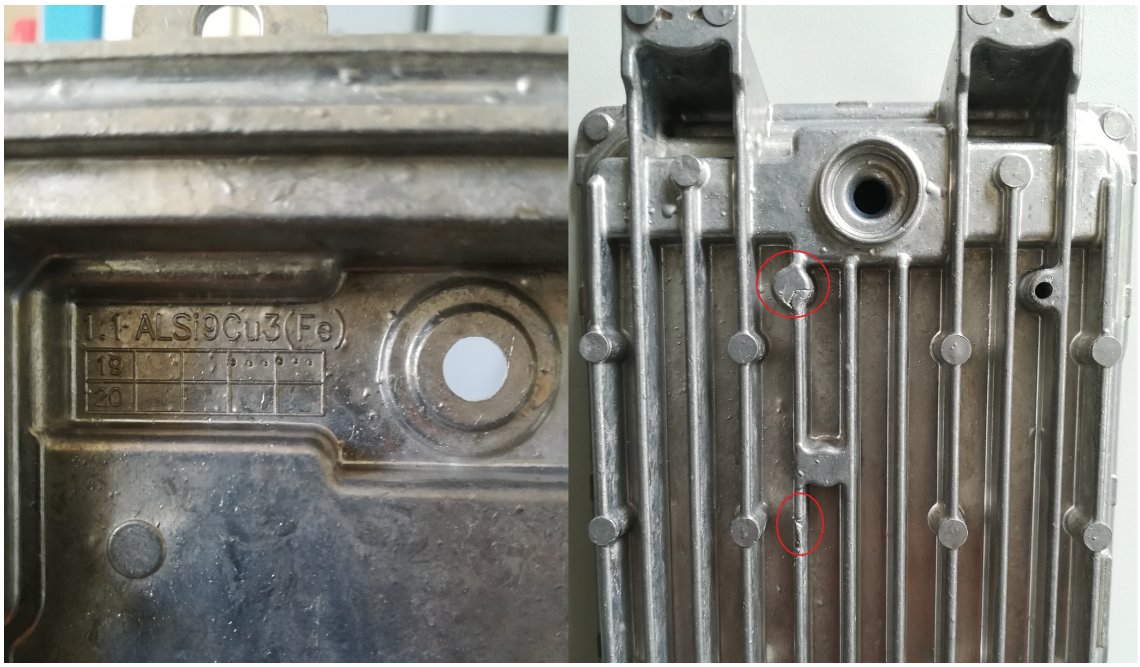


Figura 4.3: Detalhes do acabamento superficial do ensaio **E2**.

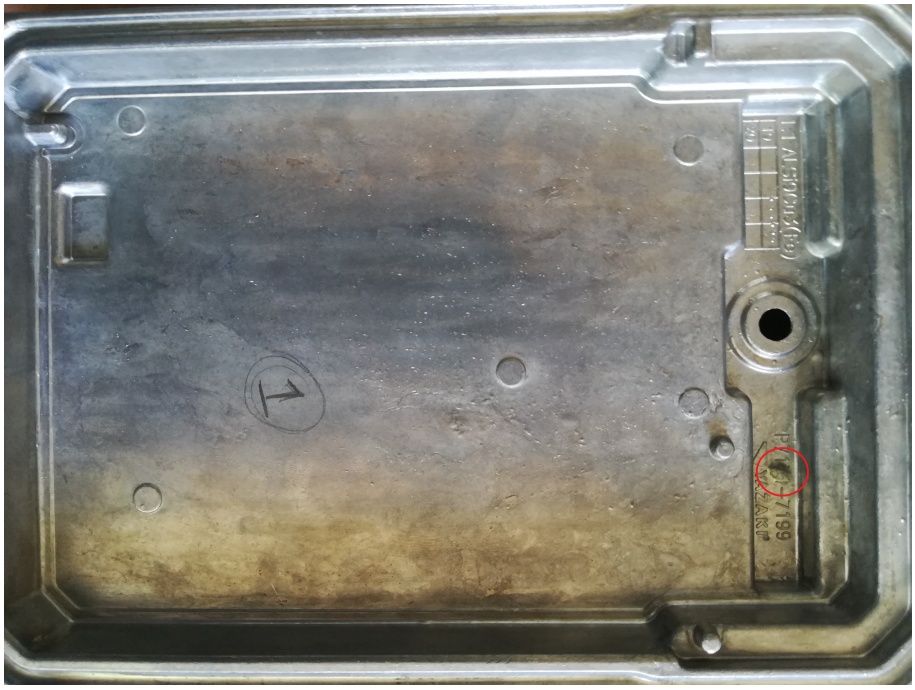


Figura 4.4: Acabamento superficial do ensaio **E2**.

O gráfico da fig4.5 apresenta os dados do ensaio de tração de apenas dois provetes. O terceiro provete não apresentava uma maquinagem aceitável pois a sua espessura variava ao longo da peça, de tal maneira que iria comprometer os restantes resultados.

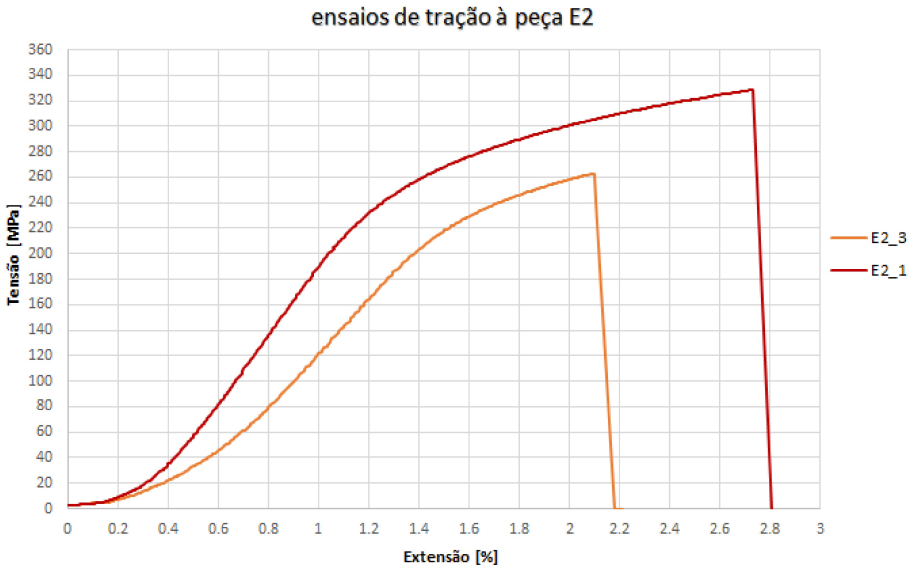


Figura 4.5: Ensaio tração E2

4.2.2.2 Homogeneização a 490 ºC (15 min) seguido de endurecimento estrutural a 180 ºC (2.5 h) [E3]

No tratamento **E3**, tal como no anterior, é possível constatar muita ocorrência de *blistering* superficial por toda a peça. Novamente, as zonas mais afetadas são as zonas da superfície com alhetas, neste caso o lado esquerdo como é visível na figura 4.6 é onde existe maior intensidade.

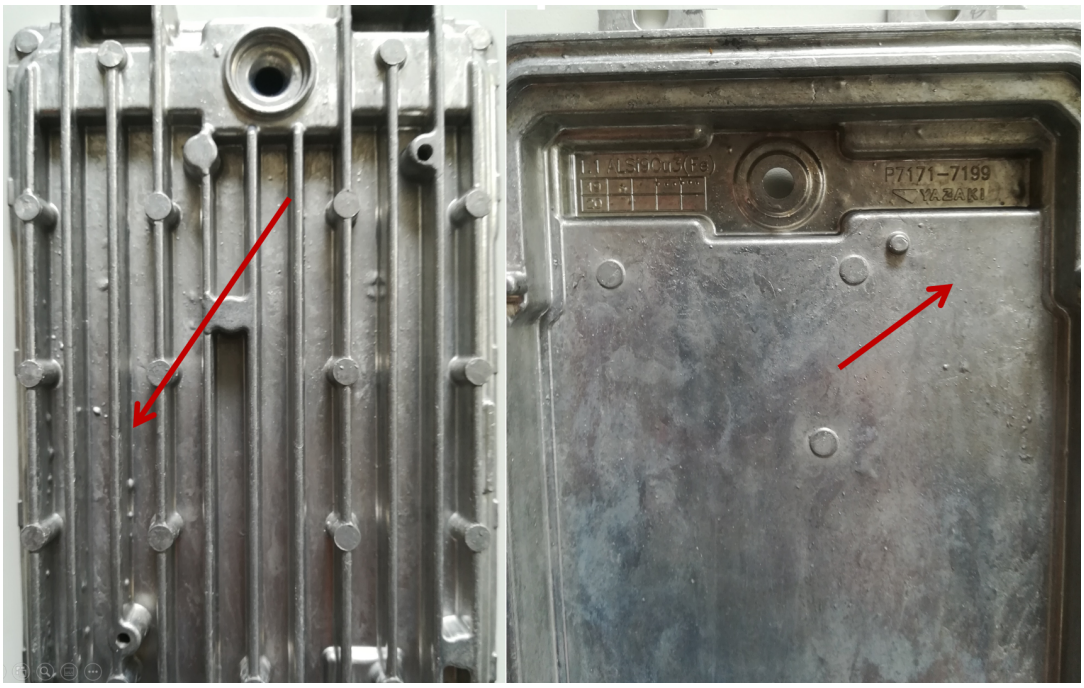


Figura 4.6: Acabamento superficial da peça E3.

O gráfico da figura 4.7 apresenta apenas os dados dos ensaios de tração de dois provetes. O terceiro provete não apresentava uma maquinagem aceitável pois a sua espessura tinha uma variação longitudinalmente de tal maneira que iria alterar os restantes resultados.

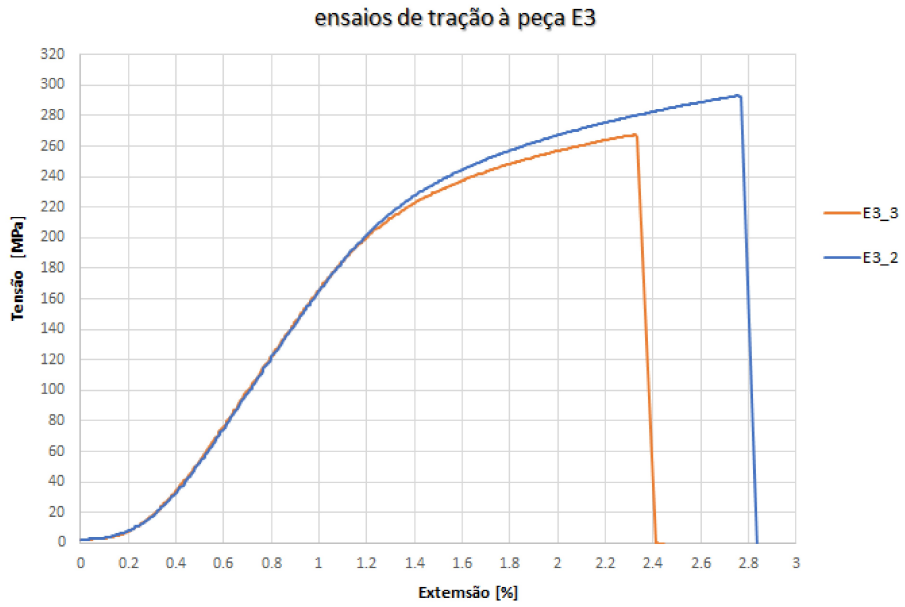


Figura 4.7: Ensaio tração E3.

Apesar do intenso *blistering* superficial ocorrido nestes tratamentos iniciais e estas peças serem consideradas sucata pois este acabamento superficial é inaceitável, houve uma grande melhoria tanto em resistência mecânica como em ductilidade nos provetes ensaiados. Comparativamente ao valor médio obtido na peça **E1** (peça no estado F, σ_e=151 MPa, σ_r=100 MPa e A=0.68 %), a conjugação de um curto envelhecimento com uma solubilização de 15 min permitiu a **E2** um aumento de 44 % na σ_e , 49.5 % na σ_r, e ainda uma melhora na ductilidade de 72.8 %. Relativamente ao tratamento **E3**, o aumento de 10 ºC no estágio de homogeneização parece ter sido a causa para o efeito detrimental na resistência mecânica relativamente ao tratamento anterior (diminuição de 5 % na σ_e e de ≈6 % na σ_r).

Os resultados obtidos em **E2** foram os mais positivos encontrados nesta sequência de tratamentos. Em relação aos valores alvo de propriedades (liga AlMg5Si2Mn, suporte de suspensão) este ensaio comporta-se da seguinte maneira: tensão limite de elasticidade (σ_e)=217.5 MPa (menos 12.9 %), tensão de rotura (σ_r)=295.5 MPa (menos 10.26 %) e finalmente na extensão após rotura (A) (menos 68.75 %).

