





Universidade do Minho
Escola de Engenharia

Tânia Sofia Eiriz Silveira

Estudo da variação da composição química,
microestrutura e propriedades mecânicas da
liga Al_{4,5}Cu submetida a fusão prolongada

Tese de Mestrado
Ciclo de Estudos Integrados Conducentes ao
Grau de Mestre em Engenharia de Materiais

Trabalho efetuado sob a orientação do
Doutor Hélder Fernandes Puga

e co-orientação do
Professor Doutor Joaquim Barbosa

DECLARAÇÃO

Tânia Sofia Eiriz Silveira

Endereço eletrónico: tania_silveira36@hotmail.com Telefone: 936582165

Número do Bilhete de Identidade:13593772

Título dissertação /tese

Estudo da variação da composição química, microestrutura e propriedades mecânicas da liga Al4,5Cu submetida a fusão prolongada.

Orientador:

Doutor Hélder Fernandes Puga

Universidade do Minho

Co-Orientador:

Professor Doutor Joaquim Barbosa

Universidade do Minho

Ano de conclusão:

Designação do Mestrado:

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

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

Universidade do Minho, ___/___/_____

Assinatura: _____

AGRADECIMENTOS

Durante estes últimos cinco anos que culminam com a escrita desta dissertação a caminhada foi longa, mas fui encontrando pessoas que me foram marcando e transmitindo saberes que hoje fazem de mim uma pessoa mais rica.

Ao Doutor Hélder de Jesus Fernandes Puga, orientador desta dissertação, não poderia deixar de agradecer pela orientação, atenção, apoio e por me fazer acreditar com palavras de motivação mesmo nos momentos mais difíceis. Pelo seu conhecimento técnico e científico, que foram fatores importantes em todo este trabalho, o meu muito obrigado.

Ao Professor Doutor José Joaquim Carneiro Barbosa, co-orientador deste trabalho, o meu obrigado pela ajuda prestada ao longo da execução deste trabalho.

Aos funcionários dos laboratórios do Departamento de Engenharia Mecânica que, direta ou indiretamente, contribuíram para a realização dos diversos ensaios.

À Universidade do Minho, pela disponibilização dos recursos necessários para o desenvolvimento do trabalho.

Aos meus colegas do *“Lab de Fundição!”*, que ao longo deste ano me fizeram rir, disparatar, acreditar, motivar nos momentos em que tudo parecia não avançar e acima de tudo construir uma competição saudável onde todas as semanas a *“Champions League”* era atualizada. Obrigada pelo companheirismo.

Aos meus colegas e amigos, que me motivaram e insistiram para que não desistisse desta maravilhosa caminhada.

À Tânia, que com a sua dramatização à qual se junta a sua forma simples de ver o mundo, me marcou. Obrigada pela amizade, convivência e pelo incentivo quando parecia esmorecer.

Aos pilares de toda esta caminhada, a minha família em especial à minha mãe, à minha irmã e à minha avó Leonor, pelo esforço, apoio e dedicação não só neste ano, mas ao longo dos cinco anos de curso. Obrigada aos pais e irmão do Emanuel, por estarem lá quando era preciso. Ao Emanuel, o meu grande e maior obrigada, pelo companheirismo, apoio, carinho, compreensão, sacrifício, e acima de tudo as palavras de motivação, no momento certo, durante esta longa jornada.

Caminhada longa como referi anteriormente, mas que chega ao fim com o sentimento que lutei, não desisti e assim consegui.

“Não temos tanta necessidade da ajuda dos amigos quanto da certeza da sua ajuda”

Epicuro

Resumo

Atualmente, assiste-se a um forte desenvolvimento tecnológico, fruto das exigências crescentes dos componentes mecânicos em geral. A indústria de fundição de ligas de alumínio atual é um exemplo típico desse desenvolvimento, tendo vindo a possibilitar melhorar significativamente o desempenho em serviço dos componentes fabricados nessas ligas. Contudo, trata-se de uma tecnologia que apresenta vários problemas relacionados com o processo de fusão e vazamento, destacando-se o tempo de permanência do metal no estado líquido antes do vazamento, e a temperatura a que se efetua essa manutenção.

O objetivo principal desta dissertação consistiu em avaliar o efeito do tempo de permanência da liga Al4,5Cu no estado líquido, a diferentes temperaturas de manutenção do banho, na qualidade final dos fundidos, permitindo obter conhecimentos sobre a influência dos dois parâmetros (temperatura e tempo) nas características microestruturais, sanidade e propriedades mecânicas e de fadiga dos componentes fundidos.

Para isso, numa primeira fase a liga Al4,5Cu foi fundida e mantida no estado líquido às temperaturas de 700°C, 730°C e 760°C, durante 8 horas, tendo sido vazados provetes para caracterização após 0 horas, 1 hora, 2 horas, 4 horas e 8 horas. Numa segunda fase, os provetes para caracterização mecânica, ensaios de fadiga e tração, foram maquinados e tratados termicamente. Por outro lado, os provetes dos quais resultaram as amostras utilizadas na caracterização microestrutural, química e ensaio de dureza, não foram sujeitas a tratamento térmico.

Os resultados obtidos revelam que a microestrutura e propriedades mecânicas são afetadas tanto pela temperatura de manutenção do banho, como pelo tempo de permanência da liga no estado líquido. Verificou-se, também, que a composição química da liga é afetada, uma vez que existe uma tendência para a diminuição das concentrações de alguns elementos de liga com o aumento do tempo de estágio, para as diferentes temperaturas em análise, nomeadamente o magnésio.

O trabalho efetuado permitiu adquirir conhecimentos, através dos quais será possível sensibilizar a indústria de fundição para o problema do tempo e temperatura de estágio das ligas no estado líquido e o efeito daí resultante nos componentes fundidos.

ABSTRACT

Currently, we are seeing a strong technological development, the result of increasing demands on the mechanical components in general. The foundry industry of aluminum alloys current is a typical example of this development, having been possible to significantly improve the service performance of components manufactured in these alloys. However, it is a technology that presents several problems related to the process of melting and casting, highlighting the length of stay of the liquid metal before casting, and the temperature at which makes this maintenance.

The main objective of this thesis was to evaluate the effect of length of stay league Al4,5Cu liquid at different temperatures to maintain the melt in the final quality of the castings, allowing to obtain knowledge about the influence of the two parameters (temperature and time) the microstructural characteristics, sanity and mechanical properties and fatigue of cast components.

For this purpose, in a first stage the alloy AL4, 5Cu was melted and maintained in a liquid state at temperatures of 700 ° C, 730 ° C and 760 ° C for 8 hours and was cast samples for characterization considering 0 hour, 1 hour, 2 hours, 4 hours, and 8 hours. In a second stage the test samples for mechanical characterization, fatigue and tensile tests were machined and heat treated. On the other hand, the samples which resulted in the microstructural characterization on the samples used, chemical and hardness test were not subjected to heat treatment.

The results show that the microstructure and mechanical properties are affected by both the maintaining the melt temperature as the residence time of the liquid alloy. It was found also that the chemical composition of the alloy is affected, since there is a tendency to decrease the concentration of some alloying elements with increasing residence time at different temperatures for analyzing, particularly magnesium.

The work carried would acquire knowledge, through which it will be possible to sensitize the casting industry for the problem of temperature and time of permanence in liquid alloys and the effect resulting in cast components.

ÍNDICE

| | |
|--|------------|
| Agradecimentos..... | iii |
| Resumo..... | v |
| Abstract..... | vi |
| Índice..... | vii |
| Índice de Figuras..... | xi |
| Índice de Tabelas..... | xv |
| Capítulo 1 - Introdução..... | 1 |
| 1.1. Alumínio puro | 2 |
| 1.2. Ligas de alumínio..... | 3 |
| 1.3. Fundição de ligas de alumínio | 7 |
| Capítulo 2 - Revisão Bibliográfica..... | 11 |
| 2.1. Tratamento de metal líquido..... | 12 |
| 2.1.1. Desgaseificação..... | 12 |
| 2.1.1.1. Porosidades..... | 13 |
| 2.1.1.2. Técnicas de desgaseificação | 15 |
| 2.1.1.3. Método para quantificação do hidrogénio | 16 |
| 2.1.2. Afinação de grão..... | 17 |

| | | |
|---|--|-----------|
| 2.1.2.1. | Afinação de grão por via química | 18 |
| 2.2. | Tratamentos térmicos | 20 |
| 2.2.1. | Endurecimento por precipitação | 21 |
| 2.2.1.1. | Solubilização | 22 |
| 2.2.1.2. | Têmpera | 23 |
| 2.2.1.3. | Envelhecimento | 23 |
| 2.2.2. | Tratamentos térmicos da liga Al-Cu..... | 24 |
| 2.3. | Problemas associados ao processo de fusão e vazamento na indústria de fundição ... | 26 |
| 2.3.1. | Afinação de grão | 26 |
| 2.3.2. | Composição química | 27 |
| 2.4. | Súmula..... | 29 |
| Capítulo 3 - Metodologia Experimental..... | | 31 |
| 3.1. | Materiais | 33 |
| 3.1.1. | Liga selecionada..... | 33 |
| 3.1.2. | Afinador de grão..... | 33 |
| 3.2. | Equipamentos..... | 34 |
| 3.2.1. | Unidade de fusão | 34 |
| 3.2.2. | Unidade de tratamento térmico | 35 |
| 3.2.3. | Unidade de maquinagem..... | 35 |
| 3.3. | Procedimentos experimentais..... | 36 |
| 3.3.1. | Fusão..... | 36 |
| 3.3.2. | Análise diferencial calorimétrica (DSC-TGA)..... | 37 |
| 3.3.3. | Tratamentos térmicos..... | 38 |
| 3.4. | Técnicas de caracterização | 39 |
| 3.4.1. | Preparação das amostras | 39 |
| 3.4.1.1. | Geometria das amostras para caracterização microestrutural | 39 |
| 3.4.1.2. | Técnicas de preparação metalográfica | 40 |
| 3.4.2. | Caracterização da eficiência de desgaseificação..... | 40 |

| | | |
|---|---|-----------|
| 3.4.3. | Caracterização química | 41 |
| 3.4.4. | Caracterização microestrutural | 41 |
| 3.4.5. | Caracterização mecânica..... | 42 |
| 3.4.5.1. | Ensaio de dureza | 42 |
| 3.4.5.2. | Ensaio de tração | 43 |
| 3.4.5.3. | Ensaio de fadiga | 44 |
| 3.5. | Súmula..... | 45 |
| Capítulo 4 - Resultados e discussão..... | | 47 |
| 4.1. | Caracterização química e microestrutural..... | 48 |
| 4.1.1. | Ensaio 1 - Temperatura de manutenção do banho a 700°C | 48 |
| 4.1.1.1. | Caracterização química..... | 48 |
| 4.1.1.2. | Caracterização microestrutural..... | 50 |
| 4.1.2. | Ensaio 2 - Temperatura de manutenção do banho a 730°C | 52 |
| 4.1.2.1. | Caracterização química..... | 52 |
| 4.1.2.2. | Caracterização microestrutural..... | 54 |
| 4.1.3. | Ensaio 3 - Temperatura de manutenção do banho a 760°C | 56 |
| 4.1.3.1. | Caracterização química..... | 56 |
| 4.1.3.2. | Caracterização microestrutural..... | 57 |
| 4.1.4. | Comparação dos diferentes ensaios..... | 59 |
| 4.1.4.1. | Caracterização química..... | 60 |
| 4.1.4.2. | Caracterização microestrutural..... | 61 |
| 4.1.4.3. | Caracterização da eficiência de degaseificação | 64 |
| 4.2. | Caracterização mecânica | 65 |
| 4.2.1. | Ensaio de dureza | 65 |
| 4.2.2. | Ensaio de tração..... | 67 |
| 4.2.2.1. | Ensaio 1 - Temperatura de manutenção do banho a 700°C..... | 67 |
| 4.2.2.2. | Ensaio 2 - Temperatura de manutenção do banho a 730°C..... | 68 |
| 4.2.2.3. | Ensaio 3 - Temperatura de manutenção do banho a 760°C..... | 70 |
| 4.2.2.4. | Comparação dos diferentes ensaios..... | 71 |
| 4.2.3. | Ensaio de fadiga | 75 |

| | | |
|---|---|-----------|
| 4.2.3.1. | Ensaio 1 - Temperatura de manutenção do banho a 700°C | 75 |
| 4.2.3.2. | Ensaio 2 - Temperatura de manutenção do banho a 730°C | 76 |
| 4.3. | Súmula..... | 77 |
| Capítulo 5 - Conclusões Finais e Perspetivas de Trabalhos Futuros..... | | 79 |
| 5.1. | Conclusões finais..... | 80 |
| 5.2. | Perspectivas de trabalhos futuros..... | 81 |
| Referências Bibliográficas..... | | 83 |
| Anexo 1 - Metodologia Experimental..... | | 91 |
| A1.1. | Cálculo de volumes..... | 92 |
| A1.1.1. | Cadinho | 92 |
| A1.1.2. | Coquilha | 92 |
| Anexo 2 - Resultados Experimentais..... | | 95 |
| A2.1. | Caracterização química e microestrutural..... | 96 |
| A2.1.1. | Comparação dos diferentes ensaios..... | 96 |
| A2.1.1.1. | Composição química | 96 |
| A2.1.1.2. | Composição microestrutural | 97 |
| A2.1.1.3. | Caraterização da eficiência de degaseificação..... | 97 |
| A2.2. | Propriedades mecânicas..... | 97 |
| A2.2.1. | Ensaio de dureza | 97 |
| A2.2.2. | Ensaio de tração..... | 98 |

ÍNDICE DE FIGURAS

Capítulo 1

| | |
|--|---|
| Figura 1.1 – Diagrama de fases da liga Al-Cu | 6 |
|--|---|

Capítulo 2

| | |
|---|----|
| Figura 2.1 – Porosidades (a) de gás típicas nas ligas de alumínio (b) de rechupes típicas nas ligas de alumínio. | 14 |
|---|----|

| | |
|---|----|
| Figura 2.2 – Diagrama de fases Al-Ti..... | 19 |
|---|----|

| | |
|---|----|
| Figura 2.3 – Representação do tratamento térmico de solubilização e envelhecimento natural para a liga Al4,5Cu..... | 25 |
|---|----|

| | |
|--|----|
| Figura 2.4 – Comparação do tamanho de grão com adição de 0,2% Al5Ti1B para a liga A vazada a 800°C e para a liga B vazada a 1000°C | 27 |
|--|----|

Capítulo 3

| | |
|---|----|
| Figura 3.1 – (a) Forno de resistências; (b) Cadinho amovível..... | 34 |
|---|----|

| | |
|-------------------------------------|----|
| Figura 3.2 – Moldação metálica..... | 35 |
|-------------------------------------|----|

| | |
|-------------------------|----|
| Figura 3.3 – Mufla..... | 35 |
|-------------------------|----|

| | |
|--|----|
| Figura 3.4 – Curvas da análise diferencial calorimétrica (DSC-TGA) da liga. | 38 |
|--|----|

| | |
|---|----|
| Figura 3.5 – Ciclo térmico efetuado no trabalho experimental..... | 38 |
| Figura 3.6 – Posição de recolha das amostras nos provetes para caracterização microestrutural, análise química e dureza. (a) Amostra obtida na posição geométrica A1 e A2..... | 39 |
| Figura 3.7 – Equipamento de teste RPT (<i>Straub-Pfeiffer</i>). 1 – Bomba de vácuo; 2 – Câmara de baixa pressão; 3 – Manómetro de pressão; 4 – Copo para vazamento do metal líquido. | 40 |
| Figura 3.8 – Micrografia com identações obtidas no microscópio ótico e medições das diagonais d_1 e d_2 no programa <i>Image Pro Plus</i> | 43 |
| Figura 3.9 – Provette com as dimensões usadas no ensaio de tração..... | 44 |
| Figura 3.10 – Provette utilizado no ensaio de fadiga com as respetivas dimensões. | 44 |
| Figura 3.11 – Máquina utilizada no ensaio de fadiga. 1 – Carga; 2 – Sensor capacitivo; 3 – Provette a testar; 4 – Motor. | 45 |

Capítulo 4

| | |
|---|----|
| Figura 4.1 – Evolução da % em peso do Si, Mg e Fe para temperatura de processamento de 700°C, para os diferentes tempos de permanência da liga Al4,5Cu no estado líquido..... | 49 |
| Figura 4.2 – Microestrutura da liga Al4,5Cu para uma temperatura de manutenção do banho a 700°C e tempos de estágio: (a) 0h; (b) 1h; (c) 2h; (d) 4h e (e) 8h. | 51 |
| Figura 4.3 – Efeito do tempo de permanência da liga Al4,5Cu no estado líquido para a temperatura de processamento de 700°C no tamanho e circularidade média de grão final. | 51 |
| Figura 4.4 – Microestrutura obtida no momento inicial com o pormenor dos constituintes intermetálicos..... | 52 |
| Figura 4.5 – Evolução da % em peso do Si, Mg e Fe para temperatura de processamento de 730°C, para os diferentes tempos de permanência da liga Al4,5Cu no estado líquido..... | 53 |
| Figura 4.6 – Microestrutura da liga para a temperatura de manutenção do banho a 730°C e tempos de estágio: (a) Momento inicial; (b) 1h; (c) 2h; (d) 4h e (e) 8h..... | 54 |
| Figura 4.7 – Efeito do tempo de permanência da liga Al4,5Cu no estado líquido para a temperatura de processamento de 730°C no tamanho e circularidade média de grão final. | 55 |
| Figura 4.8 – Evolução da % em peso do Si, Mg e Fe para temperatura de processamento de 760°C, para os diferentes tempos de permanência da liga Al4,5Cu no estado líquido..... | 57 |

| | |
|---|----|
| Figura 4.9 – Microestrutura da liga Al4,5Cu processada e mantida a 760°C para diferentes tempos de estágio: (a) Momento inicial; (b) 1h; (c) 2h; (d) 4h e (e) 8h. | 58 |
| Figura 4.10 – Efeito do tempo de permanência da liga Al4,5Cu no estado líquido para a temperatura de processamento de 760°C no tamanho e circularidade média de grão final. | 58 |
| Figura 4.11 – Evolução da % em peso do Si, Mg e Fe para temperatura de processamento de 700°C, 730°C e 760°C, para os diferentes tempos de permanência da liga Al4,5Cu no estado líquido. | 60 |
| Figura 4.12 – Microestrutura para diferentes tempos de estágio da liga no estado líquido: (a) 0 horas; (b) 1 hora; (c) 2 horas; (d) 4 horas e (e) 8 horas. Para as temperaturas de manutenção do banho de: (1) 700°C; (2) 730°C e (3) 760°C. | 62 |
| Figura 4.13 – Efeito da temperatura de manutenção do banho, em função do tempo de permanência da liga Al4,5Cu no estado líquido (a) diâmetro médio e (b) circularidade média do grão, α -Al. | 63 |
| Figura 4.14 – Efeito da desgaseificação para um volume de metal líquido da liga à temperatura de 700°C, 730°C e 760°C para os diferentes tempos de permanência da liga no estado líquido. | 64 |
| Figura 4.15 – Dureza HV para as diferentes Ensaios. Nas quais A1 e A2 representam as posições das amostras retiradas a 15 mm da base e no centro do provete, respetivamente. | 66 |
| Figura 4.16 – Propriedades mecânicas obtidas na liga Al4,5Cu, processada a 700°C nos diferentes tempos de permanência da liga no estado líquido. | 67 |
| Figura 4.17 – Propriedades mecânicas obtidas na liga Al4,5Cu, processada a 730°C nos diferentes tempos de permanência da liga no estado líquido. | 69 |
| Figura 4.18 – Propriedades mecânicas obtidas na liga Al4,5Cu, processada a 760°C nos diferentes tempos de permanência da liga no estado líquido. | 70 |
| Figura 4.19 – Tensão de cedência obtida na liga Al4,5Cu, processada a 700°C, 730°C e 760°C nos diferentes tempos de permanência da liga no estado líquido. | 72 |
| Figura 4.20 – Tensão de rotura obtida na liga Al4,5Cu, processada a 700°C, 730°C e 760°C nos diferentes tempos de permanência da liga no estado líquido. | 73 |
| Figura 4.21 – Extensão à rotura obtida na liga Al4,5Cu, processada a 700°C, 730°C e 760°C nos diferentes tempos de permanência da liga no estado líquido. | 74 |

| | |
|---|----|
| Figura 4.22 – Curvas S-N para os diferentes tempos de permanência da liga Al4,5Cu no estado líquido, à temperatura de manutenção do banho de 700°C..... | 75 |
| Figura 4.23 – Curvas S-N para os diferentes tempos de permanência da liga Al4,5Cu no estado líquido, à temperatura de manutenção do banho de 730°C..... | 76 |

ÍNDICE DE TABELAS

Capítulo 1

| | |
|--|---|
| Tabela 1.1 – Família de ligas de alumínio para fundição..... | 4 |
|--|---|

Capítulo 2

| | |
|---|----|
| Tabela 2.1 – Nomenclatura dos tratamentos térmicos para as ligas de alumínio..... | 21 |
|---|----|

Capítulo 3

| | |
|---|----|
| Tabela 3.1 – Composição química da liga Al4,5Cu conforme Aluminum Association, Inc. e utilizada no trabalho experimental..... | 33 |
|---|----|

| | |
|--|----|
| Tabela 3.2 – Temperaturas e tempos de estágio para as diferentes fusões..... | 36 |
|--|----|

| | |
|--|----|
| Tabela 3.3 – Reações durante a solidificação da liga Al4,5Cu [17]. | 37 |
|--|----|

Capítulo 4

| | |
|---|----|
| Tabela 4.1 – Composição química dos elementos químicos presentes na liga Al4,5Cu processada a 700°C para diferentes tempos de permanência da liga no estado líquido. | 48 |
|---|----|

| | |
|--|----|
| Tabela 4.2 – Composição química dos diferentes elementos químicos presentes na liga Al4,5Cu processada a 730°C para diferentes tempos de permanência da liga no estado líquido. | 53 |
|--|----|

| | |
|---|----|
| Tabela 4.3 – Composição química dos elementos químicos presentes na liga Al4,5Cu processada a 760°C mantida no estado líquido durante 8h..... | 56 |
|---|----|

Anexo 1

| | |
|---|----|
| Tabela A1.1 – Dados necessários para o cálculo do volume do cadinho, nos quais o D é o diâmetro, o R o raio e o h representa a altura do cadinho..... | 92 |
| Tabela A1.2 – Dados necessários para o cálculo do volume da coquilha e para o cálculo da massa para os provetes..... | 93 |

Anexo 2

| | |
|---|----|
| Tabela A2.1 – Composição química dos elementos químicos presentes na liga Al4,5Cu processada a 700°C, 730°C e 760°C mantida no estado líquido durante 8h. | 96 |
| Tabela A2.2 – Tamanho e circularidade média de grão final presentes na liga Al4,5Cu processada a 700°C, 730°C e 760°C mantida no estado líquido durante 8h. | 97 |
| Tabela A2.3 – Efeito da desgaseificação para um volume de metal líquido da liga à temperatura de 700°C, 730°C e 760°C para os diferentes tempos de permanência da liga no estado líquido. | 97 |
| Tabela A2.4 – Dureza HV para as diferentes Ensaios. Nas quais A1 e A2 representam as posições das amostras retiradas a 15 mm da base e no centro do provete, respectivamente..... | 98 |
| Tabela A2.5 – Propriedades mecânicas obtidas na liga Al4,5Cu, processada a 700°C, 730°C e 760°C nos diferentes tempos de permanência da liga no estado líquido..... | 98 |

Capítulo 1 - INTRODUÇÃO

Atualmente, as ligas de alumínio têm um vasto domínio de aplicação, podendo ser utilizadas em todas as áreas industriais, em particular na indústria automóvel e aeronáutica, uma vez que apresentam baixa densidade, elevada resistência à corrosão e elevada resistência específica.

A evolução tecnológica tem vindo a exigir cada vez mais componentes de elevada qualidade, e a fundição de ligas de alumínio tem permitido a obtenção de peças com as características exigidas, a custos mais baixos e de forma mais simples relativa às tecnologias concorrentes.

Contudo, verificam-se diversos problemas associados ao processo de fusão e vazamento, que devem ser considerados na produção dos fundidos. Dois dos problemas com maior relevância são o **tempo de permanência do metal no estado líquido antes do vazamento, e a temperatura a que se efetua essa manutenção**. Qualquer um destes fatores poderá dar origem a variações da composição química e da microestrutura dos fundidos, promovendo variações significativas ao longo do tempo e conseqüentemente deteriorarem o desempenho final do fundido. Além disso, o facto de a sua influência no produto final não estar devidamente quantificada dificulta consideravelmente o controlo do processo de fundição em si, transformando-se assim, num aspeto de enorme importância.

Este problema é particularmente importante, uma vez que nas fundições uma elevada quantidade de carga metálica é frequentemente preparada (fundida, desgaseificada, afinada e escorificada) no início do turno de trabalho, sendo utilizada sem qualquer tipo de ajuste ou outra intervenção até total escoamento do forno, que muitas vezes coincide com o fim do turno de trabalho. Com este espaço temporal de diferença, apenas por coincidência as características dos primeiros componentes obtidos serão iguais às dos últimos componentes vazados. Dessa forma, é necessário realizar investigação sobre este aspeto, uma vez que se desconhece a influência na diminuição das propriedades mecânicas dos componentes daí obtidos.

1.1. Alumínio puro

O alumínio (Al) é um dos metais mais abundantes na Terra, sendo o mais importante dos metais não ferrosos. A sua utilização industrial surgiu no final do século XIX, tornando-se num material economicamente competitivo em aplicações de engenharia. O seu domínio de aplicação tem vindo a aumentar continuamente, destacando-se a indústria automóvel, aeronáutica e aeroespacial como os principais consumidores de alumínio [1, 2].

O alumínio é considerado um metal resistente e de longa duração, apresentando uma densidade de $2,7 \text{ g/cm}^3$, cerca de $1/3$ da densidade do aço, sendo um dos metais de engenharia menos densos. Apesar da baixa densidade, a resistência específica (resistência mecânica por unidade de massa) é significativamente superior à de outros materiais. O alumínio apresenta, de um modo geral, uma elevada ductilidade, o que associado à baixa temperatura de fusão, aproximadamente 650°C , quando comparada com a do aço, que é da ordem dos 1570°C , torna estes materiais extremamente versáteis [1, 3].

Destaca-se por ser excelente condutor térmico e elétrico, sendo quase tão interessante como o cobre (Cu) para essa aplicação, se o peso for levado em consideração. Relativamente à condutividade elétrica, o alumínio apresenta um valor de condutividade muito próximo do cobre, que é duas vezes mais denso, tornando-se desse modo preferido em determinadas aplicações da indústria elétrica [1].

Evidencia-se ainda as excelentes propriedades tecnológicas, como a maquinabilidade, conformabilidade e vazabilidade, possibilitando grande variedade de processos tecnológicos, bem como a obtenção de componentes com geometria e dimensões ilimitadas, tendo em conta a grande competitividade de custos [3–6].

De todas estas propriedades a possibilidade de reciclar o alumínio é um dos fatores mais importantes para a sua seleção como material de engenharia, visto a grande preocupação ambiental nos dias de hoje. A reciclagem do alumínio pode ser efetuada inúmeras vezes, sem a perda de propriedades fundamentais. Salienta-se, ainda, a diminuição da poluição resultante dos processos de extração, diminuindo a utilização de recursos naturais, adquirindo um papel fundamental na indústria moderna. Esta importância torna-se evidente com o facto de que cerca de 20% do alumínio utilizado na indústria provém de reciclagem [2, 3, 7, 8].

Todas as características apresentadas anteriormente conferem ao metal uma extrema versatilidade. Assim, é possível encontrar componentes fabricados em alumínio na maioria dos setores industriais, no qual se destaca o setor dos transportes, construção civil, fabrico de

embalagens (indústria alimentar, cosmética entre outras), ferramentas e equipamentos. Dos diferentes mercados de aplicação, o sector dos transportes, talvez seja o mais representativo, uma vez que é neste setor que se encontra a força motriz para o desenvolvimento de novos materiais e técnicas de processamento. Contudo, o desenvolvimento do setor dos transportes depende da melhoria na eficiência energética, levando a uma diminuição do consumo de combustível e, conseqüentemente, à diminuição da emissão de gases prejudiciais para a atmosfera, nomeadamente, de CO₂. Mas para que se consiga atingir esses objetivos, é essencial recorrer a materiais tecnologicamente avançados que permitam a criação de estruturas robustas e resistentes e que ao mesmo tempo mantenha o peso de estruturas em níveis substancialmente baixos [1, 5, 9, 10]. É neste contexto que o alumínio e as suas ligas surgem como materiais de engenharia de excelência.

1.2. Ligas de alumínio

O alumínio puro tem resistência limitada, o que restringe a sua aplicação, sendo o atual campo de aplicações conseguido através da utilização de ligas de alumínio que permitem a obtenção de um vasto conjunto de diferentes propriedades bem como propriedades mecânicas superiores. A adição de elementos de liga permite melhorias ou modificações em algumas propriedades do metal base, podendo estas ser de origem química e física. Destacam-se a tensão de cedência, a dureza, a maquinabilidade e, por vezes, a fluidez, que é uma característica crucial na fundição. As propriedades mecânicas também podem ser melhoradas recorrendo a tratamentos térmicos e mecânicos. Contudo, o principal objetivo da utilização de ligas é aumentar a resistência mecânica, sem afetar outras propriedades. Assim, novas ligas têm sido desenvolvidas, cada uma com especificações adequadas para as aplicações desejadas [9, 11, 12].

Atualmente existem mais de 300 composições de ligas de alumínio. Nos Estados Unidos da América surgiu a *Aluminum Association* [12] que divide as ligas de alumínio em duas categorias, ligas para trabalho mecânico e ligas para fundição. As primeiras são fundidas e vazadas na forma de lingotes, sendo posteriormente conformadas na forma final através de processos como laminagem/extrusão/trefilagem. Relativamente às ligas para fundição, estas são fundidas na forma final, podendo recorrer a diversos processos. Estes dois tipos de ligas podem ainda ser classificados como tratáveis e não tratáveis. Para o presente trabalho apenas serão referidas as ligas para fundição que têm vindo a ser desenvolvidas no sentido de melhorar quer as propriedades relacionadas com o vazamento, como a fluidez e a capacidade de alimentação da

cavidade do molde, quer propriedades como a resistência mecânica, a ductilidade e a resistência à corrosão. Dessa forma, as composições destas ligas são muito diferentes das composições das ligas de alumínio para trabalho mecânico. Segundo a classificação da *Aluminum Association*, o alumínio e as ligas de alumínio para fundição são agrupados segundo o elemento de liga mais importante que contêm, usando-se um sistema de quatro dígitos com um ponto entre os últimos dois dígitos, como apresentado na Tabela 1.1, de forma a tornar claras as designações para identificar as ligas [11–13].

Tabela 1.1 – Família de ligas de alumínio para fundição [12].

| Tipo | Al | Cu | Si c/ Cu e Mg | Si | Mg | Outros |
|--------------|-------|-------|---------------|-------|-------|--------|
| Serie | 1xx.x | 2xx.x | 3xx.x | 4xx.x | 5xx.x | |

A classificação das ligas de alumínio é extremamente importante para consumidores de matéria-prima secundária (lingotes de segunda fusão), uma vez que permite identificar a composição química e características da liga, bem como a forma como o produto foi fabricado [11–13].

As ligas de alumínio mais utilizadas são as de silício (Si), magnésio (Mg) e cobre. Contudo, estas apresentam pequenas percentagens de impurezas, como o ferro (Fe) e silício, bem como outros elementos intencionalmente adicionados para melhorar as propriedades. Os teores dos elementos anteriormente referidos variam amplamente, dependendo das aplicações e das propriedades desejadas, de modo que cada elemento tem o seu predomínio em determinadas ligas [14].

Para o presente trabalho a ligas utilizadas foram ligas de alumínio-cobre, nas quais este elemento é o elemento de liga principal. As ligas Al-Cu foram das primeiras a ser desenvolvidas, sendo por isso as mais antigas. O seu aparecimento é datado do início do século XX [15].

