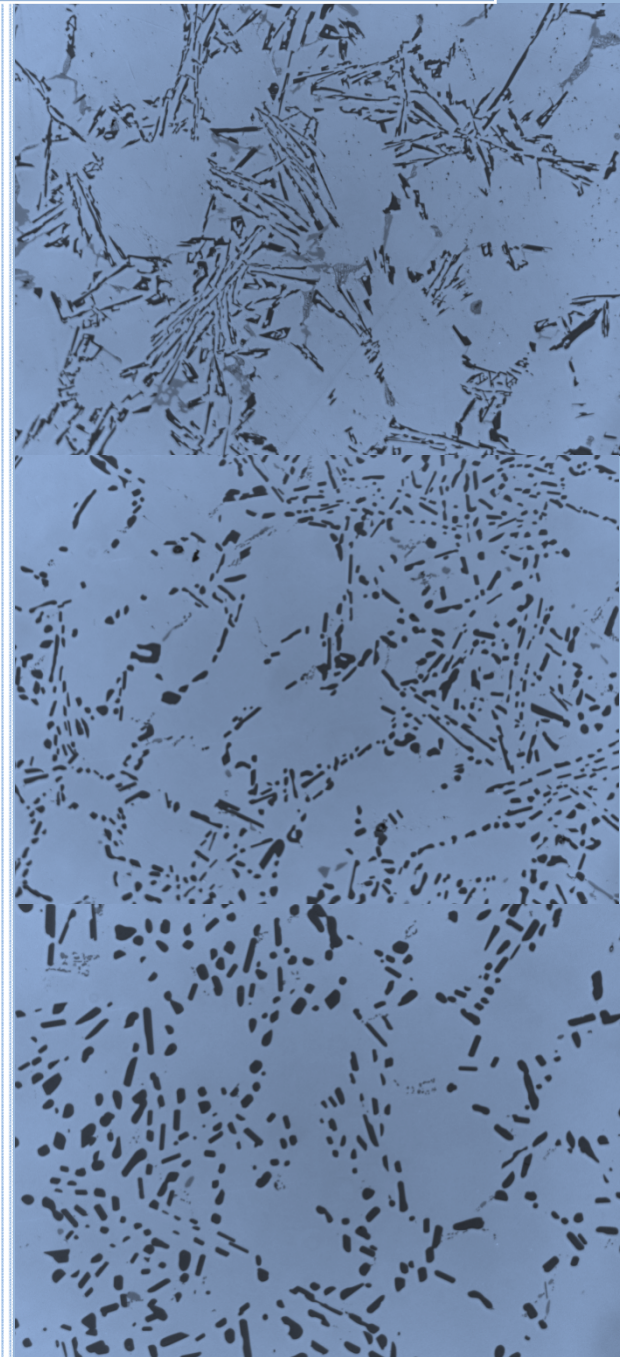
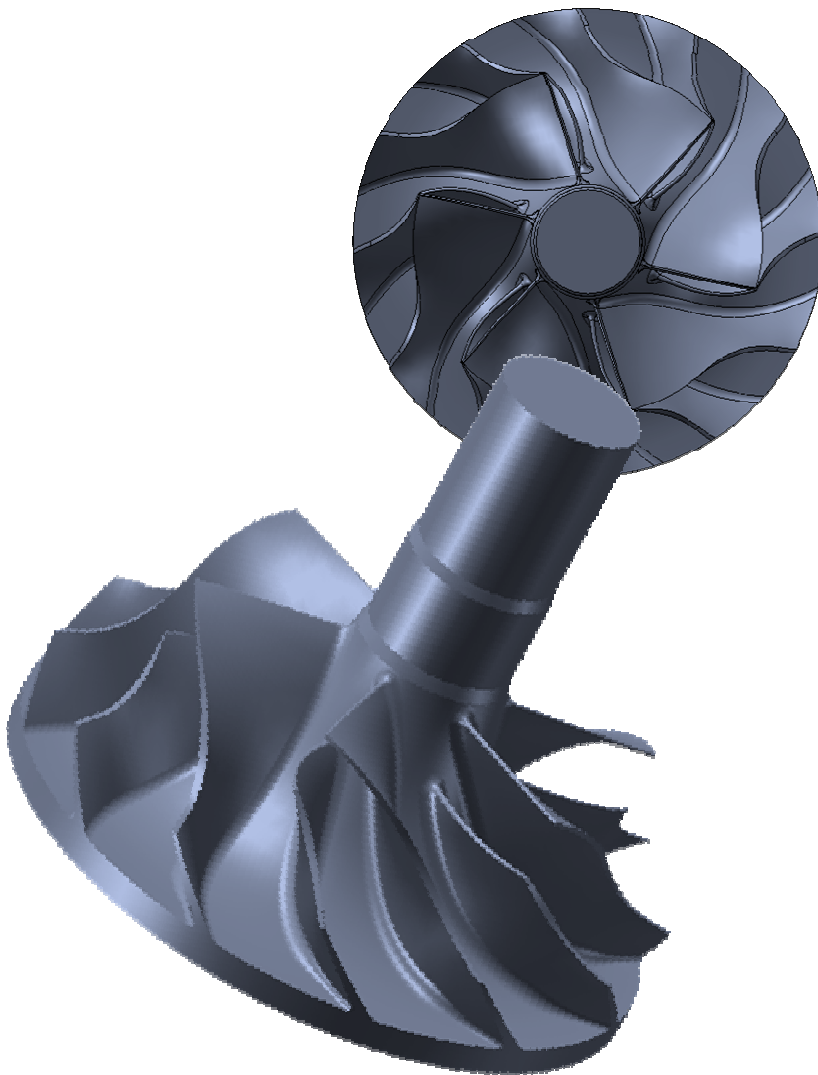


Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica
e de Materiais

Estudo do tratamento de solubilização da liga de Al 354.0



Realizado por: Cláudia Filipa Teixeira Lopes
Orientado na FEUP por: Prof. Henrique Santos

Porto, Julho de 2008

FACULDADE DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE DO PORTO
Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais

ESTUDO DO TRATAMENTO DE SOLUBILIZAÇÃO DA LIGA DE AL 354.0

Cláudia Filipa Teixeira Lopes

Licenciada em Engenharia Metalúrgica e de Materiais
pela Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto

Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Dissertação realizada sob a supervisão do

Professor Doutor Henrique Manuel Cunha Martins dos Santos,
do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais
da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto

Porto, Outubro de 2008

<i>CANDIDATO</i>	Cláudia Filipa Teixeira Lopes	<i>Código</i>	070508010
<i>TÍTULO</i>	Estudo do tratamento de solubilização da liga de Al 354.0		
<i>DATA</i>	15 de Outubro de 2008		
<i>LOCAL</i>	Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto - Sala C-603- 14.00h		
<i>JÚRI</i>	<i>Presidente</i>	Professor Doutor Luís Filipe Malheiros Freitas Ferreira	DEMM/FEUP
	<i>Arguente</i>	Professora Doutora Ana Maria Pires Pinto	DEM/EEUM
	<i>Orientador</i>	Professor Doutor Henrique Manuel Cunha Martins dos Santos	DEMM/FEUP

Agradecimentos

No decurso deste trabalho, foram várias as pessoas e respectivas instituições que estiveram envolvidas no acompanhamento desta tese. A todos, expresso o meu sincero agradecimento.

Em particular gostaria de destacar algumas pessoas que contribuíram para a realização deste trabalho, agradecendo:

Ao Professor Henrique Santos, do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (DEMM) da FEUP, pela assistência na orientação do trabalho e na preparação e revisão da tese;

A todos os membros do GMM-IMAT - Grupo de Materiais Metálicos - Instituto de Materiais e ao DEMM/FEUP, por me acolherem, apoiarem e disponibilizarem os equipamentos necessários;

Ao Eng.º Bruno Fragoso da Zollern & Comandita, pela cedência da liga utilizada na experimentação, pelo total apoio, interesse e disponibilidade na realização dos provetes de tracção ensaiados;

Ao Doutor Carlos Sá do CEMUP - Centro Materiais da Universidade do Porto, pelas sugestões na escolha dos parâmetros no método de análise de imagem e pela discussão de alguns pormenores relativos à técnica de microanálise;

Ao Sr. Vítor Cerveira e Sr. Ramiro Soares na colaboração de recolha e adaptação de amostras para a realização dos ensaios;

Às minhas colegas Ana Queirós, Sónia Simões e Susana Martinho pelo apoio e cumplicidade em todos os momentos;

Por fim, agradeço à minha família e namorado que sempre me apoiaram.

A todos, muito obrigada!

Resumo

Este trabalho teve por objectivo determinar as condições óptimas para o tratamento de solubilização da liga de alumínio 354.0 aplicada em turbo-impulsores. Para esta liga, a literatura recomenda durações deste tratamento muito prolongadas, da ordem da dezena de horas a temperaturas compreendidas entre 525 e os 535°C.

Foi implementado um procedimento experimental para analisar a evolução da dissolução dos elementos de liga na matriz de Al, com recurso aos seguintes procedimentos:

- análise metalográfica qualitativa e quantitativa;
- microanálise por espectroscopia de dispersão de energia de raios X (EDS);
- ensaios mecânicos (dureza e tracção).

Os resultados da análise metalográfica evidenciaram alterações microestruturais provocadas pelo tratamento de solubilização, nomeadamente, o coalescimento e a rápida globulização das partículas de Si. Este comportamento constitui um indicador eficaz da modificação do eutético.

A microanálise mostra que a duração de solubilização de 45 minutos a 525°C assegura a dissolução de elementos de liga, necessária para o endurecimento por precipitação. No entanto, os resultados dos ensaios de tracção revelam que a resistência mecânica da liga aumenta com o prolongamento do tratamento de solubilização, sendo recomendada a duração de solubilização de 4 horas a 525°C.

Palavras-chave: ligas de Al-Si-Cu-Mg; microestrutura; microanálise; solubilização; endurecimento por precipitação; ensaios mecânicos.

Abstract

The objective for this work was to determinate the optimal conditions for solution heat treatment to a 354.0 aluminum alloy, which is used on turbo compressor impellers. For this alloy, bibliographic searches recommends very long treatments, around 10 hours, at temperature between 525 and 535°C

For that an experimental procedure was made to analyze the evolution of the alloys dissolution on a Al matrix, with the following resources used:

- metallographic quantitative and qualitative analysis;
- energy dispersive X-ray spectroscopy microanalysis (EDS);
- mechanical testing (hardness and strength).

Results from metallographic tests, showed that with increasing solution treatment time, Si particles are gradually coarsened and rounded. The rate of spheroidization of the eutectic silicon phase is obviously faster, being this a effective indicator of eutectic modification.

Results from microanalysis, and mechanical testing alike, show the optimal length for solution being 45 minutes at 525°C, which is enough to ensure intermetallic phases dissolution for precipitation strengthening. However, for achieving better mechanical perspective, a 4 hour treatment is recommended.

Keywords: Al-Si-Cu-Mg alloys; microstructure; microanalysis; solution heat treatment; precipitation strengthening; mechanical testing.

Índice

Agradecimentos	i
Resumo	ii
Abstract	iii
Índice de figuras	vi
Índice de tabelas	x
1. Objectivos do trabalho	1
2. Revisão bibliográfica	2
2.1. Introdução	2
2.2. Ligas de alumínio	3
2.2.1. Designação das ligas de alumínio para fundição	3
2.2.2. Ligas de alumínio-silício	4
2.2.3. Efeito de elementos de liga	5
2.2.4. Ligas Al-Si-Cu-Mg	6
2.3. Processos de fundição	8
2.3.1. Processo em contragravidade sob vácuo em moldações de gesso	8
2.4. Modificação do eutético	9
2.5. Tratamento térmico	10
2.6. Solubilização	11
2.7. Arrefecimento rápido	13
2.8. Envelhecimento	14
2.8.1. Princípios do endurecimento por precipitação	14
2.8.2. Efeito do tempo e temperatura nas propriedades mecânicas durante o envelhecimento	16
3. Materiais e procedimentos	19
3.1. Materiais utilizados	19
3.2. Preparação metalográfica	20
3.3. Caracterização estrutural	20
3.4. Tratamentos térmicos	22
3.5. Ensaio mecânicos	23
4. Resultados e Discussão	24
4.1. Caracterização estrutural	24
4.2. Efeito da temperatura de solubilização	35
4.3. Efeito do tempo de solubilização	37
4.3.1. Efeito do tempo de solubilização na dissolução das fases intermetálicas	49

4.3.2. Efeito do tempo de solubilização na dureza da liga-----	52
4.3.3. Efeito do tempo de solubilização na resistência mecânica da liga -----	52
5. Conclusões-----	55
Referências bibliográficas -----	56

Índice de figuras

Figura 1 - Diagrama binário Al-Si [3].	4
Figura 2 - Microestruturas de ligas de alumínio-silício comerciais: a) liga hipoeutética; b) liga eutética; e, c) liga hipereutética [6].	5
Figura 3 - Sistema Al-Cu-Mg-Si: a) Distribuição das fases no estado sólido; b) Pprojeções politérmicas do liquidus [3].	7
Figura 4 - Representação esquemática do processo de fundição em contragravidade [14].	8
Figura 5 - Variação do grau de modificação do eutético a partir uma estrutura não modificada (A) até uma estrutura bem modificada (F) [2].	10
Figura 6 - Diagrama de equilíbrio Al-Cu [7].	11
Figura 7 - Diagrama de equilíbrio Al-Mg [7].	11
Figura 8 - Efeito da solubilização na dureza da liga 354.0 e 355.0: a) temperatura variável tempo fixo de 12 horas; b) temperatura fixa de 527°C tempo variável [21].	13
Figura 9 - Representação esquemática do efeito da temperatura nos factores que determinam a taxa de precipitação [5].	14
Figura 10 - Representação esquemática da sequência de precipitação das ligas de alumínio; a) solução sólida sobressaturada; b) zona GP (fase coerente); c) precipitados semi-coerentes; d) fases equilíbrio incoerentes [24]	15
Figura 11 - Efeito do tempo e temperatura de envelhecimento na dureza de uma liga de Al-Mg-Si-Cu (1,4%Si; 0,9%Cu; 0,9Mg) [26].	17
Figura 12 - Efeito do tempo e temperatura de envelhecimento nas propriedades mecânicas da liga 354.0 [2].	18
Figura 13 - Forma e dimensões dos turbo-impulsores.	19
Figura 14 - Representação esquemática das secções cortadas.	20
Figura 15 - Interface do programa PAQI, com uma imagem em escala de cinzento e a mesma imagem após segmentação.	21
Figura 16 - Exemplo da microestrutura óptica da liga 354.0 no estado bruto de vazamento.	24
Figura 17 - Representação das zonas analisadas na amostra A e B.	25

Figura 18 - Exemplo da microestrutura óptica da liga 354.0 no estado bruto de vazamento nas diferentes secções da peça identificadas na figura 16.	27
Figura 19: Método utilizado para medir o espaçamento interdendrítico secundário [12].--	28
Figura 20 - Macroestrutura da liga 354.0 no estado bruto de vazamento (Keller).	29
Figura 21 - Exemplo da microestrutura óptica da liga 354.0 no estado bruto de vazamento; observam-se algumas fases intermetálicas alongadas, que apresentam coloração menos intensa que os cristais eutéticos (vide indicação das setas).	29
Figura 22 - Micrografia em MEV da amostra em bruto de vazamento do 1º vazamento em modo de electrões secundários; são visíveis a matriz de Al em fundo, os cristais eutéticos de Si a cinza escuro e um tipo de fase intermetálica clara (Z1).	30
Figura 23 - Idem figura 22 com uma ampliação mais elevada; estão indicadas as zonas Zi nas quais foram realizadas microanálises: uma fase intermetálica clara (Z5), uma cinza (Z6) e o Si metálico (Z7 e Z8).	30
Figura 24 - Micrografia em MEV da amostra em bruto de vazamento do 1º vazamento em modo de electrões secundários; estão indicadas as zonas Zi nas quais foram realizadas microanálises.	30
Figura 25 - Micrografia em MEV da amostra em bruto de vazamento do 1º vazamento em modo de electrões secundários; estão indicadas as zonas Zi nas quais foram realizadas microanálises.	30
Figura 26 - Micrografia em MEV da amostra em bruto de vazamento do 2º vazamento em modo de electrões retrodifundidos; são visíveis a matriz de Al em fundo e três tipos de fases intermetálicas.	31
Figura 27 - Idem figura 26 em modo de electrões secundários; são visíveis a matriz de Al em fundo e o Si a cinza escuro.	31
Figura 28 - Micrografia em MEV da amostra em bruto de vazamento do 2º vazamento em modo de electrões retrodifundidos; estão indicadas as zonas Zi nas quais foram realizadas microanálises.	32
Figura 29 - Micrografia em MEV da amostra em bruto de vazamento do 2º vazamento em modo de electrões retrodifundidos; estão indicadas as zonas Zi nas quais foram realizadas microanálises.	32
Figura 30 - Micrografia em MEV da amostra em bruto de vazamento em modo de electrões secundários; estão indicadas alguns exemplos das partículas de silício submicrométricas.	33

Figura 31 - Micrografia em MEV da amostra em bruto de vazamento em modo de electrões retrodifundidos; estão indicadas as microsegregações de cobre.	33
Figura 32 - Micrografia em MEV da amostra em bruto de vazamento em modo de electrões secundários; são visíveis a matriz de Al em fundo, os cristais eutéticos de Si e as zonas resultantes da interacção da sonda com a amostra.	34
Figura 33 - Exemplos da microestrutura óptica da liga 354.0 após tratamento de solubilização durante 3 horas com temperatura variável.	36
Figura 34 - Exemplos da microestrutura óptica da liga 354.0 após solubilização a 525°C com a duração indicada, mostrando a globulização e coalescimento das partículas de Si eutético.	38
Figura 35 - Exemplo da microestrutura óptica da liga 354.0, após solubilização a 525°C com a duração de 45 minutos, e respectiva imagem segmentada pelo programa PAQI realizada com a objectiva de 50 X (à esquerda) e 100 X (à direita).	39
Figura 36 - Variação da área de silício com o tempo de solubilização a 525°C.	40
Figura 37 - Variação do número de partículas de silício por milímetro quadrado com o tempo de solubilização a 525°C.	40
Figura 38 - Variação da área das partículas de silício com o tempo de solubilização a 525°C.	40
Figura 39 - Variação da circularidade das partículas de silício com o tempo de solubilização a 525°C.	41
Figura 40 - Distribuição do número de partículas pela área média com a variação do tempo de solubilização.	44
Figura 41 - Correlação entre à área média das partículas de Si calculada com base nas classes mais expressivas dos histogramas (Am 70%) e pelo número total de partículas (Am).	45
Figura 42 - Correlação entre à área média das partículas de Si e o tempo do tratamento de solubilização.	46
Figura 43 - Representação das áreas de análise nas secções de diferentes massividades da peça denominadas por base centro e topo.	46
Figura 44 - Microestruturas das zonas identificadas por base, centro e topo no estado de bruto de vazamento (na coluna da esquerda) e solubilizadas durante 180 minutos a temperatura de 525°C (na coluna da direita).	49

