

U.PORTO

FEUP FACULDADE DE ENGENHARIA
UNIVERSIDADE DO PORTO

M 2021

SIMULAÇÃO DO TRATAMENTO TÉRMICO T6 DUMA LIGA A356.0

JOÃO CARLOS HENRIQUES ASCENÇÃO

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO APRESENTADA

À FACULDADE DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE DO PORTO EM 2 DE JULHO DE 2021

ORIENTADOR:

PROF. CARLOS SILVA RIBEIRO

<i>CANDIDATO</i>	João Carlos Henriques Ascensão	<i>Código</i>
<i>TÍTULO</i>		
<i>DATA</i>	__ de _____ de _____	
<i>LOCAL</i>	Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto - Sala _____ - __:__h	
<i>JÚRI</i>	<i>Presidente</i>	DEMM/FEUP
	<i>Arguente</i>	
	<i>Orientador</i>	Prof. Dr. Carlos Silva Ribeiro DEMM/FEUP

RESUMO

Uma vez que o desempenho mecânico final de uma peça fundida depende da microestrutura, e especialmente do seu pós-processamento, softwares de simulação tem vindo a ser desenvolvidos/melhorados de forma a prever resultados e cumprir com as exigências da indústria. Por esse motivo, o presente trabalho incide na utilização do módulo inovador de simulação (ProCAST) para previsão de resultados de tratamento térmico em ligas de Alumínio, em especificidade a liga A356.0.

Tendo em conta o objetivo do trabalho, numa primeira fase foram abordados, detalhadamente, tanto as aplicações como as propriedades físicas e químicas da liga obtidas como fundido e após o tratamento térmico T6, sendo por último abordado o potencial do software ProCAST.

Seguidamente, foi delineado o procedimento experimental, englobando todo o processo inerente à utilização e parametrização do software de forma a obter resultados úteis, assim como a escolha dos ciclos de tratamento térmico e a descrição das operações práticas abordadas após o estudo do ProCAST. Após realização dos ensaios práticos, foi possível a obtenção das propriedades mecânicas reais para serem comparadas com os resultados obtidos por simulação ProCAST, nomeadamente a tensão de limite elástico, tensão de rutura, alongamento, dureza Brinell e a medição dos SDAS (*Secondary Dendrite Arms Spacing*).

Pela análise dos resultados de previsão, verificou-se que o tempo de solidificação tem grande impacto na formação da microestrutura (SDAS) sendo por sua vez refletida nas diferentes propriedades mecânicas obtidas. Propriedades essas que se enquadraram com os resultados dos ensaios práticos, para os provetes submetidos aos ciclos A1 e A2. Já para o ciclo A3, do qual se esperaria obter as melhores propriedades mecânicas, tal não aconteceu possivelmente devido ao tempo curto de estágio aplicado. De certo modo, todos os ciclos de tratamento térmico selecionados e realizados, permitiram atingir valores superiores às propriedades mínimas admissíveis impostos pela norma EN NP 1706:2010, pelo que me leva a concluir que a utilização do software ProCAST, apesar da variação de resultados, é uma ferramenta potencialmente útil a considerar no meio da indústria de fundição, de forma a obter a previsão de resultados após tratamento térmico.

PALAVRAS-CHAVE

A356.0; ProCAST; T6; Microestrutura; Propriedades mecânicas; Simulação do tratamento térmico.

ABSTRACT

Since the final mechanical performance of a casting depends on its microstructure, and especially on its post-processing, simulation software has been developed/improved to predict results and comply with industry requirements. For this reason, the present work focuses on the use of the innovative simulation module (ProCAST) to predict the results of heat treatment in aluminum alloys, in specificity the A356.0 alloy.

Taking in account the aim of the work, in first place were approached, in detail, as much as the applications such as the physical and chemical properties of the alloy obtained as cast and after the T6 heat treatment, being finally approached the potential of the ProCAST software.

Followedly, the experimental procedure was outlined, including the entire inherent process to the use and parameterization of the software in order to obtain useful results, as well as the choice of heat treatment cycles and the description of practical operations addressed after the study of ProCAST. After carrying out the practical tests, it was possible to obtain the real mechanical properties to be compared with the results obtained by ProCAST simulation, namely yield strength, tensile strength, elongation, Brinell hardness and the measurement of SDAS.

Analyzing the prediction results, it was found that the solidification time has a great impact on microstructure formation (SDAS) and is in turn reflected in the different mechanical properties obtained. Properties which fit with the practical teste results for the specimens submitted to A1 and A2 cycle. As for the A3 cycle, which was expected to obtain the best mechanical properties, it didn't happen possibly due to the short stage time applied. Somehow, all heat treatment cycles selected and performed, allowed to reach values higher than the minimum properties admissible imposed by the EN NP 1706:2010 standard, which leads to conclude that the use of ProCAST software, despite the variation in results, is a useful potentially tool to consider in the middle of the foundry industry in order to obtain the prediction of results after heat treatment.

KEYWORDS

A356.0; ProCAST; T6; Microstructure; Mechanical Properties; Heat Treatment Simulation.

AGRADECIMENTOS

Reservo este espaço para formalizar o meu agradecimento a todas as pessoas que me acompanharam e auxiliaram na minha vida pessoal, profissional e académica, tornando possível a concretização de mais um objetivo para rumar ao sucesso.

Ao Prof. Dr. Carlos Alberto Silva Ribeiro, orientador da presente dissertação, o meu imenso obrigado por me ter dado a oportunidade de elaborar um tema arrojado, pela prontidão de resposta, acompanhamento e apoio. Agradeço ainda a relação de confiança e amizade que me transmitiu, vínculos estes que me deram motivação e que me fazem considerar-lhe um exemplo a seguir.

Ao Sr. José Ramiro Soares, o meu sincero agradecimento por toda a paciência, disponibilidade e ajuda, não só nesta esta última etapa académica, mas por todos os anos que solicitei o seu apoio técnico. É sem dúvida um dos órgãos fulcrais na estrutura do DEMM tanto a nível social como profissional.

À FAB (Fundição de Alumínios de Braga), o meu muito obrigado pela colaboração e disponibilidade prestada, principalmente ao Dr. Eng. António Esteves, que esteve presente antes e durante o meu percurso académico na FEUP e do qual demonstrou todo o seu apoio.

Agradeço a toda a equipa do CINFU, por me ter recebido gentilmente nas suas instalações e auxiliado nos meios para realização da maquinação e ensaios de tração, de forma a ser possível a redação do presente documento.

O ProCAST é um software do qual considero, o melhor na previsão de resultados para a indústria da fundição, pelo que apresento os meus sinceros agradecimentos à ESI e AYS, por me terem disponibilizado gratuitamente a licença e pela oportunidade de o poder utilizar. Ao Iker Martínez, um grande obrigado, por me ter aconselhado e ajudado na utilização e parametrização do software.

Agradeço ainda a todo o corpo docente e não docente do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, inclusive aos meus colegas de turma, que me ajudaram na concretização desta etapa. Sem eles não seria possível e espero vivamente voltar a encontrar todos, quer em contexto profissional, como social.

Como o melhor fica para o fim, agradeço à minha namorada e a todos os meus amigos, sem exceção, que me acompanharam, aconselharam e possibilitaram momentos de distração. Por último, e como dito no início do parágrafo, um forte e sentido obrigado a toda a minha família, que me educou e proporcionou as condições necessárias para que pudesse ingressar nesta nova etapa, demonstrando todo o seu carinho, crença e apoio.

A todos, os meus sinceros agradecimentos!

ABREVIATURAS

AA	– <i>Aluminum Association</i>
ANSI	– <i>American National Standards Institute</i>
SDAS	– <i>Secondary Dendrite Arms Spacing</i>
ρ	– Densidade (kg/dm ³)
ICAS	– <i>International Annealed Copper Standard</i>
R _m	– Tensão de rutura, MPa
R _{p0,2}	– Tensão de limite elástico convencional de proporcionalidade a 0,2%, MPa
A	– Extensão após rotura, %
SEM	– <i>Scanning Electron Microscopy</i>
EDS	– <i>Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy</i>
FEM	– <i>Finite Element Method</i>
IGS	– <i>Initial Graphics Specification</i>
STL	– <i>Standard Triangle Language</i>
CA	– <i>Cellular Automation</i>
TTT	– Transformação-Tempo-Temperatura
TAC	– Transformação em Arrefecimento Contínuo
DEMM	– Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais
CINFU	– Centro de Formação Profissional da Indústria de Fundição
AYS	– Analisis Y Simulaciones
S.S.	– Solução Sólida

ÍNDICE

1. INTRODUÇÃO	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	2
2.1. LIGAS DE ALUMINIO	2
2.1.1. LIGA A356.0	4
2.1.2. ELEMENTOS DE LIGA	6
2.1.3. TRATAMENTO TÉRMICO T6.....	7
2.1.4. MICROESTRUTURA	9
2.2. SOFTWARE DE SIMULAÇÃO PROCAST	11
2.2.1. ENCHIMENTO E SOLIDIFICAÇÃO	13
2.2.2. MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS	16
2.2.3. TRATAMENTOS TÉRMICOS	19
3. MATERIAIS E MÉTODOS EXPERIMENTAIS	21
3.1. MATÉRIA-PRIMA.....	21
3.2. MODELAÇÃO DO CACHO.....	23
3.3. SIMULAÇÃO PROCAST.....	24
3.3.1. VISUAL-MESH	24
3.3.2. VISUAL-CAST.....	26
3.3.3. VISUAL-VIEWER.....	29
3.4. TRATAMENTOS TÉRMICOS	31
3.5. MAQUINAÇÃO	32
3.6. ENSAIOS DE TRAÇÃO.....	33
3.7. PREPARAÇÃO METALGRÁFICA.....	33
3.8. ANÁLISE MICROESTRUTURAL	34
3.9. ENSAIOS DE DUREZA BRINELL	35
4. APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DE RESULTADOS	36
4.1. TEMPO DE SOLIDIFICAÇÃO	36
4.2. RESULTADOS PROCAST ANTES/APÓS ENVELHECIMENTO	36
4.2.1. ESTADO “AS CAST”	37
4.2.2. CICLO A1	38
4.2.3. CICLO A2	39
4.2.4. CICLO A3	41
4.2.5. PREVISÃO SDAS.....	43

4.2.6. PROPRIEDADES MECÂNICAS.....	44
4.3. RESULTADOS PRÁTICOS	45
4.3.1. ENSAIOS DE TRAÇÃO.....	45
4.3.2. CATACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	48
4.3.3. MEDIÇÃO DOS SDAS.....	49
4.3.4. ENSAIOS DE DUREZA.....	50
4.4. ANÁLISE DA SIMULAÇÃO PROCAST	51
5. CONCLUSÕES	53
5.1. TRABALHOS FUTUROS.....	54
6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	55

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1 - Esquema resumo do processo de fabrico de peças fundidas com moldação em areia	2
Figura 2 - Diagrama de equilíbrio Al-Si (Adaptado de [16])	5
Figura 3 - Sequência de realização do Tratamento Térmico T6	8
Figura 4 - Microestrutura da liga A356.0 sem agentes modificadores, à esquerda - microscopia ótica, à direita - SEM (adaptado de [28, 29]).....	10
Figura 5 - Microestrutura da liga A356.0 com agentes modificadores Sr, à esquerda - microscopia ótica, à direita - SEM (adaptado de [28, 29])	10
Figura 6 - Microestrutura da liga A356.0 após tratamento térmico de solubilização, à esquerda - microscopia ótica, à direita - SEM (adaptado de [22, 30]).....	11
Figura 7 - Microestrutura da liga A356.0 após envelhecimento, à esquerda - microscopia ótica, à direita - EDS (adaptado de [31]).....	11
Figura 8 - Superfície da peça sem malhamento, à esquerda, Superfície com malhamento de elementos triangulares 2D sob a superfície do modelo 3D, no meio, elementos tetraédricos gerados no volume do modelo 3D, à direita (adaptado de [38]).....	12
Figura 9 - Módulo térmico de um modelo com alimentação (Adaptado de [34])	14
Figura 10 - Estudo de simulação da velocidade de enchimento de peça fundida [46].....	15
Figura 11 - Estudo de solidificação de peça fundida [46].....	15
Figura 12 - Previsão "raio x" da porosidade de uma peça fundida [46]	16
Figura 13 - Comparação da simulação com a prática, da medição dos SDAS (adaptado de [49])	17
Figura 14 - Previsão do tamanho de grão [49].....	18

Figura 15 - Distribuição dos valores da tensão de limite elástico pela peça [49]	18
Figura 16 - Esquema para o cálculo e resultados que se pode obter (Adaptado de [47]) ...	20
Figura 17 - Planificação das tarefas a realizar	21
Figura 18 - Cacho fornecido pela FAB	22
Figura 19 - Dimensões do corpo de prova (Provete em bruto de fundição)	22
Figura 20 - Modelo 3D com representação dos diversos componentes, modelado em SolidWorks	23
Figura 21 - Malha 2D gerada sobre a superfície do 3D importado	24
Figura 22 - Verificação da malha e número de células por zona fina	25
Figura 23 - Malhamento 3D gerado pela interseção espacial dos elementos 2D anteriormente gerados.....	25
Figura 24 - Definição da gravidade, material e condições iniciais dos componentes (Enchimento e solidificação).....	26
Figura 25 - Atribuição das condições térmicas	26
Figura 26 - Atribuição das condições de vazamento.....	27
Figura 27 - Parametrização das condições gerais de simulação (Enchimento e solidificação)	27
Figura 28 - Parametrização das condições térmicas de simulação (Enchimento e solidificação)	27
Figura 29 - Definição dos materiais e condições iniciais para os diferentes elementos do cacho (Microestrutura)	28
Figura 30 - Parametrização das condições gerais de simulação (Microestrutura)	28
Figura 31 - Parametrização das condições térmicas de simulação (Microestrutura).....	28
Figura 32 - Parametrização das condições de microestrutura	29
Figura 33 - Atribuição da percentagem de magnésio e ciclo térmico no “Cristal Advisor” .	29
Figura 34 - Divisão do provete por zonas e suas denominações.....	31
Figura 35 - Dimensões do corpo de prova após maquinado (Adaptado da norma EN ISO 6892-1:2016)	33
Figura 36 - Esquema de obtenção da amostra da cabeça do provete mais próxima do gito de descida	33
Figura 37 - Metodologia utilizada para medição dos SDAS.....	34
Figura 38 - Tempo de solidificação obtida na simulação de enchimento e solidificação ...	36
Figura 39 - Tensão de limite elástico do provete no estado "As Cast"	37
Figura 40 - Previsão da tensão de limite elástico para o ciclo de 155-160 °C, durante 6h..	38
Figura 41 - Previsão da tensão de rutura para o ciclo de 155-160 °C, durante 6h	38
Figura 42 - Previsão do alongamento para o ciclo de 155-160 °C, durante 6h.....	39

Figura 43 - Previsão da dureza Brinell para o ciclo de 155-160 °C, durante 6h.....	39
Figura 44 - Previsão da tensão de limite elástico para o ciclo de 165-170 °C, durante 4h..	40
Figura 45 - Previsão da tensão de rutura para o ciclo de 165-170 °C, durante 4h	40
Figura 46 - Previsão do alongamento para o ciclo de 165-170 °C, durante 4h.....	41
Figura 47 - Previsão da dureza Brinell para o ciclo de 165-170 °C, durante 4h.....	41
Figura 48 - Previsão da tensão de limite elástico para o ciclo de 175-180 °C, durante 2h..	42
Figura 49 - Previsão da tensão de rutura para o ciclo de 175-180 °C, durante 2h	42
Figura 50 - Previsão do alongamento para o ciclo de 175-180 °C, durante 2h.....	42
Figura 51 - Previsão da dureza Brinell para o ciclo de 175-180 °C, durante 2h.....	43
Figura 52 - Previsão da SDAS no estado “As Cast”	43
Figura 53 - Resultados práticos da tensão limite elástico e comparação com a sua previsão	45
Figura 54 - Resultados práticos da tensão de rutura e comparação com a sua previsão	46
Figura 55 - Resultados práticos do alongamento e comparação com a sua previsão	47
Figura 56 - Microestrutura recolhidas dos provetes submetidos às diferentes condições, obtida por microscopia ótica.....	48
Figura 57 - Resultados da medição dos SDAS e comparação com a sua previsão	49
Figura 58 - Resultados práticos da dureza Brinell e comparação com a sua previsão	50

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química da liga A356.0 (Adaptado de [7])	4
Tabela 2 - Propriedades físicas, químicas e mecânicas da liga A356.0 - F, obtido por moldação em areia (Adaptado de [7])	5
Tabela 3 - Propriedades mecânicas da liga A356.0 - T6, obtida por moldação em areia (Adaptado de [7]).....	5
Tabela 4 - Composição química da liga A356.0, obtida por espectroscopia de emissão ótica, fornecida pela FAB	23
Tabela 5 - Propriedades mecânicas obtidas por simulação de diferentes ciclos de tratamento térmico.....	30
Tabela 6 - Tabela das propriedades mecânicas mínimas admissíveis (adaptada da norma EN NP 1706:2010).....	31
Tabela 7 - Ciclos térmicos aplicados aos provetes de tração fundidos	32
Tabela 8 - Condições de ensaio Brinell utilizadas (adaptado da norma ISO 6506-1:2009) ..	35
Tabela 9 - Resultados das propriedades mecânicas e SDAS obtidas por simulação ProCAST	44
Tabela 10 - Dados recolhidas na tabela 5 do subcapítulo 3.3.3.....	52
Tabela 11 - Previsão das propriedades mecânicas tendo em objetivo a tensão limite elástico obtida experimentalmente	52

1. INTRODUÇÃO

Esta dissertação corresponde à última unidade curricular do curso de Engenharia Metalúrgica e de Materiais para obtenção do grau de Mestre em Eng^a. Met e de Mat, realizada na Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto. O trabalho desenvolvido consistiu na previsão dos resultados de tratamento térmico da liga A356.0, nomeadamente as propriedades mecânicas e microestrutura (SDAS), obtidas com o auxílio do software de simulação ProCAST, e posterior validação com a realização dos ensaios de validação do tratamento térmico, dos ensaios mecânicos e análise microestrutural em provetes fornecidos previamente pela empresa FAB - Fundição de Alumínios de Braga.

Os motivos que levaram à escolha do tema de trabalho, parte da experiência profissional na utilização de softwares de simulação na área da fundição (QuikCAST), na ligação familiar à indústria de fundição de metais não ferrosos, do interesse em estudar o mais moderno e inovador módulo disponibilizado pelo software ProCAST e da oportunidade de abordar um tema de dissertação nunca antes abordado.

O principal objetivo do tema escolhido foca-se na validação das previsões do software ProCAST, nomeadamente o módulo de tratamentos térmicos, com os resultados realizados em provetes industriais sujeitos a tratamento térmico T6.

A estrutura da presente dissertação divide-se em 5 capítulos:

- **Capítulo 1:** Introdução da dissertação, onde são apresentados o enquadramento e os objetivos pretendidos;
- **Capítulo 2:** Enquadramento teórico do tema abordado com recurso à bibliografia, (1) das ligas de alumínio da serie 3xx.x (com especial atenção à liga A356.0) e (2) à utilização de softwares de simulação para previsão de resultados. Na primeira, realiza-se a abordagem dos principais aplicações, microconstituintes, tratamentos térmicos e propriedades mecânicas. Na segunda, estuda-se as capacidades do software, os principais resultados a ser obtidos e a realização da análise;
- **Capítulo 3:** Descrição dos materiais, da metodologia adotada, da parametrização e dos equipamentos utilizados, para cumprimento dos objetivos propostos para elaboração da dissertação;
- **Capítulo 4:** Apresentação e discussão dos resultados previstos com os obtidos experimentalmente;
- **Capítulo 5:** Principais ilações obtidas com a realização da dissertação e propostas para a realização de trabalhos futuros;

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O fabrico de peças fundidas em ligas de alumínio compreende etapas distintas, iniciando-se no estudo da peça e terminando no tratamento térmico. Na Figura 1, sugere-se o esquema resumido das etapas do processo para o fabrico de peças fundidas com moldação em areia.

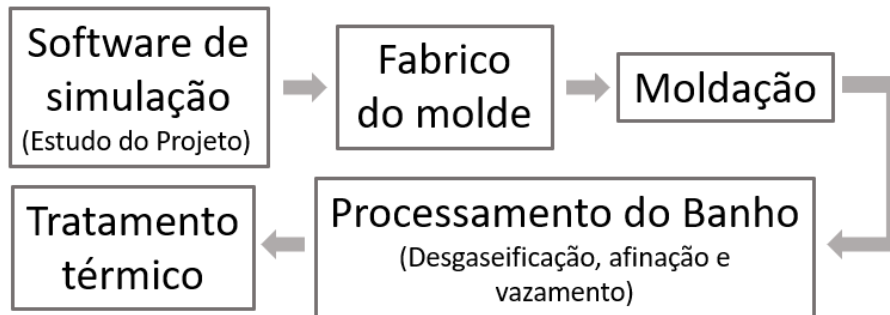


Figura 1 - Esquema resumo do processo de fabrico de peças fundidas com moldação em areia

Na fase inicial, as peças são estudadas virtualmente, utilizando softwares de cálculo computacional, como o ProCAST, que permite o cálculo do enchimento, solidificação, microestrutura, propriedades mecânicas, distorções e agora, tratamentos térmicos de ligas de alumínio, para previsão e correção de defeitos, assim como otimização do processo [1]. De seguida, o modelo 3D que foi estudado e melhorado, passa para a criação do molde, podendo este ser de madeira, metal ou de resina epóxi, através de técnicas manuais (carpinteiro) ou CNC (modelista) [2].

Após receção do molde, este é moldado utilizando como moldação areia verde ou areia autosssecativa, com o objetivo de criar uma cavidade moldante para que o metal vazado preencha essa cavidade e fique com a geometria da peça final [3]. Na fusão, os banhos de liga de alumínio são desgaseificados com azoto ou argon, de forma a baixar a concentração de hidrogénio, óxidos ou outras substâncias gasosas presentes na liga, tratados com a adição de elementos de liga, modificadores de silício eutético (com ligas de alumínio - estrôncio ou sódio metálico) e refinadores de grão (com uma liga mãe de alumínio - titânio - boro) [4]. Depois da preparação do banho e os acertos químicos realizados, o fundido é transvazado para a colher de vazamento e vazado nas moldações.

Por último, e após ser desmoldado, granalhado e submetido a operações de acabamento, o produto fundido, pode ser submetido a tratamentos térmicos de forma a melhorar as suas capacidades mecânicas para determinado tipo de aplicação. Neste âmbito, a peça de alumínio fundido é submetido a uma solubilização e posteriormente a um envelhecimento, sendo no final da operação novamente granalhado [5].

2.1. LIGAS DE ALUMINIO

O alumínio é o segundo elemento metálico mais abundante na crosta terrestre, tornando-se um dos metais mais competitivos economicamente para aplicações de

engenharia, como aviação, aeroespacial, automóvel, fabricação de máquinas, marinha, química, entre outros [6].

Segundo a Associação de Alumínio (AA) e o Instituto Nacional dos Padrões Americanos (ANSI), com referência à norma ANSI H35.1/H35.1M-2017, as ligas de alumínio podem ser divididas em duas classes distintas, sendo elas, ligas de conformação plástica e ligas de vazamento [7, 8]. As ligas de conformação plástica são caracterizadas por um sistema de 4 dígitos (xxxx) e as ligas de vazamento são caracterizadas por um sistema de 3 dígitos seguido de um dígito decimal (xxx.x), sendo que o primeiro dígito de qualquer um dos sistemas se refere ao grupo de liga [7]. Estas podem ainda ser representadas por variações de uma letra inicial (Axxx.x, Bxxx.x, entre outras), representando variações de composição de alguns elementos de modo a definir os limites de impurezas presentes na liga [7]. Já o dígito decimal, tem como função, a definição da forma do produto, ou seja, caso a caracterização da liga acabe em “0” (xxx.0) o produto encontra-se sob a forma de bruto de fundição e caso acabe em “1” (xxx.1) o produto encontra-se sob a forma de lingote [7].

Na fundição, a maioria dos componentes em alumínio são produzidos por tecnologia com maior cadência de produção e controlo geométrico, como a fundição injetada, mas dada à complexidade geométrica de peças específicas, como blocos de motor, cabeças de cilindro, caixas de engrenagens, corpos de válvulas, turbinas, entre outras, a moldação em areia verde e/ou em areia autossecativa continua a ser diversamente utilizada e procurada [9].

Algumas das ligas também podem ser endurecidas através de tratamentos térmicos, sendo que esses são também caracterizados por uma letra e um ou mesmo dois dígitos (yxx) [7]. Esses tratamentos podem ser solubilização, precipitação ou envelhecimento [7].

Dado às suas propriedades físicas e químicas o alumínio tornou-se extremamente versátil nas diferentes áreas da indústria, podendo encontrar as suas ligas na incorporação de peças arquitetónicas/decorativas, estruturais, mecânicas, térmicas e elétricas [6]. O interesse da escolha das ligas de alumínio para as diversas aplicações advém de: [6, 10]

- Baixa densidade ($\approx 2,7 \text{ kg/dm}^3$);
- Elevada resistência à corrosão (Filme autopassivante de Al_2O_3 sob a sua superfície);
- Baixo ponto de fusão (Al puro $\approx 655^\circ \text{C}$);
- Elevada ductilidade mesmo a baixas temperaturas;
- Alta resistência específica (P^a/ρ);
- Elevado módulo específico (E/ρ);
- Elevada condutividade térmica e elétrica (88 até 251 W/m.K e 62% IACS);

Outra das vantagens associadas às ligas de alumínio, é que a sua reciclagem é possível e fácil, permitindo deste modo a utilização de menos energia para fundir novamente o

alumínio em comparação ao método de extração primária a partir da bauxite. A versatilidade do alumínio resultou num grande número de composições, sendo estas criadas para acomodar contaminações/impurezas [7].

Apesar dos pontos fortes, referentes à utilização das ligas de alumínio, é de salientar alguns inconvenientes quando aplicadas aos diferentes componentes da indústria, uma vez que este apresenta [11, 12]:

- Custo elevado e menores propriedades mecânicas em comparação a outros metais, como os aços;
- Tenacidade à fratura relativamente baixa;
- Desempenho limitado a elevadas temperaturas;
- Baixa reparabilidade;
- Suscetível à fragilização por hidrogénio;

2.1.1. LIGA A356.0

A liga A356.0, como o número indica, é uma liga pertencente ao grupo três das ligas vazadas, cujo principal elemento de liga é o silício, contendo pequenas concentrações de magnésio, que possibilitam a que a liga seja tratada termicamente [7]. A tabela 1, apresenta a composição química típica da liga A356.0.

