



Universidade do Minho

Escola de Engenharia

Hugo Tiago da Silva Machado

**Utilização de ultrassons para
afinação da microestrutura de
fundidos de alumínio obtidos por
fundição em cera perdida**

Dissertação de Mestrado

Ciclo de Estudos Integrados Conducentes ao Grau de
Mestre em Engenharia Mecânica

Trabalho efetuado sob a orientação de:

Professor Doutor Joaquim Barbosa

Doutor Hélder Puga

Universidade do Minho

DECLARAÇÃO

Hugo Tiago da Silva Machado

Endereço eletrónico: htiago19@gmail.com Telefone: 916407916

Número do Bilhete de Identidade: 13730355

Título dissertação /tese

Utilização de ultrassons para afinação da microestrutura de fundidos de alumínio obtidos por fundição em cera perdida.

Orientador:

Professor Doutor Joaquim Barbosa

Universidade do Minho

Co-Orientador:

Professor Doutor Hélder Fernandes Puga

Universidade do Minho

Ano de conclusão: 2013

Designação do Mestrado:

Ciclo de Estudos Integrados Conducentes ao Grau de Mestre em Engenharia Mecânica

DE ACORDO COM A LEGISLAÇÃO EM VIGOR, NÃO É PERMITIDA A REPRODUÇÃO DE QUALQUER PARTE DESTA TESE/TRABALHO

Universidade do Minho, ___/___/_____

Assinatura: _____

Agradecimentos

Desde já quero agradecer de uma forma distintiva aos meus pais pelo seu suporte em todas as ocasiões não só na realização desta dissertação mas também ao longo de todo o meu trajeto ao incentivar e ajudar em todos os momentos subjacentes à realização desta meta.

Aos meus orientadores, Professor Doutor Hélder Puga e Joaquim Barbosa pelo seu contínuo auxílio, paciência, incentivo, partilha de conhecimentos e sugestões ao longo das várias fases de todo o trabalho desenvolvido.

À Universidade do Minho e ao departamento de Engenharia Mecânica por todos os meios disponibilizados para que o projeto fosse executado da melhor forma possível. Ao Miguel Abreu pela grande ajuda na elaboração do polimento de todas as amostras resultantes dos variados ensaios realizados, ao técnico Vítor Neto pelo seu suporte na obtenção dos provetes de tração e das inúmeras operações de corte efetuadas e ainda ao técnico Araújo pelo apoio prestado na realização dos ensaios de tração.

Aos meus peculiares amigos que estiveram desde o momento inicial sempre presentes neste longo caminho encorajando a ultrapassagem dos diversos obstáculos presentes e compartilhando momentos decisivos e marcantes mesmo sem a sua perceção.

Por último, aos meus colegas do Laboratório de fundição que proporcionaram conversas sérias sobre a temática desta dissertação, partilha de informação, momentos de descontração e continua definição de objetivos com o designio não esmorecer os indices de motivação na realização deste extenso trabalho desenvolvido.

A todas as pessoas envolvidas, muito obrigado.

Resumo

A realização desta dissertação possui como desígnio o estudo da influência que a aplicação do tratamento físico por ultrassons (US) exerce nos fundidos produzidos através do processo de fundição por cera perdida. Com base neste propósito, são averiguadas as diversas noções inerentes e fundamentais destas temáticas na sua execução relativamente ao processo de manufatura como também à caracterização posterior do fundido produzido.

Com este objetivo foi produzido inicialmente um exemplar de um componente com o intuito de avaliar desde logo o impacto na microestrutura deste e conseqüentemente analisar e determinar as localizações em que a modificação seja evidente. Isto proporciona não só o conhecimento do impacto da utilização do US como também permite balizar essa mesma zona de transformação. Esta fase inicial em conjugação da avaliação deste método com diferentes fundidos em termos dimensionais facultou a conceção de um modelo de cera que alberga as características mais benéficas para as propriedades mecânicas pretendidas que os componentes produzidos obtenham. Nas diversas etapas foram sempre concebidos fundidos com tratamentos do banho metálico diferentes com o intuito de existir um termo de comparação de forma a facilitar a análise da influência que exerce a utilização dos US.

A análise das várias fases realizadas possibilitou a perceção de que a potencialidade benéfica deste tratamento é verificada e reflete essa mesma melhoria num superior grau de afinação da microestrutura e também nas propriedades mecânicas com o aumento da extensão e tensão de rotura. Desta forma a realização desta dissertação contribui com a confirmação da potencialidade de aplicação prática no meio industrial desta tecnologia como para o seu contínuo desenvolvimento.

Abstract

The objective of this thesis was to study the effects of the application of ultrasonic vibration (US) on castings obtained by the process of investment casting. Based on this purpose several essential aspects were investigated for implementation of the manufacturing process as well the subsequent characterization of the produced cast.

Initially one model of a component was produced in order to know the impact of this treatment on the microstructure and to analyze the occurred change. This provides the chance to delimit the preliminary processing zone. This initial phase in conjunction with the running of some tests in different dimensional models permitted the development of a mold with the best theoretical characteristics to obtain one component with good mechanical properties. In the various stages castings with multiple solidification situations were always produced, with and without acoustic energy to compare the results.

The samples produced were analyzed based on the cooling rate, microstructure evaluation and tensile strength. This study confirmed the knowledge of the beneficial effects of using acoustic energy on the treatment of melts. This improvement is visible in mechanical properties of tensile strength and microstructure refinement. This thesis contributed to confirm the potential benefit of US application in this manufacturing process and to add motivation to further research on this subject.

Índice

Agradecimentos.....	i
Resumo.....	iii
Abstract.....	v
Índice.....	vii
Lista de figuras.....	xi
Lista de tabelas.....	xv
Capítulo 1 - Introdução.....	1
Capítulo 2 - Fundamentos teóricos.....	5
2.1. Fundição - Generalidades.....	5
2.1.1. Vantagens da fundição.....	5
2.1.2. Aplicações.....	6
2.2. Fundição de precisão – Cera perdida.....	6
2.2.1. Descrição do processo de cera perdida – carapaça cerâmica.....	7
2.2.1.1. Fabrico dos moldes de cera.....	9
2.2.1.2. Fabrico da moldação cerâmica.....	12
2.2.1.3. Fusão e vazamento.....	17
2.3. Ligas de Alumínio – Silício na fundição em cera perdida.....	19
2.3.1. Desgaseificação.....	20
2.3.1.1. Desgaseificação por fluxo gasoso.....	22
2.3.1.2. Desgaseificação por ultrassons.....	23
2.3.2. Afinação de grão.....	24
2.3.2.1. Afinação por via química.....	24
2.3.2.2. Afinação por ultrassons.....	25
2.3.3. Modificação do silício eutético.....	26
2.3.3.1. Modificação do silício eutético por via química.....	26
2.3.3.2. Modificação do silício eutético por ultrassons.....	27
2.4. Súlula.....	28

Capítulo 3 - Metodologia experimental	29
3.1. Produção da moldação cerâmica	29
3.1.1. Materiais	30
3.1.2. Equipamentos utilizados.....	31
3.1.3. Procedimento experimental	32
3.1.3.1. Fabrico dos moldes de cera.....	32
3.1.3.2. Formulação e preparação da barbotina	34
3.1.3.3. Produção da carapaça	35
3.2. Fusão e vazamento	36
3.2.1. Materiais	36
3.2.2. Equipamentos utilizados.....	37
3.2.3. Procedimento experimental	39
3.2.3.1. Descirificação e sinterização	39
3.2.3.2. Fusão e vazamento	40
3.3. Técnicas de caracterização.....	44
3.3.1. Preparação das amostras.....	44
3.3.2. Microestrutural	44
3.3.3. Mecânica	46
3.3.3.1. Ensaio de Dureza	46
3.3.3.2. Ensaio de tração	47
3.3.4. Térmica.....	47
3.4. Súmula	52
Capítulo 4 - Análise e discussão de resultados	53
4.1. Ensaio preliminar	53
4.2. Ensaio 1 - Avaliação da influência dos US nas características metalúrgicas de diferentes geometrias.....	57
4.2.1. Análise térmica.....	59
4.2.2. Análise microestrutural	64
4.2.3. Análise da dureza.....	71
4.3. Ensaio 2 - Avaliação da influência dos US nas propriedades mecânicas da geometria de diâmetro 20 mm	73
4.3.1. Análise microestrutural.....	75
4.3.2. Análise da dureza.....	78
4.3.3. Análise mecânica	79

4.4. Súmula	83
Capítulo 5 - Conclusões e trabalhos futuros	85
5.1. Trabalhos futuros	86
Referências bibliográficas	89
Anexo I. Análise da temperatura de vazamento da cera nos contra-moldes metálicos	93
AI.1. Procedimento e análise da temperatura de vazamento da cera	94
Anexo II. Evolução das características da barbotina ao longo do projeto e controlo do progresso da moldação cerâmica	97
AII.1. Evolução dos parâmetros de controlo da barbotina	98
AII.2. Controlo do progresso da moldação cerâmica	100

Lista de figuras

Capítulo 2

Figura 2.1: Ilustração das várias etapas do processo de fundição por cera perdida em carapaça cerâmica.....	8
Figura 2.2: Diferentes coeficientes de expansão térmica de alguns materiais refratários.....	14
Figura 2.3: Operação de emersão e recobrimento com material refratário do cacho de cera	16
Figura 2.4: Solubilidade do Hidrogénio da liga em estudo a diferentes temperaturas.....	21

Capítulo 3

Figura 3.1: Contra-moldes metálicos de diferentes diâmetros internos e alturas para a produção dos modelos de cera. (a) $d = 20$ mm, $h = 135$ mm (b) $d = 30$ mm, $h = 175$ mm (c) $d = 40$ mm, $h = 120$ mm.....	31
Figura 3.2: (a) Equipamento de aquecimento <i>Agimatic-IV</i> do grupo Selecta (b) Rolos de agitação (c) Aparelho separador para granulometria	32
Figura 3.3: Operação de lixagem da superfície de contacto entre contra-molde/cera (a) Efeito no contra-molde metálico (b) Consequência do vazamento da cera sem realização da lixagem.	33
Figura 3.4: Adesão do modelo ao contra-molde metálico e natural danificação do modelo na desmoldação.....	33
Figura 3.5: Suspensão do modelo de cera para a realização da operação de secagem	35
Figura 3.6: Mufla no qual foi realizado as operações de descirificação e sinterização	37
Figura 3.7: Equipamentos de fusão utilizados nos diversos ensaios realizados no âmbito deste estudo.....	38
Figura 3.8: Elementos constituintes da unidade responsável pela formação de cavitação acústica no metal líquido	38
Figura 3.9: Ciclo térmico realizado às diversas moldações cerâmicas produzidas neste projeto.	39
Figura 3.10: Ilustração do momento de aplicação dos US na solidificação da liga no ensaio preliminar. (1) Sistema de recolha da temperatura através do termopar do tipo K (2) Dispositivo de US (3) Moldação cerâmica	41

Figura 3.11: Esquema representativo dos diversos equipamentos utilizados no ensaio um. (1) Dispositivo de US (2) Moldação cerâmica (3) Equipamento de aquisição de temperaturas (4) Gerador acústico (5) PC munido com o <i>software Labview 7.1 Professional Development System</i>	42
Figura 3.12: Montagem utilizada na elaboração do ensaio dois com utilização do sistema de US. (1) Gerador de US (2) Conjunto suporte/US (3) Moldação cerâmica	43
Figura 3.13: Seleção aleatória de 30 grãos de α -Al através do <i>software Image-pro plus 6.0</i> para determinação da sua área.....	45
Figura 3.14: Ilustração da medição das diagonais (d1 e d2) através de imagem obtida do MO e que possibilita a obtenção do parâmetro (d) da equação (3.4)	46
Figura 3.15: Exemplar de um corpo de prova de secção circular utilizado nos ensaios de tração com representação das suas dimensões. Areal transversal, $A_0 = 8 \pm 0,05$ mm, comprimento útil $l_0 = 70 \pm 0,05$ mm	47
Figura 3.16: Curva de arrefecimento, primeira derivada e pontos passíveis de ser analisados durante a solidificação da liga A356	48
Figura 3.17: Curvas esquemáticas representativas dos patamares de análise da afinação (a) e modificação (b) presentes na curva de arrefecimento e respetivos parâmetros característicos.....	49
Figura 3.18: Fluxograma representativo dos diversos ensaios realizados ao longo da dissertação.	52

Capítulo 4

Figura 4.1: (a) Dimensões do modelo de cera $h = 175$ mm, $d = 30$ mm. (b) Moldação cerâmica utilizada na realização do ensaio preliminar após ser efetuada todas as operações inerentes à sua produção.	54
Figura 4.2: Localização geométrica das amostras provenientes do fundido obtido no ensaio preliminar	55
Figura 4.3: Microestruturas obtidas no ensaio preliminar da liga A356 a uma distância de 40 mm do radiador acústico (a) no centro (b) na periferia da amostra	55
Figura 4.4: Microestruturas obtidas na parte central das amostras da liga A356 no ensaio preliminar nas diferentes localizações geométricas (a) 40mm (b) 85mm (c) 185mm..	56

Figura 4.5: Exemplos de cada tipo de modelos de cera produzidos no laboratório de fundição do departamento de Engenharia Mecânica para atingir os objetivos referentes ao ensaio um (a) $d = 40$ mm (b) $d = 30$ mm (c) $d = 20$ mm.....	57
Figura 4.6: Verificação da paridade da evolução do peso de um exemplar de cada diâmetro dos modelos produzidos	58
Figura 4.7: Verificação da paridade da evolução do diâmetro de um exemplar de cada diâmetro dos modelos produzidos.....	58
Figura 4.8: Curva de arrefecimento obtida na solidificação do fundido de 40 mm de diâmetro com e sem tratamento por US, (a) patamar de afinação (b) modificação	59
Figura 4.9: Curva de arrefecimento obtida na solidificação do fundido de 30 mm de diâmetro com e sem tratamento por US (a) patamar de afinação (b) modificação	60
Figura 4.10: Curva de arrefecimento obtida na solidificação do fundido de 20 mm de diâmetro com e sem tratamento por US (a) patamar de afinação (b) modificação	60
Figura 4.11: Rechupes verificados sob o local de introdução do radiador acústico nos fundidos de (a) 40 mm (b) 30 mm (c) 20 mm obtidos com tratamento físico por US e (d) sem a sua aplicação	65
Figura 4.12: Microestruturas obtidas do fundido de 20 mm de diâmetro na zona periférica da amostra a 12 mm do local de inserção do radiador acústico (a) com aplicação de US (b) sem aplicação de US.....	66
Figura 4.13: Microestruturas obtidas do fundido de 20 mm de diâmetro na zona periférica da amostra a (1) 24 mm, (2) 36 mm e (3) 48 mm do local de inserção do radiador acústico. (a) Com aplicação de US (b) sem aplicação de US	67
Figura 4.14: Exemplificação da diferença da morfologia do Si eutético verificado nas microestruturas referentes ao fundido com 20 mm de diâmetro com aplicação de US (a) e sem (b)	68
Figura 4.15: Efeito da posição da amostra sob influência de energia acústica em relação ao radiador acústico no diâmetro médio do grão presente na sua periferia.....	69
Figura 4.16: Efeito da posição da amostra em relação ao radiador acústico no diâmetro médio do grão presente no seu centro	69
Figura 4.17: (a) Modelo de cera produzido para a realização do ensaio 2 com uma (b) bacia de enchimento de altura igual $h = 50$ mm, um diâmetro $d = 40$ mm e um corpo de prova	

de $h = 120 \text{ mm}$ e $d = 20 \text{ mm}$. (c) Moldação cerâmica obtida após a concretização dos nove revestimentos e efetuadas as operações de descirificação e sinterização	73
Figura 4.18: Localizações dos diversos componentes a retirar do fundido produzido para a (a) análise da microestrutura (b) corpo de prova para ensaio de tração	74
Figura 4.19: Microestruturas obtidas dos fundidos de (a) desgaseificação Ar (b) desgaseificação Ar e afinação química (c) desgaseificação por US (d) desgaseificação por US e afinação química.....	75
Figura 4.20: Microestrutura obtida do fundido sob a influência do dispositivo de US na desgaseificação e solidificação do metal líquido até aos $580 \text{ }^\circ\text{C}$	76
Figura 4.21: Diagrama de tensão-extensão de um exemplar de cada grupo de fundidos da liga de Al obtido	80
Figura 4.22: Propriedades mecânicas dos fundidos testados nos diversos grupos de teste	81

Anexo I

Figura AI.1: Exemplares dos modelos produzidos nas diferentes temperaturas de vazamento em teste	94
--	----

Anexo II

Figura AII.1: Medições de controlo de evolução da moldação cerâmica para produção do modelo de 20 mm utilizado no ensaio um	100
Figura AII.2: Medições de controlo de evolução da moldação cerâmica para produção do modelo de 30 mm utilizado no ensaio um	100
Figura AII.3: Medições de controlo de evolução da moldação cerâmica para produção do modelo de 40 mm utilizado no ensaio um	101
Figura AII.4: Medições de controlo de evolução da moldação cerâmica para produção do modelo de 20 mm utilizado no ensaio dois.....	101

Lista de tabelas

Capítulo 2

Tabela 2.1: Exemplos de peças que utilizam a fundição como processo de fabrico	6
Tabela 2.2: Diversas propriedades de materiais refratários utilizados nas moldações	14
Tabela 2.3: Principais reações que ocorrem durante a solidificação da liga A356.....	20
Tabela 2.4: Comparação entre várias técnicas de desgaseificação na liga Al-Si-Mg	24
Tabela 2.5: Influência da estrutura do silício eutético em certas propriedades da liga A356....	27

Capítulo 3

Tabela 3.1: Propriedades da sílica coloidal <i>Primcote® Binder</i> usada no fabrico da barbotina ...	30
Tabela 3.2: Quantificação dos elementos constituintes da lama cerâmica e parâmetros de controlo utilizados e recomendados pela <i>Ransom & Randolph</i>	34
Tabela 3.3: Composição química da liga A356 indicada pela <i>Aluminum Association</i> (1) e a efetivamente utilizada ao longo do estudo (2).....	37
Tabela 3.4: Parâmetros de processamento respeitantes ao método de desgaseificação e dos US utilizados no ensaio preliminar	40
Tabela 3.5: Apresentação da nomenclatura utilizada nos diversos testes incluídos no ensaio dois.	43
Tabela 3.6: Apresentação da nomenclatura utilizada durante a análise da curva de arrefecimento e o seu significado ao longo desta dissertação	51

Capítulo 4

Tabela 4.1: Principais parâmetros determinados durante a solidificação do fundido com diâmetro de 40 mm com e sem tratamento por US nos patamares de afinação e modificação	62
Tabela 4.2: Principais parâmetros determinados durante a solidificação do fundido com diâmetro de 20 mm com e sem tratamento por US nos patamares de afinação e modificação	64
Tabela 4.3: Durezas obtidas nas diversas amostras recolhidas de cada fundido no ensaio um.	71
Tabela 4.4: Durezas determinadas nas diversas amostras recolhidas dos fundidos produzidos no ensaio dois.....	79

Anexo I

Tabela AI.1: Tabela de valor utilizada para a seleção da temperatura ideal de vazamento consoante a avaliação de diversos parâmetros.....	95
---	----

Anexo II

Tabela AII.1: Evolução dos parâmetros controlados na preparação da barbotina aplicada no ensaio um e dois.....	99
--	----

Capítulo 1 - Introdução

No contexto atual, a indústria da fundição serve de suporte à maior parte das atividades industriais por todo o mundo, revelando trata-se de um processo de manufatura com grande importância no fabrico de qualquer componente utilizado nas mais variadas funções. Se um dado produto não é produzido diretamente por este processo existe uma grande probabilidade de que os equipamentos utilizados para o seu fabrico usem peças originárias da fundição. A Associação de Fundição Americana (AFS) comprova este facto afirmando que mais de 90 % de todos os bens produzidos estão nesta situação [1,2].

A razão desta enorme utilização prende-se com o imenso conjunto de alternativas que constituem esta tecnologia de manufatura, permitindo em situações distintas de aplicação a obtenção de fundidos que cumprem as especificações requeridas para a sua função ao longo do seu ciclo de vida. Entre estes está presente a fundição em cera perdida, que como qualquer outro processo, possui as suas virtudes e limitações.

A origem deste processo de fundição remonta ao início da civilização, existindo alguns exemplos da sua aplicação em alguns objetos de cobre representando certos animais ou utensílios na Mesopotâmia em 3 500 A.C. sendo o primeiro documento escrito sobre a realização desta tecnologia datado de 1 789 A.C. [3]. Constata-se assim que é uma das tecnologias mais antigas de manufatura existentes.

Contudo, durante vários séculos foi apenas utilizado para a produção de peças de decoração, arte e ferramentas rudimentares. Esta tecnologia sofreu o seu grande desenvolvimento durante a II guerra mundial no século XX, até atingir a capacidade de produzir fundidos para a indústria aeroespacial, aeronáutica, médica e posteriormente componentes para diversos sectores da indústria. Este interesse no seu desenvolvimento consiste na sua capacidade de, num pequeno espaço temporal, produzir fundidos de elevada exatidão dimensional e acabamento superficial de grande qualidade [4, 5]. A utilização de outras tecnologias alternativas para atingir o mesmo produto, como a conformação e a maquinagem, tendem a conduzir a um encarecimento do seu custo, de tal forma que 65 % de todos os componentes produzidos através de fundição em cera perdida está canalizado para a exigente indústria aeroespacial e automóvel [6–8].

Neste sector de indústrias a sanidade e a eficiência energética requerida e desejável tem sofrido um aumento gradual nas últimas décadas. Esta última, mais notória na automóvel, é devido não só às normas que são impostas pela sociedade mas também a uma maior consciência ambiental da comunidade. Uma das vias possíveis para acompanhar esta mudança consiste na substituição dos vários materiais utilizados na sua construção por outros que possuam uma menor massa, isto é, um excelente rácio resistência/peso. Sem descorar a segurança dos utilizadores e a sanidade do fundido [7, 9].

Um dos materiais que reúne as características possíveis para efetuar esta substituição são as ligas de alumínio (*Al*). Aliado às favoráveis características de processamento, relativo baixo ponto de fusão, baixa solubilidade gasosa (excluindo o hidrogénio), boa resistência à corrosão e a boa condutividade elétrica e térmica torna este material uma opção bastante válida. De tal forma que a sua produção à escala global tem sofrido um aumento. Por exemplo, a produção global de alumínio primário entre o ano de 2000 e de 2012 passou de 24,657 para 47,607 mil toneladas e com tendência para que no futuro se mantenha este crescimento [10, 11].

Um outro atributo chave para o contínuo aumento de utilização é a sua capacidade de reciclagem que pode ser efetuada várias vezes sem declínio dos seus atributos e apenas utilizando 5 % da energia requerida para o fabrico de alumínio primário [10, 12].

Das diversas ligas com diferentes composições destacam-se as ligas Alumínio-Silício (*Al – Si*) que constituem cerca de 85 a 90 % do total de peças fabricadas em *Al* [13]. Entre estas ligas apresenta-se a liga A356, segundo o sistema de classificação Norte-Americano da Associação de Alumínios, caracterizada por transmitir aos fundidos várias características favoráveis para o desempenho das várias funções na indústria automóvel e aeronáutica. Esta liga, hipo-eutética, apresenta uma das melhores combinações de propriedades mecânicas dentro deste grupo, apresentando vários pontos de destaque como a sua fluidez e baixo coeficiente de expansão térmica [14]. As características são proporcionadas pelos vários constituintes presentes na sua constituição química como o *Si* e *Mg*. Estes dois elementos, em maior percentagem na composição química, possuem um impacto positivo em aspetos como a ductilidade e a dureza [7, 15].

Ao conciliar as propriedades da fundição em cera perdida e da liga A356 possibilita-se a obtenção de componentes com características “*near net shape*” com sanidade e capazes de

responder às solicitações exigidas durante o seu ciclo de vida. Por estas excelentes características a sua combinação tem sido extensamente usada ao longo dos últimos anos em inúmeras aplicações, levando ao seu contínuo desenvolvimento [16, 17]. No entanto, para atingir esta atrativa combinação intrínseca na sua utilização é necessário realizar vários tratamentos ao metal líquido para evitar a formação de estruturas grosseiras e heterogéneas, habituais em fundidos obtidos através do processo de fundição com esta liga e que prejudicam gravemente várias características fundamentais [7, 18]. Neste tratamento são realizadas operações de modificação do *Si* eutético, afinação do grão $\alpha - Al$ e ainda desgaseificação, devido à alta solubilidade que o *Al* apresenta em relação ao Hidrogénio (*H*) [13].

No meio industrial o modo habitual de realização deste tratamento passa pela introdução de pequenas quantidades de sódio (*Na*) e estrôncio (*Sr*) para a modificação do silício eutético de uma estrutura acicular para lamelar ou fibrosa. A adição de titânio (*Ti*) ou titânio-boro (*Ti - B*) promove a afinação da microestrutura. A utilização de gases inertes na liga fundida, como o Árgon (*Ar*) ou o Azoto (*N*), reduz o nível de *H* dissolvido [7, 13, 19].

A utilização destes métodos, e dependendo da operação de tratamento, pode acarretar inconvenientes como contaminação ambiental, uma baixa eficiência, aumento da porosidade e da probabilidade de ocorrência de fissuração a quente. Em alternativa, surgem os processos físicos de tratamento do banho metálico, entre os quais os ultrassons (US). Este método tem merecido especial atenção devido às suas potencialidades em efetuar de um modo eficiente os distintos tratamentos ao metal líquido [20–22].

Apesar dos vários estudos realizados a demonstrar os efeitos benéficos da utilização deste processo físico, a sua caracterização em fundição apenas se tem focado em ligas vazadas em moldação metálica. Neste contexto surge o tema deste trabalho que consiste no estudo e caracterização da influência dos ultrassons na melhoria da sanidade e das alterações das propriedades mecânicas do fundido de *Al* obtido pelo processo de cera perdida. Com a aquisição deste conhecimento será possível avaliar o efeito da junção das potencialidades das várias vertentes envolvidas, contribuindo significativamente para o seu desenvolvimento e generalização a nível industrial.

Neste estudo, desenvolvido no laboratório de fundição da Universidade do Minho e no âmbito da dissertação do 5º ano do Mestrado Integrado em Engenharia Mecânica, a liga A356

será vazada numa moldação cerâmica e a transmissão da energia acústica será efetuada por imersão direta do radiador acústico ao metal líquido através da bacia de vazamento.

No **capítulo 2** é abordado o estado da arte das várias vertentes em estudo desta dissertação, entre as quais é feita a referência à tecnologia de fundição de precisão em cera perdida onde estão relatados os vários materiais habitualmente utilizados, variáveis de controlo e os fenómenos que ocorrem na elaboração da moldação cerâmica. Neste mesmo capítulo será também referido a temática do tratamento do banho respeitante às várias tecnologias tradicionalmente usadas na indústria, bem como possíveis alternativas para minimizar os efeitos menos positivos que estas possuem.

Relativamente à metodologia experimental em que é descrito o procedimento efetuado na elaboração da moldação cerâmica, os parâmetros de processamento, os materiais, os equipamentos utilizados e as técnicas de obtenção e caracterização dos vários elementos que irão ser analisados estão contidos no **capítulo 3**. A análise dos resultados obtidos nos diversos ensaios ao longo da elaboração deste trabalho e a sua discussão são apresentados no **capítulo 4**. A sua interpretação permite não só a quantificação da influência dos ultrassons mas também a sua comparação com os habituais métodos utilizados na indústria.

Por último, no **capítulo 5** são tecidas as conclusões resultantes da elaboração deste projeto e também apresentam-se sugestões para trabalhos futuros neste âmbito, de modo a permitir o contínuo desenvolvimento desta técnica que possui grandes potencialidades para vingar no futuro e ser aplicado no meio industrial de forma a produzir componentes com desempenho superior.

Capítulo 2 - Fundamentos teóricos

2.1.Fundição - Generalidades

A utilização da fundição como tecnologia de produção iniciou-se há mais de 5 000 anos no fabrico de pequenos utensílios como os machados [11], evoluindo a partir desse momento nos procedimentos e nas diversas variáveis da conceção de componentes.

Esta tecnologia consiste *“numa técnica de obtenção de uma peça de uma determinada forma através do vazamento de um metal ou liga metálica no estado líquido para o interior de uma moldação, que possibilita a sua solidificação de uma forma estável em termos dimensionais e geométricos”* [23]. Sendo, numa forma simples, a aplicação do princípio de Arquimedes *“O líquido toma a forma do vaso que o contém”* [24].

A indústria da fundição possui diversos processos para a obtenção dos vários objetos a produzir, contudo o conceito referido atrás está intrínseco em cada um deles. Possuindo sempre a finalidade de os produtos metálicos provenientes possuírem as características mecânicas, microestruturais, geométricas, dimensionais, acabamento superficial e também as tolerâncias geométricas e dimensionais que foram especificadas no desenho técnico.

2.1.1.Vantagens da fundição

A razão da grande gama de aplicação desta tecnologia é devido à sua enorme capacidade de produzir peças completamente díspares nas suas características, que pode ir desde um pequeno implante dentário a uma hélice de um navio transatlântico. As principais propriedades dos produtos metálicos que fazem deste processo de manufatura uma opção séria na sua conceção é a sua versatilidade geométrica, dimensional e a gama de ligas utilizáveis.

Usando as técnicas de fundição apropriadas é virtualmente possível utilizar qualquer tipo de liga metálica [2] ao contrário do que acontece na maquinagem, em que certos materiais como por exemplo o magnésio devido à sua reatividade, tornam esta operação complicada. Durante a solidificação o fundido adquire as propriedades metalúrgicas que o irão caracterizar. Assim, é possível ajustar as condições em que é realizado o arrefecimento da liga metálica para que características como o tamanho de grão sejam conforme o esperado pelo projetista [11].

No entanto, este processo não possui apenas virtudes na produção de peças, dado que características como a fluidez na produção de objetos esbeltos são um desafio. Apesar de nenhum processo ser o ideal para todas as especificações de um produto, cada um possui as suas vantagens e limitações. Todavia para retirar o rendimento máximo do processo que foi escolhido para um componente projetado, requer um minucioso estudo não só das suas vantagens mas das possíveis dificuldades e limitações que advém da sua implementação.

2.1.2. Aplicações

O conjunto de características que esta tecnologia oferece faz com que seja utilizado em diversas situações inteiramente distintas. Os fundidos por vezes estão ocultos nas máquinas e outros equipamentos utilizados não só na produção de outros objetos mas também no uso quotidiano de qualquer cidadão. Na Tabela 2.1 apresenta-se, de uma forma condensada, um pequeno conjunto de aplicações usuais que utiliza este processo de manufatura.

Tabela 2.1: Exemplos de peças que utilizam a fundição como processo de fabrico. {Adaptado de [2]}

Ferro F. cinzento	Aço	Ligas de alumínio	Ligas de cobre
<ul style="list-style-type: none"> • Motores de veículos • Equipamentos agrícolas • Máquinas ferramentas • Válvulas 	<ul style="list-style-type: none"> • Equipamentos ferroviários • Veículos a motor • Ar condicionados 	<ul style="list-style-type: none"> • Aviões • Refrigeração • Indústria aeroespacial • Motores • Equipamentos de comunicação 	<ul style="list-style-type: none"> • Equipamentos elétricos • Equipamentos de transporte • Peças decorativas

2.2. Fundição de precisão – Cera perdida

A evolução dos vários sectores de atividade têm como consequência o aumento da procura de processos de fabrico de componentes que após a sua produção inicial estejam muito próximo das especificações finais impostas. Levando a que certos processos de fundição com essa potencialidade sejam desenvolvidos de forma a atingir este objetivo.

Este conceito de “*near net shape*” tem como pressuposto a redução, ou mesmo eliminação, das habituais operações de maquinagem e reparação após a obtenção dos fundidos [8, 25]. O uso de processos que intrinsecamente usam este conceito não só leva à redução significativa dos custos de produção, mas também do tempo necessário para o seu fabrico. De tal forma que a alteração para os novos procedimentos e os custos adicionais inerentes à sua mudança tornam-se vantajosas para a empresa a longo prazo. Por tudo isto, os sectores

industriais que utilizam estes métodos são capazes de produzir componentes exigidos pelos mercados, fornecendo produtos de qualidade em que o binómio desempenho/custo final seja atrativo. Isto proporciona uma forte concorrência com os restantes processos de manufatura, possibilitando a conquista de novos mercados que não são clientes [23].

Os processos de fundição que possuem os requisitos que tem por base o conceito “*near net shape*” em relação à exatidão dimensional, acabamento superficial, aparência, exata reprodução dos detalhes, entre outros, são intitulados como “processos de fundição de precisão” [26]. Dos vários processos que fazem parte deste conjunto, destaca-se o processo “*Lost foam*” na moldação em areia, a fundição injetada na moldação permanente e a cera perdida na moldação cerâmica [4, 25, 26].

Neste trabalho o destaque vai versar-se sobre o processo de cera perdida, que consiste num grupo de procedimentos nos quais os materiais utilizados proporcionam uma fina superfície à moldação cerâmica que é naturalmente transmitida para os fundidos resultantes da realização desta técnica. Este processo é intitulado como cera perdida pois o modelo é retirado depois de construídas as moldações cerâmicas e o material que o constitui é normalmente a cera [2, 27, 28]. Na base da sua utilização e desenvolvimento estão as características únicas anteriormente referidas como também:

- Utilização de todos os tipos de ligas;
- Para pequenas dimensões a tolerância dimensional praticável é de 0,025 a 0,075 *mm* sendo aceitável 0,13 *mm*, mais 0,5 % da dimensão do produto, para as várias dimensões;
- A rugosidade superficial média de 0,8 a 3,2 μm , dependendo do material utilizado, tanto do fundido como do molde;
- A espessura mínima depende da área transversal em causa, assim para pequenas distâncias é possível obter 0,25 a 0,38 *mm*, para áreas de 6,45 cm^2 o valor sobe a 0,76 *mm* e para áreas ainda maiores 1 *mm*;
- Os pesos dos fundidos normalmente utilizados encontram-se entre os 0,05 *kg* e 5 *kg*. Sendo viáveis pesos até 250 *kg* [8, 11, 27].

