

FACULDADE DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE DO PORTO
Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais



Tratamento térmico de uma liga Al-Si-Mg-Mn

Guilherme Ruivo Gordalina de Oliveira

Dissertação realizada sob orientação do
Professor Doutor Manuel Fernando Gonçalves Vieira

Porto, Outubro de 2012

<i>Candidato</i>	Guilherme Ruivo Gordalina de Oliveira	<i>Código</i>	060508010
<i>Título</i>	Tratamento térmico de uma liga Al-Si-Mg-Mn		
<i>Data</i>	30 de Outubro de 2012		
<i>Local</i>	Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto Sala F103 - 16h00		
<i>Júri</i>	<i>Presidente</i>	Professor Doutor Carlos Alberto Silva Ribeiro	DEMM/FEUP
	<i>Arguente</i>	Professora Doutora Ana Maria Pires Pinto	DEM/EEUM
	<i>Orientador</i>	Professor Doutor Manuel Fernando Gonçalves Vieira	DEMM/FEUP

“Ora, esse precioso metal tem a brancura da prata, a indestrutibilidade do ouro, a tenacidade do ferro, a fusibilidade do cobre e a leveza do vidro; trabalha-se facilmente e está muito disseminado na natureza, visto que forma a base da maioria das rochas. É três vezes mais leve que o ferro, e parece ter sido criado expressamente para nos fornecer o material para o nosso projétil!”

Júlio Verne, "Da Terra à Lua", 1865

(Pagina intencionalmente deixada em branco)

Resumo

Com esta dissertação é pretendido contribuir com novos conhecimentos sobre o tratamento térmico da liga Al9SiMgMn usada em fundição injetada de alta pressão, com aplicações em peças estruturais essencialmente para a indústria automóvel.

Para poder testar a influência dos tratamentos térmicos na liga, foi implementado um procedimento experimental de forma a avaliar a influência de diferentes tempos e temperaturas na solubilização e envelhecimento da liga.

A caracterização metalográfica das amostras foi realizada por microscopia ótica e microscopia eletrónica de varrimento. A identificação química das fases presentes nas amostras foi feita por espectroscopia de dispersão de energias (EDS).

Por fim, foram realizados ensaios mecânicos de dureza *Brinell* e microdureza *Vickers* para caracterizar a resposta mecânica da liga aos tratamentos térmicos.

A análise dos resultados no âmbito da dissertação permitiu a identificação da microestrutura da liga Al9SiMgMn no estado *as-cast*, sendo esta composta por uma fase dendrítica de alumínio primário (α -Al) e pela fase eutética onde se observam as partículas de silício eutético. Esta estrutura é marcadamente modificada pelo estrôncio, observando-se claramente as partículas de silício num formato fino e fibroso, sendo a estrutura de grão fino apresentada típica das ligas de fundição injetada.

Com a aplicação dos tratamentos térmicos verifica-se uma clara alteração na microestrutura, ocorrendo o coalescimento, esferoidização e crescimento das partículas de silício com o aumento da temperatura e tempo de solubilização.

Dos tratamentos de solubilização ensaiados, a solubilização durante 3 horas a 490°C é a que se revela como melhor opção, sendo suficiente para a formação da solução sólida com os elementos que contribuem para o endurecimento por precipitação. Conjuntamente com o aumento de dureza, este tratamento revela ainda uma maior homogeneidade no tamanho das partículas de silício.

Relativamente aos envelhecimentos efetuados aquele que representa um melhor compromisso entre tempo e endurecimento da liga estudada é o de 180°C durante 3 horas, situando-se nos 100 HB 2,5/62,5 de dureza.

Palavras-chave: liga de fundição injetada de alta pressão; ligas Al-Si-Mg-Mn; tratamentos térmicos; endurecimento por precipitação.

Abstract

This thesis aims the purpose of broadening knowledge regarding the heat treatment of the Al9SiMgMn alloy used in high-pressure die-casting with applications especially in the automobile industry.

In order to determine the influence of the heat treatments in the alloy, the experimental procedure considered different times and temperatures both regarding its solution heat treating and ageing.

The microstructure was characterized through optical microscopy and scanning electron microscopy and the chemical composition of the phases was determined through energy-dispersive spectroscopy (EDS).

Finally, hardness and microhardness tests were performed to characterize the mechanical behavior.

In the *as-cast* state the microstructure consists in a primary aluminum (α -Al) dendritic phase and by the eutectic phase where eutectic silicon particles were observed. This structure is clearly modified by strontium and are also well identified the thin fibrous silicon particles. The thin grain structure observed is typical of the die-casting alloys.

The application of the heat treatments results in a clear microstructure modification with coalescence/coarsening and spheroidization of the silicon particles upon increase in temperature and solution heat treatment time.

The 3 hours at 490°C dissolution has proven to be the best solution heat treatment option since it is enough for the diffusion of the matrix elements responsible for hardening by precipitation. Along with the increase in strength, this treatment reveals a greater homogeneity in the silicon particles size.

In relation to the ageing treatments studied, the 180°C for 3 hours shows a better time-strength relation with a hardness of 100HB 2,5/62,5.

Keywords: high-pressure die-casting alloys; Al-Si-Mg-Mn alloys; heat treatment; precipitation hardening.

Agradecimentos

Em primeiro lugar desejo agradecer ao meu professor e orientador Manuel Fernando Gonçalves Vieira, pelo apoio e valiosa ajuda durante todo o trabalho. Não posso deixar de agradecer também, ao professor Carlos Alberto Silva Ribeiro pela ajuda prestada nesta e noutras etapas destes anos de faculdade. Acima de tudo, um obrigado aos professores que me acompanharam nesta jornada.

Um agradecimento especial à empresa *SLM - Schmidt Light Metal* pelas peças cedidas para a execução deste trabalho.

O meu muito obrigado é direcionado também à disponibilidade e simpatia da D. Fátima e o Sr. Ramiro. Deixo também um grande beijinho para a D. Amélia, sempre simpática e prestável, que muita companhia nos faz nas longas estadias no laboratório.

Claro está, o meu grande agradecimento vai para a minha família, sobre tudo por acreditarem que conseguiria terminar este curso, muito antes de estar prestes a alcançá-lo. Ao meu pai, pelo apoio e pelo gosto que me incutiu pela engenharia e pela área dos materiais, e à minha mãezinha por todo o carinho e paciência do mundo. Ao meu irmão, desejo que ele siga as pisadas e acabe o seu curso também. À minha madrinha Angelina, que sendo como uma segunda mãe, agradeço a presença na minha última cerimónia de imposição de insígnias para me poder ver *cartolar*.

Agradeço também, a todos os meus amigos de aventuras, com um forte abraço para o Vidal e um grande beijo para a Bruninha. Aos que vieram com a faculdade e que com esta não se irão, um obrigado por estes alucinantes 6 anos de crescimento, aprendizagem e vivências académicas, que muitas historais me trouxeram para contar, com especial carinho para a menina Daniela.

Ao fantástico grupo que é “M&B”, deixo uma palavra de apreço, contando com muitas mais aventuras ao vosso lado. Agradeço à madrinha que aqui escolhi, e aos afilhados que aqui deixei, “*Vís Sanguinis*”. Em suma, é um agradecimento a todos os que tornaram esta faculdade inesquecível.

O meu profundo e sentido agradecimento a todos os meus Familiares e Amigos.

(Página intencionalmente deixada em branco)

Índice

Resumo	i
Abstract	ii
Agradecimentos	iii
Índice	v
Lista de Figuras	vii
Lista de Tabelas.....	x
1. Introdução	1
2. Revisão da Literatura	2
2.1. Ligas de Alumínio.....	2
2.1.1. Classificação das Ligas de Alumínio	5
2.1.2. Ligas de Alumínio-Silício	6
2.1.3. Efeito dos Elementos de Liga	7
2.1.4. Liga Al ₉ SiMgMn.....	11
2.2. Processos de Fundição	15
2.2.1. Processo de Fundição por Injeção de Alta Pressão a Vácuo.....	16
2.3. A Influência do Hidrogénio nas Ligas de Alumínio	17
2.4. Refinamento de Grão	18
2.5. Modificação do Eutético	18
2.6. Tratamentos Térmicos.....	20
2.6.1. Tratamento Térmico de Solubilização.....	21
2.6.2. Têmpera	22
2.6.3. Envelhecimento	22
3. Materiais e Métodos	26
3.1. Preparação de Amostras.....	26
3.2. Tratamentos Térmicos.....	27
3.3. Preparação Metalográfica	30
3.4. Caracterização da Microestrutura.....	30
3.5. Ensaaios Mecânicos	31
4. Resultados e Discussão.....	33
4.1 Caracterização Estrutural e Análise dos Constituintes	33

4.2. Efeito dos Tratamentos Térmicos	42
4.2.1. Efeito da Solubilização	42
4.2.2. Efeito do Envelhecimento.....	47
Conclusão e Trabalhos Futuros	59
Referências Bibliográficas	

Lista de Figuras

Figura 1 - Consumo de alumínio primário de 2009-2012 [1].	3
Figura 2 - Produção primária de alumínio de 1950 a 2012 [1].	3
Figura 3 - Diagrama binário Al-Si [20].	7
Figura 4 - Fase intermetálica Al_5FeSi de forma acicular á esquerda e a fase cúbica $Al_{15}(MnFe)_3Si_2$ à direita [19].	10
Figura 5 - Microestrutura de uma liga AlSiMgMn a) não modificada b) modificada com estrôncio e mostrando as fases intermetálicas de $Al_{12}Mn_3Si_2$ [26].	11
Figura 6 - Propriedades mecânicas da liga AlSi9MgMn em estado <i>as-cast</i> em função da quantidade de manganês [26].	12
Figura 7 - Propriedades mecânicas da liga AlSi9MgMn tratada termicamente (T6) em função da quantidade de manganês [26].	12
Figura 8 - Alongamento da liga AlSi9MgMn em estado <i>as-cast</i> (F) e tratada termicamente (T6) em função da quantidade de manganês [26].	13
Figura 9 - Diagrama de fases Al-Mg-Mn-Si: (a) projeções do <i>liquidus</i> e (b) distribuição de campos de fase no estado sólido [12].	14
Figura 10 - Esquema do processo de fundição injetada de alta pressão [32].	15
Figura 11 - Liga 443-F obtida através de (a) fundição em molde de areia, (b) a fundição em molde permanente, (c) fundição injetada [3, 18].	16
Figura 12 - Solubilidade do hidrogénio no alumínio em função da temperatura [37].	17
Figura 13 - Evolução da microestrutura do silício eutético com o teor de estrôncio [37].	19
Figura 14 - Esquema do tratamento de endurecimento por precipitação [42].	21
Figura 15 - a) Canto do diagrama de fases ternário Al-Mg-Si [42] b) Secção da liga pseudo-binária Al-Mg ₂ Si [42].	23
Figura 16 - Sequência de envelhecimento dos precipitados de Al-Mg ₂ Si [42].	24
Figura 17 - Curva esquemática de envelhecimento [2].	24
Figura 18 - Crescimento dos precipitados de Mg ₂ Si em forma de agulha para envelhecimentos de a) 8, b) 24, c) 145 horas e d) plaquetas de fase B em equilíbrio [42].	25
Figura 19 - Fotografia das peças utilizadas, à direita a vista frontal e à esquerda a vista posterior. Os números indicam as regiões de onde se retiraram amostras; o 1 indica a zona mais fina (2 mm) e o 2 a zona de maior sessão (diâmetro de 10 mm).	26
Figura 20 - Exemplo da amostra de secção fina à direita e da amostra da zona cilíndrica depois de preparadas.	30

Figura 21 - Cálculo da dureza *Brinell* (HB), sendo D o diâmetro do indentador (mm), d o valor médio do diâmetro das impressões na amostra (mm), e P carga aplicada (Kgf) [2, 48].
 31

Figura 22 - Cálculo da dureza *Vickers* (HV), sendo do o valor médio das diagonais da calote impressa na amostra (mm), e F carga aplicada (Kgf) [2, 49]..... 32

Figura 23 - Exemplo da medição dos diâmetros d_1 e d_2 dos ensaios de dureza *Brinell*. 32

Figura 24 - Exemplo da medição das diagonais d_1 e d_2 dos ensaios de dureza *Vickers*. 32

Figura 25 - Microestrutura da amostra no estado *as-cast*. 33

Figura 26 - Microestrutura da amostra cilíndrica no estado *as-cast*. 34

Figura 27 - Microestrutura de uma amostra solubilizada a 490°C durante 3 horas e seguidamente envelhecida a 180°C durante 3 horas. 35

Figura 28 - Microestrutura de uma amostra no estado *as-cast* observada em MEV em modo elétrons secundários. 35

Figura 29 - Microestrutura de uma amostra no estado *as-cast* observada em MEV em modo elétrons retrodifundidos. 36

Figura 30 - Visualização e identificação das fases analisadas por EDS, sendo a amostra 3Z o estado *as-cast* da liga, e a 3C-1 e 4C-3 as tratadas termicamente, correspondendo a primeira a um envelhecimento a 130°C durante 243 horas e a segunda a um envelhecimento a 220°C durante 1 hora, ambas com solubilização a 490°C durante 3 horas.
 37

Figura 31 - Composição química determinada por EDS das zonas Z1, Z2, Z3, Z4 na amostra *as-cast*. 38

Figura 32 - Composição química determinada por EDS das zonas Z1, Z2, da amostra 3A6. 40

Figura 33 - Composição química determinada por EDS das zonas Z1 a Z7 da amostra 4C-3. 41

Figura 34 - Microestrutura da amostra 1A-2, solubilizada a 475°C durante 3 horas e envelhecida a 180°C durante 2 horas. 43

Figura 35 - Microestrutura da amostra 1B-2, solubilizada a 490°C durante 1,5 horas e envelhecida a 180°C durante 2 horas. 43

Figura 36 - Microestrutura da amostra 1C-2, solubilizada a 490°C durante 3 horas e envelhecida a 180°C durante 2 horas. 43

Figura 37 - Microestrutura da amostra cilíndrica G-1B-1, solubilizada a 490°C durante 1,5 horas e envelhecida a 180°C durante 2 horas. 44

Figura 38 - Microestrutura da amostra cilíndrica G-1C-1, solubilizada a 490°C durante 3 horas e envelhecida a 180°C durante 2 horas. 45

Figura 39 - Durezas *Brinell* obtidas nas amostras envelhecidas naturalmente. 47

Figura 40 - Imagens das microestruturas da amostra 1C-1, envelhecida naturalmente durante 1 dia e 3 meses.	48
Figura 41 - Imagens da microestrutura das amostras 1Z, 1C-2, 1C-3, 1C-4, 1A-2 e 1B-2....	49
Figura 42 - Efeito do tempo de envelhecimento na dureza <i>Brinell</i> de amostras solubilizadas a 490°C durante 3 horas (peça 2).....	51
Figura 43 - Efeito do tempo de envelhecimento na dureza <i>Brinell</i> de amostras solubilizadas a 490°C durante 3 horas (peça 3).....	52
Figura 44 - Efeito do tempo de envelhecimento na dureza <i>Brinell</i> de amostras solubilizadas a 490°C durante 3 horas (peça 4).....	53
Figura 45 - Ensaios de microdureza <i>Vickers</i> ao longo do diâmetro da base das amostras cilíndricas.	57
Figura 46 - Ensaios de microdureza <i>Vickers</i> ao longo do diâmetro do topo das amostras cilíndricas.	57
Figura 47 - Defeitos no interior das amostras cilíndricas G-1B-2 e G-1C-1, respetivamente.	58

Lista de Tabelas

Tabela 1 - Designação de ligas de alumínio para fundição [2].	6
Tabela 2 - Reações invariantes no sistema Al-Mg-Mn-Si [12]	14
Tabela 3 - Composição da liga AlSi9MgMn (% peso) [31].	14
Tabela 4 - Propriedades da liga AlSi9MgMn [31].	14
Tabela 5 - Nomenclatura dos tratamentos térmicos das ligas de alumínio para fundição [2, 3].	20
Tabela 6 - Composição da liga AlSi9MgMn (% peso) [31].	26
Tabela 7 - Temperaturas e tempos de solubilização dos tratamentos térmicos T4.	27
Tabela 8 - Temperaturas e tempos de solubilização e envelhecimento dos tratamentos térmicos T6.	28
Tabela 9 - Temperaturas e tempos de solubilização e envelhecimento dos tratamentos térmicos T6 para estudo da cinética do endurecimento.	28
Tabela 10 - Amostras envelhecimento recorrendo a dois patamares de temperatura.	29
Tabela 11 - Tratamentos térmicos das amostras cilíndricas.	29
Tabela 12 - Composição química determinada por EDS das zonas assinaladas na figura 30.	39
Tabela 13 - Dureza <i>Brinell</i> das amostras finas.	46
Tabela 14 - Dureza <i>Brinell</i> das amostras cilíndricas.	46
Tabela 15 - Dureza <i>Brinell</i> das amostras tratadas termicamente.	50
Tabela 16 - Dureza <i>Brinell</i> das amostras envelhecidas usando diferentes patamares de temperaturas.	55
Tabela 17 - Condições do tratamento de envelhecimento e dureza <i>Brinell</i> de amostras solubilizadas a 490°C durante 3 horas.	56
Tabela 18 - Tratamentos térmicos das amostras cilíndricas e valores de dureza medidos.	57

1. Introdução

O presente trabalho tem por objetivo estudar as melhores condições para a realização de tratamentos térmicos em ligas de fusão primária de AlSi9MgMn com baixo teor de ferro residual. Trata-se de uma liga para fundição injetada de alta pressão sensível a tratamento térmico de forma à obtenção controlada das propriedades mecânicas pretendidas.

As ligas de injeção a alta pressão têm tendência a apresentarem bolhas na superfície e porosidades no seu interior com a aplicação dos tratamentos térmicos. Assim sendo, são normalmente aplicados ciclos térmicos mais prolongados e a temperaturas inferiores às normalmente utilizadas, não correspondendo às necessidades da indústria de redução na duração e no custo dos tratamentos, mantendo as propriedades mecânicas.

Assim, é pretendido neste trabalho analisar as modificações na microestrutura e nas propriedades mecânicas impostas pelos diferentes tempos e temperaturas dos tratamentos térmicos, de forma a relacionar as consequências impostas por ambos.

Para avaliar as modificações resultantes dos tratamentos recorre-se à metalográfica como método de análise da microestrutura da liga e a ensaios mecânicos de dureza para análise das suas propriedades.

Dessa forma, este trabalho está estruturado de modo a apresentar um levantamento prévio do conhecimento sobre a liga utilizada. No capítulo 2, dá-se início à revisão da literatura, falando-se nos subcapítulos 2.1 e 2.2 do mercado atual do alumínio e da atratividade das suas ligas, a sua obtenção, classificação e efeito dos elementos da sua composição. Posteriormente, nos subcapítulos 2.3, 2.4, 2.5 e 2.6 é apresentado o processo de fabrico das peças com a liga estudada, as dificuldades inerentes, bem como os métodos usados na obtenção de peças sãs. Por fim abordamos, no subcapítulo 2.7, os tratamentos térmicos que nos dão a estrutura e propriedades finais pretendidas.

O capítulo 3 refere-se aos materiais e métodos, onde é abordada a obtenção das amostras e a sua preparação, tratamentos aplicados, ensaios mecânicos efetuados e por fim a caracterização das microestruturas por microscopias ótica (MO) e eletrónica de varrimento (MEV), recorrendo-se à espectroscopia de dispersão de energias (EDS) acoplada ao MEV para a identificação química das fases presentes nas amostras.

No capítulo 4 são apresentados os resultados, onde é feita a sua análise e comentário. Por fim, no capítulo 5 são expostas as conclusões que podemos tirar do trabalho realizado, são sugeridas melhorias e feita uma apreciação dos trabalhos futuros com possível interesse.

2. Revisão da Literatura

A procura por produtos em alumínio tem aumentado significativamente nos últimos anos. Propriedades tais como a sua densidade, resistência à corrosão, durabilidade, aptidão à conformação plástica, ductilidade, condutividade e refletividade, fazem do alumínio um material valioso e com inúmeras aplicações. A sua elevada elasticidade, é uma vantagem em estruturas sob cargas de choque e é quase tão bom condutor de eletricidade e calor como o cobre, sendo utilizado em componentes eletrônicos para computadores e em cabos elétricos. É ainda, totalmente impermeável e inodoro, mesmo na forma de uma folha de apenas 0,007 mm de espessura, o que o torna ideal para embalagens de produtos sensíveis, preservação de alimentos e medicamentos. É ainda infinitamente reciclável, pois é 100% reciclável, sem degradação das suas qualidades [1-4]. Pois embora o alumínio puro apresente baixa resistência mecânica, as suas ligas apresentam uma combinação de propriedades que contribuem para a sua crescente utilização e expansão generalizada.

A sua baixa densidade (2.70) é apenas um terço comparativamente à do aço, e modificando a composição das suas ligas pode-se igualar ou mesmo exceder a resistência do aço de construção normal, proporcionando um aumento da resistência (até cerca de 690 MPa), fator fundamental para a utilização das suas ligas em componentes da indústria automóvel, permitindo a diminuição global do peso e conseqüente redução do consumo de combustíveis. Pode ainda ser fundido, forjado e maquinado, possibilitando a obtenção de inúmeros produtos diferentes e de elevada complexidade [1, 2, 4-6].

Com a conjugação destas características e propriedades torna-se de fácil compreensão a grande importância do alumínio e das suas ligas no que diz respeito à engenharia de materiais.

2.1. Ligas de Alumínio

O alumínio é o metal não ferroso de maior consumo a nível mundial, alcançando um consumo anual de alumínio primário de 41,1 milhões de toneladas, sendo repartido como se representa na figura 1. Cerca de 84% deste valor é alumínio primário, que corresponde ao alumínio obtido por extração de bauxite (essencialmente óxidos de alumínio hidratados), sendo os restantes 16% correspondentes ao alumínio secundário, alumínio derivado de sucata de fundição e reciclagem de alumínio derivado da própria indústria [1].

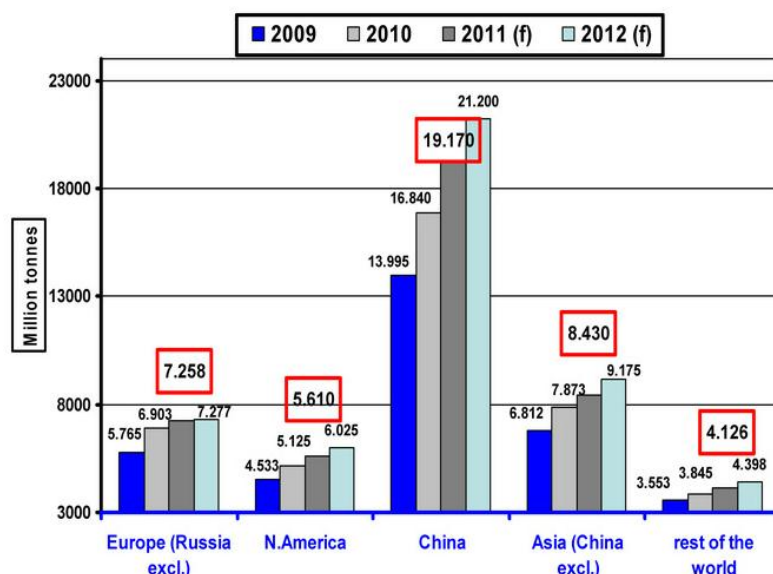


Figura 1 - Consumo de alumínio primário de 2009-2012 [1].

No que diz respeito à produção de alumínio, e como podemos ver através da figura 2, esta teve um grande aumento devido ao desenvolvimento da produção de alumínio por parte da China que rapidamente se tornou no maior produtor do mundo, com mais de 17 milhões de toneladas de produção anual, de um total de 47,5 milhões de toneladas/ano. As fábricas de produção de alumínio estão localizadas maioritariamente onde os recursos de energia elétrica estão disponíveis a baixo custo, devido à grande necessidade da mesma durante o processo [1].

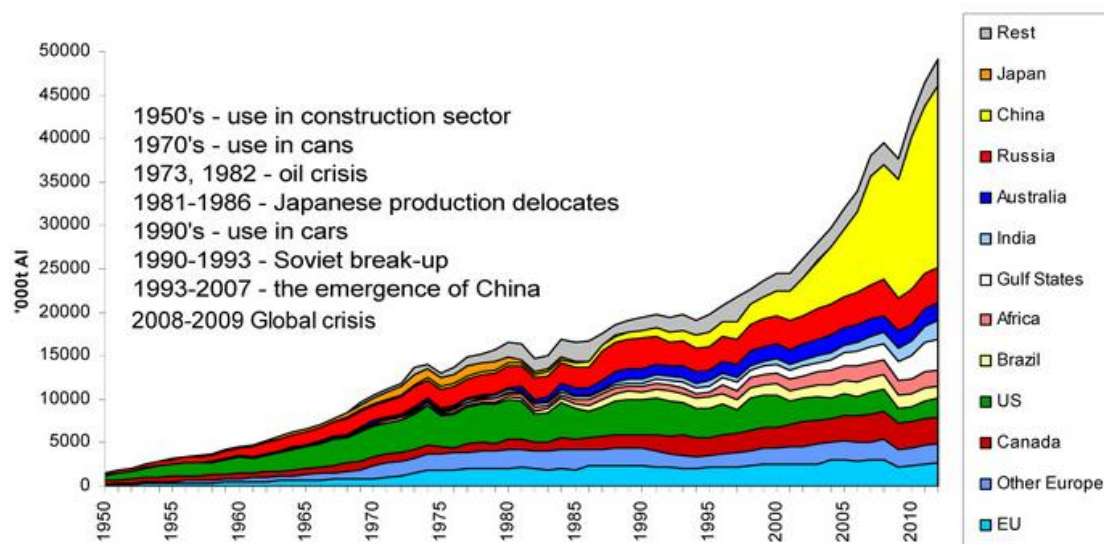


Figura 2 - Produção primária de alumínio de 1950 a 2012 [1].

A produção de alumínio primário consiste em três etapas, sendo elas a mineração de bauxite, a produção de alumina e, posteriormente, a eletrólise.

A bauxite, que consiste essencialmente em óxidos de alumínio hidratados, é o minério comercialmente mais importante na produção de alumínio. Este, apesar de ser o elemento metálico mais abundante na crosta terrestre, apresenta-se sempre combinado com outros elementos, como o ferro, o oxigénio e o silício [1, 2, 5, 7].