As primeiras ligas continham uma concentração de 10% em peso de cobre. Recentemente, ligas com 4 a 5% de cobre têm sido desenvolvidas, contendo uma percentagem variável de magnésio, bem como outros elementos [11]. Os elementos presentes nas ligas desenvolvem várias morfologias, que podem ter uma forte influência sobre as propriedades, dependendo das concentrações na liga, da solubilidade e das fases formadas durante a solidificação [14]. Nas ligas do tipo Al-Cu, o cobre é o elemento mais importante devido à elevada solubilidade que apresenta no alumínio, conferindo-lhe um aumento de dureza e excelentes propriedades mecânicas em ambientes com elevadas temperaturas. Assim, para uma percentagem de cobre na ordem de 4 a 6%, obtêm-se valores de dureza elevados tendo em conta os elementos

presentes na liga. As ligas Al-Cu, muitas vezes têm magnésio como o segundo elemento principal, a adição deste é feita com a finalidade de aumentar a resistência bem como a ductilidade à temperatura ambiente [12, 16]. Para além dos dois elementos já mencionados, existe um terceiro elemento de liga, o manganês (Mn), que ameniza os efeitos prejudiciais das impurezas, tais como o ferro e o silício, contudo a sua presença provoca perda de ductilidade. Com o controlo de impurezas, estas ligas conseguem atingir uma excelente ductilidade, que combinada com elevada resistência confere-lhes propriedades excecionais [11, 17].

As ligas Al-Cu são aplicadas em diversas áreas como a eletrónica, indústria automóvel e aeroespacial, entre outras. De entre as suas propriedades, a elevada dureza deste tipo de ligas torna-as particularmente adequadas para o fabrico de componentes de máquinas, ferramentas e estruturas de aeronaves. Por outro lado, estas ligas são aplicáveis na produção de componentes mecânicos, tais como pistões e cabeças de motor, onde as elevadas temperaturas são uma imposição, devido a apresentarem boa resistência ao desgaste e um baixo coeficiente de atrito [13, 18, 19].

Nas aplicações deste tipo de ligas também advém desvantagens, a resistência à corrosão é relativamente baixa e apresenta conformabilidade limitada, ou seja, são pouco adequadas para a obtenção de componentes com elevada deformação [20].

A reciclagem pode ser benéfica para a redução de custos, preservação dos recursos naturais e proteção do meio ambiente. Neste segmento, as ligas Al-Cu apresentam excelentes características de reciclabilidade, uma vez que após a reciclagem obtém-se uma microestrutura fina e uniforme e propriedades mecânicas excelentes, nomeadamente tensão de rotura e ductilidade [21].

Nas ligas de alumínio, os diagramas de equilíbrio de fases são essenciais para determinar as temperaturas de fusão e de solidificação, assim como o percurso de solidificação. As fases em equilíbrio e as temperaturas de dissolução também podem ser determinadas através do diagrama de fases. Podem ser vários os tipos de morfologias obtidas nos fundidos, dependendo essencialmente da composição das ligas.

Apresenta-se na Figura 1.1 o diagrama de fases da liga Al-Cu para a composição de 4,5 % em peso de Cu, de forma a compreender o **processo básico de solidificação** e formação da morfologia. A liga com 4,5 % em peso de Cu começa a arrefecer, a partir do estado líquido, em condições de equilíbrio termodinâmico, ou seja, com velocidade de arrefecimento extremamente lenta. Quando é atingida a linha de *liquidus* inicia-se a solidificação com o aparecimento da fase sólida α , que é caracterizada por uma solução sólida de átomos de Cu na rede cristalina de Al.

Entre a linha de *liquidus* e *solidus* a transformação de líquido em sólido continua. Para a temperatura na linha de *solidus* a transformação termina e tem-se uma estrutura monofásica composta apenas por grãos da fase α que persiste até à temperatura na linha de *solvus*. A temperatura na linha de *solvus* representa o limite de solubilidade de átomos de Cu (5,7% em peso de Cu a 548°C) na rede cristalina de Al. Continuando o arrefecimento a partir desta temperatura dá-se a precipitação da fase θ (Al_2Cu) (uma solução sólida de átomos de Al na rede cristalina de Cu). Como a nucleação da fase θ necessita de energia de ativação, esta fase forma-se preferencialmente nos contornos de grão da fase α , que são regiões de maior energia, contribuindo dessa forma para que se alcance mais facilmente a energia de ativação. O facto de a nucleação ocorrer a temperaturas elevadas, durante a transformação em equilíbrio, facilita o movimento dos átomos de Cu, por difusão atômica, para os contornos de grão α , permitindo a formação de precipitados grosseiros da fase θ preponderantes nesses contornos. Assim, a liga apresentará, então, à temperatura ambiente, uma estrutura bifásica formada pelas fases α e θ [14, 16, 17, 22].

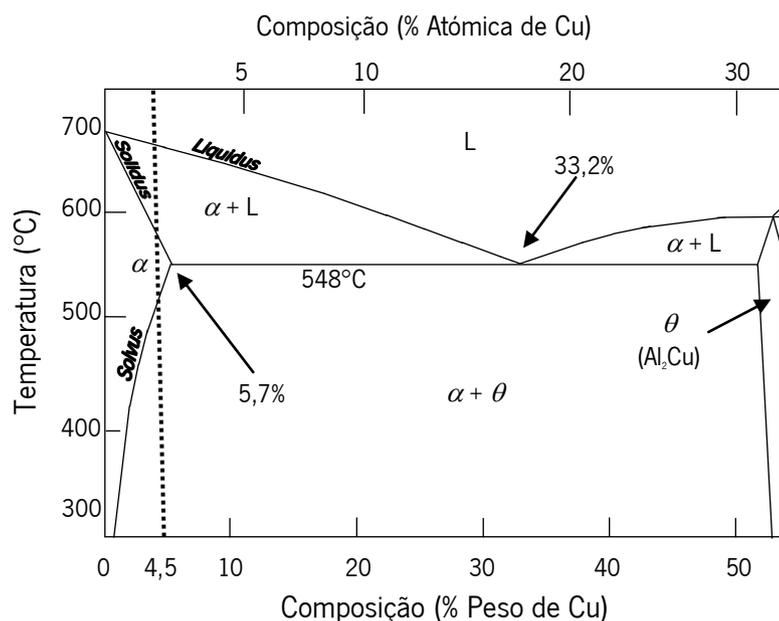


Figura 1.1 – Diagrama de fases da liga Al-Cu. {Adaptado de [23]}

No decorrer da solidificação, as ligas do tipo Al-Cu apresentam frequentemente problemas de fissuração bem como microporosidades, as quais se formam quando o metal líquido não consegue alcançar áreas intersticiais durante a solidificação. No decorrer da solidificação, as ligas do tipo Al-Cu tendem a apresentar frequentemente problemas de fissuração bem como microporosidades, as quais se formam quando o metal líquido não consegue alcançar áreas intersticiais durante a solidificação [11].

1.3. Fundição de ligas de alumínio

A fundição é capaz de produzir peças com as características exigidas a custos mais baixo que as tecnologias concorrentes, o que tem conduzido a um aumento da procura de fundidos com elevada qualidade [24].

A qualidade final das peças fundidas é resultado da influência de uma série de fatores referentes às várias operações do processo e à tecnologia utilizada, que pode alterar significativamente as características físicas, mecânicas, dimensionais, geométricas ou mesmo metalúrgicas. O processo de moldação utilizado é, sem qualquer dúvida, um fator importante no que diz respeito à qualidade/preço do produto final, constituindo também um fator preponderante no desenvolvimento de métodos, materiais e equipamentos, que se tem vindo a evoluir no domínio da fundição. Para obtenção de componentes de qualidade, tem vindo a ser realizada uma vasta investigação tecnológica no sentido de utilização dos melhores materiais e equipamentos e, principalmente, no controlo rigoroso dos parâmetros envolvidos em todas as fases do processo. Com os distintos processos capazes de oferecer fundidos de qualidade, com diferentes potencialidades e compatibilidades, a seleção deverá ser bem ponderada, já que cada processo tem associado uma situação concreta geralmente bem definida [25].

A classificação dos processos de fundição pode ser feita de acordo com a sua utilização. Assim as moldações classificam-se em permanentes e não permanentes, consoante suportam múltiplos vazamentos, com obtenção sucessiva de peças utilizando uma única moldação, sem que as características se alterem. O tempo de vida das moldações permanentes também é finito, dependendo do número de peças que podem ser produzidas antes que o desgaste causado afete a aceitação do produto. No que diz respeito às moldações não permanentes, estas suportam um único vazamento que conduz à sua destruição, ou seja, para obter um lote de peças é preciso produzir várias moldações, como acontece, por exemplo, nas moldações em areia [11, 25].

Tendo em consideração o material base utilizado no fabrico das moldações, é frequente classificar os processos de moldação em moldação cerâmica, em areia ou metálica [25].

Na moldação cerâmica, os fatores mais relevantes para a qualidade final do fundido são as características que as moldações apresentam, nomeadamente a estabilidade dimensional, refratariedade, rugosidade superficial da cavidade e compatibilidade química com as ligas a vazar. Os materiais cerâmicos têm vindo a aumentar a sua utilização, devido ao excelente compromisso entre as propriedades, nomeadamente precisão/versatilidade de todos os

processos de moldação. Todas estas propriedades permitem obter peças de elevada precisão, destinados a maquinaria e sistemas mecânicos tecnologicamente muito desenvolvidos [24, 25].

Nos últimos anos tem-se verificado uma evolução dos processos de moldação, nomeadamente os referentes à moldação em areia. A fundição em moldações de areia compreende uma família de tecnologias às quais correspondem diferentes processos, com diferentes potencialidades, económicas e ambientais. Em pequenas e médias escalas de produção, a moldação em areia apresenta menores custos em ferramentas e moldes, o que garante uma vantagem irrefutável de custos sobre moldes permanentes utilizados em outros processos de fundição. A diversidade na forma e tamanho de produtos obtidos através deste processo torna a moldação em areia versátil, uma vez que é utilizado com uma ampla variedade de ligas, tornando o processo atualmente responsável por uma grande parte da produção mundial de fundidos [9, 11, 24, 25].

Seria vasta a informação relativa aos dois processos anteriormente mencionados mas, para o desenvolvimento desta dissertação, não seria relevante. Dessa forma, de seguida será feita uma abordagem geral ao processo de fundição por moldação metálica, pormenorizando o processo em coquilha por gravidade, uma vez que é o processo mais utilizado industrialmente para a produção de fundidos em ligas Al-Cu [13].

O processo de fundição por moldação metálica, ou permanente, utiliza uma única moldação para obtenção de um vasto número de peças fundidas. A utilização destas moldações impõe um problema, a necessidade de retirar o fundido depois de solidificado, do interior das mesmas, sem provocar qualquer tipo de danos quer nas coquilhas, quer nas próprias peças. Devido a esta necessidade, as moldações são normalmente constituídas por várias peças, utilizando mais do que um plano de apertação. No que diz respeito à temperatura da coquilha, esta é fundamental na obtenção das características dos fundidos. Se a temperatura da coquilha for demasiado elevada, a velocidade de arrefecimento é demasiado baixa, o que conduz a estruturas de solidificação grosseiras e baixas propriedades mecânicas. Se, por outro lado, a temperatura da coquilha for demasiado baixa, poderá ocorrer deficiente formação geométrica dos fundidos, defeito vulgarmente designado por *mau enchimento*, podendo ainda provocar defeitos de solidificação. Desse modo, é necessário que o molde tenha uma temperatura ótima, conseguida, em grande parte, através de aquecimento ou de arrefecimento auxiliar e através da espessura apropriada do revestimento do molde [25]. Nos processos de construção das coquilhas, estas tem associado uma elevada precisão dimensional, tornando o processo dispendioso pela utilização de ferramentas especiais, limitando o processo à produção de médias e grandes séries

de fundidos, com formas geométricas simples, e não apresentando grandes variações de secção [11, 24, 25].

No processo de moldação metálica podem-se destacar duas variantes principais, nos quais a liga fundida é vazada por gravidade ou injetada sob pressão na cavidade moldante, dando origem a processos distintos - fundição em coquilha por gravidade e fundição injetada, respetivamente [11, 24, 25]. Na fundição injetada, o metal é injetado no molde a uma velocidade elevada e solidifica sob pressão no interior da cavidade da moldação metálica. Estas condições oferecem uma capacidade excepcional para a produção de componentes complexos a custos relativamente baixos, revelando-se um processo de grande importância para engenharia [11, 24]. A fundição em coquilha por gravidade tem em comum com outros processos de fundição o facto de o método de vazamento ser o mesmo, ou seja, o vazamento e enchimento da moldação faz-se por ação da força da gravidade. Neste processo é essencial o sistema de enchimento, uma vez que tem efeito importante na qualidade do metal fundido. O desenho desse sistema deverá visar a entrada do metal de forma suave, evitando enchimentos/escoamentos turbulentos que podem introduzir óxidos (provenientes da película superficial do banho metálico) no produto final [9]. Na utilização deste processo destacam-se vantagens como a excelente precisão e qualidade superficial dos fundidos, assim como as propriedades mecânicas são melhoradas devido às elevadas velocidades de arrefecimento. Dessa forma, a resistência à tração e a ductilidade são consideravelmente maiores em produtos que utilizam este processo de fundição do que os que utilizam, por exemplo, o processo de fundição em moldações de areia [24].

Embora nenhum processo seja adequado para todos os requisitos, cada processo tem as suas vantagens e desvantagens. Para melhorar as propriedades neste tipo de ligas, no decorrer do processo de fundição é necessário tratar o metal líquido, ou seja desgaseificar os banhos e tratá-los de forma a darem origem a microestruturas afinadas, operações cruciais para a obtenção de peças fundidas de qualidade [11].

O crescente aumento da procura de fundidos de ligas de alumínio, tem em atenção o seu binómio preço/qualidade, que surge como resposta às necessidades da indústria e daí surge a **motivação** para a realização desta dissertação, que resultará num contributo significativo relativamente aos problemas associados ao processamento por fundição. Deste modo, o estudo a realizar irá facilitar não só o projeto de componentes mecânicos em ligas de alumínio fundidas como também a gestão do processo de fundição nas fundições.

No **Capítulo 1** desta dissertação abordam-se os dois principais problemas inerentes aos processos de fundição de ligas de alumínio - o tempo de permanência do metal no estado líquido antes do vazamento e a temperatura a que se efetua essa manutenção. Inclui-se um estudo sobre o alumínio e as ligas de alumínio comerciais mais relevantes em termos de aplicação industrial, dando especial destaque às ligas do tipo Al-Cu. Finaliza-se com uma breve abordagem aos processos de fundição, destacando-se o processo de fundição em coquilha por gravidade.

No **Capítulo 2** faz-se uma abordagem às principais técnicas correntes de tratamento de banhos de ligas de alumínio, analisa-se os fatores a ter em consideração nessa operação e caracteriza-se a respetiva influência nas propriedades do fundido final. É ainda efetuada uma descrição dos tratamentos térmicos efetuados nas ligas de alumínio, sendo descrito com maior detalhe os que são efetuados nas ligas do tipo Al-Cu. No último ponto, faz-se referência ao tempo e temperatura do metal no estado líquido e às propriedades que advêm destes dois fatores.

No **Capítulo 3** apresenta-se as etapas do trabalho experimental, refere-se os materiais e equipamentos utilizados no tratamento dos banhos metálico, bem como os parâmetros de processamento. Por último, é feita uma descrição do procedimento experimental adotado na produção dos fundidos, nos tratamentos térmicos aplicados e nas técnicas de caracterização utilizadas.

Os resultados experimentais, apresentados no **Capítulo 4**, incluem a apresentação e caracterização das microestruturas e composição química resultantes do processamento, bem como as propriedades mecânicas da liga. Ainda neste Capítulo, efetua-se a discussão dos resultados práticos obtidos.

Por fim, no **Capítulo 5**, sintetiza-se as principais conclusões do trabalho desenvolvido e sugere-se sugestões para desenvolvimentos de futuros trabalhos, que permitirão uma análise e compreensão mais aprofundadas de alguns aspetos relacionados com o tema abordado.

CAPÍTULO 2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

No presente Capítulo é apresentado o resultado da revisão bibliográfica realizada, que terá como objetivo enquadrar o leitor na temática em estudo. Assim, foram escolhidos alguns temas, ainda que alguns básicos, fundamentais na compreensão desta dissertação.

A revisão bibliográfica realizada visou, essencialmente, o tratamento do metal líquido, os tratamentos térmicos e os problemas associados à fusão e vazamento no processo de fundição. Em primeiro lugar, descrevem-se os objetivos e as etapas primordiais a realizar no tratamento do metal líquido, bem como os defeitos que advêm do tratamento inadequado. Segue-se uma abordagem dos tratamentos térmicos, descrevendo de uma forma geral os mecanismos neles envolvidos e, mais pormenorizadamente, os que são realizados nas ligas Al-Cu, uma vez que são de particular interesse para o presente trabalho. Por último, é feita uma breve abordagem ao efeito dos elementos de liga nas ligas de alumínio e aos problemas associados ao processo de fusão e vazamento das mesmas.

2.1. Tratamento de metal líquido

Um dos desafios enfrentados ao longo dos tempos pelos investigadores e técnicos na indústria de fundição traduz-se na necessidade de obtenção de fundidos com qualidade consistente, bem como na melhoria das condições de trabalho [26]. Para isso, é cada vez mais importante na indústria de fundição existir um vasto conhecimento do tratamento do metal líquido, bem como o controlo e previsão de características reais dos processos de fundição, a fim de maximizar as propriedades dos fundidos e diminuir os níveis de rejeições/não-conformidades nas fundições [27, 28].

É de realçar que qualquer defeito gerado durante a fase de fusão da liga metálica irá ser conduzido para a microestrutura final e, com certeza, afetar a qualidade dos produtos fundidos. Por isso, é evidente que para se obter um fundido final com os requisitos desejados é necessário o controlo da qualidade da carga fundida, tendo em conta um conjunto de sequências de operação [28–31].

O tratamento do metal líquido inclui duas operações essenciais, a desgaseificação e afinação de grão. Estas, são operações comuns que constituem um ponto fundamental na tecnologia de fundição de ligas de alumínio, uma vez que é nesta etapa que são estabelecidas as condições metalúrgicas do banho que vão determinar a microestrutura e propriedades mecânicas finais. O processo de desgaseificação tem como finalidade remover o hidrogénio dissolvido no banho. Por sua vez, a afinação de grão atua a nível da solução sólida de maneira a que esta apresente forma e dimensão menor e mais homogénea, conseguindo um aumento da ductilidade e melhoria das propriedades mecânicas [28–31].

Para obtenção do produto final com as propriedades desejadas, torna-se essencial conhecer os mecanismos associados às operações enumeradas, bem como efetuar as operações de forma correta [32].

2.1.1. Desgaseificação

De uma maneira geral, os metais no estado líquido tendem a absorver gases da atmosfera. No que diz respeito às ligas de alumínio no estado líquido, estas absorvem quantidades significativas de hidrogénio, devido à grande solubilidade deste no alumínio [31]. Porém, a presença de elementos como o cobre (Cu), silício (Si), níquel (Ni) e manganês (Mn), promovem a diminuição da solubilidade do hidrogénio, mas o mesmo não se pode dizer dos elementos como o titânio (Ti), magnésio (Mg), lítio (Li) e zinco (Zn), pois estes tendem a causar um aumento da

solubilidade, dando origem a porosidades de gás e inclusões não metálicas [21, 33–35]. Durante o arrefecimento e solidificação, o excesso de hidrogénio dissolvido no banho tende a precipitar na interface sólido-líquido, sob a forma de bolhas de hidrogénio gasoso, o que provoca no fundido final propriedades inferiores às pretendidas, reduzindo a sua aplicabilidade e afetando negativamente a tempo de vida dos produtos fundidos, principalmente as propriedades de fadiga e ductilidade [26].

Dessa forma, recorre-se a processos de desgaseificação, a fim de manter a concentração de hidrogénio tão baixa quanto possível. O efeito da técnica de desgaseificação sobre a qualidade das ligas de alumínio inclui, não só controlar as quantidades de hidrogénio, mas também a qualidade resultante da fusão e da limpeza do metal líquido [36].

2.1.1.1. Porosidades

A qualidade de um fundido está diretamente relacionada com a presença de defeitos na peça. Entre estes, destacam-se as porosidades, as quais são responsáveis pelo desempenho negativo nas propriedades mecânicas, em particular a resistência à fadiga, consistindo numa das principais causas para a rejeição de peças nas fundições [31, 37, 38].

As porosidades, normalmente, tendem a classificar-se como resultado da precipitação de uma solução de gás durante a solidificação, ou seja, de origem gasosa (microporosidades), ou pela incapacidade que o metal líquido tem para alimentar as regiões interdendríticas, designando-se neste caso por rechupes de solidificação (macroporosidades), tendo assim origem durante a solidificação [31, 37, 39].

Embora a nível prático, a existência destes dois tipos de porosidades tenha consequências idênticas, os seus mecanismos de formação são diferentes. As porosidades de origem gasosa são pequenas cavidades de forma arredondada, como apresentado na Figura 2.1 (a), consequência da retenção de uma bolha de gás, normalmente de hidrogénio, no interior do fundido durante a solidificação [31, 40]. A presença das porosidades gasosas acontece devido à diminuição da solubilidade do hidrogénio durante a solidificação do alumínio e das suas ligas. A maneira mais eficaz de reduzir a porosidade de hidrogénio é através de desgaseificação [31, 37, 41]. No que diz respeito às porosidades provenientes da solidificação, estas surgem, geralmente, devido à diferença de densidade entre as fases sólida e líquida da liga. Dessa forma, no decorrer da solidificação verifica-se uma diminuição de volume, levando a fase líquida a fluir em torno da fase sólida. Dependendo da quantidade e distribuição da fase sólida, o líquido pode ser impossibilitado, ou até mesmo bloqueado, o que faz com que o metal líquido não alcance áreas

interdendríticas conduzindo à formação de vazios (porosidades). Estes tipos de porosidades são vazios macroscópicos, de forma irregular, como apresentado na Figura 2.1 (b), resultado de insuficiente alimentação na última fase da solidificação [31, 38].

Os dois tipos de porosidades podem ser facilmente distinguidos a partir da sua localização, pois as porosidades gasosas encontram-se como entidades discretas e isoladas (ver Figura 2.1 (a)), o mesmo não se podendo afirmar da localização das porosidades provenientes da solidificação, uma vez que estas encontram-se agrupadas (ver Figura 2.1 (b)) [31, 38].

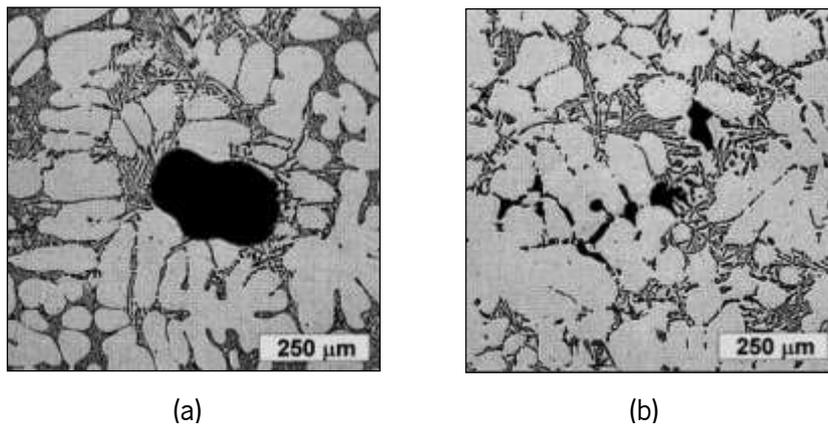


Figura 2.1 – Porosidades (a) de gás típicas nas ligas de alumínio (b) de rechupes típicas nas ligas de alumínio. {Adaptado de [31]}

As porosidades são resultado de diversos fatores, dos quais se destacam a quantidade elevada de hidrogénio no banho, a presença de compostos intermetálicos e inclusões não metálicas no banho e por último a utilização de agentes afinadores/modificadores.

A quantidade inicial de hidrogénio dissolvido no banho é um dos fatores primordiais para o aparecimento de porosidades nos fundidos, uma vez que o hidrogénio difunde-se mais rapidamente em metais líquidos que os outros gases. Inicialmente, para baixas concentrações de hidrogénio, existe uma tendência tardia para a formação de poros e geralmente estes apresentam tamanhos mais pequenos. Por outro lado, para concentrações inicialmente elevadas de hidrogénio, existe uma propensão para a formação prematura de poros, uma vez que estes começam a sua formação em fases iniciais da solidificação, levando a um crescimento maior do poro [38, 39].

Outro dos fatores que causa o aumento de porosidade nos fundidos é a presença de partículas não metálicas no banho. Estas podem ser provenientes do filme de óxido de alumínio (Al_2O_3), cuja sua formação depende fortemente da temperatura, sendo que para temperaturas de fusão do alumínio ou de ligas de alumínio a sua formação é muito rápida. O aparecimento das

partículas não metálicas pode resultar, por exemplo, aquando da agitação do banho durante a desgaseificação, ou ser resultando dos consecutivos vazamentos, nos quais o filme é quebrado e arrastado para o seio do metal líquido, oferecendo condições ideais para a formação de vazios após a solidificação do metal [11, 36, 41]. Contudo, para evitar este tipo de defeitos, é essencial a limpeza do metal líquido antes de se proceder ao vazamento [42].

No que diz respeito ao efeito do agente afinador na porosidade, ainda existe uma grande controvérsia sobre o mesmo. De um modo geral, observa-se que a adição de agentes afinadores tem como objetivo melhorar as propriedades mecânicas das ligas através da diminuição do tamanho de grão, assim como promover a diminuição e a distribuição uniforme da porosidade resultante da solidificação [38, 43].

2.1.1.2. Técnicas de desgaseificação

As peças fundidas de alta resistência, aplicadas na indústria automóvel ou aeronáutica, têm especificações muito restritas relativamente às propriedades mecânicas, sendo apenas tolerados níveis de porosidade extremamente baixos. Esses níveis só serão atingidos se for utilizado um processo de desgaseificação altamente eficiente, a fim de manter a concentração de hidrogénio tão baixa quanto possível [9, 36]. Contudo, para a maioria das aplicações, são admissíveis teores de hidrogénio mais elevados, de forma a promover alguma porosidade controlada, sem afetar as propriedades mecânicas, levando a um custo mais baixo das peças fundidas [11].

A desgaseificação é uma operação essencial no tratamento do metal líquido, uma vez que no processo de fusão está sempre presente uma percentagem de hidrogénio impossível de eliminar. São diversos os métodos de desgaseificação existentes para as ligas de alumínio, nos quais se destacam a desgaseificação natural, por vácuo e introdução de fluxo gasoso. Todos podem ser utilizadas separadamente ou em combinação uns com os outros, dependendo da eficiência de desgaseificação pretendida [37].

A desgaseificação natural é o processo mais simples, consistindo em manter o metal líquido a uma temperatura baixa, durante um determinado período de tempo, de forma a obter uma auto-desgaseificação, através da expulsão do hidrogénio gasoso para a atmosfera. Contudo, este é um processo pouco comum na indústria, uma vez que são necessárias algumas horas até atingir o teor necessário de hidrogénio, ou seja a saturação do mesmo, o que não é comum [44].

Outro dos métodos para manter a quantidade de hidrogénio nos níveis mais baixos quanto o possível é a desgaseificação por vácuo, a qual tem como função eliminar a presença de ar na atmosfera de fusão, criando vácuo dentro da câmara de fusão. Este processo tem um impacto ambiental reduzido, uma vez que forma pequena quantidade de escória, conduzindo a teores muito baixos de hidrogénio, mas o custo do investimento inicial é significativo. No entanto, apresenta maior eficiência quando comparado com os outros processos de desgaseificação [12, 20].

Por último, e o mais relevante para o presente trabalho, é a técnica de introdução de um fluxo gasoso. Para que se possa remover o hidrogénio, introduz-se no banho bolhas de um gás neutro (azoto ou argon) através de um tubo perfurado. Os átomos de hidrogénio podem difundir-se nessas bolhas, formando hidrogénio gasoso. Os gases e óxidos dispersos no metal, são arrastados até à superfície do mesmo, juntando-se à película de óxidos de alumínio que se forma na superfície do metal líquido, uma vez que o alumínio tem uma grande reatividade com o oxigénio [9, 44, 45]. Este processo de desgaseificação inclui diversas variantes, que diferem entre si no tipo de gás usado e no método de formação das bolhas. Uma das variantes deste processo é a desgaseificação por pastilhas de hexacloretano. Em alternativas às pastilhas de hexacloretano existe a desgaseificação por injeção de gás sob pressão através de um difusor rotativo [46].

Os processos de desgaseificação utilizados para promover a remoção de hidrogénio geram sempre uma quantidade significativa de escória, que tem de ser removida, o que poderá representar um aumento significativo nos custos de produção.

2.1.1.3. Método para quantificação do hidrogénio

A elevada necessidade de estimar e controlar a dissolução do hidrogénio gasoso nos banhos de ligas de alumínio é um fator essencial para a produção de peças de alta qualidade. Esta quantificação já há muito tempo que é um assunto ao qual vários autores têm dado grande atenção, levando ao desenvolvimento de várias técnicas para quantificar a concentração de hidrogénio dissolvido nos banhos de ligas de alumínio [47, 48].

Das diversas técnicas desenvolvidas destaca-se o teste *Straube-Pfeiffer*, vulgarmente conhecido por RPT¹, que tem sido amplamente aceite na fundição de alumínio, pois trata-se de uma técnica simples, barata e versátil, que permite ao operador avaliar qualitativamente um

¹ RPT - Reduced Pressure Test

determinado lote de alumínio fundido, possibilitando uma ação na corretiva em lotes seguintes [28, 47, 48].

O princípio deste teste baseia-se no vazamento de uma amostra de alumínio líquido num cadinho de parede fina que solidifica no interior de uma câmara sob baixa pressão, sendo esta inferior à pressão atmosférica (50-100 mmHg). A amostra é deixada a solidificar sob o efeito da pressão reduzida, na qual há um crescimento virtualmente ilimitado de poros, formando um volume destes muito superior ao obtido em condições normais de fundição para o mesmo teor de hidrogénio dissolvido no banho, facilitando assim a sua estimativa qualitativa [28, 47, 48].

Inicialmente o teste RPT era utilizado como ferramenta de controlo na qualidade de ligas de alumínio, mas com o tempo tem vindo a ser utilizado como método semi-quantitativo para medir o teor de hidrogénio, através do método de medição da densidade aparente [7, 37]. A medição da densidade baseia-se no princípio de *Arquimedes*, no qual as amostras são pesadas ao ar e em água, sendo a densidade da amostra, d , calculada pela seguinte equação:

$$\text{Densidade } (d) = \frac{m_{ar}}{m_{ar} - m_{\text{água}}} \quad (2.1)$$

onde m_{ar} e $m_{\text{água}}$ são as massas das amostras no ar e em água, respetivamente.

Trata-se de um método razoavelmente bem aceite tanto na indústria como na investigação, demonstrando uma precisão viável em muitas aplicações [47].

2.1.2. AFINAÇÃO DE GRÃO

Microestruturas de metais ou ligas metálicas com composição química igual podem apresentar características mecânicas diferentes, dependendo do tamanho de grão e da sua morfologia. As microestruturas que apresentam grão grosseiro têm maior ductilidade e menor resistência mecânica quando comparadas com materiais de grão afinado [49]. Assim, é importante controlar a solidificação de metais e ligas por forma a controlar o tamanho de grão, pois a estrutura formada após a solidificação determina as propriedades mecânicas dos produtos finais [50]. Desta forma, a afinação de grão em ligas metálicas, é uma das operações necessárias para a obtenção de grãos equiaxiais com tamanho de grão uniforme, uma vez que as estruturas obtidas em bruto de fundição são, habitualmente, muito grosseiras e dendríticas, deteriorando fortemente as propriedades mecânicas dos fundidos [49, 51, 52]. A afinação de grão desempenha um papel vital nas ligas de alumínio, visando melhorar a vazabilidade das ligas através da redução da contração, redução da probabilidade de fissuração a quente, e redistribuição das fases secundárias e das microporosidades [29, 30, 49, 50, 53].

Se for considerado que os grãos são formados a partir de uma única partícula, ou núcleo, facilmente se compreende que quanto maior for o número de germens, maior será o número de grãos formados e menor o seu tamanho. Dessa forma, a afinação de grão é o resultado da nucleação e crescimento, etapas primordiais do processo de solidificação, no metal líquido, de gérmenes estáveis, originando cristais, e subsequente formação de uma estrutura com grãos afinados [49, 54].

2.1.2.1. Afinação de grão por via química

A adição de inoculante é uma técnica comumente usada para promover a afinação de grão, e desempenha um papel crucial nas operações de fundição, promovendo a melhoria das propriedades mecânicas [49, 55].

Normalmente, a afinação de grão é realizada recorrendo a agentes químicos do tipo titânio (Ti) e boro (B), sendo a adição feita através de ligas mãe, do tipo Al-Ti, Al-Ti-B, Al-Ti-C, Al-B ou Al-Sr-B [30, 55]. Os substratos, Ti e B, são considerados como sítios eficientes para que a nucleação ocorra, isto se apresentarem um ponto de fusão maior que o metal a solidificar. No entanto, é necessário estarem presentes em número suficiente, terem uma distribuição uniforme no metal líquido e uma energia interfacial entre o substrato e o metal sólido baixa [56–59].