2.2.1. Descrição do processo de cera perdida – carapaça cerâmica

Numa fase inicial o processo de cera perdida, apresentado na Figura 2.1, é iniciado com a seleção dos contra-moldes utilizados para o fabrico dos modelos. Estes são criados através da

injeção da cera nos contra-moldes dando origem a um modelo que é uma representação exata do produto final [24, 28]. O sistema de alimentação e enchimento são concebidos, se forem necessários para a correta produção do componente, pelo mesmo método. De seguida as várias réplicas e os restantes constituintes da moldação são montados (cacho) e o conjunto pode iniciar a operação de criação da moldação cerâmica.

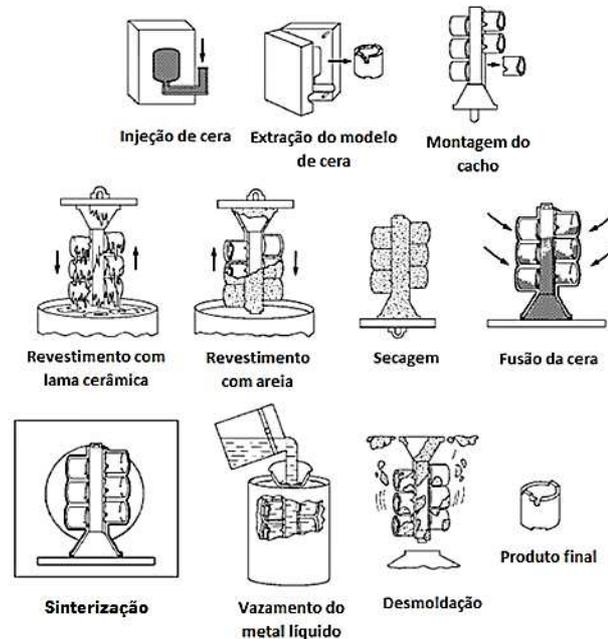


Figura 2.1: Ilustração das várias etapas do processo de fundição por cera perdida em carapaça cerâmica. {Adaptado de [28]}

Nesta fase existe a possibilidade de realizar dois procedimentos, isto é, moldação em bloco ou moldação em carapaça. No primeiro caso o conjunto é introduzido no interior de um recipiente e os locais vazios são ocupados por barbotina pela(s) abertura(s) deste. No segundo caso, a operação consiste em mergulhar o cacho numa barbotina, seguindo-se um recobrimento com um material refratário granular e a secagem do revestimento concebido. Estas etapas são realizadas de uma forma sequencial, para se alcançar uma carapaça uniforme, e o número de revestimentos efetuados é conforme as dimensões do produto a obter [2, 8].

Após a obtenção da moldação cerâmica a cera é extraída através do aumento da temperatura que proporciona a sua liquefação e remoção do seu interior. Todavia as carapaças verdes não possuem resistência mecânica para suportar o vazamento do metal e portanto é necessário realizar um tratamento térmico. As restantes operações até ao produto final são análogas a qualquer outro processo de fundição, entre estas estão o vazamento do metal líquido, o abate e o controlo das diferentes características que o fundido final deve possuir para estar conforme as especificações estabelecidas.

2.2.1.1.Fabrico dos moldes de cera

A produção dos moldes de cera é iniciada com a produção ou seleção dos contra-moldes onde será introduzida a cera a uma determinada pressão e temperatura para criar um modelo representativo do produto final. Estes podem ser montados num cacho, em forma de árvore e com um único canal de descida, com o intuito de aumentar o número de produtos finais após um único vazamento.

i) Os contra-moldes

Como referido anteriormente, para produzir as réplicas de cera das peças a produzir é necessário possuir os contra-moldes. Estes têm de transmitir aos moldes um bom acabamento superficial e exatidão dimensional, pois um fundido não pode ser obtido apresentando melhores características do que o molde que lhe dá origem.

A escolha do material que o constitui é um dos aspetos fundamentais para desempenhar corretamente as suas funções. Estes podem ser em aço de construção, em alumínio, bronze ou em materiais mais frágeis como silicone, borrachas ou resinas epóxi para aplicações mais específicas como peças com detalhes muito complexos, de pequena dimensão e destinadas à obtenção de protótipos ou de um pequeno número de peças [8, 11].

Os materiais que são regularmente utilizados são o aço e o alumínio devido não só ao número de modelos que permitem realizar com as características pretendidas, 12 000 modelos [29], mas também pela facilidade de produção da geometria no seu interior. O aço facultava aos modelos uma maior exatidão e é também apropriado quando é utilizado poliestireno. Os contra-moldes em alumínio são mais leves, possuem uma maior dissipação térmica que permite um menor tempo de arrefecimento e consequentemente uma otimização do tempo de produção. Durante a produção as faces em contacto com a cera são normalmente revestidas com um agente de desmoldação ou um lubrificante, para auxiliar a extração do molde sem o danificar.

ii) As ceras

Nesta técnica de fundição o material usualmente selecionado na confeção da réplica do produto final, tal como o próprio nome indica, é a cera. Estas podem ser classificadas conforme a sua origem, naturais/sintéticas, ou contemplando a sua temperatura de fusão, baixo/alto.

As ceras de origem natural foram as mais utilizadas apenas inicialmente para o fabrico dos moldes devido à sua relativa facilidade de obtenção. Todavia, a possibilidade de poderem ser integrados na sua constituição outros elementos que melhorem as suas características, fazem das ceras modificadas as mais usadas atualmente. Esta crescente utilização, tendo origem natural ou sintética, deve-se ao facto de provocar uma minimização das propriedades menos vantajosas que possuíam inicialmente, levando ao aumento do leque de aplicações possíveis em detrimento de outras possibilidades como o poliestireno [2, 5]. Dentro deste conjunto as ceras de baixo teor em cinzas são as mais habituais neste sector industrial.

Os materiais mais utilizados para efetuar a modificação das propriedades são resinas, polímeros, antioxidantes e os óleos [24, 30]. Este campo específico é alvo de um forte desenvolvimento na integração de novos aditivos, como por exemplo a soja [31].

A adição de resinas tem como objetivo a redução do índice de contração volumétrica, diminuindo os problemas de instabilidade dimensional e geométrico. Este constituinte provoca a sua minimização de uma forma diretamente proporcional ao teor introduzido, representando entre 20 a 60 % da composição da cera [24]. Resinas de hidrocarbonetos e extraídas de árvores como o pinheiro são dois exemplos das resinas utilizadas [2].

Com o desígnio de aumentar a resistência e rigidez são utilizados polímeros como o *nylon* e polietileno que apesar de serem viscosos fornecem à cera um benefício considerável. Por isto é que são adicionados em pequenos teores, 0 a 20 %. A utilização de antioxidantes possui o propósito de minimizar o efeito de perda das características originais da cera ao longo das etapas do processo e os óleos para fornecer características necessárias ao vazamento da cera nos contra-moldes. A utilização destes compostos está compreendida entre 0 e 5 % [24].

Apesar das diferentes composições que são utilizadas, as ceras devem possuir uma baixa viscosidade no vazamento para preencher as zonas mais finas do molde, um índice de contração volumétrica e coeficiente de dilatação linear diminuto, estabilidade dimensional, rigidez e resistência mecânica adequada às várias fases do processo [5, 8]. As temperaturas de fusão usuais das ceras deste processo de fundição situam-se entre 55 e 135 °C. Sendo consideradas ceras de baixo ponto de fusão as presentes na gama 55 a 75 °C e as restantes intituladas como ceras de elevado ponto de fusão.

iii) Vazamento da cera

O fabrico dos moldes engloba o vazamento da cera nos contra-moldes segundo uma determinada pressão e temperatura adequada. Para este procedimento de injeção existem três possibilidades distintas: vazamento a alta pressão, baixa pressão e por gravidade. A temperatura em que ocorre o vazamento está diretamente relacionada com a pressão envolvida, isto é, se a cera se encontra num estado semi-sólido a sua injeção é realizada a elevada pressão. No caso oposto, vazamento por gravidade, a injeção é feita com a cera completamente líquida.

A utilização de temperaturas relativamente baixas no vazamento e a alta pressão resulta numa maior estabilidade dimensional do modelo em cera, uma menor probabilidade de inclusão de bolhas de ar, um menor tempo de solidificação da cera e conseqüentemente uma maior cadência de fabrico. Em oposição, se as temperaturas forem mais elevadas, a possibilidade da fluidez não permitir o preenchimento de toda a cavidade do contra-molde é consideravelmente mais baixa e o aparecimento de marcas nas superfícies do modelo é minimizada. No entanto, existe a hipótese de aparecimento de rechupes, devido ao elevado índice de contração inerente ao uso de temperaturas elevadas [8, 27]. As gamas de temperaturas que são normalmente utilizadas nas várias formas de realizar o vazamento encontram-se situadas entre 43 e 77 °C e a pressão entre 275 *kPa* e 10,3 *MPa* [2].

iv) Montagem do cacho

Com o objetivo de economizar os custos de processamento as peças de pequena e média dimensão são montados através da sua colagem ao sistema de enchimento, formando um cacho que possui o maior número possível de modelos. Com este método as múltiplas peças são produzidas em um único vazamento. O número de elementos que são ligados ao canal de descida é função das suas dimensões, quantidade de metal vazado e da adaptabilidade ao volume do cacho dos meios de manuseamento e equipamentos que serão utilizados.

As operações de montagem são realizadas utilizando pequenas pistolas de soldar próprias onde as réplicas são soldadas ao canal de descida ou através de uma espátula aquecida que provoca a fusão da cera na zona pretendida e os modelos são comprimidos nessa até ocorrer a junção. De seguida a área afetada é reparada para garantir o isolamento completo.

2.2.1.2.Fabrico da moldação cerâmica

A produção da moldação cerâmica referente ao cacho obtido nas etapas anteriores é realizada de uma forma sequencial e iterativa na imersão do molde numa barbotina e um revestimento posterior de um material refratário. A barbotina e o material refratário de recobrimento podem ser constituídos por diversos materiais completamente distintos para conferir as características pretendidas e necessárias à moldação.

i) Ligantes

Entre os vários constituintes da lama cerâmica estão presentes os ligantes que têm como função dar e manter a consistência do material refratário que se utilize. Os materiais habitualmente usados para exercer esta função são a sílica coloidal, silicato de etilo hidrolisado, alumina, zircónia. A escolha do material é feita consoante a sua disponibilidade, custo, desempenho e número de peças a produzir.

Deste grupo os ligantes que possuem na sua constituição sílica são os mais habituais nesta função. Estes podem ter como base a água ou o álcool. A utilização da água permite que seja feita de uma forma mais consistente a cobertura total das várias zonas do modelo de cera efetuando um revestimento uniforme por toda a peça devido à inferior taxa de evaporação. Além disso, proporciona o tempo suficiente para o seu manuseamento manual entre os locais de imersão e o revestimento com material refratário. Contudo, quando são necessários tempos de secagem rápidos a alta volatilidade do álcool proporciona a secagem adequada mesmo em zonas mais recônditas. Normalmente quando esta base de álcool está presente na lama cerâmica são utilizados sistemas automáticos que permitem produzir diversos revestimentos com um intervalo temporal de poucos minutos aumentando significativamente a cadência de produção. O facto da introdução da lei de proteção ambiental de 1992 que impõe um limite de emissão resulta numa redução da utilização dos compostos voláteis e conseqüentemente um aumento de ligantes à base de água [5, 6, 27].

A sílica coloidal é constituída por pequenas partículas de sílica distribuídas na base em água. A intitulação de coloidal é referente à forma de como estão dispostas as várias partículas na base, sendo um estado intermédio entre uma solução e uma lama. No caso de uma solução, é a combinação de um soluto e um solvente disperso apenas a nível molecular. Em oposição, na lama, as partículas ficam em forma de sedimentos com o solvente, sendo visivelmente opaco.

Na forma coloidal as partículas utilizadas possuem um tamanho intermédio que são demasiadas pequenas para sedimentar e grandes demais para se unir de forma a ser uma solução. Isto permite a transformação do estado característico de um líquido para uma substância gelatinosa, sendo este o método pelo qual é realizado o endurecimento do revestimento de barbotina produzido. Neste tipo de ligante os teores de sílica normalmente utilizados na fundição são da ordem dos 15 a 30 % em peso, a gama do tamanho das partículas encontra-se entre 7 a 30 *nm* e o seu pH é alcalino da ordem dos 9,5 [27].

A percentagem de sílica na utilização de silicato de etilo no meio industrial é tradicionalmente de cerca de 40 % e a principal razão da aplicação deste tipo específico de ligante reside na sua capacidade de manter as suas propriedades por razoáveis períodos de tempo e pelas razões referidas anteriormente para os ligantes à base de álcool [2, 11, 30].

ii) Materiais refratários

Os materiais refratários possuem uma temperatura de fusão bastante elevada e a sua capacidade de a altas temperaturas apresentar boas características mecânicas torna a sua utilização nas moldações cerâmicas um ponto influente na concretização das propriedades desejadas. O leque de utilização destes materiais é bastante alargado, dependendo a sua escolha de fatores como a expansão linear, peso específico e custo. Entre os quais estão presentes diversos tipos de sílicas, zircónio e olivina [24].

A universal disponibilidade da areia de sílica faz com que seja utilizada de uma forma recorrente. Entre as quais se destacam a sílica sob a forma de quartzo e a sílica fundida. No primeiro caso o seu pequeno custo faz com que seja uma opção atrativa. Contudo, entre os 550 e 600 °C ocorre a transformação do quartzo α em quartzo β e conseqüentemente um aumento exponencial da sua dimensão, levando à existência de um grande risco de danificação das carapaças quando aplicado. Em oposição, a sílica fundida é pouco sensível ao aumento da temperatura e é produzida através da calcinação do silício a altas temperaturas (1500 °C) seguido de um arrefecimento rápido [24, 30]. Este aspeto torna este refratário interessante na obtenção de fundidos sem defeitos através desta tecnologia.

A areia de silicato de zircónio também possui um baixo coeficiente de expansão térmica e conciliando a sua baixa reatividade com o metal líquido faz deste uma opção a ter em conta. Contudo o seu elevado custo, devido à necessária importação da Austrália ou EUA, e a sua

massa volúmica elevada reduz a sua aplicabilidade. A chamote, obtida por trituração de argila calcinada, possui um coeficiente de expansão térmica ligeiramente superior, como se pode constatar na Figura 2.2, possuindo um custo ligeiramente superior ao da sílica. No entanto a sua elevada porosidade resulta num maior consumo de ligante quando utilizada na formulação da barbotina [26].

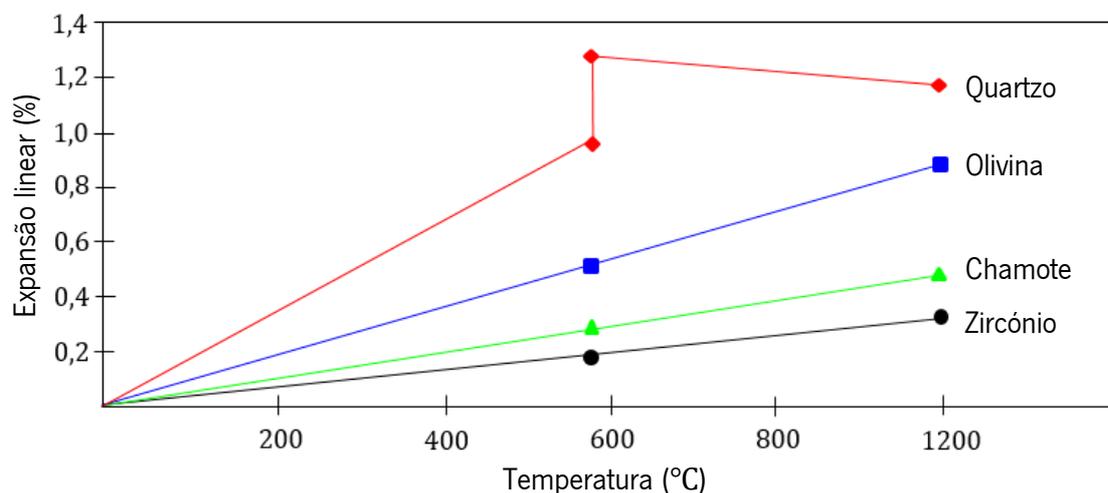


Figura 2.2: Diferentes coeficientes de expansão térmica de alguns materiais refratários. {Adaptado de [24]}

Na Tabela 2.2 estão indicadas algumas das propriedades dos materiais refratários referidos anteriormente.

Tabela 2.2: Diversas propriedades de materiais refratários utilizados nas moldações. {Adaptado de [24, 26]}

Propriedades	Chamote	Olivina	Sílica	Sílica fundida	Zircónio
Constituintes	-	Mg_2SiO_4 + Fe_2SiO_4	SiO_2	SiO_2	$ZrSiO_4$
Massa volúmica (kg/dm^3)	2,0 a 2,5	3,2 a 3,4	2,6 a 2,7	2,2	4,2 a 4,6
Temperatura de fusão (°C)	Indeter.	1300 a 1800 ¹	1710	1710	2420
Coef. Expansão térmica/°C ($\times 10^{-6}$)	6,0	-	7,6	0,5	4,5

¹ Função da percentagem de cada composto presente no material refratário

iii) Barbotina

A barbotina ou lama cerâmica consiste numa mistura fluida de um ligante e um material refratário, assim é possível obter várias misturas recorrendo aos vários produtos existentes para cada constituinte. Entre as mais frequentes estão as combinações de sílica coloidal com sílica fundida ou zircónio ou chamote e silicato de etil hidrolisado com zircónio ou mulite [32].

No primeiro caso, a mistura de sílica coloidal e sílica fundida constitui uma lama cerâmica com excelentes características devido às propriedades que cada composto facultado à moldação cerâmica são as desejáveis para se produzir um fundido com elevadas características. No entanto, o seu custo provoca a tendência a optar por outras combinações. A produção dos diferentes tipos de barbotina são semelhantes e consiste na inserção de forma continuada de pequenos teores de material refratário no ligante selecionado. Esta junção é realizada num recipiente que está continuamente em movimento com o propósito de desfazer os aglomerados que se possam formar na adição e homogeneizar os vários constituintes [27].

O recipiente de mistura deve permitir o isolamento da barbotina para que durante o movimento que realiza reduzir ao máximo a criação de vórtices que possibilita a entrada de ar e conseqüentemente aparecimento de espuma que prejudicará a resistência da moldação e a qualidade superficial dos fundidos devido à inclusão dessas bolhas na superfície dos modelos. O espaço temporal entre adições é de pelo menos de 24 horas para uma correta mistura [2, 27, 32]. Durante a conservação e utilização a barbotina deve continuar em movimento.

Além dos dois constituintes acima referidos a barbotina pode possuir outros aditivos como antiespumantes e molhantes. Quando ocorre o risco da barbotina formar espuma nas diversas fases ao longo do processo é introduzido emulsão de silicone ou álcoois gordos (0,002 a 0,1 % em peso), que evitam este fenómeno. No caso dos molhantes, são utilizadas concentrações na gama dos 0,03 a 0,30 % em peso, e contribuem para uma eficiência maior na cobertura da superfície do molde. Habitualmente os materiais refratários constituem entre 60 e 80 % da lama cerâmica e o restante é atribuído ao ligante [24, 27].

Uma das razões das distintas percentagens de cada constituinte é devido a ser usual o fabrico de dois tipos de barbotina. Uma aplicada inicialmente com uma viscosidade superior e com o material refratário composto com partículas de dimensões mais reduzidas, para se obter um fundido com melhor acabamento superficial e impossibilitar a inclusão da liga vazada. A barbotina que constitui os restantes revestimentos será menos viscosa, densa e composta com partículas maiores do que a anterior para aumentar a permeabilidade e resistência da moldação.

O controlo da barbotina é realizado através da quantidade dos materiais que são introduzidos ao longo da sua produção, temperatura ambiente, pH, densidade e viscosidade. Algumas características como a viscosidade só devem ser determinadas após um período de

tempo posterior à adição de todos os constituintes pois vários estudos relatam que são necessárias 24 h para que o valor da viscosidade estabilize [27]. O momento de utilização será determinado quando as várias características estejam estáveis e conforme o especificado.

iv) Procedimento de obtenção da moldação cerâmica

Inicialmente o cacho tem de ser limpo para eliminar qualquer substância do desmoldante e outros resíduos que os moldes poderão possuir a fim de ser eficiente a sua união com a lama [28]. A moldação cerâmica é construída pela introdução do cacho, lentamente e por um certo tempo, na lama cerâmica e é manuseado de forma a garantir o contacto completo entre os dois materiais. De seguida, o conjunto de cera é emerso e a lama flui durante um curto período até se obter uma cobertura uniforme e o excesso retorne ao recipiente como representado na primeira imagem da Figura 2.3.

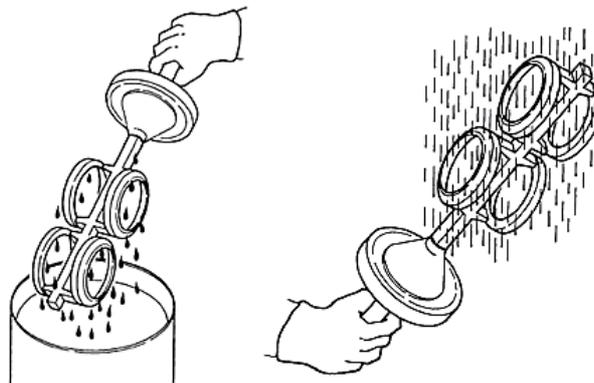


Figura 2.3: Operação de emersão e recobrimento com material refratário do cacho de cera. {Adaptado de [27]}

A inclusão do material refratário, normalmente de maior dimensão do que se encontra na barbotina, ocorre enquanto a superfície adquirida ainda está húmida. Esta operação é usualmente realizada de duas formas distintas, por chuveiro ou num recipiente de leito fluidizado. A ilustrada na Figura 2.3, é a de chuveiro e as partículas refratárias possuem um movimento descendente em forma de chuva de modo controlado. No decorrer da aplicação o cacho tem de ter movimentos rotativos e transversais para que as superfícies tenham um recobrimento por todo o conjunto. Da mesma maneira, no segundo caso, o cacho está em movimento e o refratário está contido num recipiente que possui pequenos orifícios. Entre estes, o ar (ascendente) ao atravessar o refratário fornece-lhe um movimento que permite a sua suspensão e fornece uma camada por todo o cacho que está presente no interior do recipiente.

Por fim, é realizada a secagem do revestimento. A execução de modo sucessivo destas operações permite a obtenção do número de camadas pretendidas e conseqüentemente a moldação cerâmica. A quantidade de revestimentos situa-se no intervalo entre 5 e 15 consoante a resistência necessária e a dimensão dos modelos [27, 32].

Ao longo da produção das carapaças o material refratário que é utilizado como recobrimento vai gradualmente aumentar de dimensão. Numa fase inicial são usadas partículas de menor dimensão não só para eliminar a hipótese de inclusão da liga vazada na moldação como também diminuir o impacto das tensões decorrentes da fase de secagem. Nos revestimentos posteriores é necessário aumentar a resistência e a espessura da carapaça portanto, são utilizadas partículas de maiores dimensões.

A velocidade em que ocorre a secagem é função da temperatura, humidade e circulação do ar ambiente. Estes parâmetros são controlados de forma a permitir a secagem num menor intervalo temporal possível e menos danosa para a carapaça. Os valores tipicamente utilizados para a temperatura e a humidade situam-se entre 20 a 25 °C e 65 a 75 % respectivamente. É necessário garantir uma completa secagem com o designio de não serem removidos zonas instáveis numa nova imersão ou originar defeitos nas fases seguintes na sua evaporação. No caso da mistura de sílica coloidal/sílica fundida a secagem proporciona a precipitação do ligante e como está combinada com o refratário origina uma substância quimicamente muito estável e refratária que é o silício puro [32].

2.2.1.3.Fusão e vazamento

Para ser realizada a última fase do processo e ser obtida a peça pretendida pelo projetista é necessário realizar a descirificação que consiste na extração da cera da carapaça e a sinterização para facultar os requisitos necessários à moldação durante o vazamento do metal.

i) Descirificação

Para obter a cavidade interna na moldação cerâmica é necessário extrair o modelo de cera produzido. Esta etapa é realizada após um período de secagem relativamente superior às realizadas numa fase intermédia (mínimo entre 16 e 48 h) como o intuito de assegurar que a operação de secagem está completamente concretizada e conseqüentemente a moldação possua resistência suficiente para a realizar [27].

O princípio básico em que consiste é provocar um diferencial térmico entre a carapaça e a fonte de calor de forma a ser realizado num curto espaço de tempo o aumento de temperatura do exterior da moldação para o seu interior. Conciliando a baixa condutividade térmica da cera com o seu ponto de fusão substancialmente inferior, relativamente aos materiais utilizados na carapaça, permite que a zona periférica da cera derreta em primeiro lugar relativamente ao seu interior. A saída desta camada periférica proporciona a capacidade de absorver o aumento dimensional da massa restante da cera sem provocar qualquer dano à moldação. A execução desta operação de uma forma satisfatória é função da ocorrência deste fenómeno [5, 32].

A posição da moldação deve ser efetuada numa posição invertida para facilitar a extração da cera (bacia de enchimento para baixo). Uma medida utilizada em certas aplicações é efetuar pequenas aberturas em locais específicos da carapaça para aligeirar a pressão exercida. Numa opção mais drástica a moldação pode ser colocada num equipamento de frio para que a sua temperatura seja ainda inferior relativamente à fonte de calor, providenciando um diferencial térmico mais elevado [27].

A descirificação é habitualmente realizada através de choque térmico ou por autoclave. No primeiro caso o forno é aquecido entre 870 e 1100 °C e quando é atingida essa temperatura é retirado o seu fundo e a moldação é posta no seu interior. Assim a cera irá derreter de imediato e sair pela parte inferior do equipamento. Em autoclave o equipamento eleva a temperatura apenas até 180 °C mas é pressurizado até aos 600 MPa. As condições são obtidas de forma rápida (≈ 5 s) e a extração efetuada na gama dos 15 min. A extração da cera é mais estável e possui uma recuperação superior do que na técnica anterior. Contudo, a máquina é mais complexa e não permite a eliminação do poliestireno do interior da carapaça.

ii) Sinterização

Inicialmente a carapaça produzida não possui várias características fundamentais para que a fase de vazamento seja realizada com sucesso. De modo que é submetida a um processo de sinterização que consiste num tratamento térmico que não só proporciona as transformações cristalográficas dos vários constituintes presentes como também aumenta a permeabilidade, elimina partículas de cera que poderão continuar na moldação, humidade e diminui o diferencial térmico que ocorre no vazamento. A permeabilidade aumenta devido às porosidades obtidas pela remoção de resíduos voláteis que a moldação adquiriu ao longo do seu fabrico [2, 5].

As características obtidas após a sinterização tornam as moldações cerâmicas pouco sensíveis a variações dimensionais a altas temperaturas e frágeis a baixas, permitindo a desmoldação sem ocorrência de qualquer dano do componente vazado no seu interior. Este processo é caracterizado por ter um aquecimento lento favorecendo a cristalização completa dos materiais e pode ser efetuado numa ou em duas etapas. Isto é, o pré-aquecimento da carapaça para diminuir o diferencial térmico no vazamento pode ser incluído no ciclo térmico (no arrefecimento) estabilizando a uma temperatura superior à ambiente e adequada à liga utilizada. Em oposição, as moldações são arrefecidas até a temperatura ambiente e posteriormente são aquecidas até à temperatura pretendida. Nesta opção é possível verificar se as moldações não têm qualquer dano na realização desta operação. As variáveis envolvidas são função dos materiais que são utilizados na carapaça e na liga a vazar. Em título de exemplo, para ligas de alumínio é usual a gama de temperaturas da moldação entre 250 e 500 °C e para aços e ferros fundidos de 870 a 1100 °C [32].

Realizadas estas duas operações a moldação cerâmica encontra-se apta para ser efetuado o vazamento do metal líquido. Esta é análoga a outros processos de fundição e devem ser tomadas os mesmos cuidados e precauções. As formas mais regulares de realizar o vazamento são por gravidade, vazio ou contra-pressão. No abate é feita a separação entre os fundidos e os vários constituintes da moldação. A limpeza pode ser realizada através da projeção de grenalha, areia, água, decapagem química, entre outras. Como referido anteriormente, as características dos fundidos estão muito próximas do estado final pretendido, sendo as operações de acabamento reduzidas ao mínimo ou mesmo inexistentes.

2.3.Ligas de Alumínio – Silício na fundição em cera perdida

O processo de fundição em cera perdida permite a utilização das ligas do sistema alumínio-silício ($Al - Si$) usuais em fundição, transmitindo aos fundidos todas as propriedades que este possibilita na conceção de peças de elevada qualidade. No entanto, este processo é caracterizado por possuir uma taxa de arrefecimento do metal vazado na ordem de 1 °C/s que é sensivelmente baixa comparando a processos como a fundição em molde metálico permanente que pode chegar aos 100 °C/s [7, 13]. A causa deste fenómeno prende-se com a utilização de materiais cerâmicos na moldação que possuem um baixo coeficiente de transferência de calor. Sendo a estrutura metalográfica definida não só consoante a composição

da liga mas também do mecanismo de solidificação da peça, torna esta variável fundamental na definição das propriedades finais do fundido [18, 33, 34].

A baixa taxa de arrefecimento conduz a que na estrutura metalográfica sejam normalmente formados cristais com morfologia dendrítica, ocorra o aumento do espaçamento interdendrítico (DAS), entre outros aspetos que reduzem propriedades mecânicas fundamentais como a resistência à tração, ductilidade e a fadiga. Limitando a aplicabilidade do componente e o seu desempenho [7, 35].

Assim, o processo possui algumas limitações ao nível da sanidade do componente concebido, de modo que é necessário efetuar uma metodologia de tratamento do metal líquido para controlar e/ou modificar as microestruturas presentes no fundido. Neste tratamento são realizadas operações como a desgaseificação para reduzir o hidrogénio presente no seio da liga, a afinação para reduzir o tamanho médio de grão $\alpha - Al$ e ainda modificação da morfologia do silício eutético [34, 36]. Na Tabela 2.3 estão presentes as principais reações que ocorrem durante a solidificação desta liga e que dão origem às várias fases presentes na microestrutura final do fundido.

Tabela 2.3: Principais reações que ocorrem durante a solidificação da liga A356. {Adaptado de[36]}

	Reações	Temperatura (°C)
1	$L \rightarrow Al$	614
2	$L \rightarrow Al + Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$	594
3	$L \rightarrow Al + Al_5FeSi + Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$	594
4	$L \rightarrow Al + Si + Al_5FeSi$	575
5	$L \rightarrow Al + Si + Mg_2Si$	555
6	$L \rightarrow Al + Si + Mg_2Si + Al_8Mg_3FeSi_6$	554

2.3.1.Desgaseificação

Um dos motivos habituais de devolução de peças em fundição é devido a anomalias provocados pela presença de porosidades devido a presença de gás em excesso no fundido, constituindo assim um dos fatores de maior relevância para a sanidade deste [13]. Um componente que contenha este tipo de porosidades acima do nível pretendido para o seu desígnio possui um deterioramento nas suas propriedades mecânicas, diminuindo o seu desempenho e consequentemente o seu ciclo de vida. No entanto, um certo nível de porosidade aumenta a resistência à fissuração a quente [37, 38].

Este tipo de porosidade possui um aspeto tendencialmente esférico e paredes brilhantes. A sua formação ocorre através da presença de uma bolha de gás no seio do metal líquido que durante o processo de transformação de estado físico não é expelida das regiões interdendríticas já solidificadas [20, 37]. Este fenómeno possui uma notoriedade maior quando a taxa de arrefecimento é lenta, que proporciona tempo suficiente para o gás se difundir e precipitar, caso que se verifica neste estudo. Em consequência, as porosidades formadas são superiores em dimensões e em número, originando um maior deterioramento das propriedades mecânicas dos componentes [7, 17, 39].

No caso das ligas de *Al* o Hidrogénio (*H*) é o gás que possui uma relevante solubilidade nesta liga e assim suscetibilidade de ser absorvido e desenvolver porosidades [7, 39]. A Figura 2.4 ilustra a facilidade de absorção deste elemento no estado líquido, tornando necessário o controlo e remoção do *H* do metal líquido para a obtenção de uma peça isenta de defeitos devido ao excesso de porosidade.

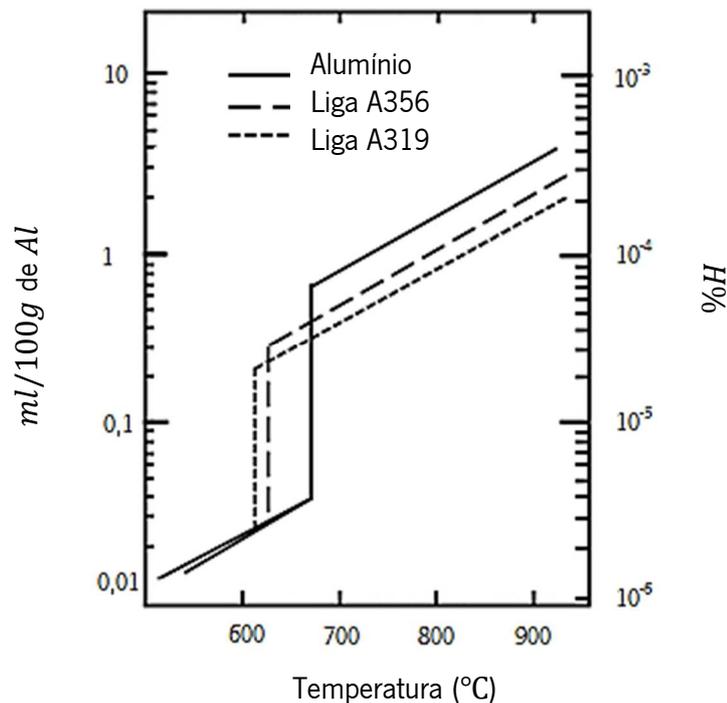


Figura 2.4: Solubilidade do Hidrogénio da liga em estudo a diferentes temperaturas. {Adaptado de [13]}

Desta Figura 2.4 torna-se claro que durante a mudança de estado a solubilidade do *H* sofre uma mudança drástica que provoca a diminuição da sua solubilidade para apenas 4 a 6 % após solidificação. O excedente precipita possibilitando a criação de porosidades gasosas. As diferenças entre as diversas ligas são referentes à influência que os seus elementos exercem sobre a solubilidade do *H*, no caso da liga em estudo, o *Si* diminui e o *Mg* aumenta [13, 15].