Tabela 1 - Composição química da liga A356.0 (Adaptado de [7])

Elemento	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Outros
Min (%)	Bal.	6,50	-	-	-	0,25	-	-	-
Max (%)	Bal.	7,50	0,20	0,20	0,10	0,45	0,10	0,20	0,15

Esta é uma liga, pertencente ao sistema ternário Al-Si-Mg [13], apesar do seu diagrama de fase ser representado pelo diagrama binário Al-Si [14]. É uma liga hipoeutética, apresentando um ponto eutético à concentração de 12,6 % Si a 577 °C e uma solubilidade máxima do silício no alumínio de 1,6% à mesma temperatura [14]. Como a liga tem um teor de silício muito próximo ao ponto eutético, vai apresentar uma faixa de solidificação reduzida, que se traduz numa melhor fluidez e portanto aumenta a vazabilidade [6, 15]. Uma vez que as peças obtidas por fundição, são otimizadas para permitir a maior redução de peso possível (por exemplo a redução de espessuras), é necessária uma boa vazabilidade de liga, de forma a preencher toda a cavidade moldante [9]. A linha a vermelho simboliza o local da liga A356.0 no diagrama de fase, como se pode visualizar no diagrama de equilíbrio reproduzido na figura 2.

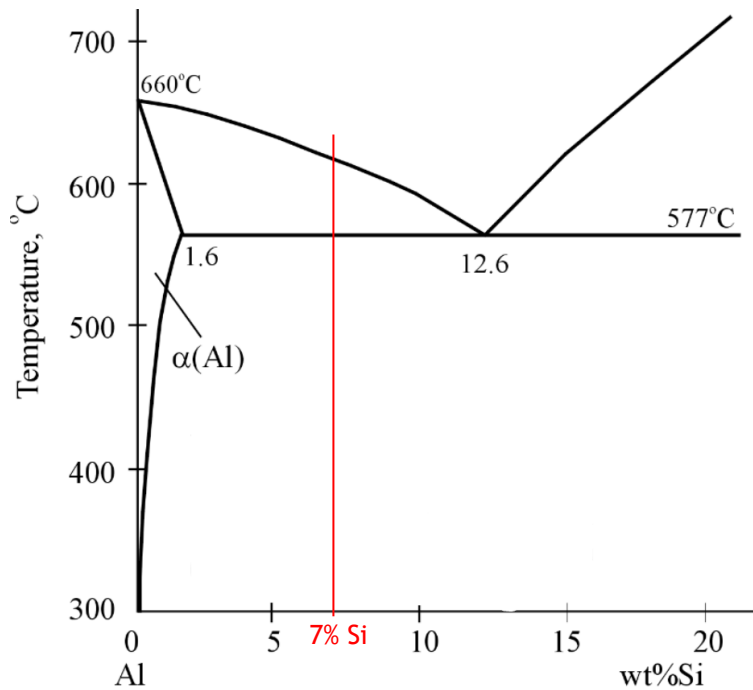


Figura 2 - Diagrama de equilíbrio Al-Si (Adaptado de [16])

A liga A365.0 é bastante utilizada na indústria automóvel, aeronáutica, marinha e química, dando forma a produtos como peças de bombas, jantes automóveis, jantes aeronáuticas, corpo de válvulas, peças de máquinas, caixas de engrenagem, carcaças de eixo e cárteres [7], devido a proporcionarem alta confiabilidade dada a sua elevada ductilidade, resistência mecânica e resistência à corrosão, após tratamento térmico [17]. Algumas das suas propriedades físicas, químicas e mecânicas obtidas após fundida podem ser analisadas na tabela 2:

Tabela 2 - Propriedades físicas, químicas e mecânicas da liga A356.0 - F, obtido por moldação em areia (Adaptado de [7])

A356.0 - F	ρ (kg/dm ³)	T. Fusão (°C)	R _{p0,2} (MPa)	R _m (MPa)	A (%)	Dureza (HB)
	2,7	560 - 610	83	159	2	60

Apesar das suas propriedades mecânicas em bruto de fundição se apresentarem baixas, esta liga pode ser tratada termicamente (T5, T6 ou T7), sendo o tratamento térmico T6 o mais frequente [18]. Na tabela 3, podemos observar as propriedades mecânicas da liga A356.0 - T6:

Tabela 3 - Propriedades mecânicas da liga A356.0 - T6, obtida por moldação em areia (Adaptado de [7])

A356.0 - T6	R _{p0,2} (MPa)	R _m (MPa)	A (%)	Dureza (HB)
	207	278	6	80

O endurecimento da liga através do tratamento térmico só é possível dado à concentração de magnésio presente na liga, que provoca a formação dos precipitados intermetálicos Mg_2Si [13].

2.1.2. ELEMENTOS DE LIGA

Silício - O silício, quando adicionado às ligas de alumínio, tem um efeito notável na melhoria das características de fundição. Este elemento aumenta consideravelmente a fluidez, a resistência à fissuração a quente e facilita a alimentação do fundido. Geralmente é utilizado com percentagens de 5 a 7% para moldação em areia, 7 a 9% para coquilha e 8 a 12% para fundição injetada. As adições do silício, são também acompanhadas por uma redução de densidade, da contração e do coeficiente de expansão térmica [7].

Magnésio - A adição de magnésio ao Alumínio aumenta a resistência mecânica e a dureza da liga, sem comprometer a ductilidade. É geralmente usado em ligas complexas de Al-Si, podendo estar ainda associado a cobre níquel e outros elementos. No tratamento térmico, além de permitir um aumento considerável das propriedades mecânicas, também pode formar precipitados (Mg_5Al_3 ou Mg_5Al_8) que precipitam preferencialmente nas fronteiras de grão, como uma fase anódica que pode originar corrosão intergranular [7, 19].

Cobre - Melhora a resistência mecânica e dureza no bruto de fundição e após tratamento térmico. Em contrapartida, para além de geralmente reduzir a resistência à corrosão tornando a liga suscetível à corrosão sob tensão, também reduz a vazabilidade da liga [7].

Ferro - É normalmente considerado um elemento pernicioso que reage com o alumínio e outros elementos de liga criando uma elevada quantidade de fases insolúveis, como o $FeAl_3$, $FeMnAl_6$ e $\alpha AlFeSi$, sendo estes responsáveis por um aumento da resistência mecânica e à fissuração a elevadas temperaturas. Diminui a ductilidade, fluidez e a capacidade de alimentação da liga [7].

Manganês - É normalmente considerado uma impureza no grupo de ligas de vazamento, sendo constantemente controlado para níveis baixos. Este diminui a resistividade e aumenta a resistência em solução sólida ou como precipitado de fase intermetálica, sem alterar a resistência à corrosão. Quando o teor do elemento ferro encontra-se em concentrações elevadas, o manganês pode reagir com o mesmo, formando $Al_6(Mn,Fe)$ e $Al_{12}(Fe,Mn)Si$, levando à redução da ductilidade e resistência ao impacto [7, 19].

Zinco - Não apresenta benefício técnico quando adicionado só ao alumínio. Quando acompanhado pela adição de cobre e/ou magnésio, produz composições atraentes para a melhoria das propriedades mecânicas quando submetidas a tratamentos térmicos ou envelhecimento natural [7].

Titânio - A principal função deste elemento é de refinar a estrutura do grão alfa de alumínio nas ligas de alumínio vazado, muitas vezes acompanhado por pequenas adições de Boro. Este é frequentemente adicionado em concentrações maiores, que as necessárias para refinamento de grão, de forma a reduzir a tendência da criação e propagação de fissuras a quente [7, 19].

Boro - Combina-se com outros metais para formar Boretos, como o Al_2 e o TiB_2 . Pode ser usado só para refinamento de grão, mas quando ligado ao titânio, promove locais de nucleação mais estáveis para interação com fases ativas no refinamento de grão, tornando-se mais efetivo [19].

2.1.3. TRATAMENTO TÉRMICO T6

O tratamento térmico mais frequente da liga A356.0, é o T6, sendo este a conjugação duma solubilização a alta temperatura, seguida da tempera e envelhecimento artificial [13]. Como visto anteriormente, este serve para potenciar o desempenho da liga, com o objetivo de [7]:

- Uniformizar a dureza;
- Proporcionar as propriedades mecânicas desejadas para certa aplicação;
- Estabilizar microestrutura;
- Garantir estabilidade dimensional em função do tempo, nas condições de serviço;
- Aliviar tensões residuais induzidas pela fundição, solubilização ou outras operações;

Para cumprir com estes objetivos, o ciclo térmico do tratamento térmico vai depender de vários fatores [7]. O ciclo térmico, para a realização do tratamento térmico T6 (sendo este o mais utilizado na indústria), consiste na solubilização das peças, elevando as mesmas a uma temperatura próxima da temperatura eutética da liga, durante um tempo de estágio suficiente para homogeneizar a microestrutura e dissolver compostos endurecedores, que se possam ter formado aquando o arrefecimento da peça fundida [7, 13]. Normalmente, esta etapa é efetuada com estágios de 400 - 560 °C durante 4 - 12 horas, sendo o mais comum para a liga A356.0, o uso da temperatura de 540 °C e tempos de 6 horas [20]. Seguidamente, as peças são rapidamente arrefecidas em água, sendo por último, submetidas a um envelhecimento artificial com uma temperatura relativamente mais baixa de forma a provocar a precipitação [7, 13]. A etapa de envelhecimento, para o tratamento térmico T6 da liga A356.0, tem por norma a realização do mesmo no intervalo de tempo abaixo das 24 horas após a têmpera, uma vez que a liga responde de imediato à precipitação natural, o que poderá influenciar as propriedades mecânicas finais levando a uma combinação de tratamento térmico T4 + T6 [7, 21].

A realização do envelhecimento utiliza estágios de 150 - 200 °C durante 2 a 20h (dependendo do tipo de características mecânicas que se pretendem), sendo o mais comum para a liga A356.0, o uso de temperaturas próximas de 155 °C e tempos de estágio de 2 a 5 horas. Na figura 3 pode-se observar um ciclo característico das condições de tratamento térmico T6.

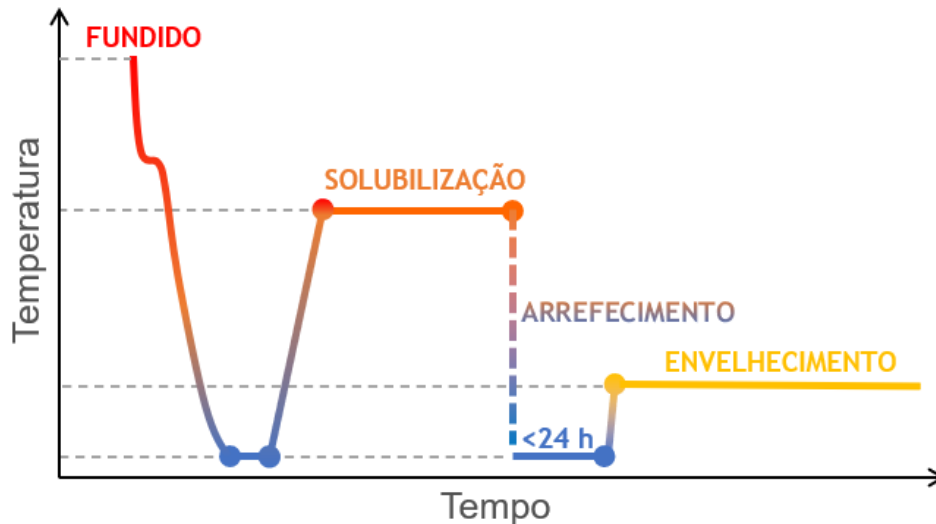


Figura 3 - Sequência de realização do Tratamento Térmico T6

Em suma, a solubilização tem por objetivo dissolver as partículas e compostos intermetálicos, uniformizando a composição de microestrutura e modificando a morfologia do silício eutético [20].

Acima da temperatura eutética, a solubilidade do magnésio é equivalente a 0,6% [22]. Sendo o teor de Mg na liga (0,25 a 0,45%), inferior ao da solubilidade máxima, vai permitir a que este seja totalmente dissolvido na matriz de alumínio [22]. Um aumento da temperatura de solubilização poderia reduzir o tempo de estágio, mas por sua vez, a distorção geométrica, após o arrefecimento rápido em água, seria mais prejudicial [20].

O arrefecimento rápido (têmpera) permite “congelar” esta estrutura homogeneizada, assegurando que as partículas Mg_2Si , fiquem retidas em solução sólida, sendo que quanto maior a taxa de arrefecimento, maior serão as propriedades mecânicas alcançadas [20]. Apesar de se obter o melhor desempenho da liga, tanto a temperatura da água como a temperatura de solubilização devem de ser controladas, uma vez que estas podem distorcer geometricamente a peça [20]. Outros fatores que podem ser tomados em consideração, de maneira a suavizar a distorção, são: os casos da agitação do meio de arrefecimento (para evitar arrefecimentos não uniformes), o controlo da direção de solidificação (a direção de arrefecimento deve de ser de baixo para cima) e a uniformização das espessuras da peça (evitando variações de espessura) [20].

O envelhecimento pode levar à precipitação das partículas de Mg_2Si , sob a forma de pequenos precipitados uniformemente distribuídos pela matriz [23]. Estes precipitados podem ser de ordem β'' (coerentes com a matriz), β' (semicoerentes com a matriz) ou β (incoerentes com a matriz), dependendo do tempo e temperatura do envelhecimento [13].

Como a etapa de envelhecimento é parte final do ciclo de tratamento térmico, deve de ser realizada abaixo da temperatura das lacunas de miscibilidade metastáveis, as chamadas zonas de Guinier-Preston, permitindo que a difusão ocorra mais rápido que o esperado e que os precipitados precipitem nessas zonas [7]. As zonas de Guinier-Preston, são também os locais que oferecem maior resistência aos movimentos das deslocações através da rede, e, portanto, oferecem uma melhoria das propriedades mecânicas da liga [7]. Os precipitados B'' e B' , são referentes ao estado sob envelhecido, sendo os precipitados B' associados ao pico das propriedades mecânicas que se conseguem atingir [24]. Já os precipitados B , correspondem ao sobre envelhecimento da liga, traduzindo-se num decair das propriedades mecânicas [24].

2.1.4. MICROESTRUTURA

As propriedades mecânicas da Liga A356.0, dependem da microestrutura (morfologia dendrítica da fase α -Al, das partículas de silício eutético e de outros intermetálicos presentes na liga) e dos defeitos que esta possa conter (como porosidades, rechupes e inclusões), sendo estes influenciados pelo processamento (constituição da carga, tratamentos ao banho, composição química, velocidade de arrefecimento nas temperaturas críticas, entre outras) [25].

Na sequência de solidificação das ligas de Al-Si, ocorrem dois estágios, sendo o primeiro a formação da estrutura dendrítica no alumínio e, posteriormente, a reação eutética [26].

A formação da estrutura dendrítica começa pela separação da fase primária de α -Al do banho, no decorrer da solidificação [27]. Esta nucleia à medida que a temperatura baixa, fazendo crescer a fase primária como um cristal sólido, obtendo uma morfologia dendrítica [27]. Esta estrutura dendrítica é avaliada pela distância entre os braços secundários das dendrites, sendo que quanto menor o espaçamento, melhor serão as propriedades de tensão de ruptura e à fadiga [27]. O melhoramento das propriedades mecânicas pode dever-se também à menor quantidade de defeitos (segregações, micro rechupes e porosidades de gás), provocados por um distanciamento mais próximo das dendrites [27].

A reação eutética desenrola-se logo após a formação da estrutura dendrítica, com o crescimento do silício eutético sendo esta acompanhada constantemente com a formação da fase α -Al. Estes cristais de silício apresentam uma estrutura cúbica de faces centradas, composta por vários tetraedros, e, à medida que estes crescem, fases de α -Al nucleiam e crescem sob a sua superfície [28].

Quando a liga é vazada, sem modificadores do silício eutético, esses cristais crescem com uma alternância divergente e convergente, sob a forma de agulhas, formando estruturas espessas espacialmente conectadas, sem distribuição irregular na matriz de

alumínio [28], conforme apresentada na figura 4. Contudo, dado a formação/engrossamento das dendrites de α -Al primário e à morfologia do silício eutético em forma de agulha, as propriedades mecânicas da liga são afetadas [13].

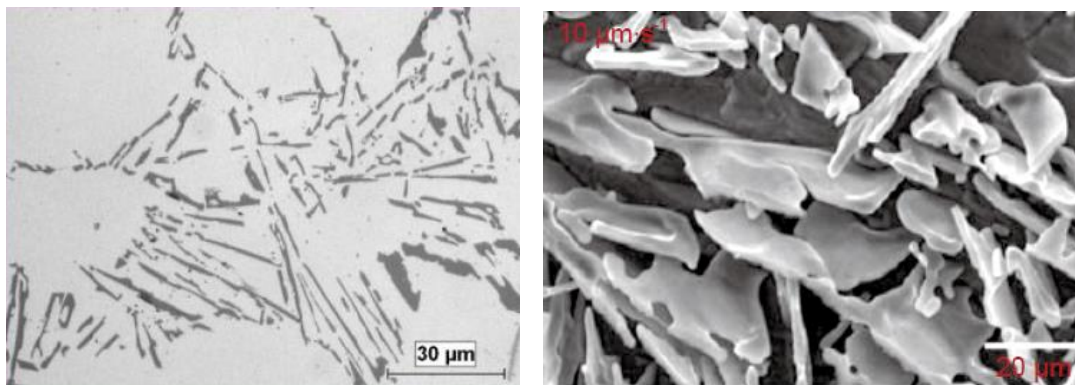


Figura 4 - Microestrutura da liga A356.0 sem agentes modificadores, à esquerda - microscopia ótica, à direita - SEM (adaptado de [28, 29])

Com o uso de agentes modificadores, como o Sr (Estrôncio) ou Na (Sódio), vai levar a que estes adsorvam na frente do crescimento do cristal de silício, afetando o crescimento das partículas eutéticas de Si durante solidificação e retardando o crescimento facetado do Si eutético sobre a fase α -Al [22]. Esta estrutura apresenta uma morfologia em forma de coral, fibrosa e com várias ramificações, como se pode observar pela figura 5, que proporcionam à estrutura uma otimização das propriedades mecânicas do material [22].

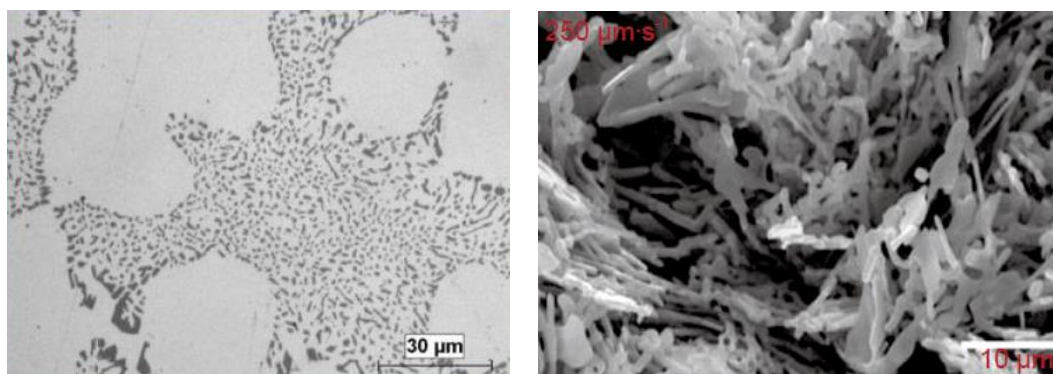


Figura 5 - Microestrutura da liga A356.0 com agentes modificadores Sr, à esquerda - microscopia ótica, à direita - SEM (adaptado de [28, 29])

O efeito de tratamento térmico de solubilização, tem como função dois aspetos a nível de microestrutura, (1) o de dissolver o Mg e o Si na matriz de alumínio, e (2) permite a “modificação térmica” do silício eutético [22]. Com o aumento do tempo ou temperatura de solubilização ocorre o aumento da área média, comprimento e circularidade das ramificações de silício, tornando a microestrutura com uma morfologia equivalente à de uma estrutura com agentes de modificação, como se pode observar na figura 6, e por consequência, melhora as propriedades mecânicas da liga [22].

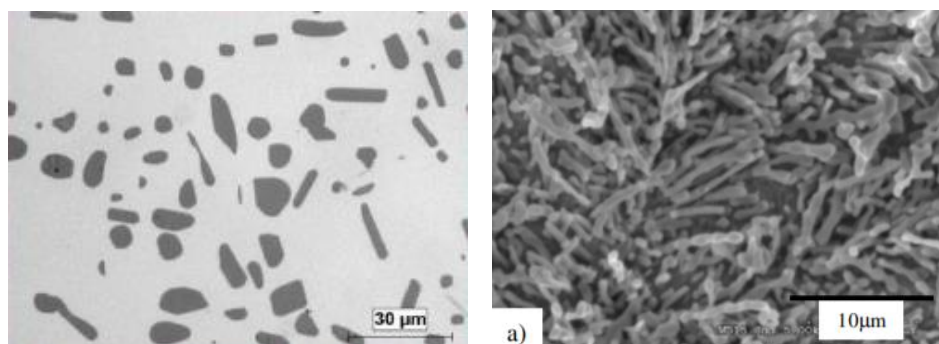


Figura 6 - Microestrutura da liga A356.0 após tratamento térmico de solubilização, à esquerda - microscopia ótica, à direita - SEM (adaptado de [22, 30])

Uma vez que no envelhecimento, a liga passou primeiro por uma solubilização, o silício eutético adquire a morfologia fibrosa e arredondada como observado na figura 6 [31]. No envelhecimento, o aumento da temperatura acima dos 150°C, pode contribuir para a formação de precipitados (Mg_2Si) dispersamente espalhados pela matriz, apresentando uma morfologia acicular [31], como se pode observar na figura 7 à direita, e estes podem crescer à medida que o tempo de estágio aumenta. Estes precipitados são muito finos, na ordem dos nanômetros, e por isso necessitam de técnicas, como Microscopia de varrimento eletrônica ou Espectroscopia de raios X, de forma a visualizar os precipitados.

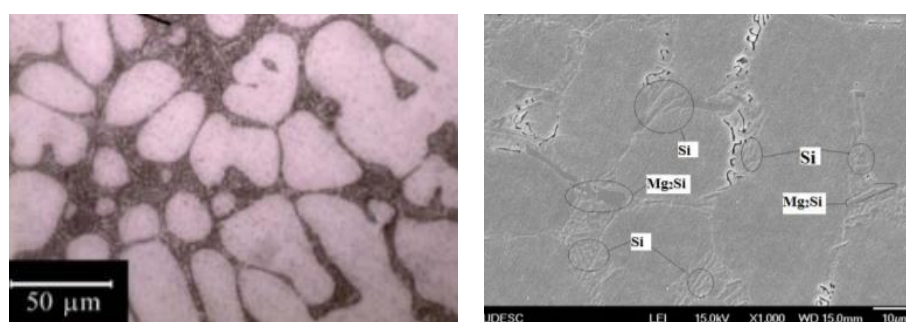


Figura 7 - Microestrutura da liga A356.0 após envelhecimento, à esquerda - microscopia ótica, à direita - EDS (adaptado de [31])

2.2. SOFTWARE DE SIMULAÇÃO PROCAST

A utilização de softwares de simulação, na indústria de fundição, tem tido um impacto bastante significativo no desenvolvimento do produto de fundição [32]. Estes possibilitam às empresas, de todos os tamanhos, a vantagem competitiva de forma a otimizar o processo de produção, I&D (pesquisa e desenvolvimento) e marketing [32]. Pelos motivos referidos, os softwares de simulação tem-se tornado largamente utilizados por este sector industrial, sendo uma ferramenta do dia a dia e deixando de parte a opinião do software de simulação ser uma ferramenta de luxo [33].

O ProCAST é uma ferramenta avançada e completa, resultando da colaboração, de há mais de 25 anos, de instituições industriais e parceiros académicos espalhados por todo o mundo [34]. Este disponibiliza um amplo conjunto de módulos e ferramentas para auxílio

da indústria de fundição de forma a validar e tomar decisões durante o projeto protótipo, possibilitando antecipadamente a otimização da geometria da peça ou até mesmo a otimização dos parâmetros de fundição [34]. O ProCAST funciona com base na tecnologia do método de elementos finitos (FEM), permitindo deste modo, o cálculo computacional dos diferentes módulos que oferece [34, 35]. Esses módulos, podem ser divididos por defeitos de fundição (envolvendo os módulos de solidificação, enchimento, stress e metalurgia) e por processos de fundição (fundição por gravidade, alta ou baixa pressão, centrifugação, sopro de macho, entre outros), sendo os dois relacionados no estudo [34, 36].

A utilização do ProCAST, requerer o uso de um software de modelação 3D de forma a possibilitar/facilitar a criação do modelo, e incorporação dos restantes componentes de auxílio à produção da peça, (como o sistema de gitagem, alimentadores, respiros, arrefecedores, entre outros) que posteriormente será importado e lido pelo software em formato IGS ou STL [34, 37]. Esse modelo importado para o software passará por uma definição de malha, através da ferramenta “*Visual-Mesh*”, que fará a leitura e a correspondência entre as superfícies do modelo CAD e as operações de malhamento, gerando sob a superfície do modelo, elementos celulares triangulares 2D pelo método de elementos finitos [34, 36, 37]. Nesta fase do processo são estabelecidos o tamanho dos elementos celulares, assim como a criação da moldação envolvente. Por último converte-se a malha 2D, gerada à superfície da peça, em malha 3D, com a conversão da malha triangular em tetraédrica. Na figura 8, é possível observar a geometria adotada em cada operação de malhamento.

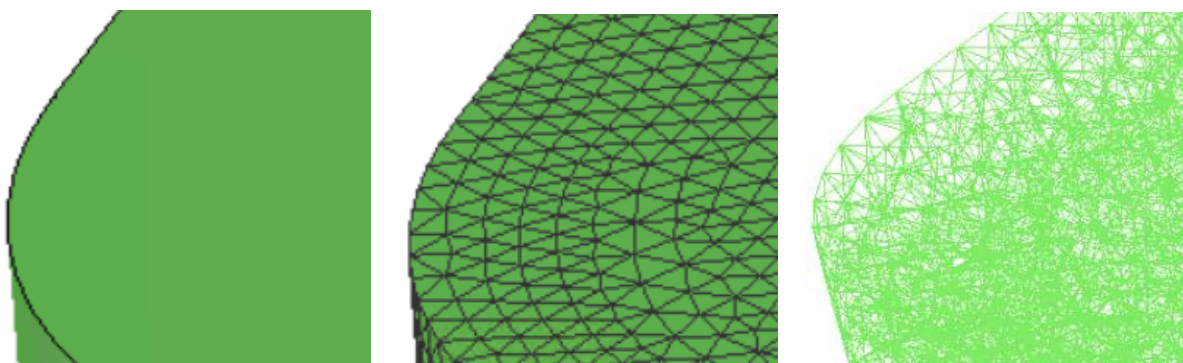


Figura 8 - Superfície da peça sem malhamento, à esquerda, Superfície com malhamento de elementos triangulares 2D sob a superfície do modelo 3D, no meio, elementos tetraédricos gerados no volume do modelo 3D, à direita (adaptado de [38])

O método de elementos finitos, é o método de cálculo computacional utilizado pelo software, que corresponde à formulação do método de Bubnov-Galerkin, e funciona em duas etapas [39]. A primeira etapa resume-se à obtenção das equações do método de elementos finitos, e a segunda à resolução do respetivo sistema de equações [39]. Este permite a obtenção de soluções aproximadas de problemas, através da formação de troços correspondentes a sub-regiões, com uma configuração geométrica simples, como triângulos, quadrados, hexágonos entre outras formas [39]. Estas sub-regiões vão gerar pequenas regiões, através da divisão do modelo em partes, para que a geometria possa ser analisada de forma largamente independente de todas as outras regiões, o que

possibilita/facilita o cálculo computacional geométrico diminuindo também o erro associado [39].