Tradicionalmente, as fundições usam o afinador do tipo Al-Ti-B, para promoverem uma microestrutura uniforme, suprimindo o crescimento de grãos colunares e promovendo a formação de grão equiaxiais com dimensões aproximadamente de 200 μm [49, 51, 53, 55, 60].

Apesar da falta de consenso sobre o mecanismo de afinação, encontram-se na literatura algumas teorias distintas, entre elas a *teoria peritética* e *teoria do diagrama de fases* [45, 49].

A primeira teoria, proposta por Crossley, Mondolfo, 1951, surge para explicar que numerosas partículas de TiAl_3 adicionadas ao líquido sob a forma de liga mãe do tipo Al-Ti, dispersam-se por todo o banho como potenciais núcleos eficazes de solidificação, uma vez que têm um baixo consumo de energia interfacial com o Al [51]. Para que se possa compreender o papel do Ti no processo da afinação de grão de ligas de alumínio, apresenta-se na Figura 2.2 o diagrama de fases peritético do sistema Al-Ti, na região rica em Al. Esta teoria sugere que a adição de Ti aumenta a temperatura de fusão para 665°C, como se pode ver no diagrama de fases Al-Ti, o que tem importância relevante na nucleação e crescimento dos grãos de Al [29, 58]. Quando a liga mãe é adicionada e as partículas TiAl_3 , que funcionam como núcleos ativos para a nucleação heterogênea, entram em contacto com o Al líquido, começam a dissolver-se, formando grãos α ,

de acordo com a reação (2.2) e o teor de titânio na vizinhança da partícula começa a aumentar [49, 61, 62].



Dessa forma, tem-se o início de solidificação na superfície da partícula de TiAl_3 , visto que a temperatura de fusão é superior à da liga, e os cristais de Al tendem a crescer em torno da partícula. À medida que o Ti vai sendo consumido na vizinhança de TiAl_3 , o crescimento de grão tende a parar levando ao desvanecimento, ou seja, perda gradual da sua eficácia como potenciais núcleos. Com o arrefecimento do banho, o que sem afinador de grão tenderia a ser um crescimento dendrítico tende rapidamente a parar, pois verifica-se um contacto dos cristais vizinhos, dando origem a uma estrutura com numerosos grãos de pequena dimensão [29, 45, 62].

A teoria do diagrama de fases, indica que as partículas nucleantes que favorecem a afinação de grão na matriz de alumínio são o TiAl_3 . Segundo esta teoria, a adição do elemento boro altera o valor da composição peritética (%Ti = 0,15) para uma concentração mais baixa (%Ti = 0,05), percentagem que torna as partículas de TiAl_3 estáveis [45].

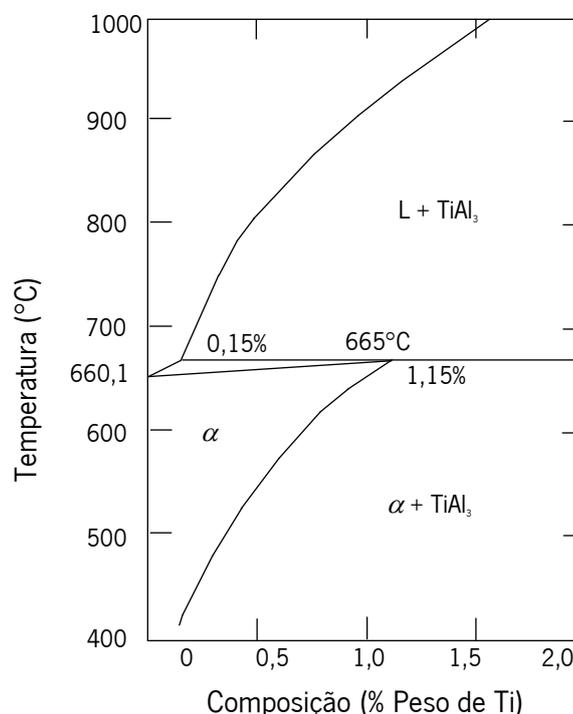


Figura 2.2 – Diagrama de fases Al-Ti. {Adaptado de [29]}

Poderiam Poderia ser enumerado um vasto número de teorias, mas todas elas apresentam explicações diferentes. O que se poderá reter é o fato de todas estas teorias estarem focadas no efeito da combinação Ti e B [63]. Dessa combinação, é de destacar que as partículas TiB_2

apresentam uma morfologia grosseira, bem como uma tendência para se aglomerarem, o que leva a problemas de qualidade nas peças fundidas, tais como porosidades na superfície e redução nas propriedades mecânicas [51, 52]. Por outro lado, uma concentração de Ti inferior à composição peritética, promove a instabilidade das partículas $TiAl_3$, e apresenta baixa eficiência na afinação, quando comparada com as partículas TiB_2 [49, 50, 52].

2.2. Tratamentos térmicos

Na maior parte das vezes, as peças em bruto de fundição apresentam-se instáveis e com tensões residuais indesejáveis, típicas do processo de fundição, podendo provocar a fissuração das peças em serviço. As tensões residuais ocorrem porque, normalmente, as taxas de arrefecimento durante a solidificação são elevadas e os compostos formados não têm tempo suficiente para se distribuírem de forma homogênea e organizada durante a solidificação [11, 13, 24, 64].

Contudo, o alumínio e as suas ligas podem ser tratados termicamente de modo a obter a combinação de propriedades mecânicas e físicas desejadas. Os tratamentos térmicos baseiam-se na variação das solubilidades dos elementos microestruturais. Com a solubilidade dos elementos a aumentar com o aumento da temperatura até à temperatura de *solidus*, pode-se controlar a solidificação e posterior envelhecimento, de forma a controlar a formação e distribuição das fases precipitadas que influenciam as propriedades do material [11, 64–66].

Assim, o tratamento térmico no sentido amplo da palavra, refere-se ao aquecimento e arrefecimento dos metais no estado sólido para modificar as propriedades mecânicas, alterando o tamanho de grão por precipitação controlada das fases ou por modificações cristalográficas, eliminando as tensões residuais [24, 67].

Para além da identificação de ligas de alumínio baseada na sua composição química, a especificação das mesmas só fica concluída com a indicação do tratamento térmico que foi realizado. Assim, a *Aluminum Association* desenvolveu uma nomenclatura apropriada, adotada em geral pela comunidade científica e industrial para as ligas de alumínio que são utilizadas na fundição assim como em ligas para trabalho mecânico. As nomenclaturas dos tratamentos térmicos para ligas de alumínio estão apresentadas na Tabela 2.1 [12, 67].

Tabela 2.1 – Nomenclatura dos tratamentos térmicos para as ligas de alumínio [12, 64, 67–69].

| Designação | Descrição |
|-------------------|---|
| F | Como produzido, sem propriedades garantidas |
| O | Recozido, recristalizado |
| H | Tratamento mecânico, encruamento |
| W | Tratamento de solubilização |
| T | Tratamento térmico c/ ou s/ encruamento suplementar. Produz endurecimento estável |

Neste trabalho, a liga estudada -Al4,5Cu- é uma liga tratável termicamente, pelo que a nomenclatura, T, é relevante. Esta diz respeito às ligas tratadas termicamente, com ou sem endurecimento, para atingir um estado estável. A letra T é sempre seguida de um dígito, representado por um número que varia de 1 a 10, para identificação da sequência específica de tratamentos térmicos básicos. O estado relevante para a liga em estudo é o T4, que corresponde ao estado solubilizado e envelhecido naturalmente até à obtenção de um estado razoavelmente estável. T4 proporciona um aumento importante na dureza e propriedades de resistência das ligas de alumínio para fundição [5, 12, 64, 65].

O comportamento das ligas de alumínio é amplamente determinado pelos tratamentos térmicos que o material recebe ao longo das diversas etapas de produção. Uma composição adequada e um tratamento térmico ótimo promovem as propriedades mecânicas pretendidas [12, 67].

2.2.1. Endurecimento por precipitação

O endurecimento por precipitação é o tratamento térmico mais utilizado em ligas não ferrosas, através do qual são formadas pequenas partículas de segunda fase, ou seja, precipitados que melhoram a resistência do material. A razão para o elevado interesse em ligas que apresentam precipitados de segunda fase é justificada, principalmente, pela superioridade de propriedades mecânicas que estas ligas podem obter através de tratamentos térmicos [67].

Uma liga tem potencial para ser endurecida por precipitação se a solubilidade de um ou mais elementos de liga na matriz diminui com a diminuição da temperatura, promovendo na liga tratada termicamente, a formação de uma dispersão densa e fina de precipitados na matriz deformável. As partículas de precipitados atuam como obstáculos ao movimento das deslocamentos mas, como consequência, aumentam a resistência mecânica da liga tratada

termicamente. O processo de endurecimento por precipitação envolve três passos, sendo estes o tratamento térmico de solubilização, a têmpera e o envelhecimento (natural ou artificial) [15, 67, 70].

Estas etapas devem ser efetuadas com rigor, já que, individualmente, nenhuma das etapas garante que o produto final atinja as propriedades pretendidas, mas basta que uma das etapas falhe para que todo o processo falhe.

2.2.1.1. Solubilização

O tratamento térmico de solubilização é o primeiro passo do processo de endurecimento por precipitação. Como o próprio nome indica, trata-se de um tratamento que tem a finalidade de solubilizar os elementos que compõem a liga, isto é, dissolver as fases intermetálicas e permitir a formação de uma solução sólida com elementos que serão responsáveis pelo endurecimento. A amostra da liga obtida quer por fundição, quer por trabalho mecânico, é aquecida e mantida a uma temperatura entre as linhas de *solvus* e de *solidus*, até que se forme uma solução sólida de composição uniforme. Como os coeficientes de difusão dos elementos de liga no alumínio aumentam com a temperatura, neste intervalo de temperaturas a difusão destes elementos é facilitada, proporcionando a dissolução das fases secundárias, inicialmente presentes na liga, após algum tempo de permanência a esta temperatura [5, 67].

No que diz respeito ao tempo e temperatura de solubilização, existe um limite de tempo findo o qual a dissolução dos elementos atinge o valor de equilíbrio e a partir do qual não há qualquer vantagem em prolongar a duração da solubilização. Relativamente à temperatura, no caso de esta ser exagerada pode levar à fusão parcial da liga, levando a uma diminuição significativa das propriedades mecânicas. No caso em que as temperaturas ou tempos de solubilização são insuficientes não asseguram a dissolução dos elementos endurecedores, levando a endurecimento final inferior [5, 15, 67, 71, 72].

A temperatura e o tempo de solubilização devem ser adequados para conseguir atingir a total solubilização da liga. Isto é fundamental para garantir que o envelhecimento realizado posteriormente, a temperaturas mais baixas e durante períodos de tempo maiores, é completamente controlado para que o tamanho, a forma dos precipitados e a sua distribuição na matriz de Al seja a mais adequada para obter a máxima resistência da liga [5, 67].

2.2.1.2. Têmpera

A têmpera tem como objetivo fixar a solução sólida da liga, conseguida à temperatura de solubilização, sendo que à temperatura ambiente adquire uma solução sólida sobressaturada. A liga é rapidamente arrefecida, desde a temperatura de solubilização até à temperatura ambiente, sendo em geral usada água como meio de arrefecimento. O arrefecimento rápido impede a difusão dos elementos dissolvidos e respetiva precipitação num estado grosseiro e de equilíbrio, apresentando-se assim em solução sólida sobressaturada [9, 11, 67].

O arrefecimento é o passo crítico no endurecimento por precipitação, uma vez que este processo afeta as propriedades mecânicas das ligas de alumínio. Velocidades de arrefecimento muito baixas podem provocar precipitação indesejada de precipitados não endurecedores, que afetam negativamente as propriedades das ligas. Por outro lado, velocidades de arrefecimento muito elevadas podem também causar alguns problemas, como o aumento da tendência para distorções. Como tal, é importante selecionar as condições de arrefecimento que otimizem os efeitos de têmpera desejados e minimizem os indesejados [11, 67].

A cinética de difusão e precipitação é mais rápida numas ligas do que noutras, variando com a quantidade e natureza dos elementos de liga, permitindo que uma liga arrefecida a uma taxa de arrefecimento muito inferior à de outra liga tenha propriedades mecânicas iguais ou superiores. É importante que a velocidade de arrefecimento durante a têmpera seja suficientemente elevada para minimizar a precipitação durante o arrefecimento [5, 71, 72].

2.2.1.3. Envelhecimento

O envelhecimento é a última etapa do processo de endurecimento por precipitação, que sequencia as duas etapas anteriores (solubilização propriamente dita e têmpera). Pode ser definido como alterações na estrutura metalúrgica, conduzindo a um aumento da resistência à deformação [11]. Assim, verifica-se de uma forma gradual uma precipitação controlada do soluto, formando precipitados finamente dispersos na matriz, sendo este o objetivo do processo de envelhecimento. Os precipitados finos na liga impedem o movimento das deslocações durante a deformação, forçando as deslocações a cortar as partículas de precipitados ou a rodeá-las. Restringindo o movimento das deslocações durante a deformação, aumenta-se a dureza e resistência mecânica das ligas tratáveis termicamente. Ou seja, após a etapa de têmpera, o estado de solução sólida sobressaturada, que é relativamente instável, tende a passar para um estado de menor energia através da precipitação de fases metaestáveis ou de equilíbrio. O tamanho, a forma e a distribuição dos precipitados obtidos são parâmetros que

dependem da eficácia deste processo, condicionando as propriedades mecânicas finais da liga [5, 65–67].

O envelhecimento pode ocorrer de forma natural ou artificial. O envelhecimento natural é feito à temperatura ambiente, e este é o mais relevante para o presente trabalho, enquanto o artificial é realizado a temperaturas mais elevadas. Enquanto em algumas ligas se conseguem atingir estados bastante interessantes, a nível de propriedades mecânicas, apenas com a realização de envelhecimento natural, noutras ligas para se atingirem estes ou estados superiores é necessário aumentar a temperatura de envelhecimento. A temperatura do envelhecimento artificial corresponde a cerca de 15 a 25% de diferença entre a temperatura ambiente e a temperatura de solubilização, e geralmente encontra-se entre 115 a 190°C e o ciclo varia entre 5 a 48 horas [5, 67].

2.2.2. Tratamentos térmicos da liga Al-Cu

De um modo geral, após solidificação as ligas do tipo Al-Cu são submetidas a tratamentos térmicos, para aumento da resistência mecânica, obtendo-se uma resistência à tração equivalente, ou até superior, aos aços de baixo teor de carbono. A obtenção de uma elevada resistência, combinada com a baixa densidade, permite a aplicação deste tipo de ligas na indústria aeronáutica e automobilística [73].

Como referido anteriormente referido a liga Al₄,5Cu à temperatura ambiente, apresenta uma estrutura formada por precipitados grosseiros da fase θ (Al₂Cu) nos contornos de grão da fase α , estrutura esta que não conduz às melhores propriedades que a liga pode apresentar. Uma melhoria sensível nas propriedades mecânicas será obtida se for possível redistribuir a fase θ na forma de partículas finas no interior dos grãos de α , através de uma transformação de fase no estado sólido. Este é, então, o objetivo do tratamento térmico de solubilização e envelhecimento natural nas ligas Al₄,5Cu [67].

Para obter uma nova distribuição da fase θ , o primeiro passo é dissolver novamente os átomos de Cu que estão presentes na rede cristalina de Al, obtendo novamente uma estrutura monofásica constituída por grãos da fase α . Para o caso da liga Al₄,5Cu, a solubilidade de Cu em Al aumenta com a temperatura, bastando elevar a temperatura até um valor acima da linha de *solvus*, dentro da região de estabilidade da fase α (ponto 1 da Figura 2.3), e manter-se a essa temperatura durante o tempo suficiente para que haja a solubilidade completa dos átomos de Cu na rede de Al, etapa de solubilização. A partir da liga solubilizada pode-se, então, provocar

uma precipitação controlada da fase θ , fora do equilíbrio termodinâmico, evitando a sua formação nos contornos de grão de α e fazendo com que ela se forme e se redistribua no interior desses grãos [67].

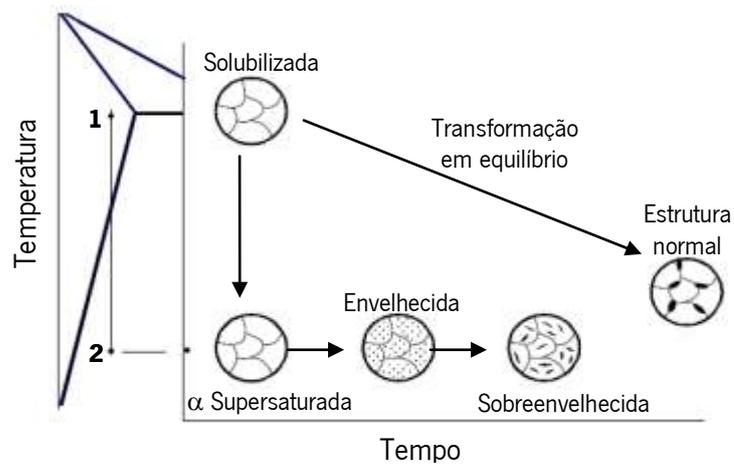


Figura 2.3 – Representação do tratamento térmico de solubilização e envelhecimento natural para a liga Al4,5Cu. {Adaptado de [5, 12, 70]}

Para que ocorra novamente a precipitação da fase θ são necessários movimentos atômicos de difusão que levem os átomos de Cu para fora da rede cristalina de Al, de modo a formar aglomerados que possam dar origem a essa fase. Como os movimentos atômicos por difusão são tanto mais intensos quanto mais elevada for a temperatura, se o material com estrutura monofásica for arrefecido rapidamente (têmpera) até à temperatura ambiente, pode não haver tempo suficiente para a difusão de Cu para fora da rede de Al e pará o movimento em direção às fronteiras de grão. Como à temperatura ambiente, os movimentos de difusão no estado sólido são, em geral, desprezáveis, obtém-se dessa forma uma fase α sobressaturada, ou seja, com um teor de Cu acima do limite de solubilidade (ponto 2 da Figura 2.3) [67].

A fase α sobressaturada à temperatura ambiente está num nível de energia elevado. Por sua vez, este estado de energia é relativamente instável e a fase α tende a passar para um estado de menor energia através da precipitação espontânea da fase θ , através do processo de nucleação e crescimento, para atingir um equilíbrio estável. Para que se consiga atingir um estado estável é necessário manter a liga à temperatura ambiente (envelhecimento natural) durante um período de tempo suficiente para que ocorra a precipitação de partículas finas da fase θ distribuídas no interior dos grãos da fase α , o que leva a uma melhoria das propriedades mecânicas da liga [67, 70].

O efeito do tempo de envelhecimento na resistência mecânica de uma liga endurecida por precipitação, previamente solubilizada e temperada, é um fator essencial pois à medida que o tempo de envelhecimento aumenta formam-se zonas de pré-precipitados cujo tamanho vai aumentando, tornando a liga mais resistente, mais dura e menos dúctil. A resistência mecânica máxima (ponto de envelhecimento máximo) é atingida se a temperatura de envelhecimento for suficientemente elevada, estando esta associada à formação do precipitado metaestável. Porém, se o envelhecimento continuar os precipitados crescem, e a liga sobre envelhece como apresentado na Figura 2.3. O sobre envelhecimento corresponde à precipitação de uma quantidade acima da ideal ou crescimento exagerado dos elementos e compostos a partir da solução sobressaturada. Tipicamente o resultado é a redução de resistência mecânica e resistência à corrosão [5].

2.3. Problemas associados ao processo de fusão e vazamento na indústria de fundição

A fundição de ligas de alumínio é uma tecnologia que permite obter componentes com elevada qualidade a custos relativamente baixos, uma vez que é uma tecnologia simples, como anteriormente referido. Contudo, esta tecnologia apresenta diversos problemas, dos quais se podem destacar o tempo de permanência do metal no estado líquido antes do vazamento, e a temperatura a que se efetua essa manutenção. Este facto poderá levar à variação da composição dos elementos nas ligas e da microestrutura ao longo do tempo, embora não se conheçam estudos quantitativos nesse domínio.

2.3.1. Afinação de grão

A afinação de grão é considerada uma das operações mais importantes no processo de tratamento do metal líquido, como referido na Secção 2.1.2 deste Capítulo, uma vez que pode promover a melhoria das propriedades mecânicas das ligas.

Porém, esta operação tem problemas associados, dos quais se destaca o tempo de eficiência do afinador de grão no metal líquido. Quando adicionado o afinador de grão ao metal líquido, poderá decorrer algum tempo até se atingir o tamanho de grão mínimo que normalmente corresponde ao tempo ótimo de contato entre o afinador de grão e o metal líquido, como se pode ver na Figura 2.4 - liga A. Assim, o processo de afinação de grão pode ter uma maior ou menor eficiência. Se o tempo de contato for muito pequeno, o mecanismo de nucleação e

crescimento poderá não ocorrer, não se obtendo o tamanho de grão desejado. Por outro lado, se o tempo de contacto for muito longo, a eficácia do afinador de grão tende a diminuir, processo que se designa por **desvanecimento** verificando-se que, após um determinado período de tempo, o afinador de grão começa a desaparecer, ou seja, o tamanho de grão da liga começa a aumentar, levando à perda das propriedades inicialmente desejadas [49, 55, 58, 74, 75].

A temperatura à qual se efetua o tratamento do metal líquido é outro dos problemas a ter em consideração, uma vez que, menores temperaturas de tratamento conduzem a menores tamanhos de grão, o que proporciona melhores propriedades. O mesmo não se pode dizer quando a temperatura de tratamento do metal líquido é elevada, dando origem a um aumento do tamanho de grão devido ao maior tempo de solidificação. Na Figura 2.4, na liga A e na liga B pode-se observar-se o efeito no tamanho de grão de um tratamento efetuado a elevadas temperaturas e a temperaturas mais baixas, respetivamente [75].

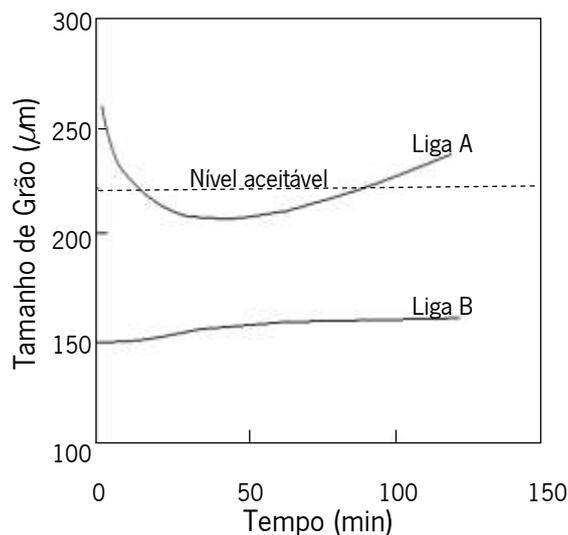


Figura 2.4 – Comparação do tamanho de grão com adição de 0,2% Al5Ti1B para a liga A vazada a 800°C e para a liga B vazada a 1000°C. {Adaptado de [75]}

2.3.2. Composição química

A composição química das ligas de alumínio é um fator importante, uma vez que desta dependem as propriedades mecânicas e físicas, podendo assim produzir-se ligas numa mesma gama de composições, mas que não possuem propriedades idênticas. A diferença nas propriedades está normalmente associada à variação dos teores de alguns elementos de liga, que pode levar a diferenças significativas [11, 12].

Relativamente às propriedades mecânicas isto é particularmente verdade para as combinações de certos elementos. Para interações complexas, um elemento adicionado à liga

pode ser excessivamente benéfico ou altamente prejudicial, dependendo dos outros elementos envolvidos na combinação das propriedades desejadas [12].

Seguidamente apresentam-se os elementos de liga relevantes para a liga utilizada na metodologia experimental desta dissertação, bem como as propriedades resultantes da adição de cada elemento.

Seguidamente, apresentam-se os elementos de liga relevantes para a liga utilizada neste trabalho, bem como as propriedades resultantes da adição de cada elemento.

O cobre, quando presente nas ligas, conduz a um aumento na resistência, bem como na dureza das ligas, mesmo sendo estas tratadas ou não tratadas termicamente. Mas a presença deste elemento, geralmente, reduz a resistência à corrosão. Para o caso das ligas do tipo Al-Cu, visadas nesta dissertação, há necessidade que estas contenham quantidades moderadas de silício, uma vez que este elemento melhora a fluidez das mesmas e conseqüentemente, limita o risco de fissuras e diminui o coeficiente de dilatação [34]. A presença de magnésio nas ligas de alumínio leva ao aumento da resistência e dureza, mas é acompanhada pela diminuição de ductilidade e resistência ao impacto. Em muitas ligas, a presença de magnésio tem associada a adição de manganês, uma vez que este proporciona a precipitação da fase de magnésio de forma homogênea. Por outro lado, o manganês permite uma utilização de teores de magnésio mais baixos para obtenção da mesma resistência mecânica, assegurando ainda um maior grau de estabilidade da liga [12, 34].

Relativamente à adição de níquel nas ligas de alumínio, este é adicionado com o propósito de melhorar a dureza e resistência a temperaturas elevadas. É ainda necessário dar especial atenção às impurezas presentes nas ligas de alumínio, das quais se destaca o ferro, que deve ser controlado, pois forma compostos intermetálicos que tendem a deteriorar as propriedades mecânicas das peças de fundição. O ferro é uma das impurezas mais comuns que causa a formação de compostos intermetálicos frágeis em ligas de alumínio comerciais. O zinco, quando presente em pequenas percentagens, é considerado uma impureza aceitável, pois é bastante neutro uma vez que não aumenta nem diminui as propriedades da liga [34].

Esta estreita relação entre os teores de elementos de liga e as propriedades mecânicas é um dos principais motivos para a realização desta dissertação. Tempos de fusão prolongados, ou tempos de estágio a temperaturas elevadas longos podem levar à variação da concentração de alguns elementos e, assim, influenciar significativamente as propriedades obtidas nos fundidos.

2.4. Súmula

No desenvolvimento deste Capítulo foram apresentados os principais mecanismos associados ao tratamento de banhos de ligas de alumínio por processos tradicionais, bem como os fatores que de uma forma direta afetam a eficiência desse tratamento, levando à deterioração das propriedades pretendidas para o fundido final. A desgaseificação é uma fase primordial no processo de tratamento do metal líquido, cujo objetivo principal é reduzir o teor de hidrogênio presente nos banhos, gerador de porosidades no fundido, levando à diminuição da resistência mecânica dos mesmos. A segunda fase imprescindível no tratamento, consiste na afinação do grão α -Al, por efeito químico. A afinação promove a diminuição do tamanho de grão, sendo normalmente conseguida por adições de liga mãe do tipo Al-Ti, Al-Ti-B, Al-Ti-C e Al-B, promovendo uma melhoria nas propriedades mecânicas dos fundidos.

Atualmente, é vital produzir produtos de alta qualidade e fiabilidade, o que muitas vezes não é possível obter para peças em bruto de fundição, pois estas não apresentam homogeneidade nas propriedades e microestruturas, sendo por isso essencial recorrer aos tratamentos térmicos. Neste Capítulo foram apresentados os diferentes tratamentos térmicos existentes, com maior relevância os que são efetuados nas ligas do tipo Al-Cu.

Para finalizar este Capítulo, foi feita referência aos problemas associados fundição de ligas de alumínio. Constatou-se existir pouca informação relativamente aos dois aspetos em estudo tempo de permanência do metal no estado líquido e temperatura à qual é feita essa manutenção, sendo estes dois fatores de estudo relevantes na área da indústria de fundição.

*“Os argumentos mais fortes não provam nada, desde que as conclusões não são verificadas pela experiência. Ciência **experimental** é a rainha das ciências e da meta de todas as especulações.”*

Roger Bacon

CAPÍTULO 3 - METODOLOGIA EXPERIMENTAL

O objetivo principal desta dissertação, como referido no Capítulo 1, é avaliar o efeito do tempo e da temperatura de permanência da liga Al4,5Cu no estado líquido, nas propriedades mecânicas, composição química e microestrutura dos fundidos

O trabalho experimental propriamente dito focou a obtenção de provetes que foram fundidos num forno de resistências, em cargas de fusão de, aproximadamente, 10 kg. Após fusão e tratamento, o banho foi mantido no estado líquido durante 8 horas, ao longo das quais foram vazadas amostras periodicamente, numa coquilha metálica. Posteriormente, as amostras foram tratadas termicamente com o objetivo de alterar as propriedades mecânicas, a microestrutura e o estado de tensão, e maquinadas para obtenção de provetes para realização de ensaios mecânicos, nomeadamente ensaios de fadiga e tração. Por outro lado, foram ainda preparadas amostras para análise química, caracterização microestrutural e ensaios de dureza as quais não sofreram tratamentos térmicos.

No total, foram feitas três fusões, nas quais as temperaturas de manutenção do banho foram de 700°C, 730°C e 760°C. Para cada ensaio, foram vazadas amostras imediatamente após degaseificação e afinação do banho, e após uma, duas, quatro e oito horas de permanência à temperatura de manutenção. Por cada ensaio foram obtidos 15 provetes utilizados para as diferentes caracterizações.

Face ao objetivo proposto, elaborou-se um plano de trabalhos, integrando diversas tarefas, com os seguintes **objetivos**:

- Obtenção de provetes da liga Al4,5Cu para temperaturas e tempos de permanência distintos, utilizando o processo de fundição em coquilha por gravidade;

- Realização de tratamento térmico de solubilização, têmpera e envelhecimento natural aos provetes, com o propósito de endurecer a liga para melhorar as propriedades;
- Análise química da liga para as temperaturas e tempos de permanência distintos, para avaliação da evolução da concentração dos elementos químicos;
- Caracterização mecânica da liga para as temperaturas e tempos de permanência distintos e estabelecimento de relações entre a microestrutura e as propriedades mecânicas.

No contexto dos trabalhos enunciados, foram estabelecidas correlações entre os resultados obtidos no processamento (temperatura e o tempo de permanência do metal no estado líquido), na caracterização microestrutural (circularidade de grão e tamanho de grão), na caracterização mecânica e na análise da composição química.

3.1. Materiais

Os materiais são essenciais para o desenrolar da metodologia experimental. Face a isso será apresentado nesta Secção a liga selecionada, bem como o afinador de grão utilizado. O afinador de grão é essencial para o tratamento do metal líquido, pois tem a finalidade de diminuir o tamanho de grão, e por conseguinte melhorar as propriedades mecânicas.

3.1.1. Liga selecionada

A liga Al4,5Cu, segundo a *Aluminium Association* é classificada como sendo da serie 2xx.x e industrialmente é conhecida como AU5GT, foi a escolhida para desenvolver o trabalho experimental, cuja descrição foi feita na Secção 1.2. Trata-se de uma liga de grande aplicação industrial, capaz de conferir aos componentes elevada resistência mecânica.

Na Tabela 3.1 apresenta-se a composição química especificada pela *Aluminum Association, Inc.* para esta liga e a composição do lingote utilizado no trabalho.

Tabela 3.1 – Composição química da liga Al4,5Cu conforme Aluminum Association, Inc. e utilizada no trabalho experimental.

| Liga | Composição química (% em peso) | | | | | | | | | | Fonte |
|------------------|--------------------------------|---------|-------|-------|----------|---------|-------|------|--------|-------|-------|
| | Cu | Mn | Zn | Ni | Ti | Mg | Si | Fe | Al | Rest. | |
| Al4,5Cu | 4,2–5 | 0,2–0,5 | 0,10 | 0,03 | 0,15–0,3 | 0,2–0,4 | 0,10 | 0,15 | | 0,15 | (1) |
| Utilizada | 6,096 | 0,002 | 0,071 | 0,008 | 0,240 | 0,303 | 0,074 | 0,14 | 92,710 | 0,356 | (2) |

(1) Conforme especificado pela *Aluminum Association, Inc.*, em [12].
(2) Composição medida por espectrometria de emissão ótica na Empresa Firmago – Fundação de Alumínio, Lda.

3.1.2. Afinador de grão

Para o trabalho experimental foi utilizada a liga mãe do tipo Al5Ti1B, uma vez que é a mais comum nas fundições. Como anteriormente referido tem como principal objetivo diminuir a formação de grão colunares aumentando a formação de grãos equiaxiais.

A liga mãe foi fornecida na forma de varão, que foi cortado em elementos de cerca de 50g, correspondentes a, aproximadamente, 0,5% da carga de fusão utilizada.

3.2. Equipamentos

Nesta Secção é feita referência aos equipamentos utilizados na realização da fusão, assim como será referida a unidade necessária para a realização dos tratamentos térmicos, bem como a unidade de maquinagem utilizada na obtenção dos provetes para a realização dos ensaios de tração e fadiga.