Figura 45 - Valores ponderais médios e intervalos de confiança a 95% dos resultados das microanálises (cerca de 20) do Si (círculos cinza), Cu (círculos negros) e Mg (círculos brancos) nas dendrites de Al pró-eutético em função da duração da solubilização a 525°C.	50
Figura 46 - Exemplos da microestrutura em MEV da liga 354.0 após solubilização a 525°C com a duração indicada, estão assinaladas exemplos das partículas submicrométricas de Si.	51
Figura 47 - Efeito do tempo de solubilização na tensão limite de proporcionalidade a 0,2%.	53
Figura 48 - Efeito do tempo de solubilização na tensão de ruptura da liga.	53
Figura 49 - Efeito do tempo de solubilização na extensão após ruptura.	54

Índice de tabelas

Tabela I - Designação de ligas de alumínio para fundição [2].-----	3
Tabela II - Reacções invariantes do sistema Al-Cu-Mg-Si [3].-----	7
Tabela III - Composição química da liga 354.0.-----	19
Tabela IV - Resultados das microanálises da amostra em bruto de vazamento (1º vazamento).-----	31
Tabela V - Resultados das microanálises da amostra em bruto de vazamento (2º vazamento).-----	32
Tabela VI - Variação da área de silício com o tempo de solubilização e a secção da peça.	47
Tabela VII - Variação do número de partículas de silício por milímetro quadrado com o tempo de solubilização e a secção da peça.-----	47
Tabela VIII - Variação da área das partículas de silício com o tempo de solubilização e a secção da peça.-----	47
Tabela IX - Variação da circularidade das partículas de silício com o tempo de solubilização e a secção da peça.-----	47
Tabela X - Composição química (média de 18 microanálises) das dendrites de Al proeutético no estado bruto de vazamento (teor ponderal médio \pm intervalo de confiança a 95%).-----	49

1. Objectivos do trabalho

O presente trabalho tem por objectivo procurar as melhores condições para a realização do tratamento de solubilização da liga 354.0, o que envolve os seguintes objectivos parciais:

- i) analisar a evolução da dissolução dos elementos de liga na matriz de Al por via metalográfica e microanalítica;

- ii) avaliar o comportamento mecânico da liga, após tratamento de endurecimento por precipitação, através de testes de dureza e tracção.

2. Revisão bibliográfica

2.1. Introdução

A utilização de liga de alumínio em componentes da indústria automóvel tem vindo a aumentar consideravelmente durante os últimos anos. Tal facto deve-se ao alumínio ter uma densidade de 2.7 g/cm^3 , aproximadamente $1/3$ do aço, cobre ou latão, o que permite a diminuição global do peso dos equipamentos em que são aplicados e consequentemente garante a redução do consumo de energia durante o transporte. A densidade do silício é 2.3 g/cm^3 , sendo um dos poucos elementos que podem ser acrescentados ao alumínio sem a perda desta vantagem.

Nas ligas de alumínio silício o teor de silício varia entre 4% e 22% e dependendo da quantidade de silício, estas podem ser divididas em três grupos: ligas hipoeutéticas, ligas eutéticas e ligas hipereutéticas.

Neste trabalho é utilizada uma liga hipoeutética designada pela *Aluminum Association* por 354.0. Estas ligas são conhecidas pela sua elevada vazabilidade, baixa contracção durante a solidificação e boas propriedades mecânicas. As propriedades mecânicas são fortemente influenciadas pela microestrutura, que por sua vez, é determinada pela composição química, processo de fusão, condições de solidificação e tratamento térmico. Hoje em dia, um dos principais desafios enfrentados pela indústria de fundição é o de obter produtos o mais próximo possível do estado final pretendido, tanto a nível dimensional como microestrutural, produzindo componentes metálicos que demonstrem boas propriedades mecânicas com menor número de etapas de fabrico a um custo mais reduzido.

Uma microestrutura fina e equiaxial revela-se, geralmente, mais favorável para as propriedades mecânicas, resistência e ductilidade, e apresenta baixa susceptibilidade a microporosidades e fissuração [1]. A microestrutura é caracterizada por diversos parâmetros, tais como: espaçamento interdendrítico (*dendrite arm spacing - DAS*), tamanho, forma, distribuição das partículas eutéticas de silício, e ainda a quantidade e morfologia das fases intermetálicas presentes. Alguns destes parâmetros são alterados no tratamento térmico, o que afecta as propriedades mecânicas. Os tratamentos térmicos geralmente adoptados para este efeito são: o recozimento de solubilização e o envelhecimento artificial. No recozimento de solubilização ocorre a formação de uma solução sólida sobressaturada e na fase de envelhecimento dá-se a precipitação controlada do soluto.

2.2. Ligas de alumínio

A maioria dos elementos metálicos formam ligas com o alumínio, mas apenas uma percentagem muito reduzida destas é de interesse comercial. As ligas de Al podem dividir-se em ligas para trabalho mecânico e ligas para fundição e podem ou não ser tratadas termicamente. Neste trabalho será estudada uma liga para fundição endurecida por precipitação.

2.2.1. Designação das ligas de alumínio para fundição

Quanto à classificação das ligas de alumínio para fundição, não existe nenhuma padronização, existindo diferentes designações para a mesma composição química; neste trabalho é utilizada nomenclatura da *Aluminum Association*. Nesta classificação, as ligas de alumínio para fundição estão agrupadas segundo os seus principais elementos de liga, usando-se um número de quatro dígitos com um ponto entre os últimos dois, tal como se indica na tabela I [2]:

Tabela I - 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
Série livre	6xx.x

De acordo com esta classificação, a liga utilizada neste trabalho é designada por 354.0. O primeiro dígito indica a que série pertence a liga, em relação ao elemento de liga principal, ou seja, se a liga tiver silício e cobre como elementos de maior quantidade, será identificada por 3xx.x. Os dois dígitos seguintes são utilizados para indicar a liga, como exemplo as ligas 354, 357 e 359 pertencem à mesma série, ligas de alumínio-silício-cobre, mas possuem composição química diferente. O último dígito (após o ponto) é utilizado para descrever a natureza da liga. Assim, o dígito 0 indica os limites de composição química para o uso em fundição, os dígitos 1 e 2 indicam lingote. Variações na composição química

original, normalmente ao nível de impurezas, são indicadas com uma letra maiúscula “A”, “B” ou “C” antes do número da liga como por exemplo a liga 356.0, a liga A356.0, ou a liga B356.0 [2].

2.2.2. Ligas de alumínio-silício

As ligas de alumínio contendo silício como principal elemento liga constituem 85% a 90% de todas as ligas de alumínio produzidas, principalmente devido às suas propriedades [3]. Estas são conseguidas muito à custa do seu principal elemento de liga, que permite aumentar a fluidez do alumínio líquido, permitindo assim que este flua melhor nas cavidades da moldação possibilitando a obtenção de produtos de elevada complexidade geométrica; para além deste factor, o silício propicia a redução de contracção durante a solidificação, reduz o coeficiente de expansão térmica e melhora a soldabilidade. As ligas de Al-Si também são conhecidas por apresentarem elevada resistência à corrosão, elevada condutibilidade térmica e eléctrica e baixo peso específico. Daí ser justificada a sua ampla aplicação na indústria dos transportes, tendo substituído as ligas ferrosas em muitos componentes, tais como transmissores, jantes, colectores, e componentes mais críticos incluindo blocos de motor, rodas e impulsos [4,5].

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 representado na figura 1.

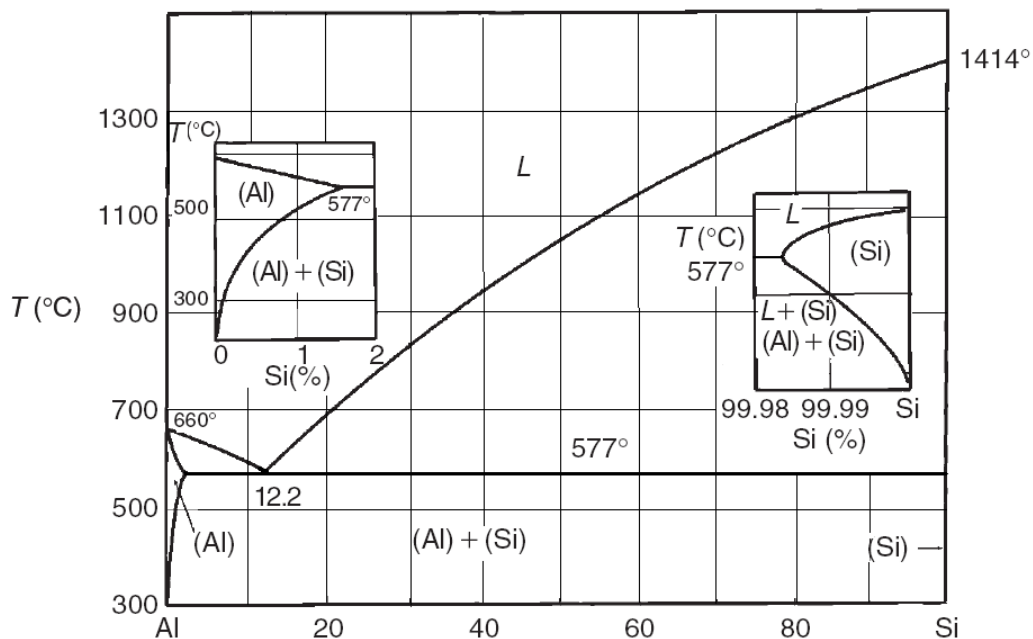


Figura 1 - Diagrama binário Al-Si [3].

A principal reacção no sistema Al-Si, além da fusão do Al e do Si, é a transformação eutética $L \rightarrow \alpha_{eut} + Si_{eut}$. Esta reacção ocorre à temperatura de 577,6°C com um teor de Si de 12,6%. À temperatura eutética a solubilidade do silício no alumínio atinge um máximo de 1,65%; por sua vez a solubilidade do alumínio no silício apresenta um valor cerca de 0,5%.

De acordo com a quantidade de silício, as ligas Al-Si são divididas em três grupos: ligas hipoeutéticas com teores de Si compreendidos entre 4 e 9%; ligas eutéticas entre 10 e 13% de Si %; e ligas hipereutéticas, geralmente com um teor de Si entre 14 e os 22%. Na figura 2 são apresentadas microestruturas típicas de cada grupo [3].

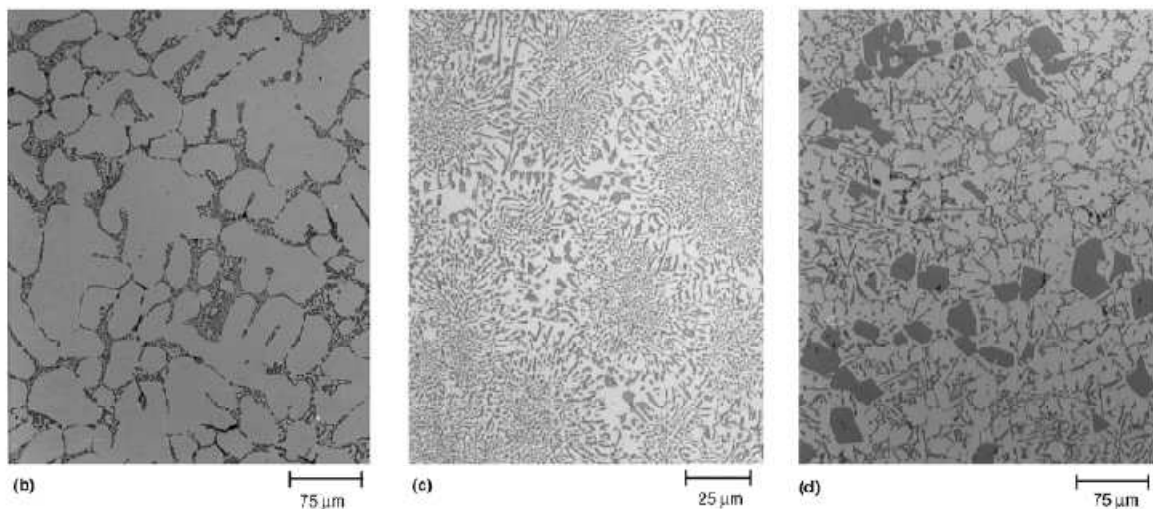


Figura 2 - Microestruturas de ligas de alumínio-silício comerciais: a) liga hipoeutética; b) liga eutética; e, c) liga hipereutética [6].

2.2.3. Efeito de elementos de liga

A adição de elementos de liga às ligas de alumínio-silício altera as suas propriedades, dependendo obviamente do elemento e da sua interacção com o alumínio; com vista a esta análise, em seguida serão estudados os efeitos de alguns desses elementos quando adicionados.

O cobre é um elemento normalmente adicionado a estas ligas, constituindo o sub grupo AlSiCu. A adição de cobre, em teores entre 1 e 6%, torna as ligas tratáveis termicamente. O seu principal efeito é aumentar a resistência mecânica; do ponto de vista de fundição, favorece a diminuição da contracção durante a solidificação e melhora a maquinabilidade das peças. O cobre também diminui a resistência à corrosão, aumenta a susceptibilidade à corrosão sob tensão e diminui a fluidez no estado líquido. [2,4,5,7,8,9].

O magnésio é um elemento chave no aumento da dureza e da resistência mecânica nas ligas tratáveis termicamente. A fase de endurecimento Mg_2Si apresenta uma

solubilidade limite correspondente a aproximadamente 0,7% Mg, para além da qual não ocorre nem endurecimento nem amaciamento da matriz [1,4,5,7,8].

A adição de ferro aumenta a resistência à fractura a quente e minimiza a tendência da liga se soldar ao molde durante a solidificação em moldes permanentes, facilitando a extracção das peças. Contudo o teor de ferro é normalmente mantido abaixo do 1%, o aumento desse teor diminui substancialmente a ductilidade [1,5,7].

Adições de crómio são comuns em baixas concentrações (<0,35%). Este elemento apresenta uma taxa de dissolução extremamente baixa o que provoca a formação de fases insolúveis; estas por sua vez funcionam como inibidoras da nucleação e do crescimento de grão. [1,5,7].

O antimónio, o estrôncio e o sódio são elementos usados para alterar a forma do silício eutético, em ligas de alumínio contendo entre 5 a 11% de silício; normalmente são usados em teores inferiores a 0,1%. O efeito destes elementos é essencialmente o de modificação do eutético (o principio de modificação será abordado mais a frente) [1,5,7].

O titânio é normalmente utilizado em concentrações de 0,15%, sendo este elemento extensamente usado como afinador de grão, quando 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 para a fissuração [1,5,7].

2.2.4. Ligas Al-Si-Cu-Mg

A liga em estudo neste trabalho pertence ao sistema Al-Si-Cu-Mg. Como referido anteriormente a adição de cobre e magnésio aumenta consideravelmente a resistência e ductilidade das ligas Al-Si, após tratamento de endurecimento por precipitação. Deste modo o tipo de fases precipitadas devem ser identificadas. O principal problema reside na adição dos elementos de liga o que provoca transições de fase complexas, não podendo ser analisadas de forma satisfatória pelos diagramas ternários, principalmente devido à formação do quaternário $Cu_2Mg_8Si_6Al_5$ composto designado como fase Q. Este composto, juntamente com as fases formadas a partir dos sistemas binários e ternários, pode estar em equilíbrio com o alumínio, em ligas contendo simultaneamente cobre, magnésio e silício, e está presente em quase todas as composições, como se observa no diagrama de fase apresentado na figura 3 [3,10].

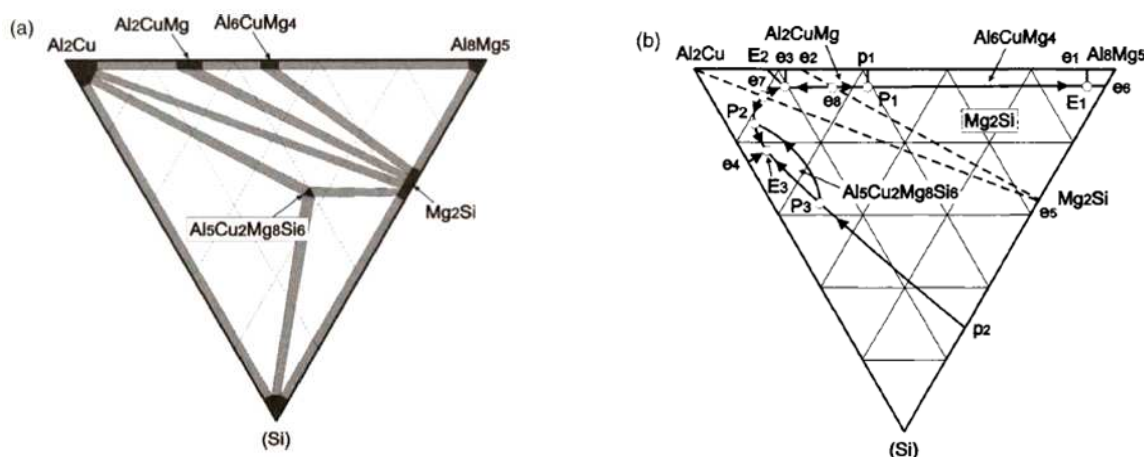


Figura 3 - Sistema Al-Cu-Mg-Si: (a) Distribuição das fases no estado sólido; (b) Projecções politérmicas do liquidus [3].