Após geradas as malhas, com a ferramenta “*Visual-Mesh*”, estes são transferidos para a ferramenta “*Visual-Cast*”, sendo esta a etapa da definição dos parâmetros para o estudo que se pretende obter (solidificação, enchimento, stress e metalurgia) [34, 40]. Nesta fase do processo de simulação, o módulo de solidificação pode ser já calculado, para geometrias simples como alimentadores. É nesta fase também que se começa por definir a direção da gravidade do vazamento, o fluxo de trabalho (vazamento por gravidade, modelo de cera perdida, alta ou baixa pressão, centrifugação), a parametrização dos volumes gerados pela etapa anterior (como a atribuição da liga metálica para o cacho, o tipo de material utilizado como moldação, o material isotérmico/exotérmico para camisas de alimentação entre outros parâmetros numéricos), temperaturas iniciais, temperaturas de vazamento e percentagens de preenchimento dos sólidos [34, 40]. Após atribuição dos parâmetros físicos aos volumes, criam-se e aplicam-se as condições térmicas para as diferentes regiões, define-se a velocidade/tempo de enchimento (podendo ser parametrizado em função da colher de vazamento no caso da fundição por gravidade), os parâmetros de alimentação (limites de alimentação interdendrítica, critério *Niyama*) e o tipo de resultados que pretendemos obter (módulos, tratamento térmicos, arrefecimento dentro de moldação, entre outros) [40].

Por último, e de forma a obter os resultados do estudo efetuado, o ProCAST incorpora a ferramenta “*Visual-Viewer*”, para que os dados simulados possam ser analisados, através da geração de relatórios personalizados [34]. Estes relatórios, permitem o reconhecer das zonas críticas e de maior tendência à ocorrência de defeitos, assim como a previsão das propriedades mecânicas obtidas após tratamento térmico. O cálculo de tratamento térmico, é resultante da microestrutura inicial obtida após simulação do fundido, da tensão de limite elástico “*As Cast*” e dos parâmetros utilizados para o tratamento térmico, como a temperatura, para solubilização (ferramenta “*Precipitation*”) e temperatura e tempo de estágio do envelhecimento (ferramenta “*Cristal Advisor*”).

2.2.1. ENCHIMENTO E SOLIDIFICAÇÃO

Para o enchimento e solidificação, o ProCAST incorpora dois *solvers*, um de fluxo e outro térmico, que, através da geometria previamente fornecida pelo método de elementos finitos, permite prever virtualmente os acontecimentos dentro do molde [36]. O *solver* de fluxo realiza cálculos descritos pela equação de “*Navier Stokes*”, podendo interagir com a análise térmica e de tensão [36]. Com o mesmo, as previsões podem ser:

- Erosão de areia e turbulências;
- Aprisionamentos de ar e formação óxido;
- Falta de enchimento;
- Turbulência de fluído;
- Inclusões e gases de machos;

O *solver* térmico permite o cálculo do fluxo de calor tendo em consideração a condução, convecção e radiação. Quanto à libertação de calor associada a transformações de fase, esta é descrita pela formulação de entalpia [36]. Com o *solver* térmico, as previsões podem ser:

- Pontos quentes e porosidades;
- Macro e microrrechupes;
- Otimização de arrefecimento e aquecimento (para moldes permanentes);

Nesta etapa de estudo, os dados mais importantes a considerar são: o cálculo do módulo térmico, a velocidade de enchimento, direção do fluido na cavidade moldante, temperatura (associada à solidificação e enchimento), direção de solidificação e a porosidade.

O módulo térmico, é calculado pela fórmula do módulo térmico de *Chvorinov*, e permite a identificação dos pontos quentes (últimas zonas de solidificação) da peça projetada [41]. Os dados do módulo térmico, são fornecidos através de um diagrama térmico de cores e do valor do módulo (podendo ser fornecido em centímetros, no ProCAST), possibilitando deste modo distinguir quais as zonas críticas da peça [42, 43]. A obtenção do módulo térmico permite ainda que, previamente, os alimentadores sejam projetados com maior módulo que a zona a alimentar, de forma a minimizar os defeitos, como as porosidades, e garantir alimentações com passagens suaves [40]. Na figura 9, pode observar-se um exemplo de um estudo de módulos térmicos, já com os alimentadores sobre a peça.

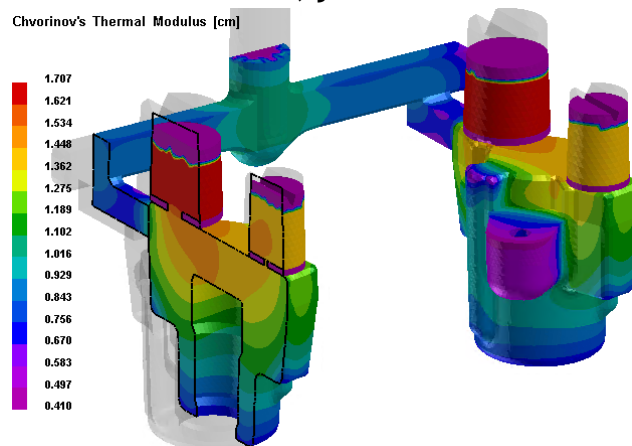


Figura 9 - Módulo térmico de um modelo com alimentação (Adaptado de [34])

O enchimento da peça permite prever se o sistema de gítagem é eficaz na entrega de metal ou até mesmo se existe alguma espessura crítica na peça que possa originar juntas frias (solidificação precoce do metal) [9, 44]. Também podem ser analisadas a direção de enchimento, temperatura e velocidade de entrada do metal, sendo que esta deve permitir à peça um enchimento laminar (abaixo dos 0,5 m/s) de forma a evitar a erosão das paredes de moldação, o aprisionamento de gases, a oxidação do metal líquido e o tempo de enchimento de forma a controlar o processo [1, 45]. Na figura 10 pode visualizar o resultado da velocidade de enchimento de uma peça.

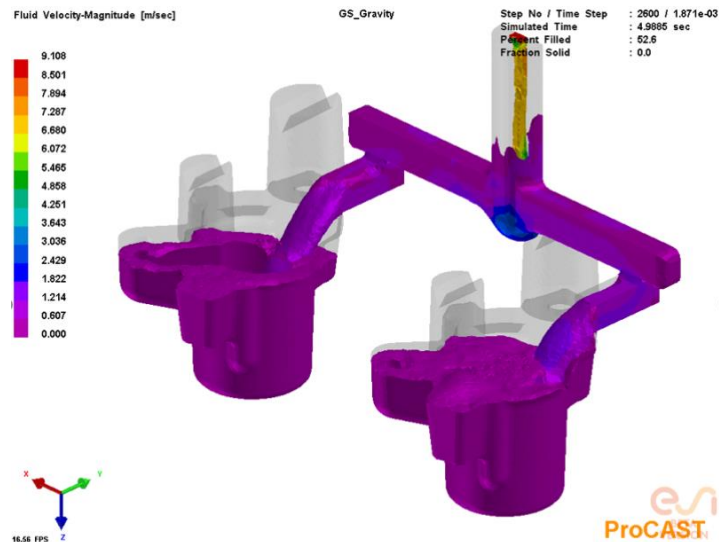


Figura 10 - Estudo de simulação da velocidade de enchimento de peça fundida [46]

A solidificação, permite prever se o sistema de alimentação é eficaz na compensação da contração metálica, à medida que o líquido solidifica [37]. Esta começa a solidificar nos pontos de menor módulo e à medida que a temperatura vai diminuindo, as trocas de calor entre o fundido e moldação vão aumentar, fazendo aumentar também a formação da fração sólida na peça [37]. Dado esse efeito, a velocidade de solidificação apresenta um aumento gradual da taxa de arrefecimento [37]. Diferentes espessuras, apresentam tempos diferentes até que ocorra a solidificação [40]. Os dados da solidificação são analisados através de diagramas de temperatura e percentagem de fração sólida num determinado momento, sendo a percentagem de fração sólida considerada acima de 0,7 ($S_f > 0,7$) do qual as porosidades de contração são geradas [41]. Na figura 11 podemos ver o comportamento ideal para uma solidificação virtual, onde a direção da solidificação ocorre, como se deseja, da peça para o alimentador. A vermelho, o metal encontra-se na sua fase líquida, a amarelo e cinzento o líquido encontra-se num estado liquido-pastoso e a transparente o metal já se encontra totalmente solidificado.

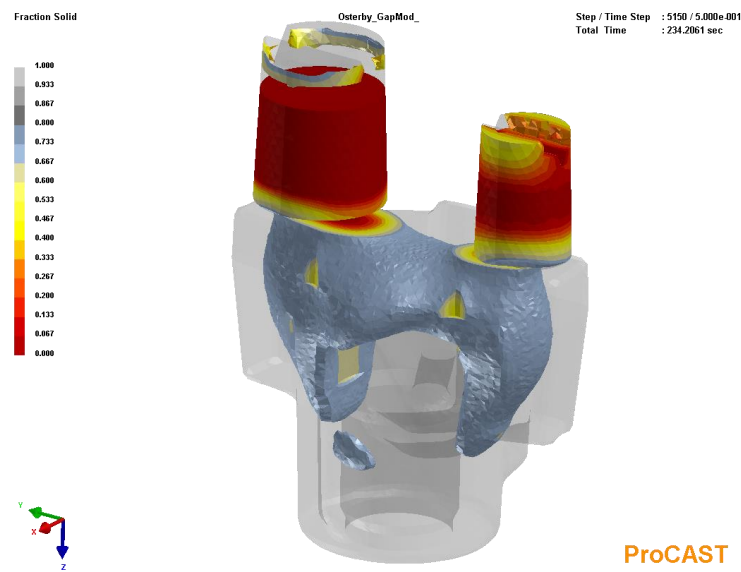


Figura 11 - Estudo de solidificação de peça fundida [46]

Como complemento à fase da solidificação, o solver térmico permite, a visualização de defeitos internos, como as macro e micro porosidades [34], através da visão virtual de “raio x” como se pode ver na figura 12. Estes defeitos são muito comuns na indústria da fundição, sendo estes atribuídos à insuficiente alimentação do metal líquido durante o arrefecimento e solidificação da peça, formando cavidades isoladas (macro porosidades), que se traduz posteriormente numa diminuição das propriedades mecânicas da peça [37].

Para cálculo da probabilidade da ocorrência de rechupe ($0 \leq N_y \leq 1$), o software permite o cálculo heurístico do *parâmetro dimensional de Niyama*, sendo este o índice da porosidade prevista para uma peça, através da fórmula $N_y = G/\sqrt{R}$, onde G representa o gradiente de temperaturas e R a velocidade de arrefecimento [41].

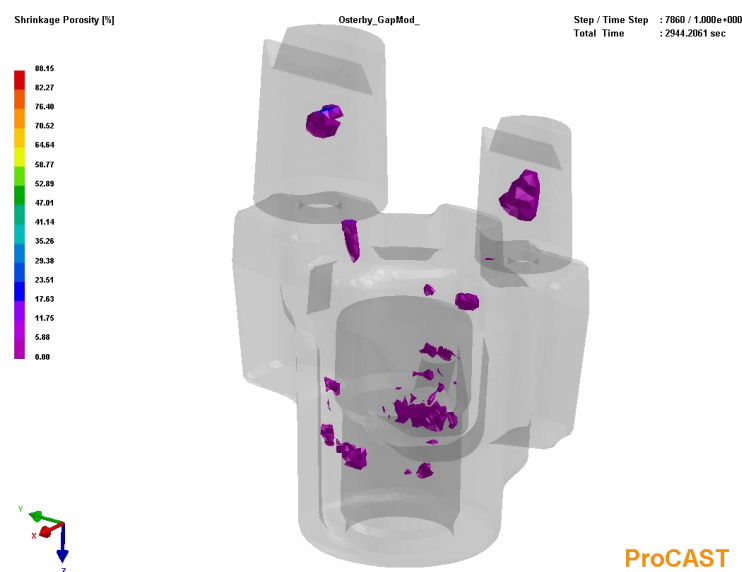


Figura 12 - Previsão "raio x" da porosidade de uma peça fundida [46]

Além dos critérios de micro/macro rechupes e Niyama, o ProCAST permite a previsão para as porosidades de gás, calculando com precisão a contração interdendrítica e contabilizando o volume de gás aprisionado. Este foi o primeiro software comercial a fornecer a previsão de rechupes e porosidades de gás com uma abordagem baseada na física, assim como a segregação de gás no tratamento térmico de solubilização [34].

2.2.2. MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS

A formação da microestrutura é um importante fenómeno que afeta as propriedades mecânicas do fundido [34, 47]. Pelo motivo referido, o ProCAST incorpora um *Solver* de microestrutura, que permite prever e caracterizar a evolução da mesma [34]. Este *Solver* calcula a evolução das diferentes fases e prevê a variação da densidade local, resultando em previsões mais realísticas de defeitos [34]. Com o cálculo das diferentes fases é possível prever, a fração volúmica, o tamanho e estrutura de grão, o espaçamento dos braços dendríticos, tensão de limite elástico, tensão de rutura, alongamento e dureza [34,

47]. Na figura 13, pode-se observar a comparação dos dados obtidos por simulação e por análise prática do espaçamento dos braços secundários das dendrites (SDAS) [48, 49].

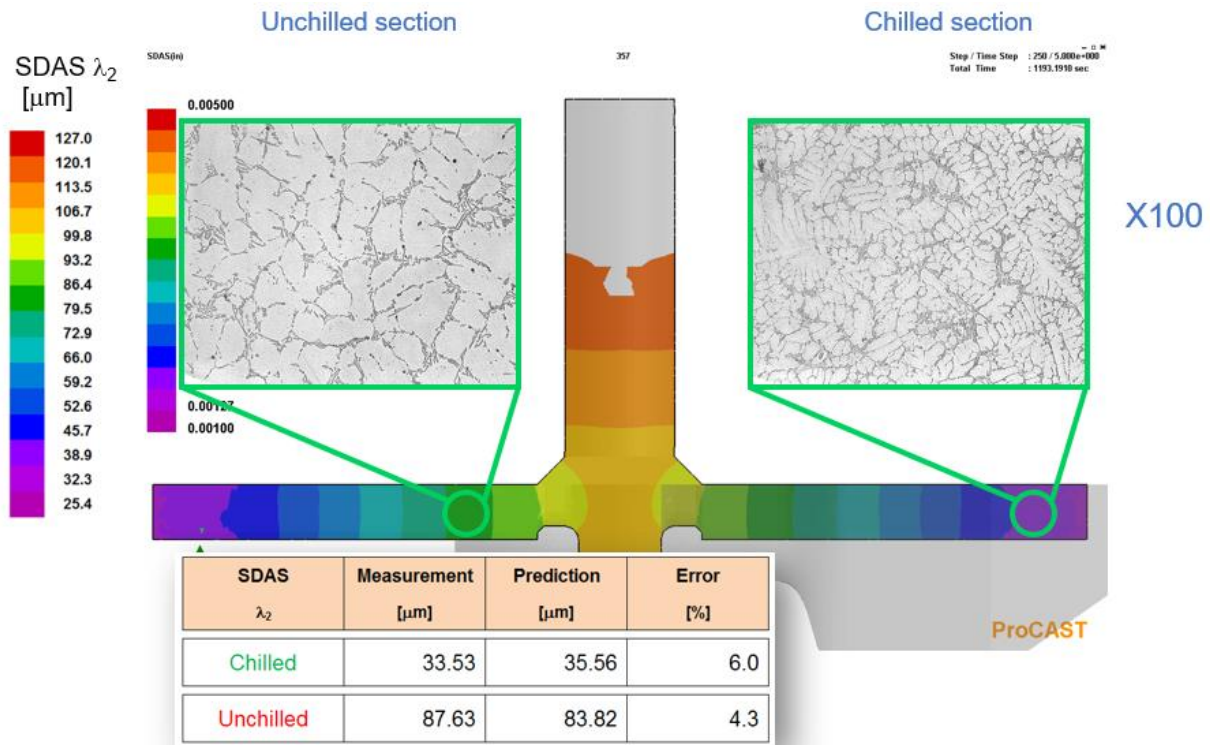


Figura 13 - Comparação da simulação com a prática, da medição dos SDAS (adaptado de [49])

O tamanho de grão é um dos componentes importantes para controlar e otimizar as condições do fundido, assim como na determinação das propriedades mecânicas [34]. O ProCAST calcula a estrutura de grão, incluindo as transições dos grãos colunares para equiaxiais, de qualquer liga dendrítica assim como o espaçamento lamelar eutético (distância média entre as lamelas eutéticas), permitindo o controlo das condições de solidificação [34, 50]. Este cálculo é referido como o módulo CAFE, dado à junção dos cálculos das células autónomas (CA) com os elementos finitos (FE), e permite controlar as condições de solidificação, gerando um único cristal ou estruturas de grãos direccionalmente solidificadas [34]. O tamanho de grão também é calculado em função da temperatura gerando um tamanho de grão fino, para velocidades de arrefecimento elevadas e o inverso para velocidades de arrefecimento lentas [37]. Na figura 14 pode observar-se o diagrama obtido por simulação, da previsão do tamanho de grão.

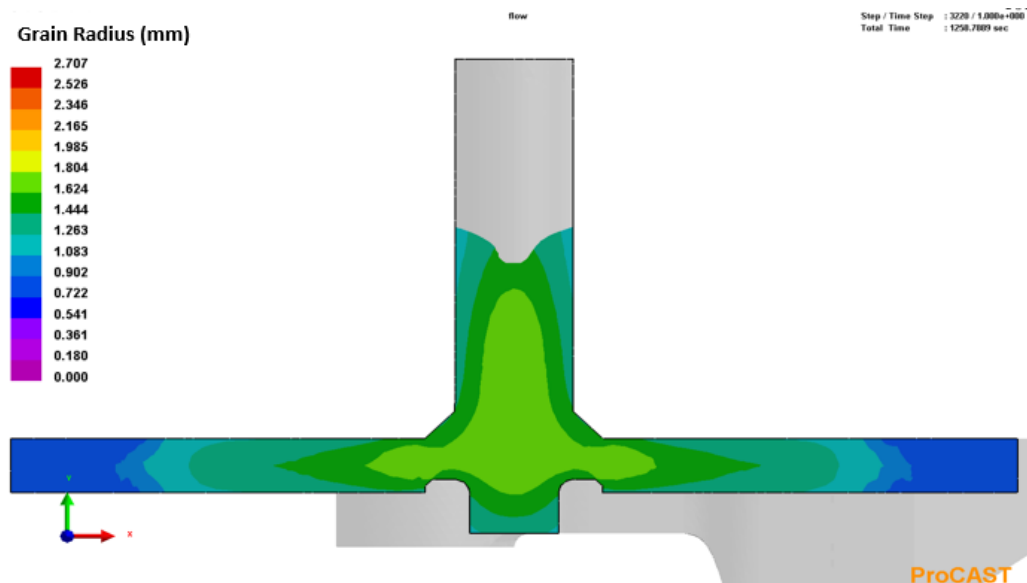


Figura 14 - Previsão do tamanho de grão [49]

Para cálculo das propriedades mecânicas (tensão de limite elástico, tensão de rutura, alongamento e dureza) do fundido à temperatura ambiente, o ProCAST realiza o cálculo com base na distribuição de fase primária e eutética, do espaçamento dos braços dendríticos secundários e do espaçamento lamelar eutético. Após o cálculo das propriedades mecânicas, estas são fornecidas através de um diagrama de cores, como se pode ver na figura 15, com a distribuição da tensão de limite elástico pelas diferentes zonas da peça.

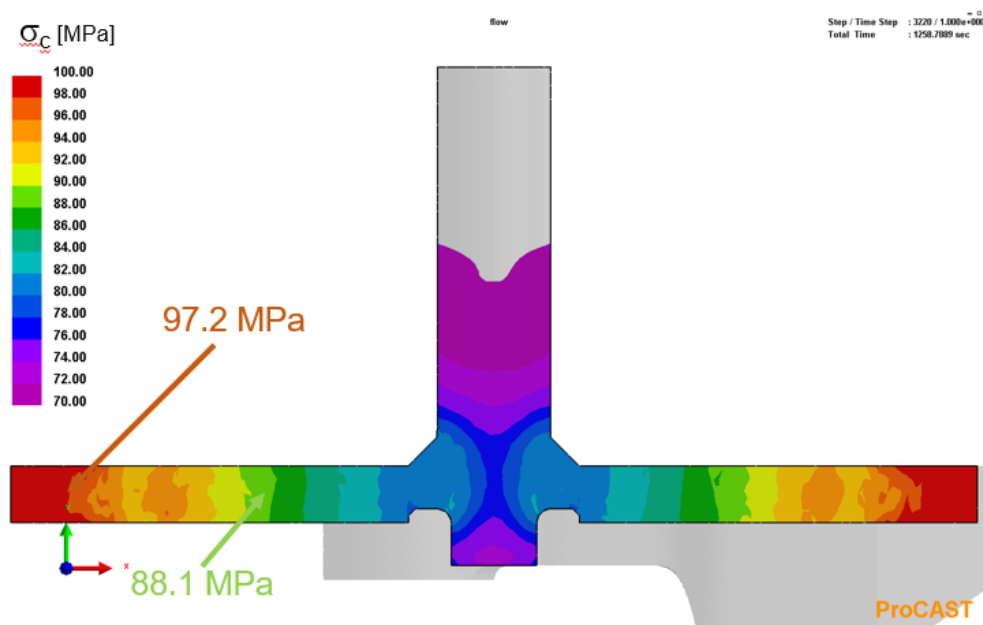


Figura 15 - Distribuição dos valores da tensão de limite elástico pela peça [49]

Esse resultado, da tensão de limite elástico (σ_c), é estimado pelo programa através das equações 1, 2 e 3, onde σ_0 depende da concentração média de cada elemento de liga, K_e é o coeficiente de Hall-Petch para a fase eutética, K_p o coeficiente de Hall-Petch para a fase primária, λ o espaçamento eutético, λ_2 o espaçamento dos braços secundários das

dendrites, f_e a fração volúmica da fase eutética, f_p a fração volúmica da fase primária [49].

$$f_p + f_e = 1 \quad (1)$$

$$\sigma_o = \Sigma k_j C_j^{2/3} \quad (2)$$

$$\sigma_c = f_p \left(\sigma_o + \frac{k_p}{\lambda_2^{1/2}} \right) + f_e \frac{k_e}{\lambda_1^{1/2}} \quad (3)$$

2.2.3. TRATAMENTOS TÉRMICOS

O módulo de tratamento térmico é composto por duas ferramentas de operação, sendo elas, o “*Precipitation*” e o “*Crystal advisor*”, possibilitando o estudo das ligas para os tratamentos térmicos T4, T6 e T7 [34]. A ferramenta “*Precipitation*”, foi desenvolvida para poder prever os resultados mecânicos de todas as ligas de alumínio vazadas (obtendo-se unicamente a tensão de limite elástico), enquanto o “*Crystal Advisor*” foi desenvolvido para as ligas mais comuns de alumínio vazado, nomeadamente as ligas A356.0 e A357.0 (obtendo-se a tensão de limite elástico, tensão de rutura, alongamento e dureza Brinell).

O módulo de tratamentos térmicos é um dos módulos mais recentes e inovadores disponibilizadas no software ProCAST [51]. Anteriormente, para a previsão dos resultados de tratamento térmico, eram necessários softwares de apoio (como DANTE, ABAQUS entre outros), onde numa primeira fase, o protótipo virtual era simulado em programas semelhantes ao ProCAST, e os ficheiros resultantes eram depois transferidos, passando por programas de conversão de malha, para os softwares de apoio [48, 52, 53]. Atualmente, todo o processo de simulação pode ser realizado unicamente neste software.

Desenvolvido em parceria com a empresa Rio Tinto Alcan, o ProCAST apresenta o módulo que possibilita o estudo e obtenção de resultados de tratamentos térmicos para previsão das características mecânicas e microestrutura das ligas de Al-Si, com base nos diagramas de Transformação-Tempo-Temperatura (TTT) e Transformação em Arrefecimento Contínuo (TAC) [34]. Este também permite prever as transformações que podem ocorrer quando a peça é submetida em trabalho a altas temperaturas ou mesmo quando existem fases do processo de produção capazes de provocar alteração na microestrutura, como por exemplo, a cozedura de alguns processos de pintura [49]. O cálculo efetuado pelo módulo, para a obtenção da tensão de limite elástico, baseia-se não só no tempo da formação da fase eutética e no espaçamento dos braços secundários das dendrites antes do tratamento térmico, mas também na variação dos parâmetros de tempo, temperatura de envelhecimento e no teor de magnésio na liga. As restantes propriedades mecânicas (tensão de rutura, alongamento e dureza Brinell) são depois fornecidos com base na tensão de limite elástico obtida após tratamento térmico [34, 49]. No esquema da figura 17, é apresentado a sequência alusiva à informação utilizada para o cálculo e as propriedades mecânicas possíveis de se obter.