O H entra em contacto com o banho através da sua dissociação do vapor de água na superfície do banho. Este está presente no ambiente em redor do local de fusão, no próprio forno, ferramentas de manuseamento e nos revestimentos refratários. Por isso é essencial a realização de uma metodologia apropriada para reduzir este contacto através do pré-aquecimento ou aplicação de tinta refratária nos utensílios de manuseamento, por exemplo.

Embora seja impossível a eliminação do H no fundido, é definido um limite superior, abaixo da qual este é tolerado. Este depende da tecnologia utilizada e pela finalidade que o componente se vai destinar, assim o teor deste elemento pode ser reduzido da concentração de $0,6 \text{ ml } H_2/100g$ para $0,2$ a $0,4 \text{ ml } H_2/100g$ em situações usuais e para $0,05 \text{ ml } H_2/100g$ em componentes de alta responsabilidade [35, 39]. Para se obter esta diminuição é necessário utilizar a técnica de desgaseificação adequada para atingir o teor especificado para volume de porosidades aleatórias admissíveis no fundido.

2.3.1.1. Desgaseificação por fluxo gasoso

De entre o conjunto de técnicas que permitem a desgaseificação do Al o tratamento através da introdução de um fluxo gasoso no metal líquido é o mais habitual no meio industrial. Apesar das diferenças entre as várias possibilidades pertencentes a este método, natureza do gás por exemplo, o princípio subjacente é análogo [37].

O gás utilizado encontra-se sob pressão e é introduzido no metal líquido através de uma lança perfurada (de grafite ou aço) que fornece bolhas gasosas sem H no seio do metal líquido apesar de se encontrar na forma atómica H , este elemento pode assim difundir e combinar-se na forma molecular e gasosa H_2 , tornando possível a sua remoção. Conforme ocorre a libertação das bolhas de gás para a atmosfera o H_2 associado é expelido e assim o teor no banho é diminuído [13, 37].

A eficiência deste processo é função de parâmetros como as dimensões e dispersão das bolhas formadas no banho. Os melhores resultados utilizando este método é na formação de pequenas bolhas com uma grande área de exposição para diminuir a distância que o H necessita de percorrer para atingir a superfície das bolhas. A formação de bolhas pode ser realizada através da utilização de árgon (Ar) e azoto (N) ou na introdução e consumo de pastilhas de hexacloretano (C_2Cl_6) no fundo do banho.

2.3.1.2. Desgaseificação por ultrassons

A utilização dos métodos ditos tradicionais, desgaseificação natural, por fluxo gasoso, acarreta diversos inconvenientes como um impacto ambiental significativo e um grande investimento monetário. Como alternativa apresenta-se a tecnologia de desgaseificação por ultrassons (US) que minimiza estes efeitos nefastos [21].

Segundo G.I. Eskin [40, 41] esta tecnologia, limpa ambientalmente, possui uma eficiência superior aos métodos anteriormente referidos e assim um campo amplo de aplicabilidade na obtenção de fundidos com alta sanidade e além disso, é adaptável a vários processos de manufatura utilizados industrialmente. De acordo com os estudos de Hanbing Xu *et al.* [20, 38] é confirmada a potencialidade deste método na desgaseificação de banhos metálicos de uma forma eficiente quando utilizada a energia ultrassónica e se dá a formação de cavitação acústica.

A diminuição do teor de H do seio do banho é promovida pela cavitação que consiste na formação de um grande número de pequenas cavidades/descontinuidades no líquido devido às vibrações ultrassónicas de alta intensidade que gera pressões oscilantes no banho. Algumas destas cavidades, sob influência de pressões suficientemente elevadas, geram pequenas bolhas que durante os seus períodos de expansão permitem a absorção do gás para o seu interior.

Após a nucleação, o sucessivo aumento de tamanho das bolhas de cavitação permite a sua ascensão no banho e conseqüente eliminação na sua superfície. Uma vez que as bolhas formadas são numerosas e possuem uma pequena dimensão, a fase inicial de desgaseificação é extremamente rápida. Os locais onde se encontram pequenas partículas em suspensão, que qualquer banho metálico possui em pequenas quantidades (menos de 0,01 %), são suficientes para iniciar este fenómeno que acelera os mecanismos de difusão de H e transferência de massa [20, 40–42].

Na Tabela 2.4 são apresentados dados determinados com a utilização de diferentes métodos de desgaseificação para uma liga de $Al - Si - Mg$. A comparação subjacente demonstra não só um maior rendimento na desgaseificação efetuada por US como mesmo uma melhoria das propriedades mecânicas [40].

Tabela 2.4: Comparação entre várias técnicas de degaseificação na liga $Al - Si - Mg$. {Adaptado de [40]}

Método	Teor de H_2 ($cm^3/100g$)	Densidade (g/cm^3)	Número de porosidade	Propriedades Mecânicas	
				Tensão de rotura (MPa)	Alongamento (%)
Árgon	0,26	2,667	2 – 3	233	4,0
Hexacloretano	0,3	2,665	2 – 3	212	4,5
Inicial	0,35	2,660	4	200	3,8
Ultrassons	0,17	2,706	1 – 2	245	5,1
Vácuo	0,20	2,681	1 – 2	228	4,2

2.3.2. Afinação de grão

Como as ligas de $Al - Si$ possuem uma estrutura dendrítica quando produzidas sem tratamento, torna-se essencial a realização da operação de afinação de grão para melhorar certas propriedades do fundido e sua sanidade. Este processo possui como propósito não permitir a formação desta estrutura através da criação de grãos de $\alpha - Al$ com tamanho médio inferior, uniformes e com circularidade elevada [7].

A execução de forma eficiente da afinação permite uma maior fluidez do metal líquido, a melhoria de propriedades mecânicas, diminuição da probabilidade de fissuração a quente e uma melhor dispersão das fases secundárias. Este tratamento é conseguido através do aumento do número de gérmes de nucleação presentes no banho assumindo que cada grão se forma a partir de cada núcleo. Desta forma, é evidente que quanto maior for o seu número irá formar-se uma maior quantidade de grãos e de dimensão inferior [13, 35, 43].

O processo de solidificação (taxa de arrefecimento principalmente) e a composição da liga possuem influência direta neste processo. Uma menor velocidade de arrefecimento facilita um aumento do tamanho de grão e a adição de elementos afinadores promovem a nucleação heterogénea que por sua vez facilita a afinação do grão e a alteração da sua morfologia [35].

2.3.2.1. Afinação por via química

O método tradicional para promover a afinação por via química é realizado através da introdução de substâncias como o titânio (Ti) ou titânio-boro ($Ti - B$). A liga mãe $Al - Ti$ adicionada ao banho possui uma percentagem elevada de Ti que possui um ponto de fusão superior à liga $Al - Si$ mantendo sólida e estável a fase $TiAl_3$ que foi fornecida através da liga mãe ao metal líquido. Quando esta fase está presente na matriz com uma distribuição uniforme,

vários estudos demonstram que estas partículas vão reagir com a fase líquida e agir como gérmens de nucleação heterogénea com a formação de cristais de Al na sua superfície, agindo como local para a continuação de crescimento do grão [13, 19, 43].

As partículas de $TiAl_3$ adicionadas vão perdendo ao longo do tempo a sua aptidão para promover a afinação do grão num fenómeno intitulado de desvanecimento. O espaço temporal a partir do qual o tamanho de grão se assemelha a uma liga não tratada é de 40 *min*. Este facto leva a que seja usado a liga mãe $Al - Ti - B$ que fornece ao banho partículas de $(Al, Ti)B_2$ que retarda o desvanecimento e ainda origina uma diminuição do tamanho de grão que seria obtido [13]. Apesar de os efeitos serem bem conhecidos, a explicação desta melhoria ainda se encontra sob debate. A adição de Ti ao banho é na ordem dos 0,02 a 0,15 % conforme o tamanho de grão que se pretenda e um maior teor de Si na liga requer uma percentagem superior. O rácio de $Ti - B$ tradicional é de 5:1 e a temperatura de adição é aos 700 °C devido à maior solubilidade do Ti nas ligas de $Al - Si$ [35, 43].

Quando é adicionada duas ligas mães $Al-Ti$ que contém a mesma composição mas uma possui inúmeras partículas de $TiAl_3$ com reduzido tamanho e outra menor quantidade mas de maior tamanho será obtido um fundido com maior afinação no primeiro caso. O difícil controlo deste facto aliado ao possível desvanecimento constituem pontos negativos na sua utilização.

2.3.2.2. Afinação por ultrassons

A afinação por ultrassons através da utilização da energia acústica é uma opção válida para realizar a operação de afinação sem a presença de possíveis problemas decorrentes do uso agentes afinadores. Os inúmeros trabalhos desenvolvidos neste âmbito demonstram que a ocorrência de cavitação no banho promove a criação de grãos globulares como também melhora as propriedades mecânicas do fundido. Contudo, o mecanismo que origina a afinação do grão não é consensual entre os investigadores. A fragmentação dendrítica e a promoção de nucleação heterogénea são as duas teorias mais referenciadas na literatura [40, 44].

No primeiro caso a continua variação da pressão provoca a oscilação de volume das bolhas formadas por cavitação. Certas bolhas, sob a tensão de compressão da onda acústica, colapsam ao fim de alguns ciclos e provocam ondas de choque que destroem as dendrites já formadas. As partículas resultantes são projetadas para todo o banho e funcionam como gérmens de nucleação heterogénea e conseqüentemente afinam a microestrutura [45].

A hipótese mais consensual é a promoção de nucleação heterogénea por cavitação acústica que encerra várias explicações para a sua origem. O estudo realizado por Jian *et al.* [44] indica que durante a expansão das bolhas de cavitação, a temperatura da sua superfície desce. De modo que nesse local é verificado um sobrearrefecimento que provoca a formação de núcleos sólidos. Outro mecanismo consiste no facto de que o colapso da bolha origina um aumento de pressão na sua superfície, que eleva a temperatura de fusão da liga. Logo gera sobrearrefecimento que permite o aumento do número de gérmens de nucleação [44, 46].

2.3.3. Modificação do silício eutéctico

A ductilidade e a tensão de rotura da liga *Al-Si* são diretamente influenciadas pela morfologia do silício eutéctico presente na sua microestrutura. Esta fase apresenta-se na forma de grandes plaquetas grosseiras (acicular) em ligas não tratadas que facilitam a propagação das fissuras de fratura. A operação de modificação consiste na transformação do silício eutéctico de uma morfologia acicular para fibrosa, durante a solidificação. Esta alteração é a responsável pela melhoria das características mecânicas associadas às ligas de *Al-Si* modificados [13, 15, 47].

2.3.3.1. Modificação do silício eutéctico por via química

Um dos mecanismos disponíveis para realizar este tratamento é através da adição de pequenas quantidades de vários elementos como o sódio (*Na*), estrôncio (*Sr*), antimónio (*Sb*), potássio (*K*), cálcio (*Ca*), entre outros que são capazes modificar a estrutura acicular. Contudo, apenas os dois primeiros referidos têm habitualmente aplicabilidade no meio industrial devido à sua apetência de produzir o efeito pretendido de modo eficiente. Nas restantes opções, problemas como a realização da sua inserção e a transformação da morfologia do *Si* de acicular para lamelar são exemplos de limitações do uso desses elementos. A modificação para uma estrutura lamelar acarreta uma diminuição da potencial melhoria das diversas características [13, 19]. O teor requerido de *Na* e *Sr* para realizar a modificação é função da composição da liga do fundido. Para a liga em estudo teores da gama dos 0,005 a 0,01 % e 0,01 a 0,02 % são necessários, respetivamente.

O facto de o *Na* possuir um elevado impacto ambiental devido à criação de vapores originados pela sua reatividade, pouca solubilidade, controlo difícil na sua introdução e um desvanecimento num curto espaço de tempo (entre 30 a 40 *min*) faz com que cada vez mais a sua utilização seja substituída pelo *Sr* que minimiza estes efeitos nefastos. No entanto,

características como um maior tempo de dissolução ($\approx 5 \text{ min}$) e uma menor de eficiência na formação de uma estrutura uniforme e fibrosa são limitações deste modificador em relação ao *Na*. A utilização de qualquer destes elementos são normalmente associados ao aumento da porosidade do fundido [22, 35, 46].

Na Tabela 2.5 está ilustrada a influência benéfica da modificação desta fase em propriedades mecânicas como a tensão de rotura e o alongamento.

Tabela 2.5: Influência da estrutura do silício eutético em certas propriedades da liga A356. {Adaptado de [13]}

Estrutura do silício eutético	Propriedades Mecânicas	
	Tensão de rotura (MPa)	Alongamento (%)
Acicular	180	7
Lamelar	200	12 – 16 ¹
Fibrosa	200	16

¹ De acordo com a morfologia fina das estruturas lamelares.

2.3.3.2. Modificação do silício eutético por ultrassons

A utilização da tecnologia de ultrassons na modificação da morfologia do *Si* eutético tem sido verificada em vários estudos realizados por Jian *et al.* [47] e Das *et al.* [22]. O mecanismo pelo qual esta transformação ocorre não está definido, sendo necessário futuros estudos não só para explicar a alteração como também o seu impacto nas diversas propriedades como a tensão de rotura e a extensão. No entanto, na primeira investigação referida, foi apurado que o uso desta técnica proporciona a transformação do *Si* para um estrutura mais fina do que se verifica na modificação por via química com *Sr*, em idênticas condições de solidificação [46].

Este facto demonstra a potencialidade desta tecnologia que elimina alguns dos efeitos negativos presentes no uso de elementos químicos. No entanto ainda carece de análise dos diversos parâmetros em questão.

2.4. Súmula

Em resumo, os moldes são produzidos pela inje o da cera para a cavidade interna dos contra-moldes com a forma apropriada. Os moldes em cera são ligados, individualmente ou em grupo, a um sistema de alimenta o. Constituindo um cacho para que posteriormente seja revestido por uma lama cerâmica adequada para a finalidade do fundido. Seguidamente a cera   retirada do cacho e   efetuado o processamento térmico com o intuito de melhorar as várias características indispensáveis, como a resistência, para o vazamento do metal líquido. Após esta opera o   realizado o vazamento, abate de molda o e extraído o produto final solidificado. Ao utilizar esta técnica de fundi o   possível transmitir aos fundidos, simples ou complexos, um bom acabamento superficial, elevada reprodu o de detalhes, necessidade mínima de opera es complementares de acabamento, elevada exatidão e precisão dimensional como também geométrica.

Para que o fundido obtido por esta técnica de manufatura possua qualidade e sanidade suficiente para a indústria alvo   necessária a realiza o de vários tratamentos ao metal líquido, de forma a ser obtido componentes com as características necessárias para um bom desempenho ao longo do seu ciclo de vida. Das diversas técnicas possíveis para executar as várias altera es das microestruturas presentes na liga *Al – Si* A356 os ultrassons apresentam-se como uma alternativa com grande potencial para melhorar significativamente as propriedades mecânicas dos componentes obtidos pelo processo de cera perdida.

A aplicabilidade dos ultrassons nos tratamentos de degaseifica o, afina o do grão α – *Al* e modifica o do silício eutéctico surge no seguimento da minimiza o dos efeitos nefastos da utiliza o de gases para diminuir o teor de hidrog nio do banho e elementos como o *Ti*, *B*, *Na*, *Sr* para realizar a diminui o do tamanho médio do grão e a altera o da morfologia acicular para fibrosa do Silício eutéctico.

Capítulo 3 - Metodologia experimental

O procedimento experimental efetuado ao longo da realização desta dissertação, e descritos nos próximos capítulos, foi dividido em três fases com o desígnio de atingir todos os seus propósitos. A primeira compreende a elaboração da moldação cerâmica e toda a metodologia inerente ao seu fabrico, bem como as propriedades dos vários materiais e dispositivos fundamentais que foram usados e implementados para a sua conceção.

A concretização da carapaça cerâmica permite a realização das diversas etapas implícitas da fase de fusão e vazamento da liga selecionada para o estudo em causa. No subcapítulo respeitante a esta temática, são apresentados os diversos parâmetros de processamento selecionados que possibilitam não só a comparação entre as várias técnicas de tratamento do metal líquido através da igualdade de condições de fabrico, como também a formação de cavitação acústica para possibilitar a criação dos mecanismos responsáveis pela desgaseificação, afinação de grão e modificação do silício eutético.

A junção destas operações culminam na realização da caracterização microestrutural, térmica e mecânica entre os vários ensaios efetuados através do processo de moldação cerâmica em cera perdida. Assim, é possível analisar e quantificar a potencialidade da nova técnica física de ultrassons neste processo de fabrico amplamente utilizado para componentes de elevada responsabilidade e compará-lo com as técnicas tradicionais que são utilizadas a nível industrial. Esta comparação é possibilitada não só pela utilização de semelhantes condições de processamento como também pela avaliação das várias propriedades em iguais circunstâncias.

3.1. Produção da moldação cerâmica

O fabrico da moldação cerâmica contempla as etapas desde a produção do molde de cera até ao último revestimento de material refratário. Nos subcapítulos subsequentes são mencionados os materiais que compõem cada um dos constituintes da moldação, os diversos equipamentos que foram necessários, parâmetros de processamento utilizados e o seu controlo.

3.1.1. Materiais

Os materiais usados na obtenção da carapaça com a cavidade representativa dos vários componentes projetados foram selecionados conforme as características pretendidas e a sua disponibilidade no laboratório de fundição do departamento de Engenharia Mecânica da Universidade do Minho onde foram realizadas todas as operações presentes nesta secção.

i) Cera

O fabrico das réplicas dos elementos a obter foi produzido em cera apropriada para a tecnologia em questão. A cera usada para conceção dos diversos modelos pretendidos é sintética e de baixo ponto de fusão ($\approx 75^\circ\text{C}$).

ii) Barbotina

Os constituintes utilizados para a formulação da barbotina cerâmica foram a sílica coloidal e a sílica fundida como ligante e material refratário, respetivamente. O preparado de sílica coloidal, *Primcote® Binder* da *Ransom & Randolph* [48], possui as características apresentadas na Tabela 3.1, como também agentes molhantes e antiespumantes como aditivos. A sílica fundida proveniente da mesma instituição é intitulada como *Ranco-Sil™ 4* com partículas de SiO_2 de dimensões inferiores a $0,074 \text{ mm}$.

Tabela 3.1: Propriedades da sílica coloidal *Primcote® Binder* usada no fabrico da barbotina. {Adaptado de [48]}

Teor de elementos sólidos (incluindo SiO_2)	30 % em peso
Dimensão das partículas de SiO_2	10 nm
Densidade	1,18
pH a 25°C	10,6

iii) Chamote

O material refratário selecionado para realizar o recobrimento do modelo de cera após a aplicação da barbotina foi a chamote com distintas granulometrias. Estas foram obtidas recorrendo a diversos peneiros normalizados e especificados em função da fase de revestimento da moldação cerâmica: $0,018$ a $0,5 \text{ mm}$, $0,5$ a $1,45 \text{ mm}$ e $1,45$ a 4 mm .

3.1.2. Equipamentos utilizados

Durante o procedimento experimental de elaboração da moldação cerâmica foi necessário usufruir de variadíssimos equipamentos. Entre os quais, contra-moldes metálicos, termopares, rolos de agitação, mufla, entre outros.

i) Contra-moldes

As reproduções das peças em modelos de cera foram obtidas com os diferentes contra-moldes apresentados na Figura 3.1. As diferenças dimensionais que apresentam têm como objetivo facilitar a análise da influência dos vários parâmetros de estudo em diversas localizações, isto é, a disparidade dimensional vai permitir delimitar a zona que sofre alterações devido à aplicação dos ultrassons relativamente ao seu alcance (comprimento e largura). Além disso, possibilita o estudo das propriedades mecânicas como o alongamento e a tensão de rotura dos fundidos resultantes.

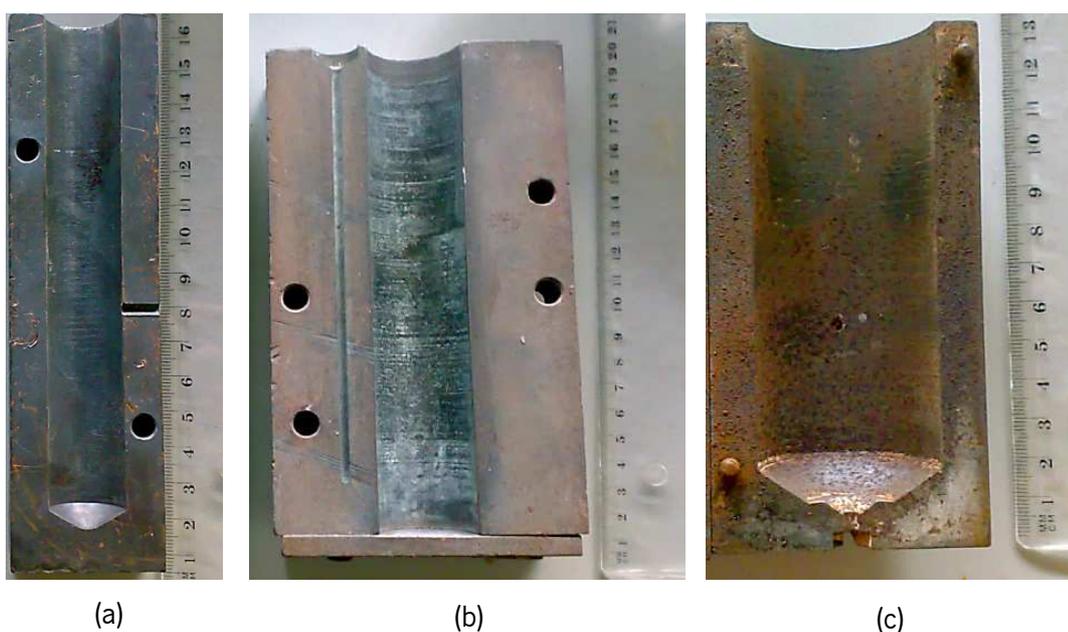


Figura 3.1: Contra-moldes metálicos de diferentes diâmetros internos e alturas para a produção dos modelos de cera. (a) $d = 20 \text{ mm}$, $h = 135 \text{ mm}$ (b) $d = 30 \text{ mm}$, $h = 175 \text{ mm}$ (c) $d = 40 \text{ mm}$, $h = 120 \text{ mm}$.

Este equipamento é em aço de construção e foi disponibilizado pelo laboratório de fundição do departamento de Engenharia Mecânica.

ii) Fusão da cera, rolos de agitação e separador de granulometria

O aquecimento da cera para efetuar o seu vazamento nos contra-moldes metálicos foi realizada no equipamento *Agimatic-N* representado na Figura 3.2 (a). Para evitar a ocorrência de fenómenos anteriormente mencionados como a decantação e a aglomeração, os recipientes que contêm a barbotina foram colocados nos rolos de agitação ilustrados na Figura 3.2 (b) com uma velocidade de aproximadamente de 80 rpm . A granulometria da chamote aplicada no recobrimento foi selecionada através de diversos peneiros normalizados (+GF + DIN 4188) no equipamento ilustrado na Figura 3.2 (c).

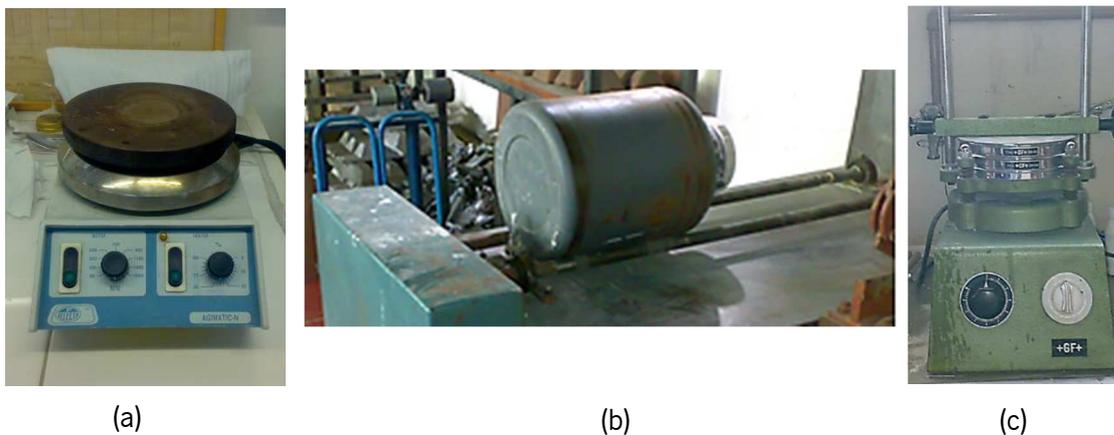


Figura 3.2: (a) Equipamento de aquecimento *Agimatic-N* do grupo Selecta (b) Rolos de agitação (c) Aparelho separador para granulometria.

3.1.3.Procedimento experimental

3.1.3.1.Fabrico dos moldes de cera

A produção dos modelos iniciou-se com a realização da lixagem das superfícies de contacto entre o contra-molde/cera para eliminar qualquer substância ou sujidade adquirida pelos ensaios anteriormente realizados nas coquilhas selecionadas. O impacto desta operação está ilustrado na Figura 3.3 (a) e é fundamental para a formulação das réplicas com as melhores características possíveis, como também evitar inclusões de partículas na superfície da cera que dificultem a adesão da lama cerâmica no modelo, Figura 3.3 (b).

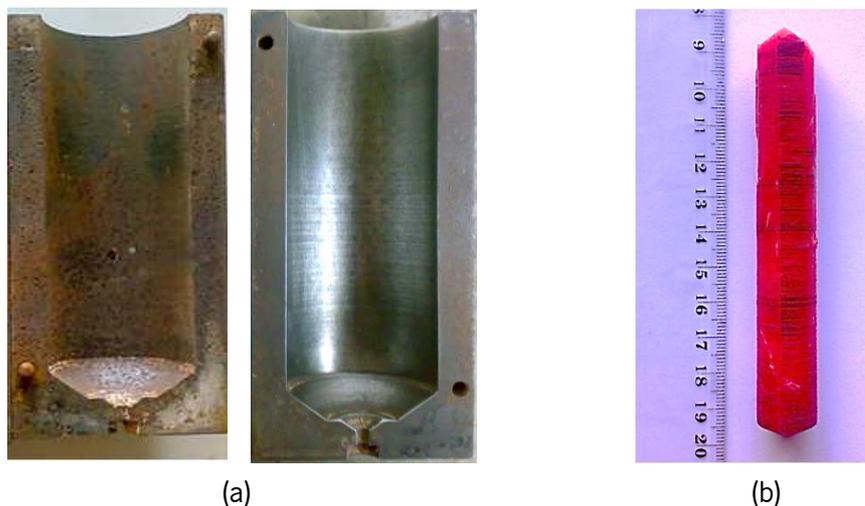


Figura 3.3: Operação de lixagem da superfície de contacto entre contra-molde/cera (a) Efeito no contra-molde metálico (b) Consequência do vazamento da cera sem realização da lixagem.

O vazamento adotado para a manufatura dos moldes foi em gravidade e é necessário levar em consideração o controlo de parâmetros como a temperatura da cera para minimizar os efeitos anteriormente descritos na utilização de temperaturas elevadas de vazamento. Com o intuito de avaliar esta característica de forma adequada foram realizados vários ensaios em condições semelhantes utilizando o contra-molde representado na Figura 3.1 (a).

A análise dos resultados obtidos, nas gamas de temperaturas testadas e apresentadas no Anexo I, permitiu a determinação da temperatura de 60 a 65 °C como a mais adequada para o propósito em causa. Em todos os modelos produzidos foi necessário a utilização de um agente desmoldante para facilitar a sua extração e impossibilitar a adesão das duas superfícies como foi testado num ensaio preliminar ilustrado na Figura 3.4. De salientar que a superfície da cera foi limpa antes de se proceder ao aquecimento, tanto nestes ensaios como nos restantes que englobem a liquefação deste material.



Figura 3.4: Adesão do modelo ao contra-molde metálico e natural danificação do modelo na desmoldação.

O procedimento de obtenção do modelo de cera consistiu no seu aquecimento no equipamento *Agimatic-N* até à temperatura liquefação e foi mantida a essa mesma temperatura durante o espaço temporal necessário para sua total fusão. Posteriormente, foi desligado o equipamento e introduzido na carga o termopar *Testo 945* do tipo *K (Cromel/Alume)*, de modo a controlar o arrefecimento e determinar o momento em que a cera alcança a gama de temperatura anteriormente definida. De seguida, foi vazada no contra-molde correspondente ao modelo que se pretende obter.

A operação de montagem dos modelos em que a sua geometria abrange a união de duas ou mais partes foi realizada através da fusão local da cera, seguida de compressão até ocorrer a solidificação. A área de junção foi reparada para garantir o total isolamento do componente.

Os modelos obtidos foram limpos e removeu-se não só possíveis excedentes originários do processo de montagem como também foi utilizado como método de controlo dimensional. Esta metodologia foi aplicada a todos os modelos de cera produzidos.

3.1.3.2. Formulação e preparação da barbotina

No meio industrial é tradicionalmente formulada e preparada dois tipos de barbotina distintas para utilização nos diversos revestimentos a aplicar. No entanto, foi somente produzido um tipo de barbotina constituída por sílica coloidal e sílica fundida com as quantidades recomendadas pela instituição produtora do ligante para materiais não ferrosos apresentados na Tabela 3.2 para produzir 10 L de lama cerâmica. O preparado de sílica coloidal foi colocado na totalidade num recipiente de 16 L ilustrado na Figura 3.2 (b) e o refratário foi adicionado com os cuidados e metodologias mencionadas na Secção 2.2.1.2 III, ao longo de 6 dias. No primeiro 2,5 kg e nos restantes 1,8 kg.

Tabela 3.2: Quantificação dos elementos constituintes da lama cerâmica e parâmetros de controlo utilizados e recomendados pela *Ransom & Randolph*.

Constituintes	Sílica coloidal	5,65 kg
	Sílica fundida	11,47 kg
Parâmetros de controlo	Viscosidade	22 – 27
	Densidade	1,690 – 1,730 g/ml

Os parâmetros de controlo da condição da barbotina, quantificados na Tabela 3.2, foram a viscosidade, densidade e as quantidades dos constituintes introduzidos durante a sua

preparação. Relativamente à primeira, foi utilizado um viscosímetro - *Zahn cup #5* com as instruções de uso recomendado pela Gardco [49] para a sua determinação e comparação com a especificação imposta. A densidade foi verificada após a estabilização da viscosidade dentro da gama pretendida e foi calculada através do uso de uma pipeta de *100ml*, de uma balança para quantificação da massa (*g*) de barbotina que preenche esse volume e pela seguinte expressão:

$$d = \frac{m}{v} \quad (3.1)$$

d: Densidade (*g/ml*);

m: massa do líquido contido na pipeta (*g*);

v: volume (*ml*).

Para regularizar a viscosidade da lama cerâmica é utilizada água destilada que naturalmente provoca a sua diminuição, no caso oposto seria adicionada uma maior quantidade de material refratário. De salientar que estas duas especificações foram regularmente verificadas após a adição total dos vários constituintes, durante a sua utilização e permanência no equipamento de rolos de agitação. A sua utilização só foi realizada após serem atingidos todos os distintos valores especificados anteriormente.

3.1.3.3. Produção da carapaça

Com o intuito de realizar o procedimento descrito na Secção 2.2.1.2 IV e com todos os cuidados inerentes às várias fases de conceção das várias moldações produzidas, foi implementado em cada modelo de cera um suporte metálico para possibilitar não só um manuseamento adequado e seguro de todo o conjunto durante o seu revestimento como também suspendê-lo no processo de secagem como ilustra a Figura 3.5. De salientar que este apoio possui resistência suficiente na sua ligação com o modelo de cera para absorver o aumento de peso que se verifica em todas as moldações que foram produzidas.



Figura 3.5: Suspensão do modelo de cera para a realização da operação de secagem.

A operação de revestimento da chamote foi realizada por chuva após o tempo necessário de escoamento da barbotina. O material refratário selecionado, Seção 3.1.1 III, e adicionado ao revestimento aumenta de forma gradual de dimensão em concordância com a camada que esteja a ser executada. Antes de se proceder a qualquer operação do revestimento inicial, os modelos de cera foram limpos.

O número de camadas usadas nas diversas moldações realizadas foram implementadas consoante as dimensões do modelo a revestir, sendo a operação de secagem dos diversos revestimentos função da temperatura e humidade presente no local onde é realizada esta fase. Todavia, foi garantido que as distintas moldações utilizadas para ensaios análogos tiveram a mesma metodologia de conceção.

3.2.Fusão e vazamento

Após a obtenção da carapaça a última fase do processo consiste no vazamento do metal líquido na cavidade da moldação e posterior abate. No entanto, para criar a cavidade é necessário realizar a extração da cera presente no seu interior e ainda conferir a resistência necessária à carapaça verde para resistir às forças metalostáticas presentes nesta operação.

Para a realização de forma adequada desta última fase que possibilita a comparação futura das várias técnicas de tratamento do metal líquido foram executadas diversas metodologias que permitem a realização destas derradeiras etapas que estão descritas nos subcapítulos seguintes.

3.2.1.Materiais

i) Liga Alumínio - Silício

Com o desígnio de atingir os objetivos deste estudo foi selecionada a liga *AlSi7Mg0,5* pertencente ao grupo de ligas de *Al – Si* e habitualmente intitulada em fundição como liga A356. Esta liga é reconhecida por transmitir aos componentes propriedades favoráveis como a ductilidade para que desempenhem as suas funções de forma eficiente e segura. A temperatura de *solidus* desta liga encontra-se nos 554 °C enquanto a de *liquidus* nos 614 °C, com as reações presentes anteriormente na Tabela 2.3 durante a solidificação.

A composição química da liga escolhida segundo a *Aluminum Association* (1) e a efetivamente presente no lingote onde foram retiradas as várias cargas de fusão (2) estão presentes na Tabela 3.3. A determinação da composição em (2) foi realizada por espectrometria de emissão ótica na Empresa Firmago – Fundição de Alumínio, Lda, Braga.

Tabela 3.3: Composição química da liga A356 indicada pela *Aluminum Association* (1) [14] e a efetivamente utilizada ao longo do estudo (2).