Este minério é utilizado para produzir óxido de alumínio, designado de alumina, por meio do processo químico Bayer e subsequentemente de alumínio através do processo eletrolítico de Hall-Heroult. Em média são necessários 4 a 5 toneladas de bauxite para a produção de 2 toneladas de alumina, obtendo-se no final 1 tonelada de alumínio [1, 2, 4-6]. O designado processo Bayer, consiste na reação da bauxite com hidróxido de sódio a temperatura elevada convertendo-a em aluminato de sódio. Depois da separação dos elementos insolúveis, o hidróxido de alumínio é precipitado a partir da solução de aluminato. O hidróxido de alumínio é parcialmente seco e depois calcinado, dando origem à formação de óxido de alumínio (Al_2O_3) [1, 2, 5-7].

Por fim, para a obtenção de alumínio primário é reduzida a alumina pelo processo Hall-Hérout. A redução de alumina ocorre a cerca de 950°C num banho de criolite (Na_3AlF_6) eletrolisado numa célula eletrolítica de ânodos e cátodos de carbono. No final deste processo de eletrólise, forma-se alumínio metálico no estado líquido que se deposita no fundo da célula, sendo retirado normalmente com uma pureza de 99.5 a 99.9% de alumínio, contendo como principais impurezas o ferro e o silício [1, 2, 5-7].

Assim que o alumínio é obtido, é colocado em fornos revestidos por refratários onde é refinado antes do vazamento. A adição dos elementos de liga na carga do forno é feita nesta etapa, na forma pura ou em lingotes de alumínio enriquecidos com elementos. Na operação de refinamento, o metal líquido é purificado com cloro gasoso, de modo a remover o hidrogénio dissolvido, seguindo-se a remoção da camada superficial de metal líquido de forma a retirar o metal oxidado. Por fim é separado e vazado em lingotes para refusão ou em lingotes nas formas primárias, por exemplo, lingotes para chapa ou extrusão destinados a fabrico posterior [1, 2, 8].

Para além dos elementos de liga intencionalmente adicionados ao banho metálico para melhoramento das propriedades funcionais das ligas, como por exemplo a resistência mecânica, ou refinadores de grão para alteração da microestrutura durante a solidificação, há sempre elementos presentes que advêm do minério ou são resultantes do processo de eletrólise da alumina [5, 9]. Muitos desses elementos embora inicialmente presentes no alumínio primário em níveis residuais, no alumínio reciclado o aumento dos seus valores é de destaque. Estes elementos podem influenciar certas propriedades, como por exemplo a suscetibilidade à fadiga, à fratura, à corrosão, etc. Como resultado, devemos dar especial atenção ao aumento destes elementos residuais da reciclagem e à possível influência

destes nas propriedades das ligas pois a reciclagem não é capaz de satisfazer a necessidade de pureza para algumas aplicações. Por vezes a redução de alguns deles, como por exemplo o Fe, Pb, Bi, a quantidades aceitáveis é de difícil processamento, sendo em casos específicos de fulcral importância a utilização de ligas primárias (ou de fusão primária), de custo mais elevado mas de maior pureza, onde a quantidade destes elementos prejudiciais é meticulosamente controlada durante a sua produção [4, 5, 9, 10].

O alumínio pode ser ligado à grande maioria dos elementos metálicos, sendo estes conjuntamente com os tratamentos térmicos e mecânicos aplicados, os grandes responsáveis pela modificação das propriedades em comparação com o alumínio puro. Para além disso, a forma de obtenção da peça final tem também a sua influência na microestrutura e por consequência nas suas propriedades mecânicas. Uma microestrutura fina e equiaxial revela-se geralmente mais favorável às propriedades mecânicas, como resistência e ductilidade, e apresentam inferior suscetibilidade a microporosidades e à fissuração [5, 9, 11, 12].

De forma a melhor compreender a liga estudada, a sua utilidade e o seu enquadramento é apresentado mais à frente a classificação das ligas de alumínio, os elementos adicionados, os processos de fundição existentes e os tratamentos aplicados. Seguidamente é feita referência à liga de fusão primária estudada, AlSi9MgMn de baixo teor de ferro residual.

2.1.1. Classificação das Ligas de Alumínio

O alumínio e as suas ligas são classificados segundo a sua finalidade, consoante sejam para trabalho mecânico ou para fundição. A liga estudada trata-se de uma liga para fundição e foi desenvolvida no sentido de melhorar quer as propriedades relacionadas com o vazamento, como a fluidez e a capacidade de alimentação do molde, quer propriedades como a resistência mecânica, a ductilidade e a resistência à corrosão. Sendo as mencionadas em primeiro, o principal motivo pelo qual diferem das composições das ligas de alumínio para trabalho mecânico [2, 3, 11, 13, 14]. Estes dois grupos subdividem-se em ligas não-tratáveis, ligas que não são endurecíveis por meio de tratamentos térmicos, e ligas tratáveis termicamente. A liga estudada é tratada termicamente e será abordado mais à frente a influência do tratamento nas propriedades.

As ligas para fundição são particularmente adequadas quando os componentes a fabricar são de forma complexa. A produção de peças equivalentes por processos de conformação plástica e união teriam custos de produção muito superiores. Na indústria automóvel temos inúmeros exemplos desses componentes, como blocos de motor, cabeças de cilindros, caixas de transmissão e componentes de suporte estrutural do veículo, apenas possíveis de produzir por fundição. Nesta área as ligas de alumínio oferecem uma redução

significativa do peso dos componentes comparativamente com os produzidos em ferro fundido [15].

As ligas de alumínio para fundição, na nomenclatura da *Aluminum Association*, são agrupadas segundo os principais elementos de liga, usando-se um número de quatro dígitos com um ponto entre os dois últimos. O primeiro dígito indica o grupo a que a liga pertence, os dois seguintes identificam a liga ou a pureza do alumínio. O último dígito, na casa decimal, é utilizado para indicar a natureza da liga. Assim, o dígito 0 indica que os limites de composição química são para uso em fundição, os dígitos 1 e 2 indicam que são de lingote. Variações na composição química original, normalmente ao nível de impurezas, são indicadas com uma letra maiúscula [2-4, 11, 13, 14]. Na tabela seguinte são indicados os grupos das ligas de alumínio para fundição.

Tabela 1 - Designação de ligas de alumínio para fundição [2].

Elementos de Liga Principais	Série
Alumínio, 99.00% mínimo	1xx.x
Cobre	2xx.x
Silício, com adições de cobre e/ou magnésio	3xx.x
Silício	4xx.x
Magnésio	5xx.x
Zinco	7xx.x
Estanho	8xx.x
Outros elementos	9xx.x
Serie livre	6xx.x

Como mencionado acima, estas ligas são conhecidas pela sua elevada vazabilidade, menor contração durante a solidificação e boas propriedades mecânicas. As suas propriedades dependem diretamente do binómio composição química e microestrutura, sendo as características desta última desenvolvidas durante a solidificação ou, posteriormente, através de tratamentos térmicos [5, 12].

2.1.2. Ligas de Alumínio-Silício

As ligas de alumínio contendo silício como principal elemento de liga (Al-Si), constituem 85% a 90% de todas as ligas de alumínio para fundição, principalmente devido às suas superiores características de vazabilidade e fluidez que permitem a alimentação correta do molde [5, 16, 17].

O silício, em quantidades entre 5 e 12%, é o elemento de liga mais importante destas ligas de alumínio, pois é ele que aumenta a fluidez do metal líquido e a sua

capacidade de alimentação do molde, ao mesmo tempo que aumenta a resistência mecânica das ligas, propiciando ainda a redução da contração durante a solidificação e reduzindo o coeficiente de expansão térmica. O silício também tem a vantagem de não reduzir a boa resistência à corrosão apresentada pelo alumínio, aumentando inclusive a resistência à corrosão em ambientes mediamente ácidos [2, 3, 16, 18, 19]. Para além do já mencionado, a densidade do silício é de $2,3 \text{ g/cm}^3$, sendo adicionado ao alumínio sem afetar a densidade das peças finais, fator importante pois a sua leveza é uma das principais características dos fundidos de alumínio.

O sistema alumínio-silício forma um eutético simples limitado pela solubilização no estado sólido dos dois elementos como pode ser observado no diagrama binário Al-Si (figura 3).

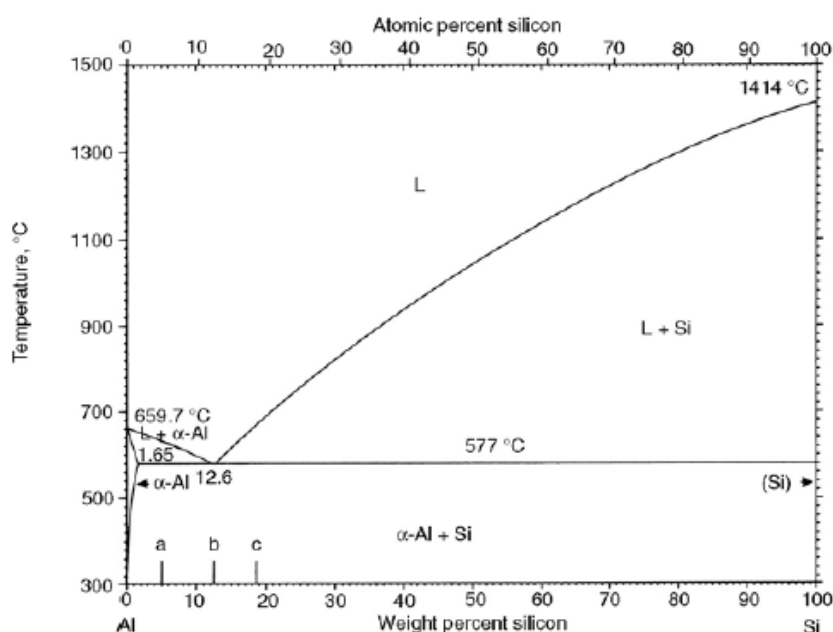


Figura 3 - Diagrama binário Al-Si [20].

A principal reação no sistema Al-Si é a transformação eutética $L > \alpha_{\text{eut}} + \text{Si}_{\text{eut}}$. Esta reação ocorre à temperatura de 577°C com um teor de Si de 12,6%, como podemos ver na figura acima. As ligas binárias Al-Si não são consideradas tratáveis termicamente, pois apenas pequenas quantidades de silício são solúveis no alumínio (1,65%, máximo), não havendo formação de uma solução sobressaturada e sendo a sua precipitação causadora de um endurecimento mínimo [3, 11, 18].

2.1.3. Efeito dos Elementos de Liga

A adição de elementos de liga nas ligas de alumínio serve para alterar as suas propriedades, com vista ao melhoramento das mesmas consoante o desejado. A adição de um elemento de liga afeta as propriedades da liga de alumínio, sendo muitas vezes usados

vários elementos conjuntamente de forma a conseguir um compromisso nas suas propriedades. Um dos principais objetivos na adição de elementos de liga às ligas de alumínio para fundição é o melhoramento das suas características de vazabilidade, que como já referido, são afetadas maioritariamente pelo silício. Outro objetivo, quase sempre de grande importância nas peças fundidas, é a tensão de cedência que indica a tensão máxima que o material consegue suportar sem deformação plástica, propriedade fundamental em peças estruturais [2, 5, 9, 14].

A adição de elementos de liga aumenta a resistência das ligas através do endurecimento por solução sólida ou endurecimento por precipitação. Este endurecimento ocorre através da formação de barreiras que dificultam o movimento das deslocações. Quantas mais barreiras, mais energia é necessária para o movimento das deslocações, tornando-se mais difícil deformar plasticamente o metal. Os elementos de liga quer como soluto, quer sob a forma de fases precipitadas (muitas vezes intermetálicos), são os responsáveis pelas barreiras formadas na matriz de alumínio, e por consequência do aumento de dureza e resistência [2, 5, 9, 13].

A adição de pequenas quantidades de elementos de liga tem um efeito imediato na deformação da rede cristalina. Estes átomos substituem os átomos de alumínio criando as tensões que servem de impedimento às deslocações [20].

Em relação ao endurecimento por precipitação, que será tratado em detalhe mais à frente por ser o mecanismo principal de endurecimento da liga estudada, consiste na formação de partículas duras de segunda fase, que também formam barreiras à movimentação das deslocações afetando assim a resistência da liga, que aumenta consideravelmente [5, 9, 13, 17].

No que aos elementos diz respeito cada um tem o seu efeito no alumínio, sendo muitas vezes usada a adição de vários elementos com endurecimento final superior à soma do efeito de endurecimento de cada elemento separadamente [5]. Seguidamente serão brevemente referidos efeitos dos elementos adicionados ou que se podem encontrar em quantidades residuais na liga estudada neste trabalho.

O cobre apresenta-se normalmente em teores entre 1 e 4%, sendo adicionado às ligas de alumínio para fundição de forma a promover o aumento da dureza e da resistência mecânica, particularmente a temperaturas elevadas, com ou sem tratamento térmico. Para além de tornar as ligas tratáveis termicamente, favorece ainda a diminuição da contração durante a solidificação e melhora a maquinabilidade das peças. As contrapartidas são a diminuição da resistência à corrosão, aumento da suscetibilidade à corrosão sob tensão e diminuição da fluidez no estado líquido [2, 5, 8, 11, 19, 21].

O ferro, que é residual na liga estudada, minimiza a tendência da liga em se agarrar ao molde durante a solidificação em moldações permanentes, facilitando a extração das peças, e aumenta a resistência à fratura a quente, devido à formação de várias fases insolúveis responsáveis pelo endurecimento das ligas de alumínio. Contudo o aumento do teor de ferro diminui substancialmente a ductilidade, sendo normalmente mantido abaixo dos 1% [5, 8, 10, 11, 13, 19, 21-23].

O magnésio é um dos elementos de maior importância na liga estudada, sendo adicionado em quantidades entre 0.3 a 1%. É um elemento chave para o aumento da dureza e da resistência mecânica nas ligas tratáveis termicamente de Al-Si. Elementos como o cobre e o silício afetam a quantidade de magnésio que pode ser retida em solução nas ligas comerciais, pois reagem com este durante o arrefecimento formando fases de Al-Cu-Mg ou Mg-Si, que diminui o teor de soluto na matriz. A fase Mg_2Si , responsável pelo endurecimento, apresenta uma solubilidade limite correspondente a aproximadamente 0,7% Mg, para além da qual não ocorre nem endurecimento nem amaciamento da matriz [2, 5, 8, 11, 19, 24, 25].

Tal como o magnésio, o manganês é outros dos elementos relevantes na liga estudada, mas muitas das vezes é considerado uma impureza nas composições do fundido. Segundo a literatura o manganês baixa a ductilidade nas ligas Al-Si-Mg quando excedidos os 0,2%. Por esta razão não é recomendado nas ligas de fundição injetada, quer como substituto do ferro ou combinado com este. Contudo, existem evidências que estes pressupostos não se verificam, sendo que ligas para fundição contendo mais de 0,5% de Mn podem beneficiar de melhor sanidade interna do fundido. A cinética de precipitação do manganês é marcadamente afetada pela composição da liga, e a presença de silício acelera a sua precipitação, resultando numa densa dispersão de fases $Al_{12}Mn_3Si$ e reduzindo o manganês retido após solubilização. As fases $Al_{12}Mn_3Si$ ou $Al_{15}Mn_3Si_2$ (26,3% de Mn e 8,9% de Si em percentagem ponderal) são também referidas como $Al_{10}Mn_2Si$, $Al_{12}Mn_3Si_2$, $Al_9Mn_2Si_{1,8}$, ou $\alpha(MnSi)$. Estando a fase Al-Mn-Si presente numa gama de 25-29% de Mn e de 8 a 13% de Si em percentagem ponderal [5, 8, 12, 15, 19, 22, 26, 27].

Quando o Si se apresenta em concentrações mais elevadas, como no caso das ligas fundidas, quase toda a fase Al_6Mn , presente depois de fundido, é transformada em $Al_{12}Mn_3Si$ durante a solubilização. Com formação de intermetálicos arredondados de manganês ($Al_{12}Mn_3Si$), que substituem os de ferro prejudiciais no enchimento da peça devido à solidificação em forma de agulhas, obtém-se uma peça com superior alongamento, resistência à fratura e comportamento à fadiga [5, 8, 12, 15, 19, 23, 26-28].

O outro dos benefícios da adição de manganês é o facto deste modificar a morfologia das fases ricas em ferro como o Al_5FeSi , que se apresentam em forma acicular,

para uma forma mais cúbica das fases $Al_{15}(MnFe)_3Si_2$, como se pode ver na figura 4, muito mais benéfica para as propriedades mecânicas de algumas ligas [5, 8, 10, 15, 19, 21, 22, 26-28]. Mais à frente mostra-se a importância deste elemento na liga estudada.

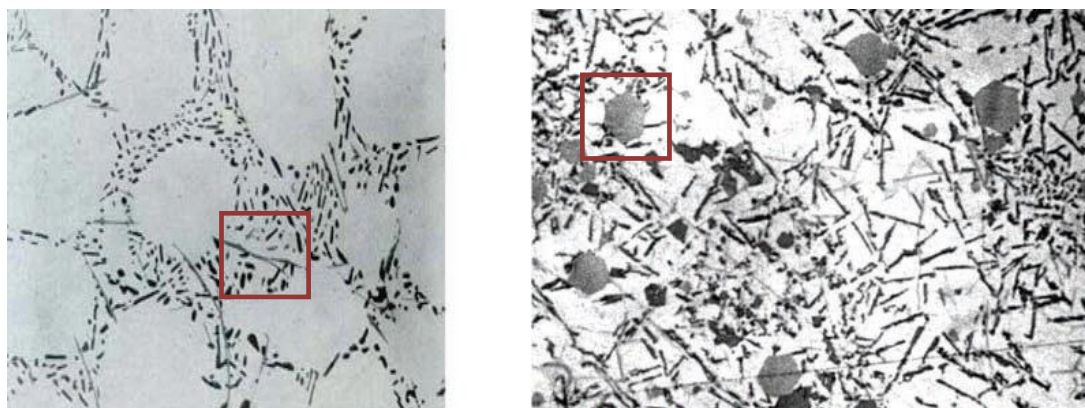


Figura 4 - Fase intermetálica Al_5FeSi de forma acicular à esquerda e a fase cúbica $Al_{15}(MnFe)_3Si_2$ à direita [19].

O fósforo é considerado uma impureza nos produtos de fundição, por reduzir a eficácia dos modificadores comumente usados, sódio e estrôncio. Também contribui para a redução das partículas de silício primário nas ligas hipoeutéticas de Al-Si [5, 13].

No que diz respeito ao silício, a sua adição e as propriedades que este afeta foram anteriormente faladas. Em quantidades entre 5 e 12%, é o elemento de liga mais importante das ligas de alumínio para fundição, porque aumenta a fluidez do metal líquido e a sua capacidade de alimentação do molde, ao mesmo tempo que aumenta a resistência mecânica das ligas. As quantidades em que este se apresenta dizem respeito aos processos de fundição em que as ligas são usadas, o teor de 5 a 7% quando o arrefecimento é lento (moldação em gesso, cera perdida ou areia), 7 a 9% para moldes permanentes e 8 a 12% para fundição injetada, sendo este último o caso da liga presentemente estudada [5, 8, 11, 21].

O titânio é extensamente usado no refinamento de grão nas ligas de alumínio normalmente em concentrações de 0,15%. Por vezes este é combinado com pequenas quantidades de boro (<0,1%). O titânio é muitas vezes empregue em concentrações superiores ao necessário para o refinamento de grão de modo a reduzir a tendência à fissuração dos fundidos [5, 8, 11, 19, 21].

Considera-se que o zinco em adição ao alumínio não traz grandes benefícios, pois é um dos elementos mais solúveis no alumínio e a sua eficiência no aumento da resistência é baixo. No entanto, quando acompanhado por adições de cobre e/ou magnésio leva a um aumento na resposta ao envelhecimento [5, 8, 11, 21].

2.1.4. Liga Al9SiMgMn

A liga AlSi9MgMn é a liga estudada neste trabalho. Segundo a classificação da *Aluminum Association*, trata-se de uma liga da série 365, liga do tipo Al-Si-Mg modificada com a adição de manganês, dando origem a uma liga quaternária para uso em fundição injetada [15, 27]. Esta liga é uma liga de fusão primária com baixo teor de ferro residual, sendo desenvolvida para especial uso da indústria automóvel. Na sua maioria, e principalmente em peças não estruturais, são usadas ligas provenientes de alumínio reciclado. Em peças estruturais, sistemas de segurança ou de aplicação crítica, recorre-se geralmente ao alumínio primário (essencialmente com baixo teor em ferro) como base das ligas, pelos motivos já mencionados anteriormente, pois sabe-se que as placas e as agulhas de Al-Fe-Si reduzem a resistência das ligas alumínio-silício para fundição [5, 23, 26, 27]. A percentagem de ferro é mantida abaixo de 0,12% de forma a minimizar a formação de fases Al-Fe-Si, mantendo a resistência à fratura e o alongamento da liga [5, 26, 27].

À liga é adicionado estrôncio (aproximadamente 100 - 200ppm) de forma a obter peças com elevada ductilidade, modificando a morfologia do silício de blocos/lamelas para uma estrutura mais fibrosa e arredondada (ver figura 5), e reduzindo fortemente a geometria das partículas intermetálicas, diminuindo a área e a razão comprimento/largura, de forma a obter morfologias menos prejudiciais às propriedades [17, 29].

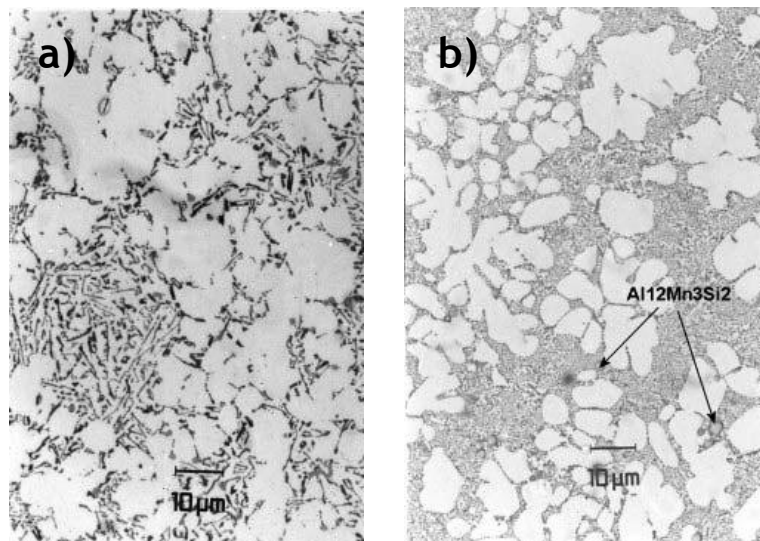


Figura 5 - Microestrutura de uma liga AlSiMgMn a) não modificada b) modificada com estrôncio e mostrando as fases intermetálicas de $Al_{12}Mn_3Si_2$ [26].

O manganês é adicionado em quantidades substanciais nesta liga servindo como substituto do ferro, e sendo usado como elemento de liga de forma a prevenir a fissuração e aumentando o comportamento à deformação, através da formação de intermetálicos arredondados de $Al_{12}Mn_3Si_2$, como podemos ver na figura 5 b). Nos estudos de Zovi, e Casarotto [26] verifica-se que quantidades entre 0,5 e 0,8% de manganês não prejudicam a

resistência mecânica, seja na liga *as-cast* ou na liga tratada termicamente (T6), e leva a um aumento significativo no alongamento comparativamente com as ligas sem manganês, como podemos ver nas figuras 6, 7 e 8 [26, 27].

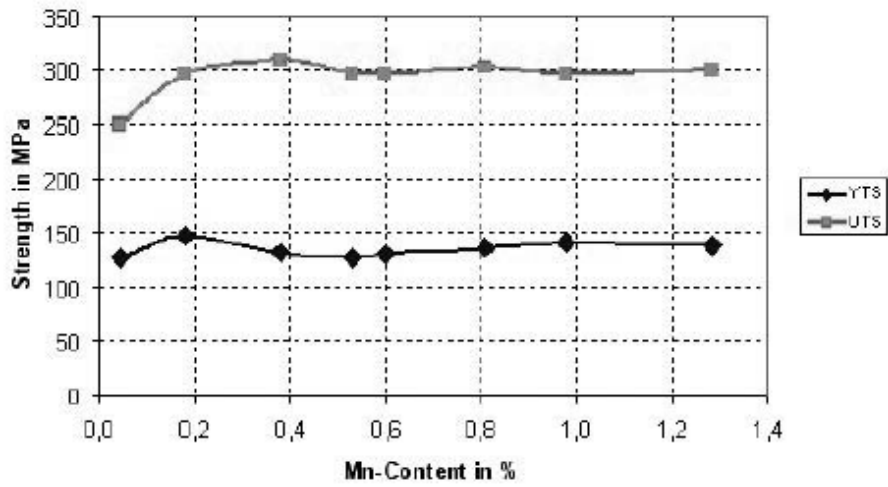


Figura 6 - Propriedades mecânicas da liga AlSi9MgMn em estado *as-cast* em função da quantidade de manganês [26].

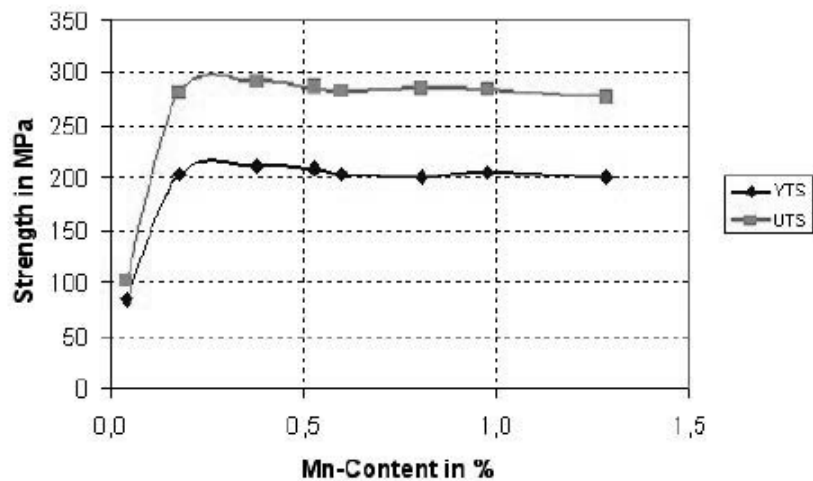


Figura 7 - Propriedades mecânicas da liga AlSi9MgMn tratada termicamente (T6) em função da quantidade de manganês [26].