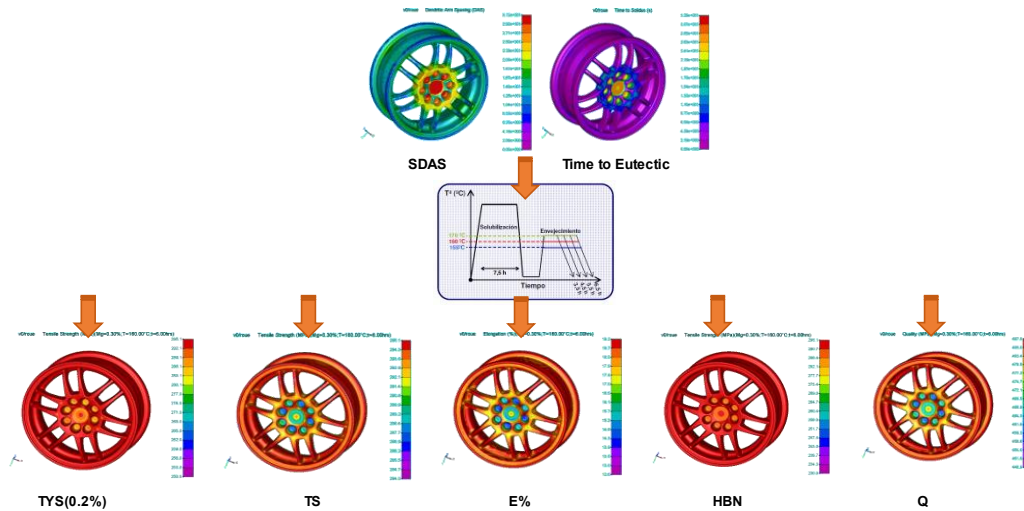


Figura 16 - Esquema para o cálculo e resultados que se pode obter (Adaptado de [47])

Para o cálculo da tensão de limite elástico após tratamento térmico (σ), o módulo de T.T. utiliza as equações 4 e 5, sendo σ_c a tensão de limite elástico calculado *as-cast*, σ_p a tensão provocada pelos precipitados, M o fator Taylor, G o módulo de corte da matriz de alumínio, B a constante (próxima de 0,5), b a magnitude do vetor burgers, R o tamanho médio da partícula, e f a força média necessária para atravessar o precipitado [49].

$$\sigma_p = \frac{M}{bR} (2\beta G b^2)^{-1/2} \sqrt{\frac{3f}{2\pi}} F^{3/2} \quad (4)$$

$$\sigma = \sigma_c + \sigma_p \quad (5)$$

$$I(t) = N_v Z \beta^* \exp\left[-\frac{\Delta G^*}{RT}\right] \exp\left(-\frac{\tau}{t}\right) \quad (6)$$

$$v = \frac{dR}{dt} = \frac{K}{R} \left(\frac{1}{R^*} - \frac{1}{R}\right) \quad (7)$$

$$\bar{R}^3 - \bar{R}_0^3 = \frac{4}{9} K t \quad (8)$$

Para o cálculo da evolução de precipitação no tratamento térmico, o mesmo módulo permite a previsão do volume das frações transformadas de nucleação, crescimento e engrossamento dos precipitados, utilizando as equações 6, 7 e 8 [49]. Apesar de permitir a previsão descrita, esta é apenas utilizada para o cálculo das propriedades mecânicas obtidas após tratamento térmico, não sendo possível obter a previsão de dispersão dos precipitados pela peça simulada [49]. A equação 6 representa a nucleação, sendo N_v o número de locais de nucleação por unidade de volume, Z o fator Zeldovich responsável pela decadência das partículas supercríticas, β^* a taxa de átomos de soluto que se agrupam nos núcleos críticos, t o tempo de incubação (horas), ΔG^* a energia de ativação para a nucleação [49]. A equação 7, é referente ao crescimento dos precipitados, sendo R o raio da partícula, R^* o raio crítico do núcleo e K o parâmetro da cinética que tem em consideração a diferença da concentração do soluto entre as fases α , β e a mobilidade química da matriz [49]. A equação 8, representa o engrossamento das partículas, sendo \bar{R} o raio médio das partículas num determinado tempo (t) e \bar{R}_0 o raio médio das partículas no conjunto das partículas engrossadas [49].

3. MATERIAIS E MÉTODOS EXPERIMENTAIS

O trabalho experimental, elaborado no âmbito do presente tema de dissertação, foi realizado nas instalações do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (DEMM), da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto (FEUP), recorrendo aos equipamentos disponíveis e necessários para a elaboração do mesmo. Devido à especificidade de alguns dos ensaios e materiais inerentes ao estudo, foi necessário recorrer a entidades externas para uso e fornecimento, tanto de equipamento como de materiais e serviços.

A dissertação foi planificada, com base no gráfico de Gantt, criando deste modo um fluxo de trabalho e prevenindo/evitando atrasos que pudessem surgir na realização das tarefas. Desta forma foi possível cumprir com os objetivos estipulados. As etapas realizadas, estão calendarizadas na figura 17. É de salientar que algumas das tarefas não puderam ser cumpridas conforme o planeamento, dada à situação pandémica atual ou a burocracias, o que dificultou a execução e acompanhamento de algumas das atividades, como por exemplo a formação, tendo esta sido estendida para a semana 13, o que atrasou todo o processo planeado dessa data para a frente, e a utilização dos laboratórios pois estes estavam restringidos a um número mínimo de pessoas. De certo modo, como estava planeado duas semanas para correção de ensaios que pudessem não correr como o esperado, o atraso atrás mencionado não teve grande impacto na entrega do documento.

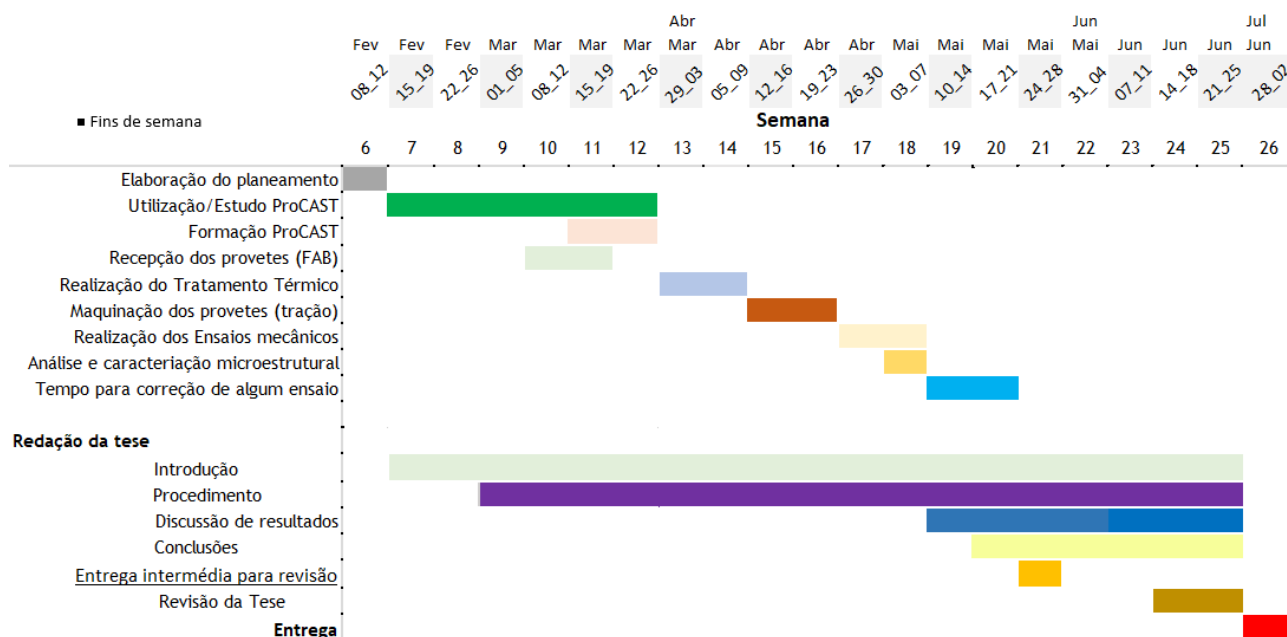


Figura 17 - Planificação das tarefas a realizar

3.1. MATÉRIA-PRIMA

A liga escolhida para o estudo foi a liga A356.0, também identificada como Al7Si0,3Mg. Esta escolha foi baseada em diversos fatores, sendo os mais relevantes, por ser uma liga

comumente utilizada na indústria de fundição com moldação em areia, e devido à sua grande aplicabilidade nas diversas áreas de engenharia, como abordado anteriormente no subcapítulo 2.1. A escolha adveio ainda do desenvolvimento específico de um módulo para previsão de resultados de microestrutura e tratamento térmico da empresa ESI em parceria com uma das maiores empresas de produção de alumínio, para a liga em assunto.

A matéria-prima utilizada para o estudo, foi atenciosamente preparada e fornecida pela empresa FAB - Fundição de Alumínios de Braga, assim como os seus dados de vazamento. A FAB é uma empresa no ramo da fundição de metais não ferrosos, criada e sediada em Braga, em 2017, para satisfazer a procura global de peças em alumínio produzidas por fundição por gravidade, tendo como novo mercado a indústria da mobilidade. Posto o referido, o material para o estudo, foi moldado em areia autosssecativa e vazado com a liga A356.0, utilizando lingotes de primeira fusão, à temperatura de vazamento de 715 °C com um tempo de vazamento de aproximadamente 3 segundos. Após desamoldação e granalhagem, o cacho obtido é apresentado na figura 18.

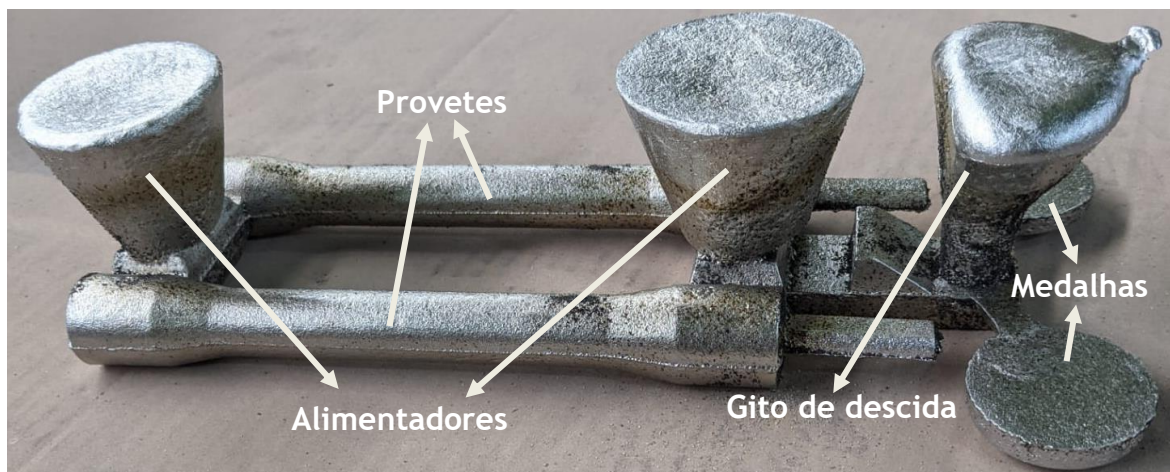


Figura 18 - Cacho fornecido pela FAB

Uma vez que os corpos de prova a utilizar são os provetes, para ensaios de tração, caracterização microestrutural e ensaios de dureza, estes foram separados do cacho, e fornecidos perfazendo um total de 12 provetes, sendo a sua dimensão em bruto apresentada na figura 19.

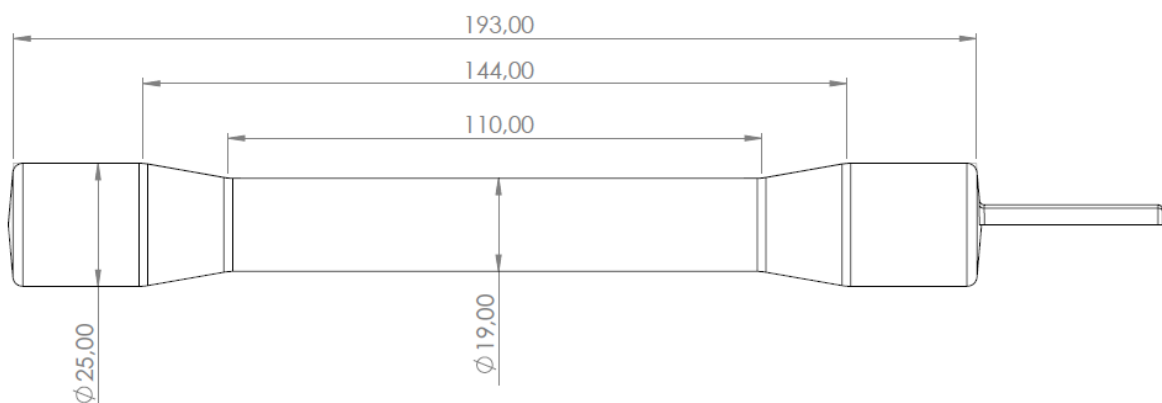


Figura 19 - Dimensões do corpo de prova (Provetes em bruto de fundição)

A composição química da liga vazada, foi também fornecida pela FAB, sendo obtida por espectroscopia de emissão ótica e apresentada na tabela 4. As linhas Min e Max representam os limites inferiores e superiores admissíveis para a liga, a linha Rep a composição real obtida, e o elemento Alumínio não está em análise pois este é balanceado consoante a composição química obtida. Apesar da baixa concentração de modificadores do eutético, apenas o sódio foi previamente adicionado na elaboração do banho à concentração de 0,02 %, pelo que a concentração de estrôncio pode dever-se a alguma impureza encontrada na amostra recolhida para análise química.

Tabela 4 - Composição química da liga A356.0, obtida por espectroscopia de emissão ótica, fornecida pela FAB

(%)	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Sn	Pb	Ti	Na	Sr
Min	6,50	--	--	--	0,25	--	--	--	--	--	--
Rep	6,87	0,12	0,01	0,004	0,32	0,06	0,005	0,06	0,13	0,0001	0,0001
Max	7,50	0,20	0,05	0,100	0,45	0,07	0,050	--	0,25	--	--

3.2. MODELAÇÃO DO CACHO

A fase seguinte resumiu-se à engenharia inversa do cacho. Nesta etapa, e com o auxílio do software SolidWorks, realizou-se a modelação 3D utilizando as medidas do cacho já produzido. Este foi preparado para ser transferido para o ProCAST, evitando deste modo passos complexos no programa. A sua preparação consistiu na divisão de volumes, separando-o pelos seguintes componentes: Provetes (cinzento), Medalhas (amarelo) e Sistema de gitagem e Alimentação (Verde), como se pode observar na figura 20. Todos os componentes do cacho, mesmo não estando em análise no presente documento, tiveram que ser modelados para que todos os cálculos efetuados pelo ProCAST sejam os mais aproximados da realidade. Por último, este foi guardado em formato IGS para ser lido pelo software.

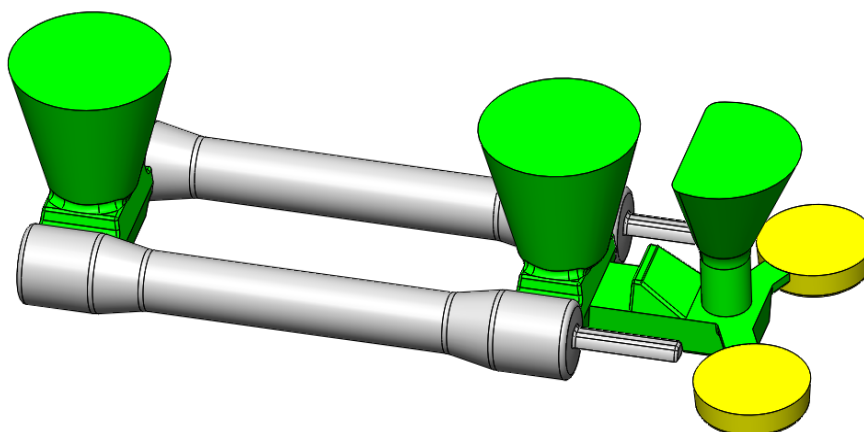


Figura 20 - Modelo 3D com representação dos diversos componentes, modelado em SolidWorks

3.3. SIMULAÇÃO PROCAST

A versão ProCAST utilizada para os estudos de previsão de resultados foi a versão V13.5.2 de 2018 sendo esta a versão fornecida e utilizada no departamento até ao momento. Os *solvers*, que possibilitaram a realização do estudo, e que foram atenciosamente e gratuitamente disponibilizados pela ESI em parceria com a AYS, foram os *solvers* de fluxo, térmico, microestrutura e tratamento térmico. Além dos referidos, foi ainda facultado o *solver* “*Computherm*” para possibilitar o cálculo e criação da liga em análise.

3.3.1. VISUAL-MESH

No Visual-Mesh, após abrir o ficheiro preparado inicialmente pelo Solidworks em formato IGS, foram estabelecidas as dimensões da moldação em areia (400x200x120 mm), de acordo com o praticado, e foram definidas as interfaces entre componentes, para que na ferramenta Visual-Cast sejam atribuídas as diferentes condições de interface. Posteriormente, procedeu-se ao malhamento do conjunto de moldação com a atribuição dos tamanhos de células 2D sob a superfície dos diferentes componentes.

Como a moldação é um componente meramente utilizado para criar as condições de transferência de calor entre o cacho e o ambiente exterior, foi-lhe atribuído o tamanho de células dado por defeito, 10 mm de tamanho. Aos corpos de prova, uma vez que pretendemos obter resultados com maior fiabilidade, a malha foi refinada, de forma a obter um tamanho celular de 2 mm. Quanto ao sistema de gitagem e alimentação, foi atribuída um tamanho de malha intermédio para a transição da malha ser suave, evitando deste modo erros na geração de malha, com 5 mm de tamanho. Na figura 21 está representado o corte da moldação, de forma a verificar a diferença no tamanho de malha 2D sob as superfícies dos componentes.

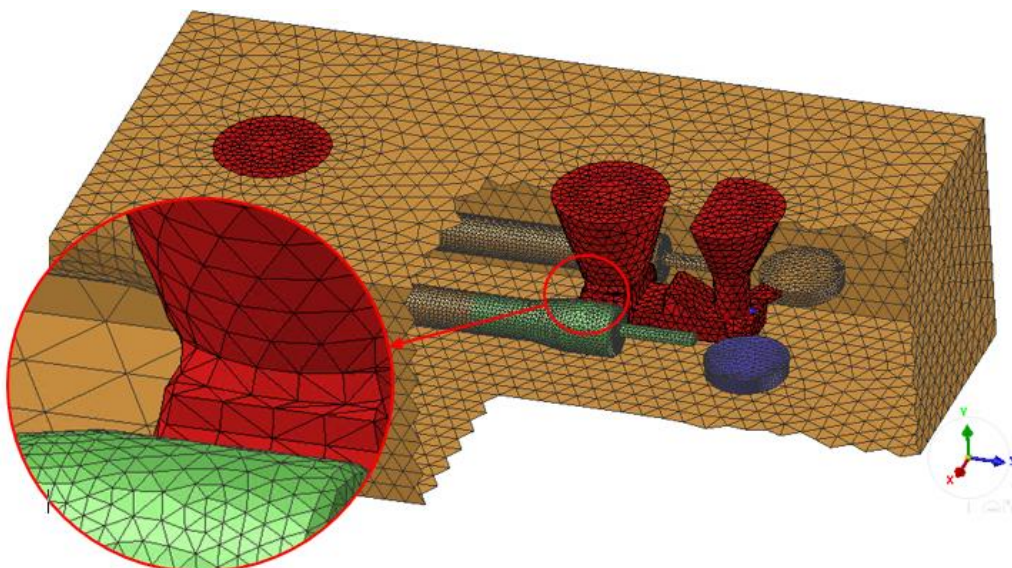


Figura 21 - Malha 2D gerada sobre a superfície do 3D importado

Após a malha 2D gerada (27885 células 2D), inspecionou-se as zonas de menor secção dos componentes, de forma visual, para assegurar que todos eles obtinham no mínimo 3 células por zona fina, e verificou-se o malhamento gerado, através da ferramenta “Check Surface Mesh”, para comprovar o correto malhamento sob a sua superfície. Como se pode verificar na figura 22, o malhamento ocorreu sem erros associados, sendo visível a zona mais fina de todo o conjunto de componentes com mais que 3 células.

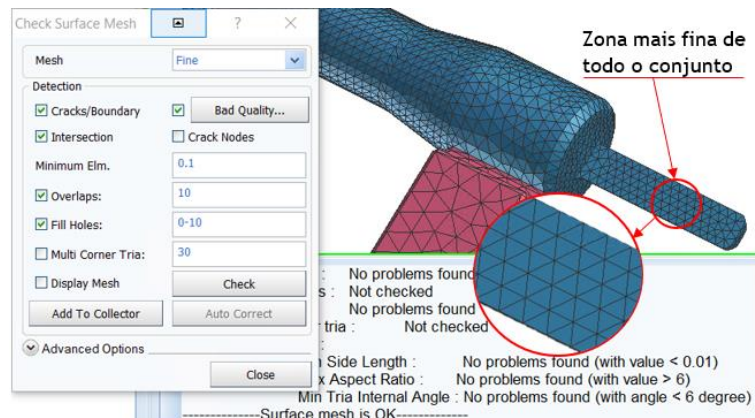


Figura 22 - Verificação da malha e número de células por zona fina

Com a etapa de verificação realizada, e sem erros, procedeu-se à geração da malha 3D (568728 células 3D), sendo esta gerada através da ligação espacial entre os elementos 2D gerados anteriormente sob as superfícies. Na figura 23 podemos observar os elementos tetraédricos 3D gerados, onde os elementos da moldação são visivelmente maiores e se vão refinando de encontro aos elementos do cacho que contem um tamanho de célula menor, adquirindo uma transição suave.

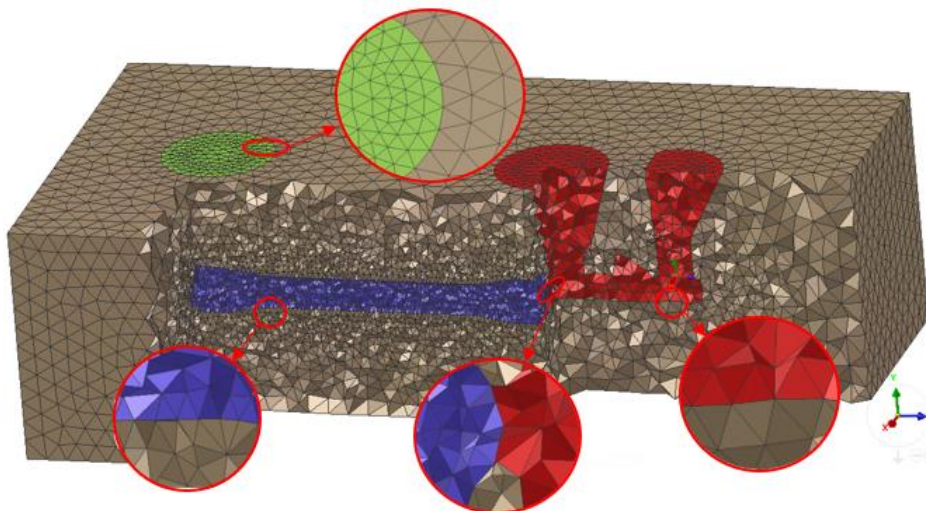


Figura 23 - Malhamento 3D gerado pela interseção espacial dos elementos 2D anteriormente gerados

Por último, realizou-se nova validação da malha, através da ferramenta “Element Quality” para as células tetraédricas, com o mesmo objetivo que a verificação 2D, podendo posteriormente passar para o “Visual-Cast”.

3.3.2. VISUAL-CAST

Apesar do principal objetivo do presente trabalho ser a previsão dos resultados de tratamento térmico, o estudo de enchimento e solidificação tiveram que ser realizados, de forma a obter a previsão das características físicas e químicas no estado “As Cast” antes da realização do cálculo do tratamento térmico. É importante lembrar que os dados utilizados na parametrização do software foram recolhidos aquando do processo de produção dos provetes, pela FAB, de forma a reduzir variações nos resultados obtidos. Já os dados de parametrização de simulação foram aconselhados por parte da equipa de suporte do software AYS, dada à experiência de resultados obtidos industrialmente.

Posto o referido, começou-se por definir a direção da gravidade e a atribuição dos diferentes materiais aos diversos componentes, assim como a sua percentagem de enchimento inicial e temperatura ambiente, como se pode observar na figura 24. A liga “A356_chispa” no ProCAST foi criada e calculada consoante a composição química fornecida pela FAB, representada na tabela 4 do subcapítulo 3.1.

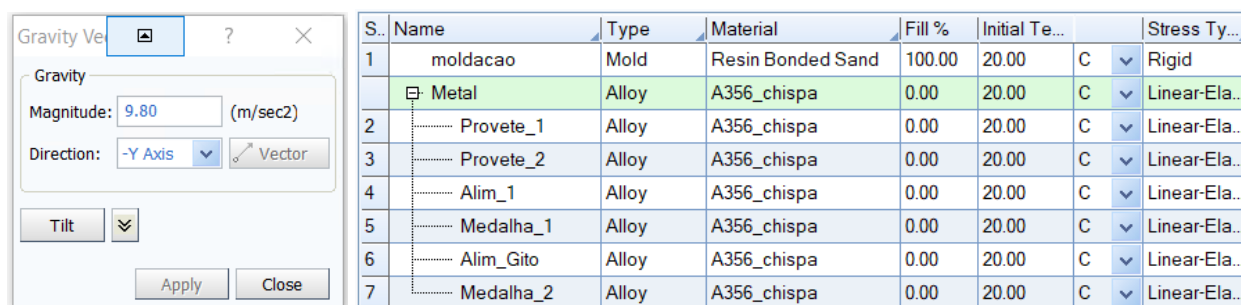


Figura 24 - Definição da gravidade, material e condições iniciais dos componentes (Enchimento e solidificação)

Com os materiais e condições de temperatura definidos, procedeu-se à atribuição das condições de permutas térmicas e de enchimento, como observado na figura 25. Nesta etapa, tanto para a moldação como para o metal vazado, foram definidas trocas térmicas em contacto com o ar a 20 °C, sendo estas denominadas como “Heat_1” e Heat_2”.

S..	Name	Type	Entity	Boundary Cond.	Area(Sq. mm)
1	Heat_1	Heat	EXT_moldacao	Air Cooling (FilmCo=10, ...	295076.4219
3	Heat_2	Heat	Provete_1 Provete_2 Alim_1 Medalha_1 Alim_Gito Medalha_2	Air Cooling (FilmCo=10, ...	Free Surface
2	Inlet_1	Inlet	USER_Inlet_1	BC_Inlet_5	225.9602

Figura 25 - Atribuição das condições térmicas

Para as de condições de vazamento, da figura acima observada e denominada como “Inlet_1”, utilizou-se a superfície superior do cabeça do gito de descida e estabeleceu-se as condições de tempo e temperatura de vazamento, como observado na figura 26, traduzindo-se num caudal de enchimento de 0,307 Kg/s.

Compute: Mass Flow Rate Fill Time

Fill Time: sec

Temperature: C

Fill Limit: %

Mass Flow Rate: kg/sec

Figura 26 - Atribuição das condições de vazamento

De seguida procedeu-se à parametrização das condições de simulação, optando pelo tipo de simulação com vazamento por gravidade, definindo as condições gerais, as térmicas, e verificando se as condições de enchimento estavam ativas e corretas com o estabelecido no passo anterior. Na parametrização geral, aumentou-se o tempo de paragem “NSTEP” para valores elevados, de forma que a simulação acabe ao atingir a temperatura definida em “TSTOP”, que está relacionada com a temperatura de solidus calculada pela liga criada “A356_chispa”. Ainda na parametrização geral, definiu-se o tipo de resultados a obter, em “STORAGETYPE” com o valor 12, e a frequência com que eles se obtêm, em “STORAGEFILL” e “STORAGETIME”, como observado na figura 27.

Pre-defined Parameters Gravity Filling Show String Selection

General Thermal Flow +

Parameter	Type	Value	Value Unit
NSTEP Stop criterion : Max.nu...	Const	1000000	
TSTOP Stop criterion : Final T...	Const	5.6908e+002	C
TSTOP_PART Stop criterion : Select...			
STORAGETYPE Results storage frequ...	Const	12	
STORAGEFILL Filling storage frequ...	Const	0.100000	
STORAGETIME Time interval frequency	Const	0.100000	sec

Figura 27 - Parametrização das condições gerais de simulação (Enchimento e solidificação)

Na parametrização térmica, procedeu-se à atribuição das condições de alimentação interdendrítica “MACROFS”, a fração limite de metal sólido que origina microporosidade “PIPEFS”, a distância a que ocorre a alimentação “FEEDLEN” e ao critério Niyama “NIYAMA”, como observado na figura 28.