Tabela 4.3: dados experimentais dos provetes tracionados **E2** e **E3**

	Área[mm^2]	σ_e[MPa]	σ_r [MPa]	A [%]
E2.1	8.17	240	328.4	1.45
E2.3	8.84	195	262.6	0.9
média E2	8.51	217.5	295.5	1.175
E3.2	9.15	210	295	1.35
E3.3	9.15	200	265	1.05
média E3	9.15	205	280	1.2
ST*	–	250	329	3.8
E1**	9.07	151	200	0.68

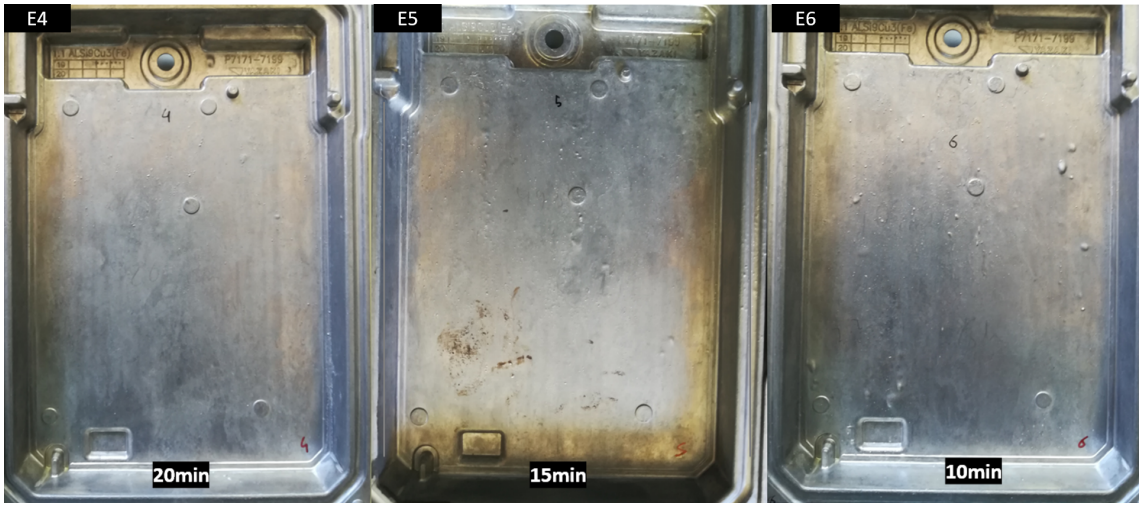
*Valores de referência Shock tower; **Estado bruto de vazamento

4.2.3 Segundo grupo de tratamentos térmicos

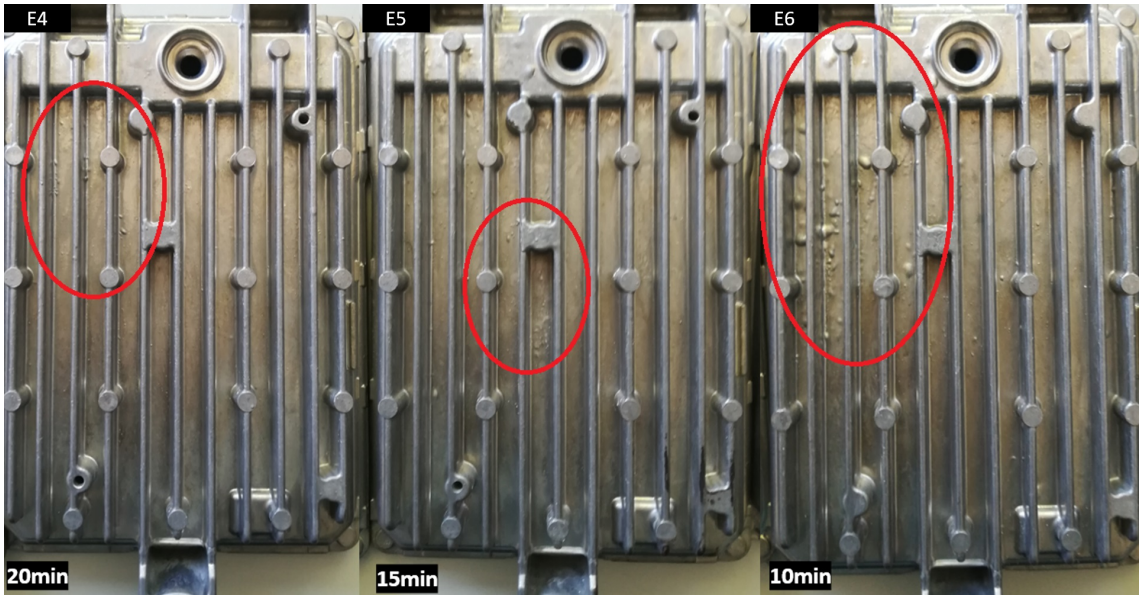
4.2.3.1 Solubilização a 490 ºC [E4], [E5] e [E6]

O tempo de estágio mostrou-se irrelevante na formação de *blistering*, refutando a literatura usada como referência [39]. Esta sugeria que o limite aceitável seria de 20 min no qual seria o começo da manifestação de *blistering*, mas estranhamente a nível visual, a peça que apresenta melhor acabamento superficial é de facto a que teve um maior tempo de estágio. Isto pode ser explicado pela variabilidade nas peças injetadas (a peça **E6** aparenta ter muito mais *blistering* o que pode se dever ao facto de maior aprisionamento de gases aquando da injeção). Vem então refutar de certa forma o observado na literatura em que se baseou os últimos ensaios [39] para condições de enchimento semelhantes (26 m/s no ataque com temperatura de solubilização de 490 ºC). Novamente, observa-se na figura 4.8 b) o aparecimento de extenso *blistering* na face com

alhetas na zona esquerda (circundado a vermelho), e na 4.8 a) novamente na mesma zona, como foi observado no ensaio anterior (**E3**).



(a) vista inferior.



(b) vista superior.

Figura 4.8: Evolução do *blistering* nos ensaios a 490 ºC.

Apesar destas peças possuirem acabamentos superficiais inaceitáveis, analisam-se os valores obtidos nos ensaios de tração na tabela 4.4. Comparando os valores de **E5** com os dos primeiros tratamentos, onde **E3** partilha o mesmo tempo e temperatura de solubilização, o envelhecimento de 6h mostrou uma perda muito grande em extensão após rotura (A) (53.3 % inferior à obtida na peça com um tempo de envelhecimento de 2.5 h), e a tensão limite de elasticidade(σ_e), apesar de ter aumentado (12.2 % superior à de 2.5 h), a sua tensão de rotura (σ_r) é inferior possivelmente devido à sua baixa ductilidade (10.75 % inferior à de 2.5 h).

Tabela 4.4: dados experimentais dos provetes tracionados E4, E5 e E6.

	Área[mm^2]	σ_e[MPa]	σ_r [MPa]	A [%]
E4.1	9.12	255	333.1	2.04
E4.2	9.0	240	281.8	0.85
E4.3	9.06	238	258.1	0.35
média E4	9.06	244.3	291	1.08
E5.1	8.94	218	226.5	0.33
E5.2	9.04	252	308.1	1.1
E5.3	9.08	220	229.5	0.25
média E5	9.03	230	254.7	0.56
E6.1	8.94	216	263.1	0.92
E6.2	9.04	219	267.8	0.9
E6.3	9.1	213	218.8	0.3
média E6	9.03	216	249.9	0.71
ST*	—	250	329	3.8
E1**	9.07	151	200	0.68

*Valores de referência Shock tower; **Estado bruto de vazamento

O estágio que demonstrou ser mais eficaz foi o que possuiu um tempo de homogeneização com maior duração (**E4**), mostrando uma melhoria em relação à peça bruta do vazamento de: tensão limite de elasticidade (σ_e) (melhoria de ≈62 %), tensão de rotura (σ_r) (melhoria de 45.6 %) e extensão após rotura (A) (melhoria de 58.8 %). Quanto à sua posição em relação aos valores de referência da peça estrutural da liga AlMg5Si2Mn: tensão limite de elasticidade (σ_e) (menos 2.2 %), tensão de rotura (σ_r) (menos 11%) e extensão após rotura (A) (menos 71.3 %). Esta melhoria seria relevante se não fosse pelo facto do *blistering* espalhado pela peça.

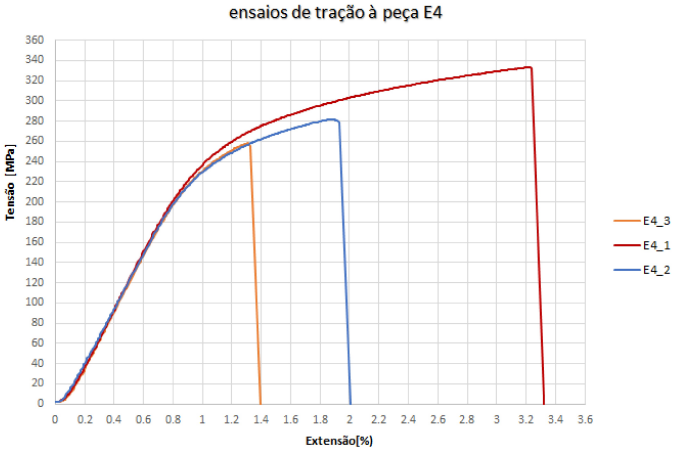


Figura 4.9: Resultado dos ensaios de tração realizados **E4** (490 ºC, 20 min).

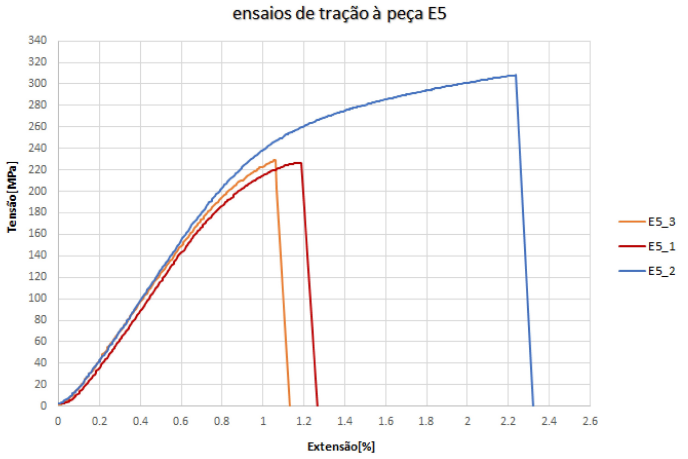


Figura 4.10: Resultado dos ensaios de tração realizados **E5** (490 ºC, 15 min).

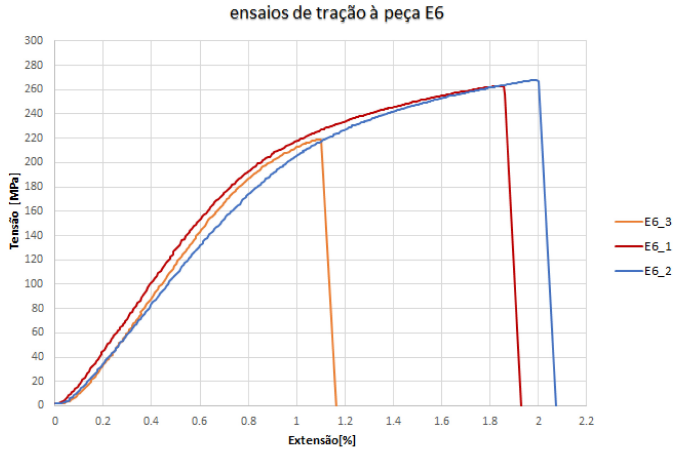
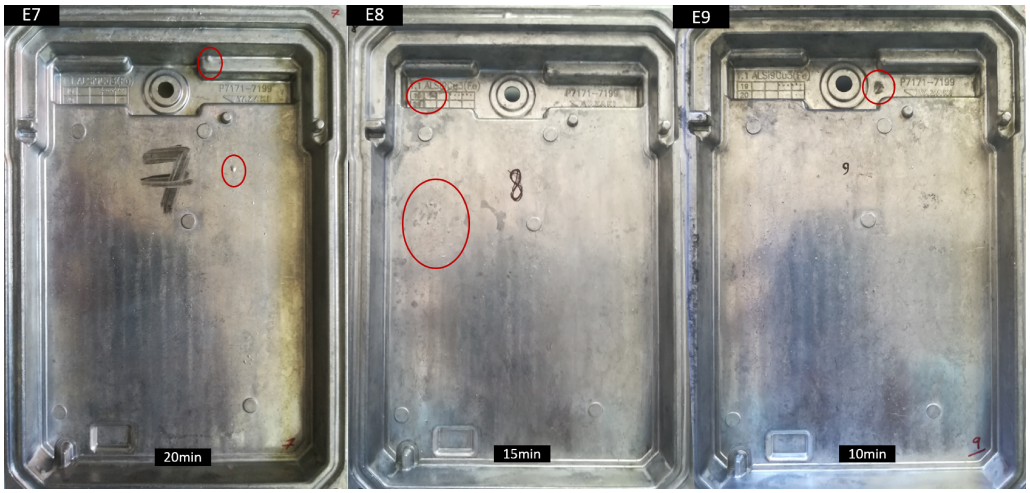


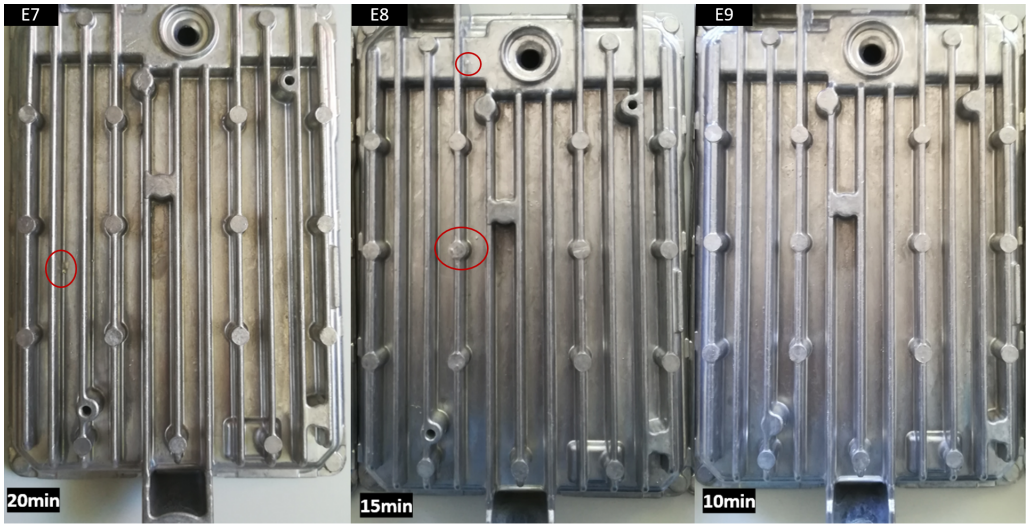
Figura 4.11: Resultado dos ensaios de tração realizados **E6** (490 ºC, 10 min).