3.2.1. Unidade de fusão

Na elaboração do trabalho experimental foi utilizado um forno de fusão com aquecimento por resistências elétricas de cadinho amovível, apresentado na Figura 3.1 (a) e (b), respetivamente.

O cadinho utilizado tem uma capacidade de aproximadamente 4,5 litros, com 190 mm de diâmetro e 250 mm de altura. A capacidade do cadinho encontra-se calculada no Anexo 1 da Secção A1.1.1.



(a)



(b)

Figura 3.1 – (a) Forno de resistências; (b) Cadinho amovível.

No trabalho experimental foi utilizada uma moldação permanente de aço tipo CK45, apresentada na Figura 3.2, para obtenção das amostras para caracterização, nomeadamente:

- Tamanho médio do grão, α -Al, porosidade e compostos intermetálicos, após solidificação;
- Propriedades mecânicas das ligas.

A moldação permanente utilizada no trabalho experimental foi obtida por maquinagem. Antes dos vazamentos, a moldação foi aquecida a cerca de 200°C e pintada com uma tinta refratária – *SEMCO PERM MP16* - fornecida pela *FOSECO*.

O volume da cavidade da moldação e a massa necessária para obter os diferentes provetes encontram-se calculados no Anexo 1 da Secção A1.1.2.

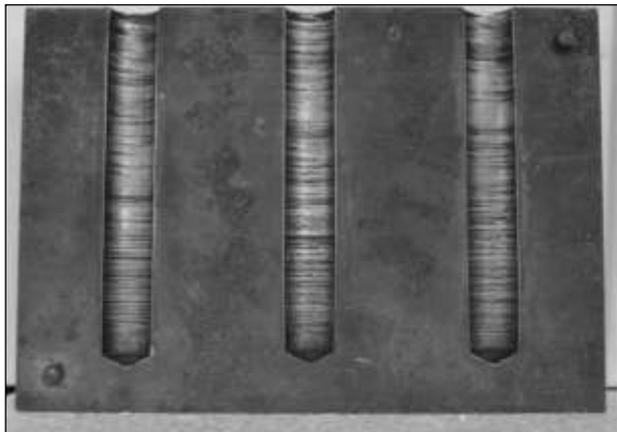


Figura 3.2 – Moldação metálica.

3.2.2. Unidade de tratamento térmico

Para a realização do tratamento térmico de solubilização nos provetes obtidos após fusão foi utilizada a mufla apresentada na Figura 3.3.



Figura 3.3 – Mufla.

3.2.3. Unidade de maquinagem

Os provetes utilizados nos ensaios de tração e fadiga foram obtidos por maquinagem num torno de comando numérico computadorizado, CNC, *Cincinnati Milacron* modelo HAWK 150, disponível nas oficinas do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade do Minho.

3.3. Procedimentos experimentais

Devido à necessidade de chegar ao objetivo desta dissertação, foi necessário realizar de forma coerente e sequencial todo o procedimento experimental. Por conseguinte, será apresentado nesta Secção o procedimento de fusão da liga para obtenção dos provetes. Posto isto, será feita referência às curvas de análise diferencial calorimétrica (DSC – TGA) que são um dado de elevada importância para os tratamentos térmicos a realizar, e que igualmente serão descritos nesta Secção.

3.3.1. Fusão

A fusão das cargas (cerca de 10 kg) foi efetuada num forno de resistências elétricas com cadinho amovível de 4,5 litros de capacidade. O conjunto forno-cadinho-ferramentas foi pré-aquecido a uma temperatura de aproximadamente 400°C e mantido a essa temperatura durante 30 minutos para eliminação da humidade que pudessem conter. Concluído o pré-aquecimento, a carga de fusão foi introduzida no cadinho, fundida e sobreaquecida à temperatura pré-determinada para cada ensaio, conforme a Tabela 3.2.

Tabela 3.2 – Temperaturas e tempos de estágio para as diferentes fusões.

| | Ensaio 1 | | Ensaio 2 | | Ensaio 3 | |
|--|----------|---|----------|---|----------|--|
| Temperaturas de manutenção do banho [°C] | 700±10 | | 730±10 | | 760±10 | |
| Tempo de estágio [Horas] | 0 | 1 | 2 | 4 | 8 | |
| Número de provetes/por ensaio | | | 15 | | | |

Independentemente do ensaio, a fusão foi sempre efetuada a 730°C. Após fusão, o banho foi mantido à temperatura pré-definida durante 30 minutos, para homogeneização, sendo então desgaseificado por insuflação de argon com um caudal de 5l/min, durante um tempo médio de 7 minutos. Terminado o processo de desgaseificação foi adicionada a liga mãe do tipo Al5Ti1B - na quantidade de 0,5% da carga - para afinação de grão e mantido o banho a 730°C durante um período de 20 minutos (recomendações do catálogo *Pechiney*).

Após esta etapa foi adicionado o fluxo escorificante, *Eco sal Al 113/ Foundry Ecocer*, ao metal líquido, com a finalidade de proteger o fundido da excessiva oxidação durante o processo de fusão e absorver óxidos e materiais não metálicos, limpando o metal líquido e formando uma escória com baixos teores de alumínio. A camada superficial que foi formada evita a absorção de gases que prejudicam a qualidade do produto final.

Findo este procedimento, idêntico para todas as cargas fundidas, a temperatura foi ajustada à temperatura de manutenção do banho, conforme a Tabela 3.2.

A cada tempo 0, 1, 2, 4 e 8 horas foram retirados 15 amostras para a maquinagem de 4 provetes de tração e 10 provetes de fadiga. Para a caracterização da microestrutura, análises químicas e caracterização da dureza foi utilizado uma amostra. Para a caracterização da densidade foi retirada uma amostra em cada tempo.

A humidade relativa da atmosfera no laboratório foi medida em contínuo. Para o ensaio de 700°C o valor médio foi de 61,5±5%. No ensaio com temperatura de 730°C, a humidade relativa foi de 60±5%. No que diz respeito ao último ensaio, inicialmente o valor médio de humidade relativa foi de 60±5%, mas entre o tempo de permanência de 4 horas para 8 horas houve um aumento significativo do valor médio, passando este de 60±5% para 70±5%.

3.3.2. Análise diferencial calorimétrica (DSC-TGA)

Durante a solidificação de uma liga Al4,5Cu verifica-se a ocorrência de várias reações. *Backerud et al.* [17], usando técnicas de Análise Térmica, Metalografia, Microscopia Eletrónica de Varrimento com EDS e Difração de Raios-X, estudaram as principais reações, sendo estas apresentadas na Tabela 3.3.

Tabela 3.3 – Reações durante a solidificação da liga Al4,5Cu [17].

| | Reação | Temperatura [°C] |
|----------|--|------------------|
| 1 | (Al) | 650–649 |
| 2 | $L \rightarrow (Al) + Al_6(MnFeCu)$ | 649 |
| 3 | $L + Al_6(MnFeCu) \rightarrow (Al) + Al_{20}Mn_3Cu_2$ | 616 |
| 4 | $L \rightarrow (Al) + Al_2Cu + Al_{20}Mn_3Cu_2 + Al_7FeCu_2$ | 537 |
| 5 | $L \rightarrow (Al) + Mg_2Si + Al_2Cu + Al_2MgCu$ | 512 |

Contudo, para a liga em estudo foi utilizado o ensaio DSC-TGA. O estudo da fusão serve de referência para determinar a temperatura máxima para o tratamento térmico de solubilização, de modo a eliminar o risco de ocorrência da fusão localizada. Este tipo de análise permite saber a que temperatura se inicia a solidificação da liga, para além de se poder verificar as temperaturas das diferentes reações que ocorrem na liga em estudo.

Desta forma, a seleção das temperaturas para os tratamentos térmicos da liga Al4,5Cu, foi efetuada em função das curvas da análise diferencial calorimétrica (DSC - TGA), conforme apresentado na Figura 3.4.

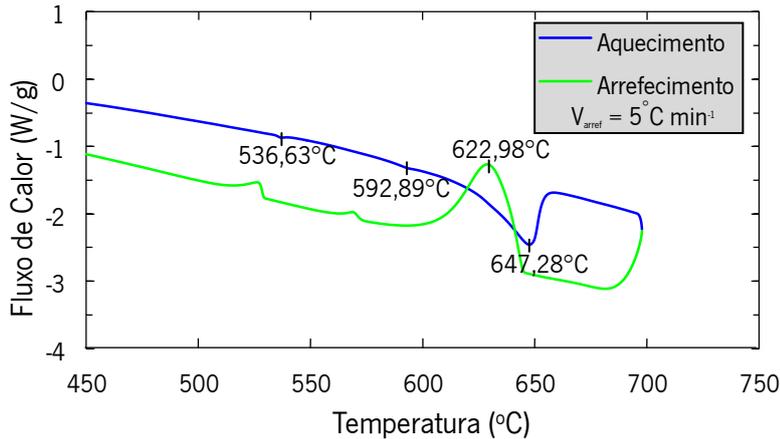


Figura 3.4 – Curvas da análise diferencial calorimétrica (DSC-TGA) da liga.

A análise diferencial calorimétrica foi realizada num equipamento *Simultaneous DSC- TGA TA Instruments*, modelo *2960SDT*, composto por uma termobalança, forno, programador de temperatura e sistema de aquisição. Os ensaios decorreram numa atmosfera de argón, com velocidade de aquecimento de $5 \text{ } ^\circ\text{C min}^{-1}$, em cadinho de alumina e temperaturas no intervalo 20 a $700 \text{ } ^\circ\text{C}$.

3.3.3. Tratamentos térmicos

No decorrer deste trabalho foram efetuados 3 tipos de tratamentos térmicos, tratamento térmico de solubilização, têmpera e tratamento térmico de envelhecimento natural. O tratamento térmico foi realizado segundo o ciclo térmico apresentado na Figura 3.5. O ciclo térmico foi feito tendo por base as recomendações do catálogo *Pechiney* para esta liga, e as curvas de análise diferencial calorimétrica da liga apresentadas anteriormente.

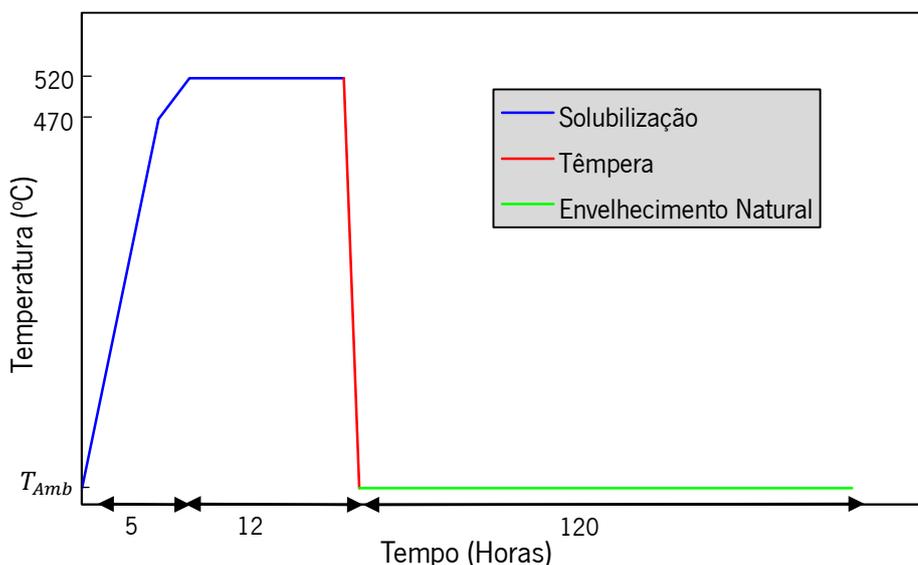


Figura 3.5 – Ciclo térmico efetuado no trabalho experimental

O tratamento térmico de solubilização foi realizado na mufla apresentada na Figura 3.3 da Secção 3.2.2, seguindo-se de um arrefecimento em água. Após o arrefecimento, os provetes foram mantidos à temperatura ambiente durante um período de 5 dias para o tratamento por envelhecimento natural.

3.4. Técnicas de caracterização

As técnicas de caracterização utilizadas no trabalho visaram a caracterização da composição e da microestrutura, recorrendo-se para isso à caracterização química e microestrutural, respetivamente. A caracterização da eficiência da desgaseificação também foi uma das técnicas indispensáveis, uma vez que forneceu informação importante relativamente à porosidade das amostras.

A aplicação bem sucedida da liga do tipo Al4,5Cu para as diferentes temperaturas e diferentes tempos de permanência da liga no estado líquido, estudo desta dissertação, depende da capacidade da liga para satisfazer os requisitos de conceção e de serviço - requisitos dados pelas propriedades mecânicas. Desta forma foi primordial recorrer à caracterização mecânica através de ensaios de tração, fadiga e dureza, para avaliação daquelas propriedades.

3.4.1. Preparação das amostras

As amostras para avaliação da composição química, da microestrutura, assim como da dureza da liga foram obtidas a partir dos provetes vazados e preparadas através das técnicas tradicionalmente utilizadas para caracterização metalográfica.

3.4.1.1. Geometria das amostras para caracterização microestrutural

A Figura 3.6 apresenta a posição de recolha das amostras nos provetes. A amostra A1 foi retirada a 15 mm da base do provete, e foi utilizada para caracterização da dureza. Relativamente à amostra A2, a posição geométrica é no centro do provete, e serviu para caracterização da microestrutura, análise química e dureza da liga.

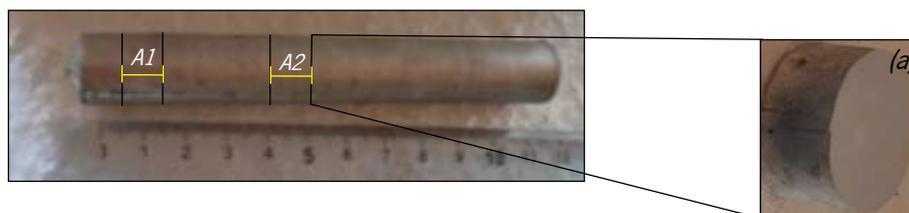


Figura 3.6 – Posição de recolha das amostras nos provetes para caracterização microestrutural, análise química e dureza. (a) Amostra obtida na posição geométrica A1 e A2.

3.4.1.2. Técnicas de preparação metalográfica

Para preparação das amostras foi necessário cortá-las segundo a posição geométrica apresentada na Figura 3.6. Para eliminar as deformações produzidas pelo seccionamento por corte, foi feito um desbaste com lixas SiC com granulometria # 320. Após esta operação, o polimento foi feito recorrendo a lixas do mesmo tipo, com granulometrias progressivamente mais pequenas (# 600, # 800, # 1200, # 2500 e # 4000) seguido de um polimento mais fino com panos de 1 μ m, sucedendo-se um acabamento manual com sílica coloidal. Para análise da microscopia ótica as amostras foram atacadas com o reagente de *Keller* cuja composição é 2 ml HF+3 ml HCl+5 mml HNO₃+190 ml H₂O destilada, de forma a revelar a microestrutura. Este procedimento foi realizado para as amostras sem que fossem sujeitas a tratamentos térmicos.

3.4.2. Caracterização da eficiência de degaseificação

A quantificação da densidade das amostras foi efetuada recorrendo ao teste RPT, descrito na Secção 2.1.1.3. A Figura 3.7 apresenta o equipamento utilizado. Para este teste foram usadas amostras de metal líquido (\approx 120 g), vazadas num copo de parede fina pré aquecido a 300°C. Para cada tempo 0 horas, 1 hora, 2 horas, 4 horas e 8 horas dos diferentes ensaios foi recolhida e medida 1 amostra.



Figura 3.7 – Equipamento de teste RPT (Straub-Pfeiffer). 1 – Bomba de vácuo; 2 – Câmara de baixa pressão; 3 – Manómetro de pressão; 4 – Copo para vazamento do metal líquido.

As amostras para medição da densidade da liga nas diferentes temperaturas e tempos de ensaio, solidificaram à pressão de 70 mmHg. Após isso, foram pesadas ao ar e em água, numa balança dinamométrica VIBRA, modelo AJ-620 CE, com uma resolução de 0,001g, conforme o procedimento seguinte:

- (1) Registo do peso da amostra ao ar (m_a);
- (2) Imersão do suporte da amostra no recipiente de água, e ajuste do zero da balança;
- (3) Colocação da amostra no suporte, e registo do peso da amostra em água ($m_{\text{água}}$);
- (4) Cálculo da densidade da amostra, d , através da equação 2.1 da Secção 2.1.1.3;
- (5) Repetição dos pontos (1), (2), (3) e (4) para todas as amostras obtidas nos diferentes ensaios e determinação do valor médio de densidade.

3.4.3. Caracterização química

Para obtenção da composição química da liga foram realizadas, na Empresa Firmago – Fundação de Alumínio, Lda, Braga, análises químicas recorrendo a Espectrometria de Emissão Ótica. As amostras nas quais foram realizadas as análises químicas estão apresentadas na Figura 3.6, posição *A2* na Secção 3.4.1.1. Estas amostras não sofreram tratamentos térmicos.

3.4.4. Caracterização microestrutural

Para caracterização microestrutural das amostras foi utilizado um microscópio ótico - LEICA DM 2500M, equipado com câmara fotográfica para aquisição de imagens. A caracterização microestrutural foi realizada nas amostras retiradas do centro dos provetes, como apresentado na Figura 3.6. Para cada amostra, foi caracterizado o centro da mesma.

Para medir o tamanho e circularidade de grão mediu-se a área e o perímetro dos mesmos recorrendo à aplicação informática *Image-Pro Plus*. O tamanho e circularidade de grão foram determinados pelas equações 3.1 e 3.2, respetivamente.

$$d = 2 \times \sqrt{\frac{A}{\pi}} \quad (3.1)$$

onde d representa o diâmetro médio do grão, α -Al, e A a área do grão.

$$R_n = \frac{4 \times \pi \times A}{P^2} \quad (3.2)$$

onde R_n representa a circularidade, A a área e P o perímetro do grão, α -Al.

O tamanho de grão das microestruturas foi medido de acordo com procedimentos descritos na Norma ASTM E 112 [76]. Para obtenção da média desses valores, realizaram-se 100 medições para cada amostra.

3.4.5. Caracterização mecânica

A caracterização mecânica visa determinar as propriedades mecânicas dos materiais. Nesta Secção, é descrito o ensaio de dureza, o qual forneceu a resistência da liga à deformação permanente. Segue-se o ensaio de tração utilizado para avaliar a resistência mecânica da liga em estudo. Por fim, foi realizado o ensaio de fadiga, no qual a liga foi submetida a tensões cíclicas, o que na maioria das vezes leva à fratura a tensões muito mais baixas do que quando a liga é submetida a uma tensão estática simples.

3.4.5.1. Ensaio de dureza

A dureza de um material é um conceito relativamente complexo de definir, mas de uma forma geral a dureza traduz a resistência à deformação permanente. Assim, os ensaios de dureza são dos mais utilizados na indústria metalúrgica e metalomecânica, pois facultam a rápida obtenção de propriedades dos materiais, permitindo controlar a qualidade das condições de fabrico e tratamento dos materiais e processos [77], [78].

O ensaio de dureza realizado neste trabalho foi o Vickers (HV), no qual foram usadas as amostras obtidas da posição *A1* e *A2*, apresentadas na Figura 3.6 da Secção 3.4.1.1. Para a realização do ensaio utilizou-se o durómetro *emco Test.Durascan*. Este tem um penetrador de diamante com a forma de uma pirâmide quadrangular e com um ângulo de 136° entre as faces. O durómetro aplicou lentamente uma carga (F) de 10kgF durante 15 segundos, perpendicularmente à superfície da amostra. Para cada amostra foram realizadas 10 identificações.

Recorreu-se a este ensaio para a caracterização das amostras resultantes dos diferentes ensaios, com o intuito de avaliar as alterações das suas propriedades, nomeadamente a deformação plástica das amostras.

No ensaio de dureza de Vickers o durómetro que efetua o ensaio não fornece o valor da área de indentação da pirâmide. Assim, foi necessário recorrer ao microscópio ótico, no qual foram obtidas micrografias das identificações com ampliações de $10\times$. Posteriormente recorreu-se ao programa *Image Pro Plus* para medir as diagonais das indentações, representadas na Figura 3.8 como d_1 e d_2 .

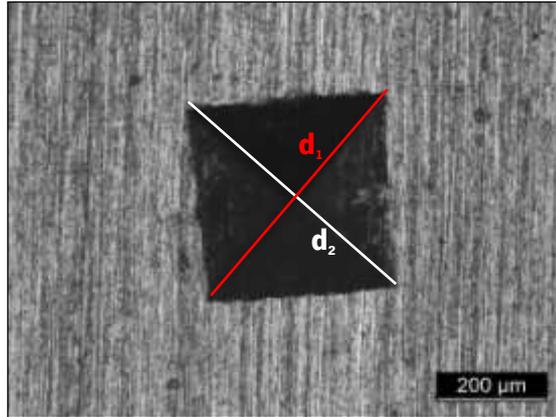


Figura 3.8 – Micrografia com identações obtidas no microscópio ótico e medições das diagonais d_1 e d_2 no programa Image Pro Plus.

Realizadas as medições das diagonais recorreu-se à equação 3.4 para calcular a dureza Vickers.

$$HV = \frac{F}{A} = \frac{2F \sin(136/2)}{d^2} \approx 1,8544 \times \frac{F}{\left(\frac{d_1+d_2}{2}\right)^2} \quad (3.3)$$

onde F representa a carga utilizada e d_1 e d_2 as diagonais das identações apresentadas na Figura 3.8.

Os valores da dureza de Vickers são representados $\underline{WHVZ/X}$, no qual o W representa o valor da dureza Vickers, Z a carga aplicada e X a duração da aplicação da carga [79].

3.4.5.2. Ensaios de tração

Atualmente, o ensaio de tração é um dos ensaios mais utilizados na determinação das propriedades mecânicas estáticas dos materiais, bem como no controle de qualidade nos processos industriais, pela facilidade de execução e reprodutibilidade dos resultados [78], [80].

Para efetuar os ensaios foram utilizados os provetes que previamente foram maquinados num torno de comando numérico computadorizado CNC, referido na Secção 3.2.3. A Figura 3.9 apresenta o provete utilizado no presente trabalho, com as características geométricas definidas segundo a norma NP EN 10002 – 1 (2001), com secção transversal A_o de $10 \pm 0,075$ mm e comprimento útil l_o de $50 \pm 0,5$ mm.

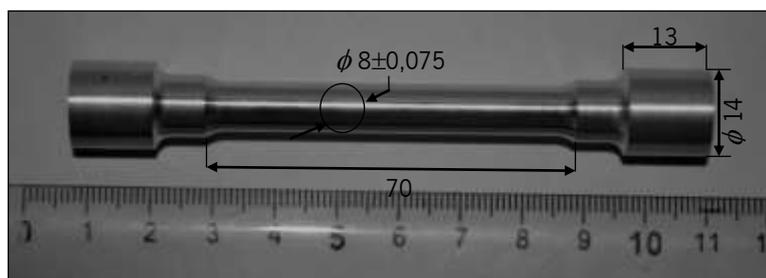


Figura 3.9 – Provete com as dimensões usadas no ensaio de tração.

Para realização dos ensaios, os provetes foram colocados na máquina de ensaios universais *Instron* – Modelo 8874, a qual os submeteu a uma carga axial de tração de aproximadamente 25 kN e velocidade de avanço de 0,025 mm/s. Por conseguinte, durante o ensaio foram medidas a força e a deformação correspondente a cada provete.

Os ensaios de tração foram realizados para 4 provetes de cada ensaio, para determinação da tensão de cedência, tensão de rotura e extensão à rotura.

3.4.5.3. Ensaio de fadiga

Quando um componente mecânico em serviço está sujeito a variação das cargas aplicadas, geram-se variações nas tensões a que fica sujeito, o que leva as tensões a adquirir um tal valor que, ainda que inferior à resistência estática do material, podem levar à sua rotura, isto se a aplicação de tensões for repetida várias vezes [79].

No ensaio de fadiga, foram utilizados os provetes que previamente foram maquinados num torno de comando numérico computadorizado CNC, referido na Secção 3.2.3. Na Figura 3.10, apresenta-se o provete utilizado para este ensaio, com as dimensões padronizadas segundo a norma DIN 50113.

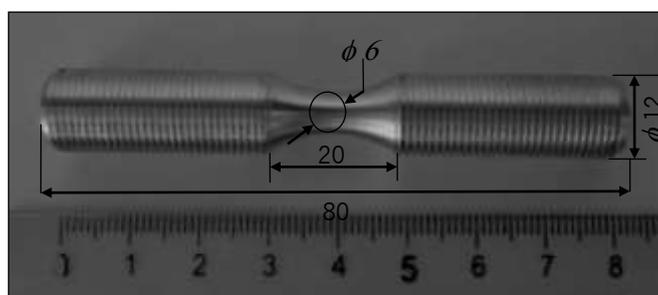


Figura 3.10 – Provete utilizado no ensaio de fadiga com as respetivas dimensões.

Os ensaios de fadiga foram realizados recorrendo a uma máquina de fadiga, apresentada na Figura 3.11, a qual foi desenhada e projetada pela Universidade do Minho, existente no Laboratório de Fundição do Departamento de Engenharia Mecânica.

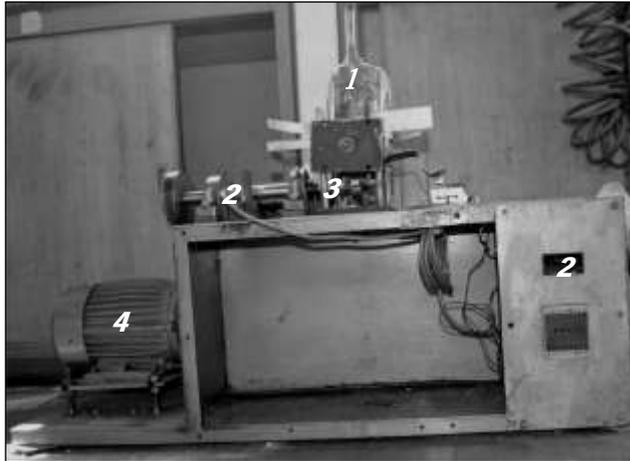


Figura 3.11 – Máquina utilizada no ensaio de fadiga. 1 – Carga; 2 – Sensor capacitivo; 3 – Provete a testar; 4 – Motor.

O ensaio de fadiga realizado foi o de flexão rotativa, uma vez que é o ensaio vulgarmente utilizado para obter dados quantitativos relativos às características de um material ou componente que suporta, por longos períodos sem romper, cargas cíclicas e também é o mais simples de ser realizado.

O ensaio foi realizado segundo a norma DIN 50113 e consistiu em fazer rodar, a uma velocidade de rotação constante, o provete que foi encastrado numa das extremidades e sujeito na outra extremidade a uma força de flexão simples.

Para a realização dos ensaios de fadiga foram considerados os valores da tensão de rotura, previamente determinados através dos ensaios de tração. Assim, para cada tempo de ensaio (0, 1, 2, 4 e 8h) os provetes de fadiga foram sujeitos a cargas de flexão que variaram entre 20 e 70% das respetivas tensões de rotura. A tensão máxima foi obtida pela seguinte equação:

$$\sigma_{rotura} = \frac{M_{max} \times Y}{I} = \frac{P \times x \times Y}{\pi r^4 / 4} \quad (3.4)$$

onde M_{max} representa o momento fletor máximo [mm], P o peso [kg], x a distância [mm], Y a distância ao eixo neutro e I o momento de inércia.

3.5. Símula

Neste Capítulo foi apresentada toda a metodologia experimental utilizada no desenvolvimento desta dissertação.

Para que fosse possível a redação do Capítulo seguinte – Resultados Experimentais - foi necessário realizar de maneira concisa e sequencial a metodologia experimental. Para tal, foi

inicialmente feita uma abordagem dos materiais e equipamentos utilizados, seguindo-se a descrição do procedimento experimental, ponto essencial desta dissertação, uma vez que é neste ponto que se refere como foi realizada a fusão da liga de alumínio, assim como os posteriores tratamentos térmicos que foi necessário fazer para melhorar as propriedades mecânicas.

Para finalizar este Capítulo, foram referidas as técnicas de caracterização química, microestrutural e mecânica utilizadas, para posteriormente verificar a variação das propriedades da liga Al4,5Cu ao longo da temperatura e do tempo de permanência da liga no estado líquido.

CAPÍTULO 4 - RESULTADOS E DISCUSSÃO

Como já mencionado nos Capítulos anteriores, o principal objetivo desta dissertação é avaliar o efeito do tempo de permanência da liga Al₄,5Cu no estado líquido para diferentes temperaturas de manutenção do banho. Os estudos envolveram diferentes etapas de processamento do metal (ver Capítulo 3). Desta forma neste Capítulo apresentam-se os resultados experimentais e a discussão dos mesmos.

Inicialmente apresentam-se e discutem-se os resultados provenientes da caracterização química e microestrutural para cada ensaio (Ensaio 1 - 700°C, Ensaio 2 - 730°C e Ensaio 3 - 760°C), seguindo-se uma comparação entre os diferentes ensaios no que diz respeito à composição química, microestrutura e eficiência da desgaseificação.

Numa segunda fase, são apresentados e discutidos os resultados experimentais relativos às propriedades mecânicas. É feita a comparação da dureza da liga para os diferentes ensaios, seguindo-se os resultados e discussão provenientes do ensaio de tração, sendo feita uma análise individual para cada ensaio relativamente à tensão de cedência, tensão de rotura e extensão à rotura, finalizando-se com a comparação das diferentes propriedades para os diferentes ensaios. Por último, e ainda referente às propriedades mecânicas são apresentados e discutidos os resultados de fadiga para o Ensaio 1 e Ensaio 2 (para este último ensaio apenas foram analisados os tempos de permanência da liga no estado líquido às 0 horas, ao fim de 1, 2 e 4 horas).

4.1. Caracterização química e microestrutural

De forma à obtenção de um conhecimento na variação da percentagem dos elementos químicos da liga Al4,5Cu nos provetes obtidos após fusão e manutenção a diferentes tempos e temperaturas, foram efetuadas análises químicas. Para a análise química foram utilizadas as amostras adquiridas da posição *A2* (ver Figura 3.6 da Secção 3.4.1.1) as quais não foram sujeitas a tratamentos térmicos.

A caracterização microestrutural foi realizada com o objetivo de avaliar e comparar o tamanho de grão α -Al, para cada temperatura de manutenção do banho (700°C, 730°C e 760°C) e para o tempo de permanência da liga no estado líquido (0 horas, 1 hora, 2 horas, 4 horas e 8 horas) nessas mesmas temperaturas. Para a caracterização microestrutural, foram adquiridas as microestruturas das amostras utilizadas na análise química (posição *A2* da Figura 3.6 da Secção 3.4.1.1).

4.1.1. Ensaio 1 - Temperatura de manutenção do banho a 700°C

O Ensaio 1 consistiu na fusão e tratamento do metal líquido, conforme apresentado na Secção 3.3.1. Após esse procedimento a temperatura foi ajustada a 700±10°C (temperatura a que o metal líquido foi mantido durante 8 horas).

4.1.1.1. Caracterização química

A composição química do lingote inicial (antes de fusão) e das amostras vazadas, para os diferentes tempos de permanência é apresentado na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 – Composição química dos elementos químicos presentes na liga Al4,5Cu processada a 700°C para diferentes tempos de permanência da liga no estado líquido.

| 700 °C | Composição química (% em peso) | | | | | | | | | |
|----------------|--------------------------------|-------|-------|-------|-------|--------------|-------|------|--------|---------|
| | Cu* | Mn | Zn | Ni | Ti | Mg | Si | Fe | Al | Rest.** |
| Lingote | 6,096 | 0,002 | 0,071 | 0,008 | 0,240 | 0,303 | 0,074 | 0,14 | 92,710 | 0,356 |
| 0 Horas | 5,737 | 0,002 | 0,070 | 0,008 | 0,293 | 0,260 | 0,07 | 0,14 | 93,390 | 0,031 |
| 1 Hora | 6,140 | 0,002 | 0,070 | 0,009 | 0,240 | 0,247 | 0,07 | 0,15 | 93,043 | 0,029 |
| 2 Horas | 5,990 | 0,002 | 0,069 | 0,008 | 0,237 | 0,217 | 0,07 | 0,14 | 93,227 | 0,037 |
| 4 Horas | 5,928 | 0,002 | 0,069 | 0,007 | 0,229 | 0,173 | 0,07 | 0,14 | 93,347 | 0,032 |
| 8 Horas | 6,033 | 0,002 | 0,070 | 0,008 | 0,283 | 0,10 | 0,07 | 0,15 | 93,253 | 0,032 |

* O Cu sugere apresentar erros associados, pois a espectrometria de emissão ótica da Empresa Firmago, está calibrada para % inferiores às presentes na liga.