General Thermal Flow +

Parameter	Type	Value	Value Unit
MACROFS Porosity - critical macrop...	Const	7.0000e-001	
PIPEFS Porosity - critical piping s...	Const	3.0000e-001	
FEEDLEN Porosity - Feeding length	Const	5.0000e+000	mm
NIYAMA Niyama criterion	Const	0.900000	

Figura 28 - Parametrização das condições térmicas de simulação (Enchimento e solidificação)

Com a parametrização realizada, deu-se início ao cálculo da simulação de enchimento e solidificação, de forma a obter as condições “As Cast”, provenientes das condições de vazamento praticada pela FAB para a produção dos provetes.

Após os resultados de enchimento e solidificação, foi replicado para uma nova pasta, o ficheiro que contém a malha, as condições de interfaces e os parâmetros de simulação, sendo novamente aberto no programa para definir as condições do cálculo da microestrutura. Seguidamente, procedeu-se à extração dos resultados anteriormente obtidos para criar relação com o novo ficheiro criado, permitindo evitar conflitos na leitura dos ficheiros, e alterou-se as condições de volume para uma percentagem inicial de enchimento a 100%, como observado na figura 29, uma vez que o cálculo de enchimento já se encontra realizado e a simulação que vai ocorrer será de carácter térmico.

S.	Name	Type	Material	Fill %	Initial Te...	Stress Ty...
1	moldacao	Mold	Resin Bonded Sand	100.00	20.00	C Rigid
	⊖ Metal	Alloy	A356_modificada	100.00	20.00	C Rigid
2 Provete_1	Alloy	A356_modificada	100.00	20.00	C Rigid
3 Provete_2	Alloy	A356_modificada	100.00	20.00	C Rigid
4 Alim_1	Alloy	A356_modificada	100.00	20.00	C Rigid
5 Medalha_1	Alloy	A356_modificada	100.00	20.00	C Rigid
6 Alim_Gito	Alloy	A356_modificada	100.00	20.00	C Rigid
7 Medalha_2	Alloy	A356_modificada	100.00	20.00	C Rigid

Figura 29 - Definição dos materiais e condições iniciais para os diferentes elementos do cacho (Microestrutura)

De seguida procedeu-se novamente à parametrização das condições de simulação, mas agora optando pelo tipo de simulação térmica e ativando a função da microestrutura. Nas condições gerais, o “NSTEP” foi novamente elevado, pelo mesmo motivo que o dito anteriormente, já o critério de paragem por temperatura “TSTOP”, foi alterado para valor inferior de forma a garantir a solidificação total da peça. Uma vez que pretendemos obter os dados da microestrutura, a escolha dos resultados a obter “STORAGETYPE” foram alterados para o valor 10, assim como a frequência com que eles se obtêm “STORAGEFILL” e “STORAGETIME”, como observado na figura 30. Anexado ao documento, encontra-se uma breve explicação do porquê da escolha de valor 10 e 12.

Pre-defined Parameters		Gravity Thermal	<input checked="" type="checkbox"/> Show String Selection
General		Thermal	Microstructure
Parameter		Type	Value
NSTEP	Stop criterion : Max.nu...	Const	1000000
TSTOP	Stop criterion : Final T...	Const	1.5000e+002 C
TSTOP_PART	Stop criterion : Select...		
STORAGETYPE	Results storage frequ...	Const	10
STORAGEFILL	Filling storage frequ...	Const	1.000000
STORAGETIME	Time interval frequency	Const	30.000000 sec
STORAGEFS	Solidification storage ...	Const	0.100000

Figura 30 - Parametrização das condições gerais de simulação (Microestrutura)

Na parametrização térmica, a função de início da transformação eutética “FSEUTSTART” foi ativada, de forma a possibilitar o cálculo das propriedades mecânicas da liga criada após tratamento térmico pelo “Cristal Advisor”, como observado na figura 31.

General		Thermal	Microstructure
Parameter		Type	Value
FSEUTSTART	Solid fraction at which eut...	Const	0.010000

Figura 31 - Parametrização das condições térmicas de simulação (Microestrutura)

Na parametrização da microestrutura, a componente “MICRO” foi ativada, o elemento da matriz (alumínio) selecionado, e os valores para a nucleação primária (“EQNMAX”, “EQSTD” e “EQUNDER”) e nucleação eutética (“EUNUCL”, “EUPOWER” e “EUGROW”) atribuídos, conforme o aconselhado pela equipa de suporte e observado na figura 32.

Parameter	Type	Value
MICRO Microstructure model acti...	Const	ON
CAFE CAFE model activation	Const	OFF
Select Default Values	Al Alloy	
EQNMAX Dendritic nucleation	Const	500.000000
EQSTD Dendritic nucleation	Const	3.000000
EQUNDER Dendritic nucleation	Const	10.000000
EUNUCL Eutectic nucleation	Const	500.000000
EUPOWER Eutectic nucleation	Const	2.000000
EUGROW Eutectic growth kinetics	Const	5.0000e-006

Figura 32 - Parametrização das condições de microestrutura

Por último, deu-se início à simulação final, sendo esta a simulação que vai gerar resultados com os quais realizarei os cálculos de tratamento térmico no ponto a seguir.

3.3.3. VISUAL-VIEWER

No Visual-Viewer procedeu-se à verificação dos resultados de simulação, como enchimento, solidificação e porosidade para verificação de alguma incongruência no processo e compreensão dos resultados obtidos. Após verificado, realizou-se a análise de microestrutura prevista, nomeadamente os SDAS, pois como dito anteriormente no subcapítulo 2.2.3. este é utilizado para o cálculo das propriedades mecânicas obtidas antes e após tratamento térmico.

Por último, e recorrendo à ferramenta “Cristal Advisor” incorporada no “Visual-Viewer”, foram obtidas as previsões de tratamento térmico. Nesta ferramenta, foi atribuído a percentagem de magnésio da liga (0,32 %), o tempo e temperatura de envelhecimento, como observado o exemplo de 155 °C a 6 horas na figura 33. Já o ciclo de solubilização, uma vez que se encontra internamente definido por defeito pelo software, com temperatura de 540 °C e estágio de 6 horas, não pode ser alterado, sendo esta a temperatura e tempo atribuído para o ciclo de solubilização nos ensaios práticos.

Aging	T(°C) < 190 °C	t(h)	Lambda
1	155.0000	6.0000	0.0179
2			
3			

Figura 33 - Atribuição da percentagem de magnésio e ciclo térmico no “Cristal Advisor”

No “*Cristal Advisor*”, foram ainda estudados a previsão de vários ciclos de tratamento térmico, alterando os parâmetros de temperatura e tempo de envelhecimento, para o estudo e escolha das condições a realizar praticamente, sendo os resultados mecânicos para os diferentes ciclos expressos na tabela 5, com análise à zona de estricção dos provetes (para a tensão de limite elástico, tensão de rutura e alongamento) e a cabeça do provete mais próxima do gito de descida (para a dureza Brinell).

Tabela 5 - Propriedades mecânicas obtidas por simulação de diferentes ciclos de tratamento térmico

Solubilização		Envelhecimento		Propriedades mecânicas			
Tempo (h)	T °C	Tempo (h)	T °C	Tensão limite elástico (MPa)	Tensão de rutura (MPa)	Alongamento (%)	Dureza Brinell (HB)
6	540	2	150	139 a 141	225 a 237	8,8 a 12,3	73 a 75
		3		140 a 142	226 a 237	8,0 a 12,1	73 a 75
		4		146 a 148	228 a 239	7,7 a 11,1	74 a 76
		5		151 a 153	230 a 240	6,5 a 10,0	76 a 78
		6		159 a 161	231 a 243	5,4 a 8,5	78 a 80
		2		155	140 a 142	227 a 238	8,5 a 12,2
		3	148 a 150		229 a 239	7,0 a 10,5	75 a 77
		4	161 a 163		231 a 243	5,2 a 8,3	78 a 80
		5	173 a 175		233 a 247	3,8 a 6,5	81 a 83
		6	185 a 187		235 a 250	2,9 a 5,2	84 a 86
		2	160		149 a 151	230 a 240	6,9 a 10,4
		3		168 a 170	232 a 245	4,3 a 7,1	80 a 82
		4		186 a 188	234 a 250	2,8 a 5,1	84 a 86
		5		200 a 202	237 a 254	2,5 a 3,9	87 a 89
		6		211 a 213	238 a 257	1,9 a 3,1	89 a 92
		2		165	169 a 171	232 a 245	4,3 a 7,1
		3	194 a 196		236 a 252	2,6 a 4,4	86 a 88
		4	211 a 213		239 a 257	2,0 a 3,2	89 a 92
		5	223 a 225		243 a 260	1,3 a 2,5	92 a 94
		6	231 a 233		245 a 264	1,1 a 2,3	94 a 96
		2	170		192 a 194	238 a 252	2,6 a 4,4
		3		217 a 219	242 a 259	1,8 a 2,8	91 a 93
		4		231 a 233	245 a 264	1,1 a 2,4	94 a 96
		5		239 a 241	246 a 265	1,0 a 1,8	96 a 98
		6		244 a 246	247 a 266	0,9 a 1,7	97 a 99
		2		175	217 a 219	242 a 259	1,8 a 2,8
		3	234 a 236		245 a 263	1,0 a 2,0	96 a 98
		4	244 a 246		247 a 266	0,8 a 1,7	97 a 99
		5	245 a 247		248 a 267	0,7 a 1,5	98 a 100
		6	252 a 254		248 a 268	0,7 a 1,4	99 a 101
2	180	233 a 235	245 a 265		1,0 a 2,0	94 a 96	
3		246 a 248	248 a 267	0,8 a 1,6	97 a 99		
4		252 a 254	248 a 268	0,7 a 1,4	98 a 100		
5		255 a 257	249 a 269	0,6 a 1,3	99 a 101		
6		257 a 259	249 a 270	0,6 a 1,3	99 a 101		

Dado ao elevado número de resultados obtidos no estudo, procedeu-se à consulta da norma EN NP 1706:2010 de forma a permitir a escolha dos ciclos que permitam proporcionar as características mecânicas mínimas admissíveis, sendo elas apresentadas na tabela 6, excluindo deste modo inúmeros resultados que poderiam não conferir as propriedades desejadas.

Tabela 6 - Tabela das propriedades mecânicas mínimas admissíveis (adaptada da norma EN NP 1706:2010)

EN NP 1706:2010	<i>R_{p0,2}</i> (MPa)	<i>R_m</i> (MPa)	<i>A</i> (%)	<i>Dureza</i> (HB)
	> 185	> 230	> 2	> 75

Dos resultados sobrantes, foram ainda escolhidos os ciclos que proporcionavam as melhores características mecânicas com temperaturas que possibilitavam um afastamento de no mínimo 10 °C, dado ao afastamento menor não ser cientificamente comensurável nos fornos que se dispõe no departamento.

A análise dos resultados obtidos, apresentados na tabela 5, foram efetuados através dos cortes realizados no provete, pela sua zona central, sendo os restantes componentes do cacho eliminados, uma vez que não são componentes de estudo para as etapas que se seguem. A análise ao corte dos provetes, é realizada na secção de menor diâmetro, para a tensão de limite elástico, tensão de rutura e alongamento, uma vez que o provete deverá partir sempre pela zona de menor diâmetro. Já na previsão da dureza e SDAS, a análise foi efetuada na cabeça do provete mais próxima do gito de descida, para garantir o mesmo local de análise em relação a todos os provetes. Na figura 34, identifica-se em exemplo a divisão do provete descrita acima.

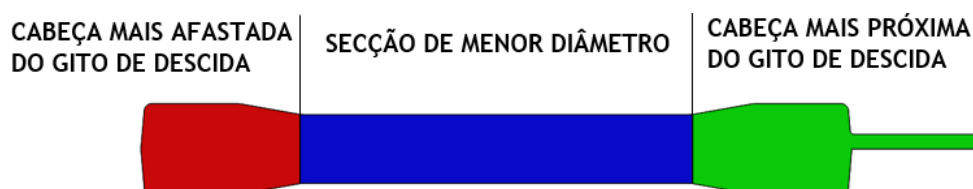


Figura 34 - Divisão do provete por zonas e suas denominações

3.4. TRATAMENTOS TÉRMICOS

A realização do tratamento térmico foi efetuada no forno elétrico Ventilado tipo M.L.M.R da Termolab com controlador Eurotherm 3216, presente na oficina do departamento. Com base no estudo efetuado no subcapítulo 3.3.3, os ciclos térmicos escolhidos para a realização do tratamento térmico e ensaios práticos são apresentados na tabela 7.

Tabela 7 - Ciclos térmicos aplicados aos provetes de tração fundidos

Quantidade de provetes	Solubilização		Envelhecimento		Denominação
	T °C	Tempo (h)	T °C	Tempo (h)	
1	--	--	--	--	AC
1	540	6	--	--	ACS
2			155	6	A1
2			165	4	A2
2			175	2	A3

Para dar início ao tratamento térmico, o forno foi ligado e estabilizado à temperatura de solubilização pretendida (540 °C). Com a temperatura estabilizada, os corpos de prova foram colocados dentro do mesmo, e a porta do forno fechada após a operação, dando-se início à contagem do tempo de estágio. Finalizado o tempo de estágio necessário (6 horas), os corpos de prova foram retirados do forno e submetidos a um arrefecimento rápido, mergulhando-os em água à temperatura ambiente. Por último, e de forma a dar início à precipitação das fases retidas em solução sólida, estabilizou-se novamente o forno à temperatura de envelhecimento pretendida, e os corpos de prova foram colocados novamente dentro do forno, sendo o tempo de estágio contabilizado após o momento em que se fechou a porta do forno. Completo o tempo de estágio, os corpos de prova foram retirados do forno, arrefecidos ao ar e etiquetados para rastreamento.

É de salientar que a temperatura dos fornos, tanto na solubilização como no envelhecimento, foram controlados, pelos equipamentos “Testo 735” e termopar do tipo K, de 30 em 30 minutos, de forma a assegurar o controlo das variações térmicas existentes no forno. Já o intervalo de tempo, resultante entre a temperatura efetuada e o envelhecimento, para os diferentes ciclos foi de aproximadamente 14 horas para os provetes A1, 20 horas para os provetes A2 e 24 horas para os provetes A3.

3.5. MAQUINAÇÃO

Os provetes de tração fornecidos, após os tratamentos térmicos, foram gentilmente maquinados nas instalações do CINFU recorrendo ao torno CNC, tendo-se obtido as dimensões referentes à norma EN ISO 6892-1:2016 representadas na figura 35. Nestes provetes, foram ainda garantidos que os apoios/guias para o torneamento se alojavam sempre no mesmo lado dos provetes (na cabeça mais próxima do gito de descida), para que após os ensaios de tração, se realize a análise de microestrutura e durezas nos mesmos locais. Após maquinados, estes foram novamente etiquetados para garantir a sua rastreabilidade.

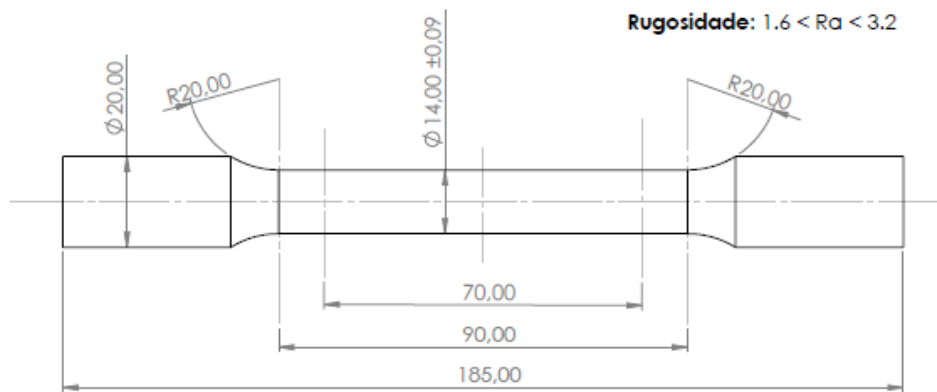


Figura 35 - Dimensões do corpo de prova após maquinado (Adaptado da norma EN ISO 6892-1:2016)

3.6. ENSAIOS DE TRAÇÃO

Com os provetes maquinados nas instalações, o CINFU disponibilizou-se para a realização dos ensaios de tração. Estes ensaios foram realizados, segundo a norma EN ISO 6892-1:2016, e recorrendo à máquina de tração Shimadzu UH 1000kNl. Nos provetes, foi realizada a medição do menor diâmetro e definida a zona útil (70 mm), sendo também colados nos locais de limite de zona útil adesivos para leitura laser do extensómetro. Por último, transcreveu-se os dados para o software da máquina de tração e definiu-se a célula de carga de 50 kN. Após o rebentamento do provete, recolheu-se os dados e realizou-se a análise e tratamento dos mesmos.

3.7. PREPARAÇÃO METALGRÁFICA

Na preparação metalográfica, realizou-se o corte pelo centro da cabeça dos provetes tracionados, no lado onde se encontra o apoio/guia de torneamento, paralelamente à zona de menor deformação provocada pelas mordanças de tração, resultando na amostra, com as dimensões de superfície de análise de 20x30 mm, representada na figura 36. De forma a obter rastreabilidade, estas foram ainda puncionadas na face perpendicular à face de análise com as denominações indicadas na tabela 7 do capítulo 3.4.



Figura 36 - Esquema de obtenção da amostra da cabeça do provete mais próxima do gito de descida

Na amostra, iniciou-se o desbaste, utilizando a polidora PRESI Minitech 263, com uma velocidade de 300 rpm e a sequência de lixas 180, 320, 400, 600 e 1000 mesh. No polimento recorreu-se ao mesmo equipamento, utilizando uma velocidade menor, de 150 rpm, e a utilização de dois panos com a auxílio de suspensão de diamante de 6 e 1 μm , utilizados individualmente para cada pano. Por último, e de forma a obter uma maior qualidade na observação da microestrutura, realizou-se um polimento manual com recurso a um pano e à suspensão de sílica coloidal de 0,03 μm . Os desbastes/polimentos foram realizados em sentido anti-horário e a cada transição de lixas e panos, foram efetuadas limpezas em ultrassons.

3.8. ANÁLISE MICROESTRUTURAL

As amostras recolhidas, foram analisadas através da utilização do microscópio ótico Zeiss Axiotech e ao software a ele associado LAS 4.4, recorrendo às objetivas 5x, 10x e 20x. Em cada amostra, foram recolhidas e analisadas 5 zonas, escolhidas aleatoriamente, que melhor identificavam as estruturas das dendrites, para posteriormente se realizar a sua análise, tanto para a caracterização da morfologia do silício como para a medição dos SDAS.

Para realização da medição dos SDAS, recorreu-se ao software de auxílio “*ImageJ*” e parametrizou-se o programa de acordo com a escala obtida pela captura das imagens de microestrutura do microscópio ótico, de forma que as medições efetuadas tenham o menor erro possível. Após calibrado, realizou-se a medição linear dos SDAS, que consistiu na medição de um determinado conjunto de braços secundários, como demonstrado na figura 37 de A a B, dividindo pelo número de braços que compõem esse conjunto.

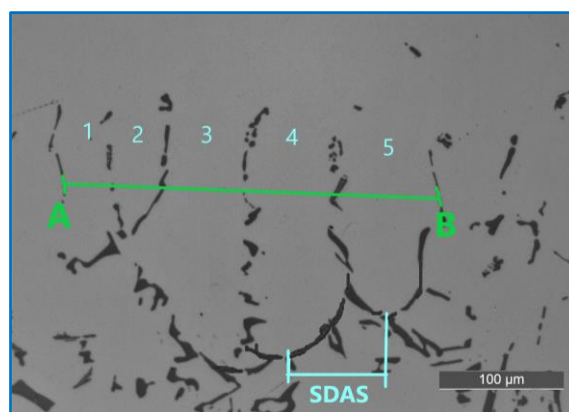


Figura 37 - Metodologia utilizada para medição dos SDAS

Para cada amostra, foram realizadas 2 medições aleatórias das 5 capturas de microestrutura, perfazendo um total de 10 medições por amostra. Por fim, realizou-se o tratamento de dados dos resultados obtidos que consistiu no cálculo da média aritmética das 10 medições e desvio padrão.

3.9. ENSAIOS DE DUREZA BRINELL

Uma vez que o ensaio de durezas foi realizado recorrendo ao durómetro EMCOTEST DuraVision presente no departamento, foi necessário o facejamento da zona oposta à face em análise, de forma a criar uma face paralela de suporte para a realização dos ensaios. Após o paralelismo das faces obtida, iniciou-se os ensaios com base na norma ISO 6506-1:2009.

Uma vez que se trata de uma liga de alumínio, selecionou-se o tipo de indentador mais adequado para o ensaio, sendo ele o indentador de ponta esférica de metal duro polido com um diâmetro de 2,5 mm, o tempo de ensaio, estabelecendo-se 15 segundos de ensaio, e a carga de ensaio de 612,9 N. Na tabela 8 estão resumidamente representadas as condições de ensaio utilizadas.

Tabela 8 - Condições de ensaio Brinell utilizadas (adaptado da norma ISO 6506-1:2009)

Símbolo de Dureza	Diâmetro da esfera (mm)	Relação Força/diâmetro $0,102 \times F/D^2$ (N/mm²)	Valor nominal da força de ensaio F (N)
HBW 2,5/62,5	2,5	10	612,9

Por último iniciaram-se os ensaios de dureza, realizando 5 identações por amostra na zona mais central, respeitando as distâncias de acordo com a norma, e realizou-se o tratamento de dados.

4. APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DE RESULTADOS

4.1. TEMPO DE SOLIDIFICAÇÃO

De forma a compreender e interpretar as previsões que serão apresentados, foi realizada a análise dos resultados de simulação obtida por enchimento e solidificação, nomeadamente o tempo de solidificação, apresentada na figura 38. O tempo de solidificação é o dado mais importantes a analisar, para a previsão de todos os resultados mecânicos de simulação, uma vez que este vai influenciar tanto o tamanho de grão como os SDAS, que conseqüentemente terão impacto nas propriedades mecânicas obtidas antes e após o envelhecimento. A análise ao enchimento, não foi necessária, pois esta foi parametrizada consoante os dados fornecidos e teve como objetivo a obtenção dos dados da distribuição térmica do cacho para que o início da solidificação seja o mais aproximado possível da realidade. Relativamente à solidificação e porosidade, uma vez que o objetivo do tema em epígrafe tem como finalidade o estudo da previsão de resultados de tratamentos térmicos, apenas foram analisados de forma superficial, sendo os seus resultados apresentados nos anexos do presente documento.

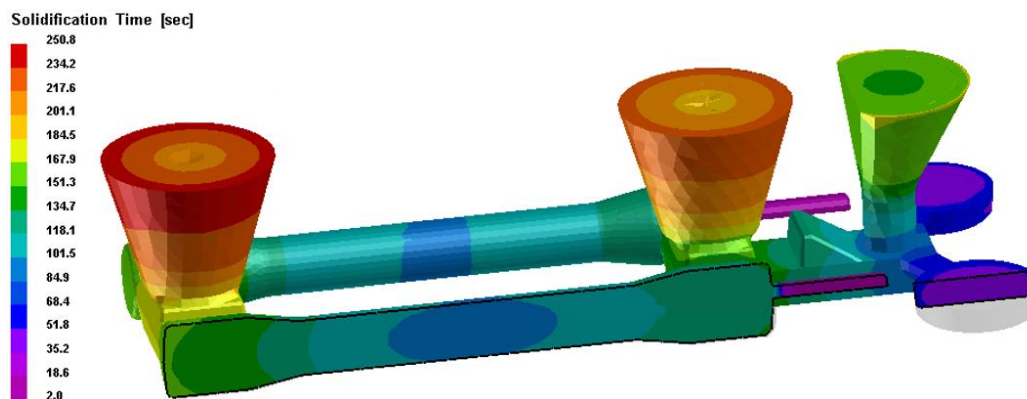


Figura 38 - Tempo de solidificação obtida na simulação de enchimento e solidificação

Como se pode observar, a zona mais fina, é o que tem menor tempo de solidificação, entre 2 a 18,6 segundos. Seguidamente, e uma vez que o provete é corpo em estudo, vem a zona de menor diâmetro, com um arrefecimento entre 84,9 a 101,5 segundos. Por último, a zona das cabeças do provete, são as que apresentam maior tempo de solidificação, entre os 134,7 e 167,9 segundos, não só por ter maior módulo (V/A), mas também dado ao efeito provocado pelo acoplamento do alimentador às mesmas.

4.2. RESULTADOS PROCAST ANTES/APÓS ENVELHECIMENTO

Todas as previsões de resultados, fornecidos com a utilização do software ProCAST, são obtidos como condições ideais, ou seja, não existem variações do processo. A exemplo da afirmação, é o caso dos tratamentos térmicos, em que no momento que se parametriza o ciclo térmico e se calcula, este considera que a peça se encontra inicialmente à temperatura estipulada para o tratamento. Fenómeno que na realidade não aconteceu,

uma vez que o provete foi arrefecido em água à temperatura ambiente, no final da solubilização, e só foi colocado no forno após este estar novamente estabilizado para a temperatura de envelhecimento estipulada, encontrando-se por isso à temperatura ambiente.

O ProCAST não considera ainda as perdas térmicas que ocorrem entre o forno/atmosfera e a temperatura de inercia para manter o forno à temperatura objetivo. Por esse motivo, e dado ao controlo periódico efetuado no momento em que decorriam os tratamentos térmicos, a previsão de resultados dos diferentes ciclos foi complementada com um novo estudo referente à temperatura máxima medida dentro do forno, sendo o intervalo de variação das temperaturas registadas de 0 a 5 °C acima da temperatura objetivo. De forma a obter dados concordantes com as variações de ensaio que ocorreram, foi realizado novo cálculo de previsão para obter as propriedades mecânicas do ciclo com a temperatura 5 °C superior ao objetivo, conjugando por último os resultados das duas previsões. Para uma observação comparativa sobre os diferentes ciclos utilizados, a escala foi ajustada para o mesmo intervalo de valores das diferentes propriedades mecânicas obtidas.

4.2.1. ESTADO “AS CAST”

Previamente à análise das propriedades mecânicas obtidas após tratamento térmico, realizou-se o estudo do estado “As Cast” sendo possível obter unicamente a previsão da tensão de limite elástico, como demonstra a figura 39. No caso da previsão de resultados para o provete unicamente solubilizado, o software não disponibiliza qualquer ferramenta para obtenção e análise de resultados, não sendo possível prever as propriedades mecânicas após o ciclo de solubilização estipulado.