4.2.3.2 Solubilização a 470 ºC [E7], [E8] e [E9]

Apesar de ser previsto um acabamento superficial excelente como estudado na literatura, ainda ocorre algum *blistering* superficial, este não tão evidente como o que ocorre para uma homogeneização a 490 ºC. Na figura 4.12, as zonas de maior massividade da peça, onde se encontram as alhetas, já não ocorre um *blistering* intenso como acontecia no caso anterior, figura 4.8 b). Ainda assim na vista frontal das peças, é possível observar com o auxílio de uma lupa, figura 4.13, um exemplo do mau acabamento superficial, com um aumento na zona de fissuração num grande blister ocorrido na peça **E9**.

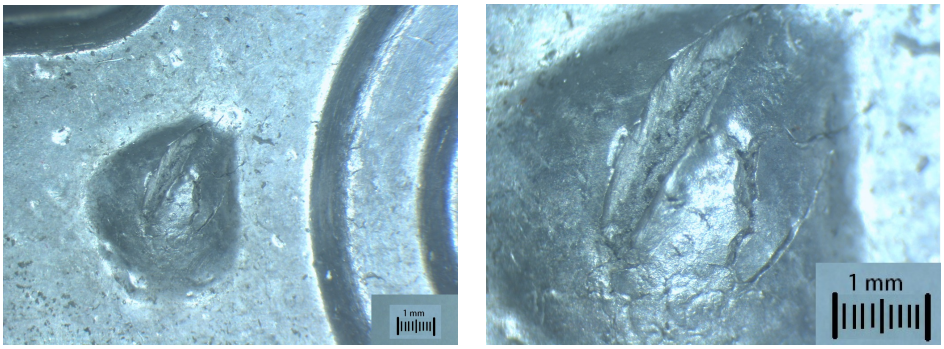


(a) Vista inferior.



(b) Vista superior.

Figura 4.12: evolução do *blistering* nos ensaios a 470 ºC.



(a) Ampliação 7.5 x. (b) Ampliação 20 x.

Figura 4.13: Ampliação da abertura num blister na peça E9.

Na tabela 4.5 observa-se o resultado dos ensaios de tração efetuados aos provetes retirados das peças submetidas aos tratamentos de solubilização a 470 ºC. Os valores obtidos foram de um modo geral superiores aos de 450 ºC (mostrados mais à frente no texto), refletindo-se num aumento da ductilidade das peças, até 5 vezes superior e maiores tensões de rotura, apesar da sua tensão limite de elasticidade ser ligeiramente inferior. Isto pode se dever ao facto de, apesar de não conseguir um endurecimento estrutural tão elevado, por ter tido um estágio de homogeneização com menos 20 ºC, o facto de a peça estar com um melhor acabamento superficial melhor, pode ser um indício de uma menor expansão de gases aprisionados que danificam as propriedades mecânicas, o que explicaria estes resultados. O estágio que demonstrou a melhor resposta aos tratamentos térmicos foi o estágio com maior duração (**E7**). Comparativamente ao estado bruto de vazamento, as melhorias verificadas são: tensão limite de elasticidade (σ_e), um aumento de 53.6 %, tensão de rotura (σ_r), aumento de 48.3 % e extensão após rotura (A), aumento de 189.7%. Em comparação com os valores do suporte de suspensão, considerados valores de referência o ensaio **E7** comporta-se da seguinte maneira: a tensão limite de elasticidade (σ_e) é 7 % menor, a sua tensão de rotura (σ_r) é 10 % inferior e, finalmente, a sua extensão após rotura (A) continua a ser o valor mais difícil de alcançar, 47 % inferior ao valor de referência. Apesar desta temperatura de solubilização apresentar uma boa melhoria face aos ensaios anteriores, continua a ter algum *blistering* superficial, o que ainda torna a sua aplicação inviável.

Tabela 4.5: dados experimentais dos provetes tracionados E7, E8 e E9.

	Área[mm^2]	σ_e[MPa]	σ_r [MPa]	A [%]
E7.1	9.18	222	240.6	0.3
E7.2	9.22	238	299.6	1.25
E7.3	9.18	236	348.7	4.35
média E7	9.19	232	296.3	1.97
E8.1	8.88	227	319.3	2.35
E8.2	8.94	230	355.6	5.18
E8.3	8.96	202	218.4	0.3
média E8	8.93	219.7	297.8	2.61
E9.1	8.94	208	283	1.4
E9.2	8.88	215	332.7	3.23
E9.3	8.89	180	187.8	0.25
média E9	8.9	201	267.8	1.63
ST*	—	250	329	3.8
E1**	9.07	151	200	0.68

*Valores de referência Shock tower; **Estado bruto de vazamento

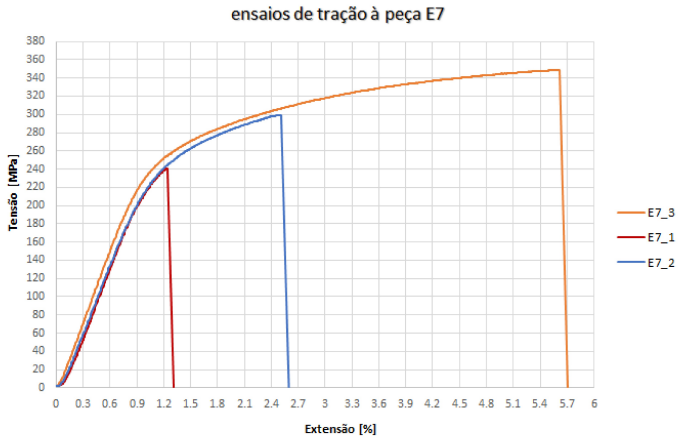


Figura 4.14: Resultado dos ensaios de tração realizados a **E7** (470 ºC, 20 min).

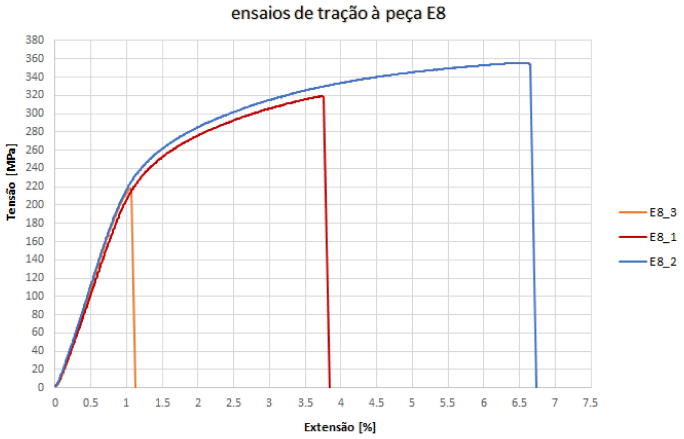


Figura 4.15: Resultado dos ensaios de tração realizados a **E8** (470 ºC, 15 min).

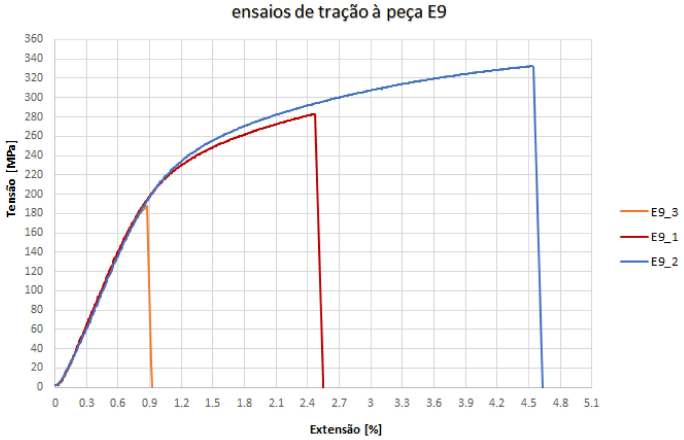
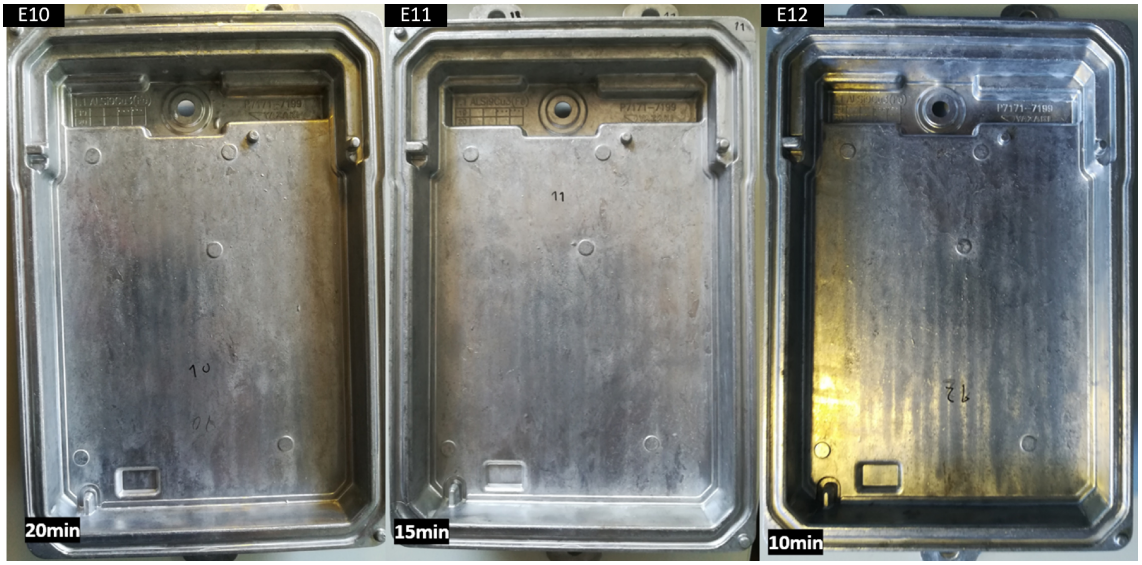


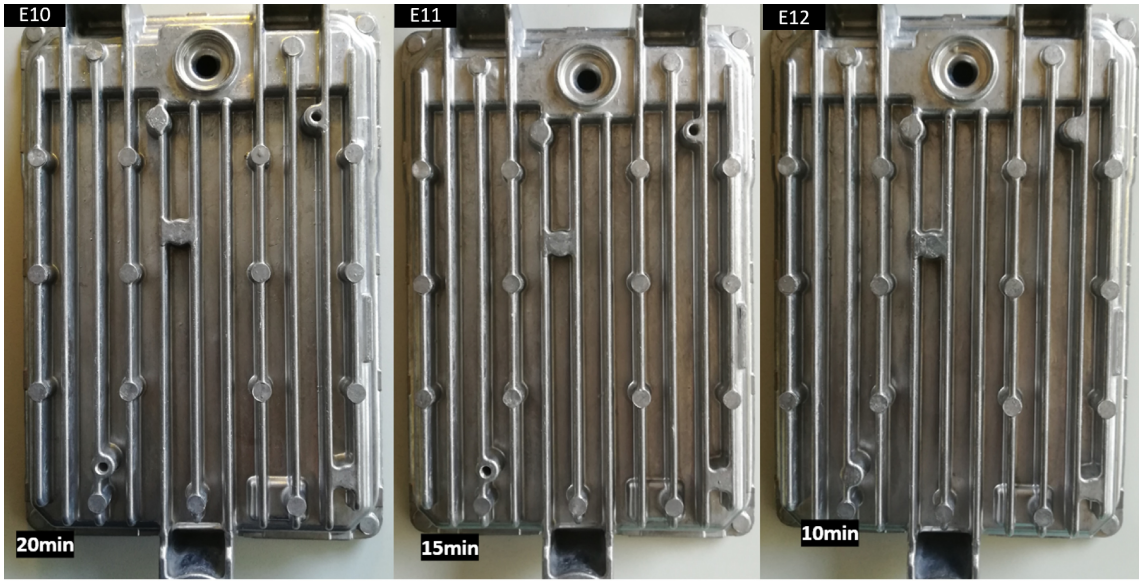
Figura 4.16: Resultado dos ensaios de tração realizados a **E9** (470 ºC, 10 min).