Elemento de liga		<i>Si</i>	<i>Fe</i>	<i>Cu</i>	<i>Mn</i>	<i>Mg</i>	<i>Zn</i>	<i>Ti</i>	<i>Al</i>
Composição química	(1)	6,5 – 7,5	0,6	0,25	0,35	0,2 – 0,45	0,35	0,25	Rest.
(% em peso)	(2)	7,44	0,13	0,07	0,07	0,58	0,05	0,11	91,43

3.2.2. Equipamentos utilizados

i) Mufla

Para a criação de um diferencial térmico entre a carapaça e a fonte de calor (descirificação) e provocar a transformação cristalográfica dos vários elementos constituintes da moldação cerâmica (sinterização) foi utilizada a mufla representada na Figura 3.6.



Figura 3.6: Mufla no qual foi realizado as operações de descirificação e sinterização.

ii) Fornos

O aquecimento e posterior fusão da liga de *Al* selecionada foi realizado em dois fornos distintos e utilizados consoante a carga pretendida para a realização do ensaio. Na Figura 3.7 (a) está representado o cadinho elétrico de resistências, aquecimento indireto e com uma capacidade de 4,5 l. Na Figura 3.7 (b) está ilustrado o forno usado em testes de menor dimensão (máximo de 0,5 l) para um maior controlo da temperatura.



(a)



(b)

Figura 3.7: Equipamentos de fusão utilizados nos diversos ensaios realizados no âmbito deste estudo.

iii) Ultrassons

O equipamento responsável pela formação de cavitação por intermédio da introdução de ondas ultrassónicas no metal líquido é um sistema MMM (multifrequência, multimodo, modelada) apresentado na Figura 3.8 que possibilita a realização dos diversos tratamentos de uma forma uniforme e eficiente. Este é constituído por um gerador acústico (1) que faculta uma emissão regular de energia acústica ao metal líquido e onde são especificados parâmetros como a potência e a frequência utilizadas, um conversor de potência (2), um *waveguide* (3) e um radiador acústico (4) de *Nb* com um formato em consonância com os ensaios realizados e com a função de transmitir as ondas geradas ao metal líquido. Estes três últimos elementos são fixados num suporte que possibilita a constante aplicação relativamente à profundidade de introdução do radiador acústico no metal líquido através da bacia de vazamento nos diversos ensaios.

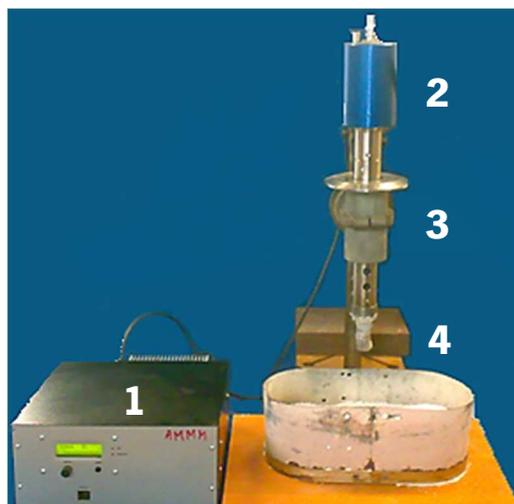


Figura 3.8: Elementos constituintes da unidade responsável pela formação de cavitação acústica no metal líquido.

3.2.3.Procedimento experimental

3.2.3.1.Descirificação e sinterização

A descirificação das moldações cerâmicas foi processada na mufla ilustrada na Figura 3.6 a $900 \pm 10 \text{ }^\circ\text{C}$ após ser cumprido o mínimo intervalo temporal de secagem necessário para realizar esta operação. Quando a temperatura definida foi atingida e estabilizada, foram introduzidas as moldações cerâmicas numa posição invertida e colocado o fundo que permite a extração da cera e a sua futura recuperação. A liquefação da cera e consequente extração não foi instantânea mas prolongou-se até a um máximo de dois minutos verificada na carapaça de dimensões superiores.

Na realização da sinterização foi utilizado o mesmo equipamento da operação de descirificação. No entanto, o processamento foi inteiramente distinto, isto é, o aumento de temperatura foi realizado a uma velocidade lenta e constante de $100 \text{ }^\circ\text{C}/h$ até ser atingida a temperatura de sinterização de $1100 \text{ }^\circ\text{C}$, e as moldações foram introduzidas logo no início do processo de forma a proporcionar a transformação cristalográfica dos diversos constituintes. Como também se pode verificar no ciclo térmico representado na Figura 3.9, foi utilizado um estágio isotérmico de $1 h$ à temperatura $1100 \text{ }^\circ\text{C}$ e um arrefecimento lento ($100 \text{ }^\circ\text{C}/h$) até à temperatura de pré-aquecimento da carapaça de $300 \text{ }^\circ\text{C}$. Cada ciclo totaliza um mínimo de $20 h$ e esta operação foi aplicada a todas as moldações produzidas no âmbito deste estudo.

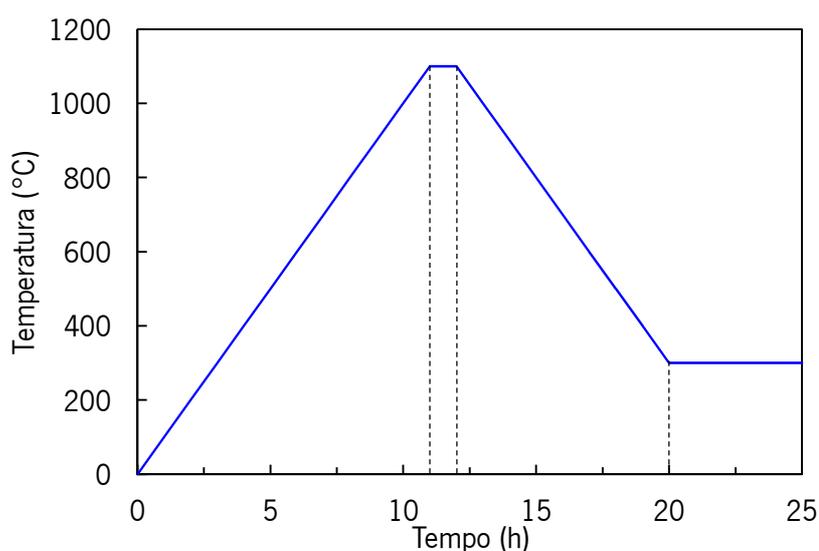


Figura 3.9: Ciclo térmico realizado às diversas moldações cerâmicas produzidas neste projeto.

3.2.3.2.Fusão e vazamento

A fusão da liga selecionada foi iniciada com o corte do lingote na porção necessária para efetuar o ensaio em questão e em consonância com a capacidade máxima do cadinho utilizado. Posteriormente procedeu-se à sua limpeza e secagem antes da sua introdução no forno.

Na fase de fusão, o forno foi inicialmente aquecido até a uma temperatura de 300 ± 10 °C com o intuito de eliminar a humidade, possivelmente presente neste equipamento, e consequentemente diminuir a quantidade de *H* em contacto com o banho. Depois de um estágio de 25 *min* a temperatura foi elevada a 700 ± 10 °C, introduzida a carga especificada, e não só aquecidos os diversos utensílios de manuseamento necessários para realizar o vazamento como também foi aplicado nestes uma tinta refratária denominada *Plascote 2000* para não serem reintroduzidos gases ou outras substâncias no banho. A liga A356 permaneceu à temperatura de 700 ± 10 °C durante 30 *min* para possibilitar a sua homogeneização e toda esta metodologia foi transversal aos diversos ensaios realizados ao longo deste estudo.

Com o intuito de atingir os objetivos propostos o estudo foi dividido em três grandes fases para possibilitar a caracterização, comparação e delimitação da influência dos ultrassons (US) nos diversos tratamentos necessários ao metal líquido. Na fase inicial começou-se por analisar o alcance relativamente ao comprimento em que os US provocam uma significativa mudança na microestrutura do fundido resultante. Assim, após a fusão da liga selecionada procedeu-se à degaseificação através da introdução de argon (Ar) por meio de uma lança perfurada de aço, e de seguida foi realizado o vazamento por gravidade na cavidade interna da moldação cerâmica concebida para o propósito do ensaio. Durante a solidificação do metal, foi aplicado ondas ultrassónicas através do equipamento presente na Figura 3.8 de forma constante entre as temperaturas apresentadas na Tabela 3.4. Nesta mesma tabela estão presentes os diversos parâmetros utilizados nesta fase.

Tabela 3.4: Parâmetros de processamento respeitantes ao método de degaseificação e dos US utilizados no ensaio preliminar.

Parâmetros de degaseificação			Parâmetros dos ultrassons		
Temperatura (°C)	Tempo (min)	Caudal (l/min)	Potência (w)	Frequência (kHz)	Intervalo de utilização (°C)
700 ± 10	3	2	300	$20,4 \pm 0,25$	700 – 580

O arrefecimento foi controlado através da introdução de um termopar do tipo *K* devidamente protegido e na posição central da carapaça (1). Na Figura 3.10 está ilustrada a aplicação dos ultrassons (2) durante a solidificação da liga A356 no interior da moldação (3) e foram retiradas três amostras do fundido resultante para análise.

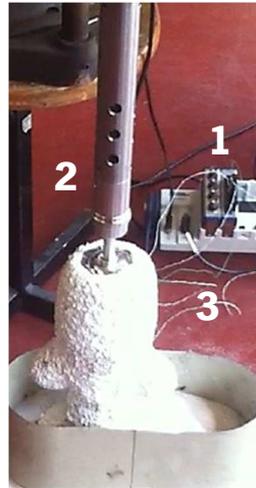


Figura 3.10: Ilustração do momento de aplicação dos US na solidificação da liga no ensaio preliminar. (1) Sistema de recolha da temperatura através do termopar do tipo *K* (2) Dispositivo de US (3) Moldação cerâmica.

Após a análise das amostras retiradas do ensaio anterior foi realizado um novo conjunto de testes, ensaio um, tendo por base a informação recolhida. Este possibilitou a avaliação em três diâmetros distintos (largura) do impacto da tecnologia de US. Além disso, foram feitos em conjunto e com uma metodologia análoga, um grupo de fundidos em que apenas foi efetuada a desgaseificação por fluxo gasoso para uma comparação qualitativa posterior da melhoria da sanidade do fundido resultante. O procedimento realizado é semelhante ao anterior, no entanto, foi recolhida a evolução das temperaturas durante a solidificação a uma taxa de duas amostras por segundo através de um sistema de aquisição CompacDaq da *National Instruments* com o *software Labview 7,1 Professional Development System* já utilizado no primeiro teste.

Como foram elaboradas três carapaças de diâmetros diferentes procedeu-se ao vazamento de forma decrescente relativamente às dimensões que estes possuíam. Este facto advém da intenção de diminuir o impacto térmico que a inserção do radiador acústico provoca no metal após vazamento. Na Figura 3.11 é apresentado o esquema utilizado neste conjunto de ensaios.



Figura 3.11: Esquema representativo dos diversos equipamentos utilizados no ensaio um. (1) Dispositivo de US (2) Moldação cerâmica (3) Equipamento de aquisição de temperaturas (4) Gerador acústico (5) PC com o *software Labview 7.1 Professional Development System*.

Por último, foram reunidas as diversas informações dos ensaios anteriores e procedeu-se ao fabrico de uma moldação cerâmica que não só contempla uma geometria que reflete os melhores resultados obtidos anteriormente, como também possibilita a obtenção de provetes que possam ser utilizados como corpos de prova nos ensaios de tração. Este teste, ensaio dois, foi dividido em dois grandes grupos através da diferença no método de desgaseificação utilizado.

No primeiro grupo foi efetuado desgaseificação por fluxo gasoso (árgon) a 700 °C durante 2 *min*, diferindo os ensaios subsequentes no método de afinação. No primeiro subgrupo não foi utilizado qualquer agente de afinação, modificação ou por US e no outro caso foi efetuado o método dito tradicional a nível industrial, isto é, afinação por via química pela adição da liga mãe de *AlTiB* num rácio de 5:1. A metodologia neste caso consistiu no procedimento de fusão mencionado anteriormente com a adição de 2 %, em peso de metal líquido, de agente químico de afinação a 700 °C durante 10 *min* para promover a sua homogeneização no seio do banho. O vazamento deste grupo foi processado aos 680 °C como também nos restantes pertencentes a esta fase final.

Relativamente ao segundo grupo, o banho foi submetido às ondas originadas pela unidade de US na desgaseificação a 700 °C e 680 °C durante 2 *min*, diferindo posteriormente no tratamento de afinação. Este consistiu em três vertentes: sem tratamento, adição de agente químico e por US. Nos primeiros dois foi efetuada a mesma metodologia do grupo anterior, sendo o tratamento por US realizado durante a solidificação da liga no interior da carapaça até aos 580 °C. Na Figura 3.12 é apresentada a montagem que possibilita a realização do ensaio.

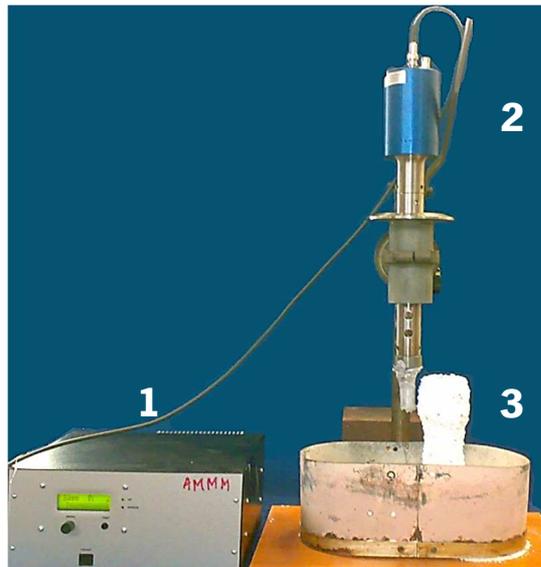


Figura 3.12: Montagem utilizada na elaboração do ensaio dois com utilização do sistema de US. (1) Gerador de US (2) Conjunto suporte/US (3) Moldação cerâmica.

Na Tabela 3.5 está presente uma descrição condensada dos diversos testes descritos para o ensaio dois como também a nomenclatura utilizada nas fases posteriores desta dissertação referente a este ensaio e aos fundidos produzidos.

Tabela 3.5: Apresentação da nomenclatura utilizada nos diversos testes incluídos no ensaio dois.

Teste	Teste N^o
Desgaseificação <i>Ar</i>	1
Desgaseificação <i>Ar</i> + Afinação química <i>AlTiB</i>	2
Desgaseificação US	3
Desgaseificação US + Afinação química <i>AlTiB</i>	4
Desgaseificação US + Afinação US	5

Após a obtenção de cada um dos fundidos nos diversos ensaios realizados ao longo desta dissertação não foram efetuados tratamentos térmicos. De salientar que a antes de proceder ao vazamento o dispositivo de US foi colocado na posição pretendida dentro da moldação e depois foi efetuado a introdução do metal líquido na cavidade moldante.

3.3.Técnicas de caracterização

Com o desígnio de quantificar, avaliar e comparar os diversos ensaios realizados é imprescindível selecionar e utilizar as diversas técnicas de obtenção de dados que sejam não só transversais a todas as espécimes inspecionadas como também apropriadas para o resultado que se pretenda analisar e ainda conforme as diversas normas passíveis de se aplicar para possibilitar a sua reprodutibilidade. Portanto, estão descritos nos subcapítulos seguintes os vários procedimentos efetuados.

3.3.1.Preparação das amostras

A obtenção dos diversos fundidos provenientes dos ensaios efetuados ao longo deste projeto possibilita a recolha de amostras em locais pré-estabelecidos de forma a executar a avaliação de múltiplos e distintos parâmetros essenciais para a sua caracterização. Contudo, para atingir este objetivo é imprescindível a realização de operações de extração como também de tratamento da superfície de análise.

O seccionamento foi realizado através da utilização de uma serra de fita e/ou um torno mecânico quando foi necessário uma melhor exatidão dimensional das amostras. Com o intuito de alcançar um acabamento superficial espelhado na amostra foi utilizado o dispositivo mecânico de polimento, *Mecapol P260*, que utiliza lixas de água com abrasivo de *SiC*. Esta operação foi realizada em várias fases e de forma sequencial, onde cada uma requereu uma série de lixas específicas com partículas de dimensões cada vez inferiores em consonância com a evolução desta operação. A *mesh* de cada uma abrangeu a 180#, 600#, 1200#, 2400#, 4000# e a passagem a uma nova série de lixa foi efetuado após a eliminação das estrias da lixa anterior, a uniformidade das novas e com a rotação de 90 ° da amostra. Por último um pano com partículas de diamante de 1 μ m para obter a superfície desejada.

3.3.2.Microestrutural

A análise da microestrutura resultante das diversas condições do ensaio foi avaliada através da recolha de imagens obtidas na utilização do microscópio ótico (MO) *Leica DM2500M* em distintas ampliações. No entanto, após a operação de polimento efetuada anteriormente não é possível a visualização detalhada da microestrutura. Assim, é realizado um polimento manual com uma solução de partículas de sílica coloidal de 0,025 μ m de dimensão e um ataque à

superfície com o ácido $NaOH$ a 10 %. De salientar que a área afetada foi limpa anteriormente como também passada por água corrente após a utilização do reagente. As imagens obtidas foram avaliadas através do *software Image-pro plus 6.0* onde é possível a determinação da área de cada grão $\alpha - Al$.

Em cada imagem são selecionados aproximadamente 30 grãos de forma aleatória numa ampliação adequada para determinação da sua área. A sua quantificação foi executada recorrendo a uma folha de cálculo do *Microsoft Office Excel* onde foram excluídos ou recalculados certos valores que se apresentavam dispares em relação aos restantes, assim, foi aplicado uma afinação dos dados obtidos. A expressão 3.2 possibilita a obtenção do diâmetro de cada grão presente na microestrutura através dos dados obtidos do *software* (área e perímetro) e ainda é apresentada equação 3.3 que permite a obtenção da circularidade R_n .

$$d = 2 \times \sqrt{\frac{A}{\pi}} \quad (3.2)$$

d : Diâmetro do grão (μm);

A : Área do grão (μm^2).

$$R_n = \frac{4 \times \pi \times A}{p^2} \quad (3.3)$$

p : Perímetro do grão (μm).

Como foram averiguados cerca de 30 exemplares, Figura 3.13, o método inclui a determinação da média e do desvio padrão associado a cada amostra analisada.

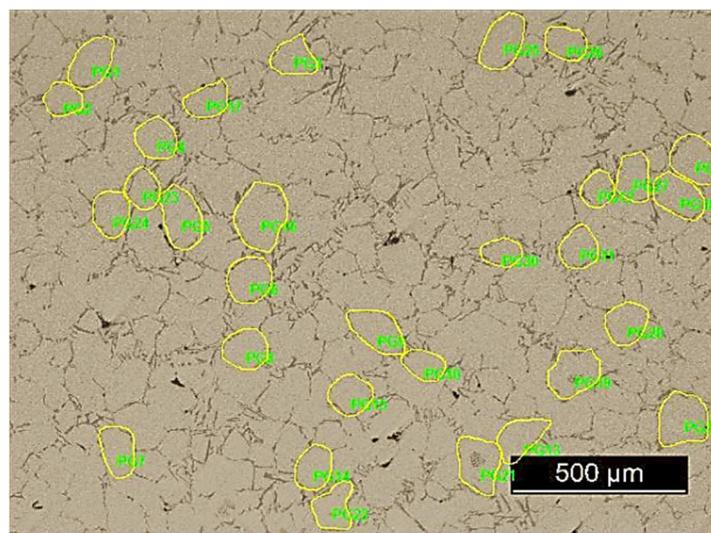


Figura 3.13: Seleção aleatória de 30 grãos de $\alpha - Al$ através do *software Image-pro plus 6.0* para determinação da sua área.

3.3.3. Mecânica

Na caracterização mecânica foram executados dois tipos de testes distintos. Isto é, foi analisada a dureza para ser possível obter uma percepção da deformação permanente que a liga em questão sofre em cada ensaio correspondente e também a tensão de rotura e alongamento que o corpo de prova produzido possui. A junção destes dois testes possibilita a obtenção das propriedades habitualmente inspecionadas a nível industrial nos componentes produzidos.

3.3.3.1. Ensaio de Dureza

A dureza avaliada neste projeto consiste na capacidade da amostra produzida resistir à deformação que o indentador, com formato de pirâmide de diamante, provoca na sua superfície quando animado por uma força pré-estabelecida. Este tipo de ensaio, *Vickers*, permite a determinação do número de dureza através da expressão (3.4):

$$HV = 1,854 \times \frac{F}{d^2} \quad (3.4)$$

HV: Número de dureza (*HV*);

F: Carga aplicada (*kg*);

d: Média das diagonais provocadas pelo indentador (*mm*).

O equipamento *Durascan* da *Emco-test* foi utilizado para este procedimento com uma carga de 10 *kgf* ao longo de 15 s nas 10 indentações efetuadas em cada amostra. De salientar que as amostras utilizadas são provenientes da fase de análise da microestrutura e para a medição da distância das diagonais presentes na superfície foi usado a ferramenta informática *Image-pro plus 6.0* após a sua obtenção a partir do MO na ampliação de 10 ×, Figura 3.14.

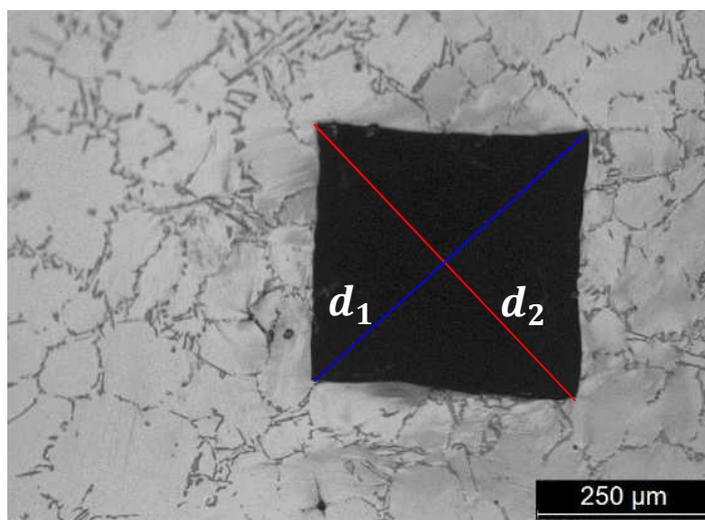


Figura 3.14: Ilustração da medição das diagonais (d_1 e d_2) através de imagem obtida do MO e que possibilita a obtenção do parâmetro (d) da equação (3.4).

3.3.3.2. Ensaio de tração

A execução deste tipo de ensaios possibilita a obtenção de propriedades mecânicas como a tensão de cedência, alongamento e uma perspetiva da ductilidade que os diversos fundidos apresentam consoante a operação que lhe deu origem proporciona.

Para a realização deste teste destrutivo à temperatura ambiente é necessário que o corpo de prova do material em teste possua não só certas características dimensionais como também geométricas. Na Figura 3.15 está ilustrado um exemplar dos provetes produzidos, através de maquinagem na CNC (comando numérico computadorizado) *Cincinnati Milacron* modelo *HAWK 150* presente no departamento de Engenharia Mecânica, que seguem as recomendações da norma portuguesa NP EN 10002 -1 de 2001 em termos dimensionais e geométricos.

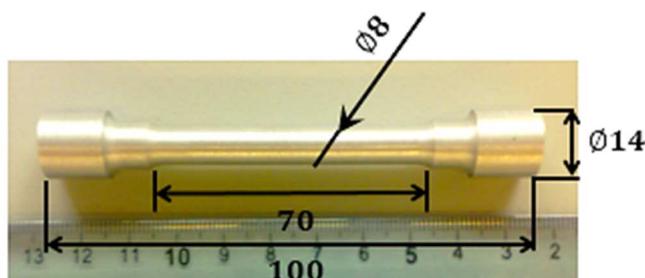


Figura 3.15: Exemplar de um corpo de prova de secção circular utilizado nos ensaios de tração com representação das suas dimensões. Areal transversal, $A_0 = 8 \pm 0,05mm$, comprimento útil $l_0 = 70 \pm 0,05mm$.

Como se pode verificar na imagem, o provete também possui uma cabeça de amarração para permitir a sua fixação de forma adequada no equipamento hidráulico utilizado, *Instron 8874*, que possibilita a aplicação da carga centrada de $\approx 25 kN$, uma velocidade de $0,025 mm/s$ e um alongamento até que o provete finalmente se rompe.

Durante a realização desta operação foi utilizado um extensómetro que permite a obtenção da variação do comprimento do corpo de prova de forma mais exata, sendo os dados obtidos recolhidos pelo *software* específico do equipamento e processados posteriormente para a elaboração dos diagramas tensão-deformação.

3.3.4.Térmica

A caracterização térmica consiste na análise dos dados adquiridos através do sistema de aquisição ligado aos termopares, referenciados na Secção 3.2.3.2 e apresentados na Figura 3.11, que possibilita o seu posterior processamento e consequentemente determinação dos

diversos parâmetros inerentes à solidificação da liga no processo de fundição em estudo, como também a observação dos distintos patamares presentes ao longo deste processo. Dependendo do tipo de aquisição, processamento e observação dos dados obtidos é possível a construção de uma curva de arrefecimento que pode facultar a informação do aparecimento das possíveis fases formadas, a evolução da fração de sólido, a determinação do calor latente da solidificação, entre outras [50, 51].

Nesta dissertação vai ser analisada a curva de arrefecimento com o intuito de retirar informações referentes às fases formadas, determinação dos parâmetros de solidificação nos diferentes patamares e ainda averiguar o grau de afinação do grão de $\alpha - Al$ e modificação do Si eutético. Este tipo de análise, em comparação com a caracterização microestrutural, não requer a destruição do fundido, possui um menor tempo de análise e é mais simples, no entanto, é uma forma mais grosseira de avaliação da microestrutura resultante.

Na Figura 3.16 está presente uma curva de arrefecimento obtida após o processamento dos dados obtidos na solidificação de um fundido da liga A356. Como se pode verificar, consiste na aquisição da temperatura durante um intervalo de tempo respeitante à solidificação e entre os diversos fatores que influenciam este formato da curva apresentada está a velocidade de arrefecimento durante a sua mudança de estado, o tipo de tratamento aplicado ao metal líquido como também a composição da liga.

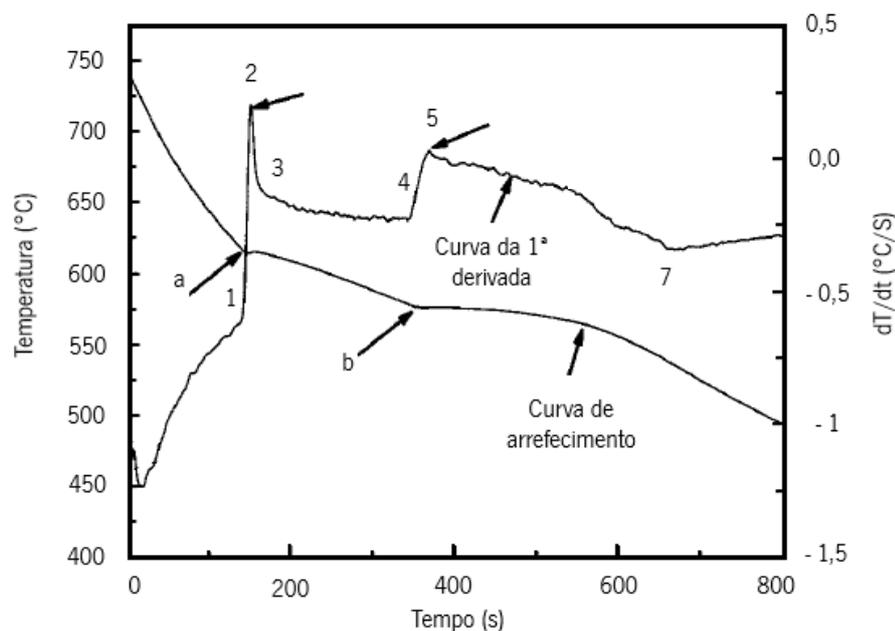


Figura 3.16: Curva de arrefecimento, primeira derivada e pontos passíveis de ser analisados durante a solidificação da liga A356. {Adaptado de [50]}

Os patamares assinalados pela letra (a) e (b) na Figura 3.16 representam respetivamente a zona de afinação e modificação. A avaliação da zona (a) da curva de arrefecimento permite estimar, de forma preliminar, o grau de afinação do caso em análise através do sobrearrefecimento (ΔT_N) que ocorre, isto é, quanto menor for o sobrearrefecimento verificado maior será a afinação do grão [19]. Relativamente à modificação o fenómeno é o oposto, um maior sobrearrefecimento é indicativo da modificação do *Si* eutético. Na Figura 3.17 está ilustrado, de uma forma mais aproximada, estes dois casos opostos da análise da curva de arrefecimento da liga quando se encontra afinada (a) ou modificada (b) consoante a sua inflexão. Este intervalo de sobrearrefecimento consiste na quantificação da diminuição da temperatura até ao seu mínimo (T_{Min}) relativamente à temperatura de início de transformação de fase, como se pode verificar na Figura 3.17 (a) e (b) [52].

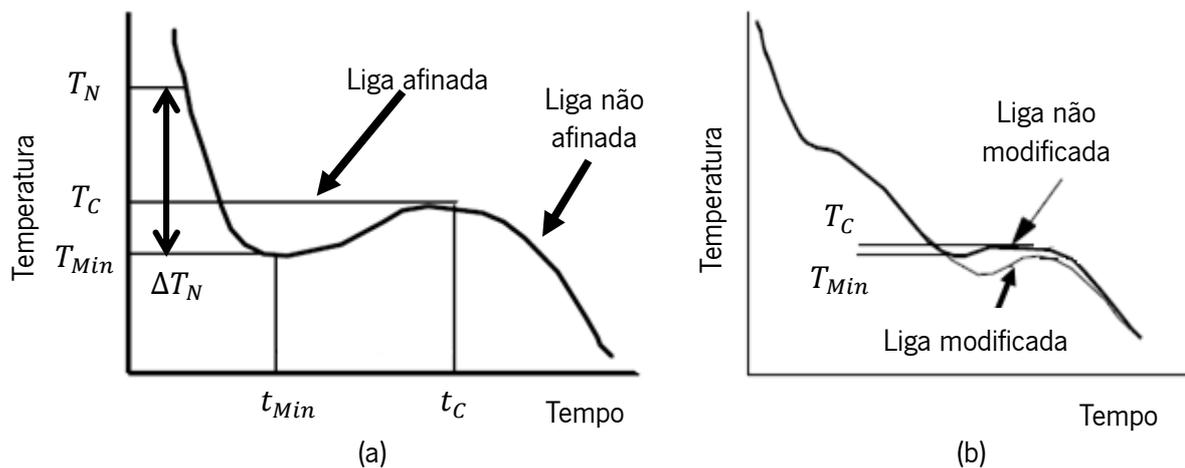


Figura 3.17: Curvas esquemáticas representativas dos patamares de análise da afinação (a) e modificação (b) presentes na curva de arrefecimento e respetivos parâmetros característicos. {Adaptado de[19]}

No entanto, apenas esta análise por si só pode não indicar exatamente o grau de afinação do grão da estrutura resultante, pois existe a possibilidade de estruturas grosseiras possuírem um sobrearrefecimento mínimo e assim ser semelhante ao formato apresentado para uma liga afinada. Por isso, a curva deve ser acompanhada pela sua primeira derivada, como na Figura 3.16, com intuito de evidenciar a variação que os fenómenos metalúrgicos provocam [50, 52].

A primeira derivada (dT/dt) consiste na inclinação da curva de arrefecimento, assim é possível a determinação da velocidade de arrefecimento do ensaio em estudo e ainda o momento inicial e final das reações que ocorrem durante a solidificação e que dão origem às principais fases presentes da liga A356. Deste modo, quando ocorre a sua variação no sentido positivo é indicativo que a taxa de arrefecimento baixa devido à libertação de calor latente da

formação de uma nova fase, como apresentado pelas regiões (1 e 4) da Figura 3.16 representativas das formações de $\alpha - Al$ e Si eutético, respetivamente. No caso oposto, o início do decréscimo do seu valor traduz o final da formação da fase (2 e 5).

No primeiro patamar, Figura 3.17 (a), a formação da estrutura dos grãos de Al é iniciado após ser atingida a temperatura de nucleação (T_N), sendo admitido a intitulação de temperatura de *liquidus* (T_L) devido a ser a primeira reação durante a solidificação da liga. Entre a zona (1) e (2) continua a nucleação dos grãos e ocorre o seu crescimento, este evento metalúrgico é evidenciado na primeira derivada com o seu aumento exponencial. Nas regiões (2) e (4) é demonstrado o crescimento das dendrites anteriormente formadas ao longo de todo o fundido. Esta metodologia de análise é análoga às diferentes fases que podem ser obtidas das curvas de arrefecimento.

De salientar que a região (7) representa o fim do processo de solidificação, isto é, momento a partir do qual não são verificadas quaisquer reações, estando associada ao mínimo da primeira derivada ou possuir o formato de um vale.

Em cada patamar vai ser também recolhida informação respeitante à determinação do intervalo de recalescência (ΔT_R). Este representa o aumento de temperatura que se constata durante o evento metalúrgico e é numericamente igual à subtração da temperatura mínima atingida e a temperatura de transformação de fase. Com base na curva de arrefecimento é ainda calculada a velocidade de arrefecimento média através da expressão (3.5) [53]:

$$CR = \frac{(T_L - T_S)}{(t_S - t_L)} \quad (3.5)$$

CR : Velocidade de arrefecimento média ($^{\circ}C/s$);

T_L : Temperatura de *liquidus* ($^{\circ}C$);

T_S : Temperatura de *solidus* ($^{\circ}C$);

t_S : Momento correspondente à temperatura de *sólidos* (s);

t_L : Momento correspondente à temperatura de *líquidos* (s).

Após a obtenção dos dados, o seu processamento, cálculo e representação gráfica foi executado utilizando a ferramenta informática *Microsoft Excel*. Na Tabela 3.6 estão presentes os diversos parâmetros utilizados e analisados ao longo deste projeto.

Tabela 3.6: Apresentação da nomenclatura utilizada durante a análise da curva de arrefecimento e o seu significado ao longo desta dissertação.