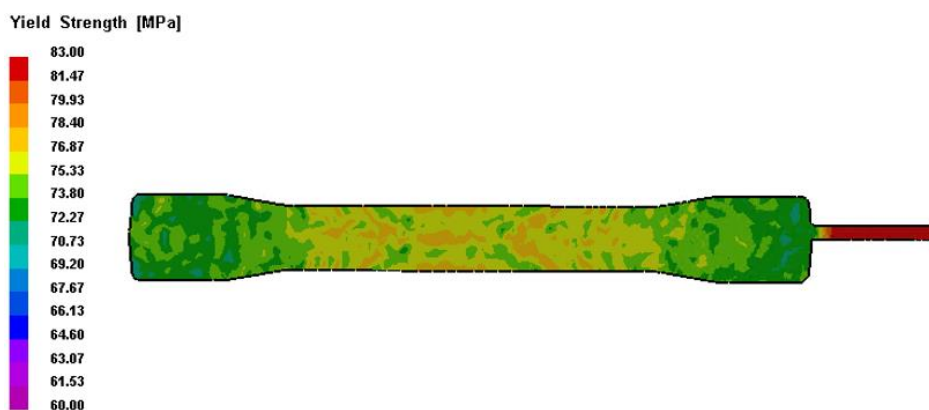


Figura 39 - Tensão de limite elástico do provete no estado "As Cast"

Uma vez que nos ensaios mecânicos o provete deverá partir sempre pela zona de menor diâmetro, a análise da tensão de limite elástico foi realizada à zona de menor diâmetro do provete, prevendo-se deste modo uma tensão de limite elástico entre os 75 e os 80 MPa aquando da realização dos ensaios de tração práticos. Apesar do intervalo resultante ser um intervalo de previsão, este valor encontra-se inferior ao esperado segundo a bibliografia, o que nos indica que poderá haver dados na parametrização do software que

poderão não ter sido os mesmos que os apresentados na bibliografia. Exemplo do afirmado, pode ser em relação à composição química, à temperatura de vazamento, à areia utilizada na moldação, entre outras variantes.

4.2.2. CICLO A1

Os resultados de simulação para o ciclo de envelhecimento A1, utilizando uma temperatura de 155-160 °C durante 6 horas, são ilustrados na seguinte sequência de figuras. Na figura 40, como explicado anteriormente, foi obtida a tensão de limite elástico para as diferentes variações, dando uma previsão de resultados para o tratamento térmico à temperatura objetivo (155 °C) de 185 até 187 MPa. Para a temperatura 5 °C acima do objetivo (160 °C), as resultantes dos valores previstos situam-se entre os 211 e os 213 MPa. Conjugando o valor mínimo obtido da previsão da temperatura objetivo, com o valor máximo na temperatura 5 °C superior, obtemos o intervalo de 185 a 213 MPa.

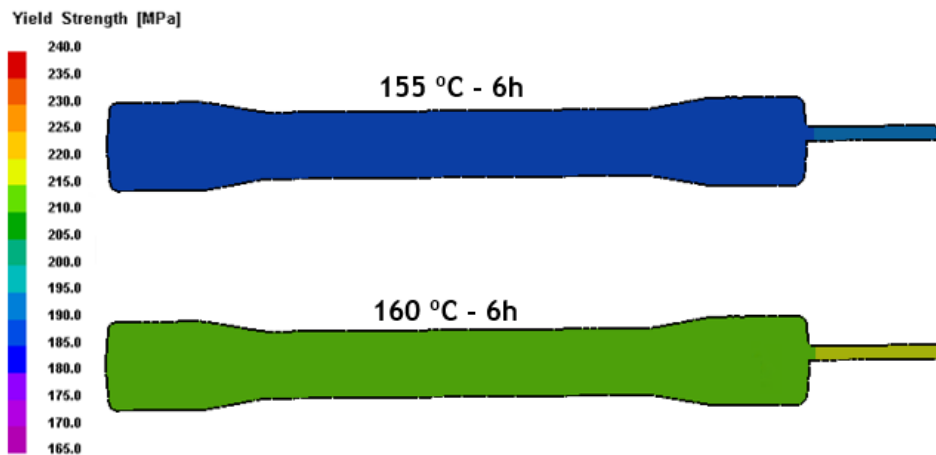


Figura 40 - Previsão da tensão de limite elástico para o ciclo de 155-160 °C, durante 6h

Na figura 41, foi obtida a tensão de rutura, dando uma previsão de 235 a 250 MPa para a temperatura de 155 °C. Já na previsão com o ciclo à temperatura de 160 °C, o valor situa-se entre os 238 e os 257 MPa. Conjugando os valores obtidos, obteve-se o intervalo de 235 a 257 MPa.

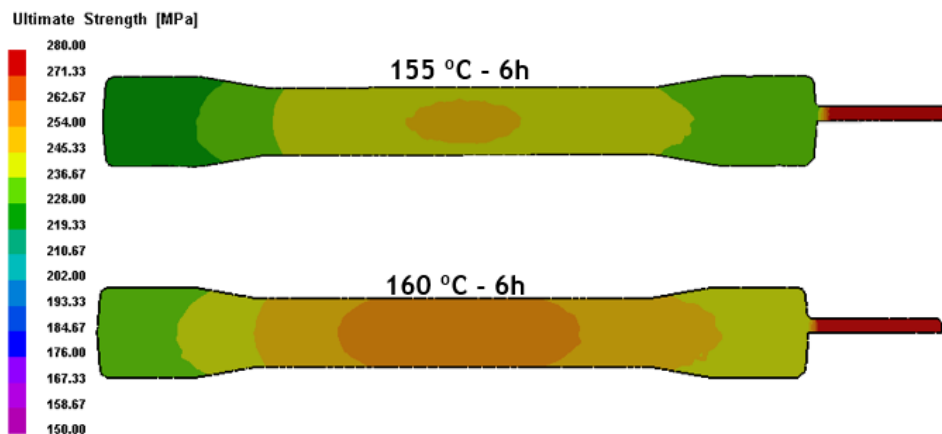


Figura 41 - Previsão da tensão de rutura para o ciclo de 155-160 °C, durante 6h

Na figura 42, são apresentados a previsão de valores para o alongamento, sendo resultante a variação de 2,9 a 5,2 %, para a temperatura de 155 °C. Na previsão realizada devido à variação térmica, os valores obtidos residem entre 1,9 a 3,1 %. Relacionando os valores obtidos, o intervalo resultante encontra-se entre 1,9 e 5,2 %.

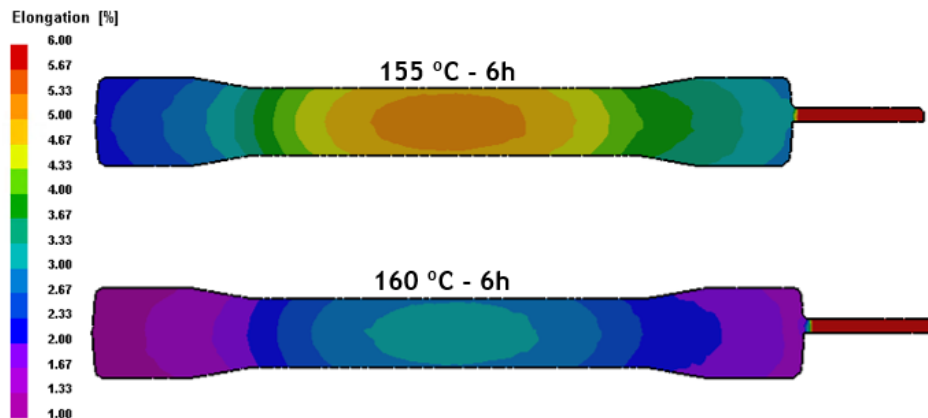


Figura 42 - Previsão do alongamento para o ciclo de 155-160 °C, durante 6h

Por último, é-nos apresentada a dureza Brinell na figura 43, sendo a sua análise realizada na cabeça mais próxima do gito de descida como explicado na figura 34 do capítulo 3.3.3. Os valores resultantes do estudo, adquiriram o intervalo de 84 a 86 HB e 89 a 92 HB para as temperaturas 155 e 160 °C. A combinação dos valores obtidos, resulta no intervalo de previsão de 84 a 92 HB.

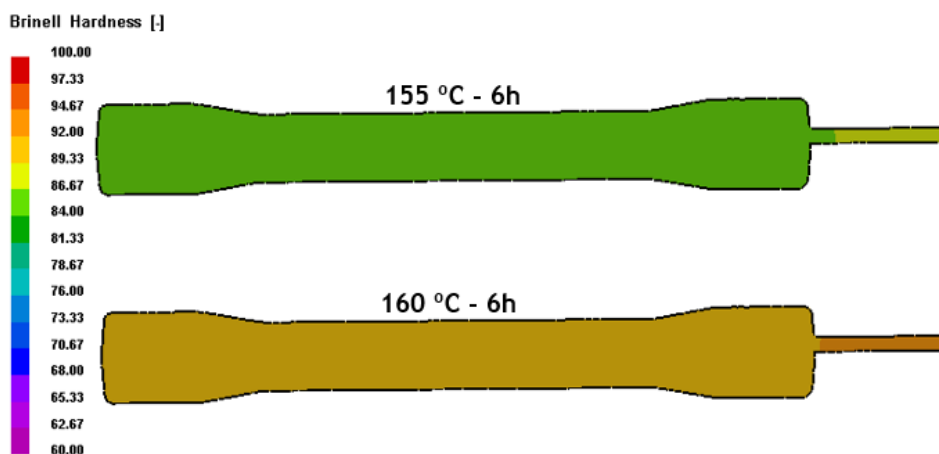


Figura 43 - Previsão da dureza Brinell para o ciclo de 155-160 °C, durante 6h

4.2.3. CICLO A2

Os resultados de simulação para o ciclo de envelhecimento A2, utilizando a gama de temperaturas de 165-170 °C durante 4 horas, são ilustrados na seguinte sequência de figuras.

A previsão da tensão de limite elástico obtida para a gama de temperaturas de 165 e 170 °C, apresentada na figura 44, correspondem ao intervalo de 211 a 213 MPa e 231 a

233 MPa. Relacionando o intervalo de valores calculado, da mesma forma que o descrito no subcapítulo anterior, obtemos o intervalo de previsão entre os 211 e os 233 MPa.

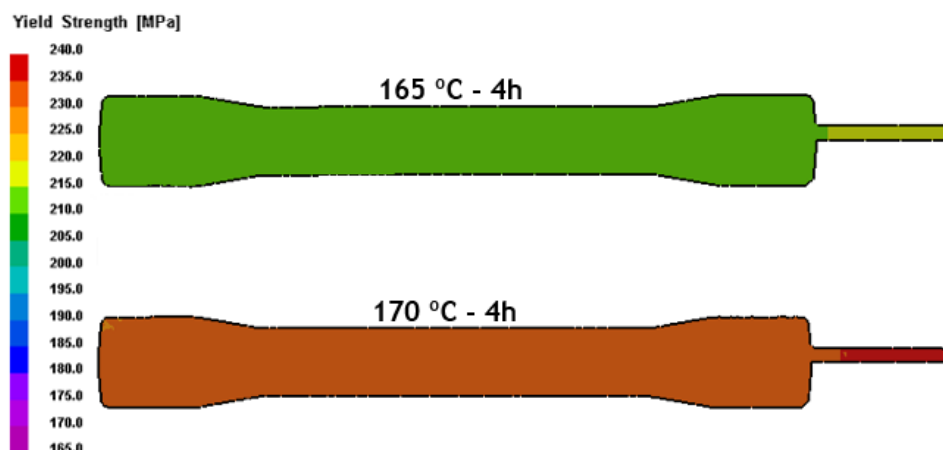


Figura 44 - Previsão da tensão de limite elástico para o ciclo de 165-170 °C, durante 4h

Na previsão dos resultados da tensão de rutura, apresentados na figura 45, foi obtido o intervalo de 239 a 257 MPa referente ao ciclo com a temperatura de estudo de 165 °C. Já no ciclo referente à temperatura de 170 °C, obtiveram-se os resultados previstos de 245 a 264 MPa, valores estes que após conjugados com os primeiros obtidos formam o intervalo de 239 a 264 MPa.

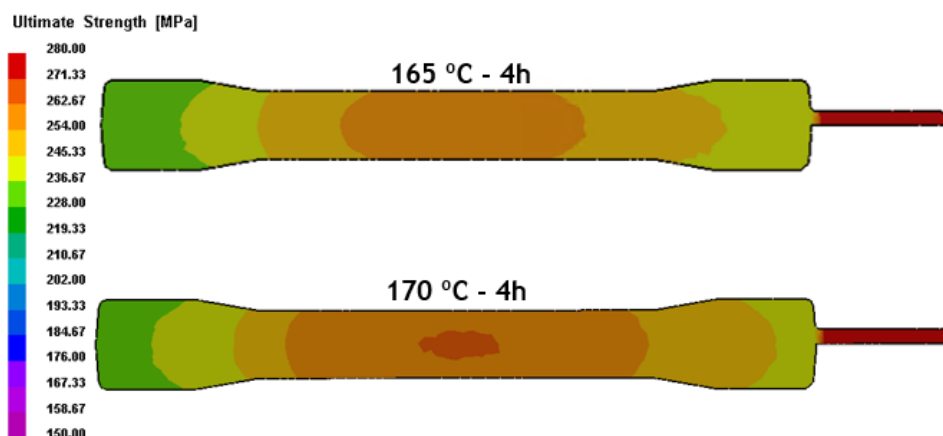


Figura 45 - Previsão da tensão de rutura para o ciclo de 165-170 °C, durante 4h

Para o alongamento, apresentada na figura 46, o cálculo do ciclo de envelhecimento resultou no intervalo de 2,0 a 3,2 % para a temperatura de 165 °C, e no intervalo de 1,1 a 2,4 % para a temperatura de 170 °C. Apesar da existência de probabilidade de ocorrência dos valores de alongamento, obtidos para a temperatura 170 °C, serem inferiores ao estipulado na norma, estes tiveram que ser considerados uma vez que foi registada variação térmica no forno, sendo por esse motivo necessária à sua previsão. Posto o referido, e após os dados conjugados, o intervalo de valores para o alongamento encontra-se entre os 1,1 a 3,2 %.

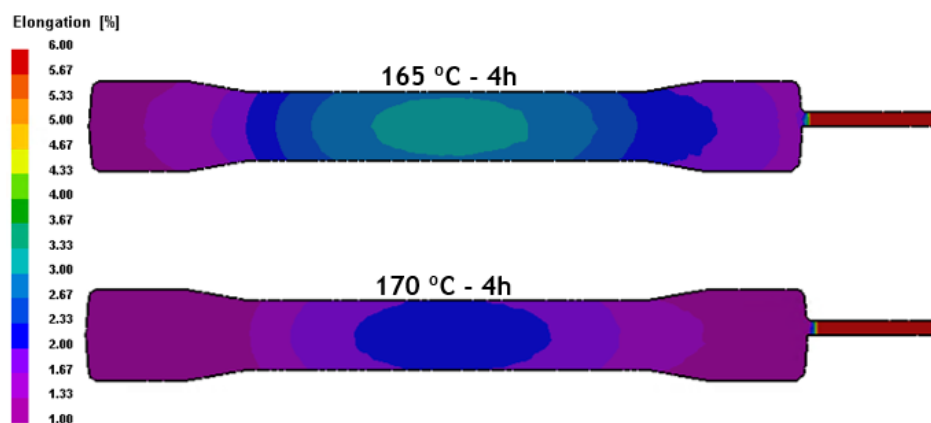


Figura 46 - Previsão do alongamento para o ciclo de 165-170 °C, durante 4h

Por fim, na previsão de resultados obtidos para a dureza Brinell, foi adquirido com o estudo uma gama de valores de 89 a 92 HB, para a temperatura de 165 °C, e uma gama de 94 a 96 HB, sendo o intervalo de previsão para os ensaios práticos de 89 a 96 HB. Os resultados obtidos estão representados na figura 47.

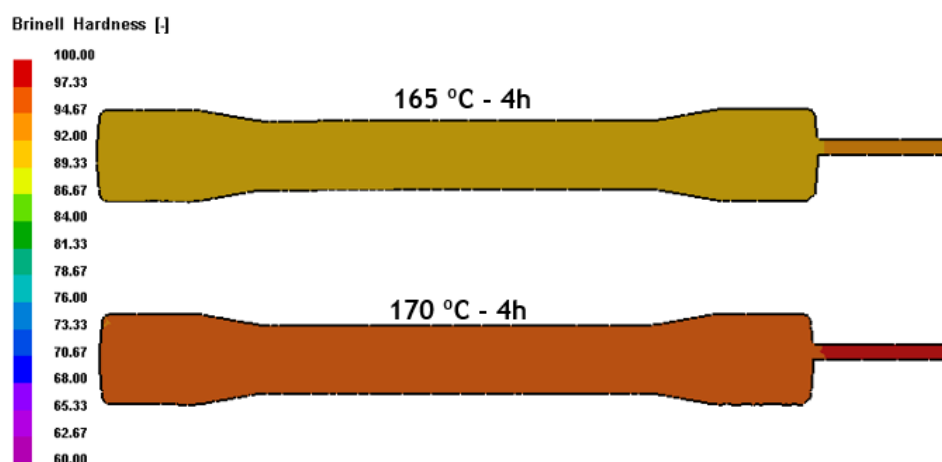


Figura 47 - Previsão da dureza Brinell para o ciclo de 165-170 °C, durante 4h

4.2.4. CICLO A3

Os resultados de simulação para o ciclo de envelhecimento A2, utilizando uma temperatura de 175-180 °C durante 2 horas, são ilustrados na seguinte sequência de figuras.

Na figura 48, são apresentados a previsão de valores para a tensão de limite elástico, sendo resultante a variação de 217 a 219 MPa, para a temperatura de 175 °C. Na previsão a 180 °C, durante o mesmo período, os valores calculados, registam-se entre os 233 a 235 MPa. Posto o referido, as propriedades que se pretendem atingir situam-se entre os 217 e os 235 MPa.

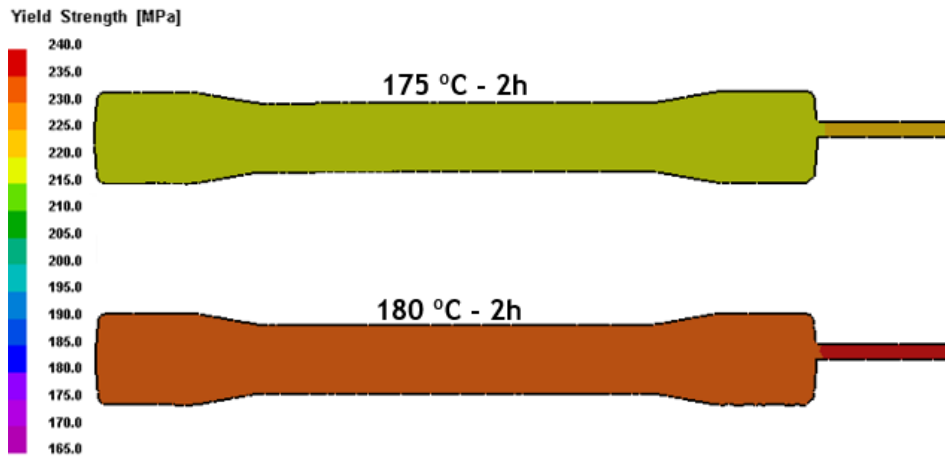


Figura 48 - Previsão da tensão de limite elástico para o ciclo de 175-180 °C, durante 2h

Na figura 49, foi obtida a tensão de rutura, dando a previsão de 242 a 259 MPa para a temperatura de 175 °C. Já na previsão com o ciclo, utilizando a temperatura de 180 °C, o valor calculado, encontra-se entre os 245 e os 265 MPa. Conjugando os valores obtidos, prevê-se que os resultados experimentais registem aproximadamente de 242 a 265 MPa.

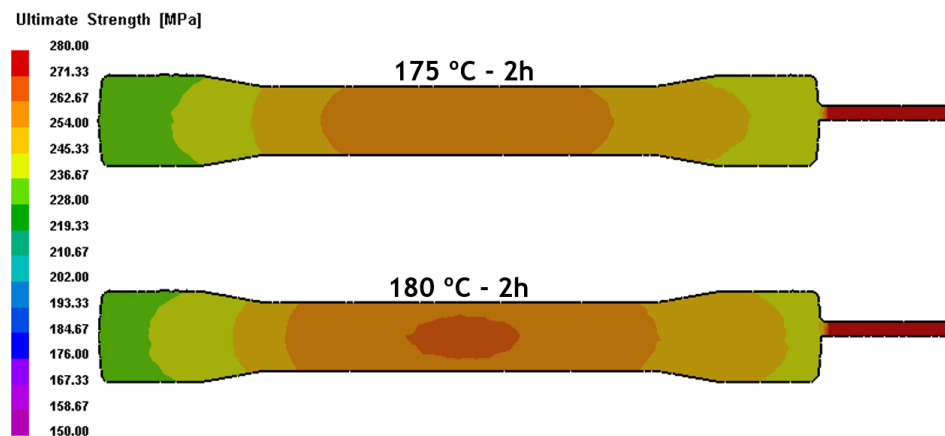


Figura 49 - Previsão da tensão de rutura para o ciclo de 175-180 °C, durante 2h

No alongamento, apresentada na figura 50, uma vez mais apresentou um decréscimo da ductilidade em relação aos cálculos das previsões anteriores, sendo de esperar o alongamento de 1,7 a 2,8 % para a temperatura de 175 °C, e 1,0 a 2,0 % para a temperatura de 180 °C. Conjugando os dados, obtive o intervalo de 1,0 a 2,8 %.

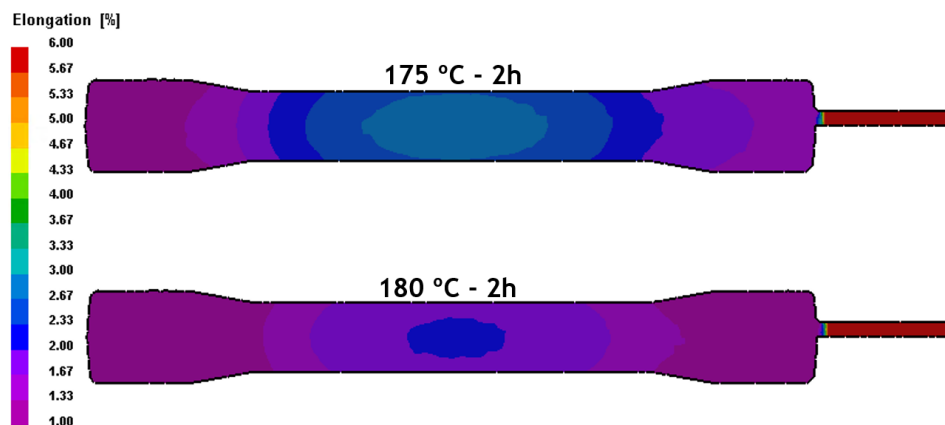


Figura 50 - Previsão do alongamento para o ciclo de 175-180 °C, durante 2h

Por fim, os dados obtidos para o cálculo da dureza Brinell dos ciclos utilizando a temperatura de 175 e 180 °C, foram os maiores apresentados, sendo eles exibidos na figura 51. Para o ciclo a 175 °C os valores alcançados situam-se entre os 91 a 93 HB, enquanto para a temperatura de 180 °C, registou-se a dureza de 94 a 96. Associando os valores obtidos da simulação, prevê-se que os ensaios práticos de dureza Brinell se situem entre 91 a 96 HB.

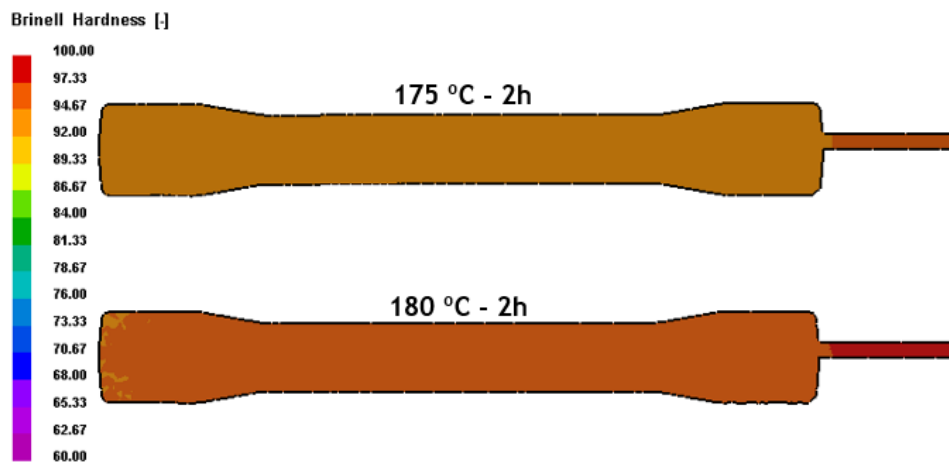


Figura 51 - Previsão da dureza Brinell para o ciclo de 175-180 °C, durante 2h

4.2.5. PREVISÃO SDAS

Com a utilização do software ProCAST, realizou-se o corte pelo centro do provete e obteve-se a distribuição do espaçamento dos braços secundários das dendrites, apresentada na figura 52, no estado “As Cast”, pois esta é conferida no momento em que ocorre a solidificação. Esta distribuição é dada pelo gradiente de cores no provete, sendo a sua medida efetuada em referência à escala.

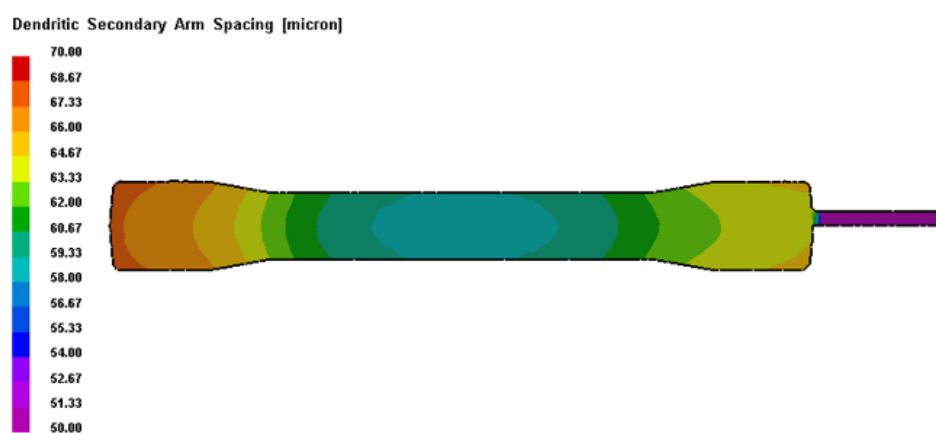


Figura 52 - Previsão da SDAS no estado “As Cast”

Como se pode verificar, a zona mais fina, localizada na cabeça do provete mais próxima do gito de descida, é notoriamente o que tem menor espaçamento, abaixo dos 51,33 μm , uma vez que este foi o local que apresentou um menor tempo de solidificação (capítulo 4.1, figura 38). A zona da secção de menor diâmetro apresentou a distância dos braços

secundários das dendrites entre os 58 e os 59,33 μm . Já a zona com maior espaçamento, entre os 62 e os 68,67 μm , são as zonas de maior tempo de solidificação (capítulo 4.1, figura 38), devido ao efeito dos alimentadores alocados na sua proximidade para alimentação do provete, o que proporcionou maior tempo para crescimento das dendrites. Dado à análise e medição dos SDAS serem efetuados na cabeça do provete mais próxima do gito de descida, têm-se em vista obter, experimentalmente, o espaçamento entre os 62 e os 67,33 μm na medição dos SDAS.

