



# Desenvolvimento de Tratamentos Térmicos para Peças Estruturais Injetadas em Ligas de Alumínio<sup>1</sup>

## Development of Thermal Treatments for Structural Parts Grafted in Aluminum Alloys

Gonçalo Soares<sup>1</sup>, Rui Pedro Silva<sup>1</sup>, Rui Gomes<sup>1</sup>, Rui Madureira<sup>1</sup>, Rui Neto<sup>2</sup>, Ana Reis<sup>2</sup>, Tiago Babo<sup>3</sup>, Daniel Figueiredo<sup>4</sup>, Bruno Guimarães<sup>4</sup>, João Paulo Davim<sup>3</sup>

<sup>1</sup>INEGI - Instituto de Ciência e Inovação em Engenharia Mecânica e Engenharia Industrial  
Porto, Portugal

<sup>2</sup>Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto  
Porto, Portugal

<sup>3</sup>Universidade de Aveiro  
Departamento de Engenharia Mecânica  
Aveiro

<sup>4</sup>Palbit S.A., Albergaria-a-Velha, Portugal

*(Recibido 21 de julio de 2024, para publicación 11 de octubre de 2024)*

**Resumo** – Com o intuito de minimizar o peso dos veículos, cada vez mais são utilizadas peças em ligas de alumínio produzidas por fundição injetada. Contudo, devido às elevadas velocidades de injeção durante o processo de HPDC, ar fica aprisionado no metal líquido, originando porosidades nos componentes. Estas porosidades gasosas impossibilitam a realização de tratamentos térmicos devido ao fenómeno de “blistering”. Assim, o trabalho realizado centra-se no desenvolvimento de tratamentos térmicos (T5 e T6 relâmpago) em peças obtidas pelo processo de HPDC assistido por vácuo, recorrendo às ligas AlSi10MnMg e AlSi10Mg(Fe). As peças foram caracterizadas tendo em consideração a ocorrência de “blistering”, microestrutura e propriedades mecânicas alcançadas. Adicionalmente, foi avaliada a maquinabilidade da liga primária AlSi10MnMg, recorrendo a uma ferramenta com PCD produzida por fabrico aditivo, sendo esta comparada com a da liga convencional AlSi9Cu3(Fe). Para todas as combinações de parâmetros usadas no tratamento térmico de solubilização verificaram-se “blisters” nos componentes. Com o tratamento térmico T5 não houve formação de “blisters” e a resistência mecânica aumentou. Em termos de maquinabilidade da liga primária AlSi10MnMg, esta apresenta uma rugosidade superficial ligeiramente superior e forças de corte inferiores, comparativamente à liga de injeção convencional AlSi9Cu3(Fe).

**Palavras-chave** – Fundição injetada (HPDC), ligas de alumínio, tratamentos térmicos, maquinabilidade.

**Abstract** – In order to minimise the weight of vehicles, aluminium alloy parts produced by high pressure die casting are increasingly being used. However, due to the high injection speeds during the HPDC process, air is trapped in the liquid metal, causing porosity in the components. These gas porosities make it impossible to carry out heat treatments due to the blistering phenomenon. The work carried out therefore centres on the development of heat treatments (T5 and flash T6) on parts obtained by the vacuum-assisted HPDC process, using AlSi10MnMg and AlSi10Mg(Fe) alloys. The parts were characterised taking into account the occurrence of blistering, microstructure and mechanical properties achieved. In addition, the machinability of the AlSi10MnMg primary alloy was assessed using a PCD tool produced by additive manufacturing and compared with the one of AlSi9Cu3(Fe) conventional alloy. For all combinations of parameters used in the solution heat treatment, there were blisters in the components. With the T5 heat treatment there was no blistering and the mechanical strength increased. In terms of the machinability of the AlSi10MnMg primary alloy, it exhibits slightly higher surface roughness and lower cutting forces compared to the conventional AlSi9Cu3(Fe) injection alloy.

**Keywords** – High-pressure die casting (HPDC), Aluminium alloys, Heat treatments, Machinability.

<sup>1</sup> Texto íntegro de la ponencia presentada en el XVI CIBIM, publicado con autorización.

## 1. INTRODUÇÃO

As ligas de alumínio têm cada vez mais aplicação no setor dos transportes, como uma solução eficiente em termos energéticos. Através da redução do peso dos veículos, permitem a diminuição da emissão de gases poluentes e o aumento da sua autonomia [1, 2].

O processo de eleição para a produção de componentes estruturais para a indústria automóvel é a fundição injetada. Estes componentes devem apresentar elevada resistência mecânica, ductilidade e tenacidade [3, 4].

Na fundição injetada, o metal líquido é injetado no molde a uma velocidade elevada. Com este processo, é possível obter espessuras de parede muito finas e peças com elevada complexidade geométrica. Com as elevadas velocidades de injeção torna-se inevitável a existência de um elevado número de porosidades gasosas no interior dos componentes, que reduzem drasticamente as propriedades mecânicas. A realização dos tratamentos térmicos convencionais nestas peças é problemática uma vez que ocorre o fenómeno de blistering [5, 6].

No entanto, a realização dos tratamentos térmicos necessários para obter as propriedades mecânicas desejadas é possível através da fundição injetada assistida por vácuo. É realizado vácuo na cavidade moldante, antes da injeção, fazendo com que exista uma redução das porosidades gasosas levando a uma melhoria das propriedades mecânicas [2, 7-9].

Dois tratamentos térmicos a que as ligas de alumínio são tipicamente sujeitas são o tratamento térmico T5 e T6.

No tratamento térmico de solubilização a temperatura e o tempo de estágio devem ser definidos com rigor. É necessário um controlo rigoroso da temperatura, pois valores muito acima ou muito abaixo da temperatura eutética não permitem a dissolução correta dos elementos endurecedores na matriz de alumínio. O tempo de estágio deve ser suficiente para produzir uma dissolução suficiente dos elementos na matriz de alumínio e uma microestrutura homogênea. Durante a solubilização, ocorre a globulização das partículas de silício eutético [10-12].

Para evitar o aparecimento de blisters, as peças podem ser sujeitas ao tratamento térmico T6 relâmpago. Reduzindo o tempo de estágio e minimizando a temperatura é possível prevenir o risco de blistering, obtendo na mesma melhorias ao nível das propriedades mecânicas, ao mesmo tempo que existe uma poupança energética e um aumento da produtividade [13]. A Rheinfelden indica que a liga AlSi10MnMg pode ser tratada a 400 °C durante 30 minutos [14]. Cai *et al.* [15] obteve uma tensão de cedência superior a 300 MPa e uma extensão na rotura de cerca de 2% para uma liga Al-Si-Mg-Mn sujeita a uma solubilização a 540°C durante 10 minutos. Para a família de ligas Al-Si-Mg solubilizações durante 10 minutos a 540°C e 550°C ou a 525°C durante 15 minutos foram suficientes para as propriedades mecânicas aumentarem [13, 16]. Para a mesma família de ligas, Shivkumar *et al.* [12] concluiu que o silício globuliza a partir dos 10 minutos para uma temperatura de 540°C.