4.2.3.3 Solubilização a 450 ºC, E10, E11 e E12

O estágio de homogeneização de 450 ºC mostrou ser o primeiro no qual se obtém um acabamento superficial de qualidade aceitável nas duas faces da peça como é visualizado nas figuras 4.17 a) e b).



(a) Vista inferior.



(b) Vista superior.

Figura 4.17: evolução do *blistering* nos ensaios a 450 ºC.

Na tabela 4.6 observa-se o melhor resultado obtido em todos os tratamentos realizados, o ensaio **E10**, que coincide com o estágio mais longo para a temperatura de solubilização de 450 ºC, onde conseguimos as melhores propriedades mecânicas derivado aos 20 min que a peça esteve submetida a essa temperatura. Tal como se sucedeu anteriormente, de uma maneira geral, **E4** e

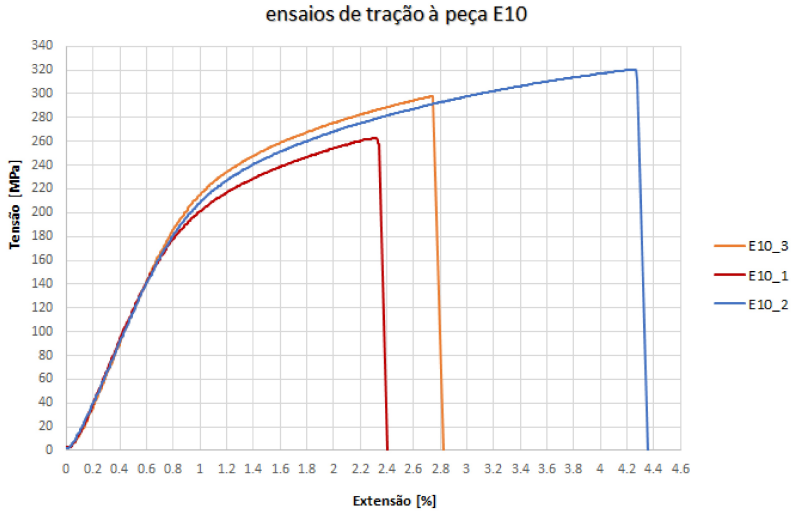
E7 também obtiveram os melhores resultados dentro da sua temperatura de homogeneização, mas neste caso não houve repercussões na qualidade superficial da peça, ao contrário dos restantes ensaios a temperaturas superiores a 450 ºC. Posto isto, este tratamento é onde obteve-se o melhor resultado possível, conseguindo-se assegurar a integridade da peça e um aumento considerável em relação à peça bruta do vazamento: melhoria de 33.6 % na tensão limite de elasticidade (σ_e), melhoria de 47 % na tensão de rotura (σ_r) e um aumento de 196 % na extensão após rotura (A).

Comparativamente à peça estrutural de referência este ensaio comporta-se da seguinte maneira: uma tensão limite de elasticidade(σ_e) 19.2% inferior, uma tensão de rotura (σ_r) 10.8% menor, pecando mais na extensão após rotura (A) com um valor 46.5 % menor. De uma maneira geral, os valores da resistência mecânica são quase atingidos, apesar de haver a questão de na ductilidade não ser possível obter resultados muito melhores, pela natureza do tratamento e também pela natureza química da peça.

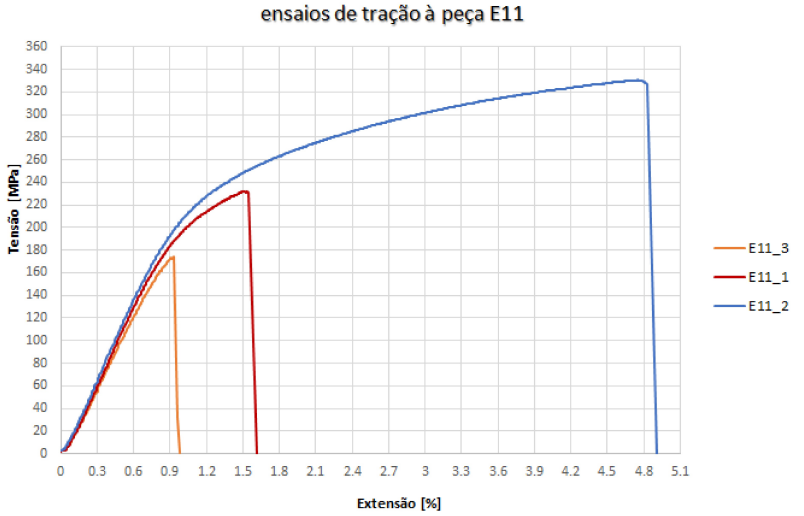
Tabela 4.6: dados experimentais dos provetes tracionados E10, E11 e E12.

	Área[mm^2]	σ_e[MPa]	σ_r [MPa]	A [%]
E10.1	8.88	187	263.2	1.38
E10.2	8.82	210	320.3	3
E10.3	8.88	208	297.6	1.65
média E10	8.86	201.7	293.6	2.01
E11.1	9	190	232	0.6
E11.2	8.86	208	330.6	3.45
E11.3	9.12	163	174.15	0.2
média E11	8.99	187	245.58	1.42
E12.1	8.98	172	290.9	3.05
E12.2	8.98	182	286.4	2.44
E12.3	8.98	157	197.15	0.5
média E12	8.98	170.3	258.15	1.99
ST*	—	250	329	3.8
E1**	9.07	151	200	0.68

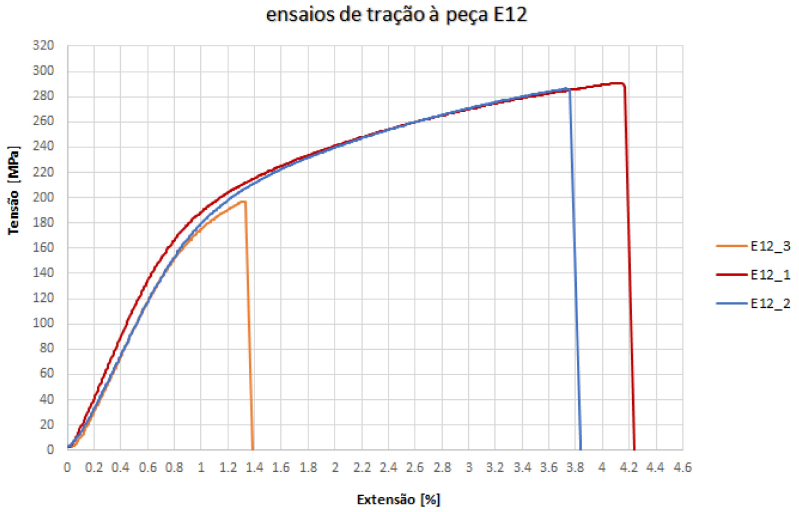
*Valores de referência Shock tower; **Estado bruto de vazamento



(a) Resultado dos ensaios de tração realizados a **E10** (450 ºC, 20 min).



(b) Resultado dos ensaios de tração realizados a **E11** (450 ºC, 15 min).



(c) Resultado dos ensaios de tração realizados a **E12** (450 ºC, 10 min).

Figura 4.18: Resultado dos ensaios de tração realizados

4.2.4 Ensaios de Dureza

Os resultados obtidos nos ensaios de dureza realizados às peças retiradas da zona central da peça, figura 4.19, são observados na tabela 4.7. A peça bruta do vazamento (**E1**) apresenta uma dureza de 105 HB, estando em concordância com a gama de valores da norma (80-120 HB). Foram atingidos acréscimos de dureza na ordem dos 6.66 % e 9.5 % nas peças com menores tempos de estágio no envelhecimento artificial (estágio de 2.5 h, **E2** e **E3**), em relação à peça no estado bruto. Quanto aos endurecimentos de 6 h, para temperaturas de solubilização de 490 ºC (**E4**-**E6**), a peça com o maior endurecimento foi a peça que ficou apenas 10 min no forno de homogeneização (**E6**) com um aumento de 5.7 %. Para as temperaturas de solubilização de 470 ºC (**E7**-**E9**), o maior endurecimento verificou-se para a peça com estágio de 20 min (**E7**) com um aumento de 8.57 %. Já nos ensaios realizados a 450 ºC (**E10**-**E12**) o maior endurecimento observou-se no estágio de 15 min (**E11**), com um aumento de 7.6 %.

Os valores estão dentro dos esperados para estes tratamentos térmicos, sendo que da literatura seria espectável endurecimentos na casa dos ≈119 HB, valor praticamente atingido no caso e superado de uma maneira geral em comparação com os resultados atingidos no pico do endurecimento estrutural na dissertação usada como base (111 HB valor máximo atingido, figura 3.22).



Figura 4.19: Zona da peça usada para realizar ensaios de dureza.

Tabela 4.7: Resultado ensaios de dureza às peças dos ensaios.

n	medição 1 $[HV]$	medição 2 $[HV]$	medição 3 $[HV]$	média $[HV]$	conversão $[HB]$
E1	113	108	108	109.7	105
E2	119	116	116	117	112
E3	116	122	122	120	115
E4	108	103	105	105.3	100
E5	110.3	116	116	114	109
E6	119	119	110	116	111
E7	119	119	119	119	114
E8	110	113	110	111	106
E9	110.3	110.3	105	110.3	105
E10	116	103	103	107.3	102
E11	119	119	116	118	113
E12	110	110	108	109.3	104

4.2.5 Análise da microestrutura

4.2.5.1 Análise da fratura

O esquema da figura 4.20 demonstra a numeração dos provetes retirados.

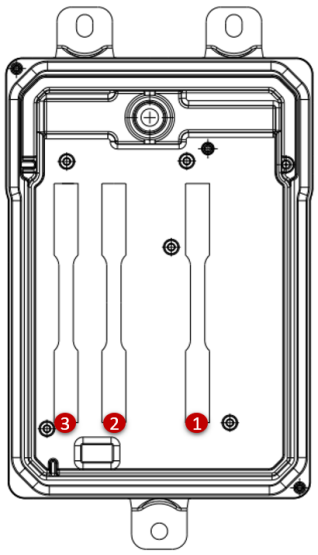
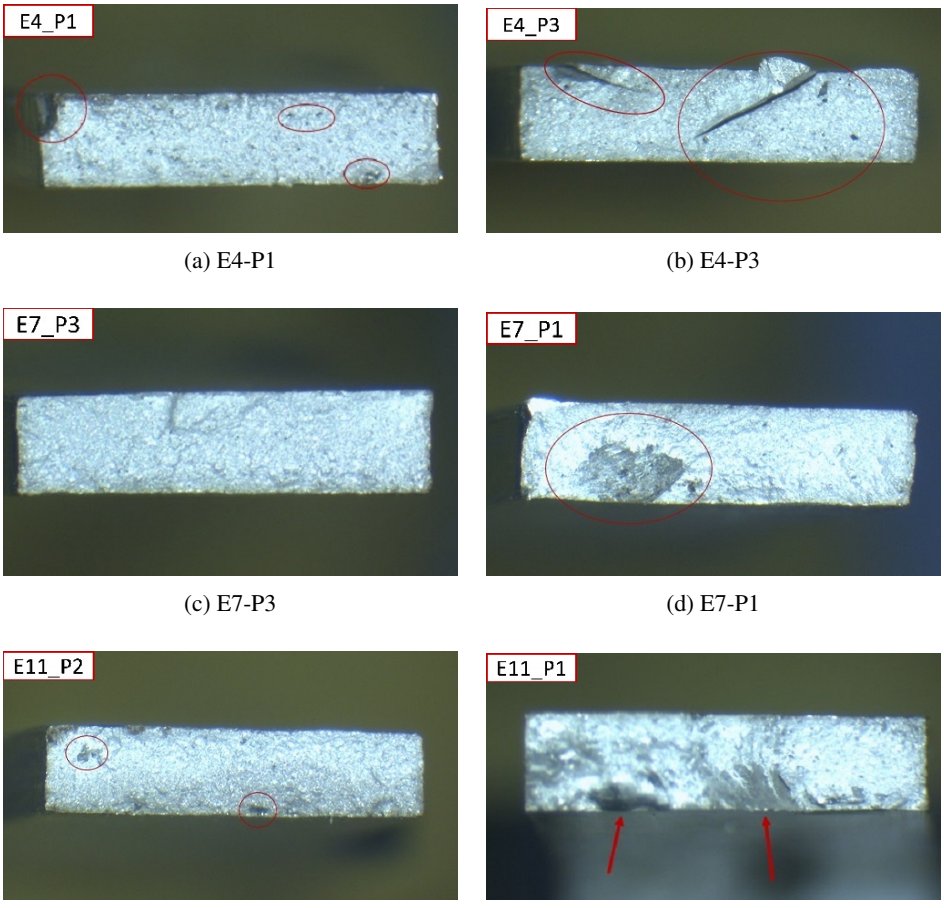


Figura 4.20: Ordem dos provetes retirados.