4.2.6. PROPRIEDADES MECÂNICAS

Analisando os dados obtidos nos subcapítulos 4.2.1, 4.2.2, 4.2.3, 4.2.4 e 4.2.5, é notório a obtenção das melhores propriedades mecânicas na zona mais fina, situada na cabeça mais próxima do gito de descida. Esta afirmação é reforçada dado ao registo de menor tempo de solidificação (capítulo 4.1), em comparação ao restante corpo, o que irá promover um grão mais refinado e menor distanciamento dos SDAS. Apesar de notório, este não foi analisado, visto ter sido removido no momento da maquinação, mas utiliza-se de exemplo para verificação da influência que o espaçamento dos braços secundários das dendrites tem no cálculo de tratamento térmico e obtenção das suas propriedades mecânicas. Como seria de esperar, para o mesmo tempo de estágio de envelhecimento, a elevação da temperatura provoca um aumento nas propriedades mecânicas, o que significa que estas ainda se encontram no patamar sub-envelhecido. Além do referido, é de notar que o aumento da temperatura tem maior efeito no aumento das propriedades mecânicas do que o tempo de estágio, uma vez que mesmo diminuindo o tempo de estágio as propriedades foram sempre melhorando com o aumento da temperatura. Por sua vez, o alongamento, teve tendência a reduzir, sendo que esta pode ser consequência do cálculo do volume de precipitação bastante acentuado de intermetálicos, à medida que se aumenta a temperatura, o que promove o endurecimento da liga e perda de ductilidade.

Realizando o tratamento de dados dos subcapítulos enumerados anteriormente e de forma a facilitar a leitura da previsão de resultados para os diferentes ciclos em estudo, realizou-se a tabela dos valores das propriedades mecânicas e SDAS adquiridas antes e após tratamento térmico, apresentadas na tabela 9.

Tabela 9 - Resultados das propriedades mecânicas e SDAS obtidas por simulação ProCAST

PREVISÃO	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)	A (%)	Dureza (HB)	SDAS (μm)
AC	75 a 80	-	-	-	62 a 67
ACS	-	-	-	-	
A1	185 a 213	235 a 257	1,9 a 5,2	84 a 92	
A2	211 a 233	239 a 264	1,1 a 3,2	89 a 96	
A3	217 a 235	242 a 265	1,0 a 2,8	91 a 96	

4.3. RESULTADOS PRÁTICOS

Os resultados práticos apresentam-se consoante o seguimento das tarefas realizadas, obtendo-se primeiramente os valores da tensão de limite elástico, a tensão de rutura, e o alongamento, sendo estes os valores correspondentes aos ensaios de tração. Seguidamente realizaram-se os ensaios de análise da microestrutura, medição dos SDAS e de dureza Brinell. A estes resultados, foi ainda associada a previsão de resultados, obtida com a simulação ProCAST para verificação e validação dos dados calculados com os obtidos experimentalmente, sendo a sua previsão limitada pelas linhas a tracejado incluídas nas figuras. Apesar da ferramenta utilizada para previsão de resultados apenas possibilitar o cálculo da tensão de limite elástico para a amostra “As Cast”, não sendo possível o cálculo de nenhuma propriedade da amostra solubilizada, os seus resultados serão expressos nas tabelas que se seguem, a fim de permitir a comparação das suas propriedades mecânicas. Tanto para o provete no estado “As Cast” (AC), como para o submetido unicamente à solubilização (ACS), não apresentam desvio padrão nos resultados mecânicos dos ensaios de tração, uma vez que para tais ensaios apenas foi utilizado um provete para cada.

4.3.1. ENSAIOS DE TRAÇÃO

Os dados resultantes da tensão de limite elástico assim como o seu desvio padrão, obtida nos ensaios de tração, são apresentados na figura 53. Nela, são também apresentadas as linhas a tracejado, tendo por objetivo indicar o intervalo de previsão obtido no cálculo.

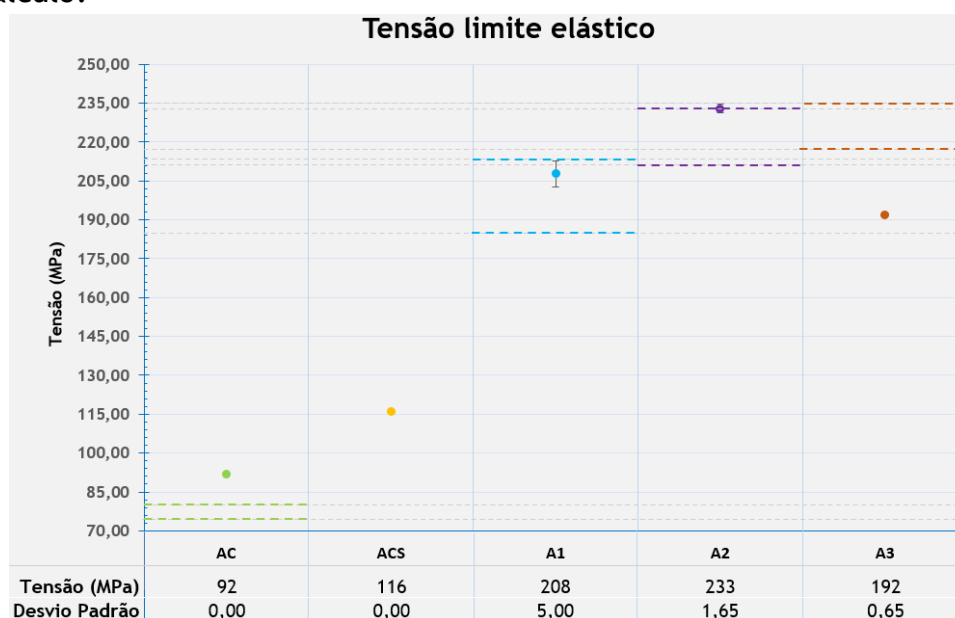


Figura 53 - Resultados práticos da tensão limite elástico e comparação com a sua previsão

Os resultados obtidos demonstram um aumento considerável da tensão de limite elástico, dos provetes tratados termicamente, tanto da solubilização como do envelhecimento, em comparação ao provete AC podendo adquirir um aumento de aproximadamente 154 %. O provete ACS, como esperado apesar de não ser possível a sua

previsão, apresentou maior tensão de limite elástico que o provete AC, dado ao fenómeno de endurecimento por S.S. provocado pelo arrefecimento em água logo após a solubilização. O provete que apresentou maior tensão foi o provete do ciclo A2 com uma tensão de 233 MPa. Relacionando os resultados práticos com os dados calculados, é de notar que a previsão AC não se encontra de acordo com o obtido experimentalmente. Apesar desta previsão ser obtida sem recorrer à ferramenta “*Cristal Advisor*”, pode dever-se à concentração do elemento modificador do eutético, como o sódio, encontrado na composição química obtida por chispa, pois este foi inicialmente tratado com o mesmo à percentagem de 0,02% apesar de a concentração indicada (0,001%) apresentar a ocorrência de desvanecimento. Teoria que será analisada mais à frente aquando da análise de microestrutura (capítulo 4.3.2) para comprovar ou desmentir o afirmado. Os ciclos A1 e A2 encontram-se dentro dos resultados de previsão, sendo a média e o desvio padrão do ciclo A1 concordantes com os limites de previsão. Já a média da tensão do ciclo A2 situa-se dentro, mas muito próxima, dos limites da previsão, podendo o desvio padrão superar o limite. Posto o referido, poderá indicar que a variação térmica (provocada pela temperatura de inércia) do forno poderá ter sido superior aos valores registados, apesar de esses não terem sido lidos no instrumento de medição utilizado. Por último, o ciclo A3 da qual se esperaria maior tensão de limite elástico, foi o ciclo que ficou aquém do previsto, tendo atingindo valores inferiores, mesmo em comparação com o ciclo A1. Apesar de este ter sido o ciclo que utilizou maior temperatura foi também o ciclo com um tempo de estágio mais curto, existindo por esse motivo a necessidade de tempo para que ocorram trocas térmicas entre o forno e o provete, e este estabilize à temperatura objetivo, algo que dado ao tempo de estágio definido poderá ter afetado a intensidade de precipitação do provete para o ciclo A3. Além do menor tempo de estágio, estes provetes foram envelhecidos após 24 horas em relação à tempera, pelo que poderá ter ocorrido inicialmente um envelhecimento natural afetando os resultados práticos.

Tratando de igual modo os valores obtidos da tensão de limite elástico, obtivemos os dados da tensão de rutura, sendo eles apresentados na figura 54.

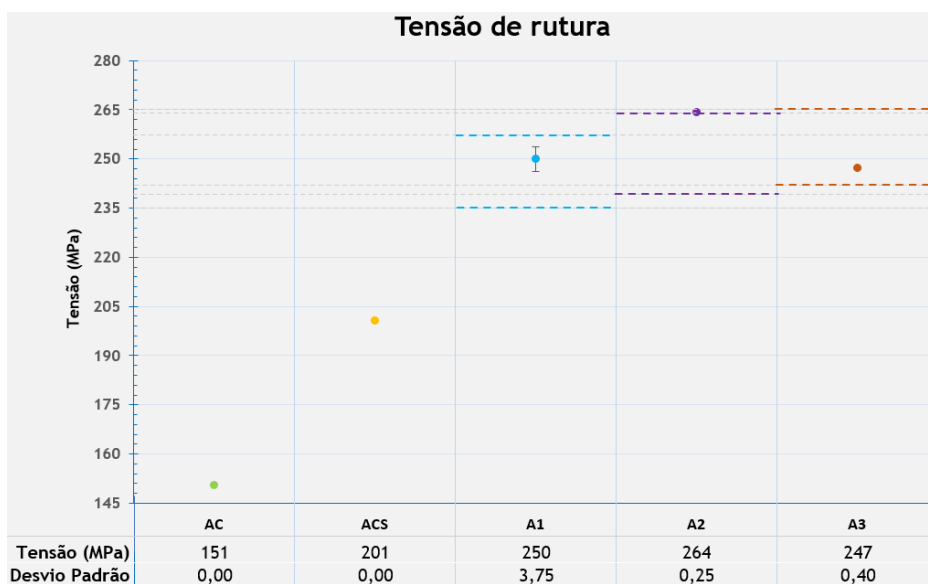


Figura 54 - Resultados práticos da tensão de rutura e comparação com a sua previsão

Em concordância com os resultados anteriormente obtidos, a tensão de rutura apresentou a mesma dispersão para os diferentes ciclos, tendo esta proporcionando um aumento de aproximadamente 75,5 %, em relação ao provete AC. Novamente, o ciclo A1 apresenta-se dentro da gama dos valores de previsão calculados pelo software ProCAST, obtendo a média de 250 MPa. O ciclo A2, apresentou uma tensão de 264 MPa, igualando-se ao limite máximo calculado na previsão de resultados. Apesar deste valor se encontrar no limite do previsto, posiciona-se dentro do valor limite da previsão calculada, podendo este resultado ser justificado pelo mesmo motivo descrito na tensão do limite elástico. Os resultados do ciclo A3, como na primeira análise, seria de esperar o maior valor para a tensão de rutura, algo que uma vez mais não se registou. Em contrapartida, este encontra-se dentro do intervalo previsto, validando deste modo a sua previsão para a propriedade mecânica em análise.

Por fim, o alongamento obteve uma distribuição inversa, para a maior parte dos ciclos, comparativamente aos valores obtidos nos ciclos homólogos, sendo os mesmos apresentados na figura 55.

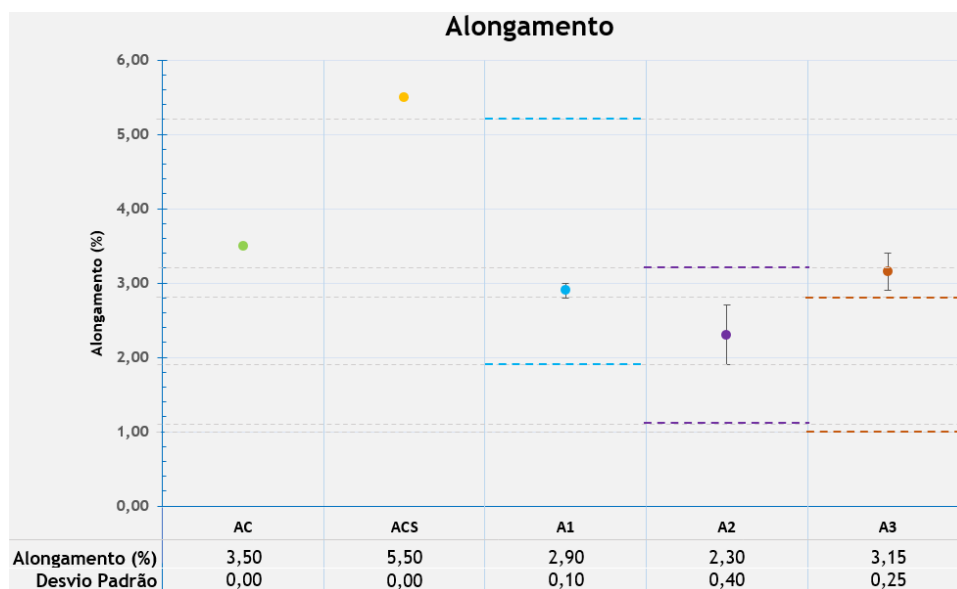


Figura 55 - Resultados práticos do alongamento e comparação com a sua previsão

Como referido na bibliografia, o bruto de fundição apresentaria um alongamento próximo de 2 %, mas tal não se verificou uma vez que este obteve valores de alongamento superiores, na ordem dos 3,5 %. Uma vez que o banho da liga foi inicialmente tratado com o modificador do eutético sódio, este valor pode advir da microestrutura de morfologia dúctil obtida após solidificação, apesar da composição química da liga apresentar baixa quantidade desse elemento, podendo indiciar que os mesmos poderão ter desvanecido. Como dito anteriormente, só após análise da microestrutura se poderá comprovar o afirmado. O provete que apresentou maior alongamento, com 5,5 % foi o provete ACS, podendo este valor ter sido atingido com base na “modificação térmica” do silício eutético e por a dissolução dos agentes endurecedores provocada pela solubilização. Os provetes referentes ao ciclo A1 e A2, apresentaram uma ductilidade inferior ao provete AC, podendo o principal responsável ser a precipitação dos intermetálicos Mg_2Si que

promovem o endurecimento da liga, mas a perda de ductilidade. Apesar de obtidos valores mais baixos, estes encontram-se dentro dos limites de previsão, validando o estudo efetuado no cálculo da previsão de tratamento térmico. No caso do provete referente ao ciclo A3, uma vez que anteriormente indicou valores de tensão mais baixos, apresenta agora uma ductilidade superior, reforçando a teoria descrita na análise da tensão de limite elástico. Contudo, este encontra-se fora dos limites de previsão calculados.

4.3.2. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

A análise da caracterização microestrutural foi realizada principalmente para o estudo da morfologia das placas de silício, de forma a obter informação sobre o estado dos provetes fornecidos e compará-los com as transformações que ocorreram com a realização dos tratamentos térmicos. Algumas das microestruturas obtidas encontram-se apresentadas na sequência de imagens da figura 56.

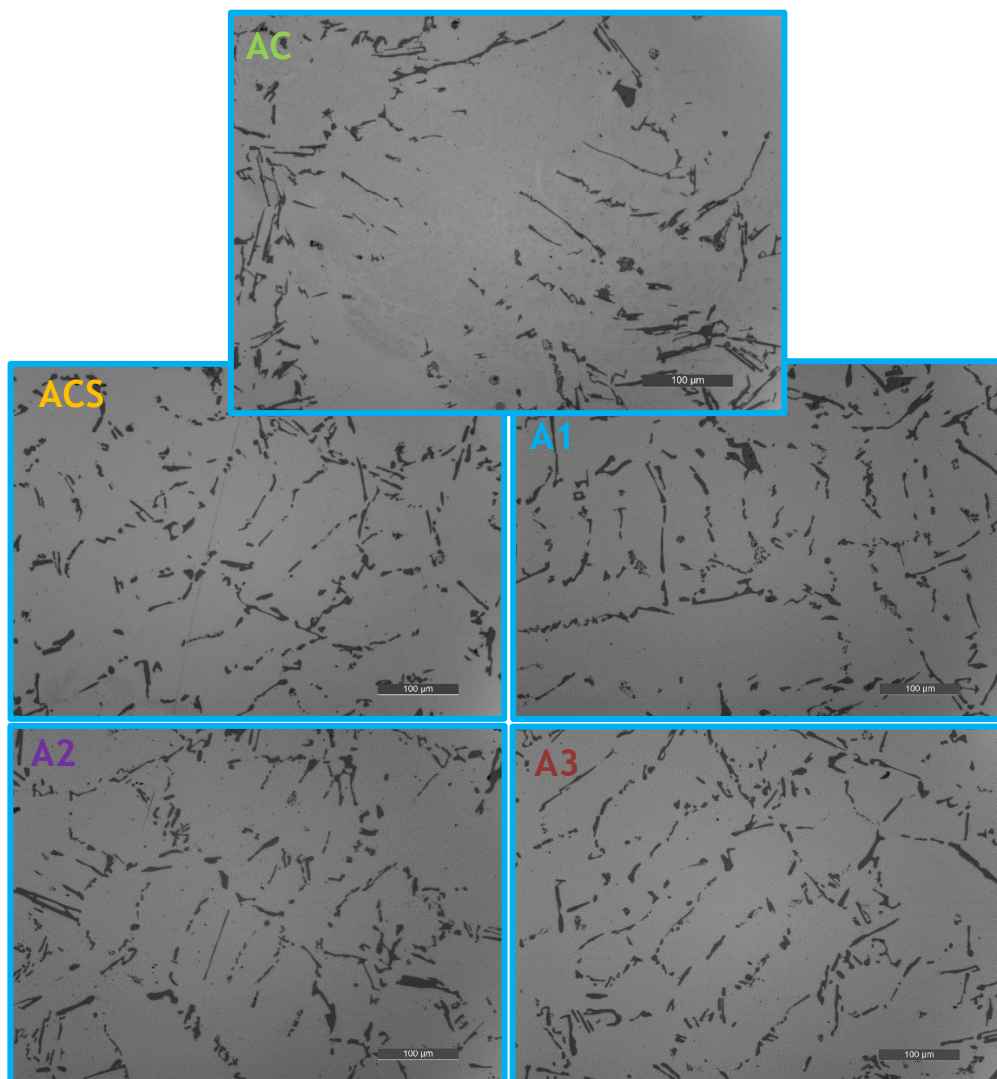


Figura 56 - Microestrutura recolhidas dos provetes submetidos às diferentes condições, obtida por microscopia ótica

Como é possível observar, todas as microestruturas obtidas são compostas por uma matriz de fase alfa, nomeadamente as dendrites de alumínio primário (a branco), e por placas de silício eutético (a cinzento-escuro), que se forma entre os braços das dendrites. A amostra AC (“As Cast”), apresenta uma morfologia do silício eutético acicular e comprido, como era de esperar após a obtenção da composição química fornecida pela FAB e pelas concentrações de sódio nela encontradas. Apesar da morfologia acicular obtida, esta não se encontra de igual modo facetada e grosseira à microestrutura prevista segundo a bibliografia, o que pode indicar que o fenómeno de desvanecimento ainda se encontra em processo no momento do vazamento, possibilitando uma morfologia de caracter menos frágil, e reforçando as justificações descritas nos resultados mecânicos. As amostras ACS, A1, A2 e A3 apresentam morfologia mais arredondada e fragmentada em relação à amostra AC, característico de uma estrutura mais dúctil, tendo esta sido adquirida pela “modificação térmica” do silício eutético imposta pelo tratamento térmico de solubilização. Além da transformação descrita, estes apresentam partículas de silício mais grossas, podendo ter ocorrido o engrossamento, provocado pelas altas temperaturas (540 °C) e tempo de estágio (6 horas) da solubilização. Às amostras envelhecidas A1, A2 e A3, como ainda não é possível realizar a previsão do volume de precipitados dispersos pela microestrutura através da simulação, a sua análise foi realizada com base na observação microscópica, não sendo possível verificar a intensidade/volume de precipitação, dado estas serem partículas que atingem tamanhos na ordem dos nanómetros e por isso necessitam de outros métodos, como o SEM por exemplo, para possibilitar a sua visualização.

4.3.3. MEDIÇÃO DOS SDAS

A medição do espaçamento dos braços secundários das dendrites, representados na figura 57, foi realizada com o intuito de validar os resultados de simulação com os resultados reais dos provetes submetidos às diferentes condições.

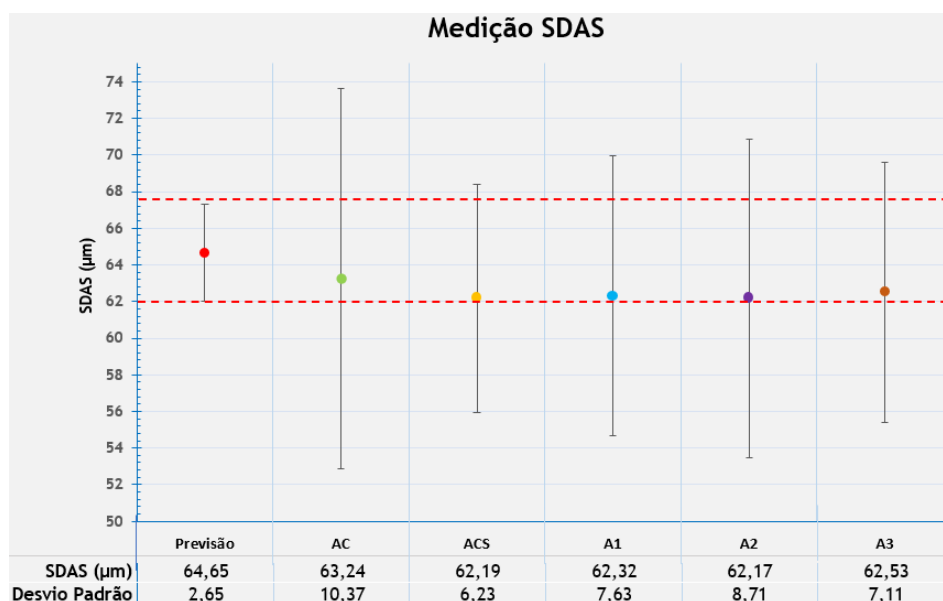


Figura 57 - Resultados da medição dos SDAS e comparação com a sua previsão

Analisando todos os resultados obtidos experimentalmente, podemos afirmar que não houve variação significativa na medição dos SDAS, sendo o valor mais baixo obtido de 62,17 μm , e o mais alto de 63,24 μm . Esta aproximação de resultados era já esperada, uma vez que a formação dendrítica depende da solidificação da liga e sua velocidade de arrefecimento, levando-me a concluir que todos os pares de provetes vazados tiveram taxas de arrefecimentos equivalentes. Comparando os resultados obtidos com o resultado de previsão, pode-se observar que estes se encontram dentro do intervalo calculado pelo software ProCAST, o que me leva a concluir que a previsão dos SDAS obtidas para o estudo é válida. Apesar da média de valores se encontrar dentro da previsão, é notório que o desvio padrão excede os intervalos admissíveis, podendo este ser característico de erros de medição associados à perceção dos SDAS, uma vez que as partículas se apresentam fragmentadas, ou por parametrização do software, uma vez que este considera as condições ideais de solidificação, e por isso a taxa de nucleação das fases primárias (“EQNMAX”, “EQSTD” e “EQUNDER”) e secundárias (“EUNUCL”, “EUPOWER” e “EUGROW”) deveriam de ser ajustadas.

4.3.4. ENSAIOS DE DUREZA

Como referido no procedimento, a caracterização de durezas foi efetuada após a realização dos ensaios de tração e preparação metalográfica, com uma amostragem de 5 identificações por amostra, resultando nos valores de dureza Brinell apresentados na figura 58. A esta análise foi também conjugada os valores limite de previsão calculados com o auxílio do ProCAST.

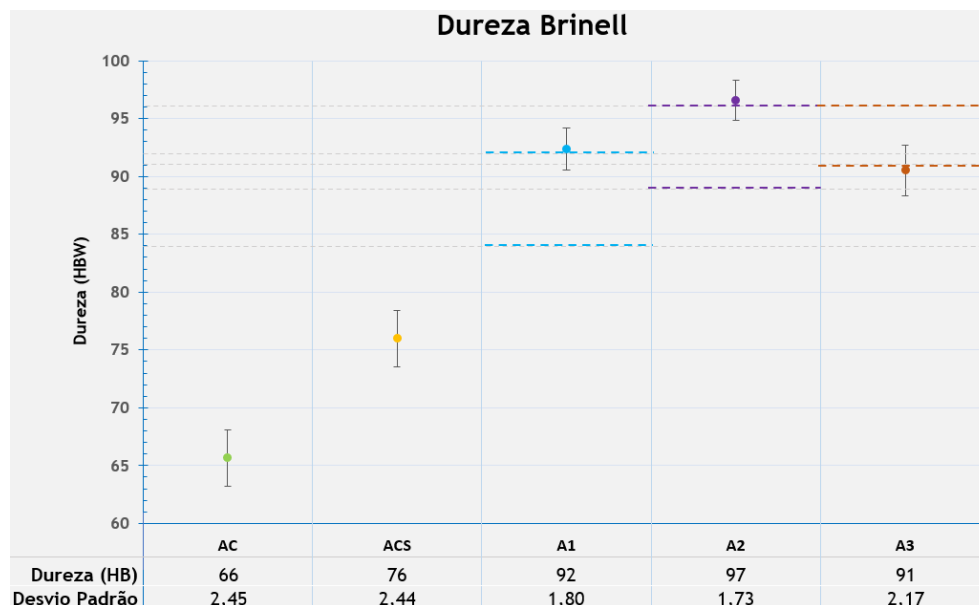


Figura 58 - Resultados práticos da dureza Brinell e comparação com a sua previsão

De acordo com os resultados obtidos anteriormente, nomeadamente a tensão de limite elástico e a tensão de rutura, a dureza Brinell apresenta o mesmo posicionamento para os diferentes provetes tratados e não tratados termicamente. O provete AC, apresenta-se

novamente com a dureza superior (66 HB) ao encontrado na pesquisa bibliográfica (60 HB), podendo os motivos de justificação anteriormente descritos ser aplicados. O ciclo de maior dureza adquirida, com um aumento de aproximadamente 47% em relação ao AC, foi o ciclo A2, resultado já esperado devido aos dados recolhidos até ao momento, apresentando-se com a dureza de 97 HB. A gama de valores obtidos na dureza, inesperadamente demonstram que os provetes com o ciclo A1 e A2, se encontram fora da previsão calculada, mesmo tendo ocorrido medições de dureza dentro do intervalo de previsão, como demonstrado pelo desvio padrão. Tal acontecimento pode dever-se à deformação provocada pelas amarras do ensaio de tração, dando origem ao endurecimento por deformação, apesar da preparação da amostra ter sido realizada de forma a expor as superfícies das zonas que apresentavam menor deformidade. Já o provete submetido ao ciclo A3, mesmo apresentando-se fora do limite inferior de previsão calculada, demonstrou que determinadas medições obtiveram valores de dureza dentro da gama de previsão, pelo que a deformação provocada pelas amarras do ensaio de tração poderá ter beneficiado o aumento da sua dureza situando-o na zona de validação de resultados.