Temperatura	Tempo	Significado
$T_{N-\alpha}$	$t_{N-\alpha}$	Temperatura e tempo de início de nucleação dos grãos de <i>Al</i> .
$T_{Min-\alpha}$	$t_{Min-\alpha}$	Temperatura mínima verificada no patamar respeitante à fase $\alpha - Al$ e o momento em que ocorre.
$T_{C-\alpha}$	$t_{C-\alpha}$	Temperatura e tempo de crescimento dos grãos de <i>Al</i> (temperatura máxima verificada).
$\Delta T_{N-\alpha}$	$\Delta t_{N-\alpha}$	Sobrarrefecimento verificado no patamar da formação dos grãos <i>Al</i> .
$\Delta T_{R-\alpha}$	$\Delta t_{R-\alpha}$	Recalescência verificado no patamar da formação dos grãos de <i>Al</i> .
T_{N-Si}	t_{N-Si}	Temperatura e tempo de início de nucleação do <i>Si</i> eutético.
T_{Min-Si}	t_{Min-Si}	Temperatura mínima verificada no patamar respeitante à fase <i>Si</i> e o momento em que ocorre.
T_{C-Si}	t_{C-Si}	Temperatura e tempo de crescimento do <i>Si</i> eutético (temperatura máxima verificada).
ΔT_{N-Si}	Δt_{N-Si}	Sobrarrefecimento verificado no patamar da formação do <i>Si</i> eutético.
ΔT_{R-Si}	Δt_{R-Si}	Recalescência verificado no patamar da formação do <i>Si</i> eutético.
T_S	t_S	Temperatura de solidificação.
ΔT_S	Δt_S	Tempo decorrido entre o início e final do processo de solidificação

3.4.Súmula

O procedimento executado ao longo do projeto tem de viabilizar os objetivos inicialmente definidos. Assim, foram usados não só diversos equipamentos e materiais adequados para o processo de fundição em cera perdida, como também, as técnicas de caracterização têm de estar em linha de conta com os requerimentos necessários para uma correta avaliação.

Relativamente à produção da moldação cerâmica o modelo foi obtido através da liquefação da cera de origem sintética e de baixo ponto de fusão nos contra-moldes, de aço de construção com dimensões adequadas, em vazamento por gravidade. A chamote foi selecionada para realizar o revestimento em chuveiro após a aplicação da barbotina constituída por sílica coloidal e sílica fundida nas quantidades de 5,65 kg e 11,47 kg, respectivamente. A metodologia de preparação da lama cerâmica e conceção da moldação é procedida conforme as considerações e cuidados mencionados na Secção 2.2.1. A descirificação a 900 °C e a sinterização da carapaça num estágio isotérmico a 1100 °C durante uma hora foram executas anteriormente à fusão da liga selecionada, A356, no forno adequado para a carga necessária.

Nesta fase foi utilizado um equipamento de US munido com um sistema MMM (multifrequência, multimodo, modelada) para realizar o tratamento nas diversas vertentes que um fundido necessita através das ondas ultrassónicas que este produz. É ainda executada uma série de ensaios com uma metodologia análoga utilizando o método dito tradicional a nível industrial, desgaseificação por árgon e afinação química, para posterior comparação. O fluxograma da Figura 3.18 apresenta de uma forma condensada os distintos ensaios realizados ao longo desta dissertação que permitiram a caracterização a nível microestrutural, térmica e mecânica com testes de tração conforme a norma NP EN 10002-1 e dureza *Vickers*.

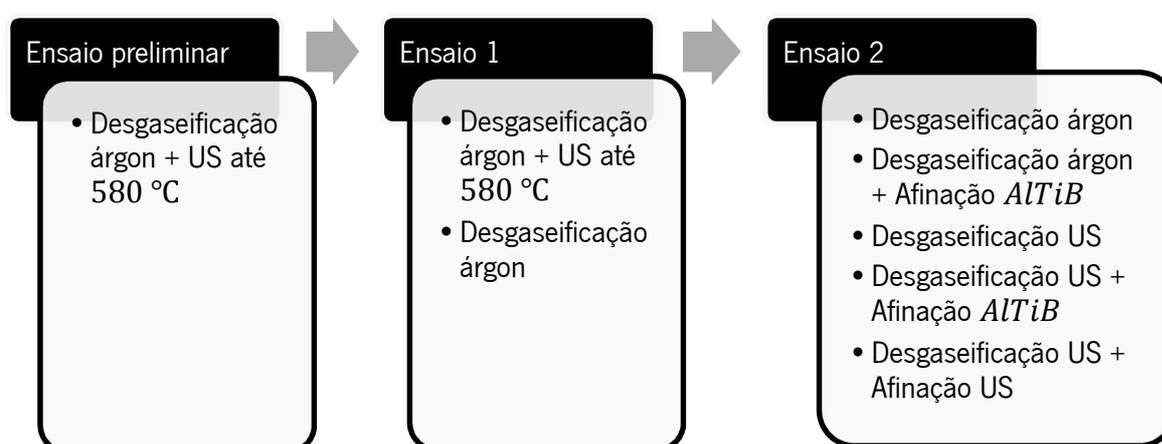


Figura 3.18: Fluxograma representativo dos diversos ensaios realizados ao longo da dissertação.

Capítulo 4 - Análise e discussão de resultados

A análise dos dados obtidos após a realização da metodologia experimental e posteriormente caracterização dos fundidos possibilita atingir os objetivos primordiais desta dissertação. Com este intuito, nos subcapítulos seguintes está presente não só a apresentação dos dados recolhidos como também a sua apreciação e comparação entre os distintos ensaios análogos mencionados na Secção 3.2.

Deste modo o capítulo está dividido consoante o ensaio em avaliação, isto é, inicialmente vai ser analisada a fase preliminar, depois expostos e discutidos os dados processados do primeiro conjunto de testes e por último é apresentado o resultado da junção da informação relativa aos ensaios anteriores, o seu impacto nas propriedades mecânicas fundamentais, entre outros aspetos.

Nesta Secção é ainda ilustrada e justificada a variação da geometria dos moldes em cera para obtenção de uma moldação cerâmica adequada com o parâmetro em estudo e a concretização de um fundido que proporcione a realização das fases de caracterização de modo adequado. Naturalmente também serão apresentados as propriedades dos diversos materiais indispensáveis, como os parâmetros de controlo verificados na formulação e preparação da barbotina produzida.

4.1. Ensaio preliminar

Como mencionado na Secção 3.2.3.2 o estudo iniciou-se com a realização do ensaio preliminar com o intuito de balizar a zona em que a tecnologia de US provoca uma afinação significativa da microestrutura do fundido obtido através do processo de cera perdida. Para tal, foi utilizado o modelo com as dimensões apresentadas na Figura 4.1 (a) e quando adicionada a bacia de enchimento na parte superior do molde e as peças representadas do número um a quatro possui uma altura total de 300 mm e uma largura de 125 mm (entre os pontos extremos).

Apesar da moldação cerâmica apresentada na Figura 4.1 (b) já se encontrar nas instalações do laboratório de fundição do departamento de Engenharia Mecânica, a metodologia de fabrico está de acordo com o procedimento típico do processo de fundição em cera perdida e os materiais utilizados na sua conceção são idênticos aos mencionados na Secção 3.1.1.

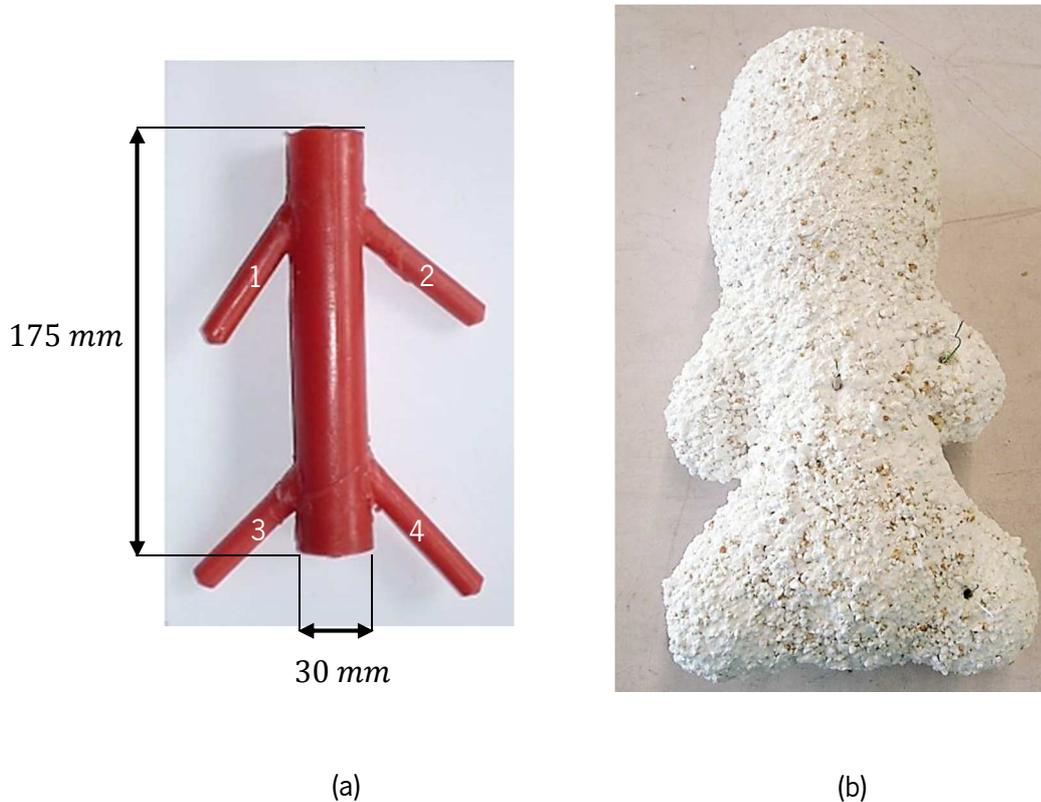


Figura 4.1: (a) Dimensões do modelo de cera $h = 175 \text{ mm}$, $d = 30 \text{ mm}$. (b) Moldação cerâmica utilizada na realização do ensaio preliminar após serem efetuadas todas as operações inerentes à sua produção.

O fundido de $1,60 \text{ kg}$ concebido consoante o procedimento e parâmetros descritos anteriormente, Secção 3.2.3.2 para o ensaio em questão, permitiu a obtenção das amostras de espessura de 10 mm localizadas a 40 mm , 85 mm e 185 mm do local de inserção do radiador acústico, como ilustra a Figura 4.2.

As microestruturas resultantes das amostras recolhidas foram analisadas na sua periferia e centro através do microscópio ótico e após a realização da operação de preparação da sua superfície. Na Figura 4.3 estão apresentadas as microestruturas obtidas neste ensaio a uma distância de 40 mm do radiador acústico na zona central e periférica da amostra e constata-se, de uma forma qualitativa, que não existe diferença relevante entre estas no grau de afinação da estrutura que o ensaio deu origem. Como este fenómeno é verificado nos restantes locais de extração de amostras a sua análise apenas vai incidir na parte central, devido a que os resultados obtidos ser em tanto semelhante à parte periférica destas.

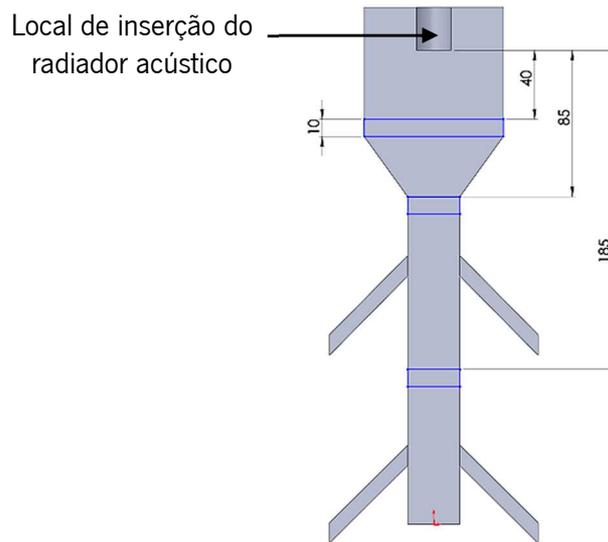


Figura 4.2: Localização geométrica das amostras provenientes do fundido obtido no ensaio preliminar (*mm*).

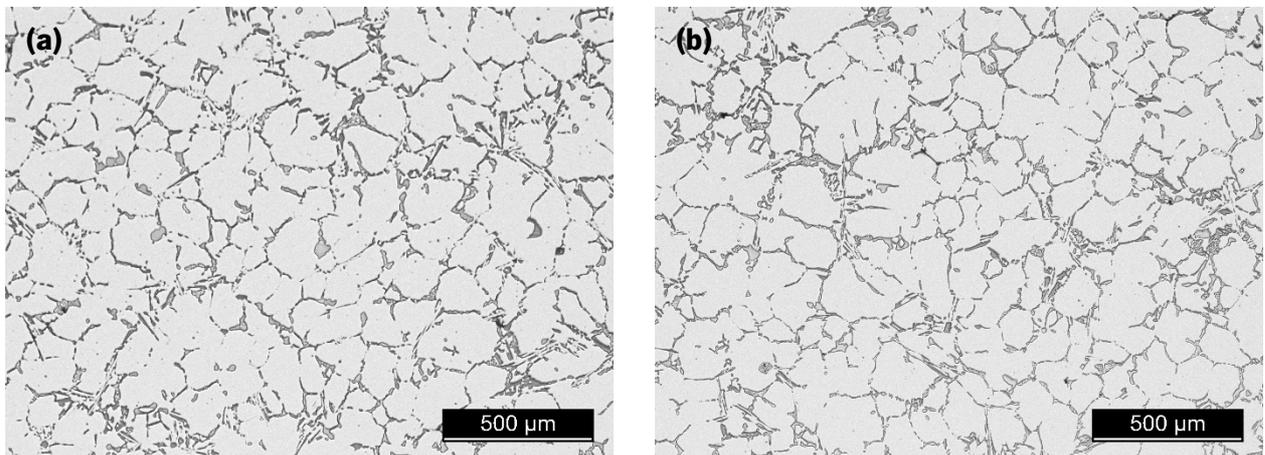


Figura 4.3: Microestruturas obtidas no ensaio preliminar da liga A356 a uma distância de 40 *mm* do radiador acústico (a) no centro (b) na periferia da amostra.

Com as microestruturas do centro da amostra apresentadas na Figura 4.4 verifica-se de uma forma evidente que o efeito da aplicação dos US na afinação da estrutura resultante diminui consoante o aumento da distância entre a profundidade do radiador acústico e o local de extração da amostra. Na primeira a 40 *mm* do início da projeção das ondas ultrassónicas, Figura 4.4 (a), encontra-se uma estrutura mais fina e globular do que se observa na microestrutura representada em (b) sendo acompanhado não só com um tamanho médio do grão do alumínio primário de maiores dimensões como uma maior disparidade entre os diversos grãos formados com o aumento desta distância. O tamanho de grão obtido foi de 140,24 μm e 161,11 μm com um desvio padrão de 10,07 e 7,70 para a amostra extraída a 40 *mm* e 85 *mm*, respetivamente.

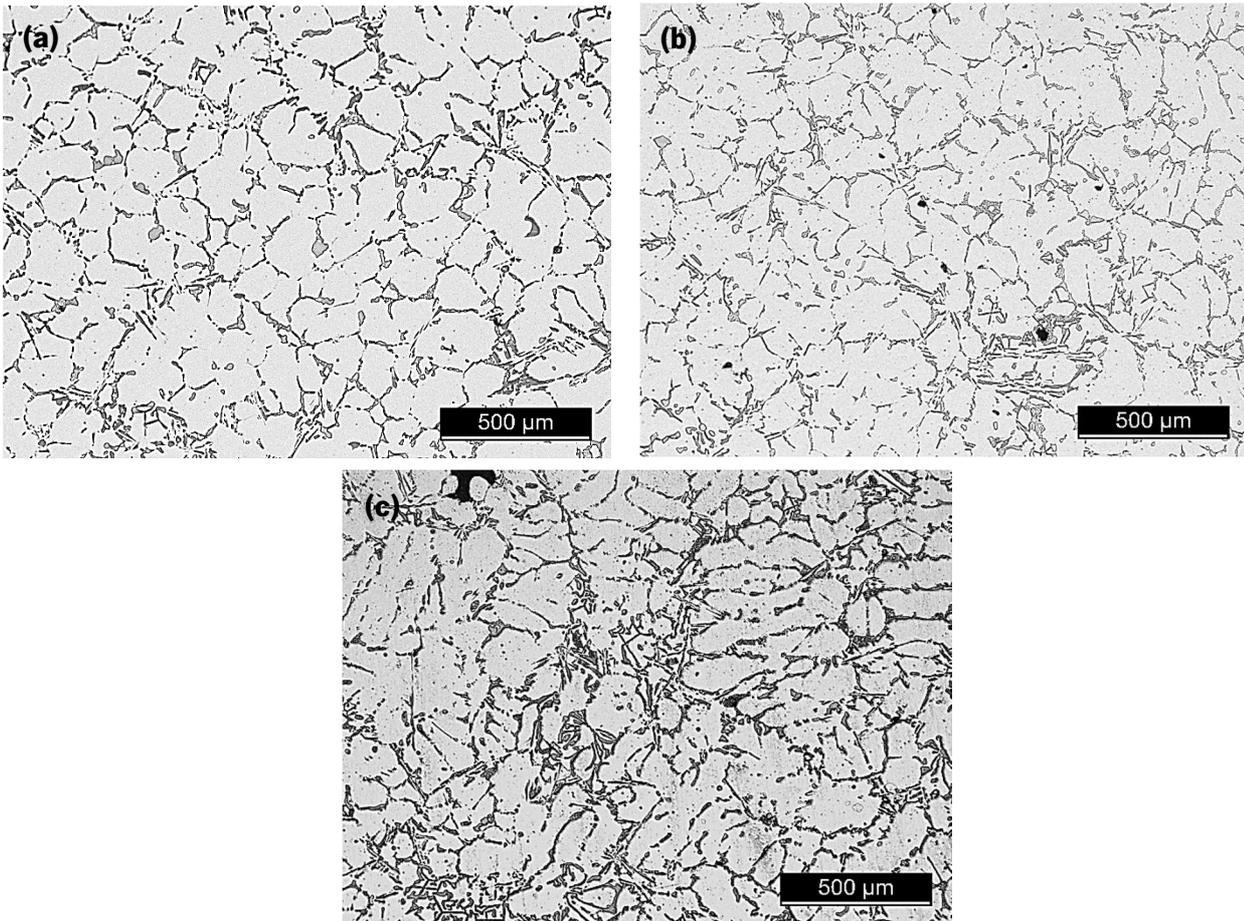


Figura 4.4: Microestruturas obtidas na parte central das amostras da liga A356 no ensaio preliminar nas diferentes localizações geométricas (a) 40 *mm* (b) 85 *mm* (c) 185 *mm*.

Relativamente à última microestrutura apresentada, Figura 4.4 (c), a estrutura $\alpha - Al$ é constituída por dendrites em forma de rosetas em certas zonas da amostra, o que evidencia não só que na distância de 185 *mm* a influência dos US é mínima como confirma que o arrefecimento lento provoca a formação de estruturas constituídas maioritariamente por dendrites de grandes dimensões. A formação desta estrutura, característica deste processo de fundição, é devido à taxa de nucleação ser baixa e permite apenas a formação de um diminuto número de gérmens de nucleação e consequentemente os que se formam possuem mais espaço para se desenvolver e naturalmente possuem dimensões superiores. Este fenómeno acarreta um deterioramento de diversas propriedades mecânicas fundamentais no ciclo de vida do componente produzido, sendo assim indesejável na produção de qualquer peça.

Com base nesta informação, os modelos de cera com geometria semelhante que irão ser concebidos não vão ultrapassar uma altura de 185 *mm*. Isto é, o local mais distante do radiador acústico será inferior a este valor e assim é garantida a afinação da microestrutura.

4.2. Ensaio 1 – Avaliação da influência dos US nas características metalúrgicas de diferentes geometrias

Em conformidade com as ilações preferidas do ensaio preliminar e com o intuito de avaliar a influência da alteração do diâmetro no impacto da aplicação da tecnologia de US foram concebidos os exemplares apresentados na Figura 4.5 segundo o procedimento mencionado na Secção 3.1.3.1 com distintos diâmetros (40 mm , 30 mm e 20 mm) e uma altura de 110 mm . Além disso é efetuado um grupo de ensaio em paralelo com exemplares de geometria idêntica com o desígnio de comparar a estrutura resultante quando não é realizado nenhum tratamento ao fundido durante a sua solidificação.

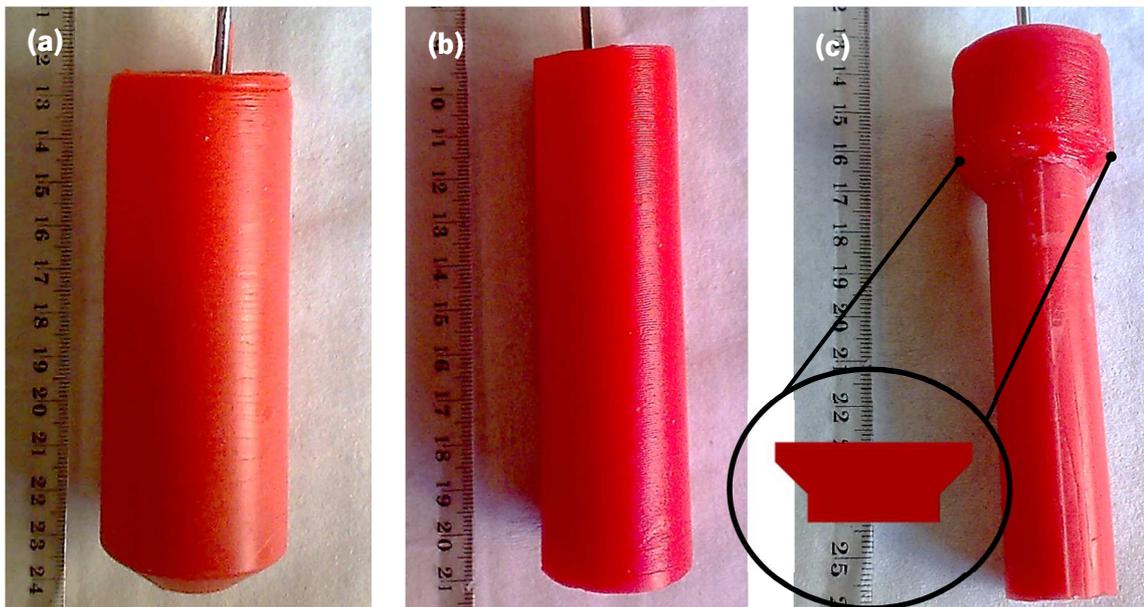


Figura 4.5: Exemplares de cada tipo de modelos de cera produzidos no laboratório de fundição do departamento de Engenharia Mecânica para atingir os objetivos referentes ao ensaio um (a) $d = 40\text{ mm}$ (b) $d = 30\text{ mm}$ (c) $d = 20\text{ mm}$.

A escolha destes diâmetros para a realização deste ensaio advém do facto de esta tecnologia estar mais centralizada para componentes de pequenas dimensões, apesar de continuar a possuir viabilidade em peças de maior envergadura como foi referido anteriormente. De salientar que o modelo de cera com um diâmetro de 20 mm possui uma pequena bacia de enchimento de 30 mm de diâmetro devido ao radiador acústico possuir 20 mm e assim facilitar a sua inserção durante o seu intervalo de tempo de utilização. Na Figura 4.5 está evidenciado o formato da transição entre a bacia/modelo e possui o desígnio de canalizar as ondas ultrassónicas para o formato do restante modelo sem que haja uma mudança brusca entre os dois componentes e assim dificultar a sua propagação.

As operações de revestimento dos diversos modelos produzidos seguiram estritamente a metodologia apresentada na Secção 3.1.3.3, sendo apresentado no Anexo II não só a evolução das diversas características controladas da barbotina, os ajustamentos necessários e realizados para os controlar como também a evolução de parâmetros como o diâmetro e peso dos modelos após a realização de cada camada de revestimento de barbotina e material refratário. Este controlo é fundamental para assegurar que as diversas moldações cerâmicas produzidas possuem paridade suficiente para possibilitar a comparação dos diversos resultados que a realização deste ensaio promove. A recolha destes dados possibilita a construção dos gráficos presentes na Figura 4.6 e Figura 4.7 que confirmam a evolução dos diversos parâmetros de controlo de forma uniforme em cada exemplar ao longo do fabrico da moldação cerâmica. Além disso, o número de revestimento efetuados é idêntico nos três modelos produzidos e igual a oito.

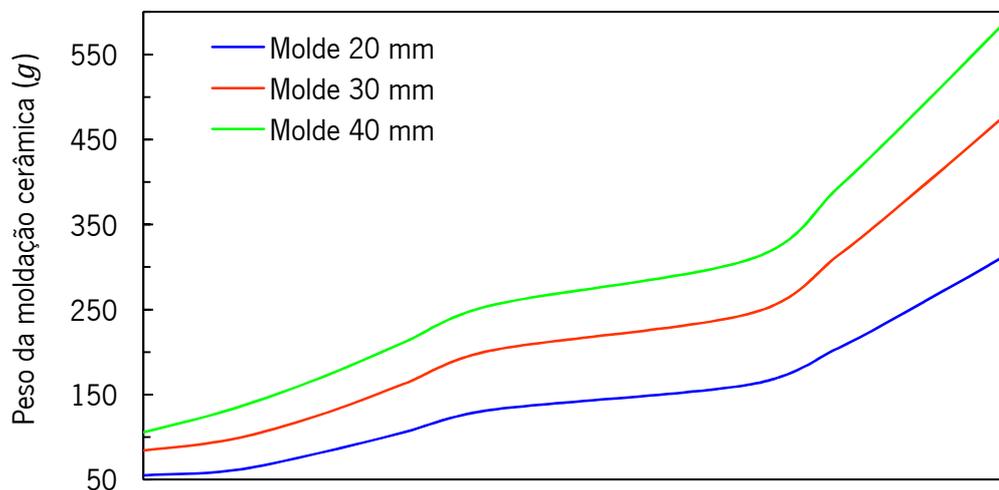


Figura 4.6: Verificação da paridade da evolução do peso de um exemplar de cada diâmetro dos modelos produzidos.

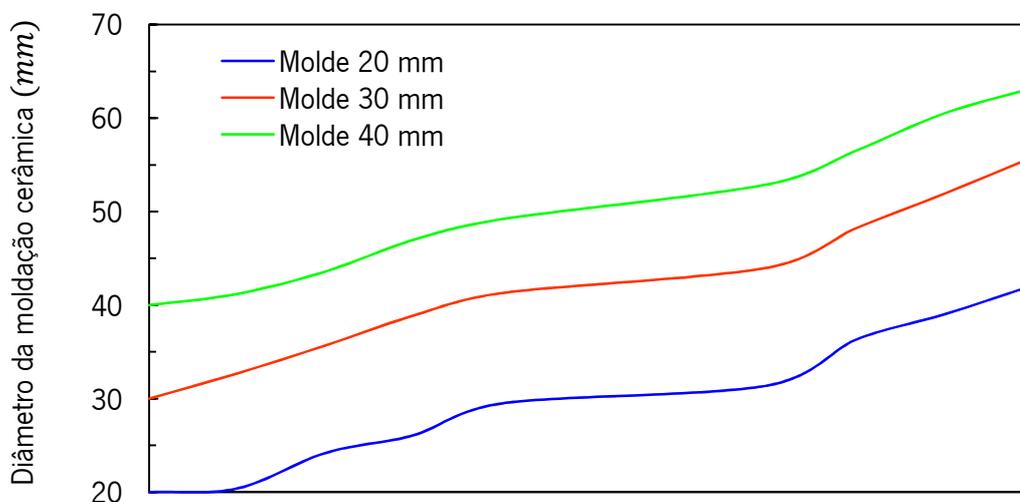


Figura 4.7: Verificação da paridade da evolução do diâmetro de um exemplar de cada diâmetro dos modelos produzidos.

Sendo garantida a semelhança de construção entre as distintas moldações cerâmicas procedeu-se à fase de vazamento conforme referido na Secção 3.2.3.2 referente ao ensaio um. Como neste ensaio a análise incidu sobre as temperaturas ao longo da solidificação do fundido e também nas microestruturas resultantes, nos subcapítulos seguintes, é apresentada a análise térmica efetuada e as diferentes estruturas formadas.

4.2.1. Análise térmica

Como mencionado anteriormente a análise térmica neste ensaio específico possui como principal desígnio a determinação de parâmetros de solidificação nos diferentes patamares ao longo da mudança de estado do fundido e a previsão do grau de afinação que a estrutura resultante pode apresentar. Esta forma de análise, cada vez mais usual no meio industrial, permite não só uma rápida comparação com as restantes curvas de arrefecimento presentes nos diferentes grupos de fundidos obtidos como também avaliar se a aplicação do dispositivo de US insere alguma modificação na temperatura de formação das fases características desta liga. Assim, para cada modelo foi construída a sua respetiva curva de arrefecimento, no que se refere ao fundido de 40 mm de diâmetro a curva T vs t é apresentada na Figura 4.8, onde estão evidenciados os patamares referentes à afinação do $\alpha - Al$ (A) e à modificação do Si (B).

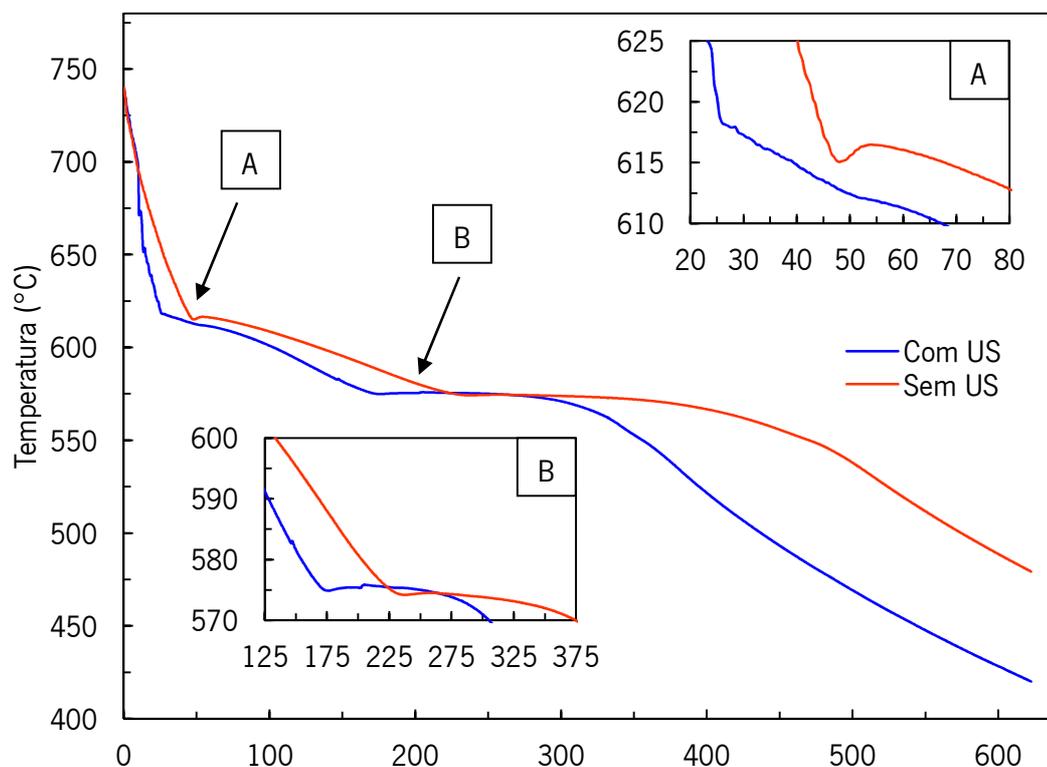


Figura 4.8: Curva de arrefecimento obtida na solidificação do fundido de 40 mm de diâmetro com e sem tratamento por US, (a) patamar de afinação (b) modificação.

De igual forma foram construídas as curvas de arrefecimento para os restantes modelos, 30 mm e 20 mm, sendo apresentadas nas Figura 4.9 e Figura 4.10, respetivamente.

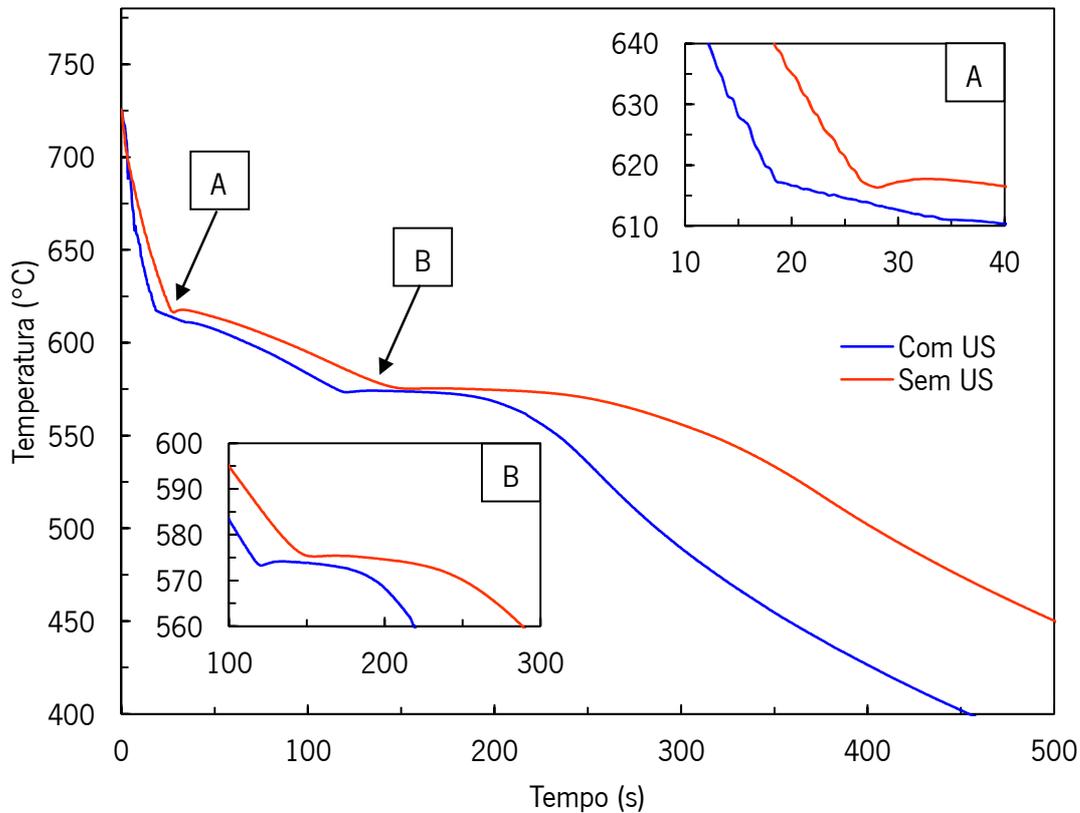


Figura 4.9: Curva de arrefecimento obtida na solidificação do fundido de 30 mm de diâmetro com e sem tratamento por US (a) patamar de afinação (b) modificação.