Neste trabalho, avaliaram-se as propriedades mecânicas, a formação de blisters e a microestrutura das ligas AlSi10Mg(Fe) e AlSi10MnMg após tratamentos térmicos T5 e T6.

Adicionalmente, foi avaliada a maquinabilidade da liga primária AlSi10MnMg, comparativamente com a da liga secundária AlSi9Cu3(Fe), tradicionalmente utilizada nesta tipologia de peças. Para o efeito, foi utilizada uma ferramenta inovadora com PCD, desenvolvida pela Palbit, S.A., produzida por fabrico aditivo (L-PBF), que possui condições tribológicas melhoradas na zona de corte, ideais para a maquinagem de ligas de alumínio. Os detalhes construtivos associados à ferramenta podem ser verificados em Matos *et al.* [17]. Deste modo, foi avaliado o acabamento superficial (rugosidade) e a formação de rebarba após maquinagem dos componentes produzidos nas duas ligas distintas, assim como as forças de corte geradas aquando do processo de fresagem.

## 2. MATERIAIS E METODOLOGIAS

### 2.1. Componente em estudo

O componente em estudo é uma caixa para eletrónica de potência (Fig. 1). Utilizaram-se duas ligas de alumínio: AlSi10MnMg (liga primária) e AlSi10Mg(Fe) (liga secundária).

O componente foi produzido por fundição injetada, numa máquina de injeção Colosio de câmara fria, de 400 ton, ligada a um sistema de vácuo da Fondarex. O nível de vácuo aplicado foi de 200 mbar.

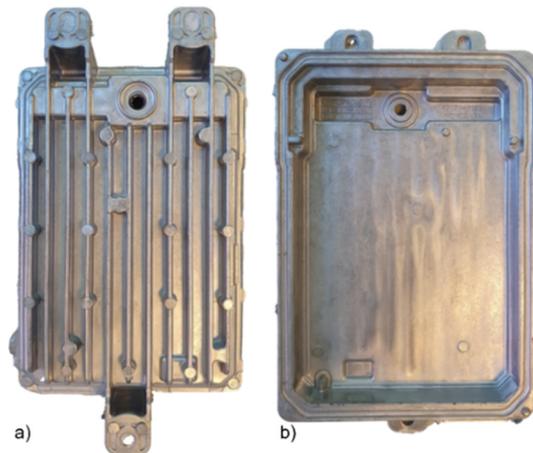


Fig. 1. Caixa para eletrônica de potência. a) Vista superior da peça; b) Vista inferior da peça.

## 2.2. Estudo do blistering

Foram realizadas diversas combinações de temperaturas e tempos de estágio para o tratamento térmico T6 com o objetivo de estabelecer a combinação de parâmetros ótima. Os tratamentos térmicos foram realizados num forno de convecção forçada da M.J. Amaral.

As temperaturas utilizadas na solubilização basearam-se na bibliografia [14, 15, 18, 19]. Não obstante, os tempos de estágio foram encurtados para prevenir o aparecimento de blistering.

Em cada tratamento térmico de solubilização (Tabela 1) foram tratadas três peças da liga AlSi10MnMg.

Tabela 1. Tratamentos térmicos de solubilização realizados para o estudo do blistering.

Solubilização N°.	Temperatura (°C)	Tempo (min)
1	480	15
2		30
3	470	15
4		30
5	460	15
6		30
7	450	15
8	400	
9	380	
10	360	

Deste modo, usaram-se temperaturas abaixo dos 400°C para se prevenir o aparecimento de blisters. Para temperaturas muito abaixo da temperatura eutética (557°C), a resposta da liga ao tratamento térmico de solubilização é bastante reduzida. Ao diminuir a temperatura do tratamento térmico de 400°C para 360°C não se afeta a dissolução de magnésio e silício na matriz de alumínio (de 0.5% a 400°C para 0.4% a 360°C). Assim, é preferível utilizar uma temperatura mais baixa (360°C) para prevenir o aparecimento de defeitos.

## 2.3. Tratamentos térmicos T6

As temperaturas e os tempos de estágio do tratamento térmico T6 foram selecionados tendo por base os resultados obtidos no estudo do blistering e nos estudos [14, 18, 19]. Foram tratadas duas peças de cada liga em cada tratamento térmico T6.

Na Tabela 2 são apresentadas as diferentes combinações de temperatura e tempos de estágio utilizadas nos tratamentos térmicos T6.

Devido à temperatura reduzida do tratamento térmico de solubilização N°2, o tempo de estágio foi aumentado para 30 minutos para que houvesse uma compensação na dissolução de magnésio e silício.

Tabela 2. Tratamentos térmicos T6 realizados.

Peça N°.	Solubilização			Envelh. Artificial	
	N°	Temp. (°C)	Tempo (min)	Temp. (°C)	Tempo (horas)
1 – 2	1	520	15	180	2
3 – 4					3
5 – 6					4
7 – 8					5
9 – 10					6
11 – 12					7
13 – 14					8
15 – 16					2
17 – 18	3				
19 – 20	4				
21 – 22	5				
23 – 24	6				
25 – 26	8				

#### 2.4. Tratamentos térmicos T5

Foram realizados dois tratamentos térmicos T5, um para cada liga em estudo. A temperatura do envelhecimento artificial foi de 180°C e o tempo de estágio foi igual ao que garantiu o pico de dureza a cada uma das ligas durante o tratamento térmico T6. Para análise dos resultados foram utilizadas três peças de cada liga. As peças em estudo foram colocadas numa arca frigorífica após o processo de fundição injetada para prevenir o envelhecimento natural.

#### 2.5. Análise da microestrutura

As microestruturas foram analisadas num microscópio ótico Olympus PMG 3 com uma câmara digital Leica DP12. Para cada liga de alumínio, foram analisadas amostras no estado bruto de fundição e nos estados tratados T6 e T5. Devido ao refinamento da microestrutura foi necessário recorrer à análise SEM-EDS.

#### 2.6. Análise da composição química

A análise da composição química foi realizada por espectrometria por emissão ótica de faísca utilizando um Ametek SPECTROMAXx. Os resultados podem ser observados na tabela 3 (liga 1: AlSi10MnMg e liga 2: AlSi10Mg(Fe)).