4.4. ANÁLISE DA SIMULAÇÃO PROCAST

Para verificação correta do cálculo/criação da liga, com o *solver* “*computherm*”, deveria de ter sido realizada o estudo da temperatura de liquidus e de solidus, por método DSC (differential scanning calorimeter), de forma a obter uma primeira análise de validação do software com os dados práticos.

Como referido anteriormente no capítulo 4.2, o software ProCAST realiza os cálculos para as condições ideais, pelo que as variações inerentes ao processo de fundição devem de ser registadas e transpostas para o software de forma a obter dados mais próximos dos reais.

O ProCAST em conjunto com o módulo térmico especificamente desenvolvido para as ligas de alumínio A356.0/357.0, demonstram validade na obtenção da previsão de resultados, tanto em análise microestrutural como na análise mecânica, uma vez que apresentou dados concordantes com os obtidos praticamente. Apesar da sua validade, alguns dos campos de parametrização, nomeadamente os de carácter térmico e de nucleação, deverão de ser estudados e ajustados de forma a possibilitar a previsão de um intervalo com maior coerência em relação ao desvio padrão obtido nos ensaios práticos.

Os dados calculados pelo software através da tensão de limite elástico, nomeadamente a tensão de rutura, alongamento e dureza Brinell, apresentam ter uma variação constante, mesmo com o uso de diferentes ciclos. A exemplo do afirmado, qualquer ciclo que apresente uma previsão da tensão de limite elástico de, por exemplo, 217 a 219 MPa, vai representar uma tensão de rutura de 242 a 259 MPa, um alongamento de 1,8 a 2,8 % e

uma dureza de 91 a 93 HB, para a geometria e análise da peça em questão. Na tabela 10, são apresentados os ciclos referentes ao exemplo descrito.

Tabela 10 - Dados recolhidas na tabela 5 do subcapítulo 3.3.3.

Solubilização		Envelhecimento		Propriedades mecânicas			
Tempo (h)	T °C	Tempo (h)	T °C	Tensão limite elástico (MPa)	Tensão de rutura (MPa)	Alongamento (%)	Dureza Brinell (HB)
6	540	3	170	217 a 219	242 a 259	1,8 a 2,8	91 a 93
		2	175	217 a 219	242 a 259	1,8 a 2,8	91 a 93

Para comprovar novamente a veracidade da previsão dos resultados obtidos pela simulação ProCAST, realizou-se nova simulação de previsão do tratamento térmico, influenciando o ciclo térmico (tempo e temperatura de envelhecimento) de forma a obter o intervalo da tensão de limite elástico coerente com o real obtido, sendo os seus valores apresentados na tabela 11. A tensão de limite elástico obtida pelos ensaios práticos, foi o foco para a obtenção dos resultados de simulação, uma vez que as restantes propriedades mecânicas obtidas pelo software são calculadas baseando-se na mesma.

Tabela 11 - Previsão das propriedades mecânicas tendo em objetivo a tensão limite elástico obtida experimentalmente

	Tensão limite elástico (MPa)	Tensão de rutura (MPa)	Alongamento (%)	Dureza Brinell (HB)
Simulação ($Rp_{0,2}$ de 208 MPa)	207 a 209	237 a 255	2,0 a 3,0	89 a 91
Resultados do ciclo A1	208	250	2,9	92
Simulação ($Rp_{0,2}$ de 233 MPa)	232 a 234	248 a 264	1,0 a 2,3	94 a 96
Resultados do ciclo A2	233	264	2,3	97
Simulação ($Rp_{0,2}$ de 192 MPa)	191 a 193	237 a 250	2,7 a 4,5	85 a 87
Resultados do ciclo A3	192	247	3,2	91

Com os novos dados da simulação, é possível observar que todas as propriedades mecânicas calculadas pelo software ProCAST, à exceção da dureza Brinell (deformação provocada pelas mordças que poderá estar na origem do endurecimento), se encontram dentro dos valores obtidos pelos ensaios práticos, o que valida o cálculo de previsão utilizado pelo programa. Para validação da dureza, deveriam ter sido efetuados os ensaios de dureza Brinell antes dos provetes terem sido submetidos aos ensaios de tração.

5. CONCLUSÕES

Após realização do estudo de previsão, ensaios práticos em função do procedimento experimental e tendo em consideração os estudos efetuados pela revisão bibliográfica, é possível retirar as seguintes conclusões:

1. O tempo de solidificação obtido por simulação de enchimento e solidificação, é considerado um dos dados mais importantes para análise da microestrutura, uma vez que este vai definir o tamanho e o espaçamento dos braços secundários das dendrites, que por consequência irá influenciar a previsão das características mecânicas.
2. A simulação com o software ProCAST considera as condições ideais de processamento, pelo que todas as variáveis associadas à sua produção devem de ser analisadas e calculadas de forma a obter resultados próximos dos reais.
3. Os provetes que apresentaram melhor desempenho mecânico, foram os provetes submetidos ao ciclo A2, com a tensão de limite elástico de 232,95 MPa (pág. 45), tensão de rutura de 264,35 MPa (pág. 46) e uma dureza de 96,61 HB (pág. 50), apesar de apresentar o menor alongamento com 2,3 % (pág. 47).
4. Por análise à composição química do cacho, fornecida pela FAB, e análise microestrutural à amostra retirada do provete AC, é possível verificar que o efeito modificador do eutético provocado pelo sódio encontra-se desvanecida, dado à morfologia adquirida nas partículas de silício.
5. Apesar da ocorrência do desvanecimento de sódio, o tratamento térmico proporcionou a modificação do silício eutético, no decorrer da solubilização.
6. Mesmo resultando num desvio padrão fora do intervalo previsto calculado, a média da medição dos SDAS encontra-se coerente em relação a todas as amostras em estudo e dentro da gama de previsão, validando deste modo os resultados obtidos pela simulação ProCAST.
7. Os resultados de dureza obtidos experimentalmente, apresentaram-se sempre fora dos limites de previsão calculados, podendo estes resultados terem sido influenciados pela deformação imposta pelas mordças da máquina de tração na cabeça do provete e que poderá ter levado a um endurecimento por deformação.
8. Em suma, apesar de alguns dos resultados apresentados se encontrarem fora do intervalo de previsão, nomeadamente o ciclo A3, é possível concluir que o software ProCAST permite a previsão válida dos valores obtidos antes e após tratamento térmico, sendo necessária ainda o ajuste adequado para as condições reais, e a consideração de todas as variáveis existentes no processo.

5.1. TRABALHOS FUTUROS

Como dito anteriormente, o módulo recentemente lançado pela ESI, ainda se encontra em desenvolvimento, mas seria ideal realizar o estudo de uma peça com maior complexidade, possibilitando obter a distribuição mecânica na peça com variação de espessura, após submetido ao tratamento térmico. Dado à abordagem inicial da microestrutura para compreender os fenômenos em cálculo, e de forma a possibilitar a previsão da mesma, a realização do estudo de tamanho de grão e de solidificação seriam temas interessantes, fornecendo dados como a previsão e distribuição das zonas de nucleação, colunares e equiaxiais, sendo que este necessitariam do *solver* “CAFE” para sua previsão. Por último, e de forma a complementar o estudo de tratamentos térmicos, com recurso ao software de simulação ProCAST, propunha a realização do estudo de distorção geométrica da peça após tratamento térmico, apesar de que o *solver* “Stress” teria que ser fornecido de forma a possibilitar o cálculo.

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Iqbal, H., et al., *Mold Design Optimization for Sand Casting of Complex Geometries Using Advance Simulation Tools*. Materials and Manufacturing Processes - MATER MANUF PROCESS, 2012. 27.
2. Rose, D.P., *PATTERNMAKING*. FWP journal, 1984. 24(9): p. 61-62, 64.
3. Hirigo, T.H. and B. Singh, *Design and analysis of sand casting process of mill roller*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2019. 105(5): p. 2183-2214.
4. Alloys, R., *Primary Aluminium Casting Alloys*. 2010.
5. Wu, C.K.L., *Predicting the Response of Aluminum Casting Alloys to Heat Treatment*, in *Materials Science and Engineering*. 2012, WORCESTER POLYTECHNIC INSTITUTE.
6. Committee, A.S.M.I.H., *Specific Metals and Alloys*, in *ASM Handbook, Volume 02 - Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*. ASM International. p. 1-13.
7. Committee, A.H., *Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*. 1990: ASM International.
8. The Aluminium Association, i., American National Standards Institute, *American national standard alloy and temper designation systems for aluminium, ANSI H35.1/H35.1M-2017*. Secretariat, May 12, 2017: p. 1 - 15.
9. Mohiuddin, M., et al., *Experimental investigation to produce thin-walled sand casting using combination of casting simulation and additive manufacturing techniques*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2017. 90.
10. Kaufman, J.G., *Fire Resistance of Aluminum and Aluminum Alloys: & Measureing the Effects of Fire Exposure on the Properties of Aluminum Alloys*. 2016: ASM International.
11. Somerday, B.P. and C.S. Marchi, 3 - *Hydrogen containment materials*, in *Solid-State Hydrogen Storage*, G. Walker, Editor. 2008, Woodhead Publishing. p. 51-81.
12. Hovorun, T.P., et al. *Modern materials for automotive industry*. 2017.
13. Lu, S.-p., et al., *A new fast heat treatment process for cast A356 alloy motorcycle wheel hubs*. China Foundry, 2018. 15(1): p. 11-16.
14. Alam, M.K.-U., *Thermal and Microstructural Analysis of the A356 Alloy Subjected to High Pressure in the Squeeze Casting (SC) UMSA Technology Platform*. 2014.
15. Barrirero, J., *Eutectic Modification of Al-Si casting alloys*. 2019.
16. Chegg. *The images are micrographs of Al-7Si alloy: (Al) dendrites + interdendritic Al-Si eutectic*. 20 [cited 2021 05 janeiro]; Available from: <https://www.chegg.com/homework-help/questions-and-answers/images-micrographs-al-7si-alloy-al-dendrites-interdendritic-al-si-eutectic-first-image-x5--q23628675>.
17. Kimura, T. and T. Nakamoto, *Microstructures and mechanical properties of A356 (AlSi7Mg0.3) aluminum alloy fabricated by selective laser melting*. Materials and Design, 2016. 89: p. 1294-1301.
18. Abdulwahab, M., et al., *Effects of temper conditions and step-quenching-ageing on the hardness characteristics and yield strength of A356.0-type Al-Si-Mg alloy*. Silicon, 2012. 4(2): p. 137-143.
19. Davis, J.R., *Aluminum and aluminum alloys*. 2013.
20. Emadi, D., et al., *Optimal heat treatment of A356.2 alloy*. TMS Light Metals, 2003: p. 983-989.
21. Möller, H., G. Govender, and S. Waldo, *Investigation of the T4 and T6 Heat Treatment Cycles of SemiSolid Processed Aluminium Alloy A356*. The Open Materials Science Journal, 2010. 2: p. 11-18.
22. Kahtani, S., H. Doty, and F. Samuel, *Combined effect of melt thermal treatment and solution heat treatment on eutectic Si particles in cast Al-Si alloys*. International Journal of Cast Metals Research, 2014. 27: p. 38-48.

23. Geetha, B. and K. Ganesan, *The Effects of Ageing Temperature and Time on Mechanical Properties of A356 Aluminium cast Alloy with Red Mud Addition and Treated By T6 Heat Treatment*. Materials Today: Proceedings, 2015. 2(4): p. 1200-1209.
24. Ma, S., et al., *A Methodology to Predict the Effects of Quench Rates on Mechanical Properties of Cast Aluminum Alloys*. Metallurgical and Materials Transactions B, 2007. 38: p. 583-589.
25. Liao, H., Y. Sun, and G. Sun, *Correlation between mechanical properties and amount of dendritic α -Al phase in as-cast near-eutectic Al-11.6% Si alloys modified with strontium*. Materials Science and Engineering: A, 2002. 335(1-2): p. 62-66.
26. Heiberg, G. and L. Arnberg, *Investigation of the microstructure of the Al-Si eutectic in binary aluminium-7 wt% silicon alloys by electron backscatter diffraction (EBSD)*. Journal of Light Metals, 2001. 1(1): p. 43-49.
27. Zhang, B.-r., M. Garro, and C. Tagliano, *Dendrite arm spacing in aluminium alloy cylinder heads produced by gravity semi-permanent mold*. Metallurgical Science and Technology, 2013. 21.
28. Zu, F.Q. and L. Xiaoyun, *Special Report CHINA FOUNDRY Functions and mechanism of modification elements in eutectic solidification of Al-Si alloys: A brief review*. China Foundry, 2014. 11: p. 287-309.
29. Al Kahtani, S.A., H.W. Doty, and F.H. Samuel, *Combined effect of melt thermal treatment and solution heat treatment on eutectic Si particles in cast Al-Si alloys*. International Journal of Cast Metals Research, 2014. 27(1): p. 38-48.
30. Colley, L.J., *Microstructure-property models for heat treatment of A356 aluminum alloy*. 2011, University of British Columbia.
31. Segundo, E.H., G.O. Verran, and G.d.M. Batista, *Análise dos efeitos dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial sobre a microestrutura da liga de alumínio A356*. Matéria (Rio de Janeiro), 2015. 20: p. 936-945.
32. Anzeige, *HOW ONE GLOBAL MATERIALS ENGINEERING GROUP IS ADVANCING MANUFACTURING THANKS TO VIRTUAL PROTOTYPING*, in *Foundry Planet*. 2017: Foundry Planet.
33. Kumar, D.P.P.R.a.B.S., *Predicting the Casting Defects through Simulation*. IJETSR - International Journal of Engineering Technology Science and Research, 2017. Volume 4(Issue 12): p. 8.
34. p, e.s.i.-g.r.u., *Casting Simulation Suite ProCAST / QuikCAST*, ESI, Editor. 2017. p. 15.
35. Nandi, T., *Application of Simulation Softwares for Analysing the Solidification Pattern of Aluminium Alloy (LM6) Casting*. Scholars Journal of Engineering and Technology, 2016. 4: p. 312-324.
36. p, e.s.i.-g.r.u., *Casting Simulation Suite ProCAST / QuikCAST*, ESI, Editor. 2011.
37. Panzhong, L. and L. Ning, *Low pressure casting technology and forming process analysis of metal mold based on ProCAST FEA procedure*. Mechanics of Advanced Materials and Structures, 2020.
38. ProCAST, *ProCAST 2018.0 User's Guide -Surface mesh*. 2018: Procast Manual - Release Notes
39. Maciel, R.M.d.C.A., *Método dos elementos finitos aplicado à análise de sólidos: concepção e implementação*, in *Engenharia Civil*. 2013, Instituto Superior Técnico de Lisboa: Universidade Técnica de Lisboa. p. 159.
40. Dubey, S. and S.R. Swain. *Numerical investigation on solidification in casting using ProCAST*. in *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2019.
41. Huang, P.-H. and C.-J. Lin, *Computer-aided modeling and experimental verification of optimal gating system design for investment casting of precision rotor*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2015. 79.
42. Havlicek, F. and T. Elbel, *Geometrical modulus of a casting and its influence on solidification process*. Archives of foundry engineering, 2011. 11(4): p. 170-6.
43. Enesi, S., O. Ajayi, and A. Inegbenebor, *Article ID: IJMET_10_01_188 Molten Metals In Runners For Defect Control in Casting of a Spur Gear Blank*. International Journal of Mechanical Engineering and Technology, 2019. 10: p. 1921-1933.

44. Zheng, K., et al., *Numerical simulation and optimization of casting process of copper alloy water-meter shell*. *Advances in Mechanical Engineering*, 2020. 12(5): p. 1687814020923450.
45. Puga, H., et al., *Low pressure sand casting of ultrasonically degassed AlSi7Mg0.3 alloy: Modelling and experimental validation of mould filling*. *Materials & Design*, 2016. 94: p. 384-391.
46. ESI, *Getting Started with Visual-Viewer - Casting Simulation Suite (ProCAST and QuikCAST)*, E.-. Group, Editor. 2019.
47. Badarinath Kalkunte, M.A., Ole Köser & Claude-Alain Rolle, *Prediction of casting properties and performance through an overall process chain*, in *Simulation and software solutions*, ESI-Group, Editor. 2012.
48. Duan, Y.C., et al., *Numerical prediction of fatigue life of an A356-T6 alloy wheel considering the influence of casting defect and mean stress*. *Engineering Failure Analysis*, 2020. 118.
49. J. GUO, W.C., S. SCOTT, T. KRONENBERGER, J. HIRVELA4 and Ole Köser, *Prediction of Microstructure and Mechanical Properties in Aluminium Castings after Heat Treatment*, ESI-Group, Editor. 2020, ESI-Group. p. 1 - 42.
50. Sabau, A., *Modeling of interdendritic porosity defects in an integrated computational materials engineering approach for metal casting*. *International Journal of Cast Metals Research*, 2016: p. 1-7.
51. AlCircle. *ESI Group introduces comprehensive cast simulation software for aluminium die casters*. 06 April 2016 [cited 2020 28 dezember]; Available from: <https://www.alcircle.com/news/esi-group-introduces-comprehensive-cast-simulation-software-for-aluminium-die-casters-24459>.
52. Sanchez Sarmiento, G., A. Gastón, and G. Totten, *Computational modeling of heat treating processes by use fo HT-MOD and ABAQUS*. *Latin American applied research*, 2011. 41: p. 217-224.
53. Beckermann, C. *Simulation of Heat Treatment Distortion*. 2005.

5. ANEXOS

Parametrização

STORAGETYPE :- Specifies different storage interval options while generating solver output.
Different storage options:
STORAGETYPE 1: Generates output for step frequency specified in *FREQ (TFREQ, VFREQ, QFREQ etc) parameters.
STORAGETYPE 2: Generates output for the time frequency specified in STORAGETIME parameter
STORAGETYPE 4: Generates output for the filling fraction specified in STORAGEFILL parameter
STORAGETYPE 8: Generates output for the solid fraction specified in STORAGEEFS parameter
STORAGETYPE 16: Results output only happens on a stress calculation step (multiple of SCALC, time function or not)
STORAGETYPE 32: Generates output for step frequency specified TFREQ parameter plus important events like end of filling and pool model activation.

Above storage types can be combined to generate output based on user requirement. For example, in filling and thermal case, where filling occurs in 0-200 steps, during which solidification starts at step 150 and completes at 300, calculation runs till TSTOP 360 is reached

We can have following possibilities:

case 1: **STORAGETYPE 4:** for step 0-200 it is controlled by STORAGEFILL, 200-360 is controlled by TFREQ.

case 2: **STORAGE TYPE 12:** for step 0-200 it is controlled by STORAGEFILL, 200-320 by STORAGEEFS, 320-360 by TFREQ.

case 3: **STORAGETYPE 6:** for step 0-200 it is controlled by STORAGEFILL, 200-360 is controlled by STORAGETIME.

case 4: **STORAGETYPE 10:** for step 0-150, it is controlled by STORAGETIME, for 150-320, it is controlled by STORAGEEFS, from 320-360 it is STORAGETIME again.

Note: When user selects **STORAGETYPE 12**, the solver checks simultaneously both conditions for STORAGEFILL and STORAGEEFS, and when either of them is reached during the filling, the solver forces an storage output

STORAGEFILL :- Specifies filling fraction value when **STORAGETYPE 4** is used

STORAGETIME :- Specifies time frequency value when **STORAGETYPE 2** is used

STORAGEEFS :- Specifies solid fraction value when **STORAGETYPE 8** is used.

EQNMAX :- First nucleation parameter of the dendritic primary phase. Maximum density of nuclei of the Gaussian distribution.

EQSTD :- Second nucleation parameter of the dendritic primary phase. Standard deviation of the Gaussian distribution.

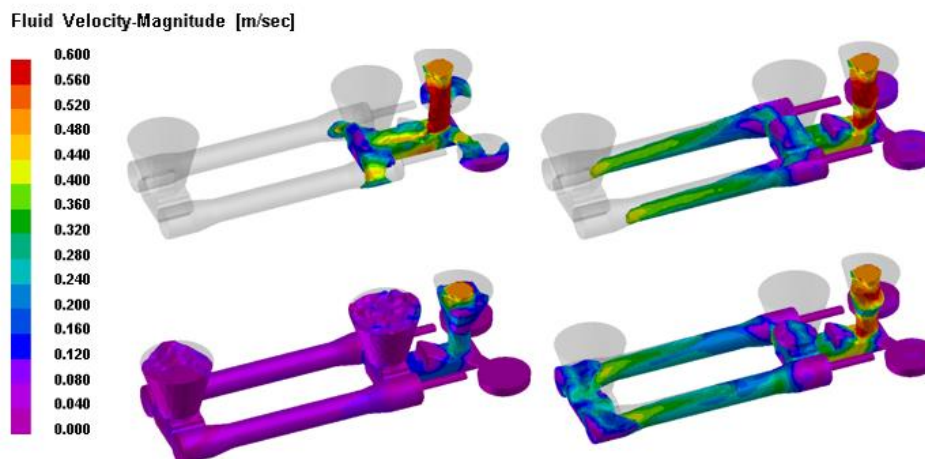
EQUNDER :- Third nucleation parameter of the dendritic primary phase. Average undercooling of the Gaussian distribution.

EUNUCL :- First nucleation parameter of the eutectic phase. Nucleation factor.

EUPOWER :- Second nucleation parameter of the eutectic phase. Nucleation exponent.

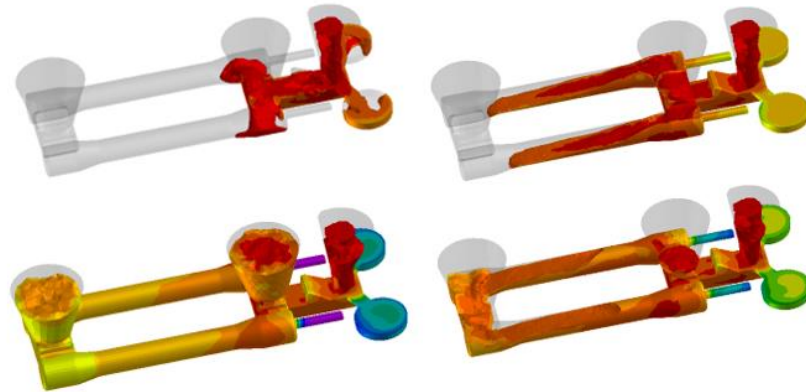
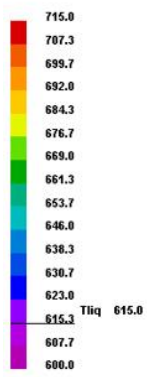
EUGROW :- Eutectic growth kinetics constant.

Velocidade de enchimento do cacho.



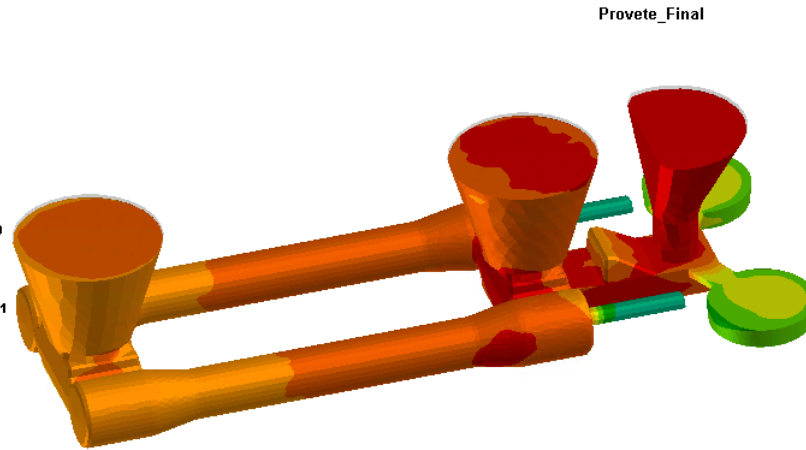
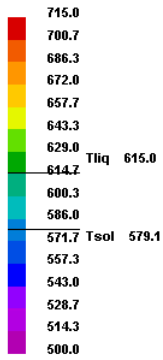
Temperatura de enchimento do cacho.

Temperature [C]



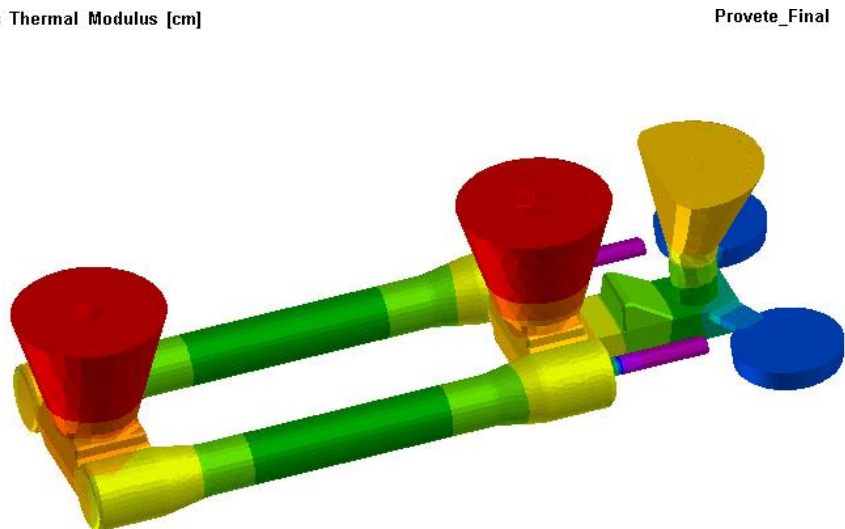
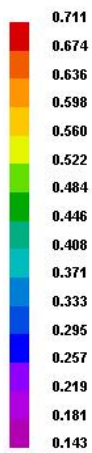
Distribuição térmica do cacho após enchimento.

Temperature [C]

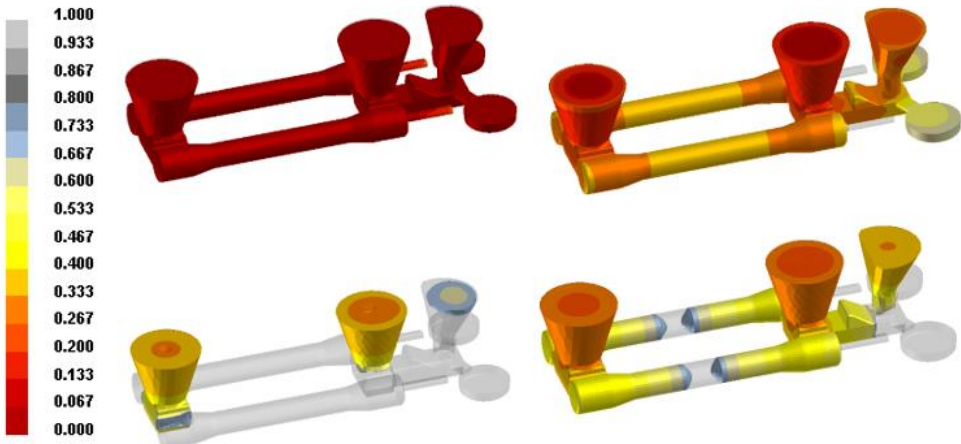


Módulo térmico de Chvorinov's

Chvorinov's Thermal Modulus [cm]



Fração sólida para verificação da direção de solidificação e últimos pontos a solidificar.



Porosidade obtida pela visão raio X do cacho simulado por ProCAST.