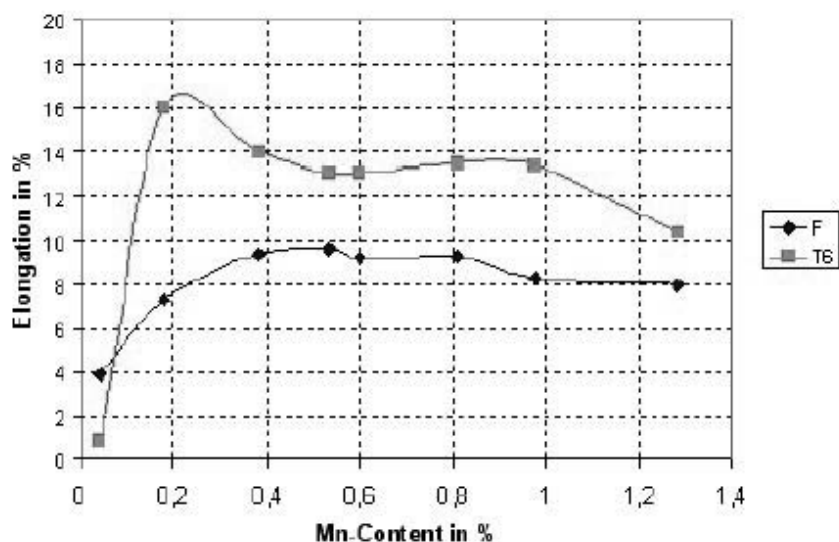


Figura 8 - Alongamento da liga AlSi9MgMn em estado *as-cast* (F) e tratada termicamente (T6) em função da quantidade de manganês [26].

Na figura 8 as diferenças encontradas no alongamento, com a variação da quantidade de manganês, são sugeridas ser devido ao tratamento de solubilização, estando relacionadas com a formação de fases intermetálicas arredondadas de $Al_{12}Mn_3Si_2$ durante o tratamento [26, 27]. A presença do manganês melhora também o comportamento de ejeção da liga evitando que as peças se agarrem ao molde metálico, muito importante em ligas de fundição injetada de alta pressão de grande uso na indústria automóvel [26, 27].

As quantidades de magnésio influenciam diretamente as propriedades requeridas. A adição de pequenas quantidades de Mg (em torno de 0,35%) aumenta as propriedades de resistência mecânica deste tipo de ligas, tornando-as tratáveis termicamente. O endurecimento resulta da formação de precipitados, sendo a fase metaestável Mg_2Si (em 0,5% e 0,6% de Mg_2Si) a responsável por esse aumento das propriedades [3, 5, 12, 15, 24, 25, 30]. O controlo do magnésio é fundamental de forma a providenciar uma boa resistência sem perda de ductilidade e bom comportamento na injeção do fundido [26, 27].

Como referido, a resistência da liga é controlada através do endurecimento por precipitação, sendo que deste modo devem ser identificadas as fases precipitadas. No entanto, por causa da escassez de dados experimentais disponíveis não estão identificadas quaisquer fases quaternárias nesta liga, encontrando-se o alumínio apenas em equilíbrio com fases binárias e ternárias (Al_8Mg_5 , Al_6Mn , $Al_{10}(MgMn)_3$, e $Al_{15}Mg_3Si_2$) [12]. As reações invariantes são apresentadas na tabela 2 e as fases no diagrama quaternário na figura 9. Nas tabelas 3 e 4 podemos ver a composição e as potenciais propriedades da liga, tendo em consideração a gama de dispersão resultante do processo de fundição.

Tabela 2 - Reações invariantes no sistema Al-Mg-Mn-Si [12]

Reações de fase	Temperatura (°C)	Concentração da fase líquida		
		Mg (%)	Mn (%)	Si (%)
$L \rightarrow Al + Al_8Mg_5 + Al_{10}(MgMn)_3 + Mg_2Si$	-435	~30	~0,1	~0,2
$L + Al_{15}Mg_3Si_2 \rightarrow Al + Al_6Mn + Mg_2Si$	<527	~30	~0,3	~0,5
$L \rightarrow Al + Mg_2Si + Si + Al_{15}Mg_3Si_2$	<557	<5	<1	~12
$L + Al_6Mn \rightarrow Al + Al_{10}(MgMn)_3 + Al_{15}Mg_3Si_2$?	<30	~0,1	<0,2

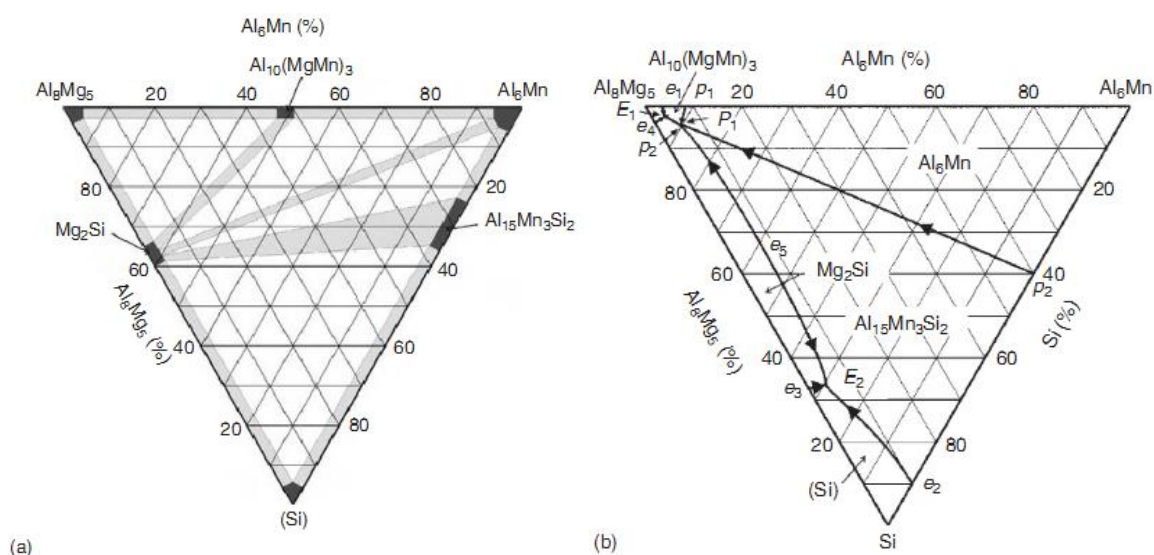


Figura 9 - Diagrama de fases Al-Mg-Mn-Si: (a) projeções do *liquidus* e (b) distribuição de campos de fase no estado sólido [12].

Tabela 3 - Composição da liga AlSi9MgMn (% peso) [31].

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Sr	P
Min.	9,5	-	-	0,5	0,1	-	0,01	0,010	-
Max.	11,5	0,15	0,03	0,8	0,5	0,10	0,15	0,015	0,015

Tabela 4 - Propriedades da liga AlSi9MgMn [31].

Tratamento Térmico	Rp0,2 N/mm ²	Rm N/mm ²	Alongamento %	Dureza Brinell HB 5/250
F	120 - 150	250 - 290	5 - 10	75 - 100
T4	95 - 140	210 - 260	15 - 22	60 - 75
T5	150 - 240	260 - 330	3 - 10	90 - 115
T6	200 - 280	290 - 350	6 - 12	100 - 115
T7	120 - 170	200 - 240	15 - 20	60 - 75

2.2. Processos de Fundição

Os três processos a partir dos quais são obtidas peças fundidas são: fundição em molde de areia, em molde permanente e fundição injetada [2, 18, 32].

Na fundição injetada atingem-se as taxas de produção máximas de peças idênticas. Neste processo é forçada a entrada do metal líquido no molde por ação de um pistão, sendo o líquido forçado a preencher as cavidades do molde como esquematizado na figura 10. Quando é usada elevada pressão no enchimento o processo designa-se por injeção de alta pressão ou HPDC devido às iniciais do termo em inglês “High-Pressure Die-Casting” [17, 32-35].

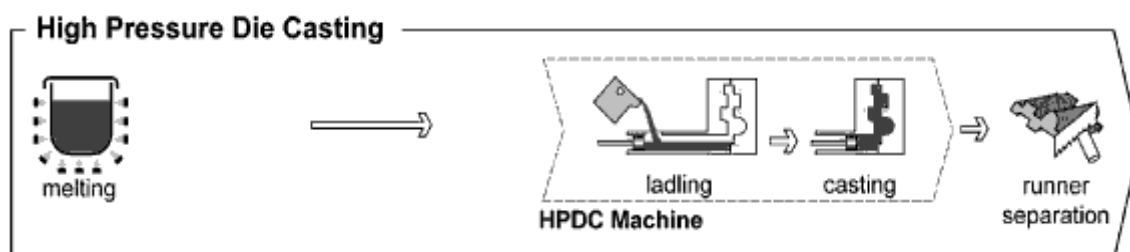


Figura 10 - Esquema do processo de fundição injetada de alta pressão [32].

Depois da solidificação do metal, o molde é aberto de forma a retirar-se a peça vazada. Repete-se novamente o processo de vazamento fechando-se o molde e injetando-se novamente o metal líquido. O processo pode ser facilmente automatizado e, para além da elevada velocidade de produção e possibilidade de obtenção de espessuras finas, as peças são obtidas praticamente acabadas e com tolerâncias dimensionais apertadas, com superfícies de vazamento lisas. O arrefecimento rápido inerente a este processo permite ainda obter uma estrutura de grão fino [2, 3, 8, 14, 17, 18, 32-36].

As diferentes velocidades de arrefecimento que se atingem nos diferentes processos conduzem a uma estrutura de grão diferente. Como podemos ver na figura 11 as diferentes taxas de solidificação impostas pelos diferentes processos de fundição induzem diferentes estruturas finais de Al-Si. Quando a taxa de solidificação é maior o tamanho de grão é mais fino e as dendrites são de menores dimensões [3, 18, 36]. Este efeito também se verifica consoante as espessuras das diferentes zonas das peças, onde espessuras maiores tendem a apresentar grãos mais grosseiros [34].

A liga tratada neste trabalho é utilizada para fundição injetada de alta pressão a vácuo, sendo a sua estrutura parecida com a ilustrada na figura 11 c) e a sua composição específica adequada a este processo, pelas razões já discutidas.

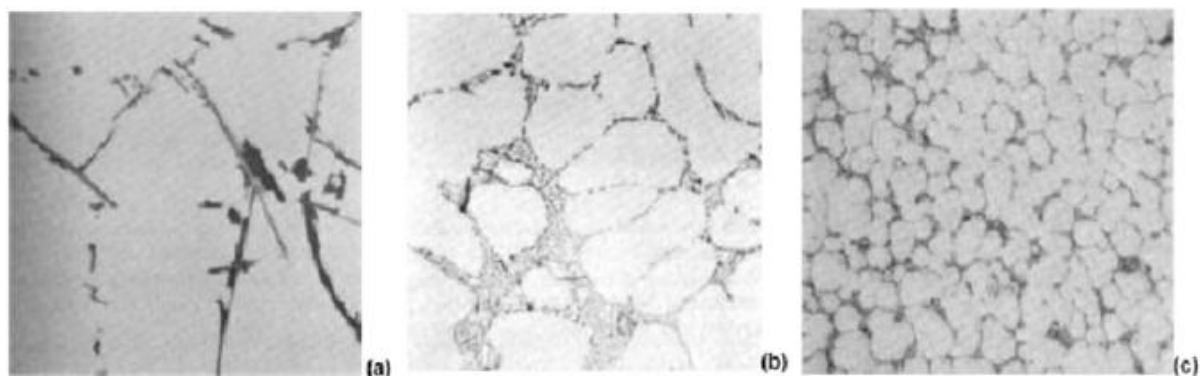


Figura 11 - Liga 443-F obtida através de (a) fundição em molde de areia, (b) a fundição em molde permanente, (c) fundição injetada [3, 18].

2.2.1. Processo de Fundição por Injeção de Alta Pressão a Vácuo

A fundição por Injeção de Alta Pressão a Vácuo é frequentemente aplicada na produção de componentes estruturais com espessuras finas, sendo a correta escolha da liga, os tratamentos efetuados ao banho (principalmente no que ao hidrogénio diz respeito), e a aplicação do tratamento térmico adequado, os fatores mais importantes para uma aplicação bem-sucedida de forma à obtenção de peças com boa sanidade. Na escolha da liga e na sua capacidade de enchimento já falamos anteriormente, sendo este requerimento obtido pelas ligas da família Al-10%Si-0.3%Mg com concentração de silício perto da composição eutética de forma a atingir a fluidez requerida. Comparativamente com as ligas usuais de fundição injetada, a liga estudada apresenta uma concentração de ferro menor, sendo esta ausência colmatada com a adição de manganês de forma a prevenir que as peças fiquem agarradas ao molde [7, 15, 32, 35, 37].

Este método serve essencialmente para diminuir a quantidade de poros gasosos dos componentes produzidos, utilizando-se um sistema de vácuo para remover o ar da cavidade do molde, que devido ao processo de aplicação de alta pressão num molde idealmente estanque pode levar ao aprisionamento e concentração dos gases no fundido. A presença destes gases nos fundidos é nefasta para as propriedades mecânicas, sendo várias as contribuições para o seu aparecimento e aprisionamento. Nestas incluem-se, o ar aprisionado na câmara de injeção ou no molde (que este método tenta minimizar), a formação de gases devido à combustão ou volatilização do lubrificante no pistão ou molde e gases dissolvidos (principalmente hidrogénio) no banho metálico. Estes gases aprisionados levarão à formação de excessivas porosidades devido à sua aglomeração com o aumento da difusão proporcionado pelo aumento de temperatura presente nos tratamentos térmicos [7, 32, 35, 37-39].

2.3. A Influência do Hidrogénio nas Ligas de Alumínio

O alumínio e suas ligas quando no estado fundido são muito suscetíveis à absorção de hidrogénio, sendo a sua solubilidade muito mais baixa no estado sólido como podemos ver na figura 12. O hidrogénio é o único gás que é apreciavelmente solúvel no alumínio fundido. À medida que a temperatura aumenta, a solubilidade do hidrogénio aumenta exponencialmente, sendo necessário evitar temperaturas excessivas durante a fusão, de modo a minimizar a absorção de gás [5, 7, 8, 14, 17, 36, 37, 40].

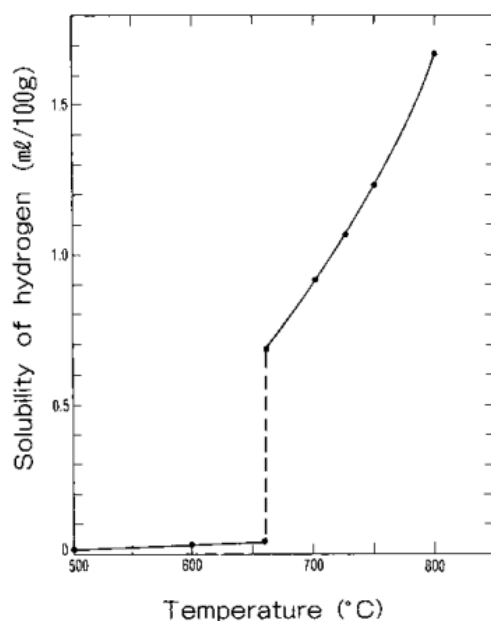


Figura 12 - Solubilidade do hidrogénio no alumínio em função da temperatura [37].

Existem muitas fontes potenciais de hidrogénio no alumínio, como a própria atmosfera do forno, os materiais utilizados na carga, os fluxos aplicados ao banho, componentes externos e as reações entre o metal fundido e o molde [7, 8, 17, 37, 40]. Devido à afinidade do metal para o oxigénio, a principal fonte de absorção de hidrogénio vai ser a redução do vapor de água da atmosfera em contacto com o banho.

O hidrogénio que fica retido no fundido tem uma elevada influência na microestrutura e nas propriedades da liga. Desta forma, o excesso de hidrogénio dissolvido no banho, acima da solubilidade limite no sólido, origina poros gasosos de hidrogénio durante a solidificação ou mantêm-se numa solução sobressaturada de hidrogénio. O hidrogénio da solução sobressaturada precipita para formar poros gasosos durante o tratamento térmico, sendo um fator relevante no tratamento das ligas de fundição injetada, procurando-se usar tempos e temperaturas menores de forma a minimizar este efeito. Estes poros afetam a resistência e ductilidade do produto vazado [5, 7, 8, 14, 17, 36-40]. É essencial a remoção do hidrogénio do banho metálico (tema que não é abordado

neste trabalho) pois no processo de fundição por injeção é de vital importância que este não esteja presente, já que numa camara estanque este ficará aprisionado na peça diminuindo drasticamente as suas propriedades mecânicas.

2.4. Refinamento de Grão

Em condições normais de solidificação, as ligas de alumínio sem refinadores de grão possuem uma estrutura grosseira (colunar ou equiaxial), não sendo a mais desejada nos fundidos de alumínio, onde se requer a obtenção de uma estrutura de grão fina e equiaxial. O tipo e o tamanho dos grãos formados são determinados pela composição da liga, taxa de solidificação, como constatado na figura 11, e adição de refinadores de grão contendo fases intermetálicas que providenciam locais de nucleação heterogénea [8, 36].

Um tamanho de grão mais fino promove uma sanidade melhorada do fundido pois minimiza a contração, a fratura a quente e a porosidade causada pelo hidrogénio. Assim, as propriedades mecânicas e desempenho a altas temperaturas são normalmente melhorados com estruturas de grão mais fino. Outra vantagem de um tamanho de grão fino é o melhor controlo e uniformidade de resposta ao tratamento térmico, porque existe uma maior homogeneidade (tamanho e distribuição de compostos intermetálicos) através da estrutura do fundido [7, 8, 17, 36].

Em ligas de fundição eutéticas e hipoeutéticas de Al-Si, são geralmente usadas ligas-mãe de alumínio-titânio ou sais de modo a refinar o grão. Um nível de adição de 0.10 a 0.25% de Ti geralmente assegura um bom refinamento de grão, sendo o agente nucleador as partículas de $TiAl_3$ [8, 36].

2.5. Modificação do Eutético

O antimónio, o estrôncio e o sódio são os elementos usados para alterar a forma do silício eutético em ligas de alumínio contendo entre 5 a 11% de silício. O efeito destes elementos é essencialmente o de modificação do eutético [5, 11, 19, 41].

O antimónio, apesar de contribuir para a modificação do eutético, pode reagir com o cálcio e o estrôncio formando intermetálicos grosseiros que afetam a fluidez e a estrutura eutética das ligas. Este elemento é ainda possivelmente tóxico, sendo necessárias medidas adicionais no seu manuseamento [5, 36].

O sódio é mais eficiente que o estrôncio, promovendo melhor grau de modificação, mas tem maior tendência à vaporização e o facto de reagir rapidamente com o fósforo reduz quer o efeito de modificador de grão, quer o tamanho das partículas de silício

primário. Nos banhos modificados com sódio o efeito modificador permanece por cerca de 30 minutos [5, 17, 36].

No caso do estrôncio o efeito permanece por mais de 2 horas, mas é usado em quantidades muito baixas de 0,008 a 0,04%, pois o seu aumento está associado ao aumento da porosidade. Na bibliografia é muitas vezes sugerido que o estrôncio aumenta a quantidade de poros, aumentando a suscetibilidade do banho de Al-Si à absorção de hidrogênio. Também é sugerida a formação de outros compostos à base de hidrogênio, como o SrH_2 e $\text{Sr}(\text{OH})_2$ durante a solidificação. Assim o estado de limpeza da superfície do banho metálico é também uma temática de grande importância nos banhos para fundição [3, 5, 11, 18, 19, 26, 27, 36, 41]. No caso da liga estudada o estrôncio é o modificador do silício eutético. O seu efeito é muito importante nesta liga, em que a ductilidade é uma das propriedades mais importantes, pois o estrôncio vai alterar a morfologia do silício de grosseiro e acicular, para uma forma fina e fibrosa finamente dispersa pela microestrutura. Esta estrutura cria menores pontos de tensão e menores zonas que fragilizem a estrutura. Estas partículas de silício produzem ainda menor interferência no fluxo do metal líquido durante a solidificação. Como resultado, a liga modificada tem melhor comportamento na injeção e menos contração microestrutural entre dendrites [3, 5, 11, 17-19, 26, 27, 29, 30, 36, 41]. Na figura seguinte podemos ver a evolução da microestrutura com as diferentes adições de estrôncio.

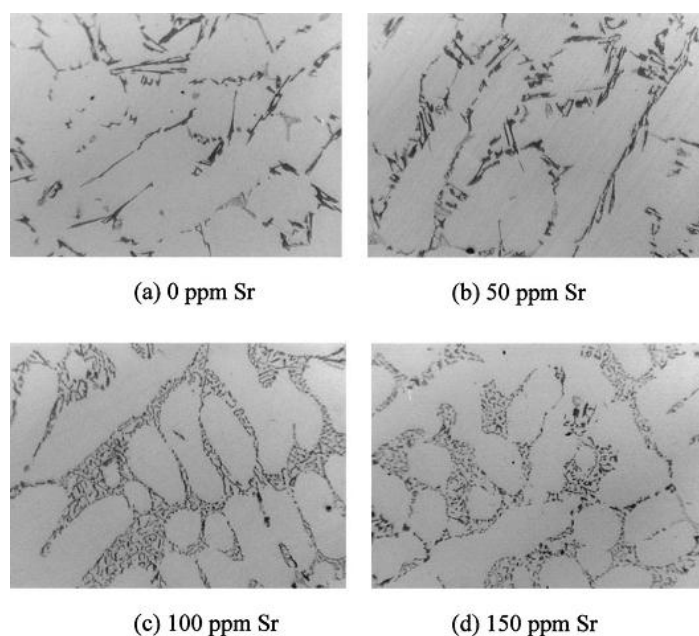


Figura 13 - Evolução da microestrutura do silício eutético com o teor de estrôncio [37]

2.6. Tratamentos Térmicos

O alumínio e suas ligas podem ser tratados de modo a obter a combinação de propriedades mecânicas e físicas desejadas. Os tratamentos térmicos baseiam-se na variação das solubilidades dos elementos microestruturais. Como a solubilidade dos elementos aumenta com o aumento da temperatura até à temperatura de *solidus*, podemos controlar a solidificação e posterior envelhecimento de forma a controlar a formação e distribuição das fases precipitadas que influenciam as propriedades do material [5, 8, 12, 13, 30].

A nomenclatura dos tratamentos térmicos para ligas de alumínio fundidas são apresentadas na tabela 5. Os tratamentos designados pela letra “T” têm como objetivo aumentar a resistência mecânica das ligas de alumínio através de tratamentos térmicos. Este é o processo mais importante para o endurecimento e aumento das propriedades de resistência das ligas de alumínio para fundição, sendo designado por endurecimento por precipitação [2, 5, 8, 12].

Tabela 5 - Nomenclatura dos tratamentos térmicos das ligas de alumínio para fundição [2, 3].

F	Tal como fabricado; Refere-se à condição resultante após vazamento, em que não foram realizados controlos sobre a velocidade de arrefecimento.
O	Estado recozido; Nos produtos fundidos, indica um recozimento para alívio de tensões e estabilidade dimensional, levando ao estado com menor resistência mecânica e de maior ductilidade.
T1	Envelhecimento natural; O produto é arrefecido desde a temperatura a que é fundido e envelhecido naturalmente até a um estado de propriedades mecânicas estáveis.
T4	Tratamento térmico de solubilização e envelhecimento natural para um estado de propriedades mecânicas estáveis.
T5	O produto é arrefecido desde a temperatura a que é fundido e seguidamente envelhecido artificialmente.
T6	Tratamento térmico de solubilização e seguidamente envelhecido artificialmente.
T7	Tratamento térmico de solubilização e seguidamente envelhecimento artificial para um estado de propriedades mecânicas estáveis. Designado também por sobre-envelhecimento.

O objetivo do endurecimento por precipitação é o de promover a formação de uma dispersão, densa e fina, de partículas de precipitados numa matriz de metal deformável. As partículas dos precipitados atuam como obstáculos ao movimento das deslocações e, como consequência, aumentam a resistência mecânica da liga tratada termicamente. O processo de endurecimento por precipitação pode ser explicado recorrendo ao diagrama de fases dos elementos de liga. Para que uma liga de composição X-Z possa ser endurecida por precipitação é condição necessária que a composição da liga permita um tratamento num

campo monofásico e que a solubilidade do elemento Z na solução sólida diminua com a diminuição de temperatura [2, 8, 13, 18, 30, 42, 43].

O processo de endurecimento por precipitação envolve três passos, sendo eles o tratamento térmico de solubilização, a têmpera e o envelhecimento, como demonstrado na figura 14 [2, 8, 18, 42].

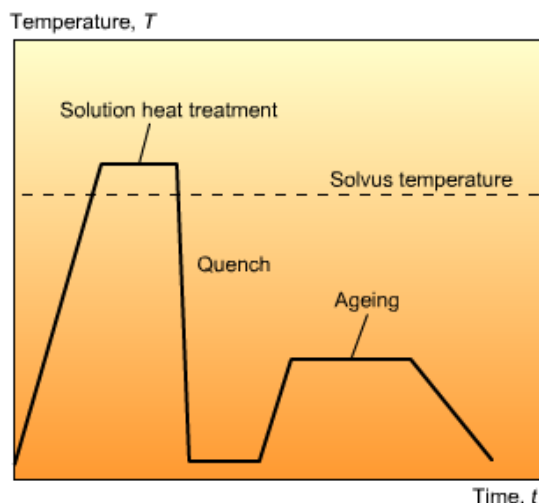


Figura 14 - Esquema do tratamento de endurecimento por precipitação [42].

No caso das ligas usadas em fundição injetada, e como já referido ao longo deste trabalho, é necessário um cuidado especial em relação aos tempos e temperaturas utilizados, pois o aumento da temperatura de forma a acelerar o processo de difusão e posterior precipitação, leva à formação de excessivas porosidades e distorções [2, 8, 18, 39, 42].

2.6.1. Tratamento Térmico de Solubilização

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 a ser solubilizada 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. No que toca 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. Já com a temperatura, no caso de esta ser exagerada pode levar à fusão incipiente da liga, levando a uma perda significativa de propriedades mecânicas. Pelo contrário, temperaturas ou tempos de solubilização insuficientes não asseguram a dissolução dos elementos endurecedores, levando a endurecimento final inferior [2, 8, 18, 22, 38, 42, 44].