Tabela 3. Composição química das ligas (% mássica).

Liga	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Sr
1	11.1	0.13	0.001	0.6	0.25	0.01
2	10.6	0.88	0.14	0.09	0.20	-

## 2.7. Análise das propriedades mecânicas

As durezas foram medidas num durómetro EMCO M4U-075. Para cada tratamento térmico, foram realizadas três indentações em cada peça, evitando as zonas com blisters.

Os provetes utilizados para realizar os ensaios de tração seguem a norma ASTM B557M. Estes ensaios serviram para determinar as propriedades mecânicas das ligas em estudo após o tratamento térmico T5. Foram extraídos 3 provetes de cada peça, de acordo com o posicionamento apresentado na Fig. 2.

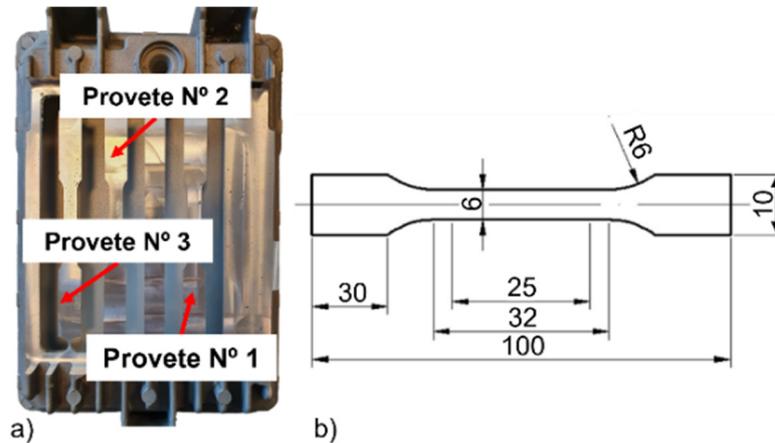


Fig. 2. a) Posicionamento dos provetes na peça; b) Dimensões do provete em milímetros.

Os ensaios de tração foram realizados à temperatura ambiente numa máquina de ensaios universal MTS 810 com uma célula de carga de 10 kN e a uma velocidade de 1 mm/min. O alongamento do provete foi medido com um extensómetro MTS.

## 2.8. Ensaios de Maquinagem

Foram realizados ensaios de maquinagem através de operações de fresagem nas peças da liga primária AlSi10MnMg, sendo realizada uma comparação direta com a liga convencional de fundição injetada AlSi9Cu3(Fe), tradicionalmente aplicada nos componentes em estudo. Quando comparada com esta liga secundária, a liga AlSi10MnMg apresenta maior resistência mecânica e, sobretudo, maior ductilidade, havendo especial interesse na sua utilização em peças estruturais.

Na realização dos ensaios foi utilizada uma ferramenta desenvolvida pela Palbit S.A., produzida através da tecnologia de fabrico aditivo (L-PBF), com insertos brasados de PCD (diamante policristalino). Esta ferramenta possui um elevado número de dentes e canais de lubrificação internos (conformal channels) direcionados para cada dente de corte, características não alcançáveis através de tecnologias de fabrico convencional e que possibilitam uma maior produtividade e um desempenho melhorado na maquinagem de ligas de alumínio. A Fig. 3 exibe a fresa utilizada nos ensaios de maquinagem, estando as suas definições geométricas apresentadas na Tabela 4.



Fig. 3. Fresa produzida por fabrico aditivo (AM).

Tabela 4. Definições geométricas da ferramenta.

Parâmetros Geométricos	Fresa AM
Diâmetro de corte – Dc (mm)	40
Nº Dentes - Z	12
Ângulo de saída axial – $\gamma_p$ (°)	+ 7
Ângulo de saída radial – $\gamma_f$ (°)	0
Ângulo da aresta de corte – $\kappa_r$ (°)	90
Profund. de corte máxima – $a_p$ (mm)	8
Raio da aresta de corte – $r_e$ (mm)	0.5

As operações de fresagem foram realizadas no centro de maquinagem Mazak CV5-500, tendo sido processadas com emulsão utilizando a refrigeração interna do spindle. As forças de corte foram controladas com recurso a uma célula de carga Kistler modelo 9257B. Nos ensaios realizados foi avaliada a rugosidade da superfície gerada com sistema ótico Bruker Alicona® Infinite Focus SL e avaliados os defeitos nas peças (rebarbas) com recurso a uma lupa digital ASH Inspex 4k. O resumo dos parâmetros de corte utilizados encontra-se na tabela 5.

Tabela 5. Condições de corte utilizadas nos ensaios de fresagem.

Parâmetros de Corte	Fresa AM
Velocidade de corte – Vc (m/min)	1000
Velocidade de rotação – n (rpm)	7958
Avanço por dente – fz (mm/dente)	0.05
Nº dentes de corte – Zn	12
Velocidade de avanço – Vf (mm/min)	4775
Profundidade de corte - $a_p$ (mm)	1
Profund. radial de corte – ae (%)	75

Adicionalmente, foram avaliadas as forças de corte geradas no processo de fresagem, sendo calculada a pressão específica de corte resultante para cada liga, de acordo com a seguinte relação:

$$K_C = F_c / (a_p * f_z * Z_{n_{ef}}) \text{ [N/mm}^2\text{]} \quad (1)$$

### 3. RESULTADOS

#### 3.1. Blistering

Mantendo a temperatura do tratamento térmico de solubilização, mas variando o tempo de estágio não é possível tirar nenhuma ilação acerca da redução do blistering. Por outro lado, quando se aumenta a temperatura de solubilização, mas o tempo de ciclo se mantém constante, existe um aumento no número e no tamanho de blisters.

Para um estágio de 15 minutos, são apresentados, na tabela 6, os resultados da quantidade de blisters em cada peça e o valor médio para cada temperatura de solubilização.

Tabela 6. Blisters nas peças após tratamento térmico de solubilização com tempo de estágio de 15 minutos.

Peça Nº	Temperatura (°C)						
	360	380	400	450	460	470	480
1	3	1	5	27	75	60	65
2	2	10	6	52	60	98	171
3	1	2	7	65	84	112	90
Média	2	4	6	48	73	90	109

Na Fig. 4 é apresentado o gráfico que mostra a evolução do número de blisters com o aumento da temperatura do tratamento térmico de solubilização para um tempo de estágio de 15 minutos.

Tal como foi concluído em [19], o número de blisters aumenta de forma quase exponencial com o aumento da temperatura de solubilização.