A presença da fase quaternária é muito importante na análise da composição de fase após solidificação e após decomposição da solução sólida sobressaturada. Na tabela II são apresentadas as reacções invariantes que envolvem o Al nas ligas do sistema Al-Cu-Mg-Si. [4,11,12,13].

Tabela II - Reacções invariantes do sistema Al-Cu-Mg-Si [3].

Reacções:	Pontos assinalados na figura 3b	Concentração na fase líquida			T (°C)
		Cu (%)	Mg (%)	Si (%)	
$L \rightarrow (Al) + Al_8Mg_5 + Mg_2Si + Al_6CuMg_4$	E1	1,5	32,9 - 33	0,3	444 - 448
$L + Al_2CuMg \rightarrow (Al) + Mg_2Si + Al_6CuMg_4$	P1	10	25,5	0,3	467
$L \rightarrow (Al) + Mg_2Si + Al_2CuMg$ (quasi-ternário)	e8	23	10,5	0,3	516
$L \rightarrow (Al) + Al_2Cu + Al_2CuMg + Mg_2Si$	E2	30 - 33	6,1 - 7,1	0,3 - 0,4	500
$L \rightarrow (Al) + Al_2Cu + Mg_2Si$ (quasi-ternário)	e7	31,5	3,9	2,3	515
$L + Mg_2Si \rightarrow (Al) + Al_2Cu + Al_5Cu_2Mg_8Si_6$	P2	31	3,3	3,3	512
$L \rightarrow (Al) + (Si) + Al_2Cu + Al_5Cu_2Mg_8Si_6$	E3	28	2,2	6	507
$L + Mg_2Si + (Si) \rightarrow (Al) + Al_5Cu_2Mg_8Si_6$	P3	13,8	3,3	9,6	529

Neste tipo de ligas o Cu e o Mg são responsáveis por um conjunto de fases intermetálicas com a seguinte composição: θ (Al_2Cu), β (Mg_2Si), Q ($Cu_2Mg_8Si_6Al_5$), S ($CuMgAl_2$) e alguns casos também se forma as fases $Al_8MnFe_3Si_6$ e $FeMg_3Si_6Al_8$ [3,12,13].

2.3. Processos de fundição

As ligas de alumínio podem ser fabricadas por quase todos os processos de fundição. Os processos mais usados são: fundição em areia, em coquilha, injectada, de precisão, centrífuga e em contragravidade.

A escolha do processo depende de vários factores, uma vez que as características do produto final são influenciadas pelo processo de fundição. Alguns destes factores podem ser o tamanho e a forma da peça, a espessura máxima e mínima de cada secção, a complexidade do desenho da peça, as tolerâncias dimensionais, o tipo de acabamento e as características da liga (propriedades químicas e mecânicas).

A liga utilizada neste estudo foi fornecida sob a forma de impulsos. Estes foram produzidos pelo processo de fundição em contragravidade, assistida por vácuo, em moldações de gesso [1,7].

2.3.1. Processo em contragravidade sob vácuo em moldações de gesso

Neste processo a cavidade de moldação é enchida pela parte inferior através da criação de vácuo que suga o banho para o interior da cavidade da moldação, tal como se sugere na figura 4. A pressão é mantida durante a solidificação e é controlada por microprocessadores [1,7,14].

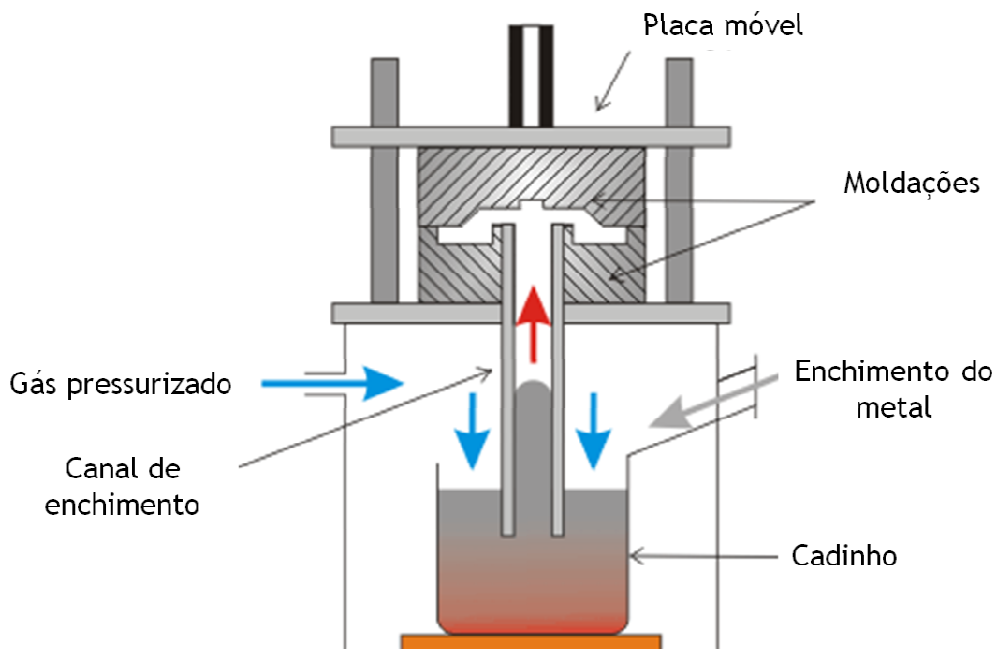


Figura 4 - Representação esquemática do processo de fundição em contragravidade [14].

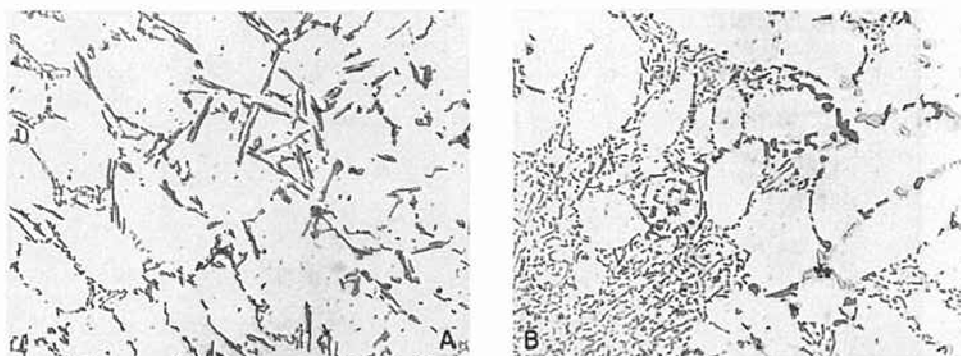
As moldações em gesso possuem uma elevada reprodutibilidade, o que permite a produção de peças complexas com uma excelente precisão dimensional e um bom acabamento superficial. Devido à natureza altamente isolante dos moldes de gesso, o que promove um arrefecimento lento, é possível obter-se por este método secções muito finas, com espessuras entre 0,5 e 1mm [1,7].

Em contrapartida, este método tem como desvantagens ser um procedimento com custos elevados; a permeabilidade dos moldes em gesso é baixa quando comparada com os moldes em areia sendo necessário aplicar pressão ou vácuo durante o vazamento; o arrefecimento lento tende a ampliar alguns problemas relacionados com a solidificação, tais como: a formação de porosidade, vazios causados por rechupes, reduz a resistência mecânica e a ductilidade [1,7].

2.4. Modificação do eutético

As propriedades das ligas hipoeutéticas de alumínio silício podem ser afectadas através da modificação da forma do eutético. Uma microestrutura fina e equiaxial revela-se, geralmente, mais favorável para as propriedades mecânicas, resistência e ductilidade. O procedimento de modificação do eutético consiste na alteração da morfologia do eutético de acicular e grosseira para fina e fibrosa. Uma estrutura fina e fibrosa pode ser obtida através do aumento da taxa de solidificação e pela adição de elementos modificadores. Na figura 5 visualiza-se influência da modificação na estrutura eutética de uma liga Al-Si [2,15].

O cálcio, sódio, estrôncio e antimónio são conhecidos pela sua influência no grau de modificação do eutético durante a solidificação. O sódio é um modificador mais eficiente que o estrôncio, promovendo melhores graus de modificação. No entanto, devido à sua maior tendência à vaporização, o seu efeito modificador perde-se com mais rapidez que o estrôncio. Em banhos modificados com sódio, o efeito modificador permanece por cerca de 30 minutos. No caso de estrôncio o efeito permanece por mais de 2 horas. Outro ponto negativo do sódio é o ataque aos cadinhos de fusão [2,7,16].



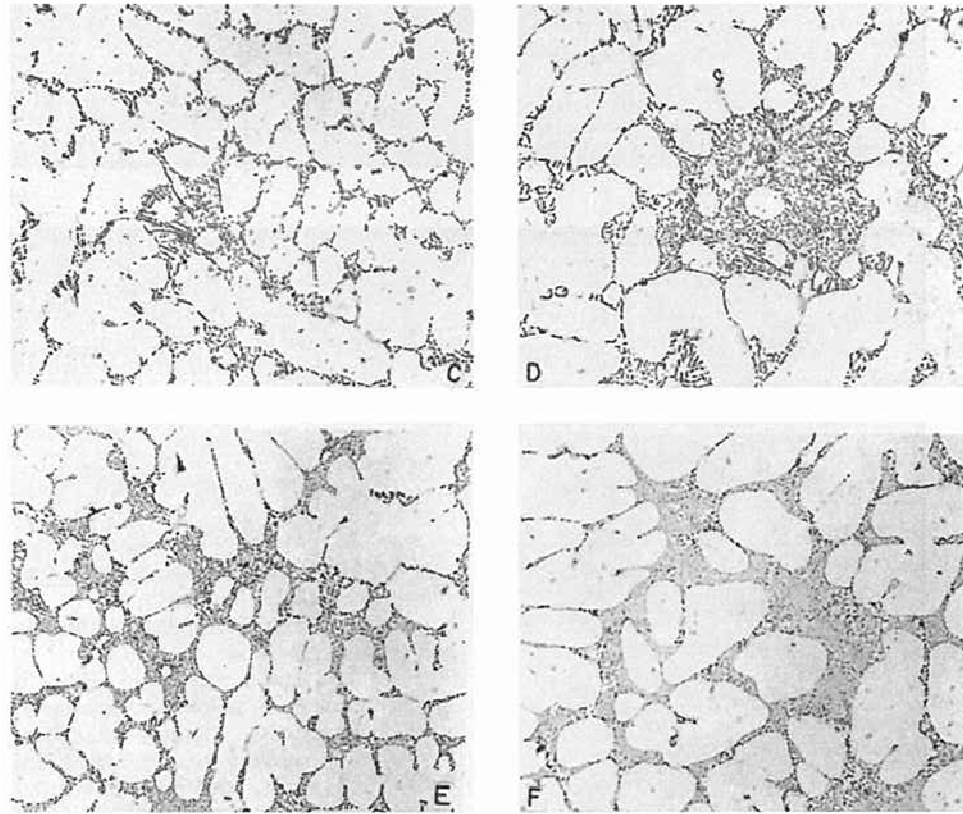


Figura 5 - Variação do grau de modificação do eutético a partir uma estrutura não modificada (A) até uma estrutura bem modificada (F) [2].

2.5. Tratamento térmico

O recurso a tratamentos térmicos é utilizado para melhorar as propriedades mecânicas das ligas por endurecimento por precipitação.

O objectivo 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 actuam como obstáculos ao movimento das deslocações e, como consequência, aumentam a resistência mecânica e a dureza das ligas tratáveis termicamente. O tratamento térmico realizado neste trabalho é designado por T6 e envolve uma sequência de três etapas [17,18]:

- solubilização;
- arrefecimento rápido;
- envelhecimento.

2.6. Solubilização

O tratamento térmico de solubilização é a primeira etapa do processo de endurecimento por precipitação e tem por objectivo a formação de uma solução sólida, por aquecimento da liga a uma temperatura elevada propiciando a dissolução das fases intermetálicas, isto é, dissolução dos elementos que serão responsáveis pelo endurecimento.

O controlo do tempo e da temperatura é um aspecto fundamental, uma vez que elementos como Cu e Mg só apresentam uma solubilidade significativa próximo da temperatura de solidus como se vê nos diagramas representados na figura 6 e 7.

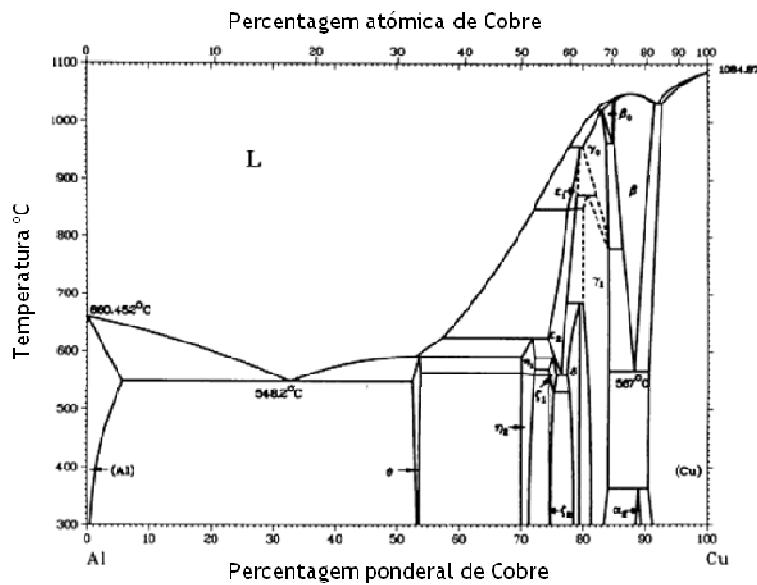


Figura 6 - Diagrama de equilíbrio Al-Cu [7].

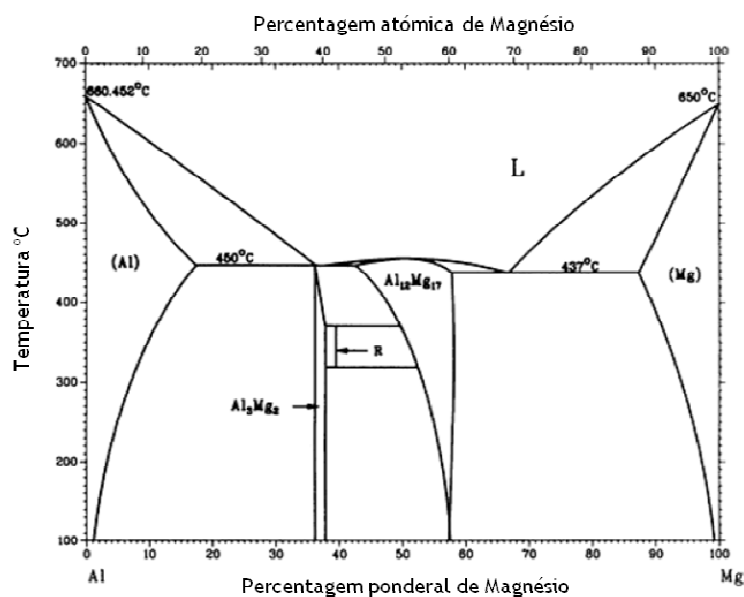


Figura 7 - Diagrama de equilíbrio Al-Mg [7].

A cada temperatura de solubilização existe um limite de tempo findo o qual a dissolução dos elementos de liga atinge o valor de equilíbrio; a partir daí, não há qualquer vantagem em prolongar a duração desta etapa e se este prolongamento ocorrer apenas origina um gasto supérfluo de energia. Uma temperatura de solubilização exagerada pode levar à fusão incipiente da liga, o que se traduzirá numa perda significativa de propriedades mecânicas, determinando a rejeição do lote tratado. Já uma duração ou temperatura de solubilização insuficientes não asseguram o grau de dissolução de elementos endurecedores esperado para a composição química da liga, o que se traduzirá num endurecimento final inferior ao previsto. As temperaturas normalmente usadas na solubilização destas ligas encontram-se entre a temperatura de solvus e a de solidus [17,19,20].

O tratamento de solubilização, para além de promover a dissolução dos elementos de liga como referido anteriormente, provoca alterações microestruturais nomeadamente o tamanho e a morfologia das partículas de Si do eutético, através da globulização e coalescimento destas; o número de partículas eutéticas de Si diminui e o seu tamanho médio aumenta com o aumento da temperatura e da duração da solubilização [19,20,21].

Tiryakioglu [22] estudou o efeito do tempo e da temperatura do tratamento de solubilização na microestrutura de uma liga Al-7%Si-0,6%Mg. Os resultados mostraram que, com o aumento do tempo do tratamento de solubilização ocorre a globulização e o aumento gradual das partículas de Si partículas. Li [21] também efectuou este mesmo estudo nas ligas 354.0 e 355.0 tendo retirado as mesmas conclusões. Para além deste estudo Li verificou o efeito da temperatura e do tempo do tratamento de solubilização na dureza das duas ligas. Com o aumento da temperatura de solubilização a dureza das duas ligas aumenta até um valor máximo entre as temperaturas de 520 e 530°C; decrescendo posteriormente como se observa na figura 8a).

À temperatura constante de 527°C, a dureza das duas ligas mostra uma subida abrupta na primeira hora de solubilização, em seguida, dá-se uma queda imediata, como se vê na figura 8b). Posteriormente, a dureza aumenta até às 20 horas de solubilização mantendo-se estável a partir desse tempo; depreende-se que o tempo apropriado para se obter a optimização do efeito de solubilização a esta temperatura situa-se entre as 16 e as 20 horas, para ambas as ligas.