** A composição de Na, Cr, Pb e Sn foi contabilizada no Rest., uma vez que estes apresentam composição química inferior a 0,02% (o erro normalmente considerado como admissível é de 0,02%)

No que concerne à % em peso de Ti (Tabela 4.1) observa-se que este apresenta um aumento de 0,053%Ti relativamente ao apresentado no lingote inicial. Este aumento é resultado da adição de 0,5% em peso de banho da liga-mãe Al5Ti1B. Por outro lado, entre o período das 0 a 1 hora de permanência verifica-se a perda completa (0,053%Ti) do elemento ganho com a adição da liga-mãe. Durante o período que medeia entre as 1 hora e as 4 horas verifica-se um decréscimo de 0,0037%Ti por hora. Esta diminuição da % em peso de Ti sugere ser causada por um desvanecimento, aglomeração e decantação das partículas de $TiAl_3$. Contudo, e ainda relativamente ao elemento Ti, verifica-se que o mesmo apresenta para o período de 8 horas um valor muito próximo das 0 horas (0,283%Ti). Esta situação sugere ser causada pela pouca quantidade de banho existente no cadinho ao fim de 8 horas e conseqüente enriquecimento do banho em Ti como causa da decantação das partículas $TiAl_3$. Assim, aquando da retirada desse metal através da colher de vazamento para produção das amostras, o enriquecimento do banho em Ti tende a promover um aumento desse valor nas amostras caracterizadas quimicamente ao fim de 8 horas.

Para o tipo de liga utilizada na presente dissertação é necessário ter atenção além da % em peso de Cu a % em peso de Mg, Si e Fe. Assim para que fosse fácil a análise da evolução da % da composição química ao longo do tempo de permanência da liga no estado líquido, na Figura 4.1 é apresentada a variação dos três elementos anteriormente mencionados. De notar que o Mg é o segundo elemento principal na liga, e a sua presença tende a aumentar a resistência mecânica dos componentes bem como a ductilidade à temperatura ambiente. O Fe e o Si podem apresentar efeitos prejudiciais nas ligas, necessitando de ser controlados.

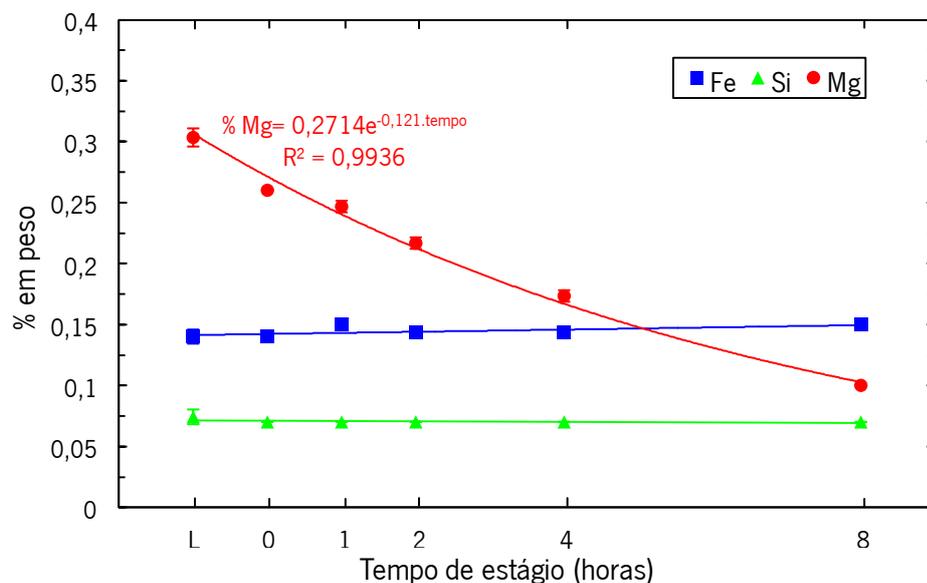


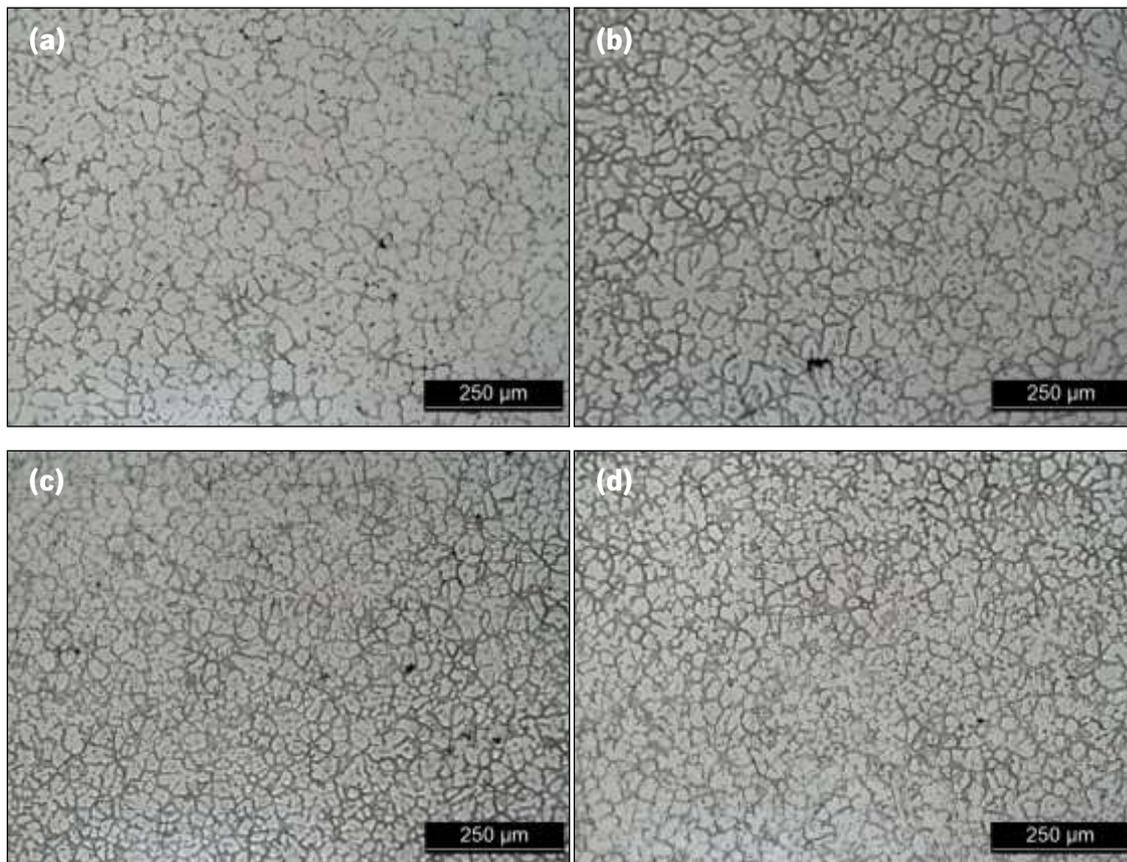
Figura 4.1 – Evolução da % em peso do Si, Mg e Fe para temperatura de processamento de 700°C, para os diferentes tempos de permanência da liga Al4,5Cu no estado líquido.

Relativamente à % em peso de Mg verifica-se que esta apresenta tendência a diminuir de forma exponencial de acordo com a seguinte equação $\% \text{ Mg} = 0,2714e^{-0,121 \cdot \text{tempo}}$.

A Figura 4.1, sugere ainda que a % em peso de Fe é superior à % de Si, apresentando também pequenas oscilações ao longo do tempo de permanência da liga no estado líquido, sem qualquer significado prático nos resultados de propriedades mecânicas. Quanto à % em peso de Si, esta tende a manter-se constante ao longo das 8 horas de permanência da liga no estado líquido.

4.1.1.2. Caracterização microestrutural

As microestruturas apresentadas na Figura 4.2 (a – e) são referentes ao processo cuja temperatura de manutenção do banho foi 700°C, para os diferentes tempos de permanência da liga Al4,5Cu no estado líquido.



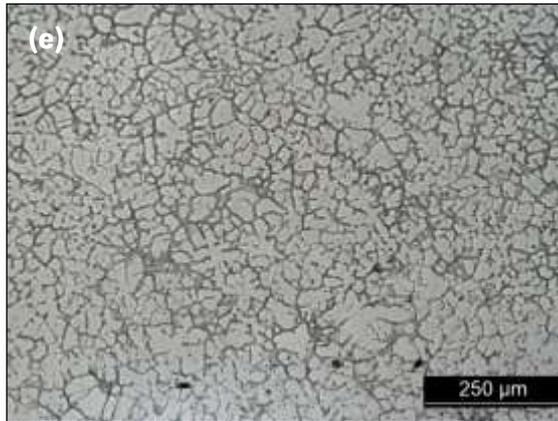


Figura 4.2 – Microestrutura da liga Al4,5Cu para uma temperatura de manutenção do banho a 700°C e tempos de estágio: (a) 0h; (b) 1h; (c) 2h; (d) 4h e (e) 8h.

Na Figura 4.3 apresenta-se a variação do tamanho e a circularidade média de grão α -Al, em função do tempo de permanência da liga no estado líquido.

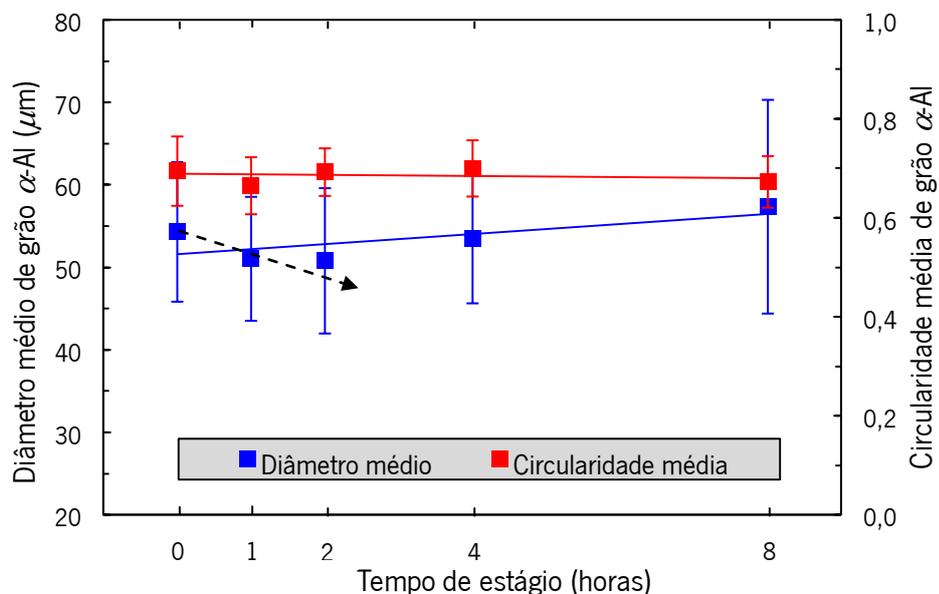


Figura 4.3 – Efeito do tempo de permanência da liga Al4,5Cu no estado líquido para a temperatura de processamento de 700°C no tamanho e circularidade média de grão final.

A uniformidade da estrutura combinada com a diminuição do tamanho de grão verifica-se no período que decorre entre as 0 e 2 horas de permanência da liga no estado líquido. Os resultados apresentados evidenciam que tal como referido na revisão bibliográfica na Secção 2.3.1, existe um tempo necessário para que seja possível obter sítios de nucleação de forma a maximizar a potência do afinador de grão [75]. Sendo para este ensaio, essa evidência é no período que decorre entre a 1 e 2 horas de permanência da liga no estado líquido.

A partir das 2 horas de manutenção do banho, observa-se um aumento do tamanho médio de grão, e que tende a aumentar com o aumento do tempo de manutenção. Ou seja, os resultados de tamanho de grão obtidos sugerem que existe um desvanecimento do afinador na liga. Ao fim de 8 horas de permanência da liga no estado líquido, verifica-se o maior tamanho de grão, α -Al, com forma dendrítica prejudicial para as propriedades das ligas.

De acordo com as características geométricas de grão apresentadas na Figura 4.3 observa-se que a circularidade média de grão, α -Al tende a manter-se constante ao longo do tempo de permanência da liga no estado líquido.

Outro fator relevante, observado para as 0 horas de permanência da liga no estado líquido é a fase de morfologia semelhante ao composto TiB_2 presente na liga-mãe, apresentado na Figura 4.4. Pois para este tempo, como já referido, a microestrutura apresenta algumas zonas nas quais o tamanho de grão é mais heterogêneo do que noutras, o que poderá resultar na consequência da fraca/moderada afinação da liga-mãe. A presença deste composto poderá resultar tanto de um tempo insuficiente de homogeneização, como o fato de ter atingido o limite de solubilidade o que reduz a eficácia do agente de nucleação.

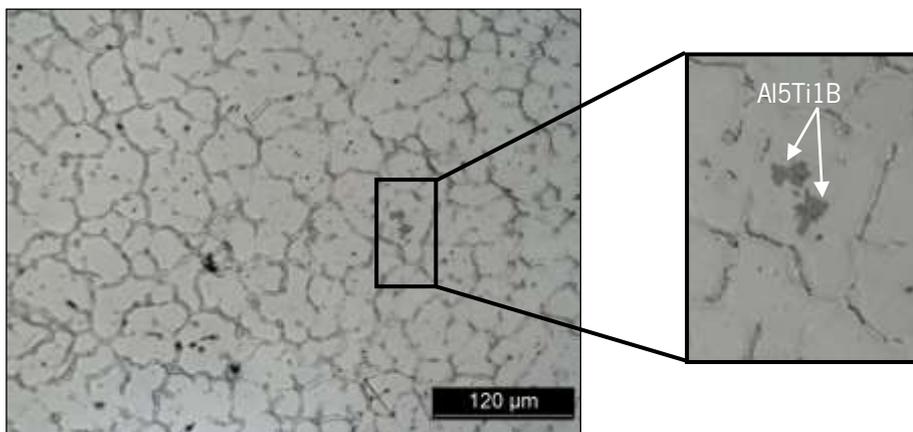


Figura 4.4 – Microestrutura obtida no momento inicial com o pormenor dos constituintes intermetálicos.

4.1.2. Ensaio 2 - Temperatura de manutenção do banho a 730°C

Assim como no Ensaio 1 (temperatura de manutenção do banho 700°C), também o Ensaio 2 foi realizado conforme a Secção 3.3.1. A temperatura de permanência da liga foi mantida a 730°C, durante 8 horas no estado líquido.

4.1.2.1. Caracterização química

A Tabela 4.2 apresenta a variação da % dos elementos químicos da liga Al4,5Cu nos provetes obtidos após fusão e manutenção a diferentes tempos, bem como a % em peso dos elementos

químicos da liga Al4,5Cu presentes no lingote. A variação gráfica dos elementos Mg, Si e Fe é apresentada na Figura 4.5.

Tabela 4.2 – Composição química dos diferentes elementos químicos presentes na liga Al4,5Cu processada a 730°C para diferentes tempos de permanência da liga no estado líquido.

| 730 °C | Composição química (% em peso) | | | | | | | | | |
|----------------|--------------------------------|-------|-------|-------|-------|--------------|-------|-------|--------|---------|
| | Cu* | Mn | Zn | Ni | Ti | Mg | Si | Fe | Al | Rest.** |
| Lingote | 6,096 | 0,002 | 0,071 | 0,008 | 0,240 | 0,303 | 0,074 | 0,14 | 92,710 | 0,356 |
| 0 Horas | 6,072 | 0,002 | 0,069 | 0,010 | 0,287 | 0,290 | 0,073 | 0,160 | 93,003 | 0,033 |
| 1 Hora | 6,307 | 0,002 | 0,070 | 0,010 | 0,259 | 0,273 | 0,083 | 0,173 | 92,790 | 0,032 |
| 2 Horas | 6,011 | 0,002 | 0,069 | 0,010 | 0,284 | 0,247 | 0,070 | 0,160 | 93,110 | 0,037 |
| 4 Horas | 6,173 | 0,002 | 0,070 | 0,009 | 0,254 | 0,213 | 0,073 | 0,163 | 93,003 | 0,039 |
| 8 Horas | 6,073 | 0,002 | 0,068 | 0,009 | 0,275 | 0,170 | 0,073 | 0,160 | 93,130 | 0,039 |

* O Cu sugere apresentar erros associados, pois a espectrometria de emissão ótica da Empresa Firmago, está calibrada para % inferiores às presentes na liga.

** A composição de Na, Cr, Pb e Sn foi contabilizada no Rest., uma vez que estes apresentam composição química inferior a 0,02% (o erro normalmente considerado como admissível é de 0,02%)

A % em peso de Ti, apresenta oscilações ao longo do tempo de permanência da liga no estado líquido, não se verificando uma tendência relativamente à sua evolução. Contudo, poder-se-á considerar que esta variação possa ter sido consequência de uma maior ou menor agitação do metal aquando do enchimento da colher de vazamento.

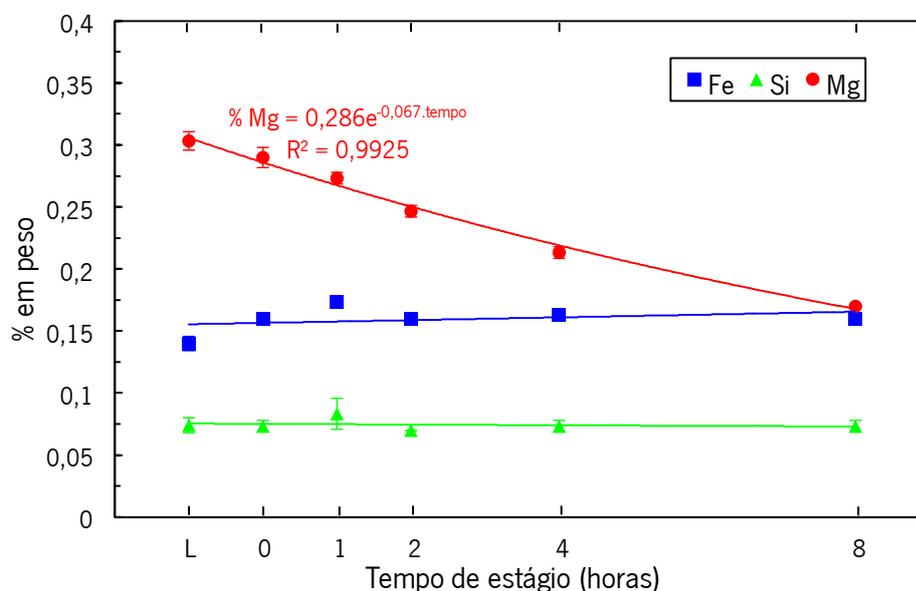


Figura 4.5 – Evolução da % em peso do Si, Mg e Fe para temperatura de processamento de 730°C, para os diferentes tempos de permanência da liga Al4,5Cu no estado líquido.

A Figura 4.5 sugere que a % em peso de Mg tende a diminuir ao longo do tempo de forma exponencial de acordo com a seguinte equação $\% \text{ Mg} = 0,286e^{-0,067 \cdot \text{tempo}}$.

Relativamente à % de Fe e Si, verificam-se pequenas oscilações ao longo do tempo, contudo nada significativas para a alteração das propriedades mecânicas.

4.1.2.2. Caracterização microestrutural

Na Figura 4.6 (a – e) apresentam-se as microestruturas obtidas através de microscopia ótica para a temperatura de manutenção do banho de 730°C nos diferentes tempos de permanência da liga no estado líquido - 0 horas, 1 hora, 2 horas, 4 horas e 8 horas.

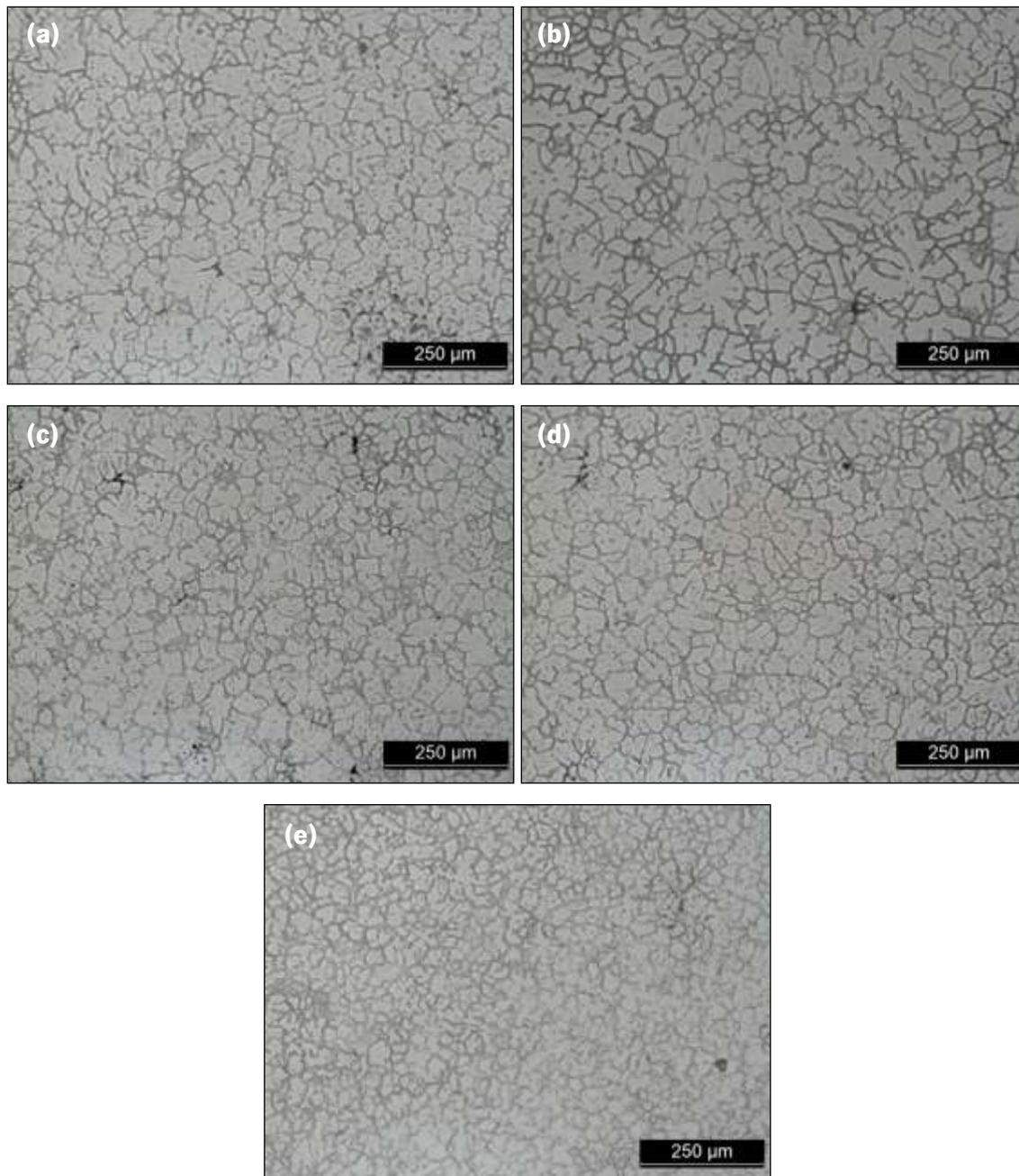


Figura 4.6 – Microestrutura da liga para a temperatura de manutenção do banho a 730°C e tempos de estágio: (a) Momento inicial; (b) 1h; (c) 2h; (d) 4h e (e) 8h.

Da análise das microestruturas Figura 4.6 (a – e), é notório que o tempo de permanência da liga no estado líquido teve efeito significativo na afinação de grão α -Al. Na Figura 4.7 apresenta-se a variação do tamanho e a circularidade média de grão, em função do tempo de estágio da liga no estado líquido.

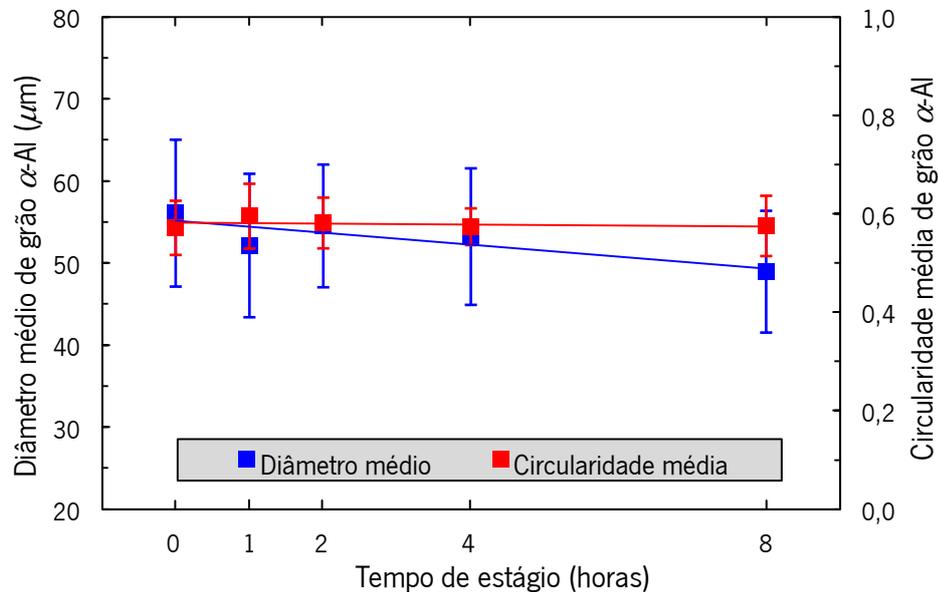


Figura 4.7 – Efeito do tempo de permanência da liga Al4,5Cu no estado líquido para a temperatura de processamento de 730°C no tamanho e circularidade média de grão final.

A microestrutura apresentada na Figura 4.6 (a) referente às 0 horas, sugere uma heterogeneidade no tamanho e distribuição de grão, uma vez que existem zonas onde se pode observar um tamanho de grão pequeno e de estrutura globular e outras zonas nas quais a microestrutura é predominantemente dendrítica. Esta constatação pode ser comprovada pela Figura 4.7 na qual para as 0 horas observa-se o maior tamanho de grão, α -Al.

A Figura 4.6 (b) representa 1 hora de permanência da liga no estado líquido, e em comparação com a microestrutura apresentada em (a) é evidente uma estrutura com tamanho de grão menor, mas com uma fase primária α -Al de morfologia ainda dendrítica. O gráfico apresentado na Figura 4.7, sugere essa mesma tendência, ou seja o menor tamanho médio de grão é observado para 1 e 8 horas de permanência da liga no estado líquido. Porém para as 2 e 4 horas verifica-se um aumento do tamanho de grão que poderá estar relacionado com o desvanecimento do afinador de grão.

4.1.3. Ensaio 3 - Temperatura de manutenção do banho a 760°C

O ensaio 3 consistiu na fusão e tratamento do metal líquido como descrito na Secção 3.3.1. Após fusão e desgaseificação à temperatura de 730°C, a temperatura do banho foi elevada para 760°C, a qual foi mantida por um período de 8 horas.

4.1.3.1. Caracterização química

A Tabela 4.3 apresenta a variação da % dos elementos químicos da liga Al4,5Cu nos provetes obtidos após fusão e manutenção a diferentes tempos, bem como a % em peso dos elementos químicos da liga Al4,5Cu presentes no lingote.

Tabela 4.3 – Composição química dos elementos químicos presentes na liga Al4,5Cu processada a 760°C mantida no estado líquido durante 8h.

| 760 °C | Composição química (% em peso) | | | | | | | | | |
|----------------|--------------------------------|-------|-------|-------|-------|--------------|-------|-------|--------|---------|
| | Cu* | Mn | Zn | Ni | Ti | Mg | Si | Fe | Al | Rest.** |
| Lingote | 6,096 | 0,002 | 0,071 | 0,008 | 0,240 | 0,303 | 0,074 | 0,14 | 92,710 | 0,356 |
| 0 Horas | 6,102 | 0,002 | 0,069 | 0,011 | 0,269 | 0,260 | 0,073 | 0,177 | 92,997 | 0,040 |
| 1 Hora | 6,052 | 0,002 | 0,068 | 0,010 | 0,269 | 0,270 | 0,077 | 0,177 | 93,033 | 0,042 |
| 2 Horas | 6,131 | 0,002 | 0,069 | 0,010 | 0,264 | 0,240 | 0,070 | 0,173 | 93,017 | 0,023 |
| 4 Horas | 6,007 | 0,002 | 0,069 | 0,011 | 0,276 | 0,203 | 0,087 | 0,163 | 93,027 | 0,155 |
| 8 Horas | 5,945 | 0,014 | 0,067 | 0,010 | 0,251 | 0,143 | 0,070 | 0,163 | 93,310 | 0,027 |

* O Cu sugere apresentar erros associados, pois a espectrometria de emissão ótica da Empresa Firmago, está calibrada para % inferiores às presentes na liga.

** A composição de Na, Cr, Pb e Sn foi contabilizada no Rest., uma vez que estes apresentam composição química inferior 0,02% (o erro normalmente considerado como admissível é de 0,02%)

A % em peso de Ti para este ensaio tende a diminuir ao longo do tempo, verificando-se apenas uma exceção para as 4 horas de permanência da liga no estado líquido, pois é para esta hora que é observada a máxima % de Ti. Este valor sugere ser causado por um possível erro de quantificação do elemento.

O elemento químico Si deve sempre ser considerado, pois quando presente nas ligas uma parte desse tende a combinar-se com o Fe e a afetar as suas propriedades [12], tendo como resultado a formação da fase comum, β -AlFe₃Si.

Na Figura 4.8 apresenta-se a evolução da % em peso do Fe e do Si, bem como do Mg ao longo do tempo para que fosse mais fácil à sua análise e discussão.

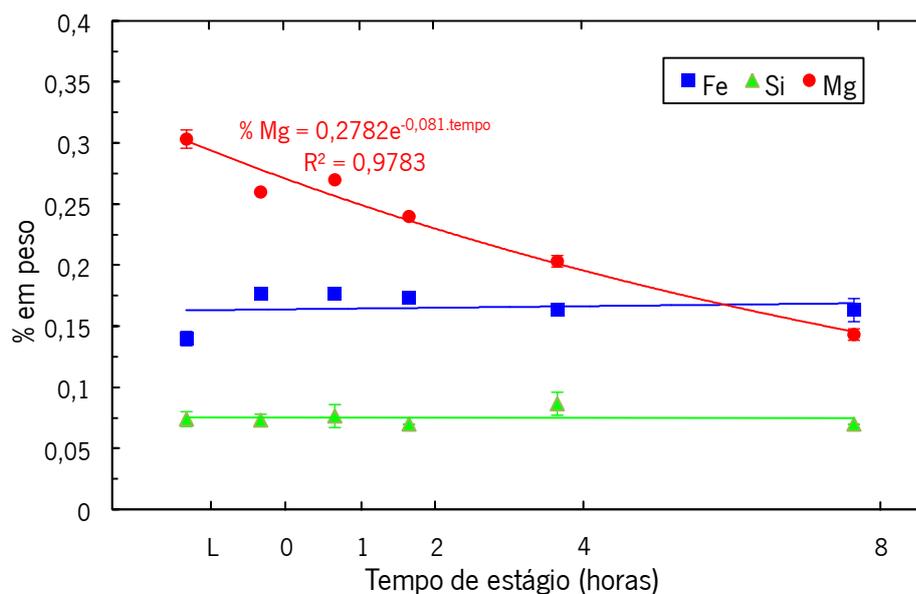


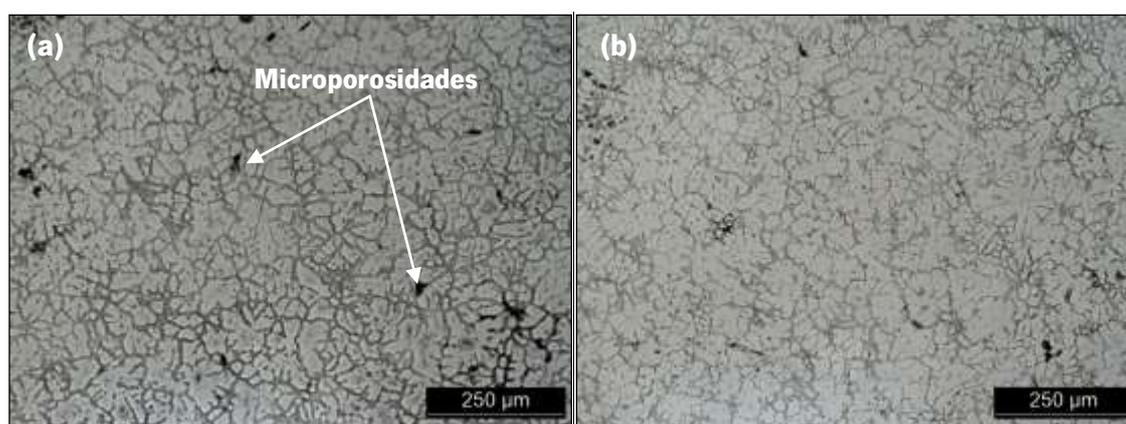
Figura 4.8 – Evolução da % em peso do Si, Mg e Fe para temperatura de processamento de 760°C, para os diferentes tempos de permanência da liga Al4,5Cu no estado líquido.