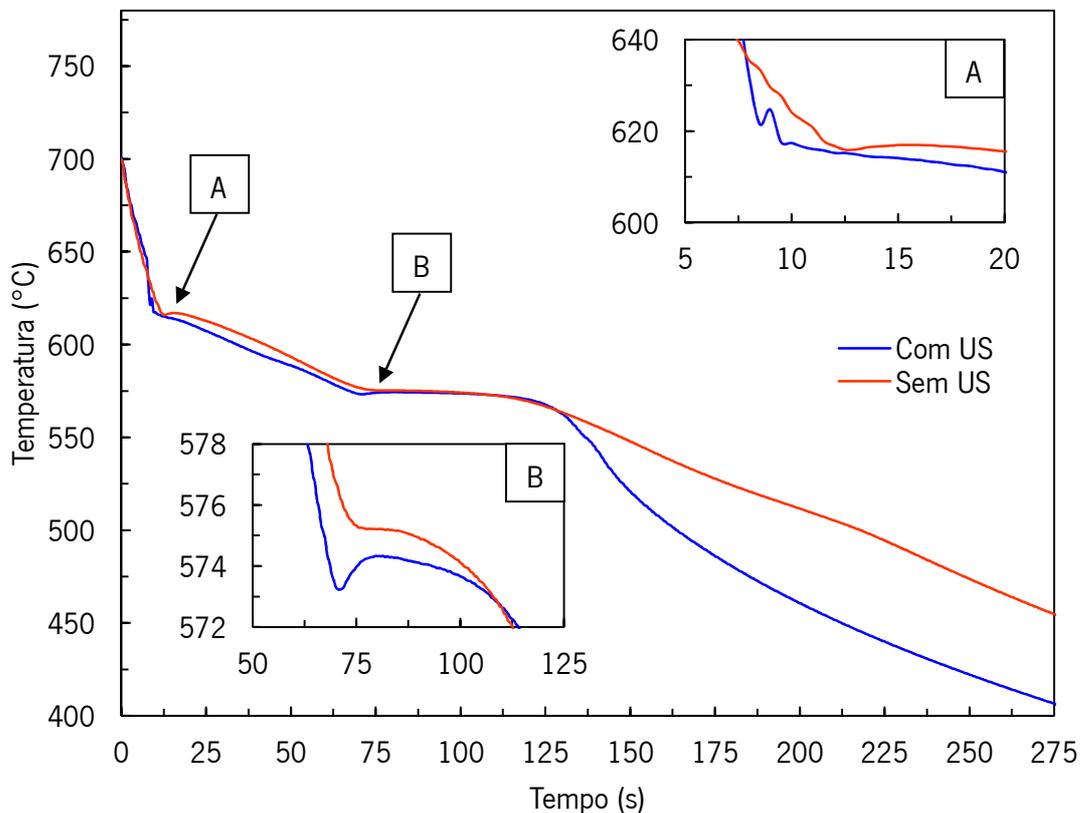


Figura 4.10: Curva de arrefecimento obtida na solidificação do fundido de 20 mm de diâmetro com e sem tratamento por US (a) patamar de afinação (b) modificação.

Nas três curvas de arrefecimento apresentadas anteriormente é desde logo perceptível que em todas as ocasiões a introdução do radiador acústico no metal líquido provoca não só de imediato um arrefecimento superior como se mantém ao longo de todo o processo de solidificação do fundido nos diversos modelos testados e produzidos de forma semelhante. Assim, o facto de os ensaios que não terem qualquer interação com as ondas ultrassónicas possuírem uma menor velocidade de arrefecimento sugere que a estrutura que poderá originar possua uma menor afinação do grão de $\alpha - Al$ devido a possuírem um espaço temporal superior para se formarem. Além disso observa-se que conforme a diminuição do diâmetro do modelo a velocidade a que o metal líquido arrefece é superior devido ao aumento da transferência de calor proporcionada pela menor espessura que o fundido apresenta.

Nos diversos modelos é possível constatar, de uma forma clara e transversal a todos eles, um patamar referente à afinação da microestrutura e outro referente à modificação do silício eutético com uma antecipação temporal para os fundidos tratados por US. Relativamente ao primeiro é possível verificar que o sobrearrefecimento presente em cada curva possui semelhanças entre os modelos de diâmetros diferentes na comparação entre os fundidos com diferente tratamento. Isto é, no modelo de 40 mm na zona A da Figura 4.8 por exemplo, averigua-se que o fenómeno de sobrearrefecimento presente na solidificação do fundido com tratamento por US é mínimo ou nulo comparado com o que não sofre influência deste. Significa isto que, a aplicação dos US e conseqüente formação do mecanismo de cavitação acústica, independentemente das dimensões que foram testadas, exerce um efeito positivo no grau de afinação da microestrutura resultante. Ainda referente a este patamar e de uma forma similar ao sobrearrefecimento, é visível que a recalescência característica de estruturas com morfologia dendrítica só é visível ou notória nos fundidos que não são processados por US, sendo no caso apostado mínimo ou inexistente. Na Figura 4.10 zona A repara-se que existe uma discrepância na evolução da curva de arrefecimento, a qual pode ser justificada por um erro de leitura do termopar devido a ser um único valor que a provoca e ser contrária a todas as preposições inerentes a este patamar.

No caso do patamar da modificação do silício eutético observa-se um gradual aumento do sobrearrefecimento em função da diminuição do diâmetro do fundido, sendo bem visível este evento metalúrgico na zona B da Figura 4.10. A ocorrência deste fenómeno representado nesta Figura é semelhante ao que acontece na modificação química, como mencionado anteriormente na Figura 3.17 (b), deste modo pode indicar a ocorrência de modificação do silício mesmo que a

temperatura de retirada dos US seja superior à temperatura da sua formação. A justificação para tal pode residir na indução de uma forma não direta da fragmentação das partículas de *Si* no espaço temporal referente à transformação desta fase.

De forma a proceder a uma análise mais concreta da informação obtida na aquisição das temperaturas ao longo da solidificação foi determinado um conjunto de parâmetros fundamentais obtidos a partir da curva de arrefecimento e com auxílio da primeira derivada construída para apoiar a identificação de zonas específicas de início de formação de fases. Na Tabela 4.1 são apresentados os principais parâmetros que foram determinados através da curva de arrefecimento da moldação de 40 *mm* de diâmetro.

Tabela 4.1: Principais parâmetros determinados durante a solidificação do fundido com diâmetro de 40 *mm* com e sem tratamento por US nos patamares de afinação e modificação.

Patamar de afinação do $\alpha - Al$										
Ensaio	$T_{N-\alpha}$ (°C)	$t_{N-\alpha}$ (s)	$T_{Min-\alpha}$ (°C)	$t_{Min-\alpha}$ (s)	$T_{C-\alpha}$ (°C)	$t_{C-\alpha}$ (s)	$\Delta T_{N-\alpha}$ (°C)	$\Delta T_{R-\alpha}$ (°C)	$\Delta t_{N-\alpha}$ (s)	$\Delta t_{R-\alpha}$ (s)
Sem US	630,4	37	615,1	48	616,4	54	15,4	1,4	11	6
Com US	621,4	24,5	617,9	27,5	617,9	27,5	3,5	0	3	0

Patamar de modificação do <i>Si</i> eutético										
Ensaio	T_{N-Si} (°C)	t_{N-Si} (s)	T_{Min-Si} (°C)	t_{Min-Si} (s)	T_{C-Si} (°C)	t_{C-Si} (s)	ΔT_{N-Si} (°C)	ΔT_{R-Si} (°C)	Δt_{N-Si} (s)	Δt_{R-Si} (s)
Sem US	576,7	216,5	574,1	237,0	574,5	259,0	2,6	0,4	20,5	22
Com US	576,1	167,5	574,9	177,5	575,9	205,0	1,2	1,0	13,5	27,5

Com os dados apresentados constata-se que existe uma diminuição da temperatura de nucleação da fase $\alpha - Al$ durante a solidificação dos fundidos com aplicação de US. Este facto aparenta ser contraditório, isto é, quando é verificada afinação da microestrutura, tal como indicado na curva de arrefecimento, este parâmetro habitualmente aumenta em relação a um fundido que possui um grau de afinação inferior, além disso, é usual ser verificado este mesmo aumento quando se recorre à afinação química. No entanto, e como se pode constatar na Figura 3.17 referente ao patamar de afinação (a), esta comparação é efetuada em fundidos que são

produzidos com a mesma velocidade de arrefecimento ou que a sua diferença não seja muito significativa, mas com tratamento do banho diferente. Como neste caso está a ser realizado uma comparação entre fundidos não só com velocidades de arrefecimento com uma diferença relevante mas também com tratamentos distintos, pode residir neste facto a possível justificação da ocorrência deste fenómeno.

Este também é fundamentado com a determinação da recalescência, que tal como é característico de microestruturas afinadas, possui um pequeno valor, indicativo da existência de um número de locais de nucleação de grãos $\alpha - Al$ considerável e assim a obtenção de um tamanho de grão relativamente menor do que é verificado no fundido sem tratamento. Isto conduz à principal conclusão de que a microestrutura apresentada no fundido com tratamento físico por US possui um grau de afinação consideravelmente superior ao termo de comparação aqui produzido. Ainda é possível constatar-se que ocorre uma antecipação deste patamar como acontece de uma forma similar no patamar de modificação. Neste último também se observa que não só possui uma maior recalescência como também a sua duração é superior, confirmando assim a perspectiva de ocorrência de modificação do silício eutético. No entanto é verificada a mesma situação referida anteriormente na temperatura de nucleação desta fase que deveria possuir um decréscimo superior.

Na Tabela 4.2 são apresentados os parâmetros de solidificação determinados para o modelo de 20 *mm* e é desde logo é possível verificar o aumento da temperatura de nucleação da fase $\alpha - Al$ e ao observar a curva Figura 4.10 a aproximação das duas curvas de arrefecimento é evidente em relação à disparidade verificada no modelo de 40 *mm* na Figura 4.8. Também está presente de uma forma clara que o patamar da modificação possui uma maior duração e o sobrearrefecimento e a recalescência é substancialmente superior, seguindo as indicações já anteriormente sugeridas pela análise das curvas de arrefecimento. Por tudo isto é sustentável afirmar que conforme a diminuição do diâmetro dos fundidos aqui testados a microestrutura que o fundido apresenta deverá conter uma menor dimensão no tamanho de grão como uma modificação da morfologia do *Si* eutético.

Tabela 4.2: Principais parâmetros determinados durante a solidificação do fundido com diâmetro de 20 mm com e sem tratamento por US nos patamares de afinação e modificação.

Patamar de afinação $\alpha - Al$										
Ensaio	$T_{N-\alpha}$ (°C)	$t_{N-\alpha}$ (s)	$T_{Min-\alpha}$ (°C)	$t_{Min-\alpha}$ (s)	$T_{C-\alpha}$ (°C)	$t_{C-\alpha}$ (s)	$\Delta T_{N-\alpha}$ (°C)	$\Delta T_{R-\alpha}$ (°C)	$\Delta t_{N-\alpha}$ (s)	$\Delta t_{R-\alpha}$ (s)
Sem US	620,3	11	615,9	12,5	617,0	15,5	4,8	1,1	1,5	3
Com US	624,7	9	615,8	11,5	615,8	11,5	8,9	0	2,5	0

Patamar de modificação do Si eutético										
Ensaio	T_{N-Si} (°C)	t_{N-Si} (s)	T_{Min-Si} (°C)	t_{Min-Si} (s)	T_{C-Si} (°C)	t_{C-Si} (s)	ΔT_{N-Si} (°C)	ΔT_{R-Si} (°C)	Δt_{N-Si} (s)	Δt_{R-Si} (s)
Sem US	577,3	69	575,2	79	575,2	79,5	2,1	0	10	0,5
Com US	575,9	66	573,2	71	574,3	81,5	2,6	1,1	5	10,5

Não são apresentados os resultados obtidos para o fundido de 30 mm, mas a sua determinação promoveu a corroboração das ilações anteriormente referidas, tais como o aumento do patamar de modificação. A velocidade de arrefecimento média foi determinada para os diversos fundidos, sendo que para o fundido de 20 mm é igual a 0,66 °C/s, o que se encontra relativamente próximo à mencionada nos fundamentos teóricos na Secção 2.3. No caso oposto, fundido sem tratamento, a taxa de arrefecimento diminui para 0,59 °C/s. Nos modelos de 30 mm e 40 mm foi verificada uma velocidade de arrefecimento média de 0,39 °C/s e 0,25 °C/s, respetivamente, nos fundidos com processamento por US.

4.2.2. Análise microestrutural

Com o desígnio de corroborar as ilações referidas na análise térmica através da curva de arrefecimento e determinação dos diversos parâmetros de solidificação principais foram recolhidas várias amostras do fundido produzido para posteriormente serem analisadas através do microscópio ótico seguindo todo o procedimento inerente a esta metodologia de análise. Desta forma é possível averiguar estas indicações e visualizar as microestruturas que realmente foram criadas. Além disso, permite determinar não só tamanho de grão $\alpha - Al$ como também

quantificar a sua variação em função do diâmetro do fundido e a sua distância ao radiador acústico.

Deste modo, em cada fundido produzido, foram recolhidas amostras a uma distância de 12 mm , 24 mm , 36 mm e 48 mm do local de inserção do radiador acústico, em semelhança do que foi executado no ensaio preliminar. No entanto, durante a realização da operação de extração das amostras verificou-se o aparecimento de rechupes imediatamente após o local de inserção do dispositivo de transmissão das ondas acústicas tal como é apresentado na Figura 4.11(a) (b) e (c). Nos fundidos não processados por US não existia qualquer evidência da presença de rechupe, tal como se observa na Figura 4.11 (d) no fundido de 20 mm de diâmetro.

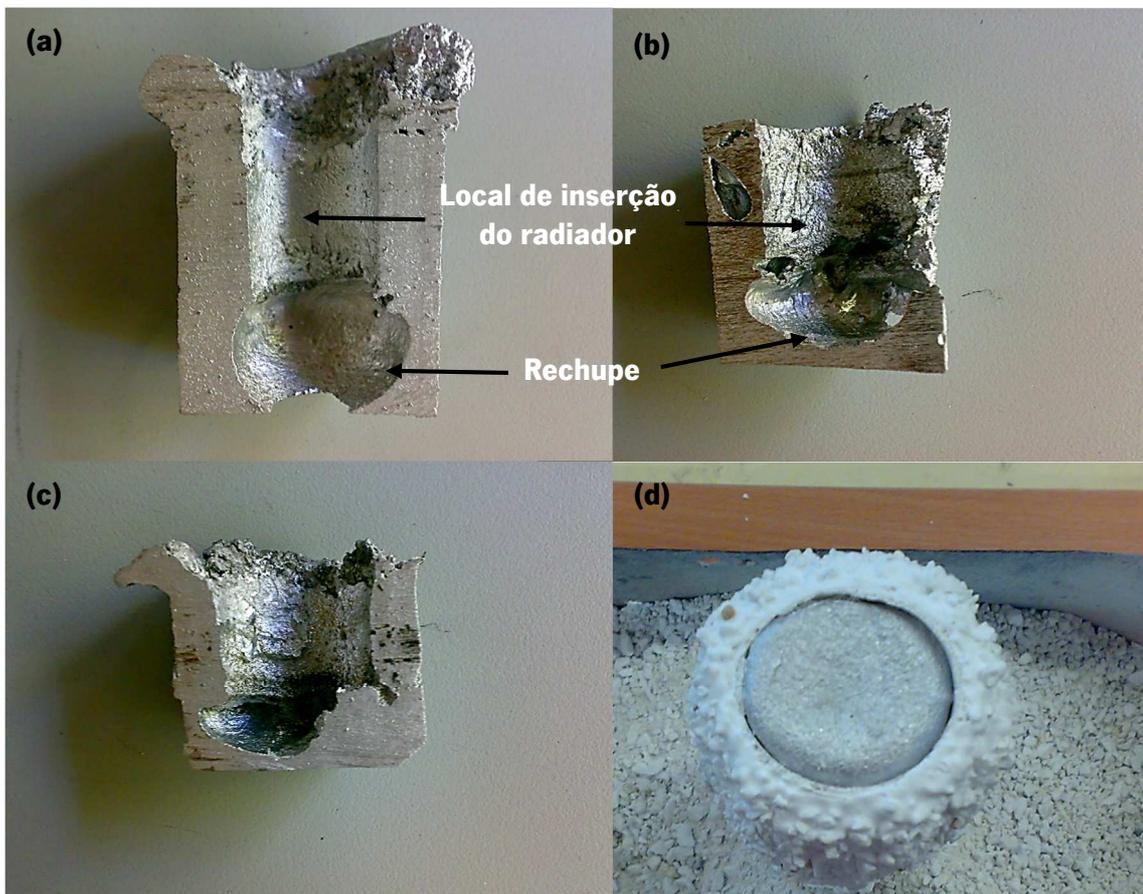


Figura 4.11: Rechupes verificados sob o local de introdução do radiador acústico nos fundidos de (a) 40 mm (b) 30 mm (c) 20 mm obtidos com tratamento físico por US e (d) sem a sua aplicação.

A diferença verificada entre o exemplar em que não foi aplicado as ondas ultrassônicas Figura 4.11 (d) e as restantes é bem evidente. Também é possível constatar que conforme o aumento do diâmetro do fundido o rechupe verificado evolui de forma crescente, sendo que a altura deste verificada em (a) é de $6,7\text{ mm}$ em (b) $12,6\text{ mm}$ e $16,8\text{ mm}$ em (c). A observação

deste facto pode indicar um benefício significativo no fabrico de componentes com grande dimensão, isto é, devido à sua envergadura não são produzidos com faces totalmente retas mas sim em forma de cone para eliminar a tendência de durante a ocorrência do mecanismo de solidificação inerente provoque a falta de metal líquido no seu seio e assim originar um componente com rechupes no seu interior. Se porventura este tipo de tratamento proporciona a modificação deste fenómeno para a local mais próximo do radiador acústico significa que seria possível a conceção direta dos componentes na forma final pretendida.

Após esta constatação e realização de todas as operações de preparação das amostras como também o seu processamento, foram obtidas as microestruturas do centro e periferia de cada uma totalizando 48 imagens. Por causa deste número avultado será apenas aqui apresentada nas Figura 4.12 e Figura 4.13 a microestrutura obtida do fundido de 20 mm de diâmetro na zona periférica da amostra recolhida do ensaio com (a) e sem (b) aplicação dos US, sendo as restantes utilizadas na construção de gráficos comparativos do tamanho de grão presente em cada microestrutura com a metodologia referida na Secção 3.3.2 com a medição de 30 grãos por imagem e o seu processamento de dados.

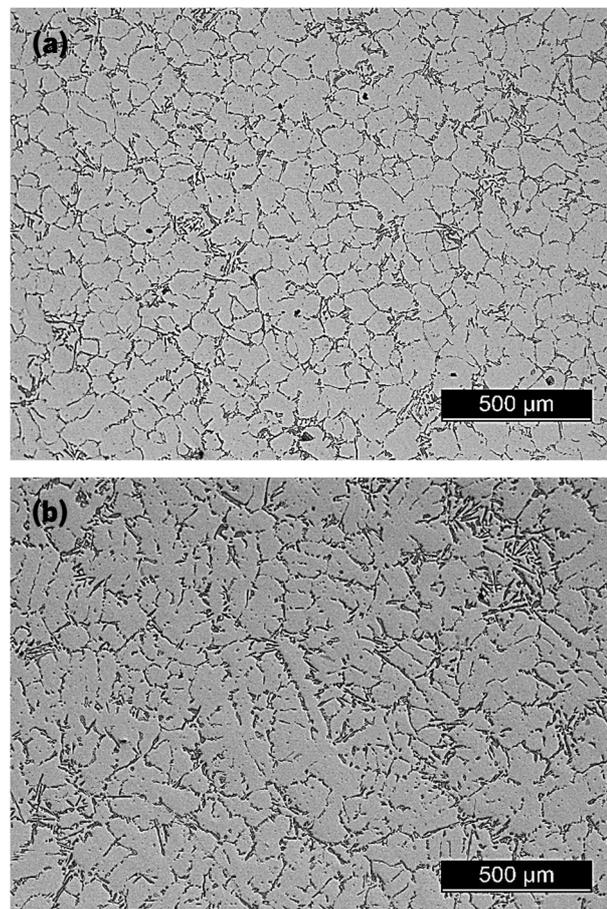


Figura 4.12: Microestruturas obtidas do fundido de 20 mm de diâmetro na zona periférica da amostra a 12 mm do local de inserção do radiador acústico (a) com aplicação de US (b) sem aplicação de US.

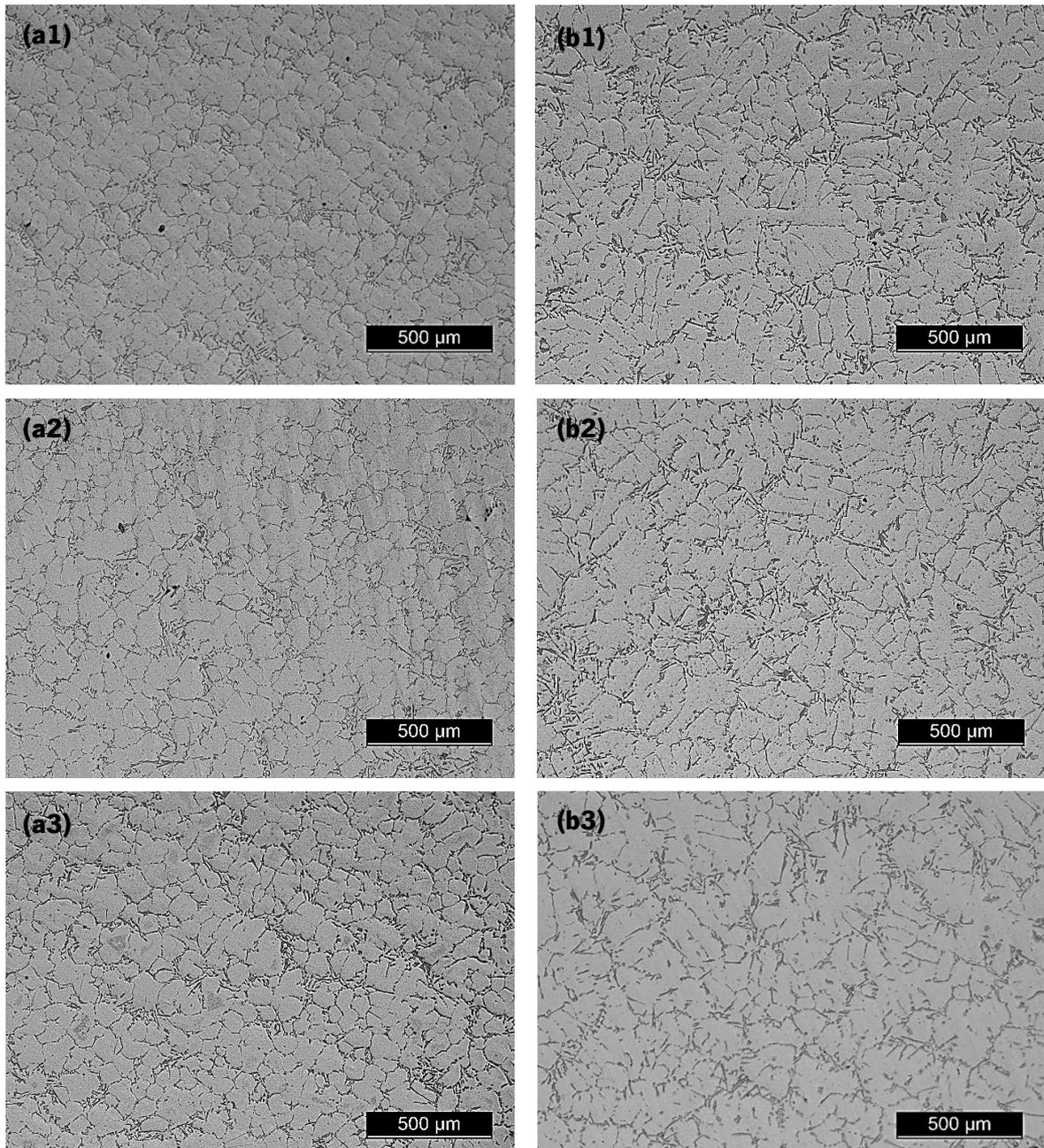


Figura 4.13: Microestruturas obtidas do fundido com $d = 20 \text{ mm}$ de diâmetro na zona periférica da amostra a (1) 24 mm , (2) 36 mm e (3) 48 mm do local de inserção do radiador acústico. (a) Com aplicação de US (b) sem aplicação de US.

Como se pode constatar nas Figura 4.12 e Figura 4.13 é claramente visível que a aplicação da energia acústica, e conseqüentemente formação de cavitação no metal líquido durante a sua solidificação, altera de uma forma significativa a estrutura resultante como foi anteriormente sugerido através na análise das curvas de arrefecimento na Secção 4.2.1. Em cada uma das microestruturas apresentadas referentes ao fundido com aplicação dos US na estrutura verifica-se desde logo grãos sensivelmente globulares e uma certa homogeneidade na zona de análise.

Pela comparação entre as figuras (a) e (b) é observada uma diferença significativa na estrutura formada, visto que a microestrutura do fundido resultante sem aplicação dos US ser composta por dendrites de forma colunar de grande dimensão em certas zonas da amostra relativamente ao termo de comparação em todas as amostras periféricas retiradas. De modo que é comprovado que a utilização deste método físico de tratamento do metal líquido induz uma melhoria muito benéfica através da nucleação heterogénea/fragmentação dendrítica. De salientar que entre as restantes situações comparativas, fundido sem qualquer tratamento de afinação, nas diferentes zonas e diâmetros, é constatado similaridade com o fenómeno aqui descrito. Além disso ao examinar simultaneamente a Figura 4.12 (a) e Figura 4.13 (a1) (a2) e (a3) é verificado novamente que conforme aumenta a distância entre o radiador acústico e o local de retirada da amostra a estrutura torna-se menos afinada possuindo grãos de $\alpha - Al$ de maiores dimensões e com uma maior disparidade.

Relativamente ao *Si* eutético constata-se que no fundido sem tratamento por US foram formados nos espaços interdendríticos, possuem morfologia acicular e uma má distribuição ao longo da matriz que conduz a um impacto negativo em diferentes propriedades mecânicas como a ductilidade. Porém, é verificada no ensaio oposto que esta morfologia foi alterada para uma lamelar com estrutura visualmente mais fina como também possui uma melhor dispersão por toda a matriz apresentada, ou seja, o potencial de modificação já indicado nas curvas de arrefecimento no patamar referente a este evento metalúrgico é aqui corroborado. Na Figura 4.14 é apresentada e assinalada a diferença da morfologia do *Si* eutético presente nas duas microestruturas. Além disso, é verificado esta modificação nos restantes fundidos, apesar que com o aumento do diâmetro a estrutura se torne menos fina.

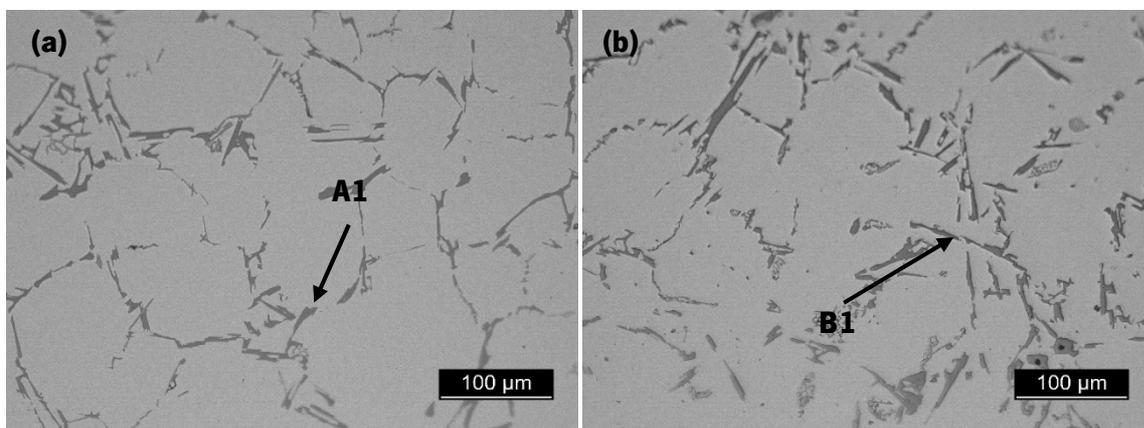


Figura 4.14: Exemplificação da diferença da morfologia do *Si* eutético verificado nas microestruturas referentes ao fundido com 20 mm de diâmetro com aplicação de US (a) e sem (b).

A influência da alteração do diâmetro no impacto da aplicação da tecnologia de US nos fundidos produzidos relativamente ao tamanho de grão é apresentada nas Figura 4.15 e Figura 4.16 para a sua análise na periferia e centro da amostra retirada, respetivamente. No gráfico construído é visível o diâmetro médio do grão como também o desvio padrão dos pontos medidos. Neste não se encontra o diâmetro médio do grão das amostras sem tratamento por US devido a possuírem na sua microestrutura dendrites de grande comprimento e assim existir uma grande disparidade entre os dois casos de estudo.

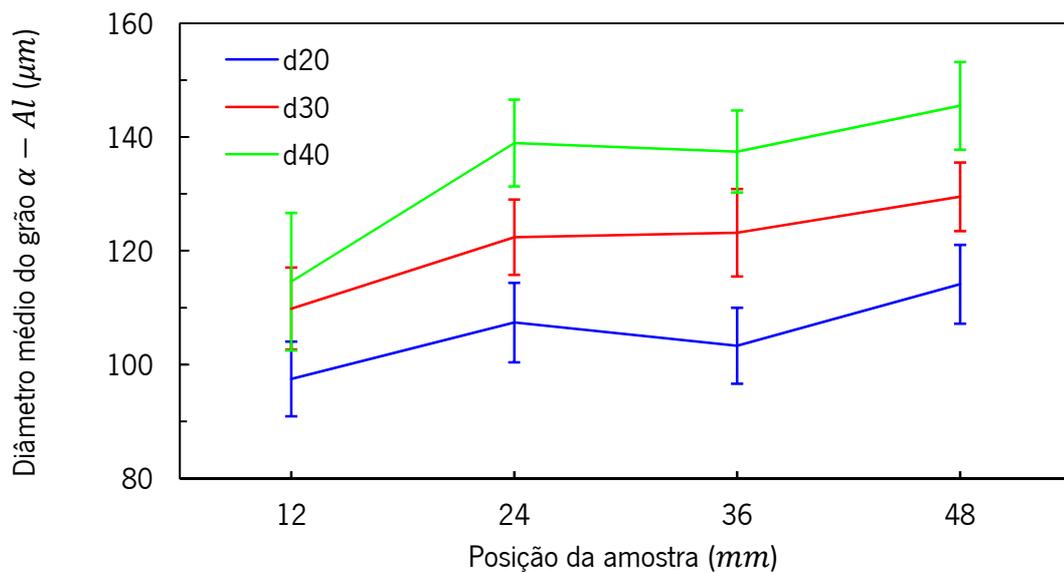


Figura 4.15: Efeito da posição da amostra sob influência de energia acústica em relação ao radiador acústico no diâmetro médio do grão presente na sua periferia.

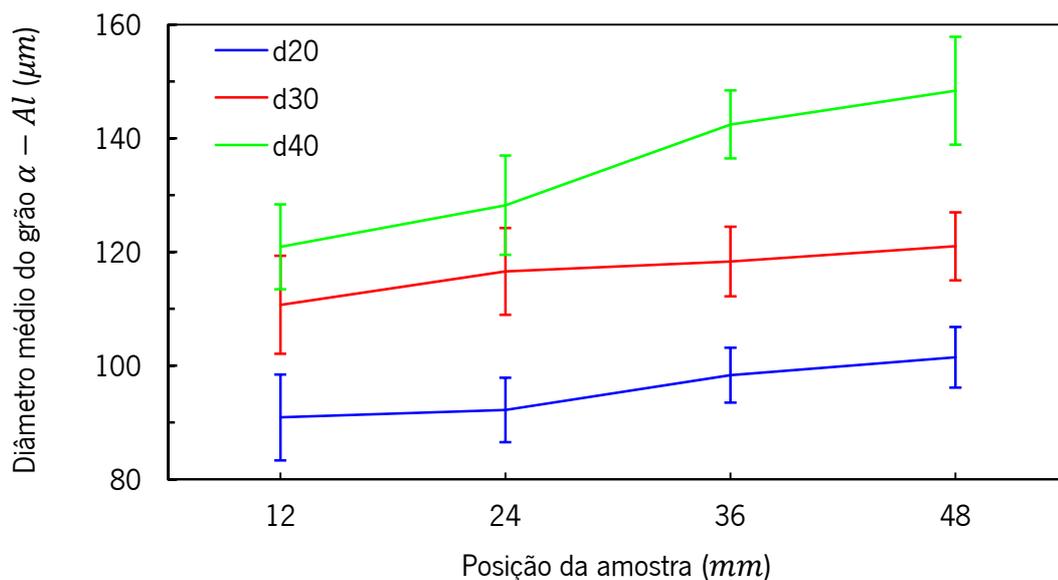


Figura 4.16: Efeito da posição da amostra em relação ao radiador acústico no diâmetro médio do grão presente no seu centro.