A peça número 3 tratada a 470°C e a peça número 2 tratada a 480°C apresentaram, aproximadamente, o dobro dos blisters das outras peças sujeitas à mesma temperatura de solubilização. Isto indica que a distribuição de porosidades gasosas nas peças não é uniforme ao longo do processo de injeção. De salientar, que a contagem do número de defeitos foi feita através de inspeção visual existindo, por isso, uma margem de erro associada a esta contabilização. Contudo, esta contagem é relevante para uma observação rápida da influência da temperatura no aparecimento de blisters.

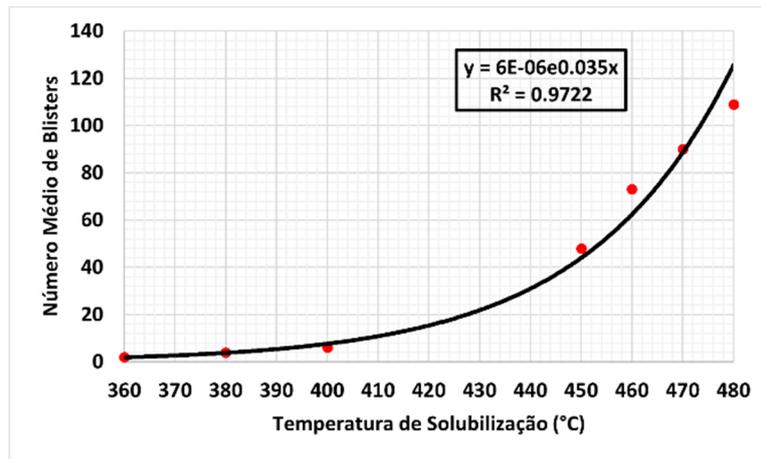


Fig. 4. Evolução do número médio de blisters com o aumento da temperatura de solubilização para um tempo de estágio de 15 minutos.

### 3.2. Tratamentos térmicos T6

Na tabela 7 são apresentados os valores de dureza das peças no estado bruto de fundição e após o tratamento térmico T6 N°1 (solubilização realizada a 520 °C durante 15 minutos seguida de envelhecimento artificial a 180°C com diferentes tempos de estágio).

Tabela 7. Durezas após tratamento térmico T6 N°1.

Tempo estágio envelhecimento artificial (h)	Dureza (HB)	
	AlSi10MnMg	AlSi10Mg(Fe)
0 (*)	70 ± 2.98	67 ± 3.54
2	95 ± 3.74	90 ± 3.40
3	101 ± 2.98	94 ± 4.20
4	98 ± 3.25	97 ± 3.38
5	98 ± 4.58	100 ± 2.52
6	97 ± 4.23	89 ± 1.52
7	92 ± 2.87	92 ± 1.14
8	91 ± 3.03	87 ± 2.14
Bruto de fundição	86 ± 2.15	92 ± 2.64

\*Após a solubilização e têmpera.

No gráfico da Fig. 5 são apresentadas as curvas de dureza para as duas ligas de alumínio sujeitas ao tratamento térmico T6 N°1.

As ligas responderam ao tratamento térmico, visto existir um aumento da dureza. Após o tratamento térmico de solubilização (0 horas no gráfico da Fig. 5), houve um decréscimo na dureza quando comparada com as durezas no estado bruto de fundição. A dissolução de elementos endurecedores na matriz de alumínio, durante a solubilização, justificam a diminuição da dureza. Com o aumento do tempo de ciclo do envelhecimento artificial existe um aumento da dureza até se atingir o pico para cada uma das ligas. O pico de dureza da liga AlSi10MnMg é atingindo às 3 horas e o valor obtido está dentro do intervalo 90 a 110 HB definido pela Rheinfelden [14]. Para a liga AlSi10Mg(Fe), o pico de dureza é atingindo às 5 horas. Este atraso relativamente à liga AlSi10MnMg poderá ser explicado pelas maiores quantidades de ferro presentes na liga secundária que causam atrasos na difusão, com os compostos de ferro a ocupar espaços na matriz de alumínio, impedindo os precipitados de crescer. Todas as peças apresentaram blisters.

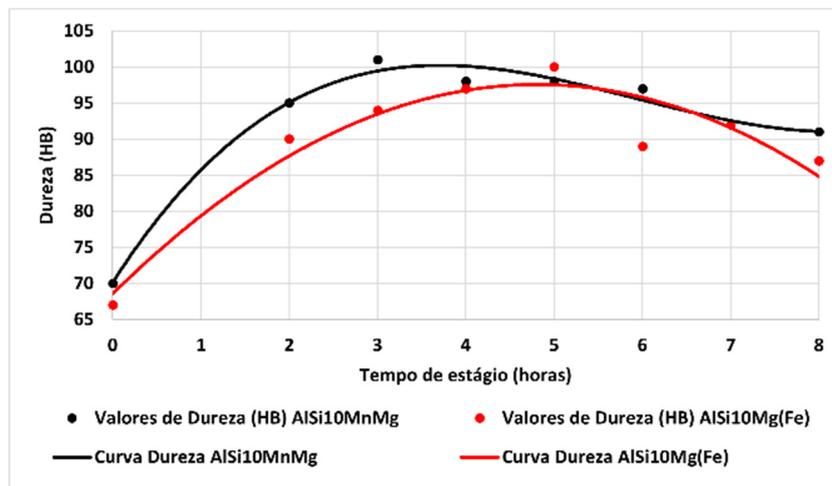


Fig. 5. Curvas de dureza para o tratamento térmico T6 N°1.

Na tabela 8 são apresentados os valores de dureza das peças no estado bruto de fundição e após o tratamento térmico T6 N°2 (solubilização realizada a 360°C durante 30 minutos seguida de envelhecimento artificial a 180°C com diferentes tempos de estágio).

Tabela 7. Durezas após tratamento térmico T6 N°2.

Tempo estágio envelhecimento artificial (horas)	Dureza (HB)	
	AlSi10MnMg	AlSi10Mg(Fe)
0 (*)	73 ± 0.98	77 ± 1.31
2	72 ± 0.56	78 ± 0.57
3	73 ± 0.98	78 ± 1.41
4	72 ± 0.68	77 ± 0.83
5	74 ± 1.35	79 ± 1.44
6	73 ± 0.55	78 ± 1.29
8	73 ± 0.38	77 ± 0.83
Bruto de fundição	86 ± 2.15	92 ± 2.64

\*Após a solubilização e têmpera.

No gráfico da Fig. 6 são apresentadas as curvas de dureza para as duas ligas de alumínio sujeitas ao tratamento térmico T6 N°2.