Nas ligas Al-Si de fundição o tratamento de solubilização, para além de promover a dissolução dos elementos endurecedores da liga, como referido anteriormente, provoca alterações no tamanho e na morfologia das partículas de silício eutético, através da esferoidização e coalescimento das mesmas. Assim é assegurada a ductilidade e boa resistência ao choque da liga. Com o aumento da temperatura e da duração da solubilização, o número de partículas eutéticas de silício diminui e o seu tamanho médio aumenta, sendo prejudicial para a ductilidade [2, 8, 18, 42]. Como vimos anteriormente outro fator importante para manter a boa ductilidade da peça é a formação das fases $Al_{12}Mn_3Si$ (ver diagrama de fases da figura 9), que com a presença de silício em grandes quantidades é acelerada. Além disso, como o magnésio só apresenta uma solubilidade significativa próximo da temperatura de *solidus*, é necessário ter em atenção o controlo do tempo e da temperatura [2, 8, 14, 17, 18, 30, 42]. Na literatura é referido que o tratamento térmico de solubilização desta liga foi realizado à temperatura de 520°C durante 1 hora [26].

2.6.2. Têmpera

Na têmpera a amostra é rapidamente arrefecida, normalmente 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 [2, 8, 18, 42-44]. Em certas ligas tratáveis termicamente, se a velocidade de arrefecimento da peça fundida no molde for suficientemente rápida, pode obter-se uma liga no estado de solução sólida sobressaturada, sem necessidade de outros meios de arrefecimento. Deste modo, as etapas de solubilização e têmpera podem ser eliminadas no endurecimento por precipitação, sendo apenas necessário fazer o envelhecimento após remoção da peça do molde. Um bom exemplo de aplicação deste tipo de tratamento térmico é a produção de pistões de automóveis endurecidos por precipitação. A designação deste tratamento térmico é T5 [8, 15, 30].

2.6.3. Envelhecimento

O envelhecimento é a última etapa do processo de endurecimento por precipitação e consiste na precipitação controlada do soluto, formando precipitados finamente dispersos na matriz. 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 resistência mecânica [2, 8, 13, 18, 42-44]. Ou seja, após a etapa de arrefecimento rápido, 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. Para descrever as fases que se formam nesta liga é necessário estudar os diagramas da mesma, tendo em consideração que o magnésio é o elemento endurecedor da liga em estudo. Assim é possível através do diagrama ternário Al-Mg-Si, representado abaixo, estudar as temperaturas de precipitação do mesmo [2, 8, 12, 18, 42, 45, 46].

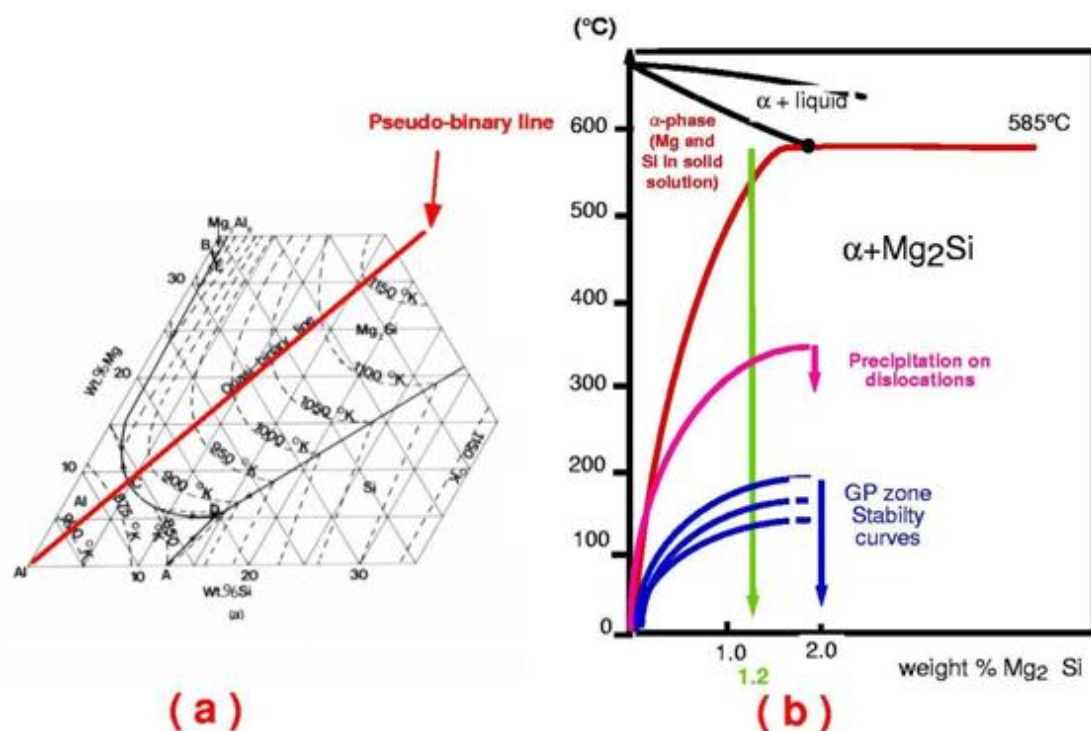


Figura 15 - a) Canto inferior do diagrama ternário de projeção de linhas de liquidus Al-Mg-Si [42].

b) Secção da liga pseudo-binária Al-Mg₂Si [42].

Nas ligas Al-Si-Mg as fases responsáveis pelo endurecimento da liga, descritas na sequência de precipitados da figura 16, formam-se quando a liga temperada é envelhecida a uma temperatura relativamente baixa, não permitindo a precipitação dos elementos de forma à diminuição da energia interna da estrutura. Assim, para atingir uma forma mais próxima da de equilíbrio formam-se agregados de átomos de magnésio e silício, designados de zonas de precipitação ou zonas GP (Guinier Preston, nomes dos cientistas que identificaram estas estruturas) [2, 5, 7, 8, 12, 13, 18, 42, 43, 45, 46].

O tempo necessário para a formação destas zonas é função da temperatura. Se houver energia suficiente o sistema tenderá para o equilíbrio dando origem à formação de precipitados metaestáveis, estes precipitados mais grosseiros crescem coerente ou semi-coerentemente com a matriz [2, 5, 7, 8, 12, 13, 18, 42, 43, 45, 46].



Figura 16 - Sequência de envelhecimento dos precipitados de Al-Mg₂Si [42].

No caso das ligas Al-Si-Mg, formam-se fases em forma de agulha coerentes apenas ao longo do eixo principal, com regiões de interfaces não coerentes perpendicularmente ao eixo das agulhas. Esta estrutura em agulhas (β') é chamada de semi-coerente e o resultado é o endurecimento da liga. Este endurecimento resulta das distorções da matriz devido às diferenças no parâmetro de rede, gerando assim um campo de tensões que dificultam a movimentação das deslocações [2, 5, 7, 8, 12, 13, 18, 30, 42].

Se o envelhecimento for realizado por longos períodos e/ou a altas temperaturas, os precipitados coalescem aumentando o espaçamento entre partículas. Com o crescimento os precipitados tornam-se incoerentes (fase β). A liga sobre-envelhece e fica menos resistente, em comparação com o ponto de envelhecimento máximo [2, 5, 8, 12, 18, 42]. Estes fenómenos são analisados através de curvas de envelhecimento como a da figura 17, onde a formação e crescimento dos precipitados é relacionado com a resistência mecânica.

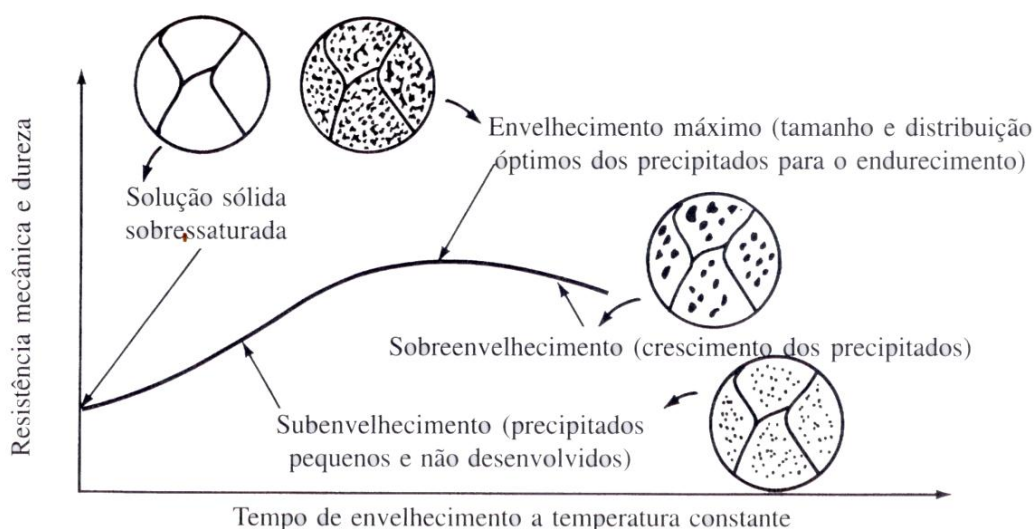


Figura 17 - Curva esquemática de envelhecimento [2].

Este envelhecimento quando à temperatura ambiente designa-se por envelhecimento natural, com o uso de temperaturas elevadas designa-se por envelhecimento artificial, sendo que a maior parte das ligas requer este tipo de envelhecimento [2, 8, 18, 42, 43]. Os tratamentos de envelhecimento da liga estudada são sugeridos entre os 120°C e os 180°C para um intervalo de tempo de 3 horas a 1000 horas

[26]. De referir que os precipitados endurecedores presentes nas ligas Al-Si-Mg não são visíveis ao microscópio ótico [18, 38, 42].

A dispersão de precipitados de Mg_2Si apenas pode ser identificada no TEM (Microscopia Eletrónica de Transmissão). No entanto, mesmo no TEM não se consegue detetar as fases em forma de agulhas em fases muito precoces do envelhecimento [42]. Na figura seguinte mostra-se o crescimento dos precipitados de Mg_2Si com o tempo de envelhecimento. A liga foi solubilizada a $530^\circ C$ e temperada em água e, posteriormente, envelhecida a $175^\circ C$ durante 8 horas, 24 horas (pico dureza) e 145 horas (sobreenvelhecimento), e o precipitado de equilíbrio β (Mg_2Si) [42].

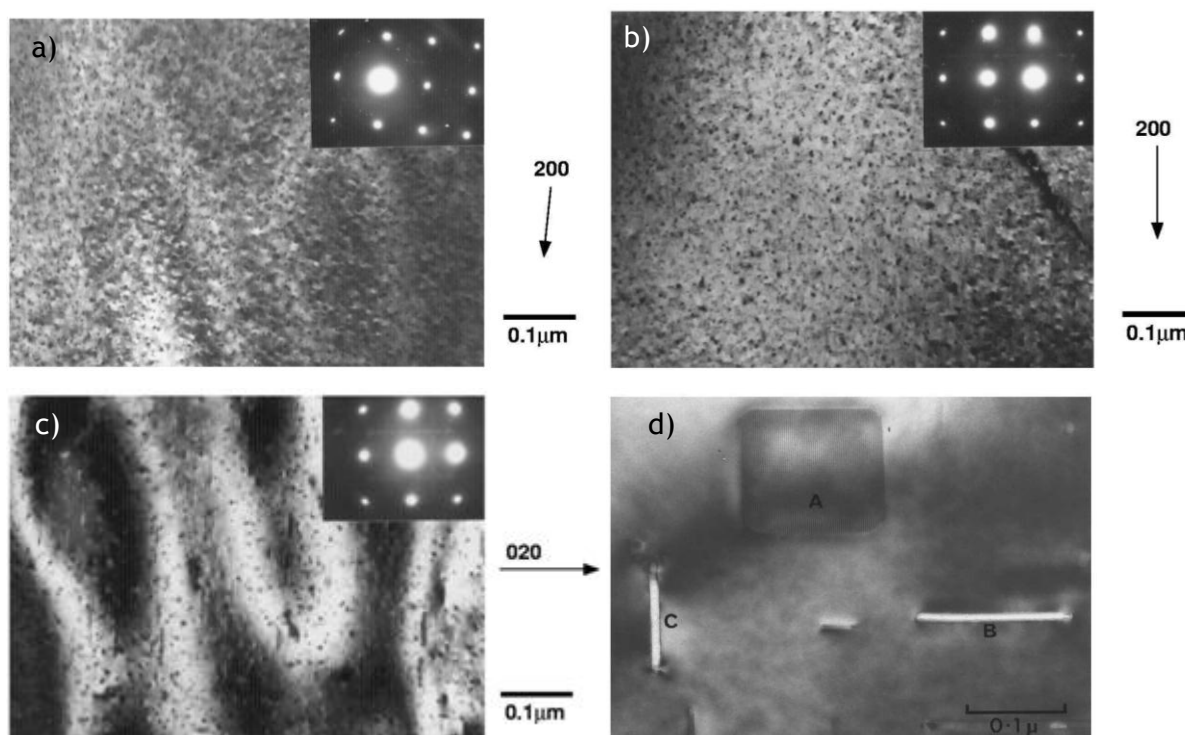


Figura 18 - Crescimento dos precipitados de Mg_2Si em forma de agulha para envelhecimentos de a) 8, b) 24, c) 145 horas e d) plaquetas de fase β (equilíbrio) [42].

3. Materiais e Métodos

Neste trabalho foram utilizadas peças em ligas de alumínio do tipo AlSi9MgMn cedidas pela empresa SLM - *Schmidt Light Metal*. Esta liga é designada pela *Aluminum Association* como uma liga da série 365. As peças foram produzidas por injeção de alta pressão a vácuo.

As peças usadas e a sua composição podem ser observadas nas figuras seguintes.

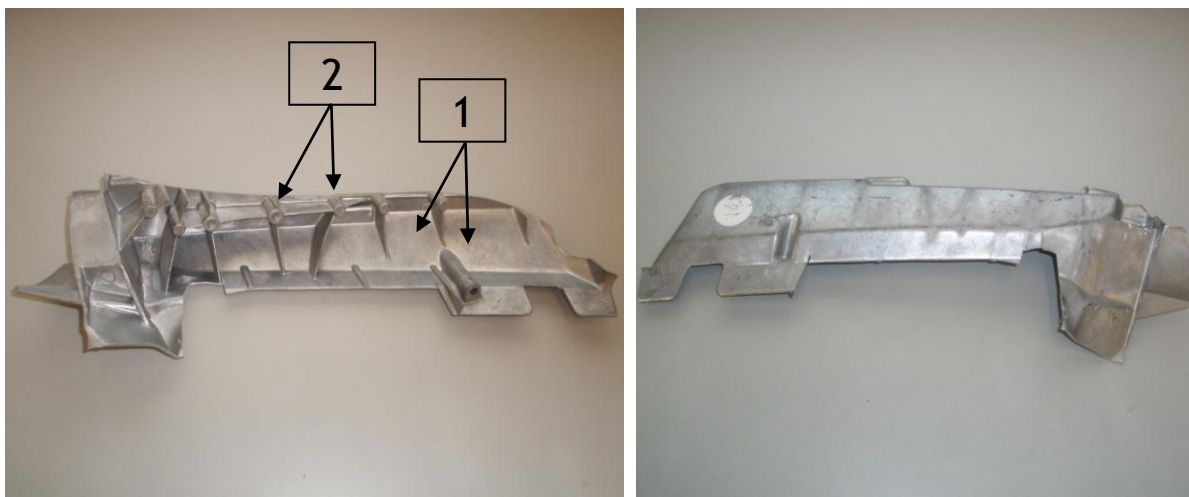


Figura 19 - Fotografia das peças utilizadas, à direita a vista frontal e à esquerda a vista posterior. Os números indicam as regiões de onde se retiraram amostras; o 1 indica a zona mais fina (2 mm) e o 2 a zona de maior secção (diâmetro de 10 mm).

Tabela 6 - Composição da liga AlSi9MgMn (% peso) [31].

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Sr	P
Min.	9,5	-	-	0,5	0,1	-	0,01	0,010	-
Max.	11,5	0,15	0,03	0,8	0,5	0,10	0,15	0,015	0,015

3.1. Preparação de Amostras

Das peças em questão foram retiradas 40 amostras da secção mais fina (número 1 da figura 19), que apresenta cerca de 2 mm de espessura, e 5 das secções mais espessas que correspondem aos cilindros assinalados na figura 19 (com número 2), com cerca de 10 mm de diâmetro.

3.2. Tratamentos Térmicos

Depois de preparadas as amostras realizaram-se os tratamentos térmicos. O forno é estabilizado à temperatura pretendida, e só depois introduzidas as amostras, dando-se início à contagem do tempo de tratamento a partir do momento em que se fecha a porta do forno.

Foram realizadas as solubilizações das amostras às várias temperaturas pretendidas, seguidas de arrefecimento feito em água à temperatura ambiente, sendo posteriormente sujeitas ao envelhecimento. Os tratamentos térmicos foram realizados num forno elétrico de resistências laterais com controlador *Shimaden SR91*.

Realizaram-se tratamentos térmicos T4, em que após solubilização a liga é sujeita a envelhecimento natural. As temperaturas de solubilização estão presentes na tabela seguinte.

Tabela 7 - Temperaturas e tempos de solubilização dos tratamentos térmicos T4.

Amostra	Solubilização	Envelhecimento
1A-1	475°C/3h	Temperatura ambiente
1B-1	490°C/1,5h	Temperatura ambiente
1C-1	490°C/3h	Temperatura ambiente

O primeiro número que identifica a amostra corresponde ao número da peça, foram utilizadas 4 peças ao longo deste trabalho, sendo elas numeradas de 1 a 4. A letra que segue o número diz respeito ao tratamento de solubilização aplicado, sendo neste caso as temperaturas e tempos de solubilização descritos na tabela. O número final corresponde ao envelhecimento aplicado à amostra, em que o número 1 é representativo do envelhecimento natural.

Realizaram-se também tratamentos térmicos T6, correspondendo ao envelhecimento artificial. As temperaturas de solubilização e envelhecimento estão presentes na tabela 8.

A nomenclatura dada às amostras da tabela 8, segue o raciocínio anterior, sendo amostras retiradas da peça 1, com solubilização do tipo “A”, “B” ou “C”, sendo o envelhecimento aplicado identificado com os números de 2 a 8. As amostras identificadas com “temperatura/tempo - temperatura/tempo”, significam que foram efetuados envelhecimentos duplos, sendo o primeiro imediatamente seguido do segundo, com o mínimo arrefecimento possível. A letra “Z” é a designação das amostras em estado *as-cast*.

Tabela 8 - Temperaturas e tempos de solubilização e envelhecimento dos tratamentos térmicos T6.

Amostra	Solubilização	Envelhecimento
1Z	X	X
1A-2	475°C/3h	180°C/2h
1A-3		220°C/2h
1A-4		250°C/2h
1A-5		130°C/1h - 220°C/1h
1A-6		100°C/2h - 220°C/1h
1B-2		490°C/1,5h
1B-3	220°C/2h	
1B-4	250°C/2h	
1B-5	130°C/1h - 220°C/1h	
1B-6	100°C/2h - 220°C/1h	
1B-7	100°C/2h - 220°C/2h	
1C-2	490°C/3h	
1C-3		220°C/2h
1C-4		250°C/2h
1C-5		130°C/1h - 220°C/1h
1C-6		100°C/2h - 220°C/1h
1C-7		100°C/2h - 220°C/2h
1C-8		130°C/30min - 180°C/2h

Tabela 9 - Temperaturas e tempos de solubilização e envelhecimento dos tratamentos térmicos T6 para estudo da cinética do endurecimento.

Amostra	Solubilização	Envelhecimento	Tempo
2C-1	490°C/3h	130°C	15min, 30min, 1h, 2h, 4h, 8h, 12h, 16h, 24h, 32h, 48h, 72h
2C-2		180°C	5min, 15min, 30min, 1h, 1h30min, 2h, 2h30min, 3h, 4h, 6h, 9h
2C-3		220°C	5min, 10min, 15min, 30min, 45min, 1h, 1h15min, 1h30min, 1h45min, 2h, 3h, 4h, 6h,
3C-1		130°C	1h, 3h, 9h, 27h, 81h, 243h
3C-2		180°C	30min, 1h, 2h, 3h, 6h, 12h
3C-3		220°C	15min, 30min, 1h, 1h30min, 2h, 6h
4C-1		130°C	1h, 3h, 9h, 27h, 81h, 243h
4C-2		180°C	30min, 1h, 2h, 3h, 6h, 12h
4C-3		220°C	15min, 30min, 1h, 1h30min, 2h, 6h

Nas amostras usadas de forma a estudar a cinética do endurecimento por precipitação, temos o número identificativo da peça, a letra correspondente à temperatura de solubilização e o número no final que diz respeito ao envelhecimento aplicado. As temperaturas e tempos aplicados estão designados na tabela 9, sendo as amostras *as-cast* designadas 2Z, 3Z e 4Z respetivamente.

Na tabela 10 estão enumeradas as amostras retiradas da peça 3 que foram sujeitas a envelhecimento recorrendo a dois patamares de temperaturas, correspondendo a letra após travessão à temperatura e tempo do primeiro patamar e o número seguinte à temperatura e tempo do segundo patamar.

Tabela 10 - Amostras envelhecimento recorrendo a dois patamares de temperatura.

Amostra	1º Patamar de Envelhecimento	2º Patamar de Envelhecimento
3C-D1	130°C/1h	180°C/1h
3C-D2		180°C/2h
3C-D3		180°C/3h
3C-E1	130°C/3h	180°C/1h
3C-E2		180°C/2h
3C-E3		180°C/3h
3C-F1	130°C/4h	180°C/1h
3C-F2		180°C/2h
3C-F3		180°C/3h

Os tratamentos térmicos aplicados às amostras cilíndricas, são designadas com a letra “G”. As letras e números antecidos pelo travessão correspondem ao número referente à peça e aos tempos e temperaturas de solubilização, o último dígito corresponde aos tempos e temperaturas de envelhecimento, estando apresentados na tabela 11.

Tabela 11 - Tratamentos térmicos das amostras cilíndricas.

Amostra	Solubilização	Envelhecimento
G-1Z	X	X
G-1B-1	490°C/1,5h	180°C/2h
G-1B-2		100°C/2h - 220°C/2h
G-1C-1	490°C/3h	180°C/2h
G-1C-2		100°C/2h - 220°C/2h

3.3. Preparação Metalográfica

As amostras tratadas apresentam um tamanho reduzido sendo essencial para a sua preparação metalográfica que se faça a montagem das mesmas. É feita a montagem a frio das amostras em resina polimérica, devido ao facto das temperaturas da montagem a quente poderem interferir com os tratamentos executados a mais baixas temperaturas.

Depois de completamente polimerizadas procedeu-se ao desbaste e polimento de todas as amostras. Na fase de desbaste usaram-se lixas de 180, 320, 400, 600, 800, 1000 mesh, com duração aproximada de 2 a 3 minutos por lixa com auxílio de água como lubrificante. Seguidamente procedeu-se ao polimento das amostras com solução de diamante de 6 e 1 μm , em panos de pelo curto e pelo comprido respetivamente, durante 5 minutos. Terminou-se o polimento com solução de sílica coloidal de 0,25 μm em pano liso durante 10 minutos.

Durante cada etapa do desbaste e polimento as amostras foram cuidadosamente lavadas com água corrente, sendo no polimento lavadas com ultra-sons em solução de acetona durante 3 minutos, de forma a garantir a mínima contaminação possível entre etapas.

Para a análise em microscopia eletrónica de varrimento (MEV) recorre-se à deposição de uma camada de carbono na amostra para a tornar condutora, para que seja possível a sua análise no MEV.

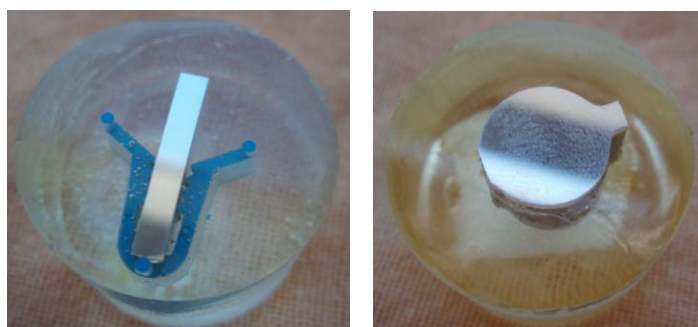


Figura 20 - Exemplo da amostra de secção fina à direita e da amostra da zona cilíndrica depois de preparadas.

3.4. Caracterização da Microestrutura

A caracterização microestrutural das amostras foi efetuada com recurso à microscopia ótica (MO) e à microscopia eletrónica de varrimento (MEV). Recorreu-se à espectroscopia de dispersão de energias (EDS) acoplada ao MEV para a identificação química das fases presentes nas amostras.

Para analisar as amostras em microscopia ótica não foi necessário recorrer a nenhum ataque de forma a revelar a estrutura, sendo completamente visível o contraste

entre fases após o desbaste e polimento efetuados. O equipamento disponível para a análise foi o microscópio ótico de reflexão *Zeiss*, modelo *Axiovert*, com câmera *Zeiss* acoplada modelo *AxioCam MRC5*.

Para a análise em microscopia eletrônica de varrimento e identificação química das fases, o equipamento utilizado foi um Microscópio Eletrônico de Varrimento ambiental de alta resolução *Schottky*, com Microanálise por Raios-X e Análise de Padrões de Difração de Elétrons Retrodifundidos (FEG-ESEM / EDS / EBSD - *FEI Quanta 400FEG ESEM / EDAX Genesis X4M*) [47].

3.5. Ensaio Mecânicos

De forma a avaliar os efeitos dos tratamentos térmicos nas propriedades da liga procedeu-se à realização de ensaios mecânicos de macrodureza *Brinell*, com carga de 613N durante 15 segundos. Os ensaios foram realizados segundo a norma *NP EN 6506-1: 2009*, que, com relação de 10N/mm² de Força/Diâmetro para metais leves, espessuras de 2mm da amostra e indentador esférico de 2,5 mm, apresenta uma força ideal de 62,5 Kgf para o ensaio. O equipamento usado foi o *Karl Frank GMBH 38505*. Para a obtenção do valor de dureza *Brinell* (de designação HB) recorre-se à fórmula expressa abaixo.

$$HB = \frac{2P}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$

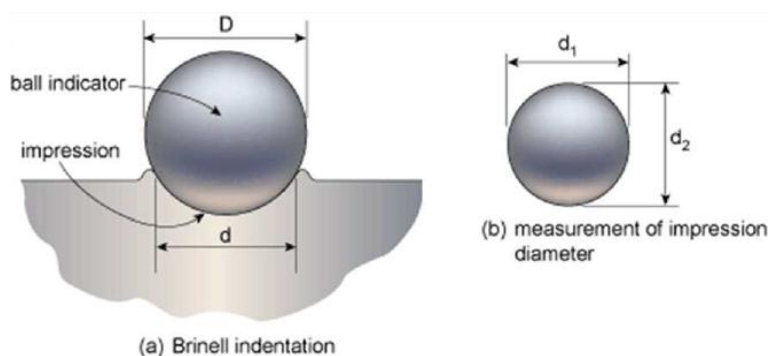


Figura 21 - Cálculo da dureza *Brinell* (HB), sendo D o diâmetro do indentador (mm), d o valor médio do diâmetro das impressões na amostra (mm), e P carga aplicada (Kgf) [2, 48].