Ao observar-se as duas figuras é perceptível que a periferia e o centro possuem um comportamento análogo na evolução do diâmetro médio do grão em função da posição da amostra como também em cada um se verifica uma evolução semelhante de cada tamanho de grão em fundidos com diâmetro diferente. Na Figura 4.15 é visível na distância de 24 mm que existe uma discrepância na evolução de igual modo nos diferentes diâmetros, isto deveu-se ao local de análise estar relativamente próximo do local de introdução do termopar para realizar a análise térmica sendo possível que este tenha provocado uma alteração com maior impacto na zona periférica e apenas ser visível uma pequena influência no centro no diâmetro de 30 mm. No entanto é possível constatar que o aumento da dimensão do fundido provoca um incremento do diâmetro do grão $\alpha - Al$ de forma praticamente linear média na ordem dos 15 % na periferia e 20 % no centro em cada distância em estudo entre a amostra e o radiador acústico. É ainda visível que a discrepância de tamanho entre o grão $\alpha - Al$ na periferia e o centro da amostra para o mesmo diâmetro de fundido é de pequena dimensão, como foi anteriormente indicado no ensaio preliminar, à exceção do local de 24 mm devido ao fenómeno explicado onde existe uma maior diferença. Com a análise das duas figuras verifica-se também que em todas as situações em que o fundido é o exemplar que possui um menor diâmetro, este apresenta um menor tamanho de grão. Este facto associado a todas as considerações anteriormente referidas revela que dos fundidos em estudo, o propenso a apresentar melhores características mecânicas é o componente de diâmetro igual a 20 mm. Este facto confirma o que diversos investigadores, já referidos no Secção 2.3.2 e 2.3.3, demonstraram que para pequenos volumes de material, este tratamento exerce uma influência muito positiva em termos de características mecânicas resultantes da melhoria da afinação do grão da fase primária do alumínio e do silício eutético.

É ainda notório que independentemente do diâmetro em questão a influência que a utilização dos US exerce sobre a microestrutura do restante fundido produzido é idêntica. Ou seja, a aplicação dos US no tratamento do banho líquido em dois componentes distintos em que um possui maiores dimensões que o outro, faz com que o tamanho de grão seja superior no primeiro mas esse aumento será constante e em percentagem igual ao longo de todo o produto relativamente ao segundo, não havendo assim nenhuma diminuição mais drástica da influência deste tratamento físico no componente de maiores dimensões com a utilização do mesmo dispositivo responsável pela formação de cavitação por intermédio da introdução de ondas ultrassónicas. A circularidade obtida nas amostras com tratamento físico possuem um valor

semelhante na ordem dos $0,80 \pm 0,09$ nos diversos diâmetros testados, de tal forma a não ser possível deduzir qualquer relação com a variação dimensional do fundido resultante.

4.2.3. Análise da dureza

Com o intuito de averiguar se o tratamento físico por US utilizado neste teste possui influência na dureza dos fundidos resultantes foram realizados vários ensaios *Vickers* conforme a metodologia característica deste tipo de ensaio e conforme mencionado na Secção 3.3.3.1. De modo que cada amostra recolhida, para análise da microestrutura, foi utilizada neste ensaio promovendo não só a possibilidade de comparação entre os dois géneros de fundidos produzidos como também averiguar se os diâmetros distintos de cada um implementam modificação nesta propriedade mecânica, assim na Tabela 4.3 são apresentados os resultados.

Tabela 4.3: Durezas obtidas nas diversas amostras recolhidas de cada fundido no ensaio um.

Ensaio	Diâmetro/ Posição	Dureza [HV]	Dureza média [HV]	Média desvio padrão
Aplicação de Ultrassons	40/12	$64,34 \pm 1,02$	64,22	1,43
	40/24	$64,23 \pm 1,01$		
	40/36	$64,15 \pm 2,53$		
	40/48	$64,17 \pm 1,14$		
	30/12	$64,50 \pm 0,92$	63,79	2,48
	30/24	$64,02 \pm 1,51$		
	30/36	$62,19 \pm 5,53$		
	30/48	$64,45 \pm 1,96$		
	20/12	$63,12 \pm 1,99$	62,44	2,38
	20/24	$61,46 \pm 3,33$		
	20/36	$61,59 \pm 3,16$		
	20/48	$63,61 \pm 1,03$		
Sem aplicação de Ultrassons	40/12	$64,77 \pm 2,30$	64,12	1,79
	40/24	$63,90 \pm 1,24$		
	40/36	$64,92 \pm 0,82$		
	40/48	$62,91 \pm 2,81$		
	30/12	$64,23 \pm 2,76$	64,08	3,12
	30/24	$63,46 \pm 2,97$		
	30/36	$63,26 \pm 4,08$		
	30/48	$65,39 \pm 2,64$		
	20/12	$64,32 \pm 2,00$	65,65	2,08
	20/24	$66,93 \pm 0,88$		
	20/36	$65,66 \pm 3,06$		
	20/48	$65,70 \pm 2,37$		

Ao analisar os dados presentes na Tabela 4.3 relativamente à dureza obtida com o aumento da distância entre o radiador acústico e o local de retirada da amostra constata-se que não existe grande variação nos valores médios obtidos nem que seguem uma evolução específica. Este mesmo fenómeno é verificado no fundido sem aplicação de US, de modo que é possível considerar que este parâmetro é sensivelmente constante qualquer que seja o tratamento do metal líquido utilizado neste ensaio por este processo de fabrico no mesmo diâmetro. Porventura observa-se que consoante a diminuição do diâmetro do fundido a analisar o valor da dureza possui a tendência a diminuir, apesar de a sua estimativa empírica da resistência mecânica do fundido não possui grande impacto devido à pequena variação verificada. De salientar que apenas no menor diâmetro sem aplicação de US é que não é verificada esta propensão.

No entanto nota-se através da média dos resultados obtidos para as diversas amostras com influência dos US que a dureza apresentada ronda $63,48 \pm 2,09 HV$ enquanto o grupo oposto possui $64,62 \pm 2,33 HV$, refletindo não só a pequena diminuição da dureza mas que é acompanhada por um menor variação desse mesmo valor. Ou seja, as zonas de análise indicam que as diversas fases presentes ao longo desta estão dispersas de forma mais homogénea nas amostras com tratamento físico, diminuindo possíveis variações no fundido produzido possa apresentar num mesmo local.

Dado aos resultados adquiridos não transmitir de forma clara e exata como esta propriedade varia com o tratamento do metal líquido utilizado e empiricamente não ser possível estabelecer uma relação com a resistência mecânica do material metálico resultante, seria necessário proceder ao ensaio de tração com o intuito de averiguar as diferenças presentes nos distintos diâmetros.

Em suma desta secção, verifica-se que as amostras recolhidas ao longo do fundido de $20mm$ de diâmetro obtido com introdução de ondas acústicas durante a sua solidificação apresentam, de uma forma geral, um maior número de características benéficas que contribuem para a produção de um fundido de sanidade superior e possivelmente com um melhor desempenho em relação aos restantes. Na base desta conclusão residem aspetos como a análise térmica efetuada, especialmente o fenómeno registado no patamar referente à modificação do silício eutético, a confirmação através das microestruturas analisadas que

indicam um menor tamanho de grão presente em todo o fundido e ainda a homogeneidade das diferentes fases presentes em cada microestrutura apresentada anteriormente.

4.3. Ensaio 2 – Avaliação da influência dos US nas propriedades mecânicas da geometria de diâmetro 20 mm

Com o intuito de atingir os objetivos anteriormente inumerados na Secção 3.2.3.2 referentes ao último teste na determinação de propriedades mecânicas como a tensão de rotura e o alongamento como também a confirmação de aspetos anteriormente referidos com a análise da microestrutura obtida e ainda pelos testes de dureza produzidos foi escolhido o modelo que apresenta, com base nas informações anteriormente reunidas, as melhores características. Deste modo foi definido que o fundido de 20 mm de diâmetro é o eleito com base da exposição fundamentada nos dois ensaios anteriormente realizados. Além disso, é testado de forma complementar a influência da utilização dos US na desgaseificação do banho em comparação com a desgaseificação mais usual no meio industrial.

Por tudo isto foi produzido o modelo presente na Figura 4.17 através da metodologia de fabrico já anteriormente utilizada e apresentada no ensaio um. De salientar que todos estes modelos possuem uma bacia de enchimento de 40 mm de diâmetro e uma altura de 50 mm devido às mesmas razões anteriormente referenciadas para o modelo de 20 mm concebido na Secção 4.2.

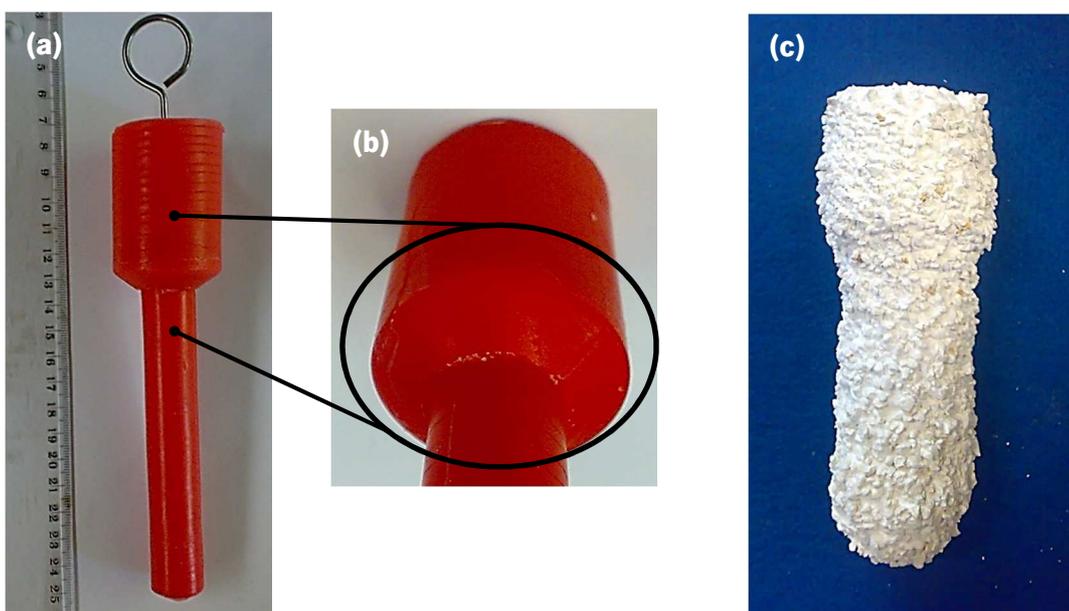


Figura 4.17: (a) Modelo de cera produzido para a realização do ensaio dois com uma (b) bacia de enchimento de altura igual $h = 50 \text{ mm}$, um diâmetro $d = 40 \text{ mm}$ e um corpo de prova de $h = 120 \text{ mm}$ e $d = 20 \text{ mm}$. (c) Moldação cerâmica obtida após a concretização dos nove revestimentos e efetuadas as operações de descirificação e sinterização.

Ao longo da conceção da moldação cerâmica apresentada na Figura 4.17 (c) foi controlada a evolução de parâmetros como o diâmetro do corpo de prova e o peso conforme é apresentado no Anexo All.2 na Figura All.4. A sua análise indica uma evolução constante entre camadas de igual género reveladoras de uniformidade nos revestimentos realizados. Do mesmo modo a barbotina utilizada foi verificada durante o uso e foram introduzidos constituintes de ajustamento em função das especificações dos parâmetros pretendidos que esta possua. Tal como foi procedido nos ensaios anteriores, as moldações cerâmicas antes de serem utilizadas no vazamento do metal líquido sofreram as operações de descirificação e sinterização mencionadas na Secção 3.2.3.1 sendo que na operação de descirificação dos modelos confeccionados foi verificado que em ambas as situações a sua extração ocorreu da forma esperada com a saída inicial da camada periférica de cera liquefeita e a massa interior de seguida num bloco único.

O modelo foi produzido para alcançar uma altura total de 170 *mm* devido a ser pretendido não só obter corpos de prova para a realização de ensaios de tração conforme o exemplar apresentado na Figura 3.15 da Secção 3.3.3.2 como também seja possível a recolha de uma amostra para posterior análise da microestrutura e ainda absorver a entrada do radiador acústico no fundido durante a sua solidificação. Assim, na Figura 4.18 é apresentado os diversos locais de recolha das amostras (a), dos corpos de prova necessários (b) e a zona de introdução do radiador acústico.

No total foram confeccionados dez modelos de cera com estas características

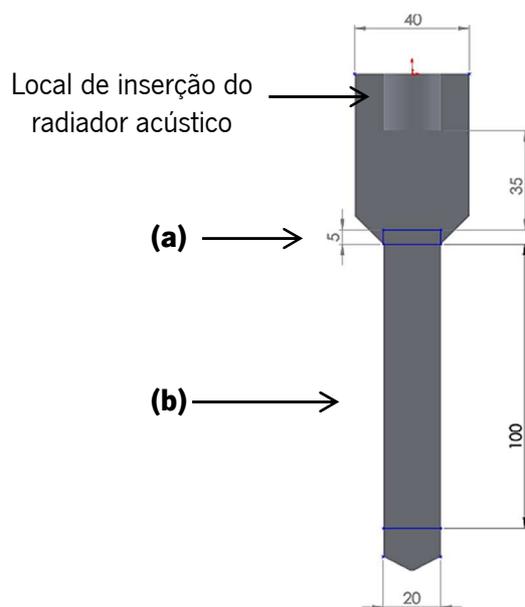


Figura 4.18: Localizações dos diversos componentes a retirar do fundido produzido para a (a) análise da microestrutura (b) corpo de prova para ensaio de tração.

Após a produção e realização de todas as etapas inerentes ao processo de fundição em cera perdida foi efetuado o vazamento com os parâmetros de processamento mencionados na Seção 3.2.3.2 relativamente ao último ensaio desta dissertação, produzindo fundidos com 268,42 g de massa.

4.3.1. Análise microestrutural

Como ilustrado na Figura 4.18 a amostra retirada para a realização da análise microestrutural dos fundidos obtidos encontra-se a 35 mm do local de inserção do radiador acústico tendo como desígnio a aquisição, de forma qualitativa, se os provetes obtidos seguem as considerações e observações dos ensaios análogos anteriores. Como também evidenciar as diferenças que podem reproduzir a utilização de elementos químicos como método de afinação do grão de *Al* primário e ainda as discrepâncias que podem surgir na microestrutura final do fundido se a desgaseificação for realizada por US e não por injeção *Ar* no metal líquido como nos casos anteriores. Por tudo isto são apresentadas na Figura 4.19 e Figura 4.20 ilustrações da superfície obtida através do microscópio ótico dos fundidos manufacturados.

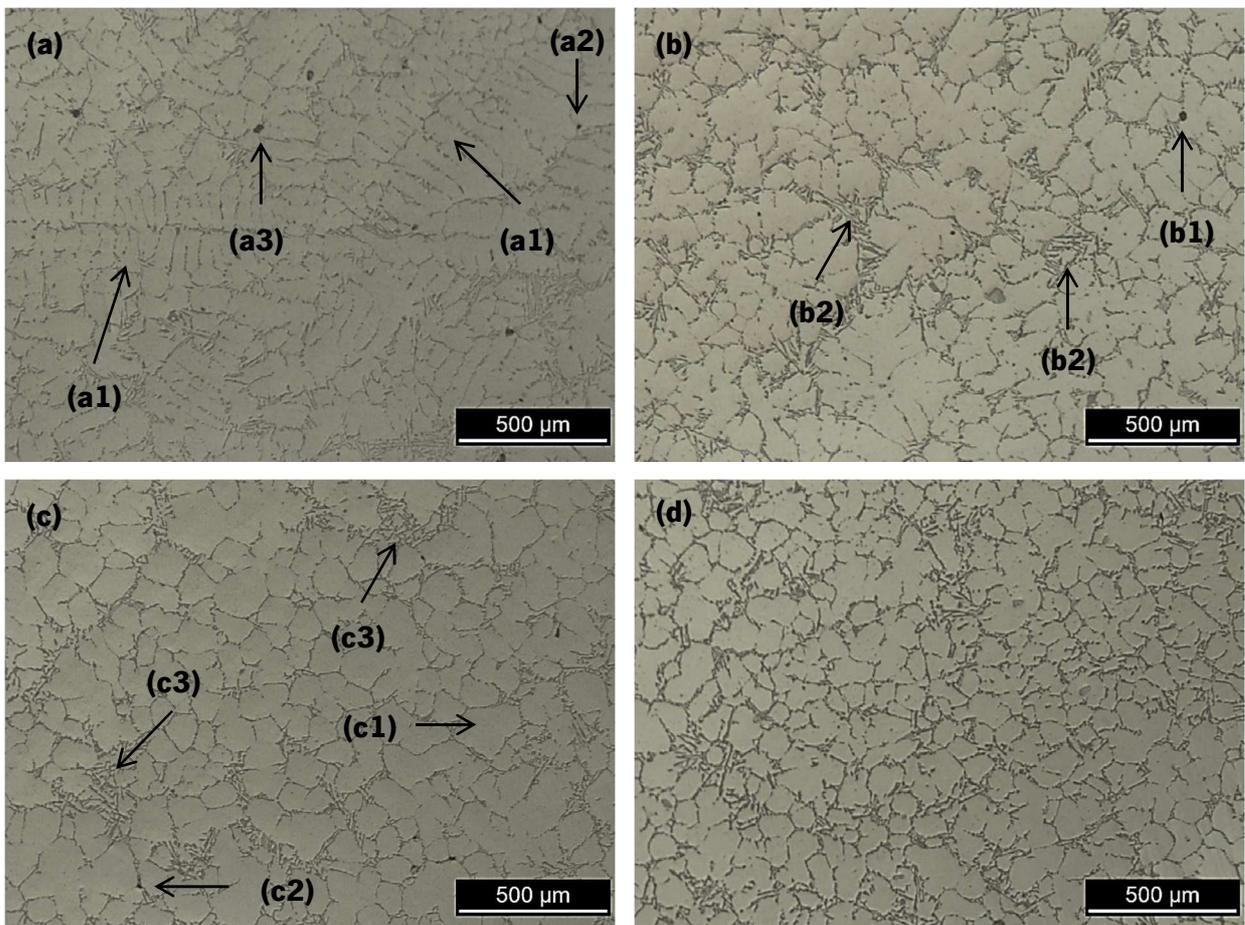


Figura 4.19: Microestruturas obtidas dos fundidos de (a) desgaseificação *Ar* (b) desgaseificação *Ar* e afinação química (c) desgaseificação por US (d) desgaseificação por US e afinação química.

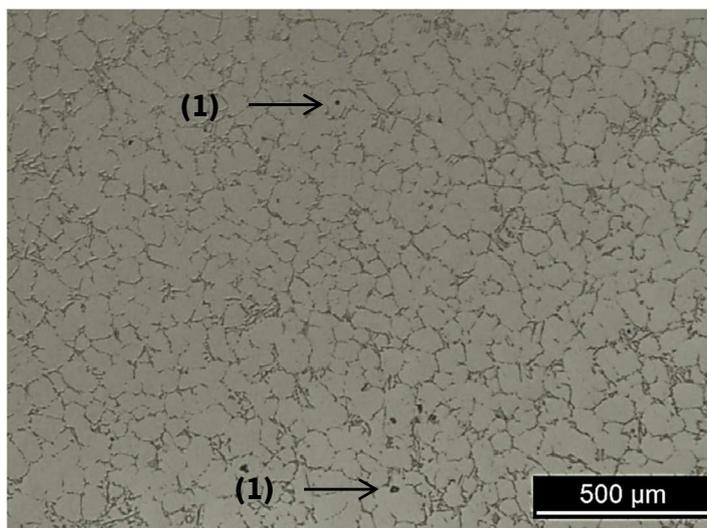


Figura 4.20: Microestrutura obtida do fundido sob a influência do dispositivo de US na desgaseificação e solidificação do metal líquido até aos 580°C.

Cada uma das imagens representa um exemplar dos diversos ensaios realizados com distintos parâmetros de processamento, sendo que na primeira ilustração (a) da Figura 4.19 é apresentada a microestrutura do fundido que foi desgaseificado com *Ar* sendo posteriormente vazado na moldação cerâmica e como se constata a sua microestrutura é constituída por dendrites da fase $\alpha - Al$ com uma forma colunar de grande comprimento (a1) como foi verificado anteriormente no ensaio um para o fundido com tratamento análogo. Relativamente ao *Si* eutético, é visível a sua forma acicular em forma de grandes plaquetas indicativo da ausência de qualquer modificação da sua morfologia. É possível observar também a presença de porosidades que devido ao seu aspeto esférico (a2) indica ser produzido pela retenção de *H* no seio do metal líquido mesmo após a desgaseificação efetuada. Além disso é notória a presença de outro género de porosidade que já não possui a forma perfeitamente circular e o seu tamanho é relativamente superior (a3), assim sugere ser um rechupe de solidificação. Este aspeto ao não ser verificado no ensaio anterior aponta que a diminuição do tempo de desgaseificação para 2 min no ensaio dois possibilita a presença de uma maior quantidade deste defeito na matriz.

A utilização da liga mãe *AlTiB* num rácio de 5: 1 com uma adição de 2 % em peso do fundido resultante proporcionou um grau de afinação da fase primária desta liga como é apresentada na Figura 4.19 (b) impossibilitando a formação de dendrites colunares verificadas em (a), contudo, e como seria previsível, ainda é observada a presença de porosidades de origem gasosa em (b1) devido à igual metodologia de desgaseificação usada e ainda por não ser

utilizado nenhum modificador do *Si* este apresenta a mesma morfologia grosseira (b2) com a sua presença entre as fronteiras de grão do $\alpha - Al$.

Ao avaliar o fundido submetido apenas à desgaseificação com o dispositivo de US só com a liga completamente no estado líquido é apresentado na Figura 3.8 (c) a microestrutura resultante e é notória a sua influência considerável e mesmo surpreendente em toda a amostra, sendo bem visível diferenças como o formato globular dos grãos, o seu número e ainda a dimensão reduzida que possuem comparativamente aos dois casos anteriores. Como a temperatura de retirada do radiador acústico é superior à temperatura de formação da fase primária, uma justificação plausível consiste na possibilidade que o mecanismo de cavitação, durante a desgaseificação, proporciona ao banho metálico uma redução do teor de *H* e provoca em simultâneo a formação de gérmens de nucleação que possibilita a indução de nucleação heterogénea que naturalmente reflete a microestrutura apresentada. No entanto, ainda estão presentes grãos grosseiros como é visível em (c1) mas aparenta expor uma maior homogeneização relativamente à observada no caso anterior. Atente-se que ao comparar o ensaio oposto, desgaseificação por fluxo gasoso, são evidentes e claras as transformações positivas como a eliminação completa das estruturas dendríticas que indicam desde logo o potencial que apenas a execução da desgaseificação por US oferece em benefício da sua utilização para obter componentes com sanidade superior. Além disso, no que diz respeito às porosidades, são novamente visíveis na microestrutura apresentada (c2) todavia afigura-se um menor número deste defeito indesejável no fundido. Contudo, não foi efetuado de forma completa esta avaliação de modo que seria necessário realizar testes auxiliares como RPT (*Reduced Pressure Test*), por exemplo, com o intuito de quantificar a sua variação e determinar a densidade de cada amostra recolhida do fundido.

A junção do método de desgaseificação e posteriormente afinação química, com a mesma adição do elemento químico que deu origem à microestrutura (b), demonstra que ocorre um aumento do grau de afinação de todas as analisadas até ao momento. Este era esperado após a constatação que apenas a desgaseificação por US influencia de forma benéfica a estrutura resultante neste aspeto. Além disso, ao observar a imagem de forma atenta verifica-se que existe uma melhor dispersão do *Si* eutético e os restantes compostos intermetálicos relativamente ao que é observado na Figura 4.19 (b) e (c) nas zonas assinaladas por (b2) e (c3), por exemplo.

Por último, é apresentada na Figura 4.20 a microestrutura recolhida do fundido com a combinação de desgaseificação por US e aplicação contínua desde a introdução do metal líquido na moldação cerâmica até aos 580 °C. O grau de afinação da amostra é superior a qualquer outra apresentada neste capítulo com um tamanho de grão consideravelmente inferior comparativamente às outras microestruturas deste ensaio. O facto de apresentar esta diminuição sugere que além da nucleação heterogénea verificada na Figura 4.19 (c) existiu o mecanismo de afinação por fragmentação dendrítica indicando assim a existência da combinação destes dois mecanismos proporcionando a formação de uma estrutura constituída por grãos $\alpha - Al$ de menores dimensões. Além disso, constata-se que a distribuição ao longo da matriz das diversas fases presentes é mais homogénea não apresentando aglomerados como verificado anteriormente em outras amostras. No entanto, identificadas pelo número (1) na Figura 4.20 estão presentes exemplos das porosidades observadas ao longo da amostra, porém o seu número não é indicativo de que a sua percentagem variou de forma benéfica ou em detrimento relativamente aos restantes fundidos, sendo assim necessária a quantificação das possíveis diferenças para ser possível redigir ilações relativamente a este aspeto. Por último, constata-se uma transformação da morfologia do *Si* que foi já anteriormente observada nas microestruturas anteriores no processamento dos US durante a solidificação da liga metálica. Esta transformação não foi verificada em nenhuma das outras microestruturas referentes a este ensaio, portanto é previsível que propriedades como o alongamento e a tensão de rotura do provete produzido seja superior a qualquer outro produzido.

4.3.2. Análise da dureza

Um dos propósitos na realização deste ensaio e a recolha de amostras de cada provete tem por base a quantificação e confirmação dos resultados obtidos anteriormente relativamente à capacidade do material produzido resistir à deformação plástica que um indentador animado com uma carga de 10 *kgf* provoca na sua superfície. De tal forma que em cada uma foi realizada a metodologia da Secção 3.3.3.1 sendo obtidos os resultados apresentados na Tabela 4.4. Nesta está reunida a média das indentações efetuadas nas duas amostras produzidas para cada grupo de fundidos manufacturados através de diferentes tratamentos à liga metálica. Assim, o primeiro grupo corresponde aos fundidos sob a influência da desgaseificação por fluxo gasoso, o segundo ao mesmo método de desgaseificação do anterior mas com a adição de elementos químicos de afinação e assim consecutivamente seguindo a ordem conforme foram

apresentadas as microestruturas na Figura 4.12 da secção anterior e apresentada na Tabela 3.5 (ver página 43).

Tabela 4.4: Durezas determinadas nas diversas amostras recolhidas dos fundidos produzidos no ensaio dois.

Teste	Dureza [HV]
1	66,41 ± 1,31
2	65,41 ± 1,61
3	63,13 ± 1,51
4	62,69 ± 1,35
5	64,29 ± 0,91

Os valores obtidos corroboram as ilações anteriormente referidas na Secção 4.2.3 relativamente à diminuição da dureza quando o fundido é processado por US, teste três, quatro e cinco, comparativamente às amostras que não o foram, testes um e dois. No entanto, verifica-se que a sua utilização apenas na desgaseificação provoca uma diminuição mais acentuada se não for utilizado novamente durante a solidificação do metal líquido.

Por outro lado, verifica-se a menor variação da dureza obtida nas amostras, principalmente no teste cinco, em que foi aplicado durante a sua solidificação da liga o dispositivo responsável para geração das ondas ultrassónicas indicando assim uma melhor dispersão das diversas fases presentes nas amostras analisadas. De salientar que apesar da pequena diferença o grupo cinco de fundidos possui uma dureza superior que os grupos três e quatro refletindo que a utilização durante a solidificação traduz-se não só num aumento da dureza mas também na melhoria da sua distribuição. Com estes dados também é possível constatar a sua relação direta com as microestruturas apresentadas, pois é visível que uma maior variação do seu valor reflete os aglomerados presentes na Figura 4.19 obtida e em oposição encontra-se a Figura 4.20 em que não é visível quaisquer aglomerados na zona apresentada.

4.3.3. Análise mecânica

O fundido obtido foi seccionado no torno mecânico nas diferentes partes pretendidas com o intuito de as adquirir com a maior exatidão possível não só para o fabrico posterior do corpo de prova apresentado na Figura 3.15 no equipamento de CNC referenciado na Secção 3.2.2 mas também para garantir que a amostra recolhida e utilizada anteriormente possuía a garantia de

as suas faces estejam planas de forma que a força aplicada seja perpendicular à superfície com o desígnio do ensaio de dureza anterior seja executado de modo adequado.

Após a produção dos provetes compatíveis com o equipamento utilizado na execução do ensaio de tração e consoante as indicações da norma portuguesa NP EN 10002 -1 de 2001 foram recolhidos os dados produzidos. Contudo, para se proceder à apreciação e determinação das várias propriedades mecânicas que o material testado possui é necessário efetuar o seu processamento de forma a ser possível relacionar as distintas variáveis presentes. Com este intuito foi construído o diagrama presente na Figura 4.21 com a curva característica das propriedades de apenas um exemplar de cada teste de fundidos devido ao conflito que origina a presença de todos os exemplares num único, sendo utilizada a mesma referência na análise da dureza e a apresentada na Tabela 3.5 (ver página 43).

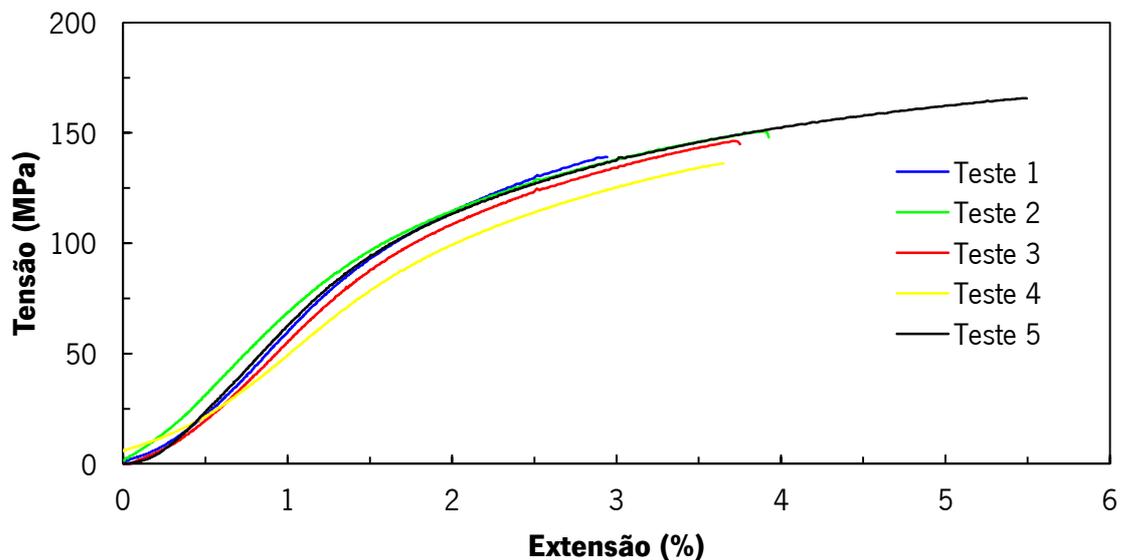


Figura 4.21: Diagrama de tensão-extensão de um exemplar de cada grupo de fundidos da liga de Al obtido.

De salientar que durante o ensaio realizado foi verificado que não foi formado um colo de estrição proeminente, porque este material tem uma ductilidade relativamente baixa sendo verificado isso mesmo na Figura 4.21 devido ao pequeno decréscimo da tensão para além da tensão máxima observada. Além disso, todos eles possuem uma capacidade de resistir a deformações dentro da região linear muito idêntica, como seria de esperar tratando-se do mesmo material base. Contudo, é desde logo perceptível uma diferença considerável tanto na extensão como na tensão de rotura no exemplar do teste cinco relativamente aos restantes sendo um bom indicativo da melhoria das propriedades mecânicas aqui em avaliação. No

entanto, de forma a ser mais perceptível as diferenças entre as diversas propriedades recolhidas na realização deste ensaio foi construído o gráfico presente na Figura 4.22 que apresenta as diversas propriedades médias obtidas para todos os exemplares de cada grupo.

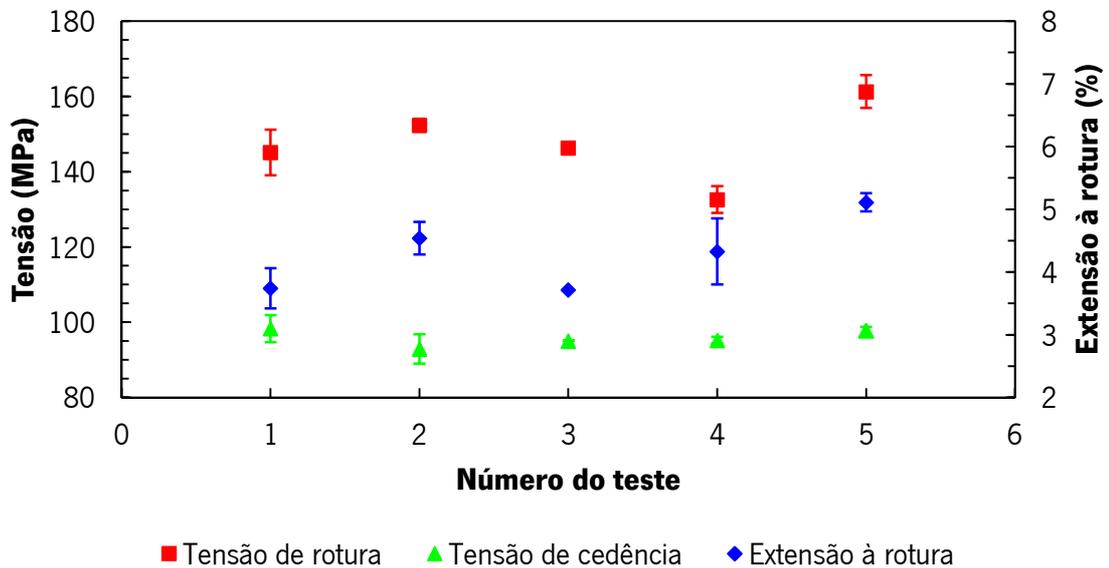


Figura 4.22: Propriedades mecânicas dos fundidos testados nos diversos grupos de teste.

Neste, a tensão de cedência consiste na tensão a partir da qual a deformação plástica passa a ser irreversível e que já ocorreu uma extensão de 2 % efetuando assim uma linha paralela à reta inicial verificada no diagrama tensão-deformação e traçada uma reta horizontal até ao eixo vertical. Devido ao número relativamente baixo de exemplares de cada teste na realização deste ensaio provocou que, por exemplo no teste três, a presença de um dano superficial provocar a eliminação dos resultados obtidos devido a sua influência considerável na determinação dos vários parâmetros e assim diminuir consideravelmente o grupo de testes. Além disso, o desvio padrão verificado, no teste quatro na extensão à rotura, reflete essa mesma deficiência no sentido que existe uma disparidade sensível que poderia ser evitada com o aumento do número de exemplares e consecutivamente eliminação de dados que não acompanham os restantes.