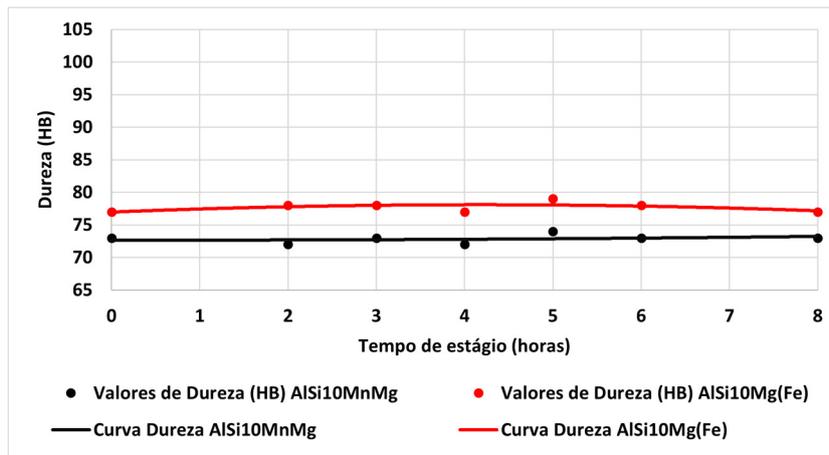


Fig. 6. Curvas de dureza para o tratamento térmico T6 N°2.

Em oposição ao tratamento térmico T6 N°1, no tratamento T6 N°2 não existiu uma resposta das ligas ao tratamento, visto não existir um aumento da dureza. Durante os tempos de estágio (2 a 8 horas) utilizados no envelhecimento artificial não houve uma variação significativa na dureza das ligas. A temperatura baixa e o tempo de estágio curto da solubilização poderão não ter permitido a dissolução suficiente de elementos na matriz de alumínio. Como existe uma diminuição da dureza após o tratamento térmico de solubilização, mas não existe um aumento de dureza durante o envelhecimento, poderá ter existido um aumento do tamanho de grão durante a solubilização que justifique esse decréscimo de dureza.

Mesmo utilizando uma temperatura de solubilização mais baixa e um tempo de estágio relativamente curto observaram-se blisters nas peças.

### 3.3. Tratamentos térmicos T5

Tendo por base os picos de dureza obtidos no tratamento T6 N°1 foram definidos os tempos do envelhecimento artificial para as duas ligas. Assim, utilizou-se um tempo de estágio de 3 h para a liga AlSi10MnMg e de 5 h para a liga AlSi10Mg(Fe). Na tabela 9 são apresentados os resultados obtidos.

Tabela 8. Durezas após tratamento térmico T5.

Tempo estágio envelhecimento artificial (h)	Dureza (HB)	
	AlSi10MnMg	AlSi10Mg(Fe)
3	105 ± 3.33	-
5	-	110 ± 2.72
Bruto de fundição	87 ± 2.04	89 ± 1.08

O valor obtido para a liga AlSi10MnMg está de acordo com o intervalo definido pela Rheinfelden [14] que indica valores entre os 80 e 110 HB.

Como no tratamento térmico T5 não existe solubilização, as peças não são sujeitas a temperaturas elevadas e não apresentam blisters. A dureza e a formação de blisters são fatores cruciais na decisão de qual tratamento térmico realizar em componentes estruturais produzidos por fundição injetada. Assim, o tratamento T5 é o recomendado para estas peças nestas condições, não só pelos valores de dureza serem mais elevados, mas, também, pela ausência de blisters. Para além disto, há uma redução do consumo de energia quando comparado com o tratamento térmico T6.

### 3.4. Caracterização da microestrutura

As principais fases da liga AlSi10Mg(Fe) podem ser observadas na Fig. 7. É possível identificar três fases distintas: a fase primária de alumínio ( $\alpha$ Al), o silício eutético e uma morfologia que se assemelha a uma agulha rica em ferro. Esta última é conhecida por ser a fase  $\beta$ -AlFeSi, prejudicial para as propriedades mecânicas.

Na Fig. 8 é apresentada a microestrutura da liga AlSi10MnMg. Tal como na liga AlSi10Mg(Fe) observa-se: a fase primária de alumínio ( $\alpha$ Al) e o silício eutético. Contudo, em vez das agulhas da fase  $\beta$  presentes em grande quantidade na liga AlSi10Mg(Fe), existem morfologias com uma forma mais arredondada que são consequência da diminuição da percentagem de ferro e aumento da percentagem de manganês. A fase  $Mg_2Si$  é responsável pelo endurecimento da liga.

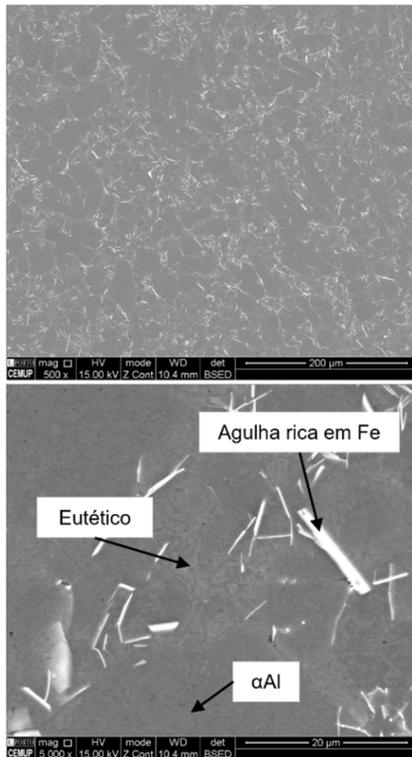


Fig. 7. Microestrutura da liga AlSi10Mg(Fe) no estado bruto de fundição

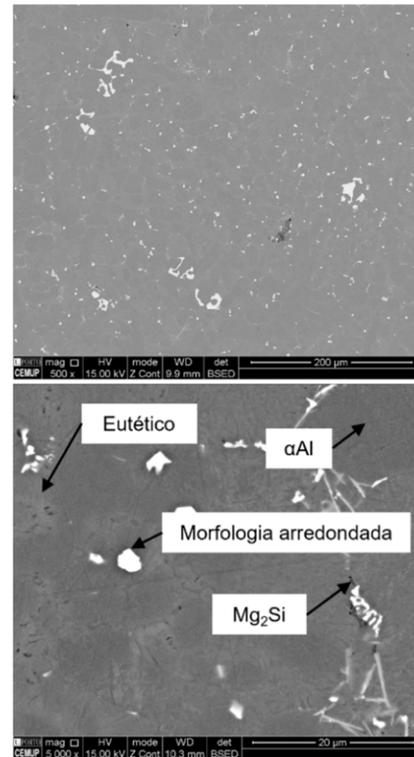


Fig. 8. Microestrutura da liga AlSi10MnMg no estado bruto de fundição.