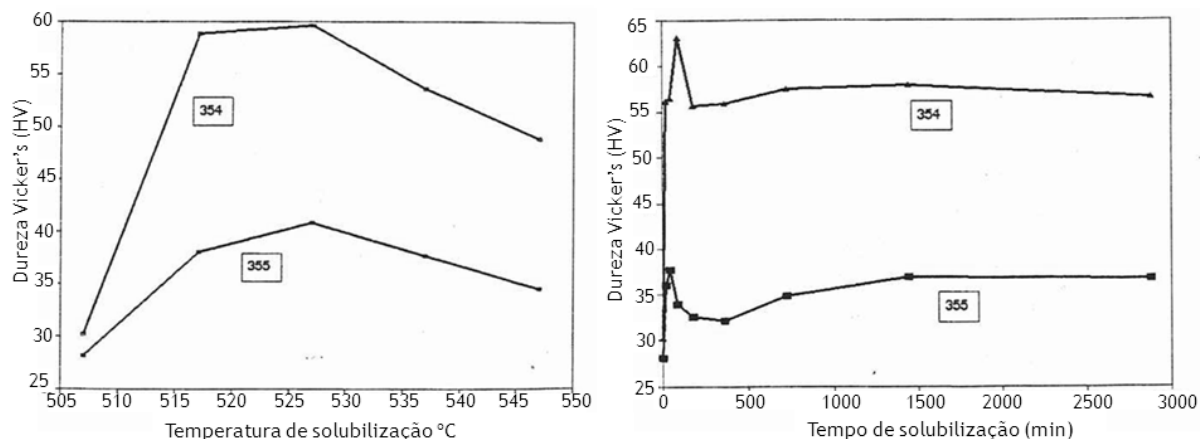


Figura 8 - Efeito da solubilização na dureza da liga 354.0 e 355.0: a) temperatura variável tempo fixo de 12 horas; b) temperatura fixa de 527°C tempo variável [21].

Li também realizou estudos sobre o efeito do tempo de solubilização nas propriedades de resistência mecânica das ligas. Após tratamento de solubilização de 1 hora a tensão limite convencional de proporcionalidade a 0,2% e a tensão de ruptura, para ambas as ligas, são notavelmente melhoradas em comparação com a condição bruto vazamento, no entanto esses valores mantiveram-se constantes até tempos de solubilização de 24 horas.

2.7. Arrefecimento rápido

Esta etapa corresponde ao segundo passo do processo de endurecimento por precipitação e tem por objectivo a formação de uma solução sólida sobressaturada, por arrefecimento rápido da liga desde a temperatura de solubilização até à temperatura ambiente. O arrefecimento rápido impede a difusão dos elementos dissolvidos e respectiva precipitação num estado grosseiro, de equilíbrio, que não provoca endurecimento; normalmente é usada água à temperatura de 60°C como meio de arrefecimento [5,7,23].

A precipitação durante o arrefecimento rápido pode ser explicada pela teoria da nucleação, aplicada a reacções no estado sólido controladas por difusão. A cinética da precipitação que ocorre durante o arrefecimento rápido depende do grau de sobressaturação do soluto e da taxa de difusão em função da temperatura. Na figura 9 é representado o efeito da temperatura nos factores que determinam a taxa de precipitação de uma liga de composição C1 e curva de solvus Cs. O grau de sobressaturação após solubilização é representado pela curva S, e a taxa de difusão pela curva D. Quando S ou D é baixa a precipitação é baixa. A temperaturas intermédias a quantidade de sobressaturação é relativamente alta assim como a taxa de difusão, sendo estes dois factores favoráveis é esperado que a taxa de precipitação seja elevada [5].

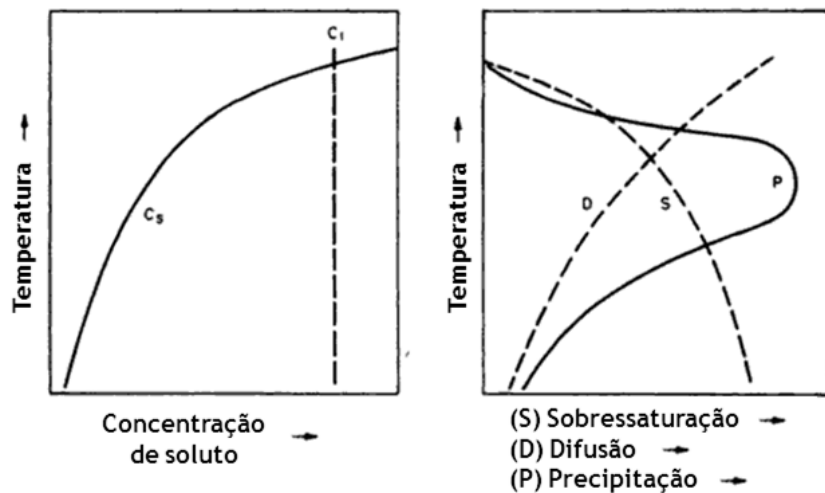


Figura 9 - Representação esquemática do efeito da temperatura nos factores que determinam a taxa de precipitação [5].

2.8. Envelhecimento

O envelhecimento é a última etapa do processo de envelhecimento por precipitação e consiste na precipitação controlada do soluto, que pode ocorrer à temperatura ambiente (envelhecimento natural) ou a temperatura elevada, em geral no intervalo de 120 a 180°C (envelhecimento artificial). O controlo do tempo e da temperatura é crucial para a melhoria das propriedades mecânicas, sendo o processo de precipitação acelerado no envelhecimento artificial [2,17,24].

2.8.1. Princípios do endurecimento por precipitação

Nas ligas de Al-Si-Cu-Mg ocorre a formação das seguintes fases de equilíbrio responsáveis pelo endurecimento da liga: θ (CuAl_2), β (Mg_2Si), Q ($\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6\text{Al}_5$), S (Al_2CuMg). Em seguida será apresentada e descrita a sequência geral de precipitação da fase CuAl_2 , as outras fases seguem o mesmo princípio [3,24].

Solução sólida sobressaturada \rightarrow zonas GP \rightarrow GP1 (fase θ'') \rightarrow GP2 (fase θ') \rightarrow fase equilíbrio θ .

Após a etapa de arrefecimento rápido, o estado de solução sólida sobressaturada, é relativamente instável e a liga tende a passar para um estado de menor energia através da decomposição espontânea da solução sólida sobressaturada em fases metaestáveis ou de

equilíbrio. Assim sendo, quando a solução sólida sobressaturada da liga endurecível por precipitação é envelhecida a uma temperatura relativamente baixa, à qual apenas uma pequena quantidade de energia de activação está disponível, formam-se agregados de átomos de cobre segregados, chamados zonas de precipitação ou zonas GP (*Guinier Preston* nome dos cientistas que identificaram estas estruturas). Estas zonas consistem em regiões segregadas, com forma de discos que se formam nos planos da matriz cúbica, como estes átomos têm um diâmetro inferior ao diâmetro dos átomos de alumínio, a rede da matriz apresenta-se distorcida tetragonalmente em redor destas zonas. As zonas GP são coerentes com a rede da matriz, porque os átomos de cobre apenas substituem os átomos de alumínio na estrutura, como se observa na figura 10 b)[2,24].

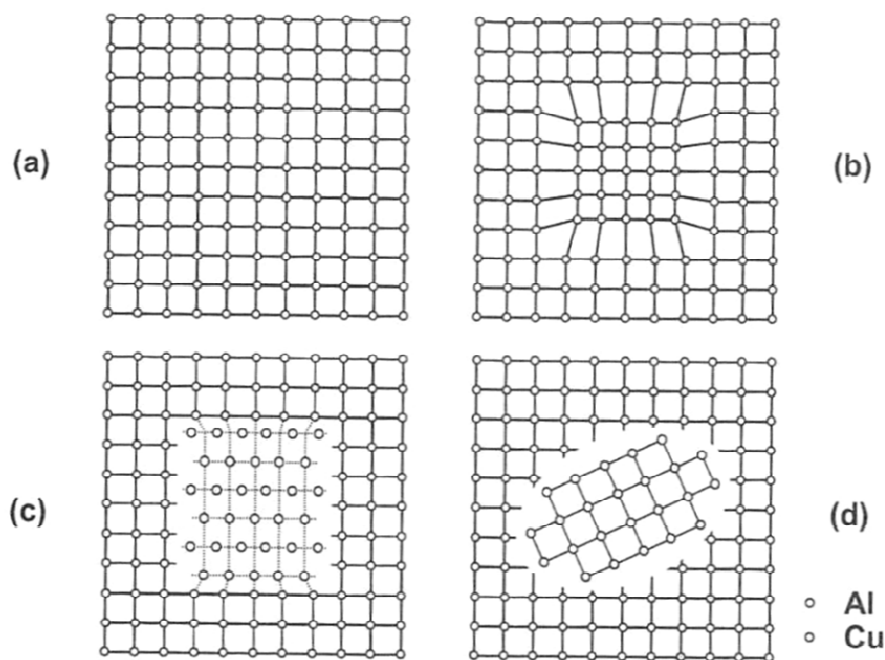


Figura 10 - Representação esquemática da sequência de precipitação das ligas de alumínio; a) solução sólida sobressaturada; b) zona GP (fase coerente); c) precipitados semi-coerentes; d) fases equilíbrio incoerentes [24].

O tempo necessário para a formação destas zonas varia inversamente com a temperatura de envelhecimento, e se houver energia de activação suficiente devido à temperatura ser suficientemente elevada, estas zonas dão origem ou são substituídas, por precipitados metaestáveis mais grosseiros (partículas de maior tamanho), estes precipitados crescem coerente ou semi-coerentemente com a matriz e também têm estrutura tetragonal, figura 10 c).

Com o aumento do tempo forma-se por a fase θ' que é incoerente com a matriz. Na fase final a liga amacia devido à formação da fase de equilíbrio θ que apresenta uma estrutura tetragonal de corpo centrado e tem a composição de CuAl_2 .

O endurecimento da liga é um resultado da incoerência dos precipitados com a matriz, ao provocar distorções na mesma, devido a diferenças do parâmetro de rede, gerando campo de tensões que dificultam a movimentação de deslocações [2,24,25].

Se o envelhecimento for realizado por longos períodos e/ou a altas temperaturas, os precipitados coalescem e crescem aumentando o espaçamento interpartículas. A liga sobreenvelhece e torna-se menos resistente em comparação com o ponto de envelhecimento máximo [2,26].

2.8.2. Efeito do tempo e temperatura nas propriedades mecânicas durante o envelhecimento

O endurecimento por precipitação é um processo controlado pela difusão, com o aumento da temperatura a velocidade de difusão aumenta. Esta relação pode ser expressa pela equação de Arrhenius [2]:

$$\text{Velocidade da difusão} = Ce^{-Q/RT} \quad (1)$$

onde C corresponde a constante de velocidade, independente da temperatura, Q a energia de activação, R é a constante dos gases perfeitos e T a temperatura. A partir da equação, verifica-se que quanto mais elevada for a temperatura de envelhecimento, mais rápida é a cinética de precipitação.

Através da comparação de valores de dureza após envelhecimento a diferentes condições, é possível verificar como esta propriedade é afectada com o envelhecimento. Esta afirmação pode ser comprovada pelo estudo realizado por Eivani [26], no qual foram realizados diferentes tratamentos térmicos de envelhecimento a 125, 150, 175, 200 e 225°C de modo a verificar o efeito do endurecimento por precipitação em função do tempo e temperatura. Nesse estudo foi utilizada uma liga de Al-Mg-Si-Cu previamente solubilizada durante 1 hora à temperatura de 560°C e arrefecida rapidamente em água à temperatura ambiente. As curvas de endurecimento resultantes deste estudo são apresentadas na figura 11. Com base nestas curvas pode-se observar que o pico de envelhecimento ocorre mais cedo e com uma dureza mais baixa para temperaturas mais elevadas.

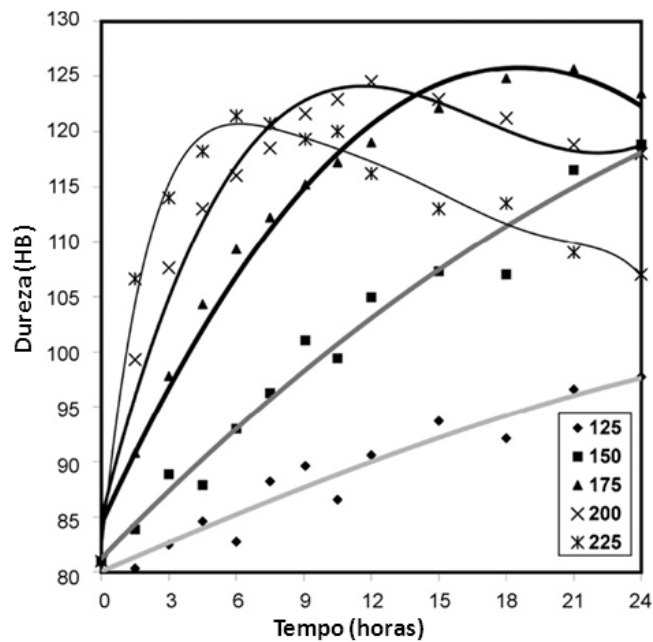


Figura 11 - Efeito do tempo e temperatura de envelhecimento na dureza de uma liga de Al-Mg-Si-Cu (1,4%Si; 0,9%Cu; 0,9Mg) [26].

À medida que o tempo de envelhecimento aumenta, formam-se zonas de pré-precipitação cujo tamanho vai aumentando, tornando-se a liga mais resistente, como também pode ser visto na figura 11.

A resistência mecânica máxima (ponto de envelhecimento máximo) é atingida quando a temperatura de envelhecimento é suficientemente elevada, estando esta resistência máxima normalmente associada a formação de um precipitado intermédio metaestável. O envelhecimento durante 24 horas às temperaturas de 125 e 150°C não é suficiente para se alcançar a resistência máxima da liga.

O prolongamento do envelhecimento após se atingir o ponto de envelhecimento máximo, causa o crescimento excessivo dos precipitados e a consequente perda de coerência dos mesmos com a matriz o que se traduz na diminuição de dureza, este fenómeno denomina-se por sobreenvelhecimento, e é observado nas temperaturas de 200 e 225°C ao fim de 10 e 15 horas respectivamente.

Na figura 12 é apresentada a variação das propriedades mecânicas da liga 354.0 submetida às seguintes condições de envelhecimento: 150, 170 e 200 °C; previamente a liga foi solubilizada durante 8 horas a 527°C, arrefecida em água à temperatura ambiente.

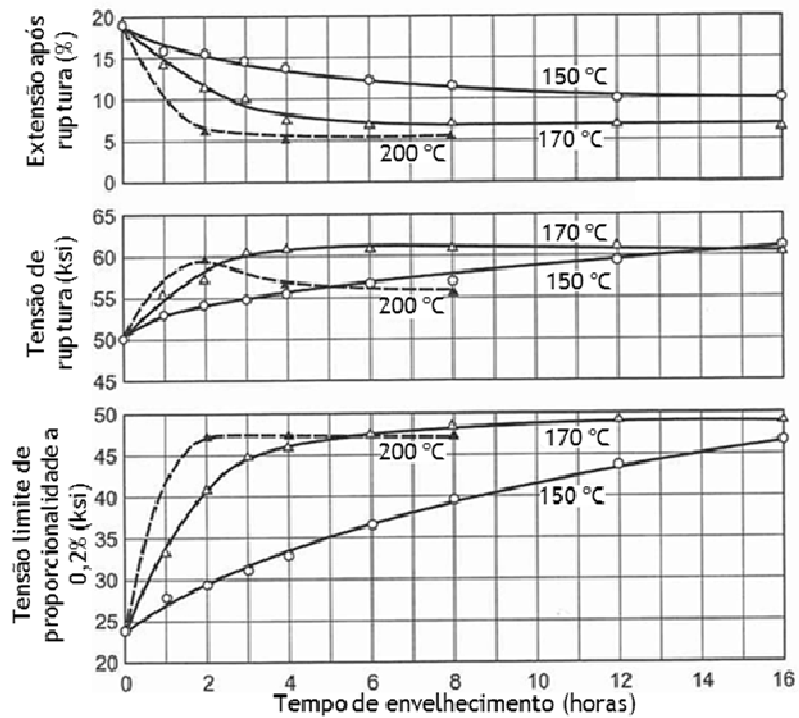


Figura 12 - Efeito do tempo e temperatura de envelhecimento nas propriedades mecânicas da liga 354.0 [2].

Através dos resultados observados nos gráficos da figura 12 verifica-se que a temperatura de 150°C não é suficiente para se atingir a resistência máxima. Foi considerada como condição óptima a duração de 4 horas à temperatura de 170°C, para além deste tempo não ocorre nenhuma melhoria das propriedades mecânicas, só um gasto supérfluo de energia. Por outro lado, à temperatura de 200°C essa resistência é conseguida num menor tempo, cerca de 2 horas, mas é necessário ter em atenção a perda de ductilidade que é mais acentuada a esta temperatura.

3. Materiais e procedimentos

3.1. Materiais utilizados

Neste trabalho foram utilizados turbo-impulsores em liga de alumínio, designada pela *Aluminum Association* (AA) por 354.0. As peças foram elaboradas na Zollern & Comandita e gentilmente cedidas para fins de estudo. O vazamento destas peças foi efectuado em moldações de gesso em contragravidade assistida por vácuo. Na figura 13 é apresentada a forma e dimensões dos turbo-compressores.

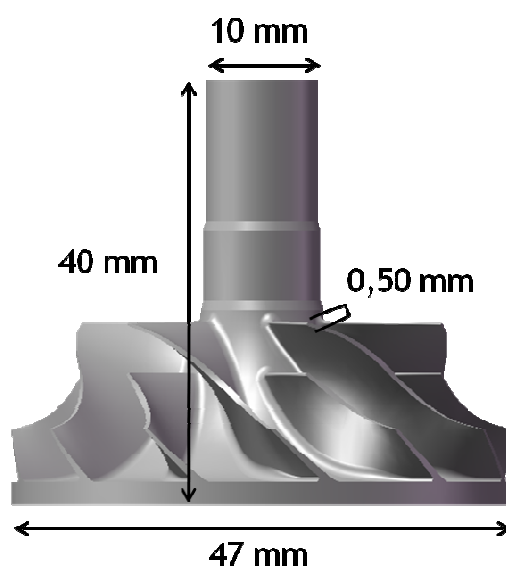


Figura 13 - Forma e dimensões dos turbo-impulsores.

No decorrer do trabalho houve a necessidade de solicitar à empresa um suplemento de peças, tendo sido efectuado um novo vazamento; as peças fornecidas pela segunda vez apresentavam uma ligeira modificação na composição química. Na tabela III é apresentada a composição química, em percentagem ponderal, da liga 354.0 nos dois vazamentos e os limites segundo a AA.

Tabela III - Composição química da liga 354.0.