Alguns provetes mostraram ser mais frágeis que outros. Foram retiradas imagens ampliadas da secção de fratura de alguns ensaios, escolhendo dois provetes, dos quais um obteve a melhor resistência mecânica no ensaio e outro a mais reduzida. Observa-se a figura 4.21 a) provete 1 e b) provete 3, do ensaio **E4** onde as diferenças nos valores obtidos na σ_r (331.1 e 258 MPa), σ_e (255

e 238 MPa) e extensão após rotura (2.04 e 0.35 %), no provete 1 e 3 respetivamente, podem ser explicadas pela quantidade e tamanho de porosidades e, neste caso em específico, é notada alguma fissuração no provete 3, muito mais prejudicial do que porosidades esféricas presentes no provete 1. Também é demonstrado este efeito nos ensaios **E7** e **E11**, onde se verificou esta discrepância de valores por razões semelhantes, como se observa nas figuras 4.21 c) e d) (ensaio **E7**), entre todos, este foi o único onde o provete 3 apresentou as melhores propriedades mecânicas. No ensaio **E11**, figuras 4.21 e) e f) observa-se novamente grandes zonas de porosidades no provete 3. Os restantes que não estão aqui representados, na sua maioria também demonstram estas diferenças entre provetes, onde maioritariamente o provete 3 apresenta piores propriedades mecânicas (9/12 dos ensaios o provete 3 mostrou-se possuir menor σ_r), o que pode ser um indicativo de uma zona com maior probabilidade de aprisionamento de ar.



(a) E4-P1 (b) E4-P3

(c) E7-P3 (d) E7-P1

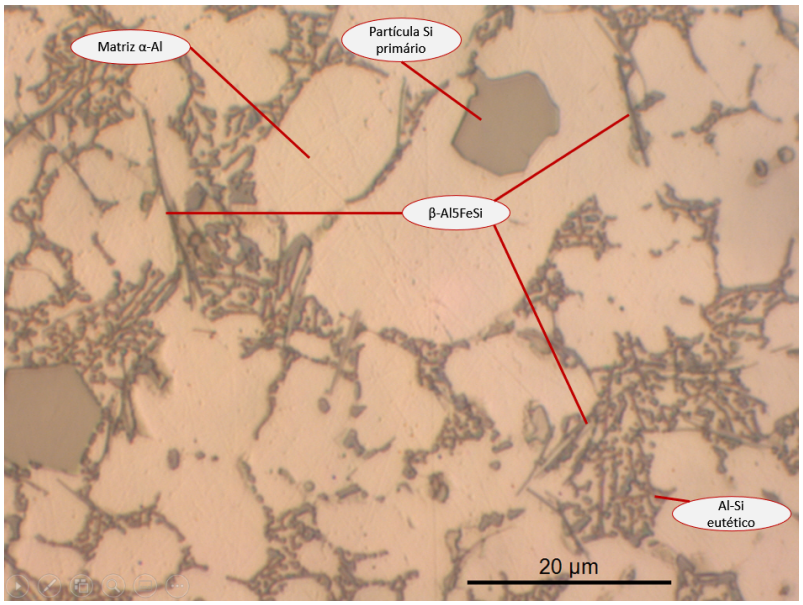
(e) E11-P2 (f) E11-P1

Figura 4.21: Secção de fratura de provetes dos ensaios **E4**, **E7**, **E11**.

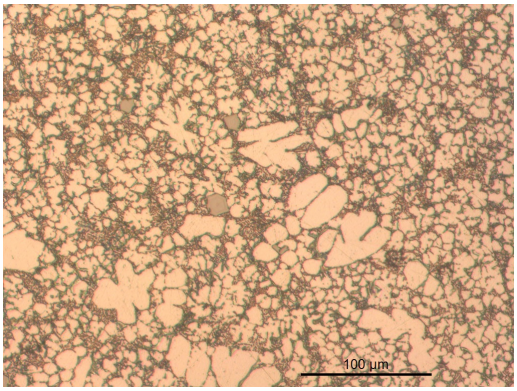
4.2.5.2 Identificação de precipitados

A identificação de precipitados foi realizada a algumas peças em zonas específicas que foram denominadas de C_1 e C_2. A figura 4.25 a), observada mais à frente, representa todas as zonas que

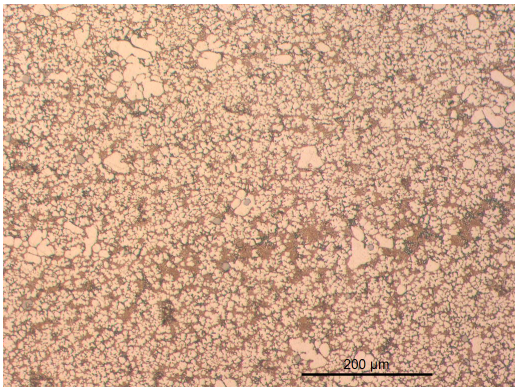
vão ser utilizadas para análise tanto ao nível das microestruturas como de porosidades. Com a finalidade de observar o desenvolvimento da microestrutura nos diversos tratamentos realizados é apresentada na figura 4.22 a peça no estado bruto de vazamento (**E1**) que serve de base para comparação com os diversos ensaios. São identificados todos os precipitados expectáveis de uma liga Al-Si-Cu como foi estudado na revisão blibliográfica, nomeadamente uma matriz α-Al, com uma morfologia com rosetas mais dendríticas do que esféricas, de Al-Si eutético interdendrítico, onde também são encontrados diversos precipitados como estruturas monocíclicas de β-Al5FeSi e grandes partículas hexagonais de Si primário.



(a) ampliação 1500 x.



(b) ampliação 300 x.

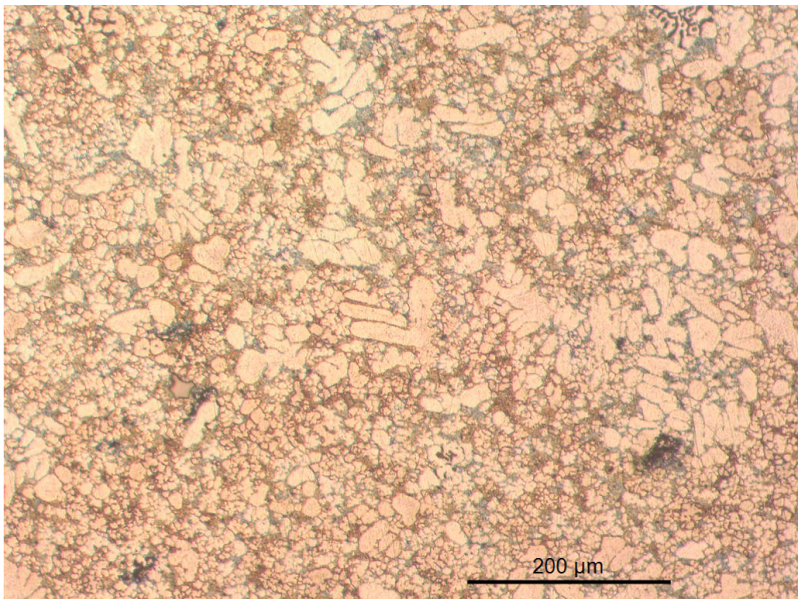


(c) ampliação 150 x.

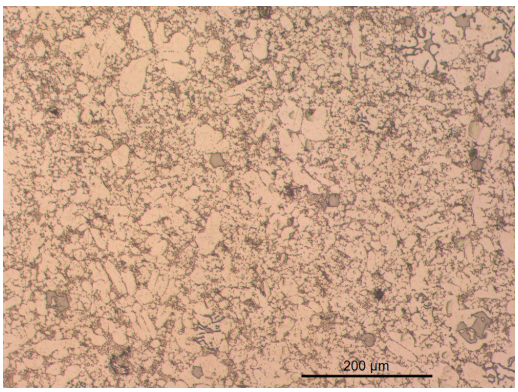
Figura 4.22: microestrutura da peça em vazamento bruto (**E1**).

Na imagem 4.23 estão representadas microestruturas pertencentes aos ensaios que sofreram envelhecimento de 2.5 h. É possível ver um maior desenvolvimento da matriz, vendo morfologias em rosetas mais desenvolvidas (a razão entre o tamanho do grão e os *SDAS* é de 2 em alguns destes grãos, deixando de ser considerada uma morfologia dendrítica, passando a ser mais globulizada),

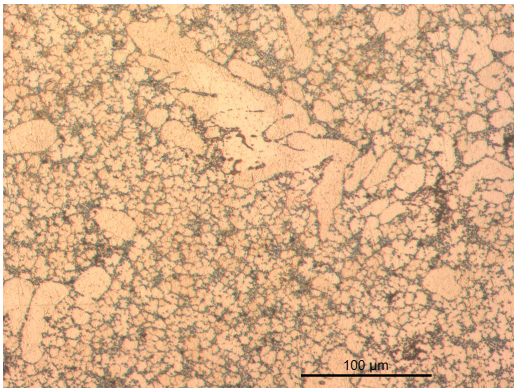
e precipitados mais homogeneamente distribuídos pela microestrutura ao contrário do observado anteriormente na peça bruta de vazamento.



(a) **E2**, ampliação 150 x.



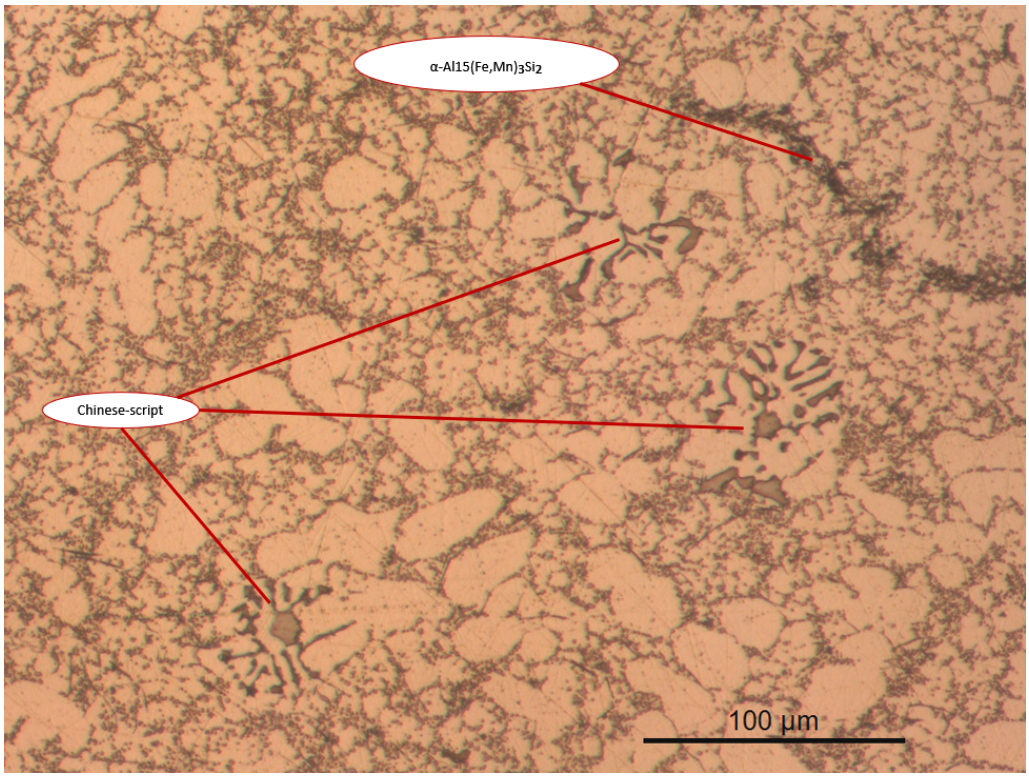
(b) **E3**, ampliação 150 x.



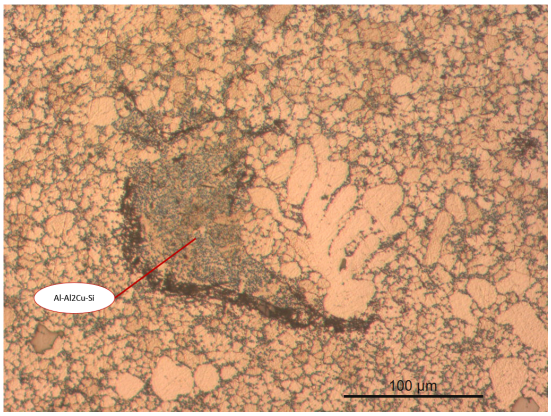
(c) **E2**, ampliação 300 x.

Figura 4.23: microestrutura das peças após um envelhecimento de 2.5 h (**E2**, **E3**).