Para avaliar os efeitos dos tratamentos térmicos realizados ao longo do diâmetro das amostras cilíndricas, de forma a estudar a penetração do tratamento térmico, foram realizados ensaios de microdureza *Vickers*, com carga de 0,25 N durante 15 segundos. Os ensaios foram realizados segundo a norma *ISO 6507-1:2005*, com indentador em forma de pirâmide de diamante com base quadrangular e ângulo de abertura de 136°. O equipamento usado foi o *Struers Duramin*. Para a obtenção do valor de dureza *Vickers* (de designação HV) recorre-se à fórmula seguinte.

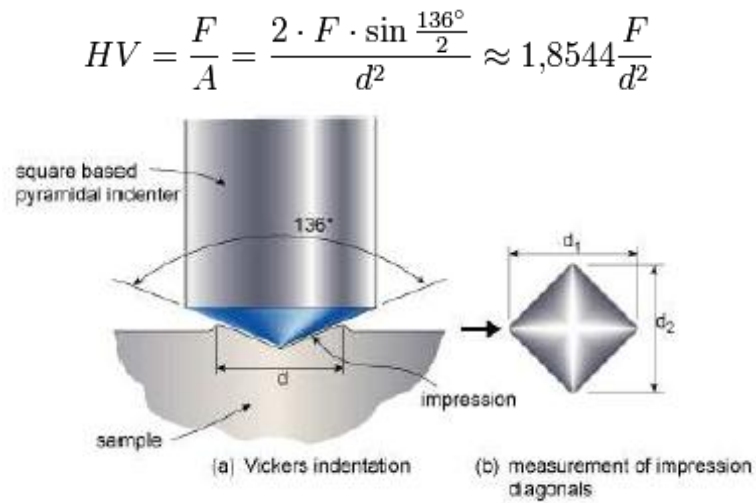


Figura 22 - Cálculo da dureza *Vickers* (HV), sendo do o valor médio das diagonais da calote impressa na amostra (mm), e F carga aplicada (Kgf) [2, 49].

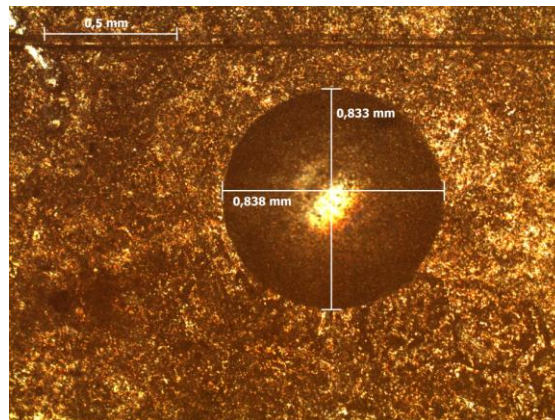


Figura 23 - Exemplo da medição dos diâmetros d_1 e d_2 dos ensaios de dureza *Brinell*.

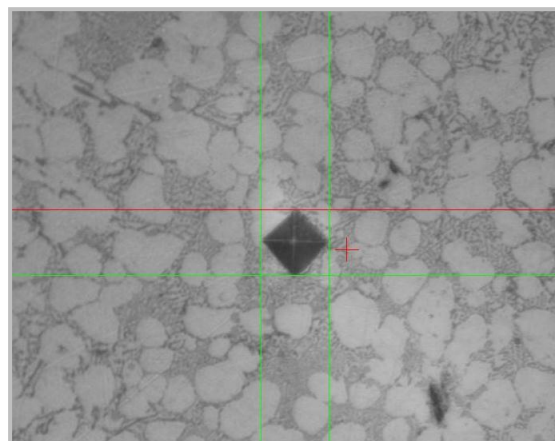


Figura 24 - Exemplo da medição das diagonais d_1 e d_2 dos ensaios de dureza *Vickers*.

4. Resultados e Discussão

No capítulo 4 são apresentados os resultados obtidos durante a realização deste trabalho, discutindo-os e comparando-os com estudos existentes. Segundo o princípio de que o comportamento das amostras é definido pela sua microestrutura, agrupou-se a discussão em subcapítulos de forma a dar uma melhor percepção na comparação dos resultados. Assim sendo, tratar-se-á inicialmente a caracterização estrutural, análise dos constituintes e sua composição. Por fim, faz-se a análise do efeito da temperatura e tempo dos tratamentos térmicos, na solubilização e envelhecimento aplicados, observando a sua influência na microestrutura e nas durezas obtidas nas amostras.

4.1 Caracterização Estrutural e Análise dos Constituintes

A observação da microestrutura foi efetuada em microscopia ótica, não sendo necessário o uso de qualquer reagente para revelação da microestrutura. A microestrutura da liga Al9SiMgMn em bruto de vazamento (*as-cast*) é composta por uma fase dendrítica de alumínio primário (α -Al), e pela fase eutética onde se observam as partículas escuras de silício eutético (figura 25).

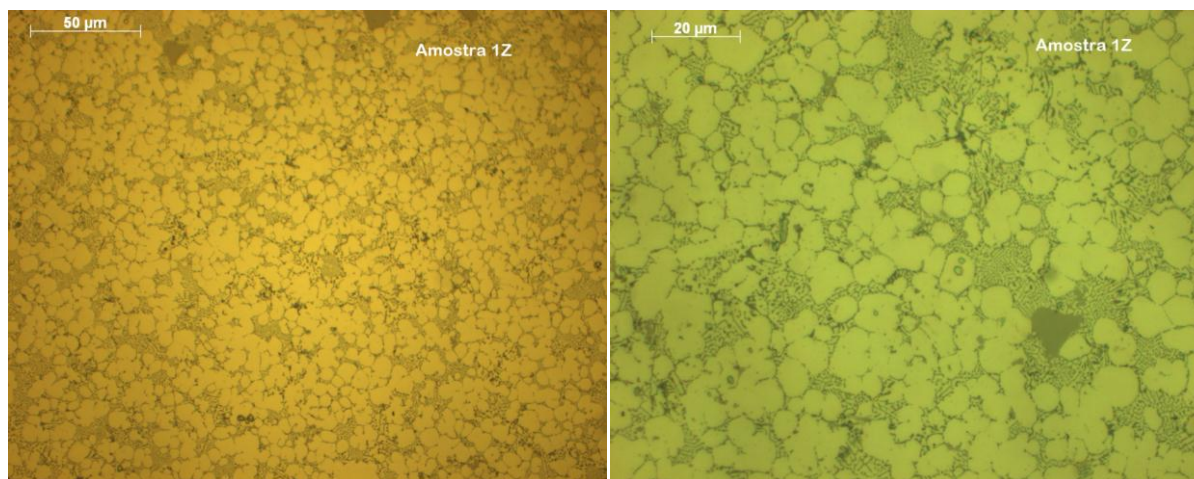


Figura 25 - Microestrutura da amostra no estado *as-cast*.

A morfologia do silício eutético revela-se fina e fibrosa, tal como esperado, pois a liga é modificada com a adição de estrôncio.

A microestrutura da liga é resultante da composição química da mesma e do processo de fundição, uma vez que esta amostra não foi submetida a tratamento térmico, verificando-se uma estrutura de Al-Si de tamanho de grão fino, típico em ligas de fundição injetada devido a uma velocidade de arrefecimento elevada. Uma velocidade de

arrefecimento maior leva a uma taxa de solidificação maior originando grãos de menores dimensões.

Nas amostras cilíndricas de 10 mm de diâmetro, é verificada uma estrutura idêntica mas sendo possível observar um tamanho de grão mais grosseiro, devido à taxa de arrefecimento inferior numa amostra de espessura superior. É também evidente o aparecimento de poros, provavelmente devido à presença de hidrogénio que fica retido nas secções de maior dimensão, onde a pressão de enchimento é menor.

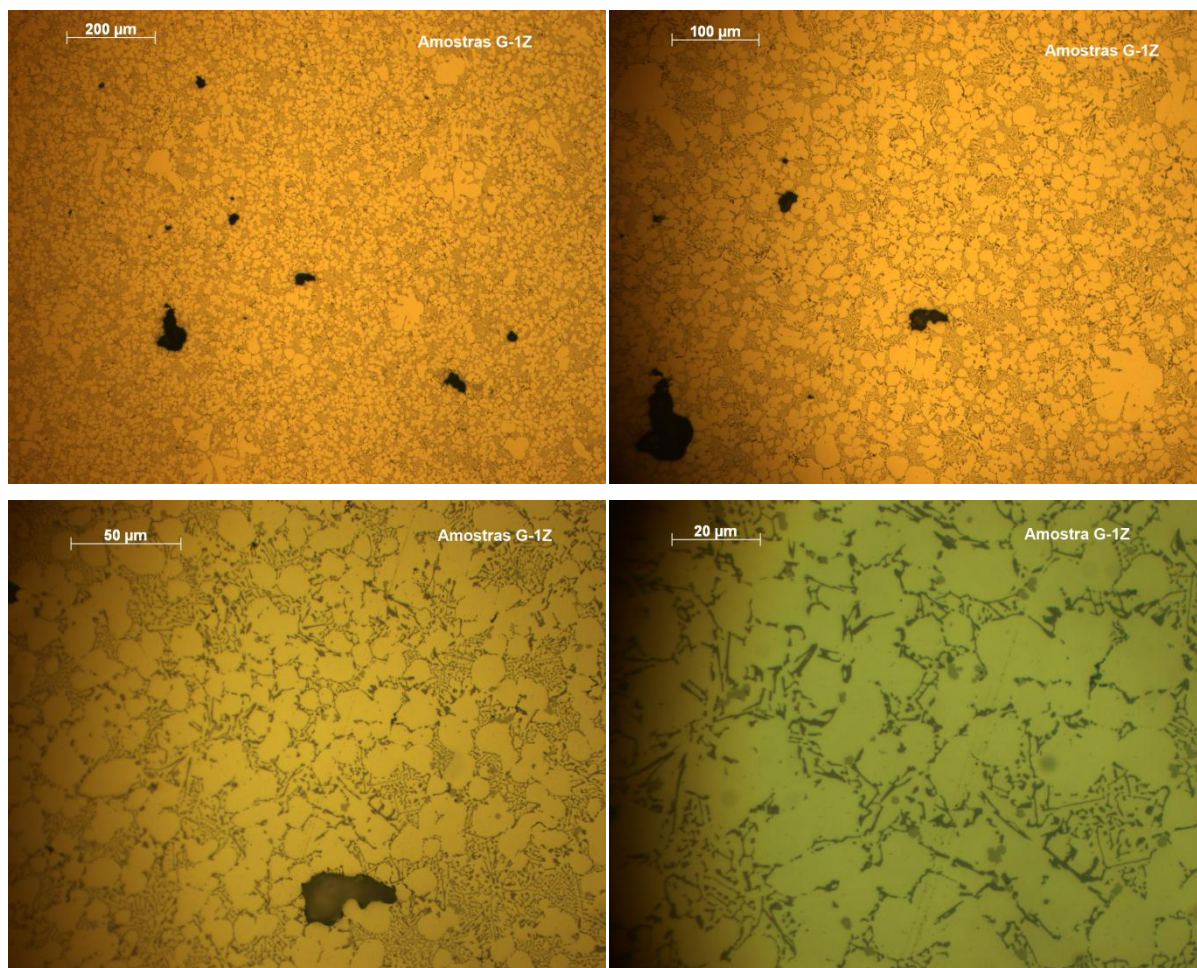


Figura 26 - Microestrutura da amostra cilíndrica no estado *as-cast*, com presença de rechupes.

A microestrutura da liga é claramente afetada com o tratamento térmico, onde ocorre o coalescimento, esferoidização e crescimento das partículas de silício eutético, sendo visível na figura 27 o menor número, o formato mais arredondado e o maior tamanho das partículas na microestrutura quando comparado com o estado *as-cast*.

É também possível a observação de intermetálicos, uns menos visíveis junto da fase eutética, outros de forma cúbica de grande dimensão e que apresentam coloração menos

intensa (de cor acinzentada) e facilmente distinguíveis. Estes precipitados podem ser observados na figura 27.

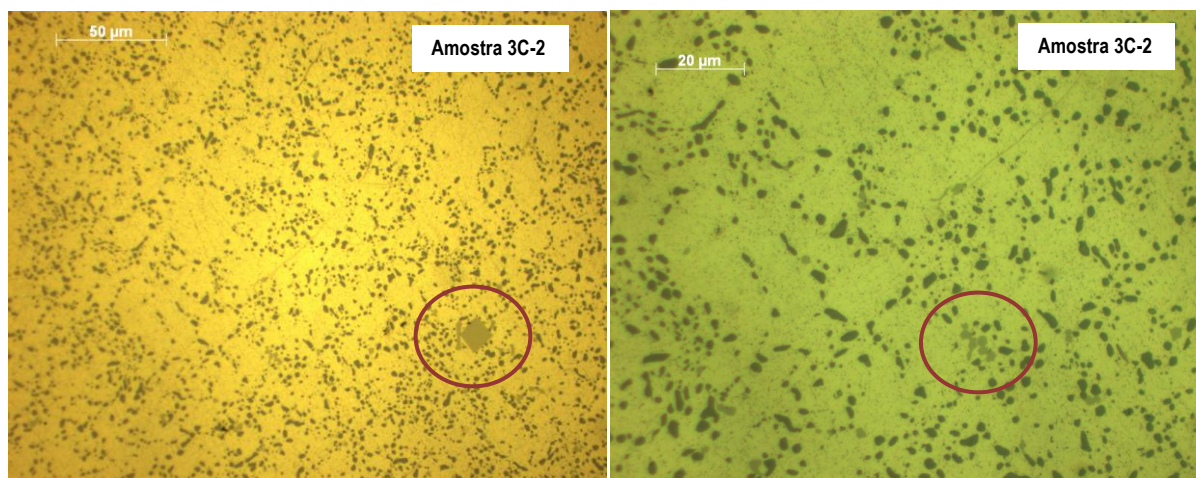


Figura 27 - Microestrutura de uma amostra solubilizada a 490°C durante 3 horas e seguidamente envelhecida a 180°C durante 3 horas.

De forma a caracterizar a natureza e morfologia das fases presentes na amostra e avaliar a sua composição, as amostras foram sujeitas a uma análise mais detalhada em MEV. As figuras 28 e 29 dizem respeito à observação da microestrutura da amostra "as-cast" por microscopia eletrónica de varrimento (MEV). Na figura 28, imagem em modo elétrons secundários, é possível observar com maior nitidez o relevo da amostra o que permite distinguir todas as partículas presentes na matriz.

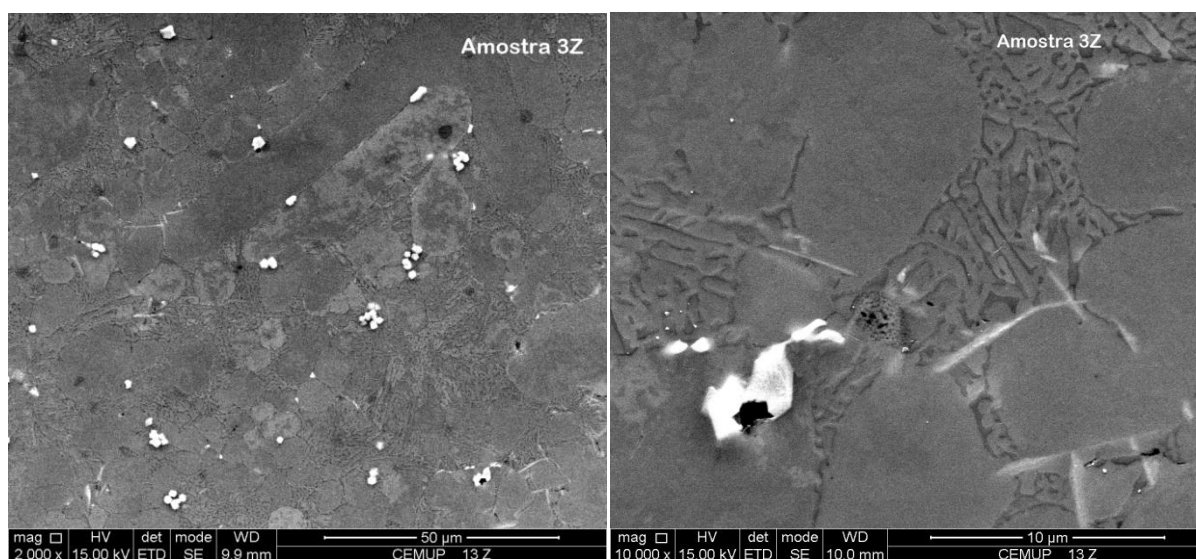


Figura 28 - Microestrutura de uma amostra no estado *as-cast* observada em MEV em modo elétrons secundários.

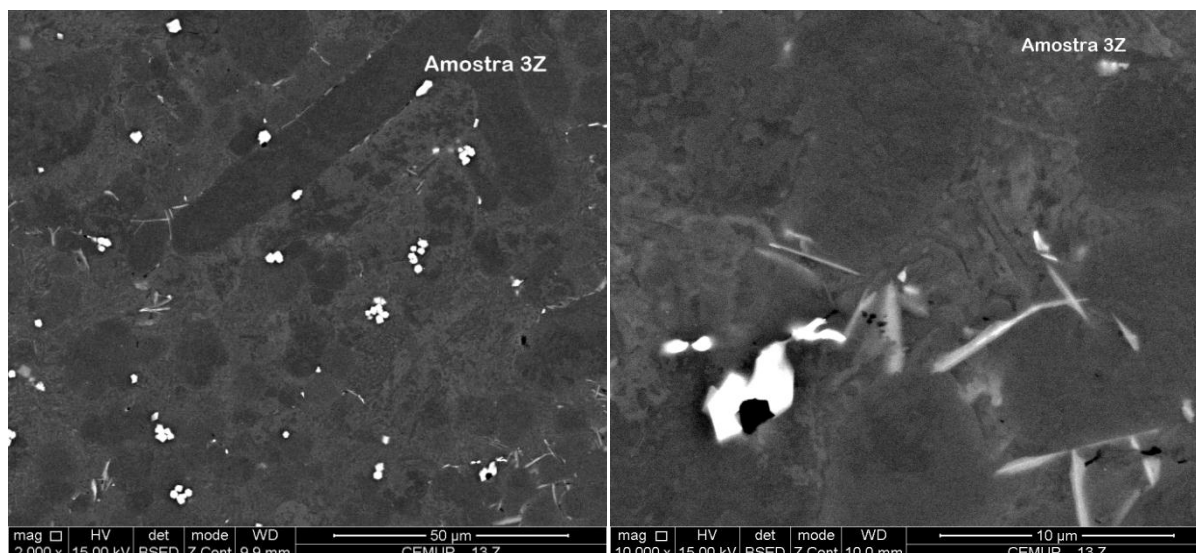


Figura 29 - Microestrutura de uma amostra no estado *as-cast* observada em MEV em modo elétrons retrodifundidos.

Na figura 29 a imagem é obtida através de elétrons retrodifundidos. Como o silício e o alumínio apresentam números atômicos semelhantes, a figura obtida por este método não apresenta tão nitidamente a fase eutética e o alumínio primário. No entanto, irá permitir observar outras fases que se tornam visíveis, definidas por uma cor mais clara ou mais escura consoante o número atômico.

Procedeu-se então à observação das amostras em MEV de forma a identificar as diferentes fases e posteriormente realizar análises da composição química das mesmas. Na figura 30 estão presentes as diferentes fases analisadas, sendo identificadas com a letra “Z” e diferenciadas numericamente.

A seguir são apresentadas as composições químicas das zonas identificadas. Nos espetros resultantes da análise EDS (Espectroscopia de Energia Dispersiva) é necessário ter em conta que a composição obtida corresponde a um volume de material que pode exceder o volume de material das fases, não correspondendo, neste caso, os resultados exclusivamente à fase que se pretende analisar.

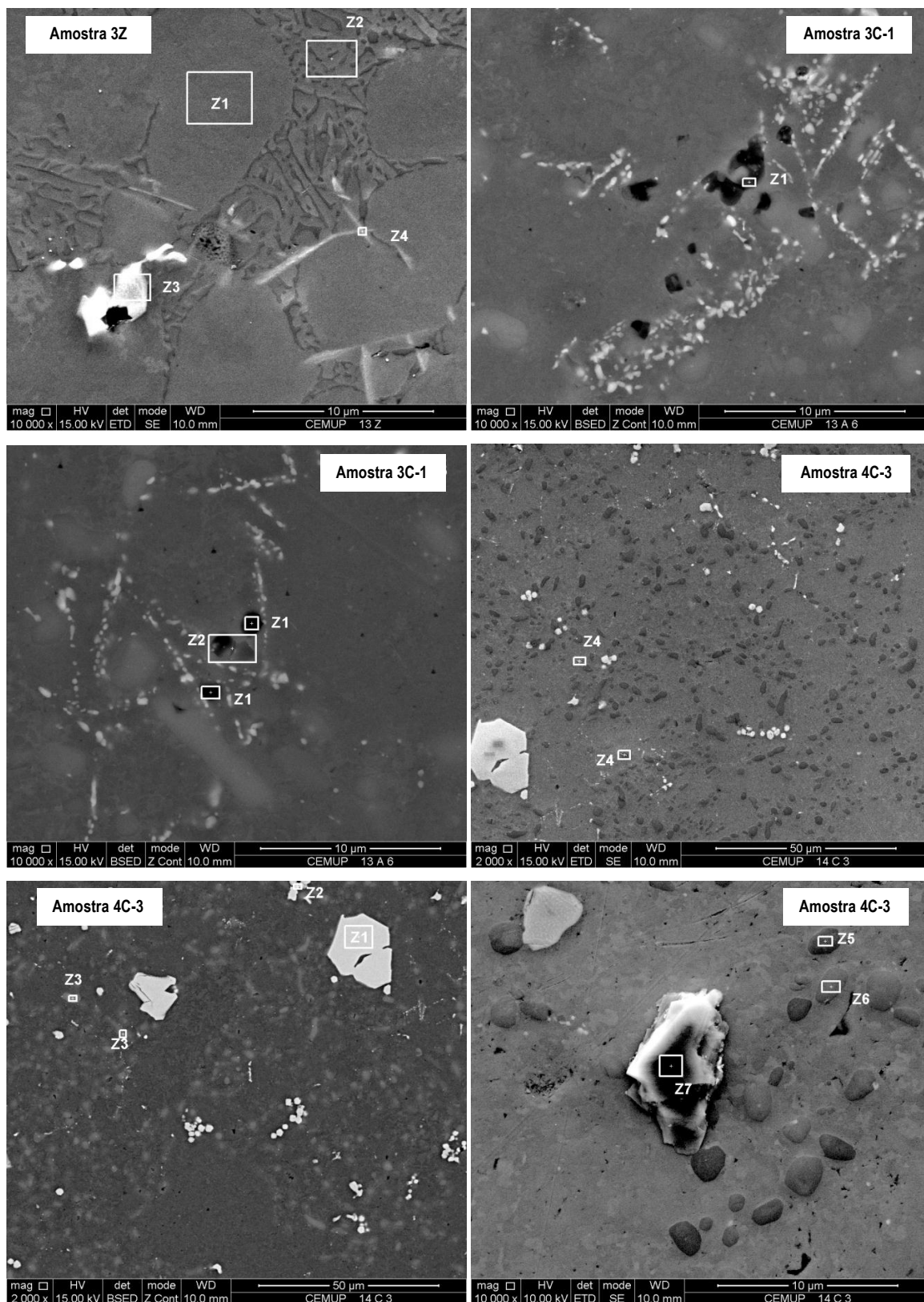


Figura 30 - Visualização e identificação das fases analisadas por EDS, sendo a amostra 3Z o estado *as-cast* da liga, e a 3C-1 e 4C-3 as tratadas termicamente, correspondendo a primeira a um envelhecimento a 130°C durante 243 horas e a segunda a um envelhecimento a 220°C durante 1 hora, ambas com solubilização a 490°C durante 3 horas.

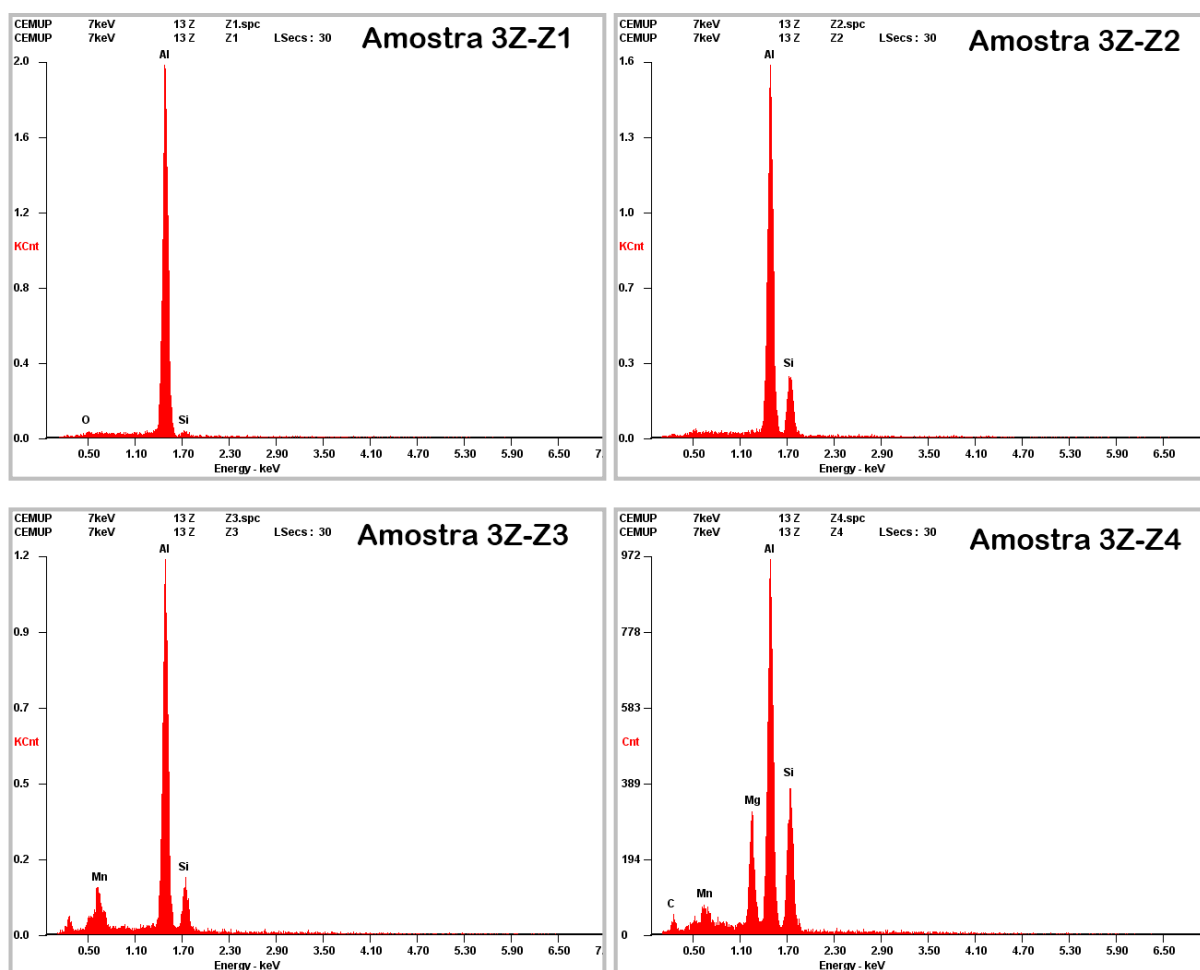


Figura 31 - Composição química determinada por EDS das zonas Z1, Z2, Z3, Z4 na amostra *as-cast*.