Morfologias semelhantes a escrita chinesa podem ser observadas na liga AlSi10MnMg (Fig. 9). Havendo uma prevalência de fases com esta morfologia a fases em forma de agulha, existirá uma melhoria nas propriedades mecânicas, em especial na ductilidade.

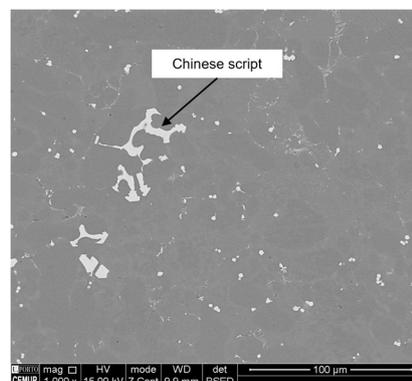


Fig. 9. Morfologias que se assemelham a escrita chinesa na liga AlSi10MnMg.

Tendo por base as imagens de menor ampliação da Fig. 7 e da Fig. 8, obtidas por elétrons retro difundidos (análise SEM), e sabendo que neste modo as fases com presença de ferro são as mais brilhantes devido ao seu maior número atômico, é possível concluir que na liga AlSi10Mg(Fe) existe uma grande quantidade de morfologias da fase  $\beta$ , pois estas assemelham-se a agulhas e contêm ferro na sua constituição. Esta fase é prejudicial para as propriedades mecânicas.

Na Fig. 10 é possível observar que não existe globulização do silício, quer no estado bruto de fundição, quer no estado tratado T5, pois estas amostras não foram sujeitas ao tratamento térmico de solubilização.

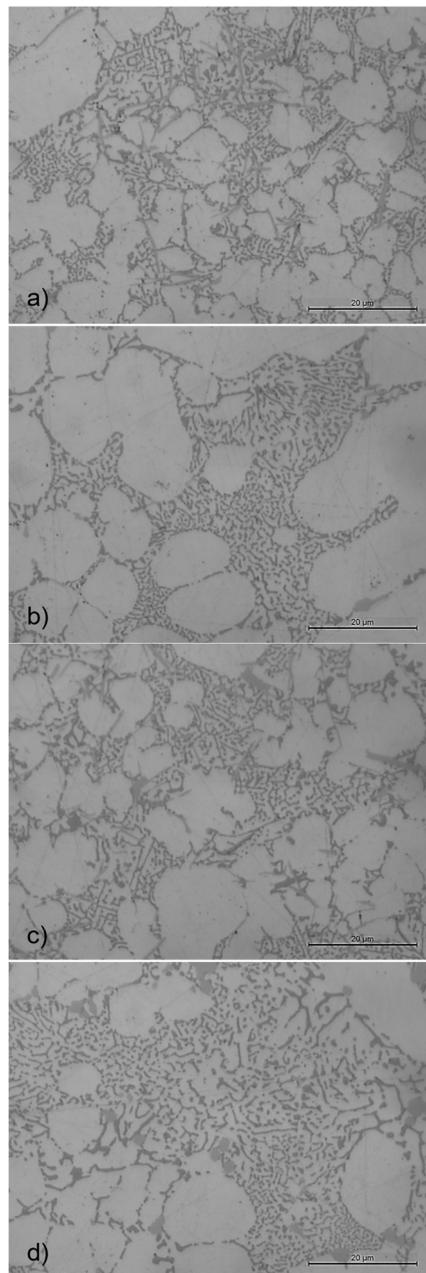


Fig. 10. Microestruturas das ligas. a) AlSi10Mg(Fe) no estado bruto de fundição; b) AlSi10MnMg no estado bruto de fundição; c) AlSi10Mg(Fe) no estado T5; d) AlSi10MnMg no estado T5.

No tratamento térmico T6, como existe solubilização, há uma globulização do silício (Fig. 11) que leva a uma melhoria da ductilidade das ligas.

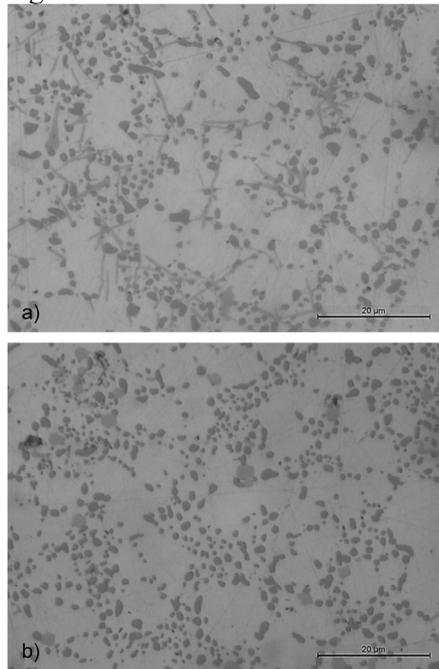


Fig. 11. Microestrutura das ligas após o tratamento térmico T6. a) AlSi10Mg(Fe); b) AlSi10MnMg.

### 3.5. Ensaio de tração

Na Tabela 9 10 é apresentado um quadro resumo com as propriedades mecânicas obtidas para as ligas AlSi10Mg(Fe) e AlSi10MnMg. Os resultados exibidos, para cada liga, referem-se à média dos valores alcançados nos respectivos provetes. Os ensaios onde os provetes fraturaram fora da gama de leitura do extensômetro foram considerados inválidos.

Tabela 9. Propriedades mecânicas das ligas AlSi10Mg(Fe) e AlSi10MnMg no estado bruto de fundição (F) e no estado tratado T5.

Liga	Estado	Rp0.2 (MPa)	Rm (MPa)	A (%)
AlSi10Mg(Fe)	F (1)	143	215	1.34
	T5	235	281	0.36
	F (2)	>140	>240	>1
AlSi10MnMg	F (1)	138	235	2.66
	T5	227	291	1.78
	F (3)	120-150	250-290	5-11
	T5 (3)	155-245	275-340	4-9

1: valores obtidos de [20]; 2: valores obtidos de [21]; 3: valores obtidos de [14].

Com o tratamento térmico T5 houve um aumento da resistência mecânica nas duas ligas. A tensão de cedência aumentou cerca de 64% nas duas ligas após o tratamento térmico. Os valores da tensão de rotura também aumentaram após o tratamento térmico T5. Na liga AlSi10Mg(Fe) houve um aumento de 31% e na liga AlSi10MnMg registou-se um aumento de 24%. Contudo, houve um decréscimo na ductilidade, pois o tratamento térmico T5 promove apenas o aumento da resistência mecânica.