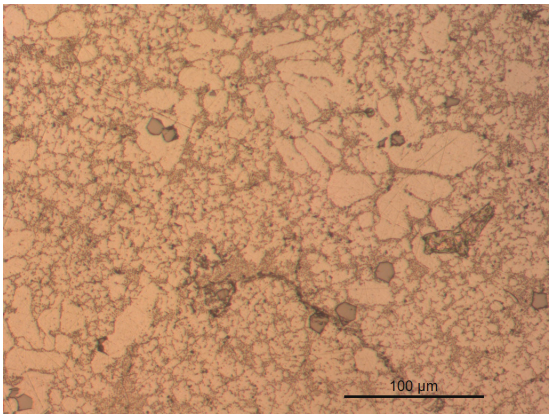
As microestruturas provenientes da análise em microscopia ótica das peças que sofreram tratamentos T6 com envelhecimento de 6 h permitiram identificar muitos precipitados caraterísticos das ligas Al-Si-Cu, para envelhecimentos aritificiais prolongados. Na figura 4.24 é possível ver alguns destes precipitados que foram abordados no estado de arte, nomeadamente estruturas *chinese-script* e precipitados de Fe modificados com Mn, poliédricos, deixando de ter a típica morfologia acicular que é mais prejudicial à peça, 4.24 a) e em b) Al-AL_2Cu-Si, onde se observa em volta do precipitado microrechupes devido à sua formação tardia. Em 4.24 c) visualiza-se uma microestrutura com uma ampliação de 300 x com um misto de diversos precipitados homogeneamente dispersos graças ao endurecimento estrutural.



(a) **E5**, ampliação 300 x.



(b) **E4**, ampliação 300 x.

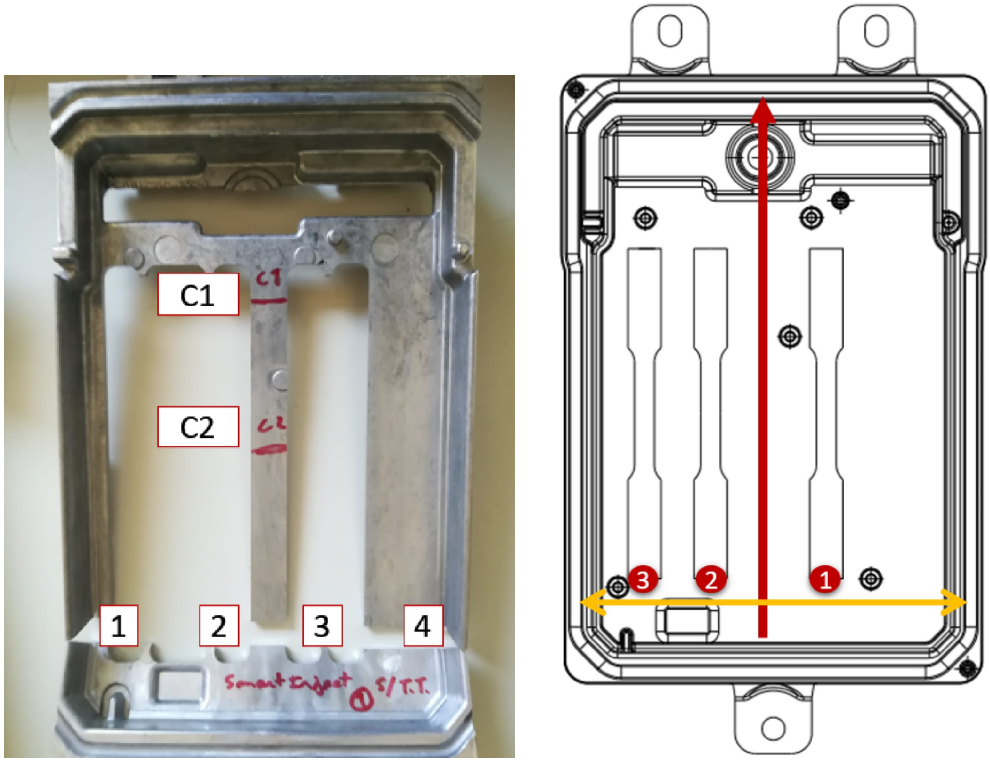


(c) **E11**, ampliação 300 x.

Figura 4.24: microestrutura das peças após um envelhecimento de 6 h.

4.2.5.3 Análise de porosidades

As zonas escolhidas para a análise de porosidades podem ser observadas na fig4.25, onde foram escolhidas as zonas $C1$, $C2$ e 3 para analisar a progressão das porosidades ao longo da peça e transversalmente entre as zonas 1 a 4. Segundo as simulações analisadas mais à frente, figura 4.29, a zona C2 é uma zona muito propícia a elevadas quantidades de gás aprisionado em comparação com o corte C1 e a extremidade esquerda é a zona com maior probabilidade de aprisionamento de ar.

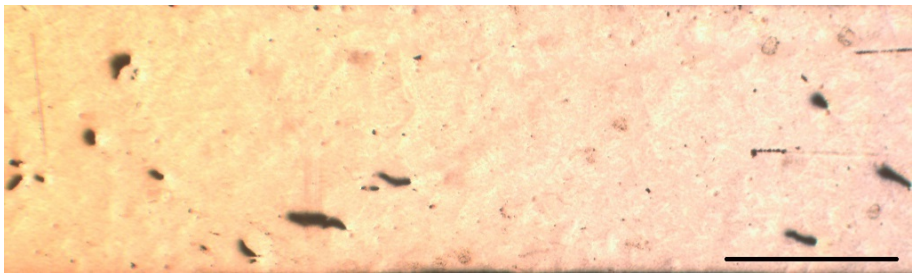


(a) Zonas a serem analisadas em microscopia ótica.

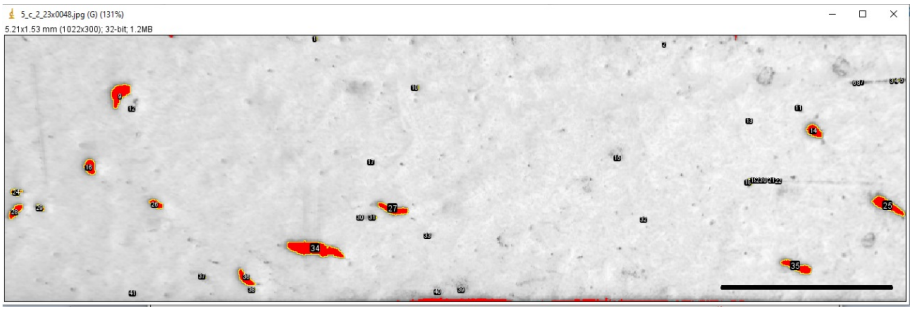
(b) Esquema da numeração dos provetes retirados.

Figura 4.25: Zonas de análise de precipitados e porosidades.

Foi utilizado o programa de domínio público *ImageJ* para efetuar a análise nas imagens obtidas no microscópio com uma ampliação de 23 x. Na figura 4.26 observa-se o resultado do tratamento de imagem após terem sido atribuídas várias condições, nomeadamente, as medidas estarem todas em função da escala, assim, obtemos resultados reais em [mm^2]; são apenas contabilizadas zonas interiores da imagem; os poros são contabilizados apenas se tiverem 20 % de circularidade. Estas condições permitem identificar fielmente os poros e fornecer informações pertinentes, tais como: nº de poros, tamanho médio dos poros e a percentagem [%] de porosidade em relação à área de análise.



(a) Antes do tratamento de imagem.



(b) Pós tratamentos de imagem.

Figura 4.26: Exemplo do tratamento de imagem efetuado na peça **E5** zona **c2**.

A primeria análise foi realizada à peça no estado bruto de vazamento (**E1**). Na tabela 4.8 observa-se os resultados obtidos.

Tabela 4.8: resultado da análise de porosidades do estado bruto de vazamento (**E1**).

(**E1**)	C1	C2	1	2	3	4
nº de poros	149	223	232	453	296	295
tamanho médio [mm^2]	8.997E-5	9.432E-5	6.300E-4	2.027E-4	1.565E-4	5.868E-4
porosidade [%]	0.171	0.205	1.385	0.704	0.548	1.607

Desta tabela retira-se que as extremidades da peça (zonas 1 e 4) possuem as maiores porosidades, por serem zonas onde a peça com várias zonas em **T** e maior espessura que as zonas centrais, evidenciado na figura 4.27. É normal que estas zonas apresentem maior porosidade, pois para além de ar aprisionado há a possibilidade de apresentarem microrechupes que são propícios nestas zonas de maior massividade. A % de porosidades diminui transversalmente para a zona central da peça e cresce para as extremidades. Aqui a zona $C2$ apresenta maior porosidade em relação a $C1$.

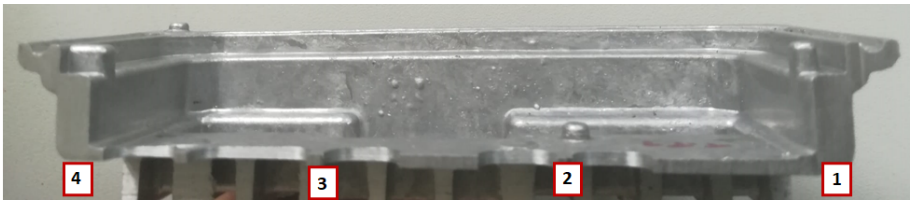


Figura 4.27: Secção de análise transversal.

Seguidamente, foi feita a mesma análise para os diversos ensaios com diferentes temperaturas de homogeneização, para retirar possíveis conclusões quanto ao impacto da temperatura no tamanho das porosidades, para tempos de estágio de 15 min e 6 h de envelhecimento a 180 ºC. Foram então escolhidas para esse efeito as peças **E5**, **E8**, e **E11**. Nas tabelas 4.9, 4.10 e 4.11 observam-se os resultados obtidos.

Tabela 4.9: resultado da análise de porosidades **E5**.

T_s=490 ºC(**E5**)	C1	C2	1	2	3	4
nº de poros	77	92	172	103	69	107
tamanho médio [mm^2]	2.380E-4	0.003	1.827E-4	7.1278E-4	3.199E-4	1.085E-4
porosidade [%]	0.183	2.472	0.532	0.689	0.244	0.227

Tabela 4.10: resultado da análise de porosidades **E8**.

T_s=470 ºC (**E8**)	C1	C2	1	2	3	4
nº de poros	33	58	14	15	49	6
tamanho médio [mm^2]	0.002	2.946E-4	0.004	8.857E-4	0.002	0.004
porosidade [%]	0.974	0.218	0.978	0.167	0.739	1.253

Tabela 4.11: resultado da análise de porosidades **E11**.

T_s=450 ºC (**E11**)	C1	C2	1	2	3	4
nº de poros	175	430	165	132	249	86
tamanho médio [mm^2]	2.691E-4	4.758E-4	1.337E-4	1.667E-4	1.908E-4	9.389E-4
porosidade [%]	0.535	2.429	0.429	0.362	0.562	1.781

Após análise da informação obtida, é possível concluir que o tamanho médio dos poros das peças tratadas termicamente é consideravelmente superior ao da peça bruta de vazamento (por exemplo, **E1**=2.93E^{-4} para **E5**=7.6E^{-4} é um aumento de ≈159 %). isto deve-se à expansão do gases aprisionados a elevadas temperaturas durante os tratamentos de solubilização.

A % de porosidade encontrada nas micrografias analisada longitudinalmente foi, de uma maneira geral, concordante com o visto na peça bruta de vazamento. Existindo uma quantidade muito superior de porosidade em $C2$ do que em $C1$, com a exceção de **E8**, onde houve uma variância enorme em relação aos restantes ensaios. Quanto à evolução da porosidade transversalmente, nestes resultados já não é tão evidente a evolução crescente da porosidade para as extremidades. Os valores obitdos de % de porosidades na peça vão de encontro com os esperados num processo convencional pois, segundo a literatura, é esperado encontrar no máximo entre 1-5 % de porosidade na peça, sendo que o máximo encontrado na análise feita foi de ≈ 2.5 %.

4.2.6 Análise das simulações

As simulações realizadas à *battery casing* da SONAFI no software de enchimento e solidificação *procast*, indicam que existe maior probabilidade de a última zona a encher ser a observada na figura 4.28 que, por sua vez, explica ser uma área da peça onde existe maior aprisionamento de ar.