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Outros
AA	8.6 a 9.4	<0,2	1,6 a 2,0	<0,1	0,4 a 0,6	<0,1	<0,2	<0,15
1º vazamento	9.23	0.091	1.80	0.0041	0.474	0.0022	0.074	<0,15
2º vazamento	8.50	0.105	1.72	0.0180	0.510	<0.0010	0.146	<0,15

3.2. Preparação metalográfica

Foram recolhidas duas amostras de cada turbo-impulsor com o objectivo de caracterizar a microestrutura de diferentes secções da peça. A forma e dimensões das amostras podem ser observadas na figura 14.

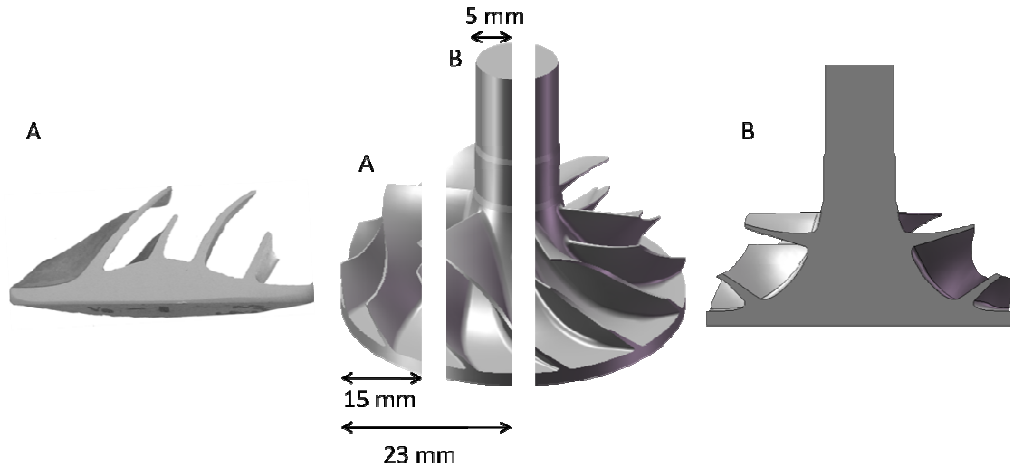


Figura 14 - Representação esquemática das secções cortadas.

Devido às amostras designadas por A, na figura 14, apresentarem massividades muito finas, procedeu-se à montagem destas em resina a frio. Em seguida todas as amostras foram sujeitas a desbaste húmido em lixas de 220 mesh (3 minutos), 500 mesh (2 minutos) e 1000 mesh (2 minutos); seguidamente procedeu-se a um polimento fino em panos impregnados com pós de diamante de 6 μm (5 minutos) e por fim em panos impregnados com solução coloidal de sílica de 0,25 μm durante 10 minutos.

Após cada fase de polimento, as amostras foram lavadas em água corrente e submetidas, durante 1 minuto, a lavagem por ultra-sons em acetona para minimizar contaminação entre etapas.

3.3. Caracterização estrutural

Para evidenciar a macroestrutura das peças aplicou-se o reagente Keller (190ml de H_2O destilada; 5ml HNO_3 ; 3ml HCl ; e 2ml HF). Foi utilizada uma amostra B proveniente de um turbo-impulsor em bruto de vazamento.

A caracterização microestrutural das fases foi efectuada por microscopia óptica (MO) e por microscopia electrónica de varrimento (MEV); a caracterização química das fases foi realizada por espectroscopia de dispersão de energias (EDS).

Após preparação metalográfica, as amostras foram examinadas em microscopia óptica, para o que não foi necessário qualquer ataque químico; o contraste obtido após polimento fino foi suficiente para uma boa revelação da microestrutura.

O equipamento utilizado foi um microscópio óptico de reflexão Zeiss modelo *Axiovert* com câmara Zeiss modelo *AxioCam MRC5*.

Para quantificar os constituintes da microestrutura foi utilizado o programa de análise de imagem PAQI (Processamento e Análise Quantitativa de Imagem). Neste programa a quantificação é feita com base nas diferentes colorações dos constituintes.

Para a utilização deste programa começa-se por efectuar a aquisição e digitalização da imagem (captura da imagem em formato digital); em seguida processa-se a imagem com cor em escala de cinzento de modo a corrigir e melhorar a imagem para uma melhor discriminação dos constituintes; por fim realiza-se a segmentação da imagem, ou seja, a separação dos constituintes com base no valor ou variação de cor; na figura 15 pode-se ver a interface deste programa.

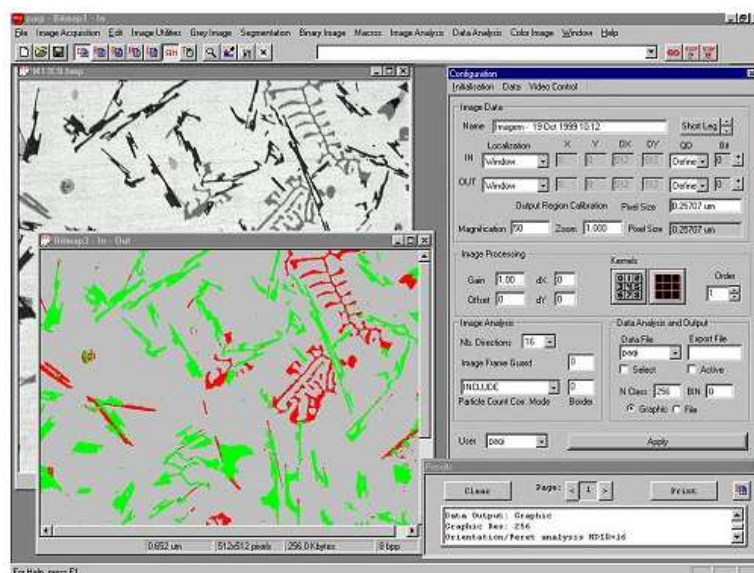


Figura 15 - Interface do programa PAQI, com uma imagem em escala de cinzento e a mesma imagem após segmentação.

A análise de imagem foi realizada sobre as partículas de Si eutético nas amostras em bruto de vazamento e nas amostras sujeitas a tratamentos de solubilização, nas diferentes condições. Os parâmetros analisados foram: a área de silício, o número de partículas de silício por milímetro quadrado, a área e a circularidade média das partículas de silício.

Para cada amostra, foram examinados pelo menos cinquenta campos de uma forma sistemática; as medições foram realizadas com ampliações de 500X e 1000X.

As amostras ainda foram sujeitas ao exame em MEV. Os equipamentos utilizados foram um MEV de alta resolução JEOL JSM 6301F, com sistema de microanálise por raios X (EDS) Oxford INCA Energy 350 e um MEV ambiental, de alta resolução FEI Quanta 400 FEG, com sistema de microanálise por raios X EDAX Genesis X4M.

Para microanálise, os espectros de raios X foram obtidos sob uma tensão de aceleração do feixe electrónico de 15 kV e com um tempo de aquisição de 60 segundos, utilizando uma sonda com menos de 50 nm diâmetro. A percentagem ponderal de cada elemento analisado, concretamente Al, Si, Cu, Mg, foi calculada pelo sistema utilizando padrões internos (*standardless*) e incluindo a correcção do efeito de matriz (método FIROZ). Cada amostra representativa de uma duração de solubilização foi microanalisada em cerca 20 campos, tendo os resultados sido tratados estatisticamente de modo a determinar-se para o teor médio de cada elemento um intervalo de confiança com uma probabilidade de 95%.

3.4. Tratamentos térmicos

Sobre amostras recolhidas para o estudo microestrutural foram realizados tratamentos térmicos de solubilização à temperatura de $525\pm 2^\circ\text{C}$ e com durações de 5, 11, 22, 45, 90, 180, 360, 720 minutos. As durações da solubilização variaram entre 5 minutos e 12 horas, em progressão geométrica de raiz 2. O tempo de solubilização foi contado a partir do momento em que o registo de temperatura do forno recuperou a indicação de 525°C , após introdução das amostras. Também foram realizados estudos de solubilização durante 3 horas às temperaturas de 495, 510, 525, 540, 555, 570 e 585°C . Findo o tempo de estágio, efectuou-se o arrefecimento em água à temperatura ambiente.

De modo a confrontar os resultados da microanálise, referentes à dissolução dos elementos que são responsáveis pelo endurecimento da liga na etapa de envelhecimento, procedeu-se a realização de ensaios para avaliar o comportamento mecânico da liga no estado T5 (estado obtido após envelhecimento artificial) e no estado T6 (estado obtido após tratamento de solubilização e envelhecimento artificial). A solubilização foi realizada com a duração de 1, 30, 90, 240, 570 e 1440 minutos à temperatura de $525\pm 2^\circ\text{C}$, após o que as amostras foram arrefecidas em água à temperatura ambiente; em seguida as amostras foram transferidas para um congelador à temperatura de -30°C , de modo a evitar o envelhecimento natural; antes do tratamento de envelhecimento as amostras foram retiradas do congelador e colocadas à temperatura ambiente durante 4 horas. O tratamento de envelhecimento foi realizado à temperatura de 170°C durante 4 horas, e

arrefecidas ao ar; este é um procedimento recomendado na literatura [2] para a liga 354.0.

Os tratamentos térmicos foram realizados num forno eléctrico com controlador Shimadn FP21.

3.5. Ensaios mecânicos

Para avaliar o efeito da solubilização nas propriedades mecânicas da liga recorreu-se a ensaios de dureza e de tracção.

As peças utilizadas nestes ensaios foram sujeitas aos tratamentos térmicos acima descritos. De cada impulsor tratado foi retirada uma amostra B para realização dos ensaios de dureza; e do veio das peças retiraram-se os provetes de tracção. Estes provetes foram efectuados na Zollern por torneamento segundo a norma EN 10002-1/ASTM E 8M.

Para os ensaios de tracção, utilizou-se uma máquina de teste Lloyd (Lloyd Instrument LR 30K). Para cada condição de tratamento térmico realizaram-se três ensaios válidos, com a velocidade de 2,5mm/min.

Sobre as amostras B foram realizados 10 ensaios de macrodurezas Vickers, com uma carga de 153,2 N durante 15 segundos. O equipamento utilizado foi o Frank Welltest 38505 segundo a norma NP 711-1 de 1990.

4. Resultados e Discussão

4.1. Caracterização estrutural

A observação da microestrutura das amostras revelou-se exequível sem recurso a qualquer reagente de ataque químico; o contraste obtido directamente após acabamento foi suficiente para uma boa revelação da microestrutura, tanto em microscopia óptica (MO) como electrónica de varrimento (MEV).

A liga no estado bruto de vazamento apresenta uma microestrutura óptica, ilustrada na figura 16, composta por dendrites de Al pró-eutético numa matriz eutética de Al e Si. A morfologia do Si eutético revela-se fina, indiciando ter sido submetido ao procedimento de modificação do eutético.

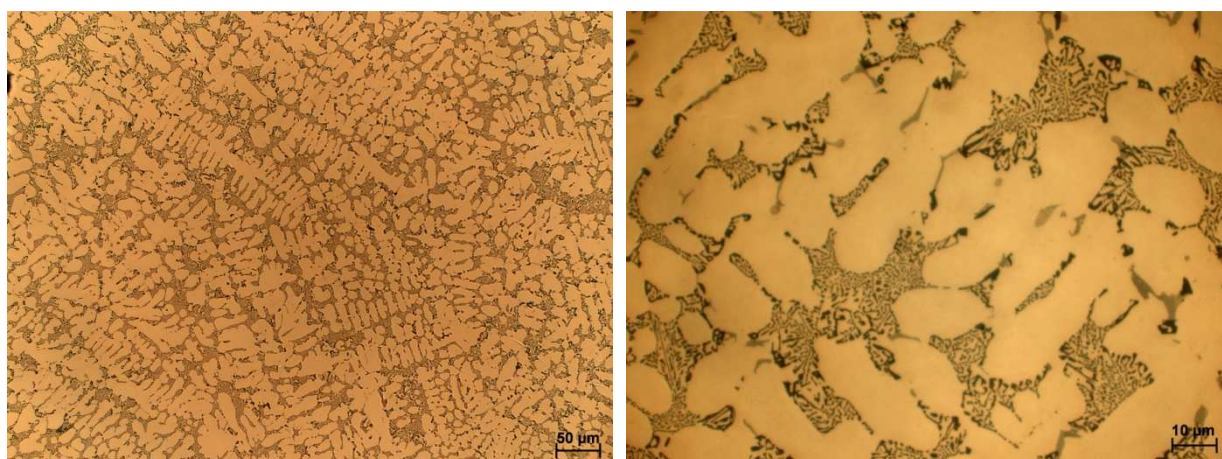


Figura 16 - Exemplo da microestrutura óptica da liga 354.0 no estado bruto de vazamento.

Como já foi referido, a microestrutura da liga no estado bruto de vazamento é determinada pela composição química, processo de fusão e condições de solidificação. A peça analisada apresenta secções com espessuras distintas, que provocam diferentes taxas de solidificação na peça. Para a caracterização de toda a peça, foram analisadas metalograficamente secções com diferentes massividades, na figura 17 estão indicadas as zonas observadas. As microestruturas correspondentes às diferentes secções estão apresentadas na figura 18.

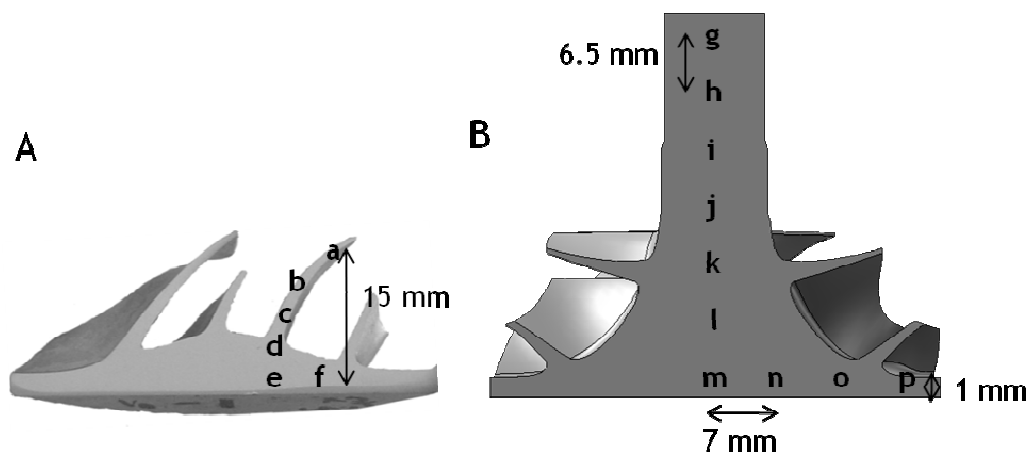
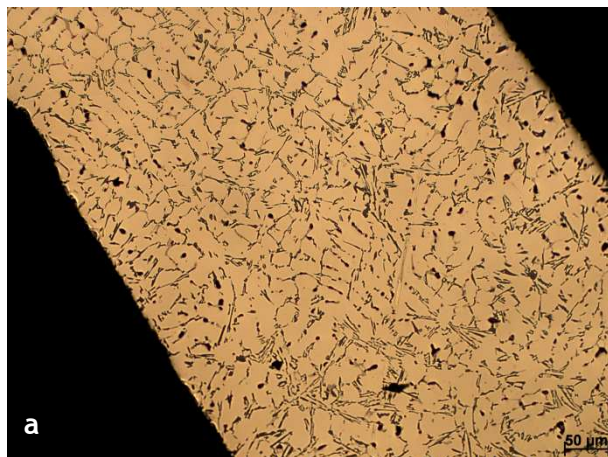
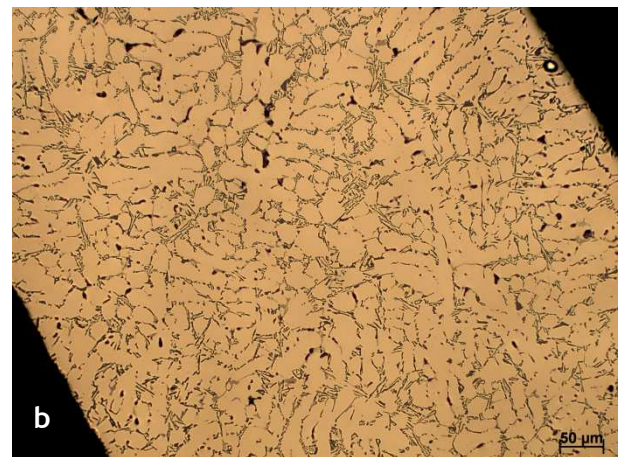


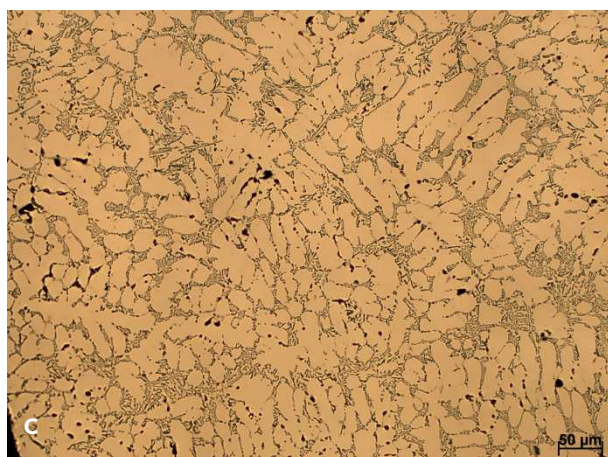
Figura 17 - Representação das zonas analisadas na amostra A e B.