Sendo a liga AlSi10MnMg de primeira fusão é expectável que apresente uma ductilidade superior à liga de segunda fusão, AlSi10Mg(Fe). Esta última por ser uma liga de refusão está sujeita a maiores contaminações, do qual se destaca o ferro, que prejudica as propriedades mecânicas. Ainda assim, os valores de extensão obtidos nas duas ligas estão aquém dos resultados esperados. Os elevados níveis de porosidade nas peças podem justificar estes valores baixos.

### 3.6. Maquinabilidade das peças

Na Fig. 12 é patente o acabamento superficial e a rebarba originada na maquinagem recorrendo à fresa desenvolvida pela Palbit S.A., produzida por fabrico aditivo, dos componentes nas ligas AlSi9Cu3(Fe) e AlSi10MnMg, respetivamente.

A análise da rebarba, realizada sempre na mesma zona das peças, para as duas ligas, permite concluir que a aresta se encontra mais quebrada nas peças da liga AlSi10MnMg. Por sua vez, na superfície de corte relativa à liga AlSi9Cu3(Fe), praticamente não se verifica a formação de rebarba.

Relativamente à rugosidade superficial, verifica-se um melhor acabamento nas superfícies de corte da liga AlSi9Cu3(Fe), comparativamente com as da liga primária AlSi10MnMg. Nesta última, é possível observar alguns sulcos de maquinagem. Deste modo, nas peças relativas à liga AlSi9Cu3(Fe), foram alcançados valores de Ra e Sa de 0.480  $\mu\text{m}$  e 0.543  $\mu\text{m}$ , respetivamente. Já nas superfícies de corte referentes à liga AlSi10MnMg, foram obtidos valores de Ra e Sa de 0.585  $\mu\text{m}$  e 0.714  $\mu\text{m}$ . Os valores de rugosidade 2D e 3D medidos podem ser visualizados na Fig. 13.

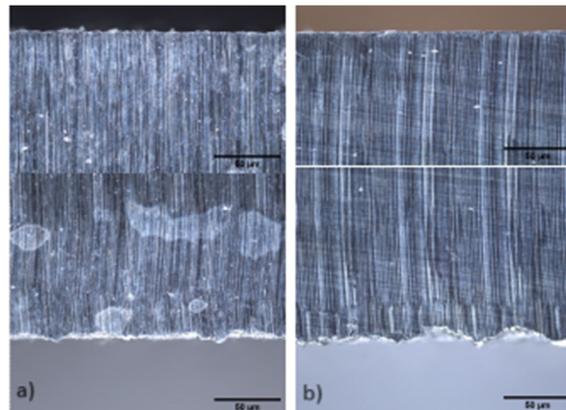


Fig. 12. Acabamento superficial e rebarba na superfície de corte após maquinagem. a) componente na liga AlSi9Cu3(Fe); b) componente na liga AlSi10MnMg.

Todavia, o pior acabamento superficial e a maior formação de rebarba verificados nas peças injetadas na liga AlSi10MnMg, podem ser explicados pela maior ocorrência de empenos após o processo de fundição injetada dos componentes nesta liga, dificultando o processo de fresagem.

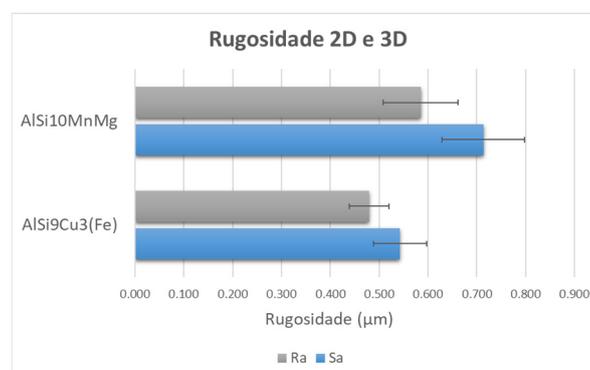


Fig. 13. Rugosidades 2D (Ra) e 3D (Sa) medidas nas superfícies maquinadas.

A análise das forças de corte ao longo do tempo, geradas no processo de maquinagem das ligas AlSi10MnMg e AlSi9Cu3(Fe), recorrendo à fresa produzida por fabrico aditivo, envolveu a compilação dos valores de RMS e do pico máximo a partir da média de três ensaios realizados para cada liga. Estes resultados encontram-se apresentados na Fig. 14. Nesta representação, verifica-se a existência de um aumento significativo das forças de corte no processo de fresagem da liga convencional AlSi9Cu3(Fe), tanto para o pico máximo como para os valores de RMS. Assim, para a liga AlSi10MnMg, foi alcançada uma RMS de 126.59 N e um pico máximo de 222.45 N. Relativamente à liga AlSi9Cu3(Fe), foi medida uma RMS de 149.60 N e um pico máximo de 290.85 N. Deste modo, a fresa necessita de exercer uma força maior para maquinagem da liga secundária, levando a um maior consumo de energia e indicando uma maior dificuldade no processo de maquinagem.

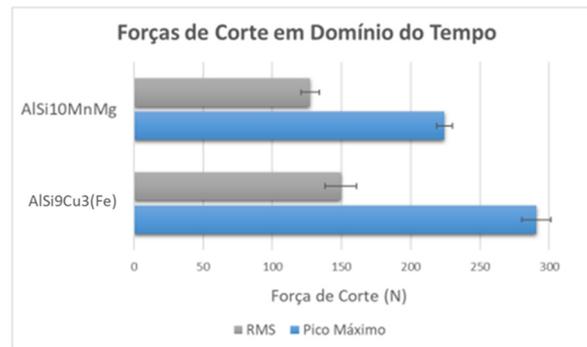


Fig. 14. Forças de corte verificadas nos ensaios de maquinagem recorrendo à fresa AM.

Considerando o pico máximo da força de corte e recorrendo à equação 1, foi calculada a pressão específica de corte para cada liga, sendo esta:

- Liga AlSi9Cu3(Fe):  $K_C = 969.50 \text{ [N/mm}^2\text{]}$
- Liga AlSi10MnMg:  $K_C = 741.50 \text{ [N/mm}^2\text{]}$

\*Nota: Neste caso em específico, considera-se que o número de dentes efetivo ( $Z_{n,ef}$ ) é igual a metade do número de dentes de corte da ferramenta.

#### 4. CONCLUSÕES

As principais conclusões a reter deste trabalho são:

- Para temperaturas entre os 360°C e os 520°C e tempos de estágio iguais ou superiores a 15 minutos, o tratamento térmico de solubilização provoca a formação de blisters.
- Apesar de ter sido realizado vácuo na cavidade moldante, tal não foi suficiente para prevenir a formação de porosidades gasosas, havendo aparecimento de blistering após tratamento térmico T6.
- O aumento da temperatura da solubilização tem uma maior influência na formação de blisters do que o aumento do tempo de estágio.