A % em peso das impurezas, Fe e Si, tende a manter-se constante ao longo do tempo de permanência da liga no estado líquido. Apesar da linha de tendência da % de peso do Fe sugerir que existe um aumento ao longo do tempo, esta tendência poderá induzir em erro, uma vez que o valor inicial da % em peso de Fe no lingote (L) é bastante inferior aos verificados para as restantes horas de permanência da liga no estado líquido.

Relativamente à % em peso de Mg verifica-se que esta apresenta tendência a diminuir de forma exponencial de acordo com a seguinte equação $\% \text{ Mg} = 0,2782e^{-0,081 \cdot \text{tempo}}$.

4.1.3.2. Caracterização microestrutural

As microestruturas referentes aos diferentes tempos de estágio da liga no estado líquido, 0, 1, 2, 4 e 8 horas, para a temperatura de manutenção do banho de 760°C, são apresentadas na Figura 4.8 (a – e).



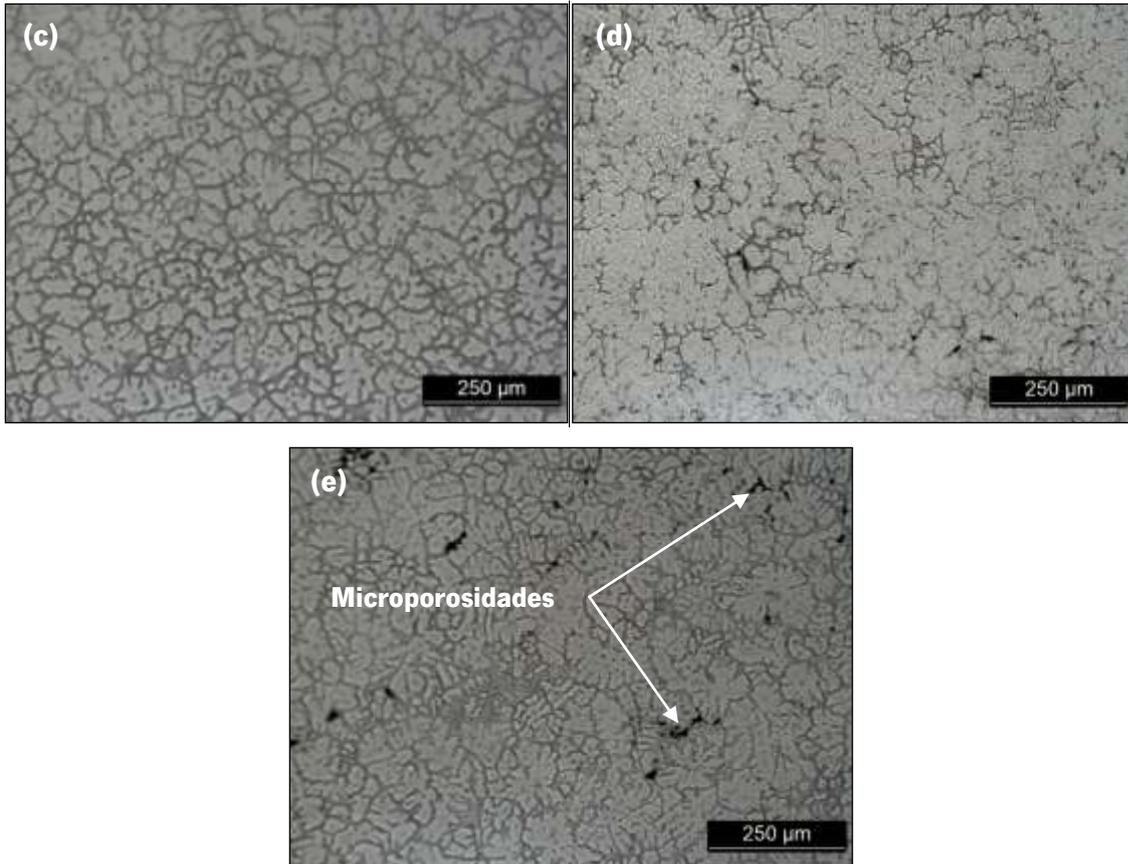


Figura 4.9 – Microestrutura da liga Al4,5Cu processada e mantida a 760°C para diferentes tempos de estágio: (a) Momento inicial; (b) 1h; (c) 2h; (d) 4h e (e) 8h.

De forma a quantificar o tamanho e circularidade média de grão das microestruturas anteriormente apresentadas, foram realizadas medições dos diferentes grãos, sendo apresentado na Figura 4.10 a variação geométrica e circularidade de grão ao longo do tempo de estágio.

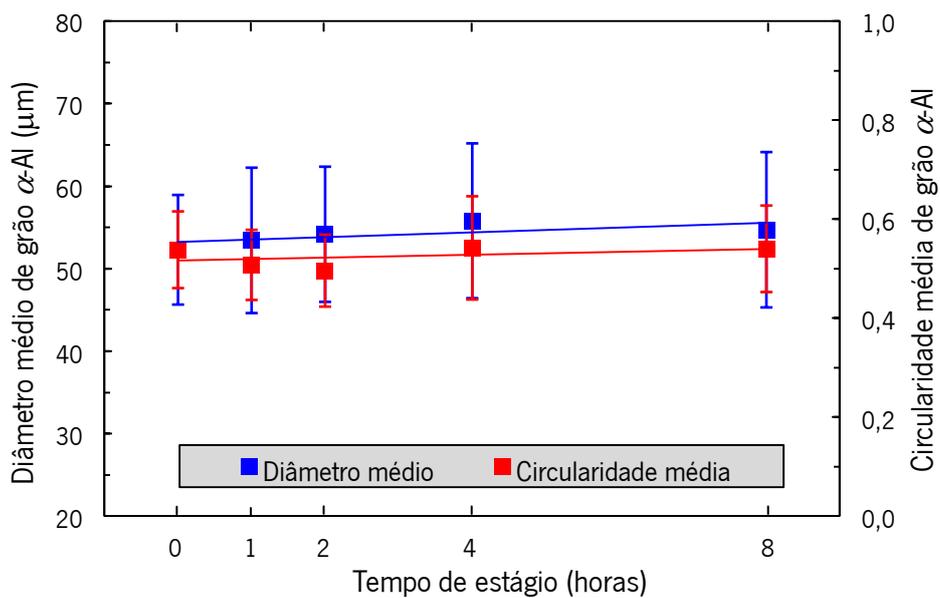


Figura 4.10 – Efeito do tempo de permanência da liga Al4,5Cu no estado líquido para a temperatura de processamento de 760°C no tamanho e circularidade média de grão final.

Antecipando a análise da Figura 4.9 e 4.10 é necessário referir que para o diâmetro e circularidade média de grão para as 4 horas só foram realizadas cinquenta medições, uma vez que a microestrutura na qual foram realizadas as medições apresentava baixa qualidade impossibilitando a medição de um maior número de grãos como realizado para os restantes ensaios.

Nas microestruturas apresentadas na Figura 4.9, verificam-se zonas com maior percentagem de porosidades que nos ensaios anteriores, sendo as microestrutura (a) e (e) as que sugerem apresentar maior percentagem de porosidades, o que poderá levar a uma perda de propriedades, nomeadamente de fadiga, para a 1 e 8 horas.

Relativamente ao tamanho médio de grão, este tende a aumentar com o tempo de permanência da liga no estado líquido, como se observa no gráfico da Figura 4.10. O menor tamanho de grão, bem como a maior homogeneidade da estrutura é observada para as 0 horas, sendo observado para as 8 horas um tamanho de grão maioritariamente grosseiro e dendrítico. A estrutura dendrítica pode ser causada pela elevada temperatura de vazamento que conduziu a uma menor velocidade de arrefecimento. Esta estrutura poderá ser evidente a partir de determinado tempo de permanência da liga no estado líquido, uma vez que o afinador de grão começa a desvanecer. Na microestrutura que caracteriza o tempo de estágio de 8 horas é ainda evidente uma estrutura heterogênea na qual são observadas algumas zonas com estrutura globular, e outras nas quais é clara a formação de uma fase nos espaçamentos interdendriticos - Al_2Cu . Porém, nada pode ser afirmado sem recurso ao MEV (Microscopia Eletrónica de Varrimento).

Relativamente à circularidade média de grão, esta apresenta variações muito pequenas, podendo-se afirmar que esta mantém-se constante ao longo do tempo de permanência da liga no estado líquido à temperatura de 760°C.

4.1.4. Comparação dos diferentes ensaios

Com a finalidade de correlacionar todos os ensaios, no presente subcapítulo é feita uma análise e discussão dos resultados provenientes dos três ensaios anteriormente analisados de forma individual. Posto isto, será feita uma análise e discussão dos resultados de caracterização química, microestrutural e eficiência da desgaseificação tendo por base a comparação das temperaturas de manutenção do banho para as quais foram realizadas os ensaios, em função do tempo de estágio da liga no estado líquido.

4.1.4.1. Caracterização química

De forma a comparar a composição química resultante dos três ensaios em estudo apresenta-se na Figura 4.11 a variação da % de cada elemento considerado: Si, Mg e Fe em função do tempo de permanência da liga Al4,5Cu, no estado líquido. Os restantes elementos químicos, para as três temperaturas de manutenção do banho em função do tempo de estágio da liga no estado líquido são apresentadas na Tabela A2.1 do Anexo 2.

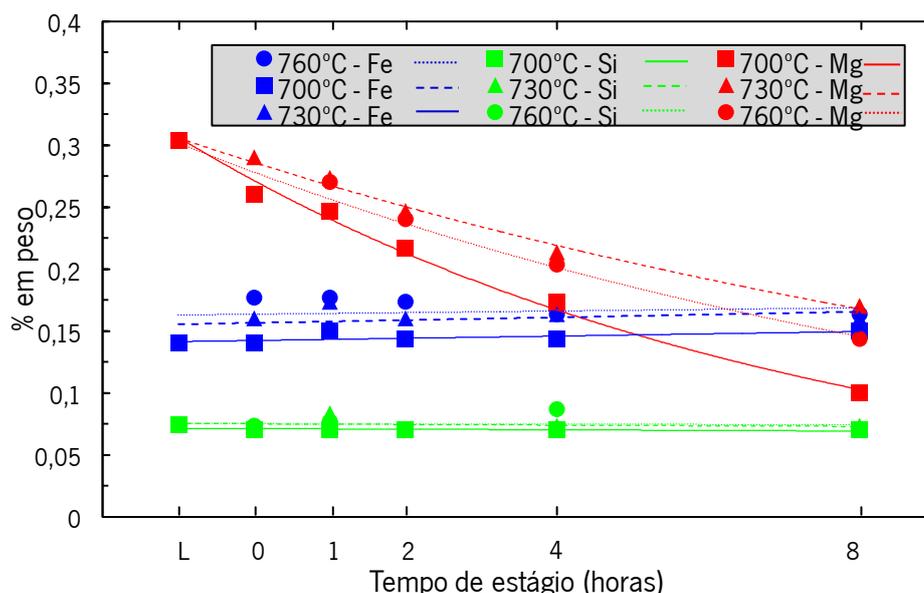


Figura 4.11 – Evolução da % em peso do Si, Mg e Fe para temperatura de processamento de 700°C, 730°C e 760°C, para os diferentes tempos de permanência da liga Al4,5Cu no estado líquido.

O gráfico da Figura 4.11, sugere que o elemento químico Mg tende a diminuir ao longo do tempo de permanência da liga no estado líquido para as diferentes temperaturas de manutenção do banho. Contudo, e tendo em atenção a análise da % em peso de Mg e partindo da composição inicial do lingote (L), observa-se que este elemento tende a manter a menor perda para a temperatura de manutenção do banho de 730°C. Por outro lado, a maior perda de % em peso de Mg é observada para a temperatura de manutenção de 700°C. Seria de esperar que para temperaturas de manutenção do banho mais elevadas a perda de Mg fosse maior, uma vez que o Mg quando presente em ligas de alumínio tem tendência a oxidar com a humidade/temperatura [81], contudo isso não se verifica. É plausível que a humidade relativa da atmosfera possa ter influenciado a perda de Mg, uma vez que para a realização do ensaio de 730 e 760°C a humidade relativa foi inferior ao verificado para o ensaio à temperatura de 700°C. É de realçar que para a temperatura de 760°C - 8 horas a humidade relativa apresentou

um aumento significativo (neste período de tempo verifica-se a maior perda de % em peso do Mg), podendo dessa forma estar explicada a variação da % em peso de Mg.

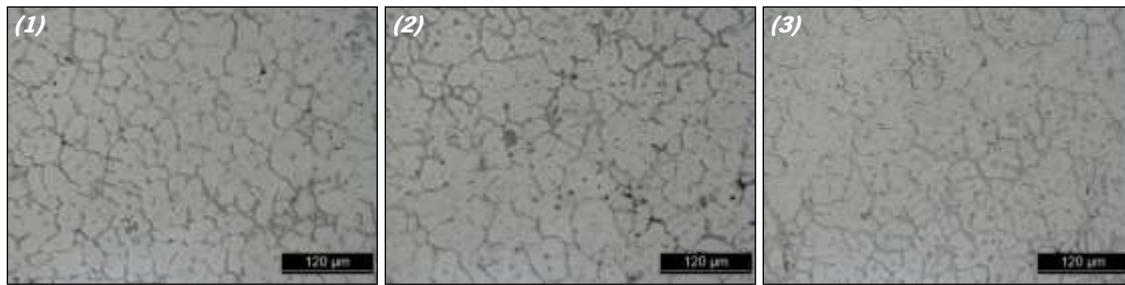
Relativamente à % em peso de Fe apresentada na Figura 4.11, este evidencia uma tendência inversa ao Mg, pois a sua % em peso tende a aumentar ao longo do tempo de permanência da liga no estado líquido, contudo como anteriormente analisado individualmente, a variação da % em peso para as diferentes temperaturas ao longo do tempo é insignificante. Ainda em análise da % em peso do Fe é evidente que para a temperaturas de 700°C, a % em peso tende a manter-se semelhante à composição inicial no lingote (L), porém o mesmo não se observa para temperaturas de manutenção superiores (730°C e 760°C), pois existe um ligeiro aumento da % em peso comparativamente ao presente inicialmente no lingote. Este aumento da % de Fe poderá estar relacionado com a oxidação do Fe, bem como com a introdução de ferramentas no banho antes de cada vazamento.

No que concerne à % em peso de Si, este tende a apresentar oscilações ínfimas ao longo do tempo de permanência da liga no estado líquido. Dessa forma, a % em peso de Si tende a manter-se constante não só para os diferentes tempos de estágio da liga no estado líquido, como para as diferentes temperaturas de manutenção do metal líquido.

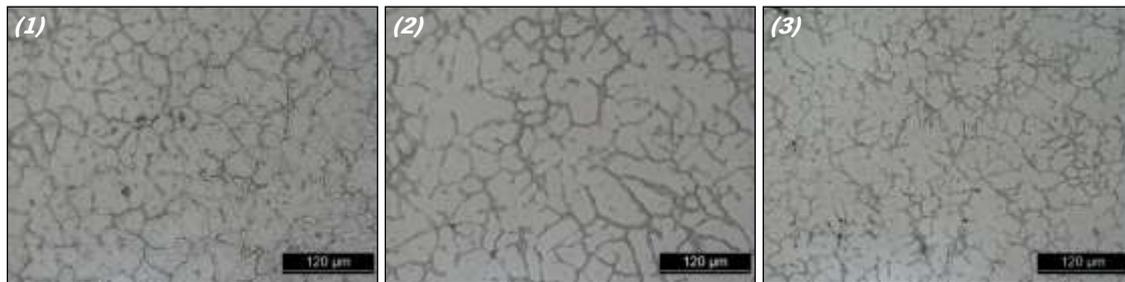
Em suma, observa-se que a temperatura de manutenção do banho de 730°C apresenta a menor perda de Mg ao longo do tempo de permanência da liga no estado líquido, podendo assim estar explicado o porquê de o catálogo da *Pechiney* recomendar que a temperatura de fusão e manutenção seja a 730°C.

4.1.4.2. Caracterização microestrutural

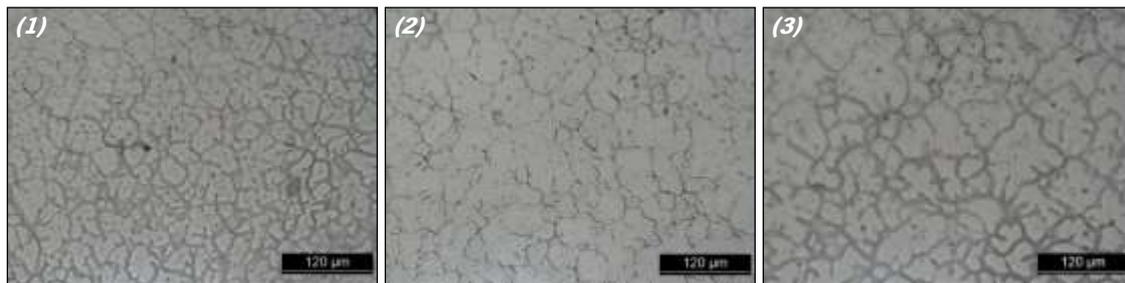
A temperatura de manutenção do banho, bem como o tempo de permanência da liga no estado líquido evidenciou alterações na morfologia e distribuição de grão α -Al. Na Figura 4.12 apresenta-se as microestruturas referentes à temperatura 700°C – (1), 730°C – (2) e 760°C – (3), e os tempos de permanência da liga no estado líquido 0 horas – (a), 1 hora – (b), 2 horas – (c), 4 horas – (d) e 8 horas – (e). Essas mesmas alterações da morfologia do tamanho e circularidade média de grão α -Al, analisadas nas microestruturas da Figura 4.12 são apresentadas graficamente na Figura 4.13 (a) e (b).



(a)



(b)



(c)



(d)



(e)

Figura 4.12 – Microestrutura para diferentes tempos de estágio da liga no estado líquido: (a) 0 horas; (b) 1 hora; (c) 2 horas; (d) 4 horas e (e) 8 horas. Para as temperaturas de manutenção do banho de: (1) 700°C; (2) 730°C e (3) 760°C.

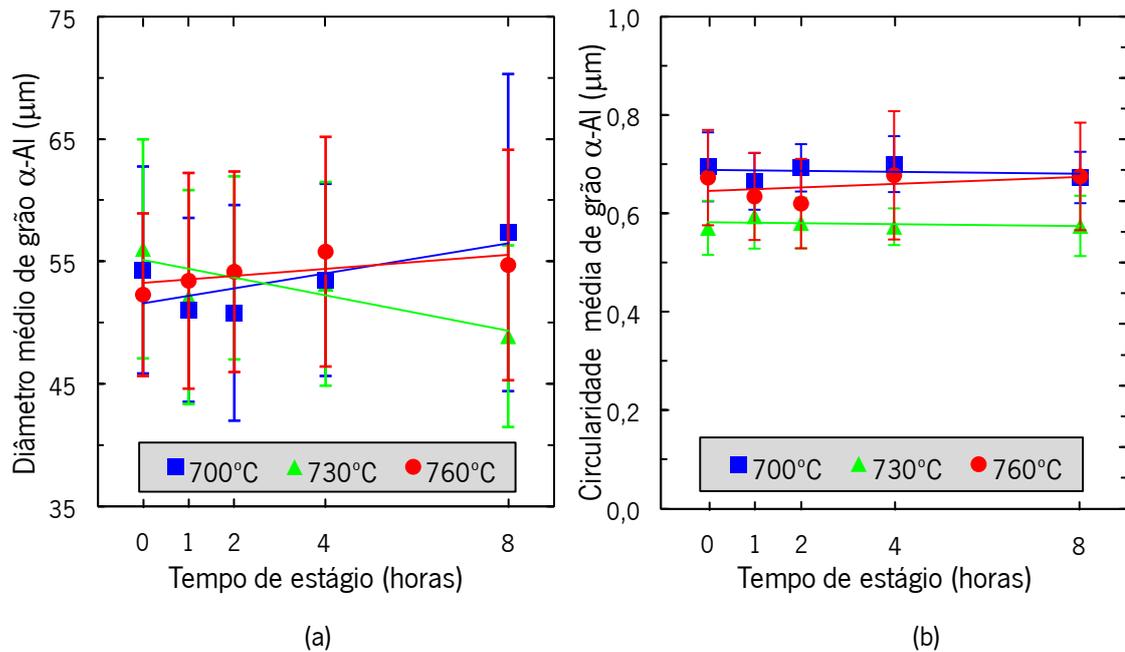


Figura 4.13 – Efeito da temperatura de manutenção do banho, em função do tempo de permanência da liga Al4,5Cu no estado líquido (a) diâmetro médio e (b) circularidade média do grão, α -Al.

Em análise da Figura 4.12 e da Figura 4.13, verifica-se que a temperatura de manutenção do metal líquido, bem como o tempo de estágio da liga no estado líquido influenciam de forma significativa o tamanho e distribuição de grão na estrutura da liga, o que poderá levar a diferentes propriedades da liga, podendo estas ser benéficas ou prejudiciais para os componentes nos quais a liga possa vir a ser aplicada.

O tamanho médio de grão, α -Al, não apresenta a mesma tendência ao longo do tempo de permanência da liga no estado líquido para as diferentes temperaturas, ou seja para a temperatura de manutenção do banho de 700°C e 760°C o gráfico da Figura 4.13 (a) sugere um aumento do tamanho de grão ao longo do tempo, porém para a temperatura de 730°C observa-se o inverso. Contudo, se o desvio padrão dos dados referentes ao tamanho médio de grão for levado em consideração verificam-se variações muito semelhantes para as diferentes temperaturas e para os mesmos tempos de permanência da liga no estado líquido, podendo este fator estar relacionado com a quantidade insuficiente de liga-mãe utilizada para afinar a microestrutura.

No que concerne à circularidade média de grão, esta apresenta pequenas oscilações ao longo do tempo bem como para as diferentes temperaturas de manutenção do metal líquido. Porém como referido anteriormente na análise individual de cada ensaio, as oscilações ao longo do tempo são insignificantes, podendo assim afirmar-se que a circularidade média tende a manter-se constante ao longo do tempo. Contudo, os maiores valores de circularidade são

observados para a temperatura de manutenção do metal líquido a 700°C, e a menor é observada para a temperatura de 730°C como se pode observar na Figura 4.13 (b).

4.1.4.3. Caracterização da eficiência de desgaseificação

Com a finalidade de obter um conhecimento sobre a eficiência da desgaseificação, para as diferentes temperaturas de manutenção do banho em função do tempo de permanência da liga no estado líquido foi avaliada a densidade final da liga. A desgaseificação por argônio do banho foi efetuada antes de realizar o vazamento para as 0 horas de permanência da liga no estado líquido, sendo que para os restantes tempos de estágio da liga apenas foram retiradas para quantificação as amostras antes de cada vazamento sem que o banho fosse sujeito à desgaseificação.

A Figura 4.14 apresenta o efeito da temperatura de manutenção do banho na desgaseificação ao longo do tempo de estágio da liga no estado líquido.

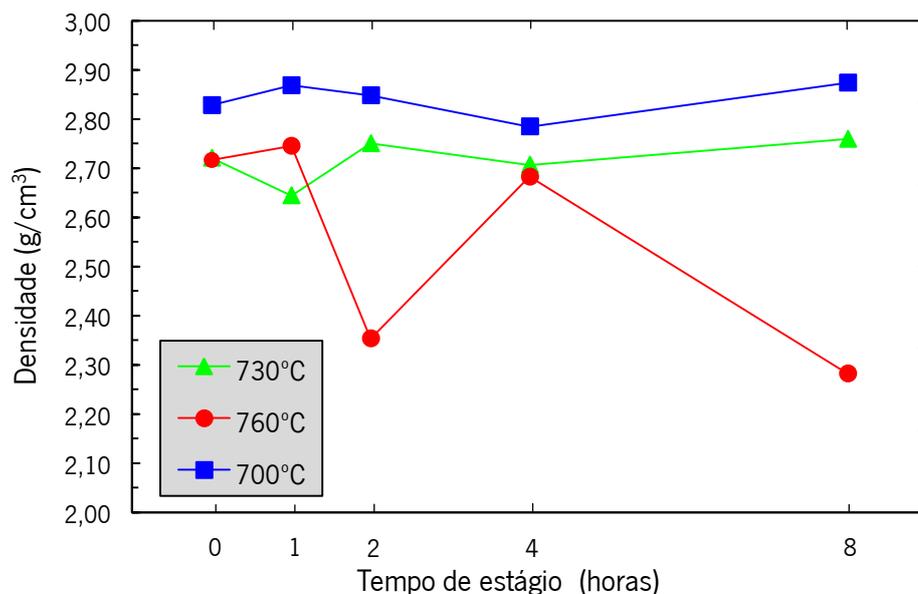


Figura 4.14 – Efeito da desgaseificação para um volume de metal líquido da liga à temperatura de 700°C, 730°C e 760°C para os diferentes tempos de permeância da liga no estado líquido.

Para as diferentes temperaturas de manutenção do metal líquido, a densidade ao longo do tempo de permanência da liga no estado líquido apresenta pequenas oscilações e os valores de densidade observados são muito semelhantes aos da densidade teórica da liga, 2,8 g/cm³.

Contudo, para a temperatura de manutenção do banho de 760°C são visíveis oscilações maiores nos valores de densidade ao longo do tempo de permanência da liga no estado líquido. Isto poderá ter acontecido uma vez, que inicialmente a percentagem de humidade relativa (HR) foi de 60±5%, mas com o decorrer do tempo, ou seja, entre as 4 horas e as 8 horas passou para

HR=70±5%, fator causado pelo aumento de vapor de água no exterior do Laboratório de Fundição, levando assim à diminuição da densidade como se pode observar pela Figura 4.14. A explicação para a diminuição da densidade está relacionada com o vapor de água presente na atmosfera, uma vez que é a principal fonte de hidrogênio nos banhos de alumínio levando à formação de porosidades que afetam as propriedades mecânicas.

4.2. Caracterização mecânica

As propriedades mecânicas das ligas Al-Cu dependem de vários fatores, com particular destaque para a morfologia da microestrutura, ou seja tamanho e distribuição de grão, composição química da liga, tamanho e distribuição de porosidades. São as propriedades mecânicas que determinam a maior ou menor capacidade que a liga tem para transmitir ou resistir a esforços que lhe são aplicados. Essa capacidade é necessária não só durante o processo de fabrico, mas também durante a utilização do material. Dessa forma, do ponto de vista industrial o conjunto de propriedades mecânicas é considerado o mais importante para a escolha da matéria-prima.

Para esta dissertação recorreu-se aos ensaios de dureza, ensaios de tração e ensaios de fadiga, com o intuito de determinar as propriedades mecânicas resultantes dos diferentes ensaios.

4.2.1. Ensaios de dureza

O ensaio de dureza Vickers foi realizado com o intuito de perceber qual o grau de heterogeneidade da liga Al4,5Cu para as diferentes temperaturas de manutenção do banho, em função do tempo de estágio da mesma no estado líquido. Para o ensaio foram utilizadas as amostras obtidas da posição *A1* e *A2* (ver Figura 3.6 da Secção 3.4.1.1), para que também fosse possível avaliar os valores de dureza ao longo do provete. As amostras utilizadas não foram sujeitas a tratamentos térmicos.

Na Figura 4.15, são apresentados os valores de dureza para as diferentes temperaturas de manutenção do banho, em função do tempo de permanência da liga no estado líquido.

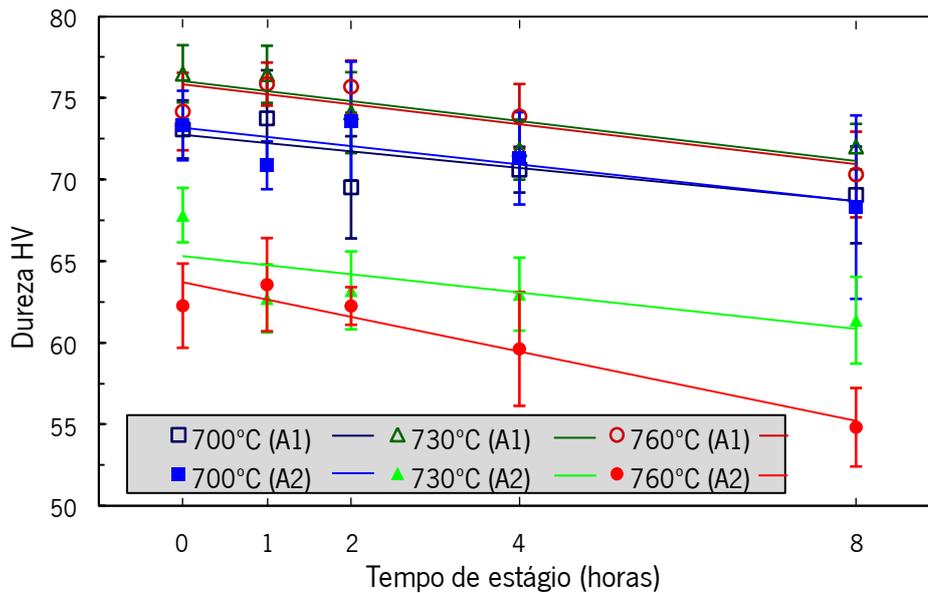


Figura 4.15 – Dureza HV para as diferentes Ensaios. Nas quais A1 e A2 representam as posições das amostras retiradas a 15 mm da base e no centro do provete, respetivamente.

O gráfico da Figura 4.15, sugere que os valores de dureza para as diferentes temperaturas diminuí com o tempo de permanência da liga no estado líquido.

No ensaio, cuja temperatura de manutenção do metal líquido foi de 700°C, verifica-se que tanto para a posição A1 como A2 os valores de dureza apresentam oscilações ao longo do tempo de permanência liga no estado líquido, mas entre si os valores são muito semelhantes apresentando em alguns tempos os mesmos valores de dureza. Dessa forma, para a temperatura de 700°C pode-se afirmar que os valores de dureza são homogêneos ao longo do provete.

Relativamente à temperatura de 730°C e 760°C, estas apresentam oscilações e tendência a diminuir ao longo do tempo de permanência da liga no estado líquido, porém é visível para estas duas temperaturas maiores valores de dureza para a posição A1 do que para a posição A2. A diferença observada poderá estar relacionada com o tempo de solidificação, uma vez que a posição A2 solidifica depois de A1, pois o primeiro situa-se no centro da amostra o que levará mais tempo a solidificar e dessa forma poderá levar a um maior crescimento de grão podendo assim diminuir a dureza da liga.

Os piores valores de dureza são observados para a posição A2 da temperatura de 760°C. Contudo é na posição A1 da temperatura anteriormente referida e a temperatura de 730°C que são visíveis os maiores valores de dureza.

Posto isto, poderá afirmar-se que a dureza tende a diminuir ao longo do tempo de permanência da liga no estado líquido para ambas as temperaturas. Os valores de dureza para 700°C consoante a posição no provete apresentam-se homogêneos, o mesmo não acontece para a temperatura de 730°C e 760°C pois os valores variam consoante a posição no provete, podendo dessa forma promover propriedades distintas ao longo do provete.

4.2.2. Ensaios de tração

Tendo por base determinar as propriedades mecânicas da liga Al4,5Cu quando esta é sujeita a 8 horas de permanência no estado líquido e a diferentes temperaturas de manutenção do banho, recorreu-se ao ensaio de tração para determinar a tensão de cedência, tensão de rotura e extensão à rotura para os diferentes ensaios. É de realçar que para a realização dos ensaios de tração foram utilizados 4 provetes para cada um dos diferentes ensaios, os quais foram sujeitos ao ciclo térmico apresentado na Figura 3.5 da Secção 3.3.3.

4.2.2.1. Ensaio 1 - Temperatura de manutenção do banho a 700°C

Na Figura 4.16 apresentam-se as propriedades mecânicas obtidas pela tração dos provetes vazados na liga Al4,5Cu, para a temperatura de manutenção do banho de 700°C em função do tempo de estágio da liga no estado líquido.