SDAS - $15 \pm 2 \mu\text{m}$



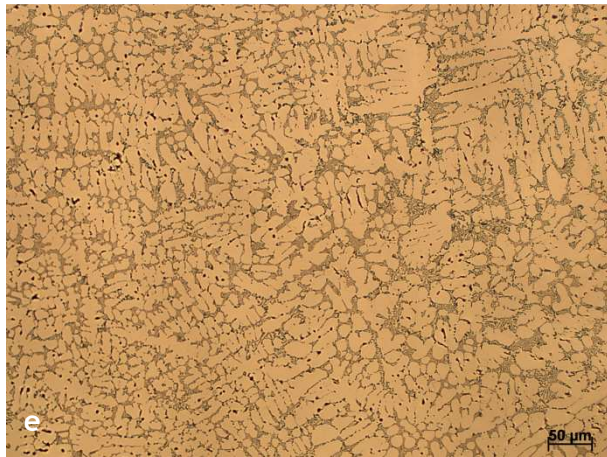
SDAS - $16 \pm 1 \mu\text{m}$



SDAS - $16 \pm 3 \mu\text{m}$



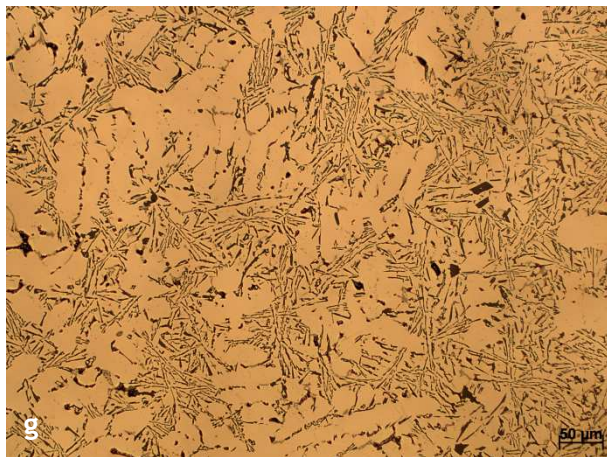
SDAS - $12 \pm 3 \mu\text{m}$



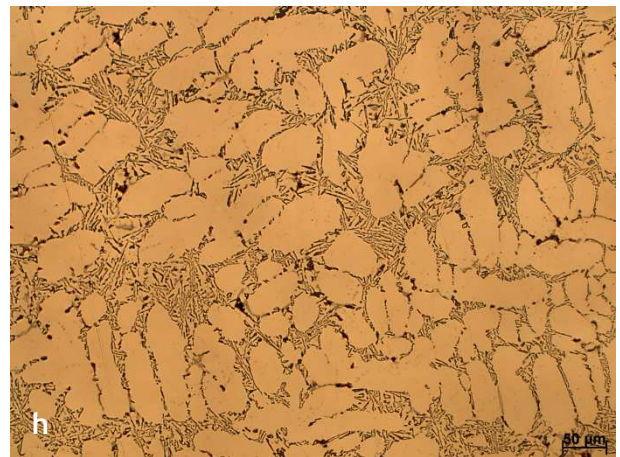
SDAS - $11 \pm 1 \mu\text{m}$



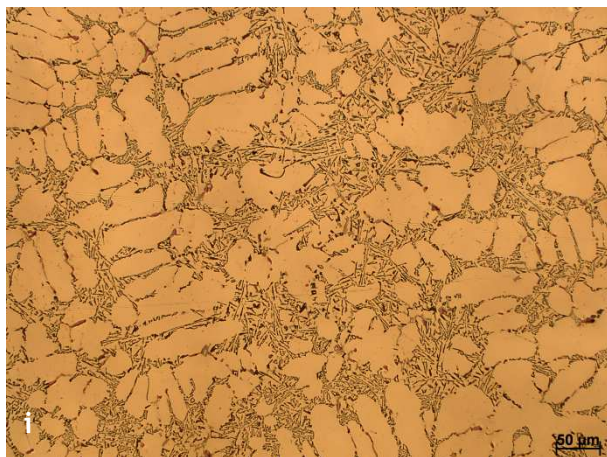
SDAS - $10 \pm 1 \mu\text{m}$



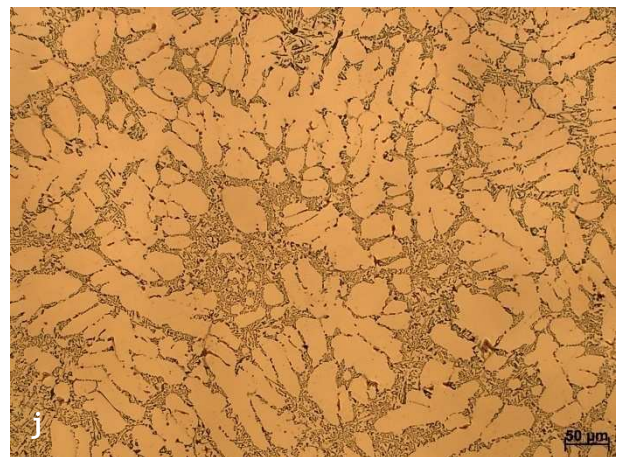
SDAS - $27 \pm 5 \mu\text{m}$



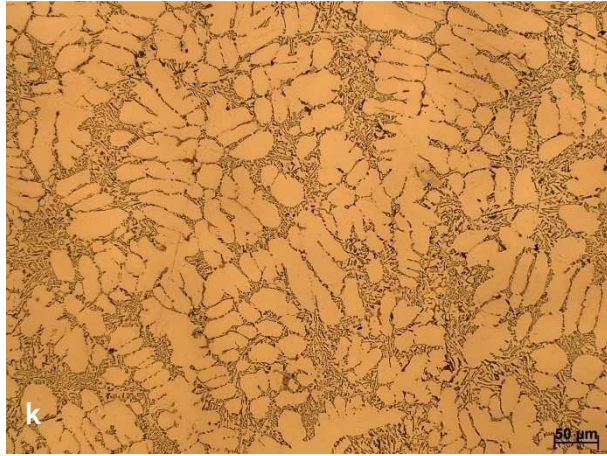
SDAS - $31 \pm 4 \mu\text{m}$



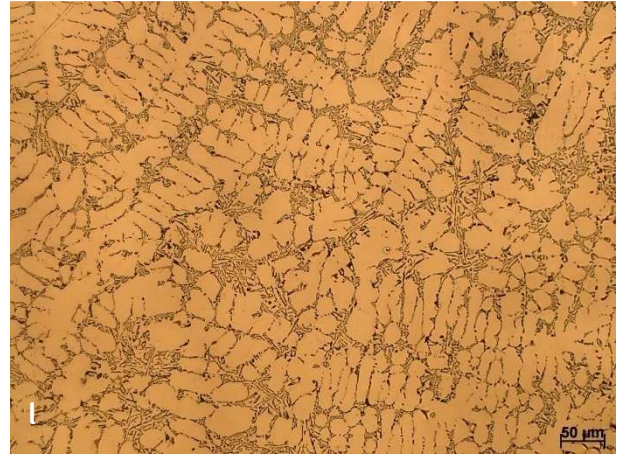
SDAS - $25 \pm 4 \mu\text{m}$



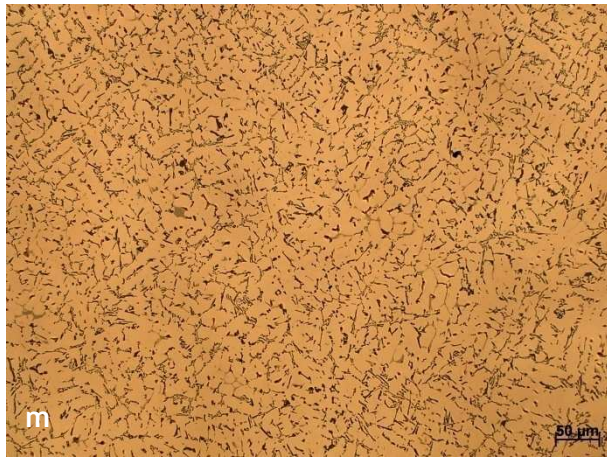
SDAS - $18 \pm 1 \mu\text{m}$



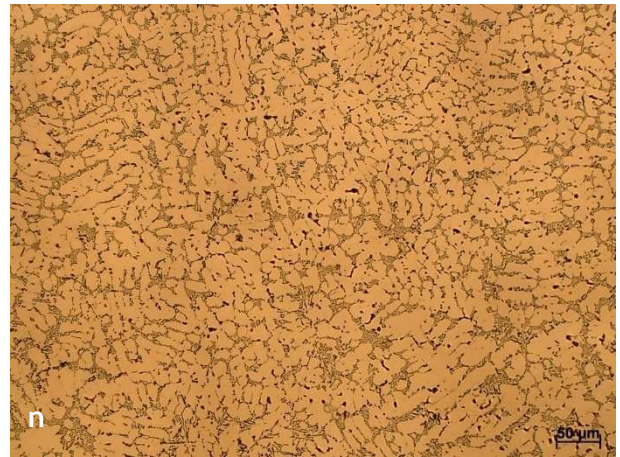
SDAS - $17 \pm 5 \mu\text{m}$



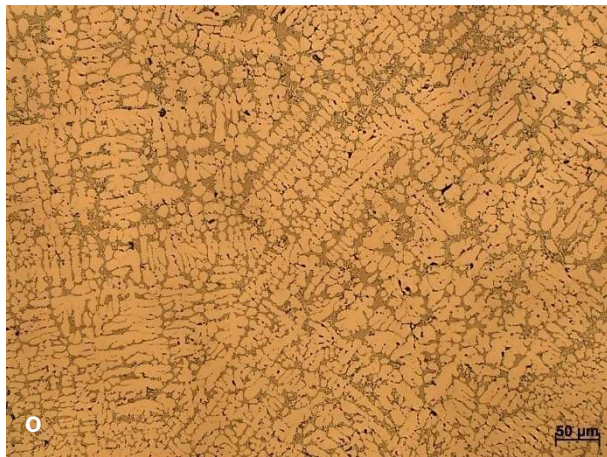
SDAS - $14 \pm 3 \mu\text{m}$



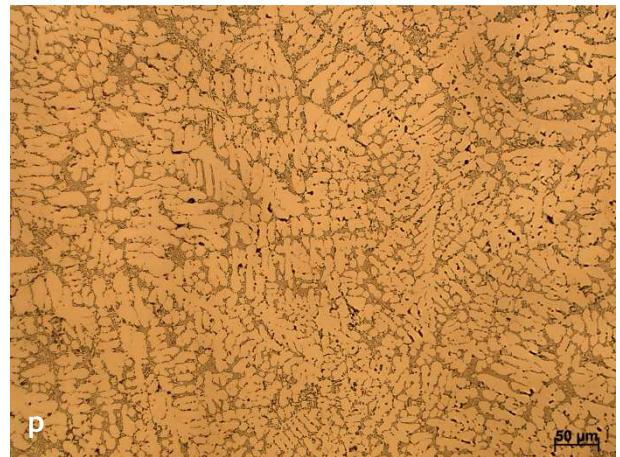
SDAS - $10 \pm 2 \mu\text{m}$



SDAS - $11 \pm 1 \mu\text{m}$



SDAS - $8 \pm 2 \mu\text{m}$



SDAS - $8 \pm 2 \mu\text{m}$

Figura 18 - Exemplo da microestrutura óptica da liga 354.0 no estado bruto de vazamento nas diferentes secções da peça identificadas na figura 16.

De realçar deste conjunto de micrografias a notável diferença entre a finura das microestruturas resultante das diferentes massividades e das condições de solidificação que ocorrem na peça. De modo a estimar a finura das microestruturas procedeu-se à medição do espaçamento interdendrítico secundário (SDAS - *secondary dendrite arm spacing*). Para tal foi traçada uma recta de comprimento conhecido paralela ao eixo principal da dendrite, passando pelos braços, conforme mostra a figura 19.

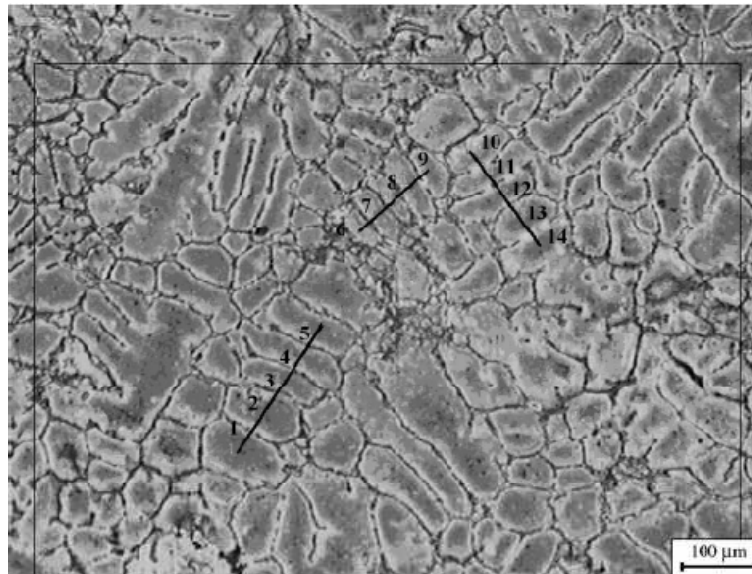


Figura 19: Método utilizado para medir o espaçamento interdendrítico secundário [12].

O quociente entre o tamanho da recta traçada (em μm) pelo número de vezes que a estrutura cruza esta linha resulta no valor do SDAS. Foram medidas dez dendrites e utilizada a média aritmética de cinco medidas para cada dendrite.

O SDAS varia entre um mínimo de $8 \mu\text{m}$ na zona da base, microestruturas designadas por o e p, e um valor máximo de $31 \mu\text{m}$ na zona do veio, microestrutura designada por h.

Teoricamente era esperado que as secções com massividade inferior apresentassem uma microestrutura mais fina provocada por taxas de arrefecimento mais rápidas durante a solidificação. Mas tal facto não foi verificado, uma vez que as secções mais finas da peça (alhetas) encontram-se envolvidas pela moldação de gesso, material muito isolante.

A zona da base, microestruturas e, f e de m a p apresentam a microestrutura mais fina da peça devido ao vazamento ser efectuado em contragravidade, o que significa que esta zona é a primeira a entrar em contacto com uma placa de zirconia, dissipadora de calor, o que provoca um arrefecimento rápido.

Na figura 20 é apresentada uma fotografia da macroestrutura da peça, na qual se observa uma estrutura fina na zona da base e grosseira na zona do veio; comportamento igualmente visível na análise microestrutural.



Figura 20 - Macroestrutura da liga 354.0 no estado bruto de vazamento (Keller).

Através da observação da microestrutura em bruto de vazamento são detectáveis diferentes naturezas de fases intermetálicas, tal como indicado na figura 21. Com a finalidade de caracterizar a natureza e morfologia das fases presentes e avaliar a repartição dos elementos de liga entre as diferentes fases, as amostras foram sujeitas a uma análise mais detalhada em MEV.

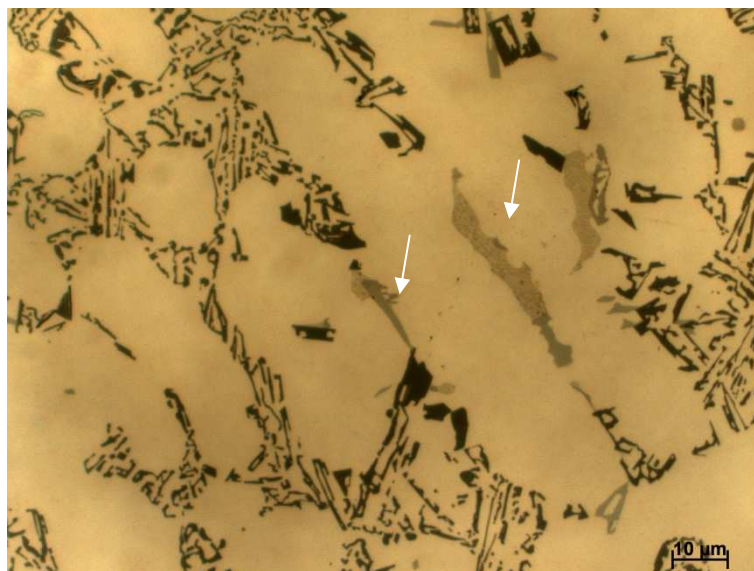


Figura 21 - Exemplo da microestrutura óptica da liga 354.0 no estado bruto de vazamento; observam-se algumas fases intermetálicas alongadas, que apresentam coloração menos intensa que os cristais eutéticos (vide indicação das setas).

A bibliografia refere que o Cu é responsável por um conjunto de fases intermetálicas neste tipo de ligas; estas apresentam a composição Al_2Cu , $Cu_2Mg_8Si_6Al_5$ e $CuMgAl_2$; envolvendo a presença de Mg são citadas as fases intermetálicas com a composição $FeMg_3Si_6Al_8$ e Mg_2Si [7,12,13].

Através da análise foi possível identificar três naturezas distintas de fases intermetálicas: uma rica em Cu (designada tipo I), outra rica em Cu e Mg (designada tipo II) com teor em Si variável e finalmente uma terceira rica em Si, Mg e Fe (designada tipo III). Os resultados de algumas das análises realizadas nas amostras em bruto de vazamento, do 1º vazamento, são apresentados nas figuras de 22 a 25 e na tabela IV.

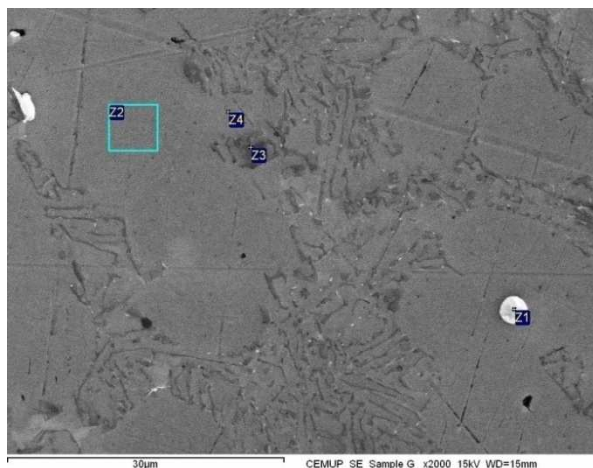


Figura 22 - Micrografia em MEV da amostra em bruto de vazamento do 1º vazamento em modo de electrões secundários; são visíveis a matriz de Al em fundo, os cristais eutéticos de Si a cinza escuro e um tipo de fase intermetálica clara (Z1).