Na figura 31 e tabela 12 podemos ver as composições das diferentes fases da amostra *as-cast*, identificando as fases Z1, Z2, Z3 e Z4. A zona Z1 conclui-se ser a fase primária de alumínio, a primeira a formar-se durante a solidificação. Na zona Z2, é identificado alumínio e silício, sendo a concentração de silício muito inferior à esperada, uma vez que as partículas de cor escura são facilmente identificadas como silício eutético. Isto é explicado pelo facto do volume de material analisado através de EDS conter o alumínio que se encontra envolvendo as partículas de silício, não correspondendo os resultados exclusivamente às partículas escuras que se pretendia identificar. Na zona Z3, correspondente aos intermetálicos grosseiros já identificados ao MO, são detetados na partícula de cor clara, o alumínio, o silício e o manganés. A composição química desta zona é próxima da referida na bibliografia como sendo $\text{Al}_{15}\text{Mn}_3\text{Si}_2^1$ [12]. Na última zona analisada, Z4, temos uma partícula em forma de agulha, sendo possível identificar o

¹ Como já referido, esta fase também é identificada por outros autores como $\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Si}$ ou $\text{Al}_{12}\text{Mn}_3\text{Si}_2$, entre outras. Neste trabalho as fases com composições dentro desta gama de valores (Mn entre 25 a 29% e Si entre 8 a 13%, percentagens ponderais) serão associadas à fase $\text{Al}_{15}\text{Mn}_3\text{Si}_2$.

alumínio, o silício, o magnésio e o manganês. O carbono identificado é possivelmente devido ao revestimento aplicado na amostra, já referido anteriormente. Na bibliografia estudada não há identificação de fases quaternárias nesta liga, podendo os resultados ser, uma vez mais, afetados pela influência na análise do volume de material adjacente.

Tabela 12² - Composição química determinada por EDS das zonas assinaladas na figura 30.

Zona	Amostra	Composição das zonas identificadas (% atómica)			
		Al	Si	Mg	Mn
Z1	3Z	95.62	1.64	0.79	1.96
Z2		78.40	18.95	0.50	2.15
Z3		68.17	11.71	0.78	19.33
Z4		51.56	25.64	14.47	8.33
Z1	3C-1	6.52	51.38	39.48	2.62
Z2		35.64	59.95	1.62	2.79
Z1	4C-3	70.50	13.02	0.36	16.12
Z2		74.52	10.77	0.43	14.28
Z3		1.88	96.64	0.26	1.32
Z4		57.49	39.87	0.00	2.63
Z5		7.82	91.28	0.14	0.75
Z6		4.40	93.74	0.00	1.85
Z7		1.72	57.07	38.33	2.88

Os intermetálicos $Al_{15}Mn_3Si_2$ identificados têm o importante papel de prevenir a fissuração aumentando o comportamento à deformação; este efeito está associado à forma dos intermetálicos que neste caso são arredondados enquanto os ferrosos se apresentam com forma de agulhas.

Na amostra 3C-1, que sofreu um envelhecimento a 130°C durante 243 horas, com solubilização a 490°C durante 3 horas, obtivemos espectros EDS com picos significativos para o carbono e oxigénio, apresentados na figura 32.

Na figura podemos ver as composições de duas zonas da amostra 3C-1, zonas Z1 e Z2. Em ambas as zonas não é possível concluir qual é a fase presente, sendo a concentração de carbono e de oxigénio demasiado altas para serem ignoradas. Assim sendo é possível que sejam carbonetos e óxidos que se formaram na superfície da amostra.

² Nesta tabela não são tidos em conta os valores de carbono e oxigénio identificados na análise EDS, de forma a ter composições comparáveis com a bibliografia. No entanto, os dois espectros da amostra 3C-1 exibem concentrações de carbono e oxigénio que não são consequência do método de análise utilizado.

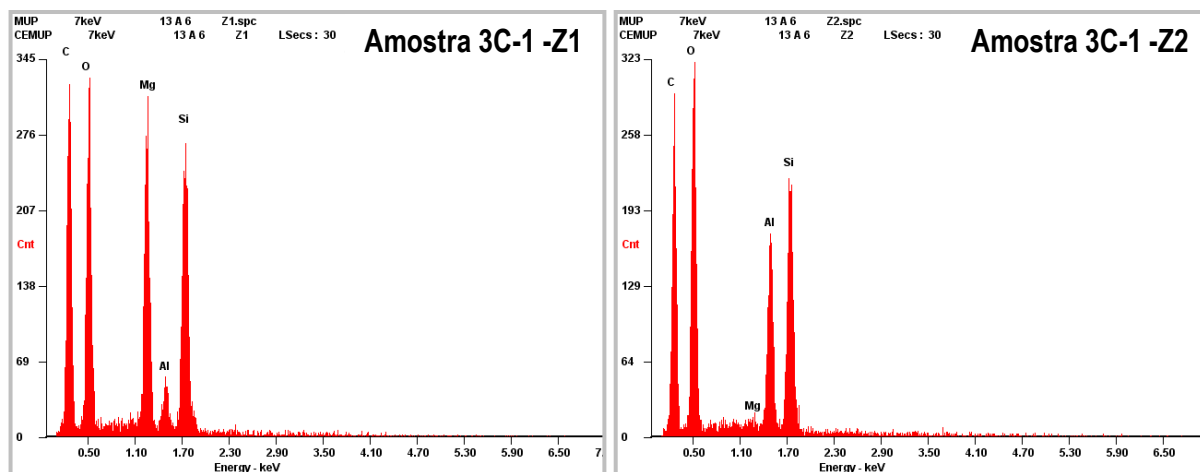


Figura 32 - Composição química determinada por EDS das zonas Z1, Z2, da amostra 3A6.

Por fim faltam analisar os espetros EDS da amostra 4C-3, correspondente a um envelhecimento a 220°C durante 1 hora, com uma solubilização a 490°C durante 3 horas.

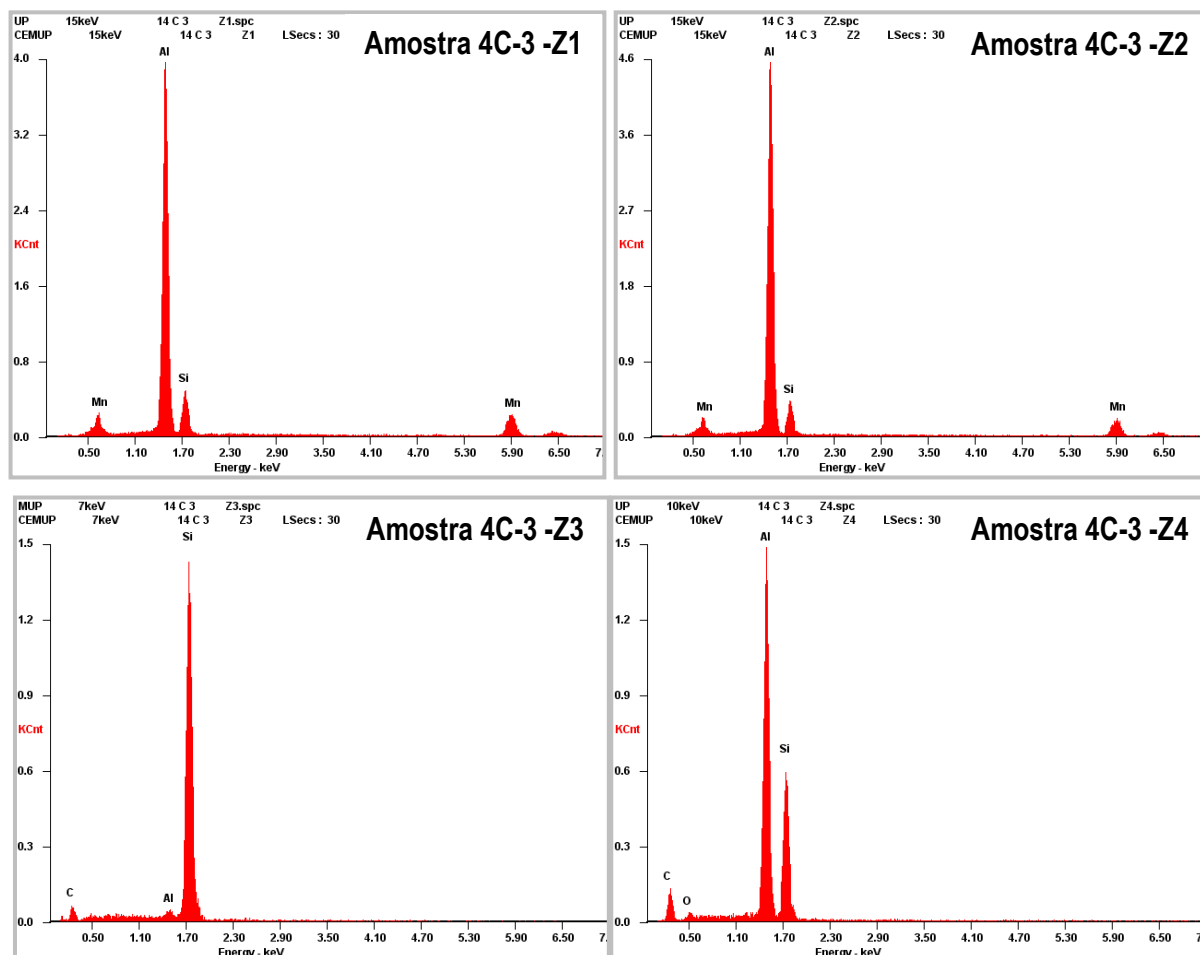


Figura 33 - Composição química determinada por EDS das zonas Z1 a Z7 da amostra 4C-3.

(continua)

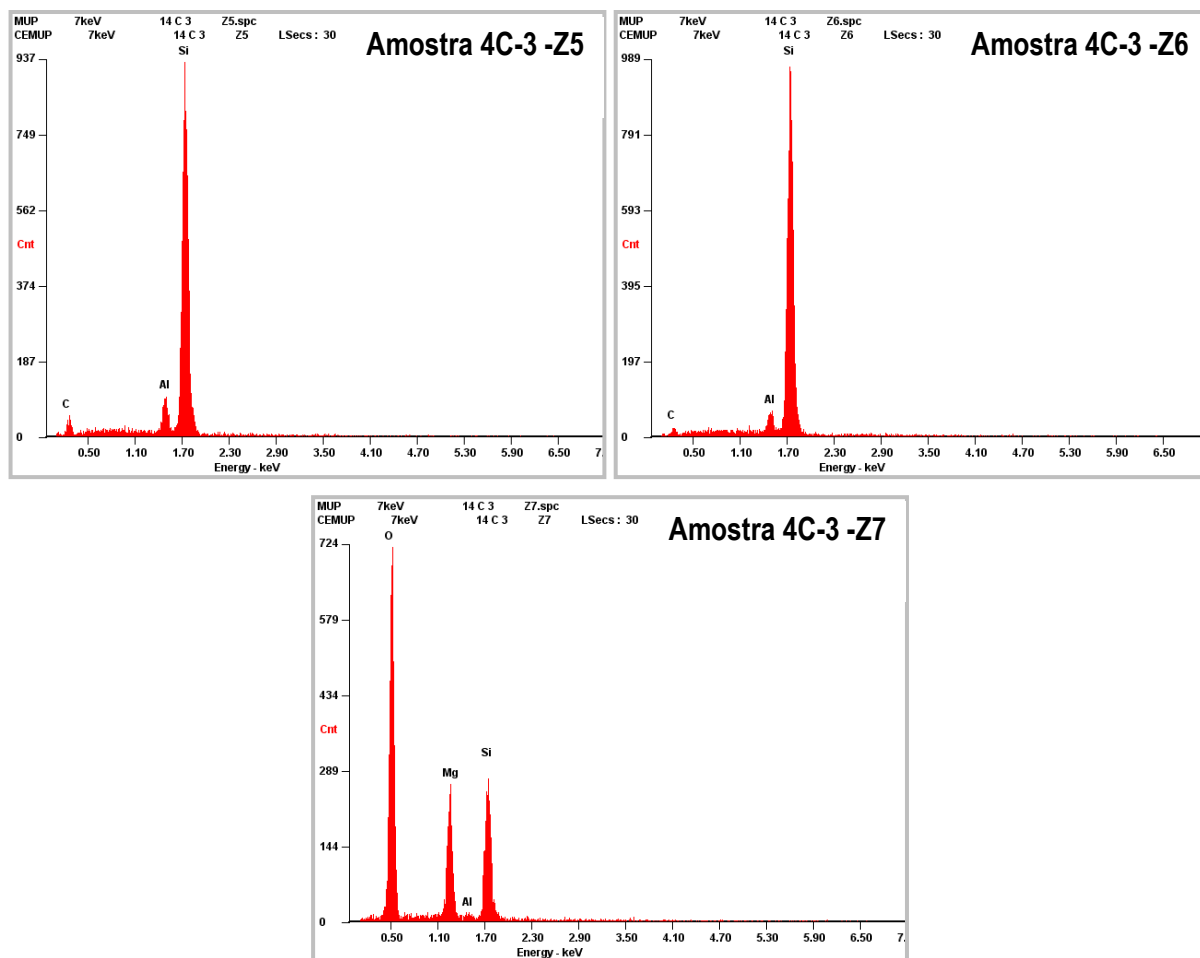


Figura 33 - Composição química determinada por EDS das zonas Z1 a Z7 da amostra 4C-3.

Na figura 33 e tabela 12 podemos ver as composições das zonas Z1 a Z7 da amostra 4C-3. Nas zonas Z1 e Z2, os precipitados de cor clara, iguais ao identificado na amostra 3Z-Z3, apresentam também na sua composição, alumínio, silício e manganés, sendo possivelmente um precipitado do tipo $\text{Al}_{15}\text{Mn}_3\text{Si}_2$. Nas zonas Z3, Z5 e Z6 identificamos o silício em grande quantidade e pequenas quantidades de alumínio e carbono, sendo a presença destes uma vez mais devido ao volume de interação e ao filme condutor aplicado na amostra, respetivamente. A partícula identificada trata-se de silício eutético; as partículas de silício encontram-se esferoidais e numa dimensão considerável, facilmente explicável pelo período de solubilização a que a amostra foi sujeita. Na zona Z4, identificou-se alumínio e silício, correspondendo o primeiro ao alumínio primário e o segundo ao silício eutético finamente disperso na matriz. A zona Z7, devido à grande quantidade de oxigénio presente, tratar-se-á de um óxido formado na superfície da amostra.

4.2. Efeito dos Tratamentos Térmicos

Com a realização dos tratamentos térmicos pretende-se melhorar as propriedades mecânicas da liga através da redistribuição das fases precipitadas. O controlo da formação e distribuição dessas fases é conseguido através da manipulação da temperatura nas etapas de solubilização, têmpera e posteriormente de envelhecimento.

4.2.1. Efeito da Solubilização

No tratamento de solubilização é pretendido promover a dissolução dos elementos de liga, necessária para obtenção de uma solução sobressaturada, e também a alteração da microestrutura das partículas de silício, ocorrendo a globalização e coalescimento do Si do eutético.

A temperatura de solubilização mínima requerida tem de estar acima da linha de *solvus*, e o tempo aplicado tem de ser suficiente de forma a dissolver as fases intermetálicas que contêm os elementos endurecedores. O uso de temperaturas exageradas leva a uma difusão acelerada aumentando a solubilização dos elementos endurecedores, mas provoca maiores gastos energéticos e pode levar à fusão incipiente da liga. No caso específico das ligas de fundição injetada deparamo-nos com outro fator, que é o aparecimento de poros gasosos de grandes dimensões; o aumento da temperatura promove um significativo aumento da solubilidade do hidrogénio no alumínio e posterior precipitação na matriz. Por outro lado, temperaturas próximas da linha de *solvus* necessitam de um tempo de solubilização mais elevado, o que leva a uma diminuição de produtividade, mas obtêm-se estruturas mais homogêneas, com uma maior dispersão da fase $Al_{15}Mn_3Si_2$ e onde o crescimento das partículas de silício não ocorre tão rapidamente. Para além do mencionado, temos também um menor gasto de energia nos fornos, e não se corre o risco de fusão incipiente da liga, que leva à perda significativa de propriedades mecânicas. Todos estes fatores são muito importantes para a ductilidade, e portanto de fulcral importância na liga.

De forma a garantir um tratamento de solubilização adequado foram realizados tratamentos de solubilização de 3 horas a 475°C e de 1,5 e 3 horas a temperaturas de 490°C. Os tempos e temperaturas escolhidos foram selecionados com base em estudos prévios e serão analisados conjuntamente com os resultados dos ensaios de dureza realizados. Os resultados destes tratamentos são ilustrados nas figuras 34 a 36 para amostras com 2 mm de espessura.

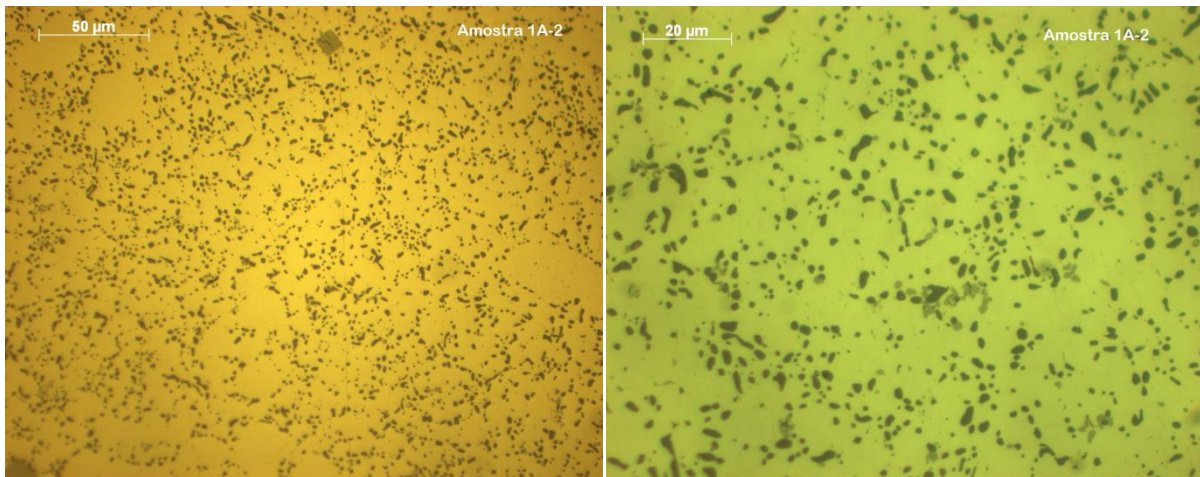


Figura 34 - Microestrutura da amostra 1A-2, solubilizada a 475°C durante 3 horas e envelhecida a 180°C durante 2 horas.

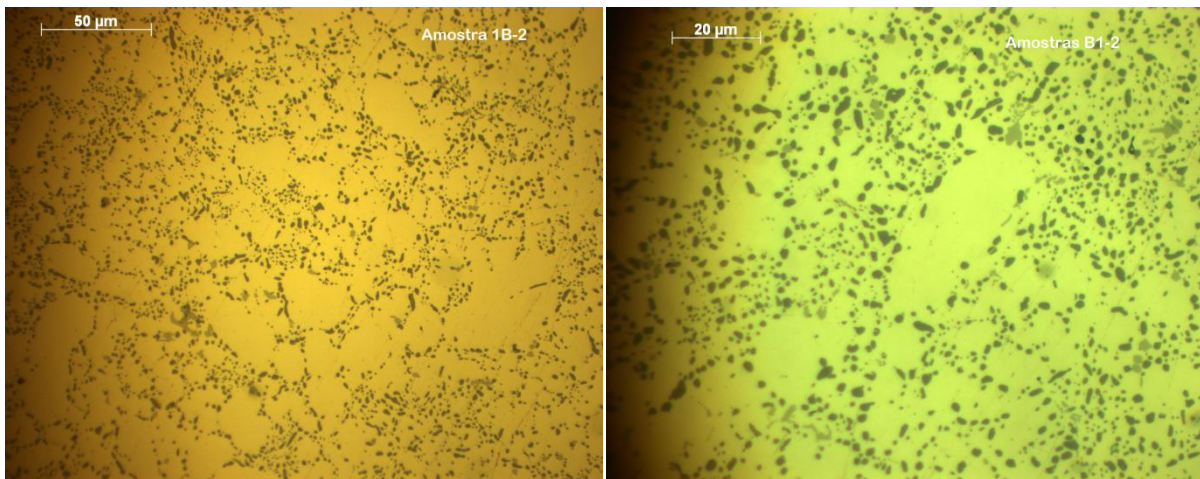


Figura 35 - Microestrutura da amostra 1B-2, solubilizada a 490°C durante 1,5 horas e envelhecida a 180°C durante 2 horas.

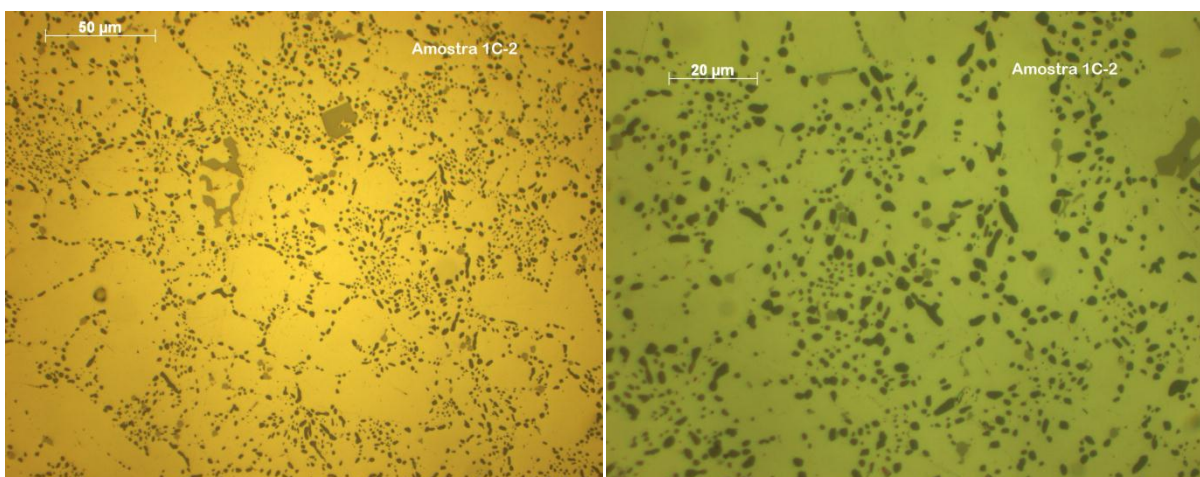


Figura 36 - Microestrutura da amostra 1C-2, solubilizada a 490°C durante 3 horas e envelhecida a 180°C durante 2 horas.

Analisando as amostras, foi possível observar-se uma variação na microestrutura com os diferentes estágios. Com o aumento da temperatura observa-se o coalescimento do silício eutético dando origem a partículas de silício mais esféricas e de maiores dimensões.

Estes tratamentos foram também realizados em amostras cilíndricas. Como podemos ver na figura 26, as amostras cilíndricas apresentam uma estrutura menos refinada, de grãos mais grosseiros e onde é possível verificar uma modificação mais contida do silício eutético. Assim, de forma a garantir um tratamento de solubilização adequado os tratamentos de solubilização foram efetuados a 490°C, durante 1,5 e 3 horas, pois observando a figura 35 verificou-se que a temperaturas inferiores o silício não se apresenta homogeneamente globulizado, o que prejudicará a ductilidade pretendida. Numa amostra com maior espessura e menos refinada teremos uma solubilização ainda menor, sendo então realizados apenas os tratamentos a 490°C.

Temperaturas mais elevadas não são aconselhadas porque as amostras cilíndricas apresentam uma maior quantidade de poros do que as de secção fina, que tendem a aumentar com o aumento da solubilização do hidrogénio provocado pelo aumento de temperatura.

Os resultados dos tratamentos nas amostras cilíndricas são ilustrados nas figuras 37 e 38.