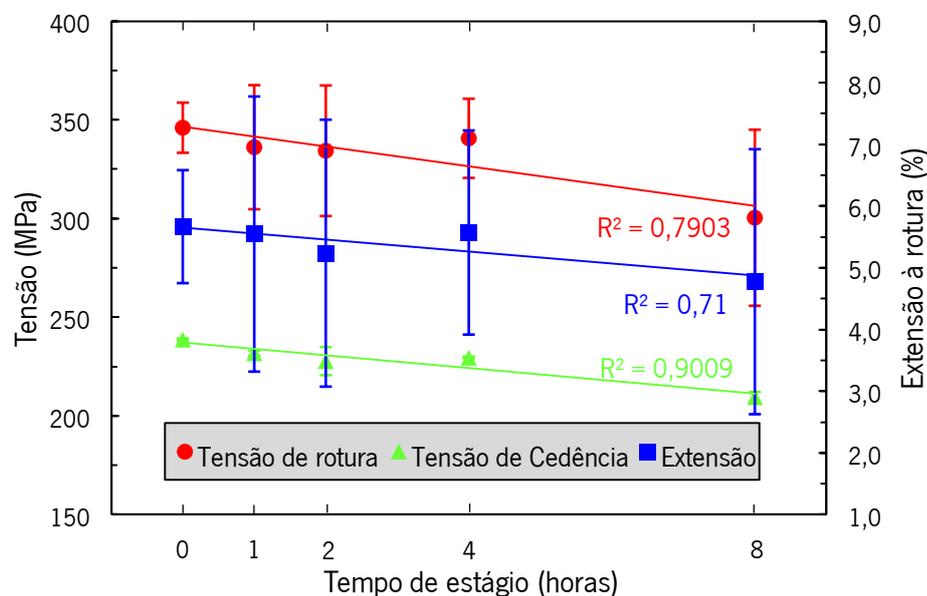


Figura 4.16 – Propriedades mecânicas obtidas na liga Al4,5Cu, processada a 700°C nos diferentes tempos de permanência da liga no estado líquido.

Antes da análise e discussão dos dados provenientes do ensaio de tração para a temperatura de manutenção do banho de 700°C, é necessário referir que para o ensaio das 0 horas de

permanência da liga no estado líquido foram apenas tracionados 3 provetes, contudo para os restantes tempos de permanência da liga no estado líquido foram utilizados 4 provetes.

Pela Figura 4.16 observa-se que a tensão de rotura diminui significativamente com o tempo de permanência da liga no estado líquido. Contudo, os valores de tensão de rotura apresentam oscilações, ou seja, não diminuem de forma linear perfeita. Para as 0 horas, 1 hora, 2 horas, 4 horas e 8 horas o valor médio de tensão foi de 346 MPa, 336 MPa, 334 MPa, 341 MPa e 300 MPa, respetivamente. Para além da tensão de rotura, a tensão de cedência apresenta oscilações nos valores médios com tendência a diminuir de 239 MPa para 232 MPa, 228 MPa, 230 MPa e 210 MPa, para as mesmas condições de processamento. Conforme o gráfico da Figura 4.1 da Secção 4.1.1.1, verifica-se que com o decorrer do tempo de permanência da liga no estado líquido há um decréscimo da % em peso de Mg, assim como também é observado esse decréscimo ao longo do tempo nas propriedades mecânicas, podendo afirmar-se que a % em peso de Mg poderá ter influencia significativa nas propriedades mecânicas.

No que diz respeito à extensão à rotura, a Figura 4.16 sugere que existe uma tendência para diminuir durante o tempo de permanência da liga no estado líquido. Para além do tempo de permanência, a alteração da morfologia bem como a eficiência de desgaseificação também poderá ter contribuído para a diminuição da ductilidade da liga.

Em suma, o tempo de permanência da liga no estado líquido apresenta o mesmo efeito na tensão de cedência, na tensão de rotura bem como na extensão à rotura, ou seja as propriedades mecânicas diminuem. Também é claramente visível uma grande discrepância dos valores para cada parâmetro em análise.

4.2.2.2. Ensaio 2 - Temperatura de manutenção do banho a 730°C

Na Figura 4.17 apresentam-se as propriedades mecânicas obtidas pela tração dos provetes vazados na liga Al4,5Cu, para a temperatura de manutenção do banho de 730°C em função do tempo de estágio da liga no estado líquido.

Na realização dos ensaios de tração, à temperatura de manutenção do banho de 730°C, para os tempos de 1 e 2 horas de permanência da liga no estado líquido foram apenas tracionados 3 provetes.

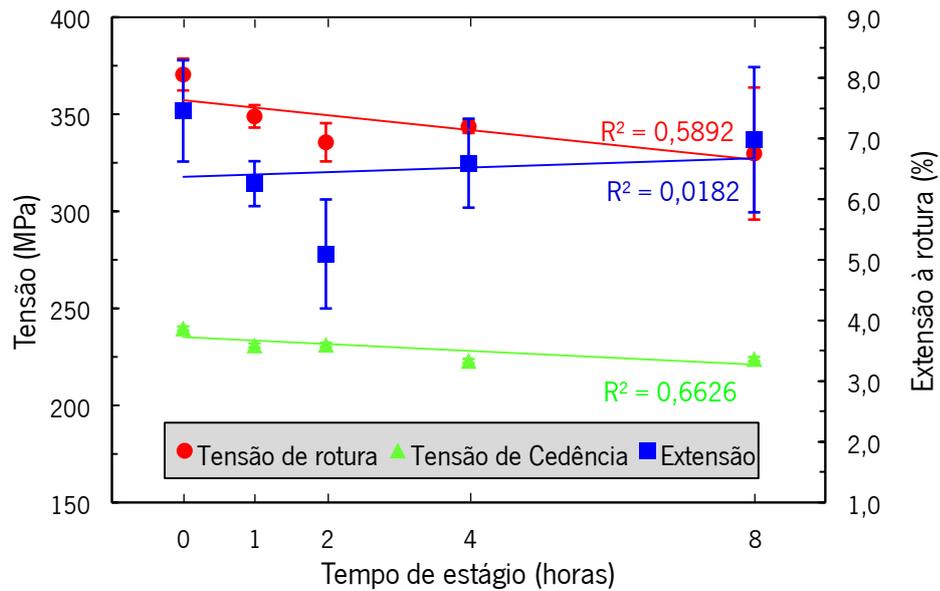


Figura 4.17 – Propriedades mecânicas obtidas na liga Al4,5Cu, processada a 730°C nos diferentes tempos de permanência da liga no estado líquido.

De acordo com a Figura 4.17 poderá concluir-se que a tensão de rotura, tensão de cedência bem como a extensão à rotura para a temperatura de manutenção do banho de 730°C resulta num decréscimo ao longo do tempo de permanência da liga no estado líquido.

A tensão de rotura apresenta um valor máximo de 371 MPa para as 0 horas de permanência da liga no estado líquido, a partir dessa hora esta diminui significativamente apresentando um valor médio de 349 MPa, 336 MPa, 344 MPa e 330 MPa para 1 hora, 2 horas, 4 horas e 8 horas, respetivamente.

Os valores médios da tensão de cedência com o decorrer do tempo da liga no estado líquido tendem a diminuir. Assim, os valores médios de tensão de cedência para a temperatura de manutenção do banho de 730°C, foram 240 MPa, 231 MPa, 231 MPa, 223 MPa e 224 MPa para as 0, 1, 2, 4 e 8 horas de permanência da liga no estado líquido, respetivamente. Tal como na tensão de rotura também para a tensão de cedência é observado o máximo valor para as 0 horas de permanência da liga no estado líquido.

No que concerne, aos valores médios de extensão à rotura, estes apresentam grandes oscilações ao longo do tempo, porém tal como nas propriedades anteriormente mencionadas, o gráfico da Figura 4.17 sugere um decréscimo da ductilidade da liga ao longo do tempo.

Tal como para o ensaio cuja temperatura de manutenção do banho foi 700°C, também para este ensaio as variações das propriedades mecânicas ao longo do tempo de permanência da liga no estado líquido poderão estar relacionadas com a composição química da liga Al4,5Cu, bem

como os fatores anteriormente referidos, tamanho e circularidade média de grão e eficiência da degaseificação.

Em suma, as melhores propriedades mecânicas para a temperatura de manutenção do banho de 730°C são obtidas para as 0 horas de permanência da liga no estado líquido, porém as propriedades mecânicas tendem a diminuir com o tempo, sendo que as piores propriedades mecânicas são observadas para as 8 horas. E tal como no ensaio anterior também para este ensaio é claramente visível uma grande discrepância dos valores em cada um dos parâmetros avaliados.

4.2.2.3. Ensaio 3 - Temperatura de manutenção do banho a 760°C

Na Figura 4.18 apresentam-se as propriedades mecânicas obtidas pela tração dos provetes vazados na liga Al4,5Cu, para a temperatura de manutenção do banho de 760°C em função do tempo de estágio da liga no estado líquido.

Para os resultados do ensaio de tração apresentados na Figura 4.18, é necessário realçar que para o tempo de permanência da liga de 0 horas só foram tracionados 2 provetes, uma vez que os provetes não tracionados apresentavam porosidades à superfície do corpo de prova.

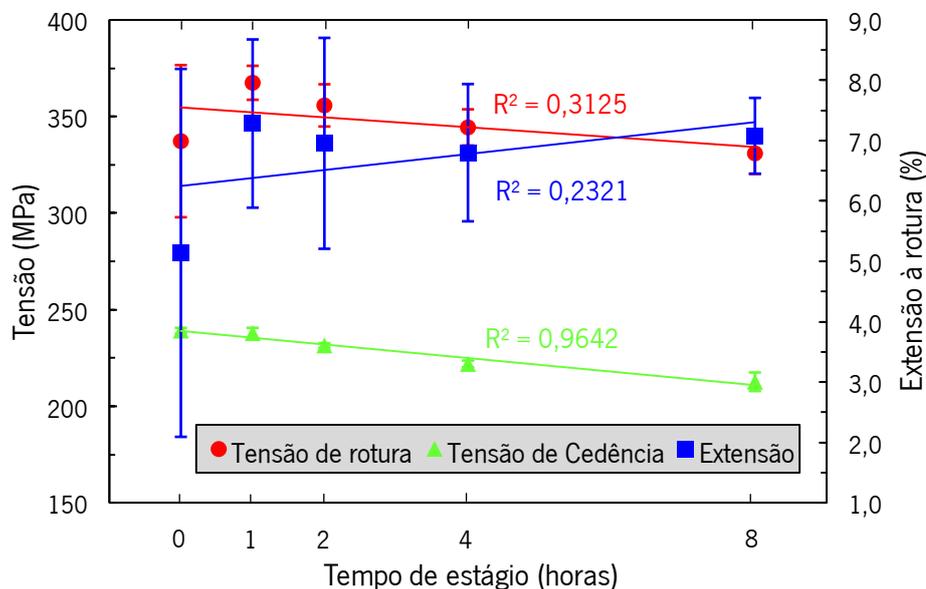


Figura 4.18 – Propriedades mecânicas obtidas na liga Al4,5Cu, processada a 760°C nos diferentes tempos de permanência da liga no estado líquido.

Da Figura 4.18 é visível que tanto a tensão de cedência como a tensão de rotura diminuem como o tempo de permanência da liga no estado líquido. Porém os valores de extensão à rotura apresentados na mesma figura sugerem que existe um aumento da extensão ao longo do tempo

(este resultado poderá ser questionável uma vez que para as 0 horas os valores de extensão – apenas 2 provetes foram tracionados – apresentam uma grande variação de desvio padrão, podendo dessa forma apresentarem-se muito próximos aos valores das horas seguintes e assim a tendência de valores tenderá a diminuir ou até manter-se constante).

Da Figura 4.18 retira-se que a tensão de rotura foi de 337 MPa, 367 MPa, 356 MPa, 344 MPa, e 331 MPa para as 0 horas, 1 hora, 2 horas, 4 horas e 8 horas de permanência da liga no estado líquido, respetivamente.

Relativamente, à tensão de cedência também esta apresenta tendência a diminuir ao longo do tempo de permanência da liga no estado líquido obtendo-se valores médios de 239 MPa, 238 MPa, 231 MPa, 222 MPa e 213 MPa para as diferentes horas de permanência da liga no estado líquido, 0 horas, 1 hora, 2 horas, 4 horas e 8 horas, respetivamente. No que concerne aos valores de extensão à rotura, estes oscilam ao longo das 8 horas de permanência da liga no estado líquido, verificando-se valores de extensão à rotura para as 0 horas, 1 hora, 2 horas, 4 horas e 8 horas de 5,14%, 7,28%, 6,95%, 6,80% e 7,08%, respetivamente.

Tal como nos dois ensaios anteriores, também para este ensaio são sugeridos três fatores que poderão afetar as propriedades mecânicas sendo eles a composição química, a eficiência de desgaseificação e por último não menos importante o tamanho e circularidade média de grão.

Como resumo das propriedades mecânicas para este ensaio realça-se que os piores valores de tensão são obtidos para as 8 horas de permanência da liga no estado líquido. Pode-se ainda observar que é para as 0 horas que são observadas as melhores propriedades mecânicas. E também é de realçar que é claramente visível uma grande discrepância dos valores em cada parâmetro avaliado.

4.2.2.4. Comparação dos diferentes ensaios

Terminada a análise e discussão individual das propriedades mecânicas para os diferentes ensaios, da Figura 4.19 à Figura 4.21 é feita uma comparação das propriedades mecânicas (tensão de cedência, tensão de rotura e extensão à rotura) para os três ensaios em simultâneo, em função do tempo de estágio da liga no estado líquido.

Na Figura 4.19 apresenta-se a tensão de cedência para as diferentes temperaturas de manutenção do banho (700°C, 730°C e 760°C), em função do tempo de estágio das mesmas no estado líquido.

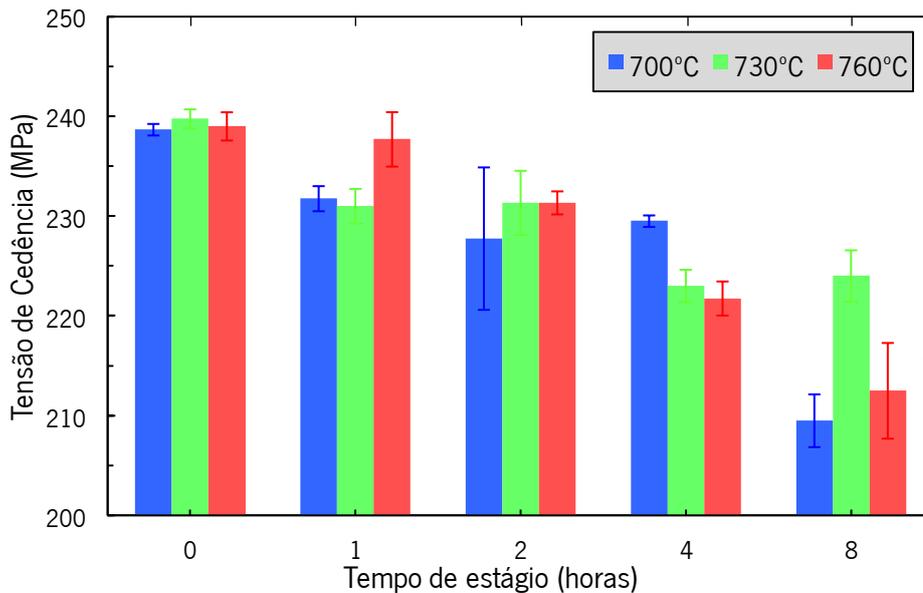


Figura 4.19 – Tensão de cedência obtida na liga Al4,5Cu, processada a 700°C, 730°C e 760°C nos diferentes tempos de permanência da liga no estado líquido.

Com a finalidade de comparar os valores de tensão de cedência obtidos para as diferentes temperaturas de manutenção do banho em função do tempo de permanência da liga no estado líquido surge o gráfico da Figura 4.19, no qual se observa que para todas as temperaturas em análise, a tensão de cedência tende a diminuir com o tempo.

Para as 0 horas de permanência da liga no estado líquido as três temperaturas em análise apresentam os mesmos valores de tensão de cedência, sendo que é para esta hora que o valor de tensão de cedência máximo é observado. Para 1 hora é visível uma ligeira diminuição, na qual a temperatura de 700°C e 730°C apresentam o mesmo valor. Porém para a temperatura de 760°C não se verifica variações da tensão de cedência comparativamente com as 0 horas. Relativamente, a 2 horas e 4 horas a temperatura de 730°C e 760°C apresentam os mesmos valores. No que concerne, às 8 horas de permanência da liga no estado líquido, são observados os piores valores de tensão de cedência contudo, o maior valor de tensão de cedência observado para esta hora é para a temperatura de 730°C.

Em suma, para todas as temperaturas em análise observa-se um decréscimo da tensão de cedência ao longo do tempo de permanência da liga no estado líquido. Contudo, é para a temperatura de manutenção do banho de 700°C que ao longo do tempo são observados os piores valores de tensão de cedência.

Apresenta-se na Figura 4.20, a tensão de rotura referente às diferentes temperaturas de manutenção do banho, para os diferentes tempos de permanência da liga no estado líquido.

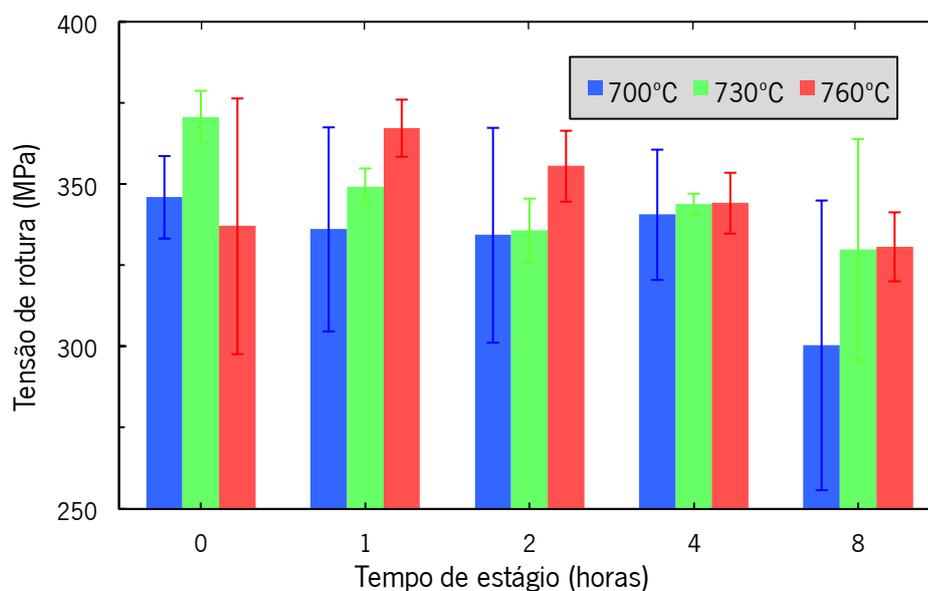


Figura 4.20 – Tensão de rotura obtida na liga Al4,5Cu, processada a 700°C, 730°C e 760°C nos diferentes tempos de permanência da liga no estado líquido.

Tal como na análise da tensão de cedência anteriormente apresentada, também a tensão de rotura para as diferentes temperaturas de manutenção do banho, apresenta tendência a diminuir com o tempo de permanência da liga no estado líquido. É observável na Figura 4.20 a máxima e mínima tensão de rotura para cada temperatura de manutenção do banho às 0 e 8 horas, respetivamente.

Na Figura 4.20 é evidente que os piores valores de tensão de rotura ao longo do tempo são obtidos para a temperatura de 700°C, verificando-se duas exceções para as 0 horas e para as 4 horas. Pois o pior valor de tensão de rotura observável para as 0 horas, é obtido para a temperatura de 760°C. E para as 4 horas as três temperaturas apresentam os mesmos valores de tensão de rotura. Contudo, os maiores valores de tensão de rotura são obtidos para as maiores temperaturas de manutenção do banho 730°C e 760°C. Para temperatura de 730°C a máxima tensão de rotura é obtida para as 0 horas como já tinha sido referido. Relativamente à temperatura de 760°C a máxima tensão de rotura é observada para 1 hora, 2 horas e 8 horas.

Em suma, é claramente observado que os melhores valores de tensão de rotura são obtidos para as maiores temperaturas de manutenção do banho.

A Figura 4.21 exibe a extensão à rotura para os diferentes ensaios, em função do tempo de estágio da liga no estado líquido.

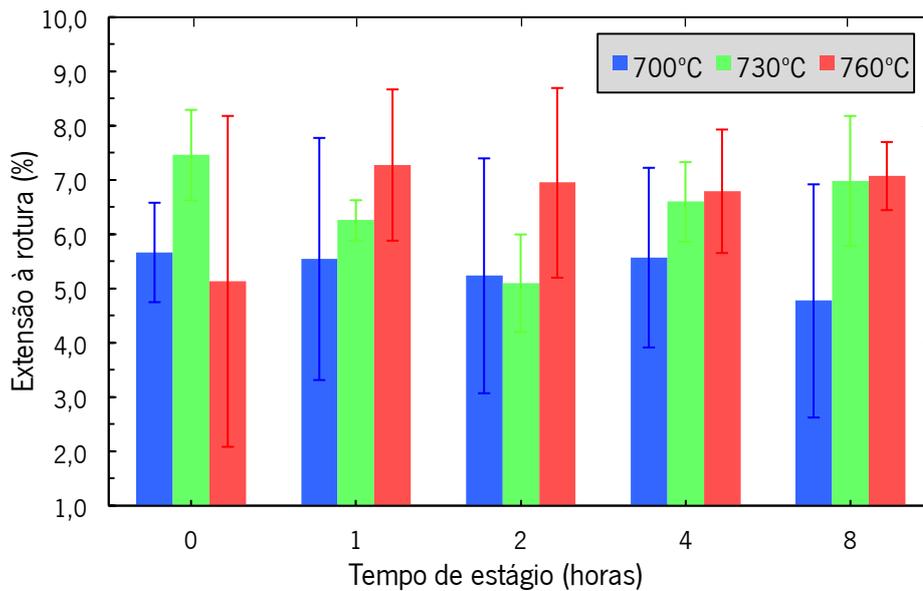


Figura 4.21 – Extensão à rotura obtida na liga Al4,5Cu, processada a 700°C, 730°C e 760°C nos diferentes tempos de permanência da liga no estado líquido.

Os valores de extensão à rotura apresentados na Figura 4.21 demonstram pequenas oscilações ao longo do tempo de permanência da liga no estado líquido. Para a temperatura de manutenção do banho a 700°C a extensão à rotura apresenta valores muito próximos ao longo do tempo. A temperatura de manutenção a 760°C também apresenta valores muito próximos ao longo do tempo à exceção do tempo de permanência da liga no estado líquido durante 0 horas, uma vez que se observa um valor bastante inferior aos restantes. No que concerne à temperatura de 730°C esta apresenta tendência a diminuir até às 2 horas de permanência. Para tempos superiores os valores de extensão à rotura tendem a aumentar.

Em suma, relativamente aos dados obtidos do ensaio de tração é evidente que para a temperatura de manutenção do banho de 730°C e 760°C obtém-se os melhores valores das propriedades mecânicas ao longo do tempo de permanência da liga no estado líquido. Apesar das propriedades mecânicas tenderem a diminuir com o tempo demonstram não apresentar grandes variações, ou seja os valores demonstram ser coesos. Dessa forma, poderá estar explicada que para as maiores temperaturas de manutenção do banho em estudo, as propriedades mecânicas demonstram ser melhores. É ainda relevante referir que para a quantificação dos valores de extensão à rotura de todos os ensaios, os valores utilizados foram os resultantes da máquina de tração, sendo ainda considerado que a folga entre a amarra e a cabeça do provete foi igual em todos os ensaios e subtraída ao valor apresentado.

4.2.3. Ensaio de fadiga

Os materiais utilizados em componentes podem estar sujeitas a tensões de fadiga elevadas, que necessariamente tem de ser conhecidas, uma vez que as cargas cíclicas podem causar falhas [82]. Dessa forma, para a presente dissertação recorreu-se ao ensaio de fadiga com o intuito de avaliar o número de ciclos para as diferentes tensões de fadiga, tendo em conta as variáveis que tem vindo a ser estudadas ao longo desta dissertação: (i) temperatura de manutenção do banho e (ii) tempo de permanência da liga no estado líquido. Para a realização dos ensaios de fadiga os provetes utilizados para cada um dos diferentes ensaios foram sujeitos ao ciclo térmico apresentado na Figura 3.5 da Secção 3.3.3.

4.2.3.1. Ensaio 1 - Temperatura de manutenção do banho a 700°C

A Figura 4.22 apresenta as curvas S-N, obtidas para a temperatura de manutenção do banho de 700°C, comparando os diferentes tempos de permanência da liga no estado líquido.

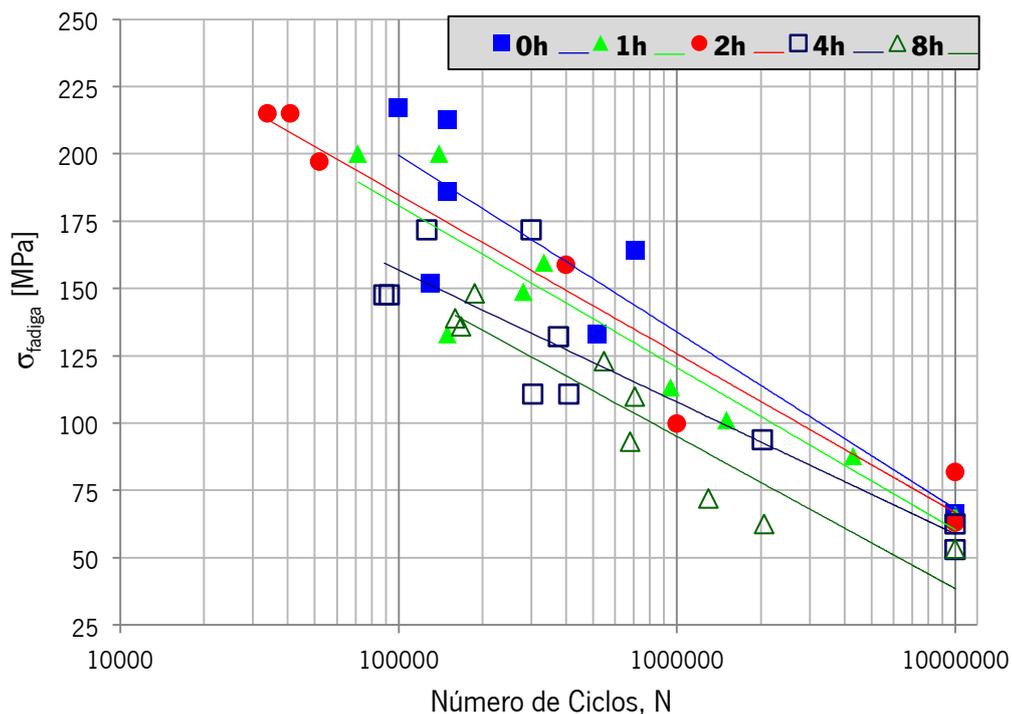


Figura 4.22 – Curvas S-N para os diferentes tempos de permanência da liga Al4,5Cu no estado líquido, à temperatura de manutenção do banho de 700°C.

O gráfico da Figura 4.22 sugere que as melhores propriedades de fadiga são observadas para as 0 horas e as piores propriedades são observadas para as 8 horas. É ainda observado que para as 0 horas, 1 hora e 2 horas as propriedades de fadiga apresentam valores muito

próximos, porém para as 4 horas e 8 horas apesar de estas apresentarem valores semelhantes entre si, verificam-se propriedades inferiores às horas anteriormente referidas.

No entanto, tal como para os ensaios de tração a composição química tamanho e circularidade média de grão, bem como a eficiência de desgaseificação podem afetar as propriedades mecânicas, também para o ensaio de fadiga estes mesmos fatores poderão afetar as propriedades de fadiga observadas, na Figura 4.22, para os diferentes tempos de permanência da liga no estado líquido.

Na Figura 4.1 da Secção 4.1.1, na qual está apresentada a composição química para a temperatura de manutenção do banho de 700°C, é observada uma diminuição da % em peso de Mg ao longo do tempo de permanência da liga no estado líquido, sendo também se verificado na Figura 4.22 essa mesma tendência nas propriedades de fadiga. Dessa forma, poderá concluir-se que a composição química, mais concretamente a % em peso de Mg influencia de forma direta as propriedades de fadiga.

4.2.3.2. Ensaio 2 - Temperatura de manutenção do banho a 730°C

Na Figura 4.23 apresenta-se as curvas S-N obtidas na liga Al4,5Cu, para a temperatura de manutenção do banho de 730°C em função do tempo de estágio da liga no estado líquido.

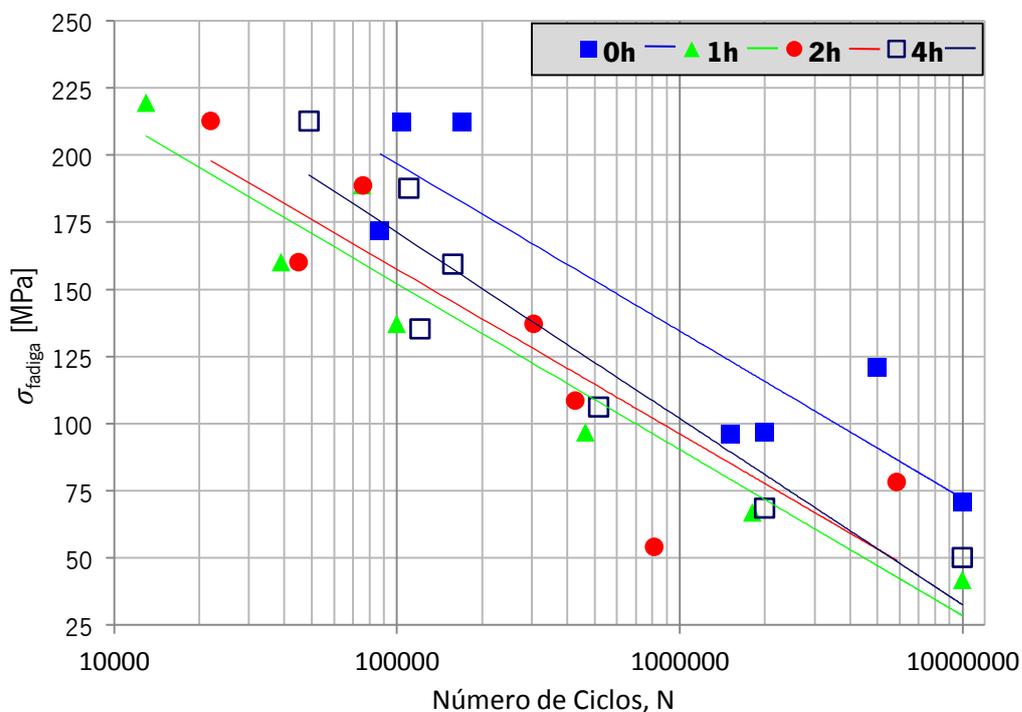


Figura 4.23 – Curvas S-N para os diferentes tempos de permanência da liga Al4,5Cu no estado líquido, à temperatura de manutenção do banho de 730°C.

Os dados apresentados na Figura 4.23, sugerem que as melhores propriedades de fadiga são observadas para as 0 horas, contudo as piores são observadas após 1 hora de permanência da liga no estado líquido. É ainda observado para as 2 horas e 4 horas de permanência da liga no estado líquido que para valores tensões de fadiga menores o número de ciclos tende a ser semelhante, levando a propriedades semelhantes entre si. Porém para tensões de fadiga maiores as propriedades de fadiga para as duas horas referidas tendem a ser diferentes.

Tal como para o ensaio cuja temperatura de manutenção foi 700°C também para esta temperatura a evolução das propriedades de fadiga ao longo do tempo de permanência da liga no estado líquido poderão estar relacionadas com a composição química da liga ao longo do tempo, como o tamanho e circularidade média de grão, α -Al, bem como a eficiência da desgaseificação.

4.3. Símula

Neste Capítulo foram apresentados e discutidos todos os resultados obtidos no desenvolvimento desta dissertação. Para fácil e concisa análise e discussão dos resultados obtidos, foi necessário analisar a caracterização química e microestrutural e posteriormente as propriedades mecânicas.

Assim, na caracterização química e microestrutural iniciou-se com a análise individual da composição química e microestrutura para a temperatura do banho de 700°C, 730°C e 760°C, em função do tempo de permanência da liga no estado líquido. Seguindo-se a comparação das diferentes temperaturas de manutenção do banho, em função do tempo de estágio da liga no estado líquido para as características anteriormente referidas, bem como a caracterização da eficiência de desgaseificação. No Anexo 2, Tabela A2.2 apresenta-se um resumo dos valores do tamanho e circularidade média de grão, α -Al, ainda no anexo anteriormente referido mas na Tabela A2.3 apresenta-se um resumo dos valores da eficiência da desgaseificação.

No que concerne às propriedades mecânicas, inicialmente foram analisados e discutidos os dados resultantes do ensaio de dureza, no Anexo 2 na Tabela A2.4, apresenta-se um resumo dos valores de dureza obtidos para as duas posições (A1 e A2), para as diferentes temperaturas de manutenção do banho em função do tempo de permanência da liga no estado líquido.