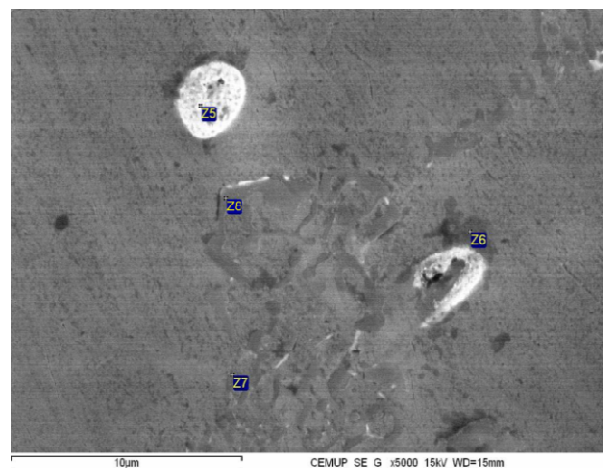


Figura 23 - Idem figura 22 com uma ampliação mais elevada; estão indicadas as zonas Zi nas quais foram realizadas microanálises: uma fase intermetálica clara (Z5), uma cinza (Z6) e o Si metálico (Z7 e Z8).

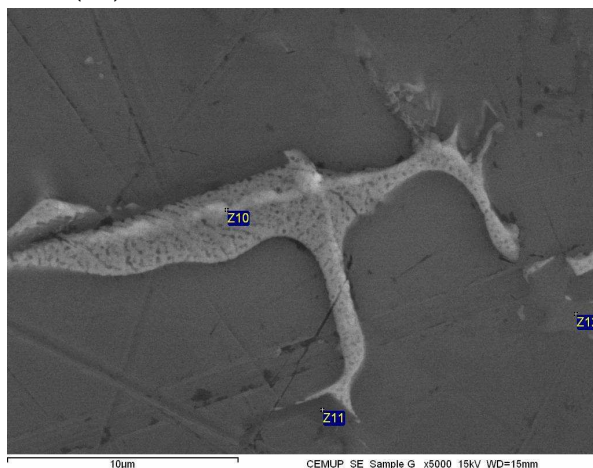


Figura 24 - Micrografia em MEV da amostra em bruto de vazamento do 1º vazamento em modo de electrões secundários; estão indicadas as zonas Zi nas quais foram realizadas microanálises.

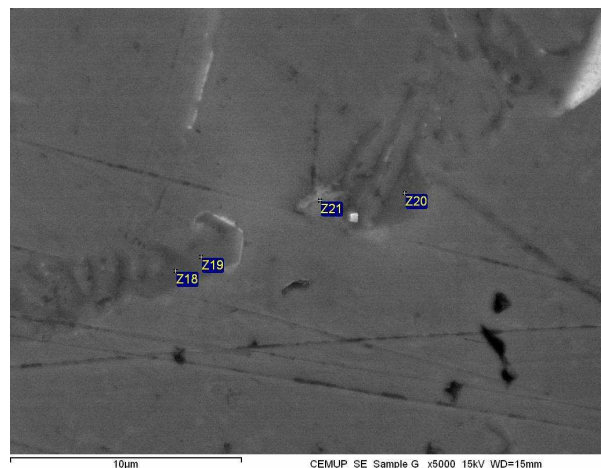


Figura 25 - Micrografia em MEV da amostra em bruto de vazamento do 1º vazamento em modo de electrões secundários; estão indicadas as zonas Zi nas quais foram realizadas microanálises.

Tabela IV - Resultados das microanálises da amostra em bruto de vazamento (1º vazamento).

Ref. ^a	Local analisado	Al	Si	Cu	Mg	Fe
		(% ponderal)				
Z2	Matriz	98,10	1,79	0,23	0,04	0
Z4		85,90	12,70	1,27	0,24	0
Z3	Si	77,33	20,61	1,75	0,26	0,05
Z7		58,12	40,39	1,45	0,12	0
Z8		42,56	54,36	2,66	0,23	0,19
Z11		31,38	66,54	1,87	0,20	0,01
Z18		43,44	55,27	1,21	0,06	0,03
Z19		28,46	70,35	1,01	0,04	0,15
Z20		40,47	58,3	0,96	0,26	0
Z1	Fase intermetálica tipo I	50,53	2,60	45,51	1,11	0,24
Z5		50,88	2,56	44,62	1,63	0,31
Z10		45,22	2,14	51,02	1,52	0,10
Z6	Fase intermetálica tipo II	84,87	8,56	3,99	1,90	0,68
Z21		52,25	21,53	12,84	13,19	0,18
Z12	Fase intermetálica tipo III	54,18	24,04	0,92	12,09	8,77

Foi realizado um exame similar ao acima descrito sobre uma amostra do 2º vazamento. Os resultados obtidos estão resumidos nas figuras 26 a 29 e na tabela V e são convergentes com os que foram disponibilizados para a amostra do 1º vazamento.

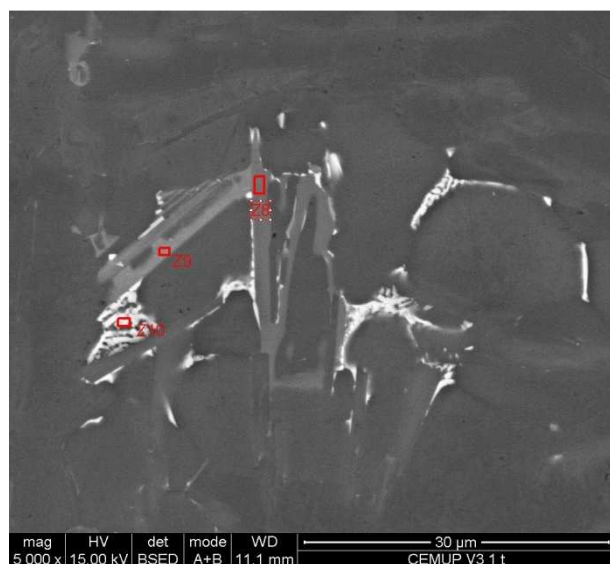


Figura 26 - Micrografia em MEV da amostra em bruto de vazamento do 2º vazamento em modo de electrões retrodifundidos; são visíveis a matriz de Al em fundo e três tipos de fases intermetálicas.

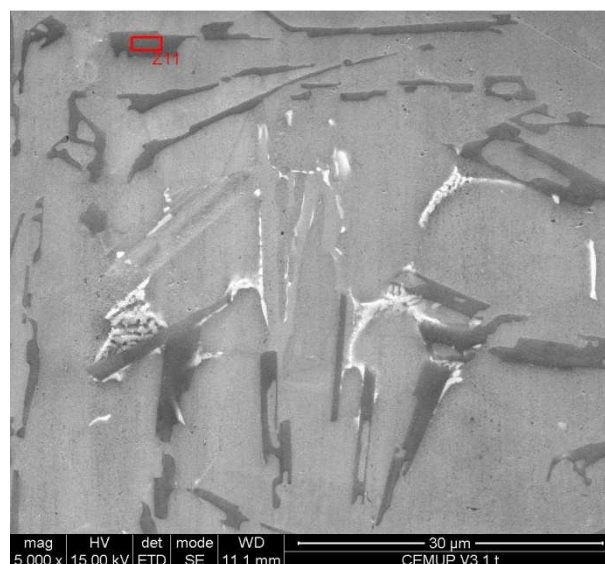


Figura 27 - Idem figura 26 em modo de electrões secundários; são visíveis a matriz de Al em fundo e o Si a cinza escuro.

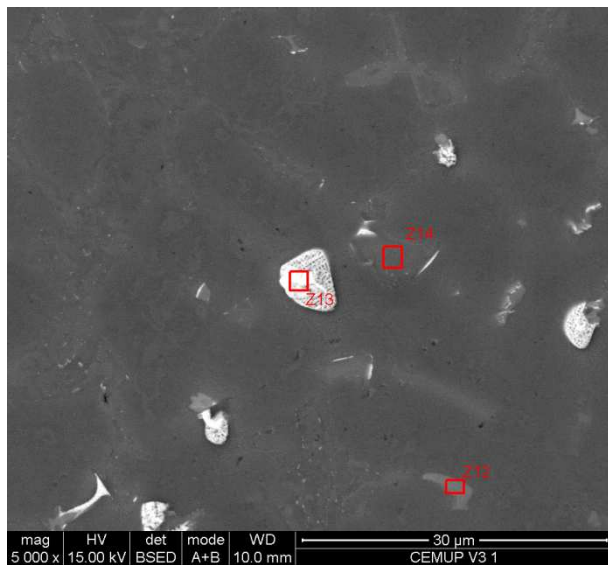


Figura 28 - Micrografia em MEV da amostra em bruto de vazamento do 2º vazamento em modo de electrões retrodifundidos; estão indicadas as zonas Zi nas quais foram realizadas microanálises.

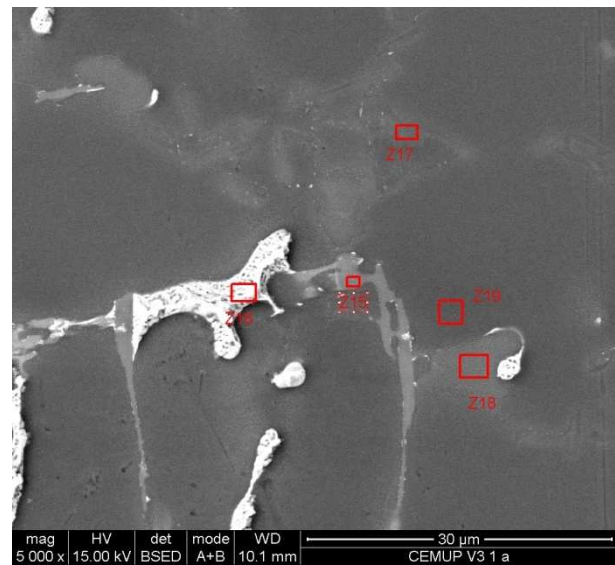


Figura 29 - Micrografia em MEV da amostra em bruto de vazamento do 2º vazamento em modo de electrões retrodifundidos; estão indicadas as zonas Zi nas quais foram realizadas microanálises.

Tabela V - Resultados das microanálises da amostra em bruto de vazamento (2º vazamento).

Ref. ^a	Local analisado	Al	Si	Cu	Mg	Fe
		(% ponderal)				
Z18	Matriz	92,21	0,88	5,99	0,61	0,3
Z19		97,22	1,68	0,4	0,69	0
Z11	Si	9,67	88,22	1,41	0,25	0,45
Z14		24,04	73,3	1,84	0,17	0,64
Z17		57,86	39,82	1,49	0,48	0,35
Z10	Fase intermetálica tipo I	49,48	5,93	41,89	1,74	0,96
Z13		44,82	2,12	48,66	0,84	3,57
Z16		24,17	2,44	71,71	1,19	0,49
Z9	Fase intermetálica tipo II	28,64	26	17,87	26,86	0,63
Z8	Fase intermetálica tipo III	54,01	22,12	2,44	13,4	8,04
Z12		59,69	18,77	3,2	11,71	6,63
Z15		47,57	26,3	2,96	15,81	7,36

As microanálises realizadas à matriz metálica (são exemplos a zona Z2 na figura 22 e a zona Z19 na figura 29) mostraram que a matriz é composta essencialmente por Al, com um baixo teor em Si (da ordem de 2%, teor compatível com o limite de solubilidade do Si no Al em ligas binárias, que corresponde a 1,65% a 577°C), Cu (0,4%) e Mg (0,7%).

No entanto, em algumas microanálises, foram detectados valores invulgares em Si da ordem dos 10% (é exemplo a zona Z4 apresentada na figura 22). Esta amostra foi analisada em pormenor, em MEV, tendo revelado a ampliações elevadas, de 20 000X, que na matriz ocorre uma dispersão submicrométrica de partículas, fenómeno ilustrado na figura 30. A microanálise desta região permitiu confirmar a natureza destas partículas como sendo ricas em Si.

A análise referenciada por Z18 (figura 29) realizada na matriz mostra um teor em Cu excessivamente elevado (5,99%) para este local. Após a análise dessa região, a elevadas ampliações, verifica-se a presença de um eutético de cobre submicrométrico, tal como o ilustrado na figura 31. Este tipo de microsegregações de Cu só foi detectado adjacentermente a fases intermetálicas do tipo I.

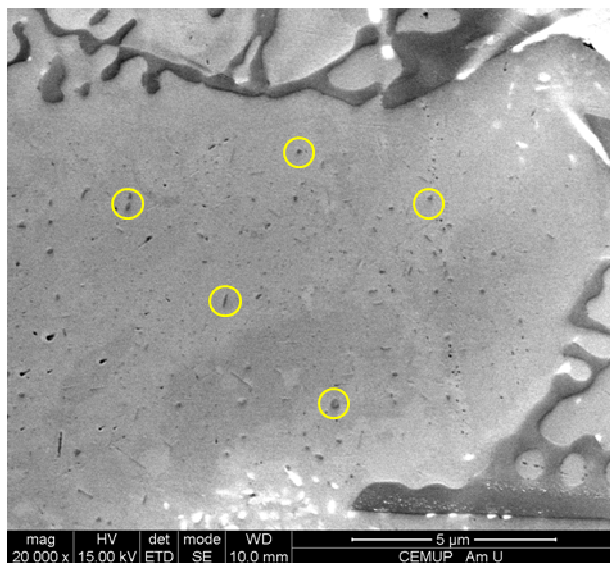


Figura 30 - Micrografia em MEV da amostra em bruto de vazamento em modo de electrões secundários; estão indicadas alguns exemplos das partículas de silício submicrométricas.

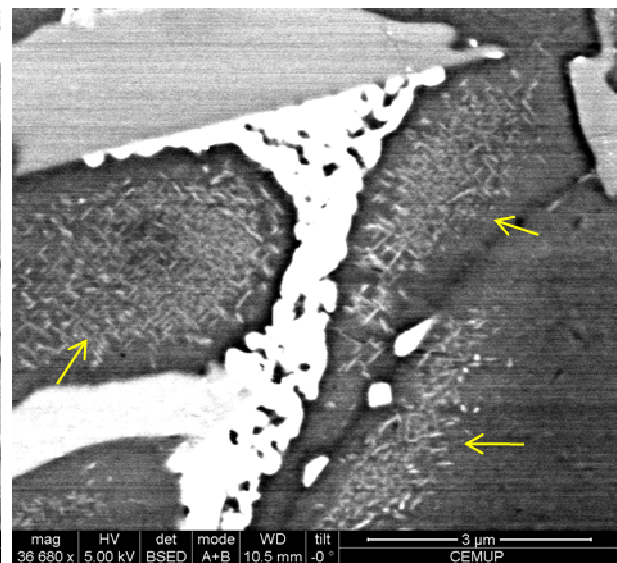


Figura 31 - Micrografia em MEV da amostra em bruto de vazamento em modo de electrões retrodifundidos; estão indicadas as microsegregações de cobre.

A microanálise aos cristais eutéticos de Si revela que estes são essencialmente compostos por Si metálico; porém os resultados apresentados nas tabelas IV e V evidenciam uma grande variação do teor de Si (entre 20 e 90 %). Esta variação é explicada pela interacção do feixe electrónico da sonda com a amostra; a informação obtida através

da microanálise depende das características locais do material e da sua vizinhança próxima (lateral e em espessura). Dado a finura das partículas de Si, é quase impossível efectuar uma microanálise ao Si sem a influência da área circundante, matriz de Al. Na figura 32 visualiza-se a área de interacção da sonda com a amostra e verifica-se como esta tem um diâmetro superior à das partículas de Si.

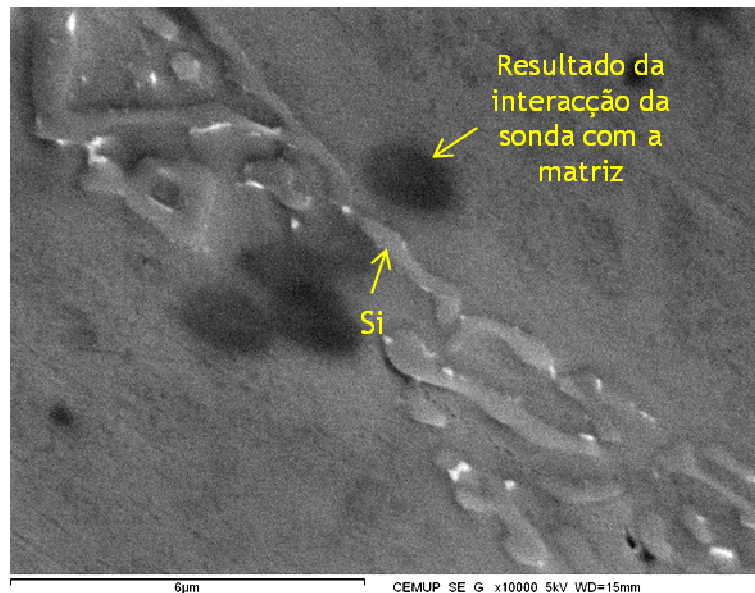


Figura 32 - Micrografia em MEV da amostra em bruto de vazamento em modo de electrões secundários; são visíveis a matriz de Al em fundo, os cristais eutéticos de Si e as zonas resultantes da interacção da sonda com a amostra.

As fases intermetálicas do tipo 1 são caracterizadas por apresentarem teores de cobre da ordem dos 50% e exibem uma cor branca em modo de electrões retrodifundidos.

As fases intermetálicas do tipo 2 são constituídas por cobre, magnésio, silício e alumínio e apresentam uma cor cinzento claro em modo de electrões retrodifundidos.

As fases intermetálicas do tipo 3 morfologicamente assemelham-se às fases intermetálicas do tipo 2; quimicamente diferenciam-se por apresentarem ferro na sua composição e valores baixos de cobre.