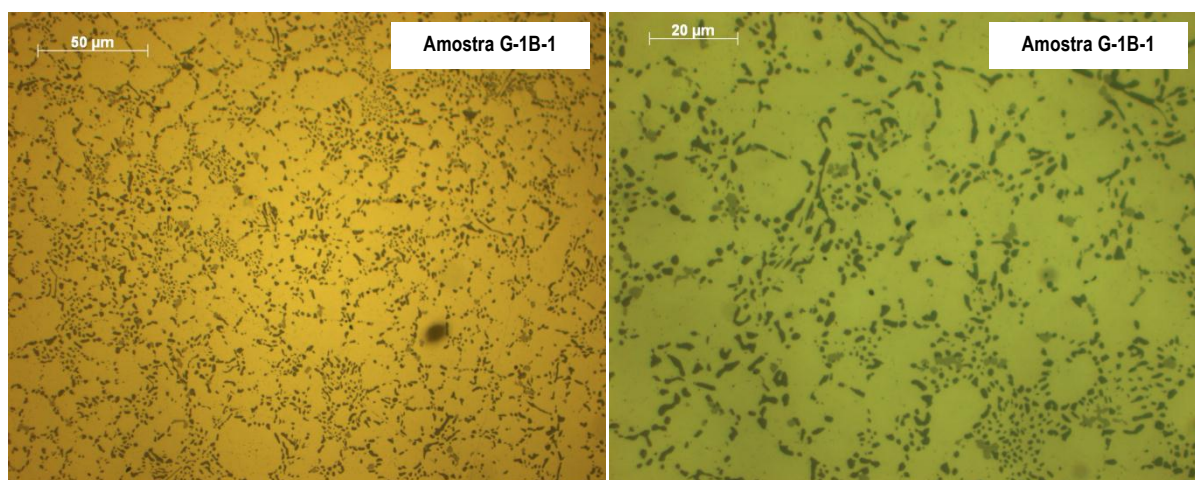


Figura 37 - Microestrutura da amostra cilíndrica G-1B-1, solubilizada a 490°C durante 1,5 horas e envelhecida a 180°C durante 2 horas.

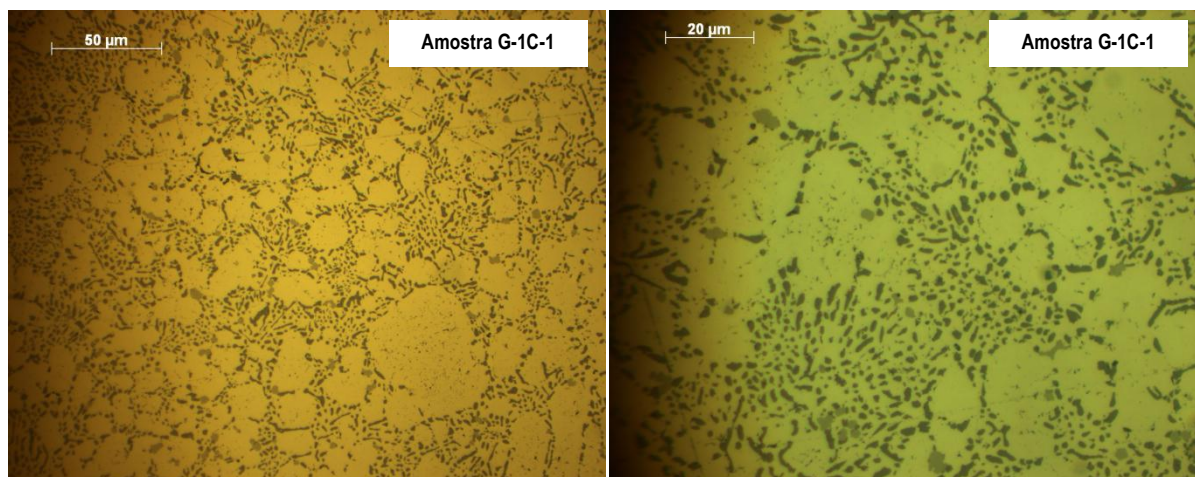


Figura 38 - Microestrutura da amostra cilíndrica G-1C-1, solubilizada a 490°C durante 3 horas e envelhecida a 180°C durante 2 horas.

A observação em microscópio ótico das amostras cilíndricas mostra que é possível reconhecer uma microestrutura de partículas de silício em coalescimento, mas de pequenas dimensões e onde a esferoidização é ainda inicial, sendo possível observar ainda partículas de forma longa e achatada. De forma a estudar se ocorre a dissolução necessária dos precipitados, e de forma a relaciona-los com as temperaturas de solubilização utilizadas, recorreu-se aos ensaios mecânicos de dureza. Com o tratamento de solubilização é pretendido promover a alteração da microestrutura das partículas de silício, já observado nas figuras 37 e 38, e promover a dissolução dos elementos de liga, necessária para obtenção de uma solução sobressaturada, que está diretamente relacionada com a dureza obtida após envelhecimento. Uma vez que o envelhecimento aplicado é igual para estas amostras, podemos relacionar a sua dureza com a solubilização eficaz ou não dos precipitados.

É importante clarificar que os valores de dureza permitem uma previsão da resistência mecânica do material mas não da sua ductilidade, que como já mencionado é grandemente afetada pela morfologia dos cristais de Si eutéticos e pela presença de intermetálicos do tipo Al-Si-Mn. A ductilidade é afetada de duas formas com a aplicação do tratamento de endurecimento por precipitação, a solubilização dos elementos e a globalização das partículas eutéticas de silício beneficiam a ductilidade, mas o posterior envelhecimento leva à concentração de tensões na malha cristalina resultantes da precipitação de partículas sub-microscópicas, que embora aumentem a sua resistência, degradam a ductilidade. Assim a necessidade de compromisso entre tempos e temperaturas das duas etapas tem de ser maximizado de forma a obter as propriedades mecânicas desejadas. Os resultados dos ensaios de dureza são apresentados nas tabelas 13 e 14.

Tabela 13 - Dureza *Brinell* das amostras finas.

Amostra	Solubilização	Envelhecimento	Dureza Brinell HB 2,5/62,5	Desvio Padrão
1Z	X	X	91	1,9
1A-2	475°C/3h	180°C/2h	89	0,8
1B-2	490°C/1,5h	180°C/2h	87	3,6
1C-2	490°C/3h	180°C/2h	98	0,8

X- Sem Tratamento

Tabela 14 - Dureza *Brinell* das amostras cilíndricas.

Amostra	Solubilização	Envelhecimento	Dureza Brinell HB 2,5/62,5	Desvio Padrão
G-1Z	X	X	80	0,1
G-1B-1	490°C/1,5h	180°C/2h	78	1,1
G-1C-1	490°C/3h	180°C/2h	81	0,6

X- Sem Tratamento

Destes resultados de dureza ressalta que apenas com o tratamento de solubilização de 3 horas a 490°C se obtém uma dureza superior à amostra não tratada. Isto deve-se à melhor solubilização dos elementos endurecedores, que resulta numa maior e mais homogênea precipitação dos mesmos durante o envelhecimento. Este resultado é reforçado através das imagens das microestruturas, onde é notório um maior efeito da solubilização na esferoidização do eutético para amostras com maior tempo e temperatura de tratamento. Uma vez que não é possível observar os precipitados endurecedores, pelas razões já mencionadas, aplicando envelhecimentos idênticos pode-se observar o maior ou menor efeito da solubilização através das durezas obtidas, e do tamanho e esferoidização do silício, mesmo que este não esteja diretamente ligado ao endurecimento por precipitação. Observa-se também, que o tempo da solubilização nas amostras cilíndricas tem um menor efeito, resultando numa menor dureza. Este resultado deve-se à sua maior espessura, necessitando de mais tempo para uma boa solubilização, e à microestrutura inicial mais grosseira, exigindo assim maior tempo e temperatura de tratamento.

Em relação à obtenção de durezas inferiores à amostra não tratada, isto deve-se ao facto de a solubilização dissolver os precipitados que se formam durante o arrefecimento rápido da liga no molde, e à esferoidização do silício eutético. Assim a matriz sobressaturada necessita de tempo de envelhecimento suficiente de forma a precipitar novamente as partículas endurecedoras, mas que serão controladas de forma a obter uma dispersão e tamanho reduzido, beneficiando assim a resistência e ductilidade das peças.

4.2.2. Efeito do Envelhecimento

No envelhecimento, como já descrito, pretende-se a precipitação controlada do soluto para formar precipitados finamente dispersos na matriz. Estes precipitados finos serão as barreiras à movimentação das deslocações durante a deformação. Restringindo o movimento das deslocações, aumenta-se a resistência mecânica. Como os precipitados endurecedores não são visíveis em microscopia ótica ou eletrónica de varrimento, o seu efeito foi estudado através de ensaios mecânicos de dureza.

Começaremos por analisar as amostras envelhecidas naturalmente, envelhecidas à temperatura ambiente, seguidamente as envelhecidas artificialmente e, por fim, as envelhecidas artificialmente utilizando patamares duplos, que consiste no uso de temperaturas diferentes durante um só envelhecimento. Por fim, é analisado o endurecimento obtido nas amostras cilíndricas, medindo a dureza obtida ao longo do diâmetro das amostras, de forma a concluir se o tratamento é eficaz nas zonas de maior espessura das peças.

Algumas amostras foram solubilizadas durante 3 horas a 475°C ou 1,5 e 3 horas a temperaturas de 490°C e depois envelhecidas naturalmente, sendo designado este tratamento térmico por T4. As durezas foram medidas ao final de 1 dia, 3 dias, 1 semana, 2 semanas, 3 semanas, 1 mês e na amostra 1C-1 ao fim de 3 meses. Na figura seguinte é possível observar as durezas obtidas com os envelhecimentos naturais efetuados.

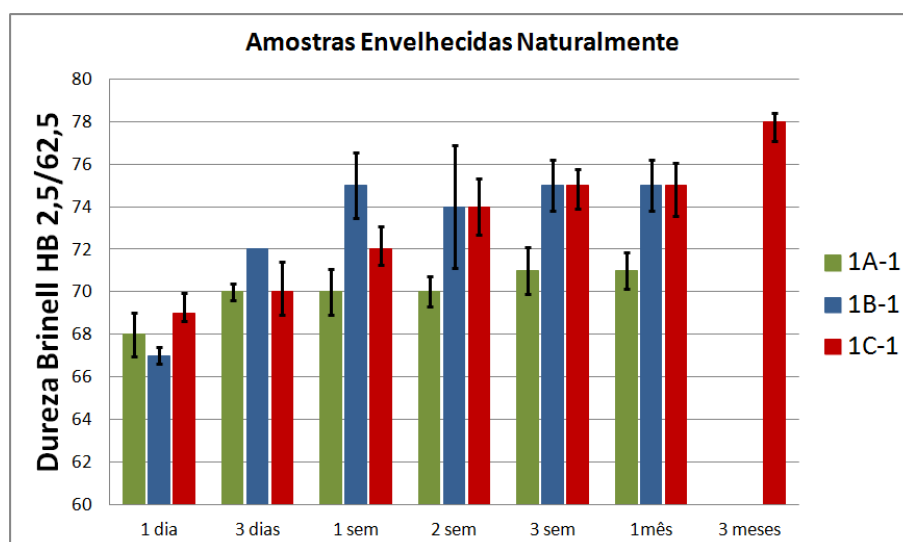


Figura 39 - Durezas *Brinell* obtidas nas amostras envelhecidas naturalmente.

A amostra no estado *as-cast* é a amostra 1Z, com uma dureza de 91 HB 2,5/62,5, já referida anteriormente. Observando a figura é possível verificar que a solubilização promove um acentuado amaciamento do material (dureza inferior a 70 HB 2,5/62,5) e que ocorre de facto o endurecimento da liga naturalmente, e que este endurecimento é

demorado e menos acentuado quando comparado com o envelhecimento artificial, como veremos posteriormente. Também se pode observar que nas amostras solubilizadas a temperaturas maiores obtemos durezas maiores, sendo a justificação a maior saturação da matriz com os elementos endurecedores da liga que precipitam durante o envelhecimento. Durante o envelhecimento natural não se verificou diferença entre os tempos de solubilização a 490°C. A análise da microestrutura em microscopia ótica não permite detetar diferenças entre envelhecimentos de 1 dia a 3 meses, como previsto.

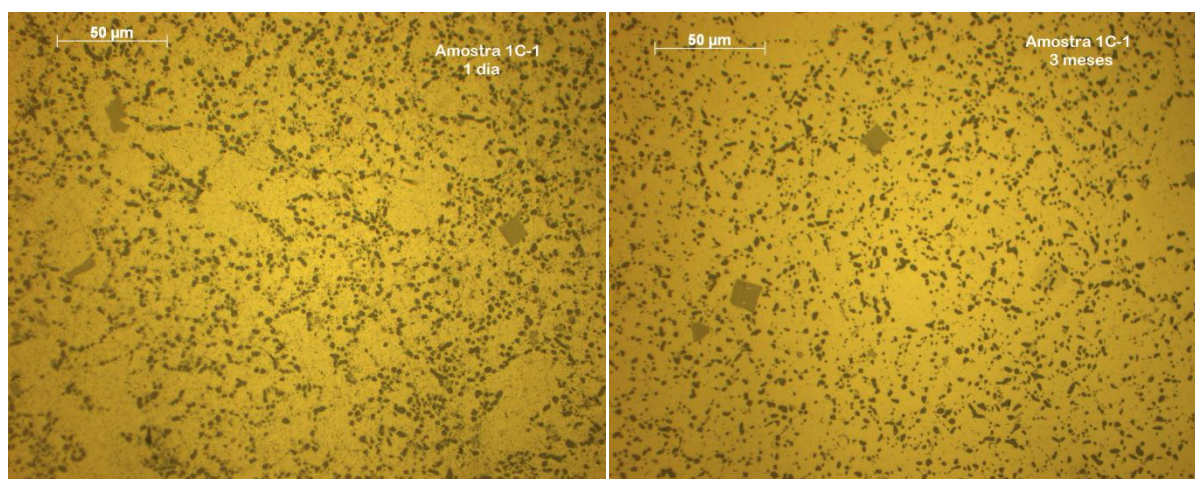


Figura 40 - Imagens das microestruturas da amostra 1C-1³, envelhecida naturalmente durante 1 dia e 3 meses.

Seguidamente são apresentadas as amostras envelhecidas artificialmente, tratamento que recorre ao uso de temperaturas moderadas, sendo este designado de T6.

As imagens mostram que as microestruturas das amostras 1C-2, 1C-3, 1C-4, com tratamentos de solubilização idênticos e com envelhecimentos diferentes, não apresentam alterações na microestrutura. Contudo, os diferentes envelhecimentos são responsáveis pelas diferentes durezas verificadas nas amostras, como se pode verificar na tabela 15. Assim, confirma-se que o efeito do endurecimento por precipitação, que ocorre durante o envelhecimento, não é possível de ser observado óticamente, sendo responsabilidade de partículas sub-microscópicas.

³ A identificação destas amostras pode ser consultada nas tabelas 8 e 9 (página 29).

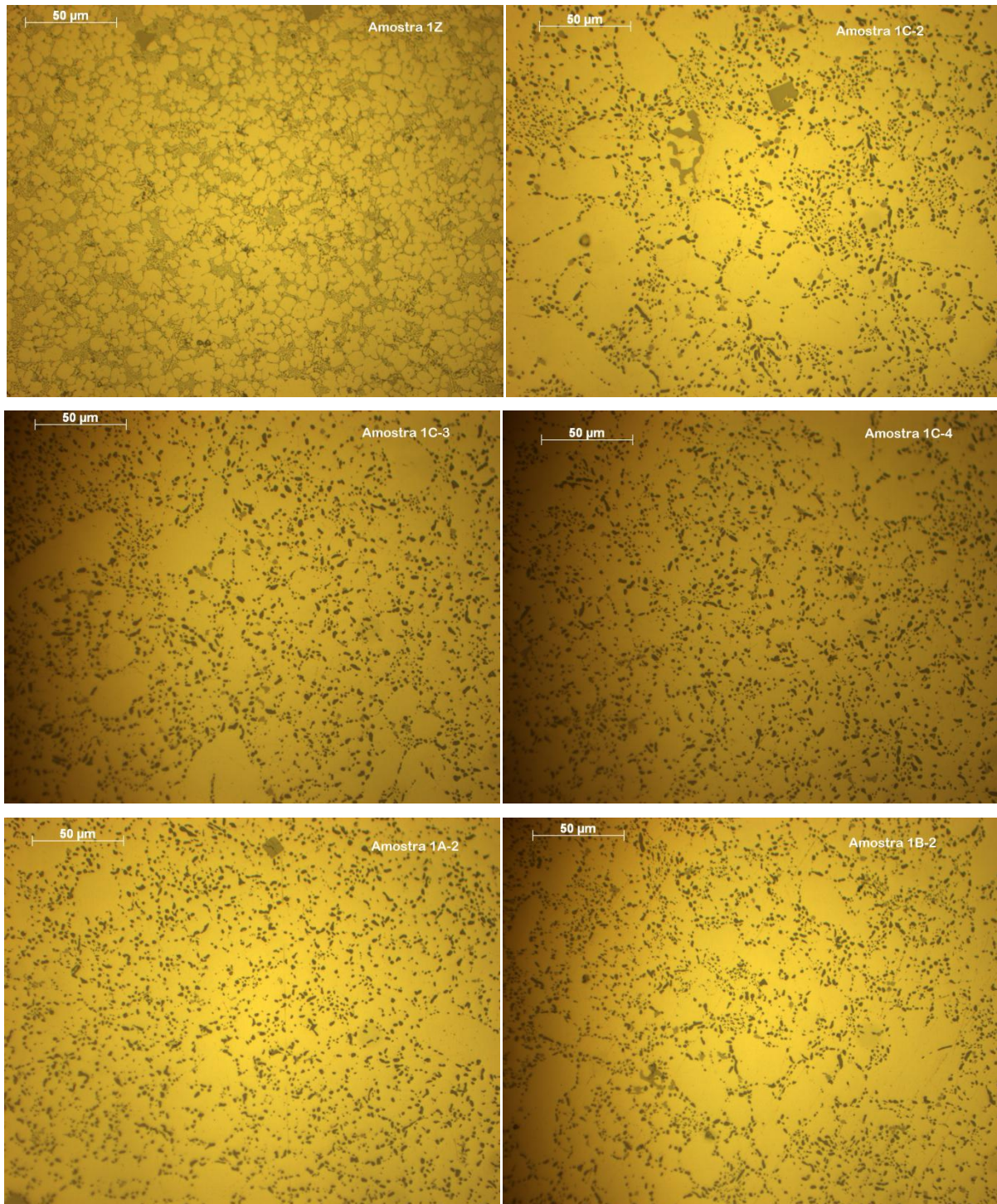


Figura 41 - Imagens da microestrutura das amostras 1Z, 1C-2, 1C-3, 1C-4, 1A-2 e 1B-2.

Analisando os valores de dureza obtidos, e comparando-os com os da amostra *as-cast*, verificamos que apenas nas amostras envelhecidas a 180°C se obteve valores próximos ou superiores, não sendo possível saber se o pico se encontra antes ou depois das 2 horas.

Tabela 15 - Dureza *Brinell* das amostras tratadas termicamente.

Amostra	Solubilização	Envelhecimento	Dureza Brinell HB 2,5/62,5	Desvio Padrão
1Z	X	X	91	1,9
1A				
1A-2	475°C/3h	180°C/2h	89	0,8
1A-3		220°C/2h	78	0,5
1A-4		250°C/2h	67	0,8
1B				
1B-2	490°C/1,5h	180°C/2h	87	3,6
1B-3		220°C/2h	83	0,5
1B-4		250°C/2h	70	1,2
1C				
1C-2	490°C/3h	180°C/2h	98	0,8
1C-3		220°C/2h	83	0,4
1C-4		250°C/2h	68	1,2

Temos ainda as amostras envelhecidas a temperaturas superiores onde se verifica que as temperaturas aplicadas são demasiado altas para os tempos usados. A diminuição da dureza observada deve-se ao sobreenvelhecimento da liga, fenómeno já explicado anteriormente. Assim, para estas temperaturas o pico de dureza máximo encontra-se antes das 2 horas de tratamento.

Para estudar a cinética do endurecimento por precipitação da liga efetuaram-se ensaios de dureza em novas amostras com os envelhecimentos descritos na tabela 9. As amostras designadas por “2C-1”, “2C-2” e “2C-3” foram sujeitas a envelhecimento a 130°C, 180°C e 220°C, respetivamente, com tempos variáveis. Para todas elas foram efetuados tratamentos de solubilização à temperatura de 490°C durante 3 horas, por se verificar ser nestas condições que se obtém a melhor resposta ao endurecimento.

O efeito do tempo de envelhecimento na dureza pode ser observado na figura 42.

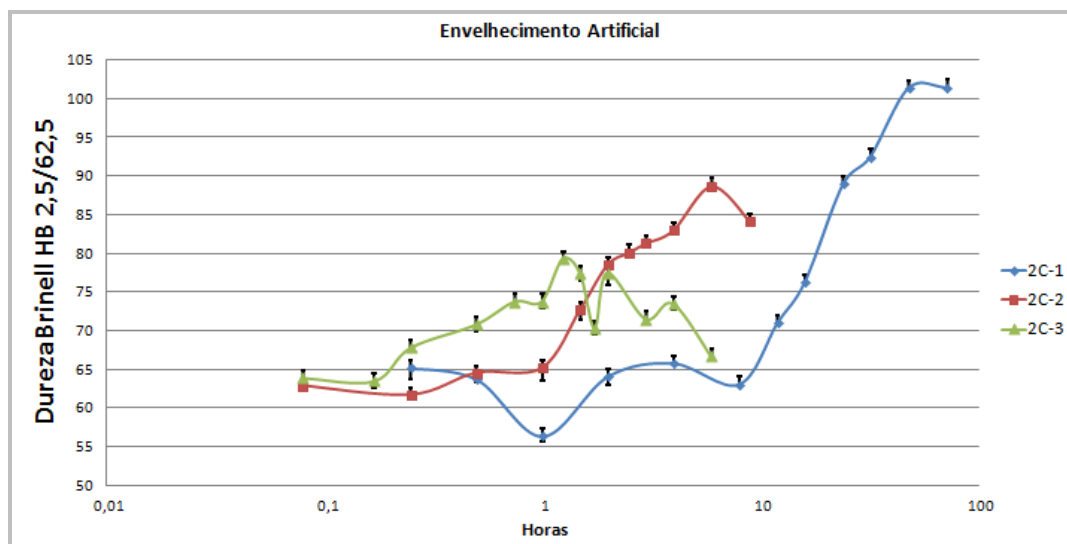


Figura 42 - Efeito do tempo de envelhecimento na dureza *Brinell* de amostras solubilizadas a 490°C durante 3 horas (peça 2).

Na amostra envelhecida a 220°C verifica-se que o ponto de endurecimento máximo ocorre após 1 hora e 15 minutos, com um valor de 79 HB 2,5/62,5; após este período de tempo a amostra entra em sobre-envelhecimento, como já anteriormente referido. Devido à maior temperatura de envelhecimento esta é a amostra que obtém o pico de endurecimento máximo mais cedo, mas é também a que apresenta um mais baixo valor máximo da dureza. Isto deve-se ao facto de nos envelhecimentos realizados a altas temperaturas os precipitados que se formam serem menos distribuídos na matriz, coalescendo e crescendo rapidamente, aumentando assim o espaçamento entre partículas, como já explicado anteriormente. Isto leva a um menor endurecimento e à incoerência das partículas, perdendo o seu comportamento endurecedor.

Relativamente à amostra envelhecida a 180°C, verificamos que o pico de dureza máxima se encontra após 6 horas de envelhecimento, sendo o valor obtido muito abaixo do esperado, 89 HB 2,5/62,5, ocorrendo posteriormente a diminuição da dureza associada ao sobre-envelhecimento da liga. Alguns fatores que advêm da manipulação dos instrumentos e equipamentos podem justificar estes valores de dureza; destes fatores destaca-se a existência de gradientes térmicos no forno, a água usada que não está à mesma temperatura para todos os envelhecimentos e o número reduzido de indentações possíveis em cada amostra, devido ao tamanho das mesmas. No entanto, existem dois outros fatores que poderão justificar estes resultados. Esses fatores são a utilização de amostras retiradas de peças diferentes, que podem conter pequenas variações de composição e estrutura fruto do seu fabrico, e a repetida abertura do forno durante o envelhecimento para retirar as amostras de tempos próximos, impedindo assim que a temperatura estabilize e que

ocorra o envelhecimento como desejado. De forma a minimizar estes fatores foram efetuados mais tratamentos de envelhecimento que serão tratados mais à frente.

No envelhecimento realizado à temperatura de 130°C é obtido o endurecimento máximo de 101 HB 2,5/62,5 passadas 48 horas do início do envelhecimento, não sendo possível verificar se atingiu o pico de dureza máxima. Apesar de uma dureza maior os tempos necessários para atingir esta dureza são demasiado longos, pois para a indústria representam uma baixa produtividade e grandes gastos de energia.

Em todos os envelhecimentos verifica-se que inicialmente a dureza tende a diminuir. Este facto sugere que o endurecimento por precipitação possui um período de incubação necessário para a formação das zonas GP. Relativamente às microestruturas também neste caso não se verifica a ocorrência de alterações.

Como mencionado, foram efetuados mais envelhecimentos de forma a minimizar o efeito dos fatores referidos, e comparar os resultados.

Foram efetuados envelhecimentos com as mesmas temperaturas de 130°C, 180°C e 220°C, selecionando apenas alguns tempos de envelhecimento, de forma a minimizar o número de aberturas da porta do forno para retirar amostras. A solubilização foi efetuada igualmente a 490°C durante 3 horas. Nestes tratamentos foram utilizadas amostras de duas peças diferentes que foram sujeitas aos tratamentos de envelhecimento simultaneamente no mesmo forno. Os resultados dos envelhecimentos e os respetivos tempos podem ser observados nas figuras 43 e 44.

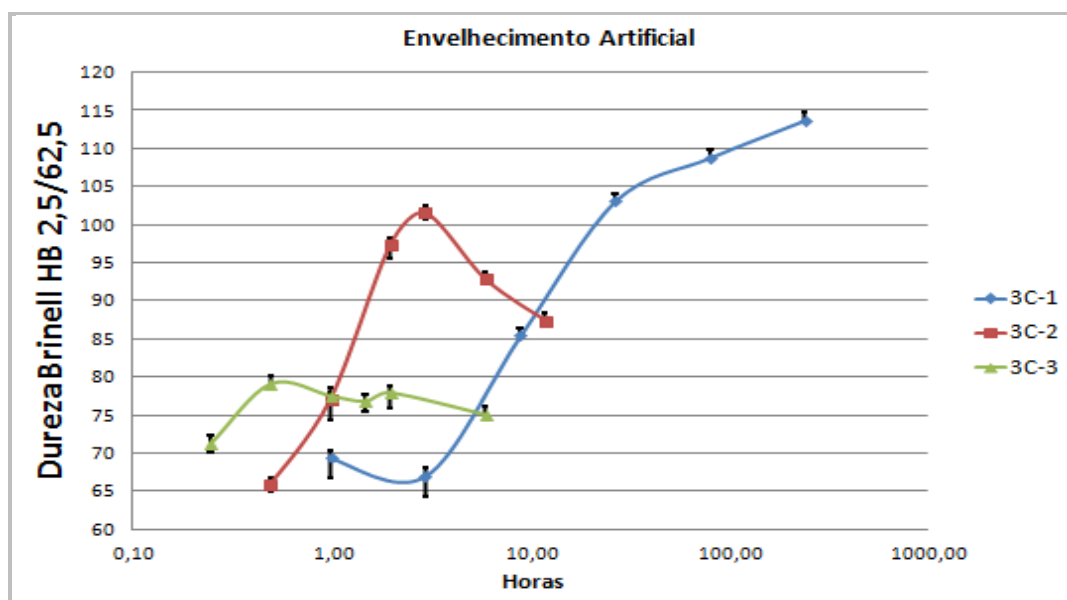


Figura 43 - Efeito do tempo de envelhecimento na dureza *Brinell* de amostras solubilizadas a 490°C durante 3 horas (peça 3).