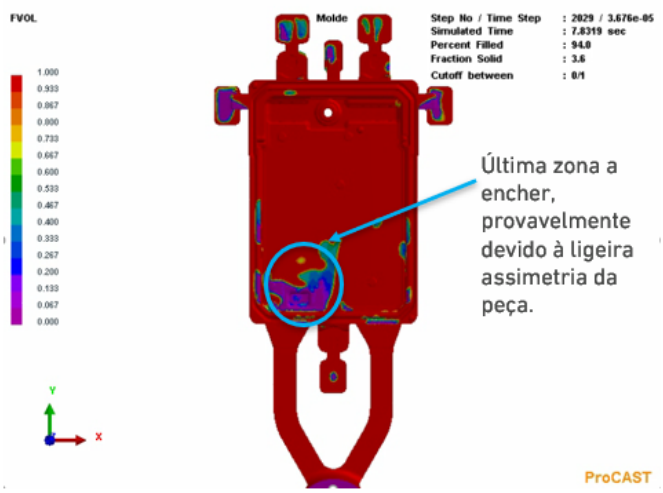
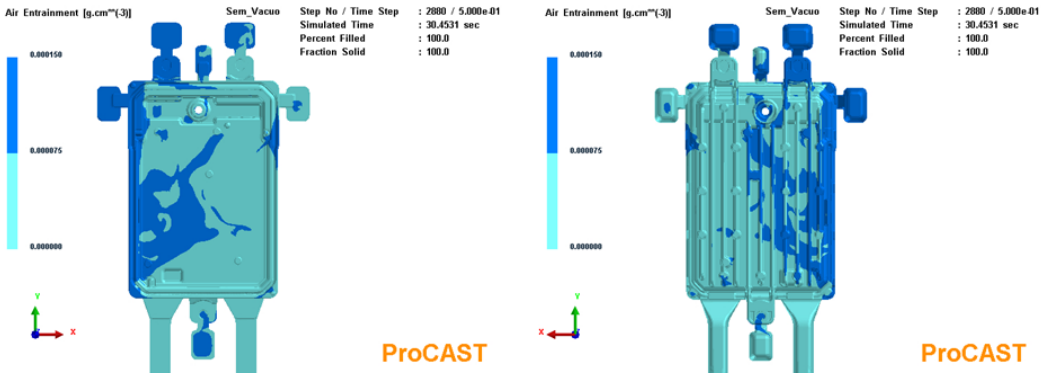


Figura 4.28: Simulação de enchimento da peça no programa *procast*

Sistematicamente, ao longo dos ensaios foi possível analisar a ocorrência de blistering no lado da peça mostrado nas figuras analisadas nos ensaios, 4.8, 4.7, 4.12, o que não é possível observar na simulação como sendo uma zona com maior probabilidade de mais intensidade de gás aprisionado (na figura 4.29 na face inferior da peça, o lado esquerdo é o que aparenta ter maior intensidade de gás aprisionado e não o direito), isto pode ser explicado pelo facto de os gases ascenderem à superfície vindos do interior da peça injetada, assim, seria necessário realizar uma análise da secção interior das simulações. Apesar disto, a zona demonstrada na simulação como zona de maior probabilidade de maior intensidade de ar aprisionado coincide com a zona da retirada do provete nº 3, este já referido anteriormente como sendo o provete que demonstrou piores propriedades mecânicas (9/12 dos provetes testados). Comparando as zonas de análise $C2$ e $C1$ com as figuras das simulações, corrobora-se a maior probabilidade de a zona $C2$ apresentar maior quantidade de ar aprisionado. Quanto à análise transversal de 1 a 4, não é possível tirar nenhuma conclusão satisfatória, seria necessária a realização da análise da secção interior da simulação de enchimento e solidificação.



(a) Vista inferior. (b) Vista superior.

Figura 4.29: Simulação *procast* do ar aprisionado.

Capítulo 5

Conclusões e Trabalhos Futuros

5.1 Conclusões

Através deste trabalho foi possível conhecer melhor o processo de fundição injetada e as suas variantes, retirar conclusões quanto à possibilidade de obter resultados aceitáveis para tratamentos térmicos em peças da liga AlSi9Cu3(Fe) obtidas por fundição injetada convencional, sendo que:

- Os melhores resultados possíveis foram obtidos para as peças que sofreram um tratamento de solubilização de 450 ºC seguido de um envelhecimento de 6 h a 180 ºC, onde se obteve um acabamento superficial aceitável, sem blistering, bem como razoáveis propriedades mecânicas.

- Os melhores resultados em termos de propriedades mecânicas (σ_r, σ_e e extensão) foram os das temperaturas de solubilização de 470 ºC, com estágios de 20 e 15 min (**E7** e **E8**) seguido de um envelhecimento de 6h a 180 ºC. Apesar de terem muito blistering superficial e estas peças serem consideradas sucata, estes valores parecem promissores para a implementação em peças obtidas por fundição injetada assistida por vácuo, pois têm a melhor conjugação de ductilidade e resistência mecânica nas zonas analisadas.

- Os tempos de estágio nas solubilizações mostraram-se irrelevantes para a formação de blistering, sendo muito importante a temperatura atingida. Estes resultados estão evidenciados nos ensaios **E4** e **E6**, ambos a 490 ºC, onde o pior acabamento foi observado no estágio mais curto. O mesmo aconteceu para a temperatura de 470 ºC onde a peça **E9**, estágio de 10 min, apresentou fissuração de alguns *blisters* (figura 4.13).

- As durezas obtidas nos diversos ensaios estão, de uma maneira geral, dentro dos valores expectáveis encontrados na literatura para os ensaios realizados. Em relação ao estado bruto de vazamento foi possível obter um aumento na dureza em média de ≈ 7 %, no entanto não foi possível precisar se os envelhecimentos de 6 h foram superiores como seria de esperar face aos de 2.5 h. Levantando a questão de o pico de endurecimento não ser de facto as 6 h como era esperado. Seria necessária a realização da evolução da dureza ao longo do envelhecimento artificial para confirmar esta hipótese.

- A evolução da microestrutura parece ser evidente para os diferentes tratamentos térmicos, onde é especialmente notória a diferença entre o estado bruto de vazamento e os primeiros endurecimentos estruturais (2.5 h), onde se observa, comparativamente, o maior desenvolvimento das dendrites. Esta análise pode estar comprometida por alguma falta de repetibilidade do processo de injeção.

- Foi possível observar a partir da análise feita no programa *ImageJ* a expansão do ar aprisionado com a aplicação de tratamentos térmicos, com o exemplo da evolução do tamanho médio do poros na peça bruta de vazamento em comparação com o tratamento **E5** onde ocorreu um aumento de 159 %. Os valores da percentagem de ar aprisionado nas secções analisadas estão dentro dos valores expectáveis para o processos de fundição injetada convencional (1-5 %) sendo que o valor máximo encontrado foi na casa dos 2.5 %.

- Não foi possível perceber com precisão o comportamento do aprisionamento de ar na peça, pois seria necessário um quarto provete que fosse retirado do extremo direito da peça tal como o provete nº3. Isto possibilitaria a corroboração, ou não, das simulações de enchimento da peça. Contudo, a geometria da peça com as marcas dos extratores não aparentou permitir uma retirada de provetes no extremo direito que não tivessem a sua resistência mecânica comprometida.

5.2 Trabalhos Futuros

As sugestões para trabalhos futuros passarão por:

- Implementação deste estudo a outras ligas pertencentes ao projeto SMARTINJECT nomeadamente a liga secundária AlSi10MgMn(Fe).

- Realização do estudo da resposta aos tratamentos térmicos relâmpago para esta peça em AlSi9Cu3(Fe) com implementação de sistema de vácuo, e para diferentes velocidades na 2ª fase de injeção.

- Apesar dos resultados obtidos parecerem esclarecedores, devido ao contexto de pandemia *COVID-19*, não foi possível realizar muitos ensaios, sendo que seria interessante a implementação de um fatorial completo ou de uma matriz de *TAGUCHI*.

- Análise de aprisionamento de gases mais completa, retirando um quarto provete do extremo direito da peça, para poder ter uma noção mais completa da distribuição na peça.

Bibliografia

[1] A. Fernández-Calvo. "Manufacturing of structural parts by HPDC technology". Em: *71st World Foundry Congress*. Bilbao, 2014.

[2] Douglas Watson. "Microstructure and Mechanical Properties of Ductile Die-cast Al-Mg-Si-Mn Alloys". Em: October (2015), p. 169.

[3] Franco Bonollo, Nicola Gramegna e Giulio Timelli. "High-pressure die-casting: Contradictions and challenges". Em: *Jom* 67.5 (2015), pp. 901–908. ISSN: 15431851. DOI: 10.1007/s11837-015-1333-8.

[4] Martin Hartlieb. "Aluminum Alloys for Structural Die Casting". Em: *La Metallurgia Italiana* May (2013), pp. 40–43.

[5] Reza Beheshti. *Sustainable Aluminum and Iron Production*. November 2016. 2017, p. 101. ISBN: 978-91-7729-214-2.

[6] *Designation Systems for Wrought Aluminium, Wrought Aluminium Alloys, Casting Alloys and Other Metallurgical Aspects The Four-digit Designation System for the Identification of Wrought Aluminium And Wrought Aluminium Alloys*. Rel. téc.

[7] Kaufman, J.G., E.L. Rooy e A.F. Society. *No TitleAluminum Alloy Castings: Properties, Processes, and Applications.* Ed. por ASM International. 2004.

[8] ISO 3522. "Aluminium and aluminium alloys —Castings — Chemical composition and mechanical properties". Em: *Aluminium and aluminium alloys —Castings — Chemical composition and mechanical properties* Switzerland (2007).

[9] Michael Rohwerder Frank Stein. *Intermetallic Phases & Materials | Max-Planck-Institut für Eisenforschung GmbH*. URL: https://www.mpie.de/4129727/intermetallic-phases-materials (acedido em 26/08/2020).

[10] L. F.-P. j. I. M. E. M. Imane Outmani. "Effect of Si, Cu and processing parameters on Al-Si-Cu HPDC castings". Em: *Journal of Materials Processing Tech* (2017).

[11] A.M.A. Mohamed e F.H. Samuel. "A Review on the Heat Treatment of Al-Si-Cu/Mg Casting Alloys. Heat Treatment". Em: *Conventional and Novel Applications* (2012).

[12] Lenka Hurtalová et al. "Changes in structural characteristics of hypoeutectic Al-Si cast alloy after age hardening". Em: *Medziagotyra* 18.3 (2012), pp. 228–233. ISSN: 13921320. DOI: 10.5755/j01.ms.18.3.2430.

[13] Simge Gencalp Irizalp e Nursen Saklakoglu. “Effect of Fe-rich intermetallics on the microstructure and mechanical properties of thixoformed A380 aluminum alloy”. Em: *Engineering Science and Technology, an International Journal* 17.2 (2014), pp. 58–62. ISSN: 22150986. DOI: 10.1016/j.jestch.2014.03.006.

[14] John a Taylor. “The Effect of Iron in Al-Si Casting Alloys”. Em: *35th Australian Foundry Institute National Conference* October 2004 (2004), pp. 148–157.

[15] A. Niklas et al. “A new secondary AlSi10MnMg(Fe) alloy suitable for manufacturing of ductile Aluminium parts by vacuum assisted high pressure die casting technology”. Em: *Metallurgia Italiana* 108.6 (2016), pp. 9–12. ISSN: 00260843.

[16] Lenka Hurtalová, Eva Tillová e Mária Chalupová. “The structure analysis of secondary (Recycled) AlSi9Cu3 cast alloy with and without heat treatment”. Em: *Engineering Transactions* 61.3 (2013), pp. 197–218. ISSN: 0867888X.

[17] *Alloy Specifications | Stena Aluminium*. URL: https://www.stenaaluminium.com/aluminium-alloys-and-services/alloy-specifications/ (acedido em 05/08/2020).

[18] Bengt Hallstedt et al. “Calorimetric measurements and assessment of the binary Cu–Si and ternary Al–Cu–Si phase diagrams”. Em: *Calphad: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry* 53 (2016), pp. 25–38. ISSN: 03645916. DOI: 10.1016/j.calphad.2016.03.002. URL: http://dx.doi.org/10.1016/j.calphad.2016.03.002.

[19] Mile Matijević, Nikola Mrvac e Miroslav Mikota. “Dependence of mechanical properties on Cu content in AlSi9Cu3(Fe) alloy”. Em: *Tehnicki Vjesnik* (2017). ISSN: 1330-3651. DOI: 10.17559/TV.

[20] G. Timeli L. Lattanzi, A. Fabrizi, A. Fortini, M.Merlin. “Effects of microstructure and casting defects on the fatigue behavior of the high-pressure die-cast AlSI9Cu3(Fe) alloy”. Em: *International Symposium on Fatigue Design and Material Defects* ().

[21] R. N. Lumley et al. “Thermal characteristics of heat-treated aluminum high-pressure die-castings”. Em: *Scripta Materialia* 58.11 (2008), pp. 1006–1009. ISSN: 13596462. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2008.01.031.

[22] A. Niklas et al. *Effect of Microstructure and Casting Defects on the Mechanical Properties of Secondary AlSi10MnMg(Fe) Test Parts Manufactured by Vacuum Assisted high Pressure Die Casting Technology*. Vol. 2. 10. Elsevier Ltd., 2015, pp. 4931–4938. DOI: 10.1016/j.matpr.2015.10.059. URL: http://dx.doi.org/10.1016/j.matpr.2015.10.059.

[23] Rheinfelden. “HPDC Alloys for Structural Casts in Vehicle Construction”. Em: ().

[24] *Aluminum Tempers, specifications and designations - Engineers Edge*. URL: https://www.engineersedge.com/aluminum{_}tempers.htm (acedido em 03/09/2020).

[25] M.M.M. Martins. "Estudo do comportamento das ligas de alumínio 6061 e 6082". Tese de doutoramento. 2008.

[26] Emma Sjölander e Salem Seifeddine. "The heat treatment of Al-Si-Cu-Mg casting alloys". Em: *Journal of Materials Processing Technology* 210.10 (2010), pp. 1249–1259. ISSN: 09240136. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2010.03.020.

[27] R. W. Siegel. "Vacancy concentrations in metals". Em: *Journal of Nuclear Materials* (1978), pp. 117–146.

[28] A.M.P Maia. "Efeito dos ciclos de solubilização e envelhecimento no comportamento da liga de alumínio 6101". Em: *Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais,Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto: Porto.* (2012).

[29] Adrian P. Mouritz. *Introduction to Aerospace materials*. woodhead. 2012, strengthening of metal alloys.

[30] F.W.Smith. *Princípios de Ciência e Engenharia de Materiais, Mc Graw Hil*. 1996.