A realização do envelhecimento artificial a 180°C após solubilização com temperatura e tempo de estágio reduzidos (360°C e 30 min) não tem influência na dureza das ligas.

- O tratamento térmico T5 foi aquele que mais se adequou para as peças nestas condições. Deste modo, não se verificou a formação de blisters e a resistência mecânica das ligas aumentou após tratamento. Adicionalmente, o tratamento T5 requer menor consumo de energia face ao tratamento térmico T6.
- Uma das principais vantagens do tratamento térmico T6, em relação ao T5, é provocar a globulização das partículas de silício, que leva a melhorias na ductilidade.

- Nos ensaios de maquinabilidade, a liga AlSi10MnMg, comparativamente com a liga convencional AlSi9Cu3(Fe), apresentou um acabamento superficial ligeiramente inferior, possuindo maior rugosidade e sendo possível observar alguns sulcos de maquinagem e uma maior formação de rebarba.
- Por sua vez, verificou-se um aumento das forças de corte e da pressão específica de corte na fresagem das peças na liga AlSi9Cu3(Fe), indiciando uma maior dificuldade no processo de maquinagem desta liga.
- Os ensaios de maquinagem executados evidenciam a aplicabilidade da fresa desenvolvida pela Palbit S.A., produzida por tecnologia aditiva, que poderá representar uma solução de maior produtividade e desempenho melhorado em operação face às fresas de fabrico convencional.

## AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem o financiamento do Projeto Hi-rEV—Recuperação do Setor de Componentes Automóveis (C644864375-00000002), cofinanciado pelo Plano de Recuperação e Resiliência (PRR), através da NextGeneration EU.

## REFERÊNCIAS

- [1] Czerwinski, F., "Current Trends in Automotive Lightweighting Strategies and Materials." *Materials*, **14**(21), 6631 (2021) <https://doi.org/10.3390/ma14216631>.
- [2] Luo, A.A., Sachdev, A.K., Apelian, D., "Alloy development and process innovations for light metals casting". *Journal of Materials Processing Technology*, 306, 117606 (2022) <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2022.117606>.
- [3] Casarotto, F., Franke, A.J., Franke, R., "High-pressure die-cast (HPDC) aluminium alloys for automotive applications", *Advanced Materials in Automotive Engineering*, J. Rowe, Editor. Woodhead Publishing. 109-149 (2012) <https://doi.org/10.1533/9780857095466.109>.
- [4] Hartlieb, M., *Aluminum Alloys for Structural Die Casting* (2013)
- [5] Beeley, P., *5 - Defects in castings in Foundry Technology (Second Edition)*, P. Beeley, Editor. 2001, Butterworth-Heinemann: Oxford. p. 239-318. <https://doi.org/10.1016/B978-075064567-6/50008-X>.
- [6] Andresen, W., *Die Cast Engineering: A Hydraulic, Thermal, and Mechanical Process*. 2004, CRC Press: Boca Raton. <https://doi.org/10.1201/9780203997390>.
- [7] Committee, A.S.M.I.H., *ASM Handbook, Volume 15: Casting*. 2008: ASM International.
- [8] Szalva, P., Orbulov, I.N., "The Effect of Vacuum on the Mechanical Properties of Die Cast Aluminum AlSi9Cu3(Fe) Alloy." *International Journal of Metalcasting*, **13**(4), 853-864 (2019) <https://doi.org/10.1007/s40962-018-00302-z>.
- [9] Hu, C. *et al.*, "Microstructure and properties of AlSi12Fe alloy high pressure die-castings under different vacuum levels." *Vacuum*, **180**, 109561 (2020) <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2020.109561>.
- [10] Kaufman, J.G., Rooy, E.L., *Aluminum Alloy Castings: Properties, Processes And Applications*. 2004, ASM International. <https://doi.org/10.31399/asm.tb.aacppa.9781627083355>.
- [11] Mohamed, A.M.A. Samuel, F.H., *A Review on the Heat Treatment of Al-Si-Cu/Mg Casting Alloys*, in *Heat Treatment*, C. Frank, Editor. 2012, IntechOpen: Rijeka. p. Ch. 4. 10.5772/50282.
- [12] Shivkumar, S. *et al.*, "Effect of solution treatment parameters on tensile properties of cast aluminum alloys" *Journal of Heat Treating*, **8**(1), 63-70 (1990) <https://doi.org/10.1007/BF02833067>.
- [13] Lumley, R.N., Polmear, I.J., Curtis, P.R., "Rapid Heat Treatment of Aluminum High-Pressure Diecastings". *Metallurgical and Materials Transactions A*, **40**(7), 1716-1726 (2009) <https://doi.org/10.1007/s11661-009-9836-y>.
- [14] ALLOYS, R. *Silafont*. [cited 2024 February]; Available from: <https://rheinfeldten-alloys.eu/en/alloys/silafont/>.

- [15] Cai, Q. *et al.*, "Effect of short T6 heat treatment on the microstructure and the mechanical properties of newly developed die-cast Al–Si–Mg–Mn alloys". *Materials Science and Engineering: A*, 788, 139610 (2020) <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139610>.
- [16] Zhang, D.L., Zheng, L.H., StJohn, D.H., "Effect of a short solution treatment time on microstructure and mechanical properties of modified Al–7wt.%Si–0.3wt.%Mg alloy." *Journal of Light Metals*, 2(1), 27-36 (2002) [https://doi.org/10.1016/S1471-5317\(02\)00010-X](https://doi.org/10.1016/S1471-5317(02)00010-X).
- [17] Matos, F. *et al.*, "Additively manufactured milling tools for enhanced efficiency in cutting applications". *Procedia Structural Integrity*, 53, 270-277 (2024) <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2024.01.033>.
- [18] Kang, H.-J. *et al.*, "Influence of the Solution and Artificial Aging Treatments on the Microstructure and Mechanical Properties of Die-Cast Al–Si–Mg Alloys". *Metals*, 12(1), 71 (2022) <https://doi.org/10.3390/met12010071>.
- [19] Kang, H.-J. *et al.*, "Effects of solution treatment temperature and time on the porosities and mechanical properties of vacuum die-casted and T6 heat-treated Al–Si–Mg alloy". *Vacuum*, 193, 110536 (2021) <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2021.110536>.
- [20] Soares, G. *et al.*, "Characterization of Al Alloys Injected through Vacuum-Assisted HPDC and Influence of T6 Heat Treatment". *Metals*, 13(2), 389 (2023) <https://doi.org/10.3390/met13020389>.
- [21] CEN, Aluminium and aluminium alloys - Castings - Chemical composition and mechanical properties (2020)