Apesar deste facto é possível constatar que nas três propriedades analisadas os fundidos obtidos através da desgaseificação por US e seu processamento numa parte da sua solidificação apresentam de forma clara um aumento significativo não só na tensão de rotura (161,31 MPa) como na extensão (2,05 mm). Em relação ao exemplar que possui o segundo valor superior, a diferença situa-se na ordem dos 6 % e 11 % respetivamente. De modo que certamente

comprova as ilações proferidas ao destacar-se dos demais como anteriormente já era indicado pela microestrutura apresentada com diversos aspetos a contribuir para esta superioridade, como a modificação do *Si* para uma morfologia lamelar fina, por exemplo.

Ao analisar a extensão à rotura é perceptível a semelhança entre ensaios análogos por exemplo, entre o teste um e três que divergem apenas pelo método de desgaseificação. Neste caso, apesar de o último a afinação seja superior esta não exerce grande impacto nesta propriedade mecânica, tal como é referido na investigação feita por Gruzleski e Closset [13] que indicam que o parâmetro que exerce uma maior influência é a morfologia do *Si* eutético, relegando para segundo plano a dimensão do grão formado. Como a morfologia deste não é dispar é normal que o resultado obtido seja o apresentado. Em oposição, seria de esperar que a diferença entre o grupo dois e quatro seria superior em benefício deste último devido à melhor dispersão do *Si* eutético observado na Figura 4.19 (c) e apesar da menor impacto que exerce o grau de afinação a diferença verificada é substancialmente superior, todavia ao reparar-se no desvio padrão apresentado é observado que é relativamente elevado fornecendo assim a indicação que poderá o exemplar com menores características influenciar negativamente os dados obtidos referente a este grupo e conseqüentemente ocultar o aumento real.

Na tensão de rotura é visível que o valor obtido não se enquadra na microestrutura analisada na Secção 4.3.1, teste quatro, devido a que mediante as modificações observáveis deveria apresentar um valor superior, excluindo naturalmente os fundidos representativos do teste cinco. Também é visível que a evolução entre os diferentes testes realizados é semelhante ao averiguado na extensão à rotura, podendo a sua justificação residir nos mesmos fundamentos proferidos para a sua análise. Relativamente à tensão de cedência seria de esperar que a sua evolução fosse equiparada à extensão em que os fundidos do teste cinco se destacavam com um valor superior a todos os outros principalmente devido à modificação da morfologia do *Si* eutético verificado. No entanto, é possível verificar na Figura 4.22 que os valores possuem uma similaridade muito próxima com o teste três a apresentar $95,05 \text{ MPa}$, o quarto $95,23 \text{ MPa}$ e o quinto com $97,67 \text{ MPa}$. Estes valores são superiores ao determinado para o teste dois contudo o primeiro possui um valor acima dos restantes não seguindo em consonância com o observado nas microestruturas resultantes a serem constituídas por dendrites de grande dimensão e o *Si* apresentar uma morfologia acicular que como anteriormente referido possui um considerável influência negativa nestas propriedades mecânicas.

Como também não foi quantificada a variação que os dois métodos de desgaseificação provocam na diminuição do número e dimensão das porosidades devido à retenção de H no metal líquido não é possível avaliar o seu impacto nestas propriedades no caso de estudo. Além disso, como base em investigações anteriores esta característica possui uma influência significativa nas propriedades avaliadas e se porventura fossem constatadas diferenças entre os dois métodos, poderia a sua determinação justificar certas variações existentes.

4.4.Súmula

A realização da metodologia experimental possibilitou a produção das diversas moldações cerâmicas tendo por base as referências descritivas do processo em cera perdida de forma a serem adequadas aos objetivos definidos inicialmente. A sua produção foi realizada com o intuito de que todas as moldações possuam paridade entre si e possuam uma evolução constante para que os resultados obtidos sejam possíveis de comparar. Ao verificar o peso e o diâmetro resultante de cada revestimento realizado observou-se que estes possuíam similaridade evidente em todos os casos realizados, possibilitando assim a produção de fundidos que não só possam ser comparados nos diversos aspetos pretendidos, como a microestrutura, mas também a sua confeção com as características dimensionais e geométricas pretendidas.

Com a concretização dos diversos ensaios e a recolha das diferentes amostras originárias de fundidos com geometrias distintas em relação à altura e diâmetro foi executada a análise a nível microestrutural, dureza e tração como também foi recolhida a temperatura ao longo do espaço temporal referente à solidificação da liga A356. Com a realização destas caracterizações foi possível constatar que a influência que os US exercem na sanidade e propriedades mecânicas como a extensão e tensão de rotura é bastante benéfica devido a aumentar consideravelmente estes aspetos fundamentais e imprescindíveis que o produto obtido possua para desempenhar a sua função da melhor forma possível. Relativamente às curvas de arrefecimento obtidas é visível um aumento significativo da afinação e modificação do silício eutético através dos patamares presentes nos fundidos processados por US em relação aos testados de forma análoga, sendo confirmadas estas indicações com a observação das microestruturas resultantes. Além disso, é verificado que consoante o aumento da distância entre o radiador acústico/local de análise e o aumento do diâmetro do fundido o impacto benéfico da utilização deste tratamento físico possui uma evolução descendente.

Capítulo 5 - Conclusões e trabalhos futuros

O objetivo primordial da realização desta dissertação consiste no estudo e caracterização da influência dos ultrassons na melhoria da sanidade e das alterações das propriedades mecânicas do fundido de *Al* obtido pelo processo de cera perdida. Para tal foi iniciada uma investigação sobre o estado da arte dos dois grandes temas inerentes à concretização deste propósito dado que seria imprescindível a sua compreensão para produzir uma moldação cerâmica consistente e adequada aos fundidos pretendidos como também analisar de forma correta aspetos como a microestrutura, dureza e propriedades mecânicas resultantes dos diversos parâmetros de processamento utilizados nos distintos ensaios. A realização desta fase e a sua aplicação durante a metodologia experimental permitiu retirar as seguintes conclusões essenciais:

- O campo de impacto do tratamento físico por US na transformação da microestrutura típica dendrítica do processo de manufatura utilizado é função das características dimensionais que o fundido possui. Isto é, com o aumento da distância entre o local de inserção do radiador acústico com a posição de análise a sua influência positiva diminui, sendo que no exemplar em estudo à distância de 185 mm já não seja notória essa melhoria ainda observada a 85 mm . Por outro lado, consoante o aumento do diâmetro que o fundido possui é verificado não só a diminuição do grau de afinação da microestrutura resultante como também a sua influência ao longo desse mesmo fundido é transversal e igual em todos exemplares testados.
- O processamento por US e conseqüentemente desenvolvimento de cavitação acústica durante a solidificação do metal líquido proporciona a transformação de uma microestrutura constituída por dendrites de grandes dimensões de forma colunar em grãos globulares e homogêneos por todo o local de análise. O tamanho de grão verificado é de cerca $90,90\ \mu\text{m}$ com uma circularidade de $0,8 \pm 0,09$ para o melhor resultado obtido no modelo de 20 mm a uma distância de 12 mm do radiador acústico no ensaio dois. Também é demonstrada a existência de uma combinação dos dois mecanismos de afinação do grão $\alpha - Al$, nucleação

heterogénea / fragmentação dendrítica devido às diversas microestruturas obtidas nos diferentes testes realizados ao longo da dissertação. Além disso, o *Si* eutético presente sofre uma modificação da sua morfologia acicular para lamelar fina devido à sua fragmentação impulsionada com a utilização deste tratamento do metal líquido.

- A dureza das amostras processadas por US possuíam um pequeno decréscimo neste valor em relação às restantes, no entanto a variação nas dez indentações realizadas em cada uma das amostras demonstram que as diversas fases presentes ao longo desta estão dispersas de forma mais homogénea. Na amostra apenas desgaseificada por *Ar* apresentava uma dureza igual a $66,41 \pm 1,31 HV$ enquanto a amostra processado por US $64,29 \pm 0,91 HV$.
- Apesar do número diminuto de exemplares no ensaio de tração para cada teste é visível que a desgaseificação inicial efetuada por US e o tratamento do metal líquido durante a sua solidificação sugere um aumento não só na tensão de rotura como na extensão de 5,5 % e 11,7 %, respetivamente, em relação ao método mais usual no meio industrial (desgaseificação por argon e afinação química).

5.1.Trabalhos futuros

Com a realização deste projeto foi possível verificar a potencialidade não só do processo de cera perdida na conceção de fundidos com as características geométricas e dimensionais pretendidas como também o impacto benéfico que exerce o tratamento físico do metal líquido por US neste processo de manufatura. Contudo, não foram exploradas todas as vertentes passíveis de serem executadas de forma a caracterizar e justificar os efeitos inerentes deste processamento, assim seria proveitoso e enriquecedor a elaboração de estudos complementares como:

- Avaliação da desgaseificação com a quantificação da densidade resultante do fundido e a sua comparação com o método tradicional com a introdução de *Ar*.
- Produção de um maior número de exemplares para confirmação dos resultados obtidos nos ensaios de tração.

- Realização de ensaios de fadiga com o propósito de avaliar esta componente mecânica relevante e responsável por um elevado número de falhas durante a utilização do material.
- Análise num componente tipicamente fabricado por este processo de fabrico e utilizado numa função específica de forma a corroborar o impacto benéfico num caso específico em relação ao método original de tratamento.

Referências bibliográficas

- [1] AFS. American Foundry Society. [Em linha]. [Consult. 15 Março 2013]. Disponível: <http://www.afsinc.org/>.
- [2] ASM HANDBOOK. *Metals handbook, Vol. 15: Casting*. Ohio: ASM, 1992.
- [3] HUNT, L.B. *The long history of lost wax casting*. London: Johnson Matthey & Co. Limited, 1980.
- [4] YARLAGADDA, Prasad e HOCK, Teo. Statistical analysis on accuracy of wax patterns used in investment casting process. In: *Journal Materials Processing Technology*. 2003.
- [5] PATTNAIK, Sarojrani, KARUNAKAR, D.Benny e JHA, P.K. Developments in Investment Casting Process - A review. Em: *Journal Materials Processing Technology*. 2012.
- [6] JONES, S. e YUAN, C. Advances in shell moulding for investment casting. Em: *Journal Materials Processing Technology*. 2003.
- [7] KAUFMAN, J. Gilbert e ROOY, Elwin L. *Aluminum Alloy Castings: Properties, Processes, and Applications*. Ohio: ASM International, 2004.
- [8] BARBOSA, Joaquim. *Processos de Fundição*. Guimarães, 2003.
- [9] SMITH, William F. *Princípios de Ciência e Engenharia dos Materiais*. 3ª. S.l.: McGraw-Hill, 1998.
- [10] INSTITUTE, International Aluminium. World Aluminium. [Em linha]. [Consult. 18 Janeiro 2013]. Disponível: <http://www.world-aluminium.org/>.
- [11] BEELEY, P. R. *Foundry Technology*. London: Butterworths, 1995.
- [12] PUGA, H., BARBOSA, Joaquim, SOARES, Delfim, SILVA, F. e RIBEIRO, S. Recycling of aluminium swarf by direct incorporation in aluminium melts. Em: *Journal Materials Processing Technology*. 2009.
- [13] GRUZLESKI, John E. e CLOSSET, Bernard M. *The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys*. Illinois: American Foundryman Society, 1990.
- [14] HANDBOOK, ASM. *Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*. S.l.: ASM, 1992.
- [15] APELIAN, D. *Aluminum Cast Alloys: Enabling Tools for Improved Performance*. Illinois: North American Die Casting Association, 2009.

- [16] MONDAL, B., KUNDU, S., LOHAR, A.K. e PAI, B.C. Net-shape manufacturing of intricate components of A356/SiCp composite through rapid-prototyping-integrated investment casting. Em: *Materials Science & Engineering*. 2007.
- [17] LI, Y.M. e LI, R.D. Effect of the casting process variables on microporosity and mechanical properties in a investment cast aluminium alloy. Em: *Science and Techonology of Advanced Materials*. 1999.
- [18] SHAO-CHUN, SUN, BO, YUAN e MAN-PING, LIU. Effects of moulding sands and wall thickness on microstructure and mechanical properties of Sr-modified A356 aluminum casting alloy. Em: *Transactions of nonferrous metals sociey of China*. 2012.
- [19] STEFANESCU, Doru Michael. *Science and Engineering of Casting Solidification*. Second Edi. Ohio,USA: Spinger, 2009.
- [20] XU, Hanbing, JIAN, Xiaogang, MEEK, Thomas T. e HAN, Qingyou. Degassing of molten aluminum A356 alloy using ultrasonic vibration. Em: *Materials letters*. 2004.
- [21] PUGA, H., BARBOSA, J., GABRIEL, J., SEABRA, E., RIBEIRO, S. e PROKIC, M. Evaluation of ultrasonic aluminium degassing by piezoelectric sensor. Em: *Materials Processing Technology*. 2010.
- [22] DAS, A. e KOTADIA, H.R. Effect of high-intensity ultrasonic irradiation on the modification of solidification microstructure in a Si-rich hypoeutectic Al–Si alloy. Em: *Materials Chemistry and Physics*. 2010.
- [23] BARBOSA, Joaquim. *Introdução à tecnologia da fundição*. Guimarães, 2003.
- [24] FERREIRA, José Carvalho. *Tecnologia da fundição*. Lisboa: Fundação Calouste Gulbenkian, 1999.
- [25] CAMPBELL, J. The concept of net shape for castings. Em: *Materials & Design*. 2000,
- [26] BARBOSA, Joaquim. *Fundição de precisão*. Guimarães, 2011.
- [27] BEELEY, Peter e SMART, Robert (eds.). *Investment Casting*. London: The Institute of Materials, 1995.
- [28] INSTITUTE FOR PROSPECTIVE TECHNOLOGICAL STUDIES. *Best Available Technique in the Smitheries and Foundries Industry*. 2004.
- [29] SPINOSA, Robert J. Investment Castings. Em: BRAILA, James G. (ed.), *Handbook of Product Design for Manufacturing*. New York: McGraw-Hill, 1986.
- [30] JUNQUEIRA, José Manuel. *Desenvolvimento e Validação da Metodologia de Projecto de Sistemas de Alimentação e Gitagem ao Processo de Fundição por Cera Perdida Utilizando Ferramentas Informáticas*. Dissertação de Mestrado, Universidade do Minho, 2008.

- [31] TASCIOGLU, Senay and AKAR, Neset. A Novel Alternative to the Additives in Investment Casting Pattern Wax Compositions. Em: *Materials & Design*. 2003.
- [32] BARBOSA, Joaquim. *Obtenção de um Fundido pelo Processo de Fundição por Cera Perdida em Carapaça Cerâmica*. 1996. Guimarães.
- [33] GOULART, Pedro R., SPINELLI, José E., OSÓRIO, Wislei R. e GARCIA, Amauri. Mechanical properties as a function of microstructure and solidification thermal variables of Al-Si castings. Em: *Materials Science & Engineering*. 2005.
- [34] WANG, Q.G. Microstructural Effects on the Tensile and Fracture Behavior of Aluminum Casting Alloys A356/357. Em: *Metallurgical and Materials Transaction A*, 2003, Vol 34A.
- [35] BROWN, J.R. *Foneco Non-Ferrous Foundryman's Handbook*. 11ª. S.l.: Butterworth Heinemann, 2000.
- [36] BACKERUD, L., CHAI, G. e TAMMINEN, J. *Solidification Characteristics of Aluminum Alloys*. Stokholm, Sweden: AFS/SKANALUMINIUM, 1990.
- [37] SAMUEL, A. M. e SAMUEL, F. H. Review Various aspects involved in the production of low-hydrogen aluminium castings. Em: *Journal of materials science*. 1992,
- [38] XU, Hanbing, HAN, Qingyou e MEEK, Thomas T. Effects of ultrasonic vibration on degassing of aluminum alloys. Em: *Materials Science & Engineering*. 2006,
- [39] PUGA, H., BARBOSA, Joaquim e SOARES, Delfim. Desgaseificação de ligas de alumínio. Em: *Fundição n°243*. 2006.
- [40] ESKIN, G.I. Broad prospects for commercial application of the ultrasonic (cavitation) melt treatment of light alloys. Em: *Ultrasonics Sonochemistry*. 2001.
- [41] ESKIN, G.I. *Cavitation mechanism of ultrasonic melt degassing*. Moscow. 1994.
- [42] PUGA, Hélder, BARBOSA, Joaquim, SEABRA, E., RIBEIRO, S. e PROKIC, M. The influence of processing parameters on the ultrasonic degassing of molten AlSi9Cu3 aluminium alloy. Em: *Materials letters*. 2009.
- [43] RAMACHANDRAN, T.R., SHARMA, P.K. e BALASUBRAMANIAN, K. *Grain Refinement of Light Alloys*. 2008. S.l.: WFC - World Foundry Congress.
- [44] JIAN, X., XU, H., MEEK, T.T. e HAN, Q. Effect of power ultrasound on solidification of aluminum A356 alloy. Em: *Materials letters*. 2004.
- [45] ESKIN, G.I. *Ultrasonic Treatment of Light Alloy Melts*. Amsterdam, Netherlands: Gordon and Breach Science, 1998.
- [46] PUGA, Hélder, COSTA, S., BARBOSA, Joaquim, RIBEIRO, S. e PROKIC, M. Influence of ultrasonic melt treatment on microstructure and mechanical properties of AlSi9Cu3 alloy. Em: *Journal of Materials Processing Technology*. 2011.

- [47] JIAN, X., MEEK, T.T. e HAN, Q. Refinement of eutectic silicon phase of aluminum A356 alloy using high-intensity ultrasonic vibration. Em: *Scripta Materialia*. 2005.
- [48] R & R, Ranso & Randolph. [Em linha]. [Consult. 14 Janeiro 2013]. Disponível: <http://www.ransom-randolph.com/index.html>.
- [49] GARDCO, The Paul N. Gardner Company. Gardco. [Em linha]. [Consult. 14 Janeiro 2013]. Disponível: <http://www.gardco.com/>.
- [50] IHSAN-UL-HAQ, SHIN, Je-Sik e LEE, Zin-Hyoung. Computer-Aided Cooling Curve Analysis of A356 Aluminum Alloy. Em: *METALS AND MATERIALS International*. 2004, Vol. 10.
- [51] MALEKAN, M. e SHABESTARI, S. G. Computer-aided cooling curve thermal analysis used to predict the quality of aluminum alloys. Em: *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*. 2011, Vol. 103.
- [52] MARCHWICA, P., SOKOLOWSKI, J.H. e KIERKUS, W.T. Fraction solid evolution characteristics of AlSiCu alloys - dynamic baseline approach. Em: *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. 2011, Vol. 47.
- [53] HERNÁNDEZ, F.C. Robles e SOKOLOWSKI, J.H. Thermal analysis and microscopical characterization of Al-Si hypereutectic alloys. Em: *Journal of Alloys and Compounds*. 2005.

**Anexo I. Análise da temperatura de vazamento da cera nos
contra-moldes metálicos**

Al.1. Procedimento e análise da temperatura de vazamento da cera

Com o desígnio de analisar a temperatura adequada para proceder ao vazamento da cera nos contra-moldes metálicos para a produção dos vários modelos necessários ao longo desta dissertação foram produzidas várias réplicas com a mesma metodologia de fusão referenciada na Secção 3.1.3.1, sendo a temperatura de vazamento a única variável deste processo. As gamas de temperaturas analisadas foram: $\approx 45\text{ }^{\circ}\text{C}$, $50 - 55\text{ }^{\circ}\text{C}$, $60 - 65\text{ }^{\circ}\text{C}$, $70 - 75\text{ }^{\circ}\text{C}$, $80 - 85\text{ }^{\circ}\text{C}$, $90 - 95\text{ }^{\circ}\text{C}$, devido a pertencerem não só a gama possível de utilização para as características da cera utilizada (baixo ponto de fusão) como também estão em linha com as possíveis para a realização da operação de vazamento.

Exemplares dos modelos obtidos para cada temperatura de teste estão apresentados na Figura Al.1 e verifica-se desde logo a exclusão da réplica representada em (f) devido à deficiente fluidez não possibilitar o preenchimento do contra-molde.

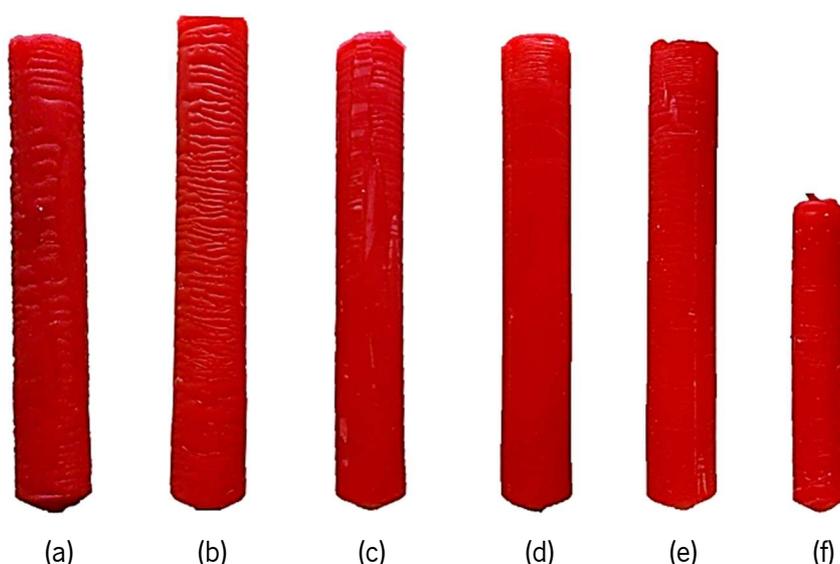


Figura Al.1: Exemplares dos modelos produzidos nas diferentes temperaturas de vazamento em teste.

A seleção da temperatura a utilizar foi realizada através da avaliação ponderada dos vários parâmetros apresentados na Tabela Al.1. Esta avaliação consistiu na comparação entre as réplicas obtidas e são classificadas de forma crescente (de um a cinco) sendo avaliado com nota um o modelo que apresente nessa característica uma baixa qualidade e cinco o oposto.

Tabela AI.1: Tabela de valor utilizada para a seleção da temperatura ideal de vazamento consoante a avaliação de diversos parâmetros.

Características	Temperatura (°C)				
	50 – 55	60 – 65	70 – 75	80 – 85	90 – 95
Contração volumétrica	3	3	3	2	2
Fluidez	4	4	4	4	5
Marcas superficiais	3	4	3	2	2
Presença de bolhas de ar	4	4	4	3	2
Tempo de espera até à desmoldação	4	4	3	2	1
Variações dimensionais	3	3	3	3	2

Por tudo isto, a opção recaiu sobre a implementação da gama de temperatura respeitante à terceira opção, 60 – 65 °C, na confeção das diferentes réplicas.

Anexo II. Evolução das características da barbotina ao longo do projeto e controlo do progresso da moldação cerâmica

All.1. Evolução dos parâmetros de controlo da barbotina

Como os materiais constituintes da barbotina e a sua adição ao longo do tempo no recipiente utilizado para se proceder à homogeneização da mistura provoca a modificação de diversas características intrínsecas é necessário controlar diversos parâmetros para averiguar se estão em consonância com as especificações pretendidas para este caso de estudo. Como mencionado inicialmente, são adicionados os diversos componentes de forma cuidada e metódica com o intuito de evitar a formação de vórtices e consequentemente bolhas de ar e ainda impedir a criação de aglomerados de sílica fundida.

Após introdução de todos os elementos e estabilização é que são verificados os parâmetros de controlo como a viscosidade e a densidade. O ajuste destas propriedades é procedido conforme os resultados obtidos. Se, no caso da viscosidade, o seu valor numérico for superior ao desejável é necessário adicionar na barbotina uma quantidade superior de material refratário (sílica fundida) de acordo com a diferença entre o valor real e o pretendido. No caso oposto, o défice é solucionado com a introdução de água destilada na mistura.

Na Tabela All.1 é apresentada a evolução das características da barbotina ao longo da sua formulação e preparação para ser utilizada no ensaio um e dois e até ser atingida todos os requisitos indicados pelo fabricante do ligante. Este permite a obtenção de uma lama cerâmica adequada não só ao processo de fundição utilizado como também à liga que irá ser vazada na moldação cerâmica que fará parte. Como foi necessário recorrer a dois recipientes para manter não só o nível adequado de barbotina no local de imersão do molde como também para repor a que foi utilizada no revestimento, na Tabela está discriminado o recipiente (1) ou (2) a que se refere os parâmetros de controlo. Desta forma é assegurado que em cada um a barbotina está de acordo com as especificações. A barbotina utilizada na elaboração da moldação cerâmica no ensaio dois encontra-se após a verificação número 11.

Tabela All.1: Evolução dos parâmetros controlados na preparação da barbotina aplicada no ensaio um e dois.

Ver.	Composição		Viscosidade (s)		Densidade (g/ml)		Adições de ajuste					
	Ligante (kg)	Refratário (kg)					Ligante (kg)		Refratário (kg)		Água (ml)	
			1	2	1	2	1	2	1	2		
1	5,65	2,5	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
2	5,65	4,3	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
3	5,65	6,1	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
4	5,65	7,9	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
5	5,65	9,7	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
6	5,65	11,47	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
7	5,65	11,47	31/34	28/31	-	-	-	-	-	-	100	51
8	5,65	11,47	24/25	26/27	-	-	-	-	-	-	-	-
9	5,65	11,47	23/24	26/27	1,77	1,73	-	-	-	-	-	-
10	5,65	11,47	23/24	26/27	1,77	1,73	-	-	-	-	-	-
11	5,65	11,47	23/24	26/27	1,77	1,73	-	-	-	-	-	-
12	5,65	11,47	-	17/18	-	-	-	-	-	0,05	-	-
13	5,65	11,52	-	21/22	-	-	-	-	-	-	-	-
14	5,65	11,52	-	21/22	-	1,73	-	-	-	-	-	-

All.2. Controlo do progresso da moldação cerâmica

Durante a produção da moldação cerâmica foi verificado o progresso do diâmetro e peso que cada revestimento provoca. Esta informação serviu de base para a construção da Figura 4.6 e Figura 4.7 da Secção 4.2 para conferir se as diversas moldações fabricadas possuíam um comportamento semelhante para posteriormente a comparação dos resultados obtidos dos fundidos resultantes tenham suporte análogo. Os dados foram retirados após a aplicação do revestimento e posterior secagem do mesmo e são apresentados nas Figura All.1, Figura All.2 e Figura All.3 para cada modelo de diâmetros distintos.

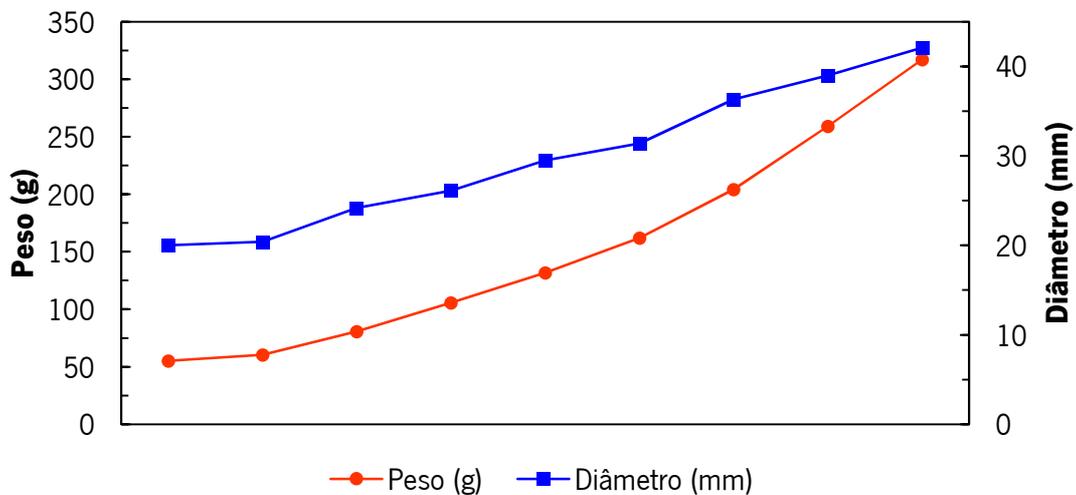


Figura All.1: Medições de controlo de evolução da moldação cerâmica para produção do modelo de 20 mm utilizado no ensaio um.

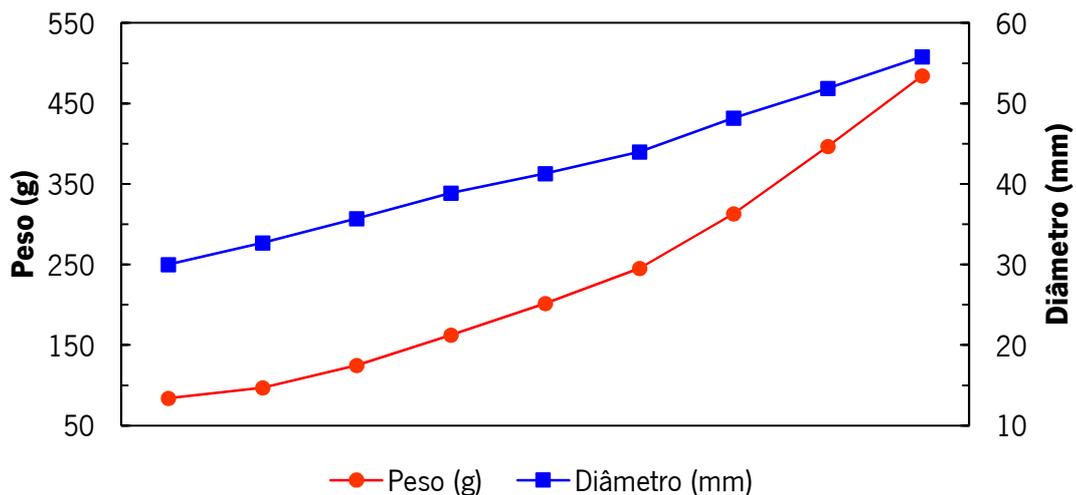


Figura All.2: Medições de controlo de evolução da moldação cerâmica para produção do modelo de 30 mm utilizado no ensaio um.

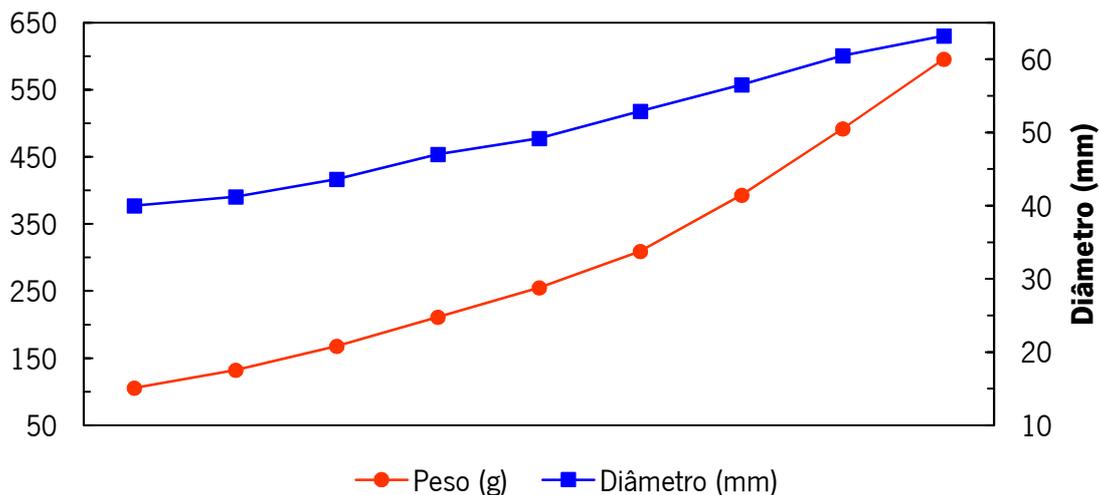


Figura AII.3: Medições de controlo de evolução da moldação cerâmica para produção do modelo de 40 mm utilizado no ensaio um.

Como foi efetuado para as moldações cerâmicas utilizadas no ensaio um, foi realizada a medição do peso e do diâmetro da moldação cerâmica após a secagem de cada revestimento com intuito de verificar se a sua evolução era constante consoante a camada de material refratário e barbotina que era utilizada. Na Figura AII.4 é apresentado os vários pontos de inspeção e constata-se que a evolução é constante ao longo da conceção.

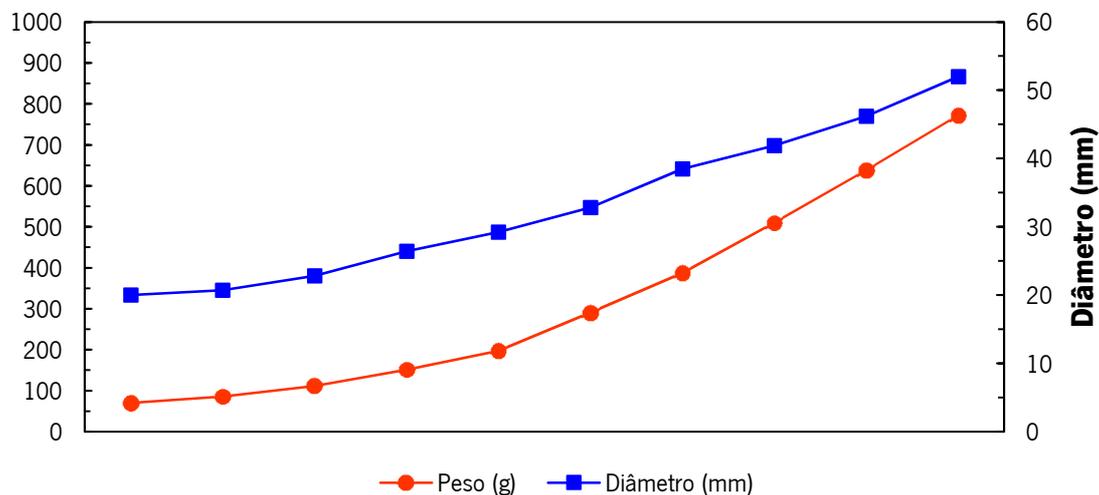


Figura AII.4: Medições de controlo de evolução da moldação cerâmica para produção do modelo de 20 mm utilizado no ensaio dois.