[31] ASM International Handbook Committee. *Mechanical testing, in ASM Handbook*. Ed. por merican Society for Metals. vol 8. USA, 1992.

[32] Roger N. Lumley, I. J. Polmear e P. R. Curtis. "Rapid heat treatment of aluminum high-pressure diecastings". Em: *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science* 40.7 (2009), pp. 1716–1726. ISSN: 10735623. DOI: 10.1007/s11661-009-9836-y.

[33] L. A. F. G. T. F. B. Anilchandra R. Adamane. "INFLUENCE OF INJECTION PARAMETERS ON THE POROSITY AND TENSILE PROPERTIES OF HIGH-PRESSURE DIE CAST Al-Si ALLOYS: A REVIEW". Em: *American Foundry Society* (2015).

[34] N. G. G. T. FRANCO BORNOLLO. "High-Pressure Die-Casting: Contradictions and Challenges". Em: *The Minerals,Metals & Materials Society* (2015).

[35] Pawel Kazanowski et al. "A Method for Analysis of the Metallic Particles Found within Extruded Profiles". Em: May (2016), pp. 99–124.

[36] Varun Nandakumar. "Process and tool design for the High Integrity Die Casting of aluminum and magnesium alloys". Em: (2014), pp. 1–101.

[37] K. K. T. H. H. &. P. X. P. Niu. "Cavity pressure sensor study of the gate freezing behaviour in aluminium high pressure die casting". Em: *International Journal of Cast Metals Research* (1998).

[38] Inc Distinctive Plastics. *Technical Injection Molding Services ISO 9001:2000 - UL, Distinctive Plastics, Inc*. 2007.

[39] R. N. Lumley et al. "Heat treatment of high-pressure die castings". Em: *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science* 38.10 (2007), pp. 2564–2574. ISSN: 10735623. DOI: 10.1007/s11661-007-9285-4.

[40] Ricardo Fuoco. “Defeitos de Fundição, Porosidades de contração”. Em: *Metso Brasil Indústria e Comércio Ltda* (2014).

[41] Z. Ignaszak e J. Hajkowski. “Contribution to the identification of porosity type in AlSiCu high-pressure-die-castings by experimental and virtual way”. Em: *Archives of Foundry Engineering* 15.1 (2015), pp. 143–151. ISSN: 22992944. DOI: 10.1515/afe-2015-0026.

[42] Thomas Meek. *Degassing of Aluminum Alloys Using Ultrasonic Vibration Final Technical Report Degassing of Aluminum Alloys Using Ultrasonic Vibration Principal Investigators :* August 2014. ISBN: 1800553684. DOI: 10.2172/886703.

[43] X. G. Hu et al. “Blistering in semi-solid die casting of aluminium alloys and its avoidance”. Em: *Acta Materialia* 124 (2017), pp. 446–455. ISSN: 13596454. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.11.032.

[44] Ronny Simon et al. “The technology of batch degassing for hydrogen removal from aluminium melts utilising different rotor designs”. Em: *Foundry Trade Journal International* 187.3703 (2013), pp. 76–80. ISSN: 17589789.

[45] Marcelo F Moreira. *Ligas de alumínio para fundição Relações entre o processo de fundição e a microestrutura*. Rel. téc. Instituto de Pesquisas Tecnológicas-IPT, Escola de Engenharia Mauá.

[46] Stephen P. Midson e Andrew Jackson. “A comparison of thixocasting and rheocasting”. Em: *Institute of Cast Metals Engineers - 67th World Foundry Congress, wfc06: Casting the Future* 2 (2006), pp. 1081–1090.

[47] Alberto Fabrizi et al. “Effect of T6 heat treatment on the microstructure and hardness of secondary AlSi9Cu3(Fe) alloys produced by semi-solid SEED process”. Em: *Metals* 8.10 (2018). ISSN: 20754701. DOI: 10.3390/met8100750.

[48] Frank Ajerrsh Alireza Hekmat-Ardakan. “Effect of conventional and rheocasting processes on microstructural characteristics of hypereutetic Al-Si-Cu-Mg alloy with variable Mg content”. Em: *Journal of materials processing technology* (2010).

[49] Fondarex Sa. “HIGHVAC PREMIUM 2C”. Em: (2000).

[50] *Vacural process*. URL: https://www.giessereilexikon.com/en/foundry-lexicon/Encyclopedia (acedido em 07/08/2020).

[51] Christophe Bagnoud e René Bigger. “Die evacuation : Valve or chill vent ?” Em: 41.0 (2000), pp. 1–7. URL: www.vdssa.ch.

[52] Hanxue Cao et al. “The influence of different vacuum degree on the porosity and mechanical properties of aluminum die casting”. Em: *Vacuum* 146 (2017), pp. 278–281. ISSN: 0042207X. DOI: 10.1016/j.vacuum.2017.09.048. URL: https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2017.09.048.

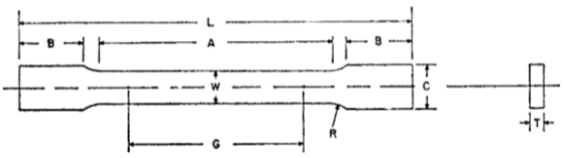
[53] *Digital Image Correlation - an overview | ScienceDirect Topics*. URL: https://www.sciencedirect.com/topics/engineering/digital-image-correlation (acedido em 05/08/2020).

[54] Bruno Miguel Parente Teixeira Ferreira. "Tratamentos térmicos de peças obtidas por fundição injetada". Tese de doutoramento. 2018. ISBN: 9788578110796. DOI: 10.1017/CBO9781107415324.004.

Anexo A

Norma provetes

E 8/E 8M – 08



	Dimensions		
	Standard Specimens		Subsize Specimen
	Plate-Type, 40 mm [1.500 in.] Wide	Sheet-Type, 12.5 mm [0.500 in.] Wide	6 mm [0.250 in.] Wide
	mm [in.]	mm [in.]	mm [in.]
G—Gage length (Note 1 and Note 2)	200.0 ± 0.2 [8.00 ± 0.01]	50.0 ± 0.1 [2.000 ± 0.005]	25.0 ± 0.1 [1.000 ± 0.003]
W—Width (Note 3 and Note 4)	40.0 ± 2.0 [1.500 ± 0.125, -0.250]	12.5 ± 0.2 [0.500 ± 0.010]	6.0 ± 0.1 [0.250 ± 0.005]
T—Thickness (Note 5)		thickness of material	
R—Radius of fillet, min (Note 6)	25 [1]	12.5 [0.500]	6 [0.250]
L—Overall length, (Note 2, Note 7, and Note 8)	450 [18]	200 [8]	100 [4]
A—Length of reduced section, min	225 [9]	57 [2.25]	32 [1.25]
B—Length of grip section (Note 8)	75 [3]	50 [2]	30 [1.25]
C—Width of grip section, approximate (Note 4 and Note 9)	50 [2]	20 [0.750]	10 [0.375]

Figura A.1: Esquema do provete segundo a norma

NOTE 1—For the 40 mm [1.500 in.] wide specimen, punch marks for measuring elongation after fracture shall be made on the flat or on the edge of the specimen and within the reduced section. Either a set of nine or more punch marks 25 mm [1 in.] apart, or one or more pairs of punch marks 200 mm [8 in.] apart may be used.

NOTE 2—When elongation measurements of 40 mm [1.500 in.] wide specimens are not required, a minimum length of reduced section (*A*) of 75 mm [2.25 in.] may be used with all other dimensions similar to those of the plate-type specimen.

NOTE 3—For the three sizes of specimens, the ends of the reduced section shall not differ in width by more than 0.10, 0.05 or 0.02 mm [0.004, 0.002 or 0.001 in.], respectively. Also, there may be a gradual decrease in width from the ends to the center, but the width at each end shall not be more than 1 % larger than the width at the center.

NOTE 4—For each of the three sizes of specimens, narrower widths (*W* and *C*) may be used when necessary. In such cases the width of the reduced section should be as large as the width of the material being tested permits; however, unless stated specifically, the requirements for elongation in a product specification shall not apply when these narrower specimens are used.

NOTE 5—The dimension *T* is the thickness of the test specimen as provided for in the applicable material specifications. Minimum thickness of 40 mm [1.500 in.] wide specimens shall be 5 mm [0.188 in.]. Maximum thickness of 12.5 and 6 mm [0.500 and 0.250 in.] wide specimens shall be 19 and 6 mm [0.750 and 0.250 in.], respectively.

NOTE 6—For the 40 mm [1.500 in.] wide specimen, a 13 mm [0.500 in.] minimum radius at the ends of the reduced section is permitted for steel specimens under 690 MPa [100 000 psi] in tensile strength when a profile cutter is used to machine the reduced section.

NOTE 7—The dimension shown is suggested as a minimum. In determining the minimum length, the grips must not extend in to the transition section between Dimensions *A* and *B*, see Note 9.

NOTE 8—To aid in obtaining axial force application during testing of 6-mm [0.250-in.] wide specimens, the overall length should be as large as the material will permit, up to 200 mm [8.00 in.].

NOTE 9—It is desirable, if possible, to make the length of the grip section large enough to allow the specimen to extend into the grips a distance equal to two thirds or more of the length of the grips. If the thickness of 12.5 mm [0.500-in.] wide specimens is over 10 mm [0.375 in.], longer grips and correspondingly longer grip sections of the specimen may be necessary to prevent failure in the grip section.

NOTE 10—For the three sizes of specimens, the ends of the specimen shall be symmetrical in width with the center line of the reduced section within 2.5, 0.25 and 0.13 mm [0.10, 0.01 and 0.005 in.], respectively. However, for referee testing and when required by product specifications, the ends of the 12.5 mm [0.500 in.] wide specimen shall be symmetrical within 0.2 mm [0.01 in.].

NOTE 11—For each specimen type, the radii of all fillets shall be equal to each other within a tolerance of 1.25 mm [0.05 in.], and the centers of curvature of the two fillets at a particular end shall be located across from each other (on a line perpendicular to the centerline) within a tolerance of 0.2 mm [0.01 in.].

NOTE 12—Specimens with sides parallel throughout their length are permitted, except for referee testing, provided: *(a)* the above tolerances are used; *(b)* an adequate number of marks are provided for determination of elongation; and *(c)* when yield strength is determined, a suitable extensometer is used. If the fracture occurs at a distance of less than 2 W from the edge of the gripping device, the tensile properties determined may not be representative of the material. In acceptance testing, if the properties meet the minimum requirements specified, no further testing is required, but if they are less than the minimum requirements, discard the test and retest.

FIG. 1 Rectangular Tension Test Specimens

Figura A.2: Notas sobre a norma utilizada para provetes

Anexo B

Análise espectrométrica

SPECTRO

AMETEK
MATERIALS ANALYSIS DIVISION

Sample Result Name	Type	Measure Date Time	Recalculation Date Time	Origin	Method Name	Method Version	Operator Name	Correction Type	Type Corr Sample Name
smartinject_C	Unknown	04-08-2020 11:12:44	04-08-2020 11:14:01	Measured	Al-20-F			None	

Check Type	Check Status	Grade Verification Name	Grade Verification Similarity	Grade Search Name	Grade Search Similarity
None	NotUsed		0 %		0 %

Nome amostra	Referencia	Cliente							
smartinject_C									

Elements **Conc.**

Meas.	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Be
	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%
	Conc.	Conc.	Conc.	Conc.	Conc.	Conc.	Conc.	Conc.	Conc.	Conc.
1	10,26	1,22	2,28	0,160	0,206	0,0380	0,0680	0,829	0,0336	0,0012
2	10,27	1,23	2,25	0,162	0,201	0,0390	0,0666	0,868	0,0335	0,0012
3	10,49	1,27	2,31	0,167	0,205	0,0384	0,0675	0,861	0,0331	0,0012
<x>	***10,34***	***1,24***	***2,28***	***0,163***	***0,204***	***0,0385***	***0,0674***	***0,853***	***0,0334***	***0,0012***

Meas.	Bi	Ca	Cd	Co	Ga	Li	Na	P	Pb	Sn
	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%
	Conc.	Conc.	Conc.	Conc.	Conc.	Conc.	Conc.	Conc.	Conc.	Conc.
1	0,0049	0,00095	0,0015	<0,00050	0,0127	<0,00010	<0,00010	<0,00100	0,0604	0,0205
2	0,0048	0,00086	0,0013	<0,00050	0,0123	<0,00010	<0,00010	<0,00100	0,0593	0,0190
3	0,0048	0,00085	0,0012	<0,00050	0,0127	<0,00010	<0,00010	<0,00100	0,0603	0,0212
<x>	***0,0048***	***0,00089***	***0,0014***	***<0,00050***	***0,0126***	***<0,00010***	***<0,00010***	***<0,00100***	***0,0600***	***0,0202***

Meas.	Sr	V	Zr	Bg	Al					
	%	%	%		%					
	Conc.	Conc.	Conc.		Conc.					
1	<0,00010	0,0046	0,0050		84,8					
2	<0,00010	0,0048	0,0048		84,8					
3	<0,00010	0,0048	0,0048		84,4					
<x>	***<0,00010***	***0,0047***	***0,0049***		***84,7***					

Figura B.1: Análise espectrométrica à peça da SONAFI