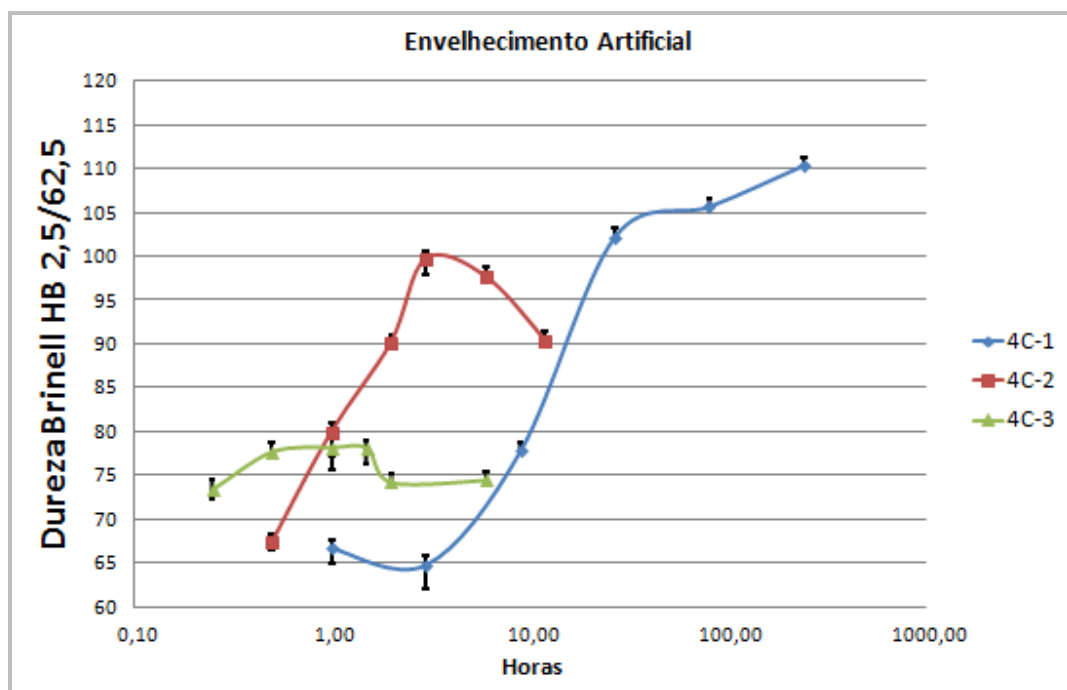


Figura 44 - Efeito do tempo de envelhecimento na dureza *Brinell* de amostras solubilizadas a 490°C durante 3 horas (peça 4).

Globalmente verifica-se a obtenção das durezas relativamente semelhantes às anteriores, mas com tempos de envelhecimentos mais curtos, concluindo que a abertura constante da porta do forno leva a alterações dos tempos no endurecimento devido à não estabilização da temperatura.

Para as amostras envelhecidas a 220°C verificou-se uma dureza máxima similar à obtida anteriormente, rondando os 78 HB 2,5/62,5 para as amostras das duas peças. Esta dureza foi obtida entre os 30 minutos e a 1 hora de envelhecimento evidenciando o encurtamento do tempo de envelhecimento referido. O mesmo é verificado para as amostras envelhecidas a 180°C, onde os picos de endurecimento ocorrem nas 3 horas de envelhecimento, sendo o valor de dureza (100 HB 2,5/62,5) muito mais próximo do observado no primeiro ensaio e na bibliografia consultada.

Relativamente à possível variação dos valores de dureza obtidos nas amostras devido a variações nas composições e estrutura das diferentes peças, é verificado que existe uma pequena oscilação dos mesmos; na amostra “3C-2” temos uma subida da dureza até ao pico máximo (102 HB 2,5/62,5) e a descida abrupta da mesma ao final de 6 horas, já na amostra “4C-2”, a dureza após 6 horas ainda se encontra em torno dos 97 HB 2,5/62,5. Assim é possível que para além dos fatores mencionados relativos ao manuseamento, o endurecimento que se pretende avaliar é também afetado pelas diferentes peças utilizadas na obtenção das amostras. Foram medidas as durezas das

amostras das duas peças em estado *as-cast*, sendo o resultado relevante, pois a amostra “3Z” apresenta uma dureza de 91 HB 2,5/62,5 e a amostra “4Z”, uma dureza de 98 HB 2,5/62,5. Esta diferença será muito provavelmente devida a pequenas diferenças de composição.

Nas amostras envelhecidas a 130°C verificou-se o mesmo que para as temperaturas mais elevadas, isto é, os mesmos valores de dureza são obtidos com tempos mais curtos, chegando a atingir os 114 HB 2,5/62,5, mas não sendo novamente possível observar a que tempo é atingido o máximo de dureza para esta liga, superando o valor de 72 horas anteriormente referenciado.

Estes resultados indicam que o envelhecimento a 180°C durante 3 horas é aquele que apresenta um melhor compromisso entre tempo e endurecimento da liga.

Nas amostras envelhecidas a temperaturas mais baixas, devido à maior dispersão dos precipitados e a um tamanho mais reduzido dos mesmos, é de esperar que o impacto na ductilidade seja menor, que nas de 180 e 220°C. Mas a única forma de poder avaliar esse parâmetro é através do alongamento, sendo necessário a realização de ensaios de tração para verificar se os envelhecimentos efetuados não levam a uma grande diminuição da ductilidade. Os ensaios de tração mencionados não foram possíveis de realizar no decorrer deste trabalho, sendo uma possível continuação do mesmo de forma a obter a restante informação acerca dos efeitos dos tratamentos térmicos aplicados.

Para finalizar a análise dos tratamentos realizados, temos os envelhecimentos recorrendo a múltiplos patamares de temperatura. Este método consiste na aplicação de tempos curtos e temperaturas de envelhecimento baixas, de forma a dar início à precipitação das zonas GP com grande dispersão na matriz, e seguidamente aumentar a temperatura para um patamar mais elevado onde os precipitados crescem rapidamente a partir das partículas já existentes. Assim, uma vez que os precipitados obtidos advêm dos inicialmente formados a temperaturas mais baixas, a sua dispersão na matriz espera-se que seja maior, contribuindo para um maior endurecimento. Assim pretende-se obter um significativo aumento de dureza e um bom alongamento, típico de envelhecimentos a temperaturas baixas, sem intervalos de envelhecimento longos e energeticamente dispendiosos. Com vista a estudar estes envelhecimentos foram realizados os tratamentos descritos na tabela 16. Na mesma tabela estão apresentados os valores de dureza das amostras ensaiadas.

Tabela 16 - Dureza *Brinell* das amostras envelhecidas usando diferentes patamares de temperaturas.

Amostra	Solubilização	Envelhecimento	Dureza Brinell HB 2,5/62,5	Desvio Padrão
1Z	X	X	91	1,9
1A				
1A-5	475°C/3h	130°C/1h - 220°C/1h	86	0,5
1A-6		100°C/2h - 220°C/1h	85	1,1
1B				
1B-5	490°C/1,5h	130°C/1h - 220°C/1h	88	1,4
1B-6		100°C/2h - 220°C/1h	89	1,0
1B-7		100°C/2h - 220°C/2h	81	0,7
1C				
1C-5	490°C/3h	130°C/1h - 220°C/1h	86	0,4
1C-6		100°C/2h - 220°C/1h	84	0,3
1C-7		100°C/2h - 220°C/2h	80	1,2
1C-8		130°C/30min - 180°C/2h	78	0,1

Os valores de dureza obtidos são todos bastante próximos, apesar dos diferentes tratamentos de solubilização. O tratamento onde se obtém as maiores durezas é com solubilização a 490°C durante 1,5 horas, mas o incremento de dureza é pouco significativo, dado a proximidade dos valores de dureza em todos os envelhecimentos aplicados. De referir também que todos os tratamentos apresentam uma dureza inferior à amostra *as-cast*. Analisando os resultados, com a exceção da amostra “1C-8”, as durezas obtidas com o recurso a patamares são ligeiramente superiores aos tratamentos com temperaturas similares mas recorrendo unicamente a um patamar (temperatura mais alta, correspondendo à do segundo estágio). Este facto sugere que ocorre uma nucleação inicial de zonas GP com grande dispersão, levando a um aumento do endurecimento. Neste caso também seria interessante realização de ensaios de tração de forma a estudar este efeito na ductilidade da liga, pois, se ocorre o crescimento dos precipitados a partir da segregação das zonas GP inicialmente dispersas pela matriz, a amostra poderá ter um melhor desempenho relativamente a ligas com dureza semelhante mas obtidas com uma só temperatura de envelhecimento. É esperado que nestes últimos a distribuição dos precipitados seja menor e o seu tamanho mais grosseiro. O uso de patamares sugere também um encurtamento dos tempos de envelhecimento necessários relativamente aos de patamar único.

Depois de analisados estes resultados, foram realizados mais tratamentos de envelhecimento com vários tempos diferentes. Estes apresentam como fator comum a

escolha da temperatura de 180°C, por parecer a mais indicada devido aos resultados apresentados nas amostras envelhecidas com recurso a um único patamar. Os tratamentos efetuados e as durezas obtidas são apresentados na tabela 17.

Tabela 17 - Condições do tratamento de envelhecimento e dureza *Brinell* de amostras solubilizadas a 490°C durante 3horas.

Amostra	1º Patamar de Envelhecimento	2º Patamar de Envelhecimento	Dureza Brinell HB 2,5/62,5	Desvio Padrão
3C-D				
3C-D1	130°C/1h	180°C/1h	70	0,0
3C-D2		180°C/2h	80	1,0
3C-D3		180°C/3h	78	0,1
3C-E				
3C-E1	130°C/3h	180°C/1h	73	0,9
3C-E2		180°C/2h	83	0,5
3C-E3		180°C/3h	90	1,9
3C-F				
3C-F1	130°C/4h	180°C/1h	84	1,4
3C-F2		180°C/2h	88	2,4
3C-F3		180°C/3h	87	1,2

Ao contrário do esperado nenhum dos resultados obtidos supera os valores obtidos em condições similares mas sem a execução do patamar inicial. Em geral, à medida que se aumentam os tempos de envelhecimento, a dureza também aumenta o que indica que estes valores de dureza não estão associados a um sobre-envelhecimento causado pela soma de tempos dos dois patamares. Com os meios de caracterização utilizados neste trabalho não é possível aventar uma justificação clara para estes resultados.

Por fim, é analisada a variação do endurecimento ao longo do diâmetro das amostras esféricas, permitindo obter informação sobre a capacidade de endurecimento dos tratamentos efetuados desde a periferia até ao interior da peça. Devido ao reduzido tamanho das amostras realizaram-se ensaios de microdureza *Vickers*. Na tabela 18 é possível observar os tratamentos realizados. Nas figuras 45 e 46 é possível analisar a variação da dureza ao longo do diâmetro, que corresponde ao eixo dos “x”.

Tabela 18 - Tratamentos térmicos das amostras cilíndricas e valores de dureza medidos.

Amostra	Solubilização	Envelhecimento	Dureza Vickers média HV 2,5/62,5 Base	Dureza Vickers média HV 2,5/62,5 Topo	Dureza Brinell HB 2,5/62,5
G-1Z	X	X	76	84	80
G-1B					
G-1B-1	490°C/1,5h	180°C/2h	84	86	78
G-1B-2		100°C/2h - 220°C/2h	71	75	71
G-1C					
G-1C-1	490°C/3h	180°C/2h	73	70	81
G-1C-2		100°C/2h - 220°C/2h	79	78	70

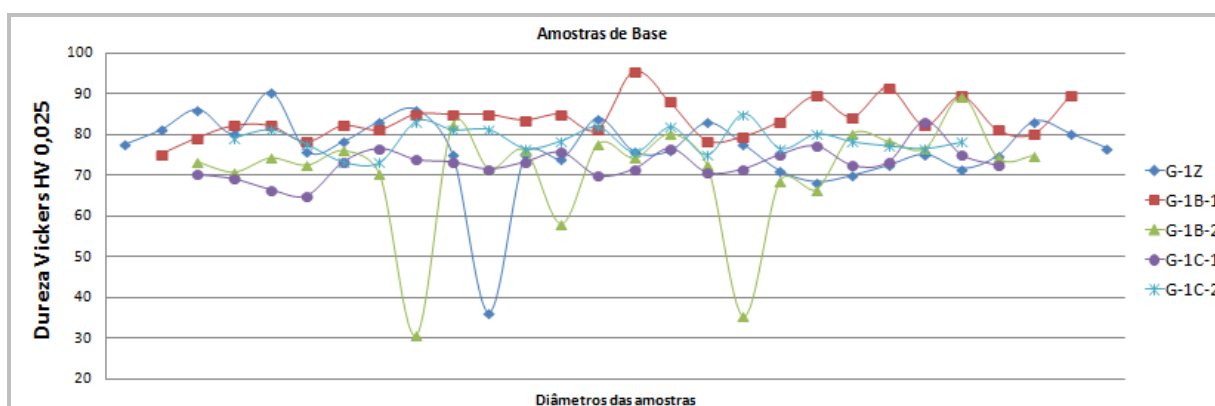


Figura 45 - Ensaios de microdureza *Vickers* ao longo do diâmetro da base das amostras cilíndricas.

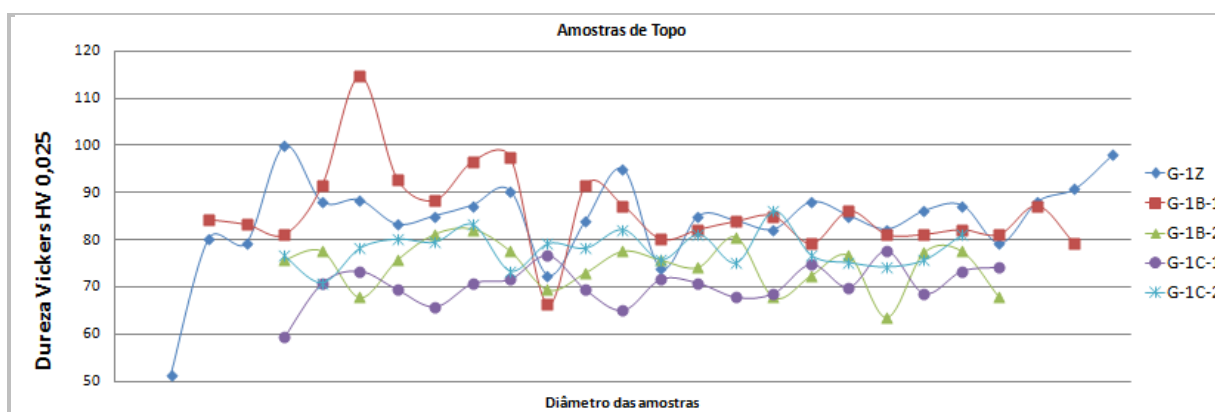


Figura 46 - Ensaios de microdureza *Vickers* ao longo do diâmetro do topo das amostras cilíndricas.

No que toca à macrodureza, os valores obtidos para as amostras cilíndricas são inferiores aos obtidos em amostras mais finas sujeitas ao mesmo tratamento de solubilização e envelhecimento. Isto deve-se à estrutura inicial da amostra; a microestrutura menos homogénea e mais grosseira das amostras de sessão maior, conjuntamente com o menor efeito dos tratamentos de solubilização nestas espessuras, levam a um endurecimento inferior. Na análise das microdurezas é necessário ter em conta que pequenos defeitos ou partículas duras têm uma grande influência nas durezas obtidas. Assim sendo os picos crescentes e descendentes observados nas figuras 45 e 46 dizem provavelmente respeito a poros, em maior quantidade nestas secções como se evidencia na figura 47, ou a intermetálicos presentes na matriz. Não se verifica um decréscimo no endurecimento com a aproximação do interior da amostra cilíndrica, concluindo assim que os tratamentos térmicos aplicados têm efeito desde a periferia até ao interior da peça. Devido aos picos observados nas figuras, resultantes de defeitos ou intermetálicos na matriz, a dureza média deve ser analisada com cuidado pois não é representativa da dureza da amostra por apresentar um desvio padrão muito elevado.



Figura 47 - Defeitos no interior das amostras cilíndricas G-1B-2 e G-1C-1, respetivamente.

Conclusão e Trabalhos Futuros

Com esta dissertação é pretendido contribuir para o estudo do tratamento térmico da liga Al9SiMgMn. Com os tratamentos e ensaios realizados no âmbito da dissertação, é possível retirar as seguintes conclusões:

A microestrutura da liga Al9SiMgMn no estado *as-cast* é composta por uma fase dendrítica de alumínio primário (α -Al) e pela fase eutética onde se observam as partículas de silício eutético. Esta estrutura foi marcadamente modificada pelo estrôncio, observando-se claramente as partículas de silício num formato fino e fibroso.

A estrutura de grão fino apresentada é típica das ligas de fundição injetada devido às velocidades de arrefecimento a que são sujeitas.

É também possível observar a presença de intermetálicos, conseguindo-se apenas identificar os do tipo $Al_{15}Mn_3Si_2$, que têm o importante papel de prevenir a fissuração e aumentar o comportamento à deformação muito importante na liga. Os intermetálicos apresentam-se na gama de valores de 25 a 29% de manganês e 8 a 13% de silício.

Com a aplicação dos tratamentos térmicos verifica-se uma clara alteração na microestrutura, ocorrendo o coalescimento e esferoidização das partículas de silício com o aumento da temperatura e tempo de solubilização.

A solubilização de 3 horas a 490°C é a que se revela como melhor opção, contribuindo para uma maior dureza, conjuntamente com uma maior homogeneidade no tamanho das partículas de silício.

Relativamente ao envelhecimento, sabemos que o seu efeito na microestrutura da liga não é possível de ser observado por microscopia ótica, mas é possível analisá-lo por ensaios mecânicos. Os envelhecimentos naturais efetuados são demorados e com efeitos menos acentuados do que os artificiais, sendo pouco apelativos a nível industrial. No que diz respeito ao envelhecimento artificial, aquele que representa um melhor compromisso entre tempo e endurecimento da liga estudada é o de 180°C durante 3 horas, situando-se nos 100 HB 2,5/62,5 de dureza.

Como trabalho futuro, uma vez que não foram possíveis de realizar no decorrer deste trabalho, deverão ser efetuados ensaios de tração para os diferentes tratamentos, de forma a obter a restante informação acerca dos efeitos dos tratamentos térmicos aplicados nas propriedades desta liga.

Outro ponto de interesse está no estudo dos envelhecimentos utilizando diferentes patamares de temperaturas, onde pode ser possível um melhor compromisso resistência à tração/ductilidade, sem necessidade de tempos longos e grandes gastos energéticos.

Referências Bibliográficas

1. <http://www.alueurope.eu>., visualizado a 09.09.2012
2. Smith, W.F., *Princípios de Ciência e Engenharia dos Materiais*. 1998, McGraw-Hill: Portugal.
3. Smith, W.F., *Structure and Properties of Engineering Alloy*. 1993, McGraw-Hill.
4. <http://www.alueurope.eu/talat/lectures/1101.pdf>., visualizado a 09.09.2012
5. Totten, G.E. and D.S. MacKenzie, *Handbook of Aluminum*, in *Physical Metallurgy and Processes*. 2003, Marcel Dekker, Inc.: New York - Basel.
6. <http://www.alueurope.eu/talat/lectures/110001.pdf>., visualizado a 09.09.2012
7. Altenpohl, D.G., *Aluminum: Technology, Applications, and Environment*. 1999, Aluminum Association and the Minerals, Metals & Materials Society.
8. <http://pt.scribd.com/doc/52068030/ALUMINIO-E-SUAS-LIGAS>., visualizado a 09.09.2012
9. <http://aluminium.matter.org.uk/content/html/eng/default.asp?catid=&pageid=1>., visualizado a 09.09.2012
10. Taylor, J.A., *The Effect of Iron in Al-Si Casting Alloys*, Cooperative Research Centre for Cast Metals Manufacturing (CAST): The University of Queensland, Brisbane, Australia.
11. Lopes, C.F.T., *Estudo do tratamento de solubilização da liga de Al 354.0*. 2008, Dissertação de Mestrado, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto.
12. Zolotarevsky, V.S., N.A. Belov, and M.V. Glazoff, *Casting Aluminum Alloys*. 2007, Elsevier.
13. E.Hatch, J., *Aluminum*, in *Properties and Physical Metallurgy*. 1984, American Society for Metals.
14. Davis, J.R., *Aluminum and Aluminum Alloys*, in *ASM Specialty Handbook*. 1993, ASM Internacional.
15. <http://www.alueurope.eu/wp-content/uploads/2012/03/AAM-Design-2-Design-with-aluminium.pdf>., visualizado a 09.09.2012
16. <http://www.alueurope.eu/talat/lectures/1205.pdf>., visualizado a 09.09.2012
17. Zalensas, D.L., *Aluminum Casting Technology*, in *2nd Edition*. 1993, American Foundrymen's Society, Inc.
18. <http://pt.scribd.com/doc/47456292/Aluminio-e-suas-Ligas>., visualizado a 09.09.2012
19. http://www.diecasting.org/research/wwr/WWR_AluminumCastAlloys.pdf., visualizado a 09.09.2012
20. Warmuzek, M., *Aluminum-Silicon Casting Alloys*, in *Atlas of Microfractographs*. 2004, ASM.
21. Rodrigues, A.L.d.M.B.d.C., *Produção de Componentes por Fundição Injectada Usando Ligas de Alumínio*. Setembro de 2010, Dissertação de Mestrado, Instituto Superior Técnico de Lisboa.
22. Timellil, G., et al., *Effect of Solution Heat Treatments on the Microstructure and Mechanical Properties of a Die-Cast AlSi7MgMn Alloy*. 2008, The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International, Vol. 39, Pág. 1747-1758 .
23. Zedan, Y., et al., *Effects of Fe intermetallics on the machinability of heat-treated Al-(7-11)% Si alloys*, in *Journal of Materials Processing Technology*. 2009, Pág. 1-13.
24. Moustafa, M.A., F.H. Samuel, and H.W. Doty, *Effect of solution heat treatment and additives on the microstructure of Al-Si (A413.1) automotive alloys*. 2003, Journal of Materials Science, Vol.38, Pág. 4507- 4522.
25. Wang, Q.G. and C.J. Davidson, *Solidification and precipitation behaviour of Al-Si-Mg casting alloys*. 2001, Journal of Materials Science, Vol. 36, Pág. 739-750.
26. Zovi, A. and F. Casarotto, *Silafont-36, The Low Iron Ductile Die Casting Alloy Development And Applications*. 2007, Aluminium Rheinfelden GmbH, La Metallurgia Italiana, Pág 33-38.
27. *Optimizing the Manganese and Magnesium content for Structural Part Application - Primary Aluminium Foundry Alloys*, 2003, Rheinfelden.
28. Shabestari, S.G., *The effect of iron and manganese on the formation of intermetallic compounds in aluminum-silicon alloys*. 2004, Materials Science and Engineering, Vol. 383, Pág. 289-298.

29. Espinoza-Cuadra, J., et al., *Effect of Sr and solidification conditions on characteristics of intermetallic in Al–Si 319 industrial alloys*, in *Materials and Design*. 2010, Vol. 31, Pág. 343-356.
30. Ma, S., *A Methodology to Predict the Effects of Quench Rates on Mechanical Properties of Cast Aluminum Alloys*. 2006, Worcester Polytechnic Institute.
31. *Catálogo, Casting alloys Silafont - 36 GBD-ALSi9MnMg, Aluminium Lend GmbH & Co KG*.
32. Kaufmann, H. and P.J. Uggowitzer, *Metallurgy and Processing of High Integrity Light Metal Pressure Castings*. 2007, Schiele & Schoen.
33. <http://www.alueurope.eu/talat/lectures/3201.pdf>., visualizado a 09.09.2012
34. Lumley, R.N., et al., *Thermal characteristics of heat-treated aluminum high-pressure die-castings*. 2008, *Scripta Materialia*, Vol. 58, Pág. 1006-1009.
35. Niu, X.P., et al., *Vacuum assisted high pressure die casting of aluminium alloys*. 2000, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol.105, Pág. 119-127..
36. *Casting*, in *9th Edition Metals Handbook*. 1992, ASM Handbook.
37. *Relatório Científico Final HPDC DuctilAl*.
38. Lumley, R.N., et al., *Heat Treatment of High-Pressure Die Castings*. 2007, The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International, Vol.38, Pág. 2564-2574.
39. Lumley, R.N., I.J. Polmear, and P.R. Curtis, *Rapid Heat Treatment of Aluminum High-Pressure Diecastings*. 2009, The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International.
40. <http://www.alueurope.eu/talat/lectures/3207.pdf>., visualizado a 09.09.2012
41. Shabestrari, S.G. and F. Shahri, *Influence of modification, solidification conditions and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy*. 2004, *Journal of Materials Science*, Vol. 39, Pág. 2023-2032.
42. <http://www.alueurope.eu/talat/lectures/1204.pdf>., visualizado a 09.09.2012
43. Sjölander, E. and S. Seifeddine, *The heat treatment of Al–Si–Cu–Mg casting alloys*, in *Journal of Materials Processing Technology*. 2010, Vol. 210, Pág. 1249-1259.
44. Emadinia, O. and C. Gomes, *Hardening Heat Treatment*. 2011, Metallurgical Department University of Porto.
45. <http://www.alueurope.eu/talat/lectures/1203.pdf>., visualizado a 09.09.2012
46. Ammar, H.R., et al., *Aging behavior of 359-type Al–9%Si–0.5%Mg casting alloys*. 2011, *Journal of Materials Science*, Vol. 47, Pág. 1331-1338.
47. <http://www.cemup.up.pt/lab/cemup3lmev.htm#REEQ>., visualizado a 09.09.2012
48. http://www.globalst.com.br/bvq/en_mec/11.pdf., visualizado a 09.09.2012
49. http://www.globalst.com.br/bvq/en_mec/13.pdf., visualizado a 09.09.2012