Ainda nas propriedades mecânicas foi realizada a análise e discussão dos resultados obtidos no ensaio de tração. Para tal inicialmente começou-se por fazer uma análise individual das

propriedades mecânicas (tensão de cedência, tensão de rotura e extensão à rotura) para as diferentes temperaturas de manutenção do banho, em função do tempo de estágio da liga Al4,5Cu no estado líquido. Para término da análise dos dados provenientes do ensaio de tração foi realizada a comparação de cada propriedade individualmente para as três temperaturas de manutenção do banho em simultâneo. Tal como no ensaio de dureza, também para o ensaio de tração no Anexo 2, Tabela A2.5 apresenta-se o resumo das propriedades mecânicas para as diferentes temperaturas em função do tempo de permanência da liga no estado líquido.

CAPÍTULO 5 - CONCLUSÕES FINAIS E PERSPETIVAS DE TRABALHOS FUTUROS

O objetivo principal desta dissertação foi estudar o tempo de permanência da liga no estado líquido para diferentes temperaturas de processamento. Dessa forma, neste Capítulo serão apresentadas as conclusões finais do trabalho desenvolvido que permitiram obter conhecimentos até então desconhecidos.

Inicialmente neste Capítulo, serão apresentadas as conclusões finais relativas à caracterização química, microestrutural e eficiência da degaseificação referente aos três ensaios. Por último, ainda referentes às conclusões finais serão feitas as conclusões relativas às propriedades mecânicas.

O trabalho desenvolvido revelou importantes dados para a indústria da fundição, dessa forma no término deste Capítulo que culmina com o fim desta dissertação serão apresentados e sugeridos trabalhos futuros que visam melhorar as propriedades dos componentes que são obtidos para diferentes temperatura e tempo de permanência do metal no estado líquido.

5.1. Conclusões finais

As conclusões desta dissertação focam-se essencialmente nas duas variáveis, que foram tidas em consideração ao longo do desenvolvimento deste trabalho: (i) temperatura de manutenção do banho e (ii) tempo de permanência da liga no estado líquido. Assim, como principais conclusões a retirar deste trabalho há a referir:

- A composição química de alguns elementos nos diferentes ensaios tende a variar com o tempo de permanência da liga no estado líquido, nomeadamente a % em peso de Mg. A menor perda de % em peso de Mg é observada para a temperatura de manutenção do banho de 730°C e a maior perda é observada para a temperatura de manutenção do banho de 700°C.
- O tamanho médio de grão, α -Al, para as diferentes temperaturas e tempos de permanência da liga no estado líquido apresenta variações semelhantes sugerindo que a quantidade de liga-mãe adicionada para afinar a microestrutura da liga foi insuficiente.
- A circularidade média de grão tende a manter-se constante ao longo do tempo de permanência da liga no estado líquido para as diferentes temperaturas. Contudo, os piores valores são observados para a temperatura de 730°C e os melhores valores verificados para a temperatura de 700°C.
- Relativamente à dureza da liga Al4,5Cu, conclui-se que os valores de dureza para as mesmas temperaturas de manutenção do banho e tempos de estágio da liga no estado líquido variam consoante a posição no provete. A dureza tende a diminuir com o tempo de permanência da liga no estado líquido.
- Os melhores resultados para as propriedades mecânicas foram obtidos para as temperaturas mais elevadas (730°C e 760°C) e tempos de estágio mais baixos. Diminuindo a temperatura de manutenção do banho e aumentando o tempo de estágio, a liga tem tendência a perder as suas propriedades mecânicas.
- As melhores propriedades de fadiga para a temperatura de manutenção do banho de 700°C são obtidas para as 0 horas e as piores são observadas para as 8 horas de permanência da liga no estado líquido. Contudo, também para a temperatura de 730°C as melhores propriedades mecânicas são obtidas para as 0 hora, mas as piores propriedades são observadas para 1 hora de permanência da liga no estado líquido.

5.2. Perspectivas de trabalhos futuros

Atingidos os principais objetivos deste trabalho, houve determinadas questões que não ficaram totalmente esclarecidas, sendo importante obter mais informação de modo a complementar e aumentar os conhecimentos que foram adquiridos no âmbito desta dissertação.

Neste contexto, os desenvolvimentos futuros deste trabalho deverão incidir, preferencialmente, nas seguintes vertentes de investigação:

- Avaliar a microestrutura e os valores de dureza após a realização dos tratamentos térmicos na liga.
- Avaliar o número de ciclos, para as diferentes tensões de fadiga, para a temperatura de manutenção do banho de 760°C nos diferentes tempos de estágio da liga no estado líquido.
- Avaliar no ensaio de tração e fadiga a área do provete que sofreu rotura, recorrendo à Microscopia Eletrónica de Varrimento (MEV).
- Identificar os constituintes intermetálicos para as diferentes temperaturas e tempos de permanência da liga no estado líquido recorrendo ao MEV, que esteja equipado com Espectroscopia de Energias (EDS) por forma a adquirir a composição química das fases presentes na microestrutura.
- Aplicar o mesmo tipo de metodologia de trabalho, ampliando o conhecimento a um maior número de ligas de alumínio.

“Se tens conhecimento, deixa que as outras pessoas acendam as suas velas na tua.”

Thomas Fuller

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] J. R. Davis, Ed., "Chapter 1: Introduction," in *Corrosion of Aluminum and Aluminum Alloys*, ASM International, 1999, pp. 1–24.
- [2] european aluminium association, "Moving up to aluminium: Light , strong and profitable." Belgica, pp. 1–11, 2006.
- [3] Sitio da www da European Aluminium Association, com endereço em <http://www.alueurope.eu>, acessado a 27 de outubro de 2012.
- [4] Isabel Rute Filipe Cerveira Nunes Fontinha, "Revestimentos nanoestruturados para protecção de liga de alumínio," Universidade de Aveiro, 2012.
- [5] W. F. Smith, *Princípios de Ciência e Engenharia dos Materiais*, 3 ed. Florida: , 1998.
- [6] J. Hirsch, "Automotive Trends in Aluminium - The European Perspective," *Materials Forum*, vol. 28, pp. 15–23, 2004.
- [7] H. Puga, J. Barbosa, D. Soares, F. Silva, and S. Ribeiro, "Recycling of aluminium swarf by direct incorporation in aluminium melts," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 209, pp. 5195–5203, 2009.
- [8] K. Logožar, G. Radonjič, and M. Bastič, "Incorporation of reverse logistics model into in-plant recycling process: A case of aluminium industry," *Resources, Conservation and Recycling*, vol. 49, pp. 49–67, 2006.
- [9] John R. Brown, Ed., *Foseco Non-Ferrous Foundryman's Handbook*, 11 ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 1999.
- [10] european aluminium association, "Aluminium in cars." Belgica, pp. 1–13, 2007.
- [11] J. Gilbert. Kaufman and Elwin L. Rooy, *Aluminum Alloy Castings: Properties , Processes and Applications*. Ohio, USA: ASM International, 2004.
- [12] *Metals Handbook Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*, Vol. 2. ASM International, 1990.
- [13] Myer Kutz, Ed., *Mechanical Engineers Handbook Materials and Mechanical Design*, 3 ed., vol. 1. Canada: John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, 2006.
- [14] *Metals Handbook Metallography and Microstructures*, Vol. 9. ASM International, 2004.

- [15] I.J.Polmear, *Light Alloys, Metallurgy of the Light Metals*, 3 ed. London: Butterworth-Heinemann, 1995.
- [16] Kent Robertson Van Horn, *Aluminum: Properties, physical, metallurgy and phase diagrams*, Vol. 1. American Society for Metals, 1967.
- [17] L. Backerud, Guocai Chai, and Jarmo Tamminen, *Solidification Characteristics of Aluminum Alloys*, Vol. 2. Stockholm, Sweden: AFS/SKANALUMINIUM, 1990.
- [18] The Aluminum Association, "Aluminum Alloys: Selection and Applications." Washington, pp. 1–20, 1998.
- [19] H. Kaya, "Dependence of electrical resistivity on temperature and composition of Al-Cu alloys," *Materials Research Innovations*, vol. 16, pp. 224–229, 2012.
- [20] Luís Miguel Nicolau Aires, "Análise Experimental do Comportamento à fadiga em Juntas Soldadas por Fricção Linear de Ligas de Alumínio para a Indústria Aeronáutica Agradecimentos," Universidade Técnica de Lisboa, 2007.
- [21] L. Min, W. Hongwei, W. Zunjie, and Z. Zhaojun, "Effect of returns on microstructure and mechanical properties of Al-Cu based alloys," *Research & Development, China*, pp. 37–42, 2010.
- [22] Joseph R. Davis, Ed., *Metals Handbook Desk Edition*, 2 ed. ASM International, 1998.
- [23] *Metals Handbook Alloy Phase Diagrams*, Vol. 3. ASM International, 1992.
- [24] Peter Beeley, *Foundry Technology*, 2 ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2001.
- [25] *Metals Handbook Casting*, Vol. 15. ASM International, 1988.
- [26] D. Dispinara, S. Akhtarb, A. Nordmarka, M. Di Sabatinoa, and L. Arnbergb, "Degassing, hydrogen and porosity phenomena in A356," *Materials Science and Engineering*, vol. 527, pp. 3719–3725, 2010.
- [27] R. Cook, P. S. Copper, and M. A. Kearns, "Benefits of master alloy melt treatment in the aluminium foundry industry," *Metallurg Aluminium*, California, 1996.
- [28] M. B. Djurdjević, Z. Odanović, and J. Pavlović-Krstić, "Melt quality control at aluminium casting plants," *Association of Metallurgical Engineers of Serbia*, vol. 16, pp. 63–76, 2010.

- [29] G. K. Sigworth and T. A. Kuhn, "Grain Refinement of Aluminum Casting Alloys," *American Foundry Society*, Schaumburg, USA, pp. 1–12, 2007.
- [30] Z. Zhang, X. Bian, Z. Wang, X. Liu, and Y. Wang, "Microstructures and grain refinement performance of rapidly solidified Al–Ti–C master alloys," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 339, pp. 180–188, 2002.
- [31] J. P. Anson and J. E. Gruzleski, "The Quantitative Discrimination between Shrinkage and Gas Microporosity in Cast Aluminum Alloys Using Spatial Data Analysis," *Materials Characterization*, vol. 43, New York, pp. 319–335, 1999.
- [32] Aleris, "Aluminium Casting Alloys." Germany, 2011.
- [33] R. Monroe, "Porosity in Castings," *American Foundry Society*, Schaumburg, USA, pp. 1–28, 2005.
- [34] D. Apelian, *Aluminum Cast Alloys: Enabling Tools for Improved Performance*. NADCA, 2009.
- [35] Prince N. Anyalebechi, "Analysis of the effects of alloying elements on hydrogen solubility in liquid aluminum alloys," *Scripta Metallurgica et Materialia*, vol. 33, pp. 1209–1216, 1995.
- [36] Teng-Shih Shih and K.-Y. Wen, "Effects of Degassing and Fluxing on the Quality of Al-7%Si and A356.2 Alloys," *Materials Transactions*, vol. 46, pp. 263–271, 2005.
- [37] R. Haghayeghi, H. Bahai, and P. Kapranos, "Effect of ultrasonic argon degassing on dissolved hydrogen in aluminium alloy," *Materials Letters*, vol. 82, pp. 230–232, 2012.
- [38] J. G. Conley, J. Huang, J. Asada, and K. Akiba, "Modeling the effects of cooling rate, hydrogen content, grain refiner and modifier on microporosity formation in Al A356 alloys," *Materials Science and Engineering*, vol. 285, pp. 49–55, 2000.
- [39] R. C. Atwood, S. Sridhar, W. Zhang, and P. D. Lee, "Diffusion- Controlled Growth of Hydrogen Pores in Aluminium- Silicon Casting: In Situ Observation and Modelling," *Acta Materialia*, vol. 48, pp. 405–417, 2000.
- [40] S. Karagadde, S. Sundarraj, and P. Dutta, "Modeling growth of hydrogen bubbles in aluminum castings using the level-set method," *Scripta Materialia*, vol. 61, pp. 216–219, 2009.

- [41] S. Fox and J. Campbell, "Visualisation of oxide film defects during solidification of aluminium alloys," *Scripta Materialia*, vol. 43, pp. 881–886, 2000.
- [42] S. Poynton, M. Brandt, and J. Grandfield, "A review of inclusion detection methods in molten aluminium," *The Minerals, Metals & Materials Society*, pp. 681–686, 2009.
- [43] Dr Paul Cooper and A. Barber, "Review of the latest developments and best use of grain refiners," in *Presented at the 2nd International Melt Quality Workshop*, 2003, pp. 1–10.
- [44] J. E. Gruzleski, B. M. Closset, and A. F. Society, *The Treatment of liquid Aluminum-Silicon Alloys*. USA: American Foundrymen's Society, 1990.
- [45] M. N. Binney, D. H. Stjohn, A. K. Dahle, J. A. Taylor, E. C. Burhop, and P. S. Cooper, "Grain Refinement of Secondary Casting Alloys," *Metallurg Aluminium*, 2003.
- [46] L. Zhao, Y. Pan, H. Liao, and Q. Wang, "Degassing of aluminum alloys during re-melting," *Materials Letters*, vol. 66, pp. 328–331, 2012.
- [47] A. Mitrasinovic, F. C. R. Hernández, M. Djurdjevic, and J. H. Sokolowski, "On-line prediction of the melt hydrogen and casting porosity level in 319 aluminum alloy using thermal analysis," *Materials Science and Engineering*, vol. 428, pp. 41–46, 2006.
- [48] Samuel A. M. and Samuel F. H., "The Reduced Pressure Test as a Measuring Tool in the Evaluation of Porosity/Hydrogen Content in Al-7 Wt pct Si-10 Vol. pct SiC(p) Metal Matrix Composite", *Metallurgical Transactions A*, vol. 24, pp. 1857– 1868, 1993.
- [49] K T Kashyap and T Chandrashekar, "Effects and mechanisms of grain refinement in aluminium alloys," *Indian Academy of Sciences*, vol. 24, pp. 345–353, 2001.
- [50] Mark Easton and D. StJohn, "Grain Refinement of Aluminum Alloys: Part I. The Nucleant and Solute Paradigms - A Review of the Literature," *Metallurgical and Materials Transactions*, vol. 30A, pp. 1613–1623, 1999.
- [51] P. Moldovan and G. Popescu, "The Grain Refinement of 6063 Aluminum Using Al-5Ti-1B and Al-3Ti-0.15C Grain Refiners," *Aluminum alloys*, Universidade Politécnica de Bucareste, pp. 59–61, 2004.
- [52] Yücel Birol, "Grain refining efficiency of Al-Ti-C alloys," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 422, pp. 128–131, 2006.
- [53] J. a. Spittle, "Grain refinement in shape casting of aluminium alloys," *International Journal of Cast Metals Research*, vol. 19, pp. 210–222, 2006.

- [54] T. V. Atamanenko, D. G. Eskin, L. Zhang, and L. Katgerman, "Criteria of Grain Refinement Induced by Ultrasonic Melt Treatment of Aluminum Alloys Containing Zr and Ti," *Metallurgical and Materials Transactions*, vol. 41A, pp. 2056–2066, 2010.
- [55] T. R. Ramachandran, P. K. Sharma, and K. Balasubramanian, "Grain Refinement of Light Alloys," in *Proceedings of 68th World Foundry Congress, 2008*, pp. 189–193.
- [56] J. A. Marcantonio and L. F. Mondolfo, "Grain Refinement in Aluminum Alloyed with Titanium and Boron," *Metallurgical transactions*, vol. 2, pp. 465–471, 1971.
- [57] M. A. Easton and D. H. Stjornh, "Model of grain refinement incorporating alloy constitution and potency of heterogeneous nucleant particles," *Acta Materialia*, vol. 49, pp. 1867–1988, 2001.
- [58] P. S. Mohanty and J. E. Gruzleski, "Mechanism of grain refinement in aluminium," *Acta metall.mater*, vol. 43, pp. 2001–2012, 1995.
- [59] Zhang Heng-hua, "Crystallography and refining mechanism of (Ti, B) - contained salts in pure aluminum," *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 18, pp. 836–841, 2008.
- [60] A. M. Bunn, P. Schumacher, M. A. Kearns, C. B. Boothroyd, and A. L. Greer, "Grain refinement by Al–Ti–B alloys in aluminium melts: a study of the mechanisms of poisoning by zirconium," *Materials Science and Technology*, vol. 15, pp. 1115–1123, 1999.
- [61] P. Schumacher and A. L. Greer, "Studies of the action of grain - refining particles in Aluminium alloys," *Metallurg Aluminium*, Cambridge, 1995.
- [62] M. M. Guzowski, G. K. Sigworth, and D. A. Sentner, "The role of boron in the grain refinement of aluminum with titanium," *Metallurgical Transactions*, vol. 18A, pp. 603–619, 1987.
- [63] Y. Zhang, N. Ma, H. Yi, S. Li, and H. Wang, "Effect of Fe on grain refinement of commercial purity aluminum," *Materials & Design*, vol. 27, pp. 794–798, 2006.
- [64] G. E. Totten and D. S. MacKenzie, Eds., *Handbook of aluminum: Physical metallurgy and processes*, Vol. 1. New York: , 2003.
- [65] V. S. Zolotarevsky, N. A. Belov, and M. V. Glazoff, *Casting Aluminium Alloys*, 5 ed. Amsterdam: Elsevier, 2007.

- [66] J. E. Hatch, Ed., *Aluminum: Properties and Physical Metallurgy*, Vol. 1. ASM International, 1984.
- [67] *Metals Handbook Heat Treating*, Vol. 4. ASM International, 1991.
- [68] John Gilbert Kaufman, *Introduction to Aluminum Alloys and Tempers*. ASM International, 2000.
- [69] Gene Mathers, *The welding of aluminium and its alloys*. Cambridge, England: Woodhead Publishing Lda and CRC Press, 2002.
- [70] M. F. Ashby and David R. H. Jones, *Engineering Materials 2: An Introduction to Microstructures, Processing and Design*, 2 ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 1998.
- [71] G. Timelli, O. Lohne, L. Arnberg, and H. I. Laukli, "Effect of Solution Heat Treatments on the Microstructure and Mechanical Properties of a Die-Cast AlSi7MgMn Alloy," *Metallurgical and Materials Transactions*, vol. 39A, pp. 1747–1758, 2008.
- [72] R. N. Lumley, R. G. Odonnell, D. R. Gunasegaram, and M. Givord, "Heat Treatment of High - Pressure Die Castings," *Metallurgical and Materials Transactions*, vol. 38A, pp. 2564–2574, 2007.
- [73] Cláudio Roberto Losekann, "Automobilística: Tecnologia de Materiais." Unidade 3- Materiais não Ferrosos, Florianópolis, 2003.
- [74] C. Limmaneevichitr and W. Eidhed, "Novel technique for grain refinement in aluminum casting by Al-Ti-B powder injection," *Materials Science and Engineering*, vol. 355, pp. 174–179, 2003.
- [75] B. S. Murty, S. A. Kori, and M. Chakraborty, "Grain refinement of aluminium and its alloys by heterogeneous nucleation and alloying," *International Materials Reviews*, vol. 27, 2002.
- [76] G. F. V. Voort, "Metallography: Principles and Practice." ASM International, USA, 1999.
- [77] Vicente Chiaverini, *Tecnologia Mecânica: Estrutura e Propriedades das Ligas Metálicas*, 2 ed. São Paulo: McGraw - Hill, 1986, pp. 134–144.
- [78] Angelo Fernando Padilha, *Materiais de Engenharia: Microestrutura e Propriedades*. Brasil: Hemus, 2000.
- [79] J. P. Davim e A. G. Magalhães, *Ensaio Mecânicos e Tecnológicos*. Estante, 1992.

- [80] *Metals Handbook Mechanical Testing and Evaluation*, Vol. 8. ASM International, 2000.
- [81] C. N. Cochran, D. L. Belitskus, and D. L. Kinosz, "Oxidation of Aluminum - Magnesium Melts in Air, Oxygen, Flue Gas, and Carbon Dioxide," *Metallurgical Transactions*, vol. 8B, pp. 323–332, 1977.
- [82] H. Mayer, M. Papakyriacou, B. Zettl, and S. E. S.- Tschegg, "Influence of porosity on the fatigue limit of die cast magnesium and aluminium alloys," *International Journal Fatigue*, vol. 25, pp. 245–256, 2003.

“Não é na ciência que está a felicidade, mas na aquisição da ciência.”

Edgar Allan Poe

ANEXO 1 - METODOLOGIA EXPERIMENTAL

A1.1. Cálculo de volumes

O cálculo dos volumes do cadinho e da coquilha foi essencial para determinar a quantidade de liga necessária para a realização do procedimento experimental. Os cálculos foram efetuados tendo em vista a quantidade ideal da liga a utilizar. Assim para cada temperatura de manutenção do banho foi utilizada uma quantidade de liga suficiente para obter 15 provetes, em cada um dos cinco tempos de permanência da liga no estado líquido.

A1.1.1. Cadinho

A determinação do volume do cadinho, foi efetuada através da equação A2.1, uma vez que o cadinho tinha geometria semelhante à de um tronco de cone. Para a determinação do volume foi necessário os dados apresentados na Tabela A1.1.

Tabela A1.1 – Dados necessários para o cálculo do volume do cadinho, nos quais o D é o diâmetro, o R o raio e o h representa a altura do cadinho

| D_{maior} [cm] | D_{menor} [cm] | R_{maior} [cm] | R_{menor} [cm] | h_{total} [cm] | $h_{\text{utilizado}}$ ² [cm] |
|-------------------------|-------------------------|-------------------------|-------------------------|-------------------------|--|
| 19 | 14 | 9,5 | 7 | 29 | 25 |

$$V = \frac{1}{3} \times \pi \times h \times (R_{\text{maior}}^2 + R_{\text{maior}} \times r_{\text{menor}} + r_{\text{menor}}^2) \quad (A1.1)$$

$$V = \frac{1}{3} \times \pi \times 25(9,5^2 + (9,5 \times 7) + 7^2) = 5383,792 \text{ cm}^3 = 5,38 \text{ dm}^3$$

Recorrendo à equação A1.2, foi calculada a quantidade ou seja a massa (m) de liga que o cadinho poderia suportar, na qual o V é o volume e ρ representa a densidade da liga Al4,5Cu.

$$m = \rho \times V \quad (A1.2)$$

$$m = 2,7 \text{ kg/dm}^3 \times 5,38 \text{ dm}^3 = 14,526 \text{ kg} \approx 15 \text{ kg}$$

A1.1.2. Coquilha

Na determinação do volume da coquilha recorreu-se à fórmula do volume de um cilindro apresentada na equação A1.3 e na Tabela A1.2 estão os dados necessários para o cálculo do volume da coquilha, bem como para o cálculo da quantidade de liga necessária para os provetes.

² - Esta foi a altura utilizada nos cálculos, visto que, quando a liga está no estado líquido e com a introdução da colher no banho, o metal líquido saíria pelo cadinho, assim, utilizou-se menos 40mm que a altura total do cadinho.

Tabela A1.2 – Dados necessários para o cálculo do volume da coquilha e para o cálculo da massa para os provetes.

| ρ [g/cm^3] | D [cm] | r [cm] | h [cm] | Nº de Cilindros |
|---------------------|---------------|---------------|---------------|------------------------|
| 2,70 | 1,6 | 0,8 | 12 | 3 |

$$V_{cilindro} = \pi \times r^2 \times h \quad (A1.3)$$

$$V = \pi \times 0,8^2 \times 12 = 24,127cm^3$$

Para o cálculo da massa necessária da liga de alumínio para um provete recorreu-se à equação A1.2 anteriormente apresentada.

$$m = 2,70 g/cm^3 \times 24,127cm^3 = 65,1429g$$

Para cada vazamento serão retirados 15 provetes, a cada tempo de permanência da liga no estado líquido distintos. Assim, para cada ensaio serão necessários aproximadamente 5kg:

$$m_{total} = 66 \times 15 \times 5 = 4950g \approx 5kg$$

“Aquele que tentou e não conseguiu é superior àquele que nada tentou.”

Arquimedes

ANEXO 2 - RESULTADOS EXPERIMENTAIS

A2.1. Caracterização química e microestrutural

A2.1.1. Comparação dos diferentes ensaios

A2.1.1.1. Composição química

Na Tabela A2.1 é apresentada a composição química do lingote, bem como o resumo da % em peso dos elementos químicos para as diferentes temperaturas de manutenção do banho, em função do tempo de permanência da liga no estado líquido.

Tabela A2.1 – Composição química dos elementos químicos presentes na liga Al4,5Cu processada a 700°C, 730°C e 760°C mantida no estado líquido durante 8h.

| | | Lingote | 0 horas | 1 hora | 2 horas | 4 horas | 8 horas | Temperatura [°C] |
|--------------------------------|-----------|---------|---------|--------|---------|---------|---------|------------------|
| Composição química (% em peso) | Cu | 6,096 | 5,737 | 6,140 | 5,990 | 5,928 | 6,033 | 700 |
| | | | 6,072 | 6,307 | 6,011 | 6,173 | 6,073 | 730 |
| | | | 6,102 | 6,052 | 6,131 | 6,007 | 5,945 | 760 |
| | Mn | 0,002 | 0,002 | 0,002 | 0,002 | 0,002 | 0,002 | 700 |
| | | | 0,002 | 0,002 | 0,002 | 0,002 | 0,002 | 730 |
| | | | 0,002 | 0,003 | 0,002 | 0,002 | 0,014 | 760 |
| | Zn | 0,071 | 0,070 | 0,070 | 0,069 | 0,069 | 0,070 | 700 |
| | | | 0,069 | 0,070 | 0,069 | 0,070 | 0,068 | 730 |
| | | | 0,069 | 0,068 | 0,069 | 0,069 | 0,067 | 760 |
| | Ni | 0,008 | 0,008 | 0,009 | 0,008 | 0,007 | 0,008 | 700 |
| | | | 0,010 | 0,010 | 0,010 | 0,009 | 0,009 | 730 |
| | | | 0,011 | 0,010 | 0,010 | 0,011 | 0,010 | 760 |
| | Ti | 0,240 | 0,293 | 0,240 | 0,237 | 0,229 | 0,283 | 700 |
| | | | 0,287 | 0,259 | 0,284 | 0,254 | 0,275 | 730 |
| | | | 0,269 | 0,269 | 0,264 | 0,276 | 0,251 | 760 |
| | Mg | 0,303 | 0,260 | 0,247 | 0,217 | 0,173 | 0,10 | 700 |
| | | | 0,290 | 0,273 | 0,244 | 0,213 | 0,170 | 730 |
| | | | 0,260 | 0,270 | 0,240 | 0,203 | 0,143 | 760 |
| Si | 0,074 | 0,07 | 0,07 | 0,07 | 0,07 | 0,07 | 700 | |
| | | 0,073 | 0,083 | 0,070 | 0,073 | 0,073 | 730 | |
| | | 0,073 | 0,077 | 0,070 | 0,087 | 0,070 | 760 | |
| Fe | 0,14 | 0,14 | 0,15 | 0,14 | 0,14 | 0,15 | 700 | |
| | | 0,160 | 0,173 | 0,160 | 0,163 | 0,160 | 730 | |
| | | 0,177 | 0,177 | 0,173 | 0,163 | 0,163 | 760 | |
| Al | 92,710 | 93,390 | 93,043 | 93,227 | 93,347 | 93,253 | 700 | |
| | | 93,003 | 92,790 | 93,110 | 93,003 | 93,130 | 730 | |
| | | 92,977 | 93,033 | 93,017 | 93,027 | 93,310 | 760 | |
| Rest. | 0,356 | 0,031 | 0,029 | 0,037 | 0,032 | 0,032 | 700 | |
| | | 0,033 | 0,032 | 0,037 | 0,039 | 0,039 | 730 | |
| | | 0,040 | 0,042 | 0,023 | 0,155 | 0,027 | 760 | |

A2.1.1.2. Composição microestrutural

Na Tabela A2.2 é apresentado o tamanho e circularidade média de grão, α -Al para as diferentes temperaturas de manutenção do banho, em função do tempo de permanência da liga no estado líquido.

Tabela A2.2 – Tamanho e circularidade média de grão final presentes na liga Al4,5Cu processada a 700°C, 730°C e 760°C mantida no estado líquido durante 8h.

| | Temperatura [°C] | 0 horas | 1 hora | 2 horas | 4 horas | 8 horas |
|--|------------------|---------|--------|---------|---------|---------|
| Tamanho médio de grão, α-Al [μm] | 700 | 54 | 51 | 51 | 54 | 57 |
| | 730 | 56 | 52 | 54 | 53 | 49 |
| | 760 | 52 | 53 | 54 | 56 | 55 |
| Circularidade média de grão, α-Al | 700 | 0,69 | 0,67 | 0,69 | 0,70 | 0,67 |
| | 730 | 0,57 | 0,59 | 0,58 | 0,57 | 0,57 |
| | 760 | 0,54 | 0,51 | 0,50 | 0,54 | 0,54 |

A2.1.1.3. Caracterização da eficiência de desgaseificação

Na Tabela A2.3 é apresentado efeito da desgaseificação para um volume de metal líquido da liga para as diferentes temperaturas de manutenção do banho, em função do tempo de permanência da liga no estado líquido.

Tabela A2.3 – Efeito da desgaseificação para um volume de metal líquido da liga à temperatura de 700°C, 730°C e 760°C para os diferentes tempos de permeância da liga no estado líquido.

| | Temperatura [°C] | 0 horas | 1 hora | 2 horas | 4 horas | 8 horas |
|--------------------------------------|------------------|---------|--------|---------|---------|---------|
| Densidades [g/cm³] | 700 | 2,75 | 2,77 | 2,76 | 2,72 | 2,77 |
| | 730 | 2,72 | 2,64 | 2,75 | 2,71 | 2,76 |
| | 760 | 2,72 | 2,74 | 2,35 | 2,68 | 2,28 |

A2.2. Propriedades mecânicas

A2.2.1. Ensaios de dureza

Na Tabela A2.4 é apresentado um quadro resumo dos valores de dureza HV retirados das diferentes posições no provete (A1 e A2) e para as diferentes temperaturas de manutenção do banho, em função do tempo de permanência da liga no estado líquido.

Tabela A2.4 – Dureza HV para as diferentes Ensaios. Nas quais A1 e A2 representam as posições das amostras retiradas a 15 mm da base e no centro do provete, respectivamente.

| | Temperatura [°C] | Posição | 0 horas | 1 hora | 2 horas | 4 horas | 8 horas |
|------------------|------------------|-----------|---------|---------|---------|---------|---------|
| Dureza HV | 700 | A1 | 73HV10 | 71 HV10 | 74 HV10 | 71 HV10 | 68 HV10 |
| | | A2 | 73 HV10 | 74 HV10 | 70 HV10 | 71 HV10 | 69 HV10 |
| | 730 | A1 | 67 HV10 | 63 HV10 | 63 HV10 | 63 HV10 | 61 HV10 |
| | | A2 | 76 HV10 | 76 HV10 | 74 HV10 | 72 HV10 | 72 HV10 |
| | 760 | A1 | 65 HV10 | 66 HV10 | 65 HV10 | 63 HV10 | 59 HV10 |
| | | A2 | 74 HV10 | 76 HV10 | 76 HV10 | 74 HV10 | 70 HV10 |

A2.2.2. Ensaio de tração

Na Tabela A2.3 é apresentado um quadro resumo das propriedades mecânicas para as diferentes temperaturas de manutenção do banho, em função do tempo de permanência da liga no estado líquido. Para distinguir os valores para as diferentes temperaturas são apresentados a verde, preto e vermelho os dados para a temperatura de 700°C, 730°C e 760°C, respectivamente.

Tabela A2.5 – Propriedades mecânicas obtidas na liga Al4,5Cu, processada a 700°C, 730°C e 760°C nos diferentes tempos de permanência da liga no estado líquido.

| | 0 horas | 1 hora | 2 horas | 4 horas | 8 horas | Temperatura [°C] |
|---------------------------------|---------|--------|---------|---------|---------|------------------|
| Tensão de Ruptura [MPa] | 346 | 336 | 334 | 341 | 300 | 700 |
| | 371 | 349 | 336 | 344 | 330 | 730 |
| | 337 | 367 | 356 | 344 | 331 | 760 |
| Tensão de cedência [MPa] | 239 | 232 | 228 | 230 | 210 | 700 |
| | 240 | 231 | 231 | 223 | 224 | 730 |
| | 239 | 238 | 231 | 222 | 213 | 760 |
| Extensão à ruptura [%] | 5,37 | 5,55 | 5,24 | 5,57 | 4,78 | 700 |
| | 7,46 | 6,26 | 5,10 | 6,60 | 6,99 | 730 |
| | 5,14 | 7,28 | 6,95 | 6,80 | 7,08 | 760 |