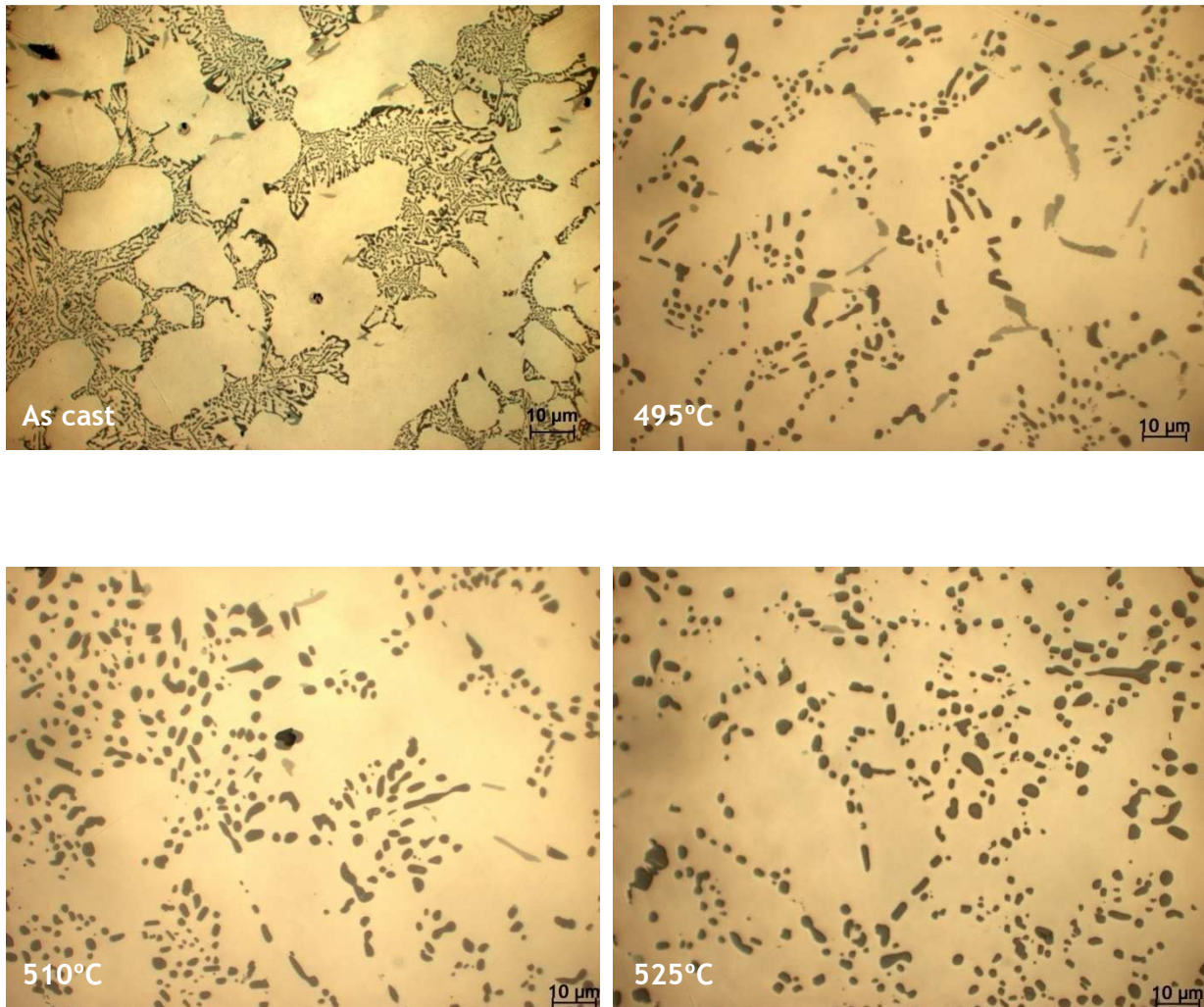
As microanálises às fases intermetálicas esclarecem que o Cu presente na liga concentra-se nas fases intermetálicas tipo I e II; o Mg por sua vez é partilhado entre as fases intermetálicas tipo II e III.

É importante que durante o tratamento térmico sejam fornecidas as condições para a dissolução destas fases.

4.2. Efeito da temperatura de solubilização

A bibliografia sugere que o tratamento de solubilização para esta liga seja realizado entre temperaturas de 525 a 535°C [5,7]. Pelo que, foi seleccionada a temperatura de 525°C para a realização do tratamento de solubilização.

Para verificar como a temperatura influencia o tratamento de solubilização foram realizados tratamentos de solubilização durante 3 horas a várias temperaturas. O tratamento de solubilização para além de promover a dissolução dos elementos de liga como referido anteriormente, provoca, como alteração microestrutural evidente, a globulização e coalescimento das partículas de Si do eutético. Os resultados deste estudo são ilustrados na figura 33.



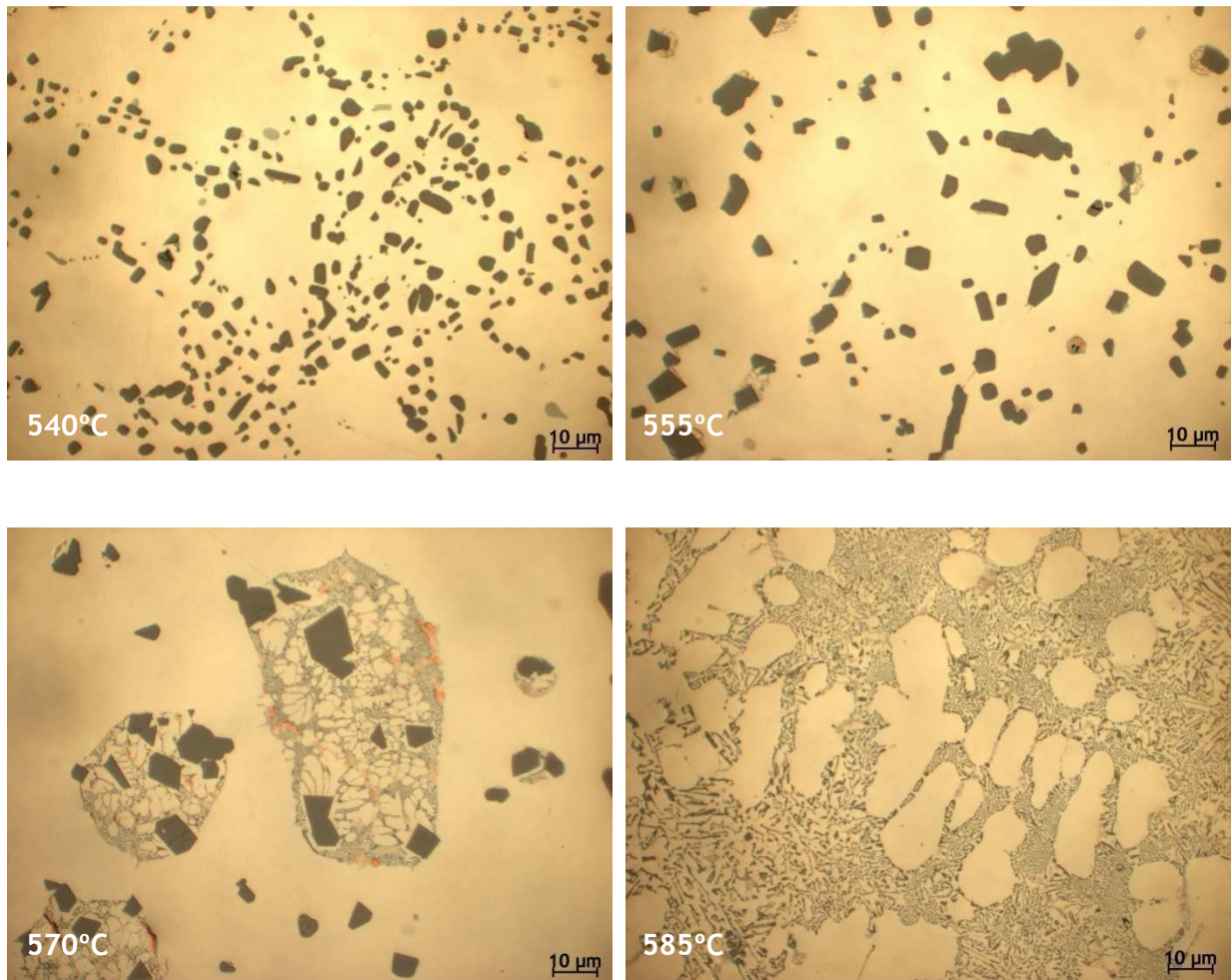


Figura 33 - Exemplos da microestrutura óptica da liga 354.0 após tratamento de solubilização durante 3 horas com temperatura variável.

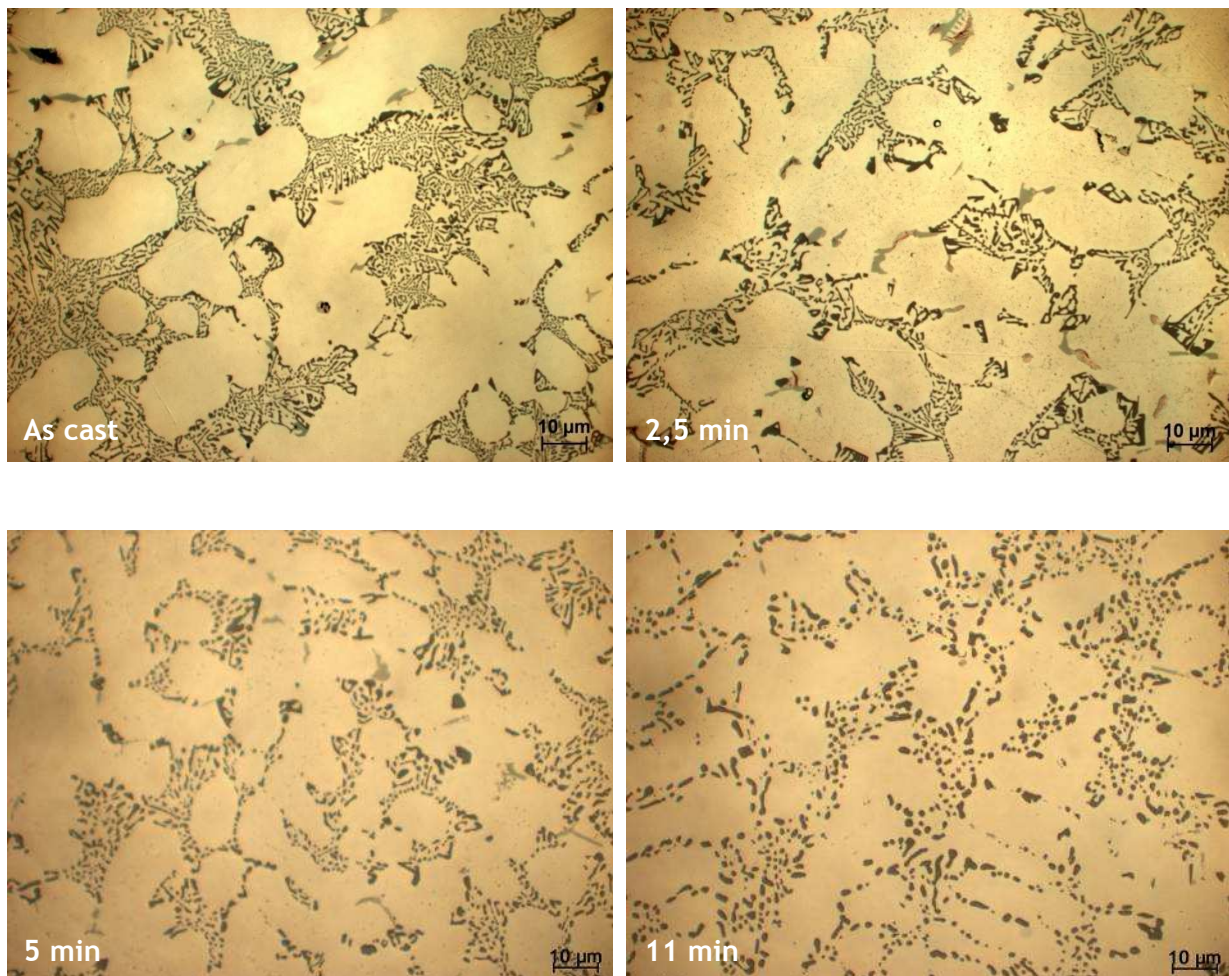
Não se visualizam alterações significativas entre as micrografias resultantes dos tratamentos de 495°C a 540°C, o que significa que do ponto de vista metalográfico qualquer temperatura nesta gama poderia ser seleccionada para o tratamento de solubilização.

Como referido anteriormente, a temperatura é um factor fundamental no processo de dissolução dos elementos de liga uma vez que com o aumento da temperatura de solubilização, a globulização e coalescimento das partículas de silício aumenta, a difusão é acelerada e a solubilidade dos elementos endurecedores aumenta. No entanto, o aumento excessivo da temperatura provoca coalescimento com perda da circularidade das partículas de Si, evidenciado a partir dos 555°C e, segundo a literatura, com perda de ductilidade [2,27]. A partir dos 570°C ocorre a fusão incipiente da liga.

As temperaturas mais baixas são preteridas visto ser necessário um tempo de tratamento de solubilização mais elevado para se atingirem as mesmas características, o que leva a uma diminuição de produtividade.

4.3. Efeito do tempo de solubilização

O efeito do tempo de solubilização na microestrutura da liga foi estudado através da evolução da dissolução dos elementos de liga na matriz de Al por via metalográfica e microanalítica. O tratamento de solubilização a 525°C, para além de dissolver os elementos de liga como referido anteriormente, provoca outras alterações microestruturais como a globulização e coalescimento das partículas de Si do eutético: o número de partículas eutéticas de Si vai diminuindo com o aumento do tempo da solubilização e o seu tamanho médio aumenta. Constata-se ainda uma atenuação da presença de fases intermetálicas, o que significa que algumas destas fases entram em dissolução na matriz durante o estágio. A figura 34 ilustra a evolução microestrutural da liga com o aumento do tempo da solubilização.



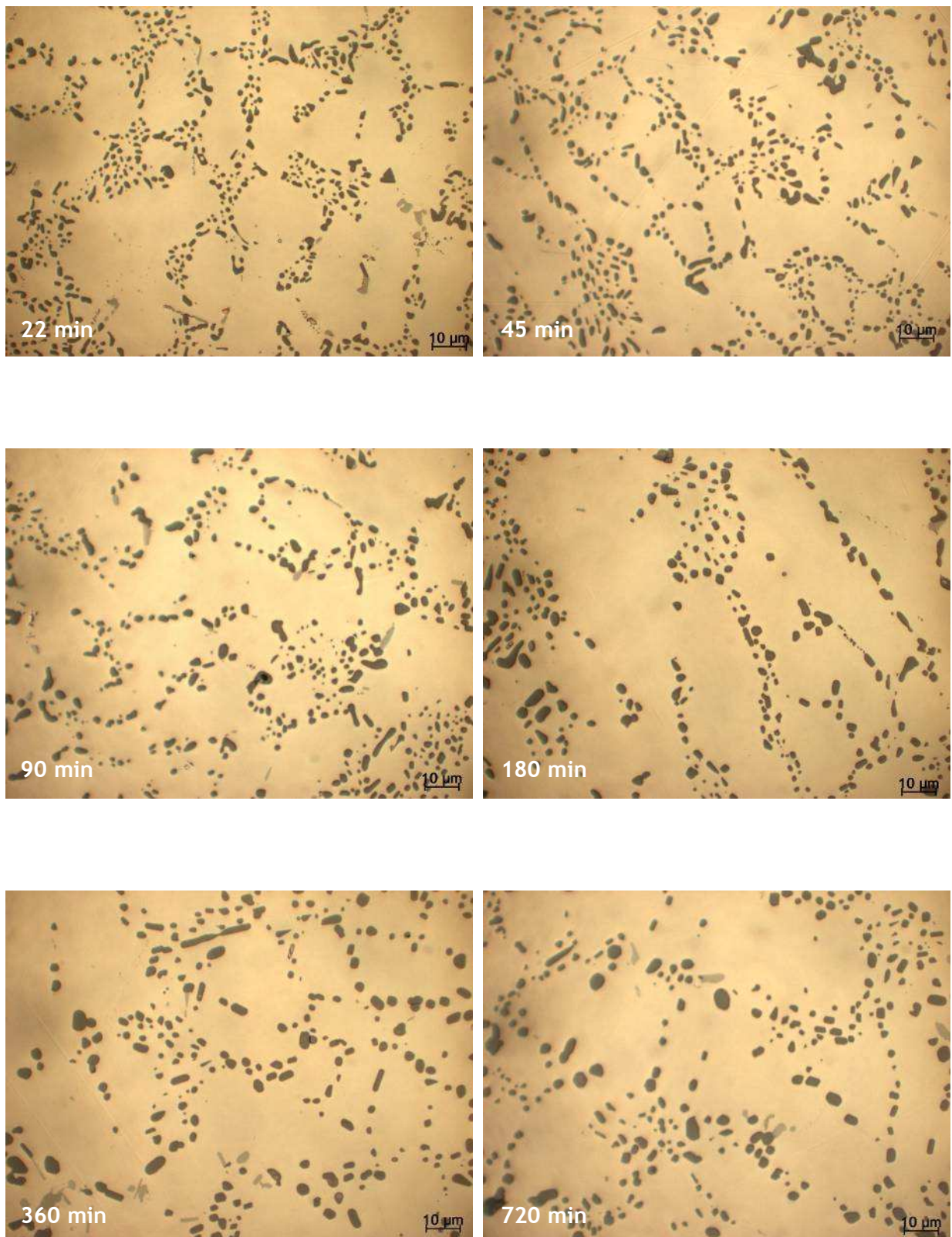


Figura 34 - Exemplos da microestrutura óptica da liga 354.0 após solubilização a 525°C com a duração indicada, mostrando a globulização e coalescimento das partículas de Si eutético.

A rápida globulização das partículas de Si constitui um indicador da eficaz modificação do eutético. Em ligas não modificadas, esta globulização é lenta e raramente fica completa, mesmo após longos estágios de solubilização [2,7].

Foi aplicado um método de análise de imagem a 50 campos diferentes com a ampliação de 1000 X por cada amostra, de forma a quantificar as alterações microestruturais observadas com o tratamento de solubilização.

A ampliação de 1000 X foi escolhida para minimizar o erro associado à segmentação das imagens, uma vez que a estrutura a analisar é muito fina. Como o programa analisa diferenças de cor, se a ampliação não for suficientemente elevada, o programa não conseguirá distinguir a separação entre as partículas aglomerando várias numa só. Na figura 35 (à esquerda) é ilustrada uma microestrutura com a ampliação de 500 X e a respectiva imagem binária segmentada pelo programa, onde é visível a aglomeração de partículas. Na figura 35 (à direita) visualiza-se a microestrutura da mesma amostra e respectiva imagem segmentada com a ampliação de 1000 X, onde não se visualizam aglomerações de partículas, o que significa que a ampliação de 1000 X reduz o erro substancialmente.

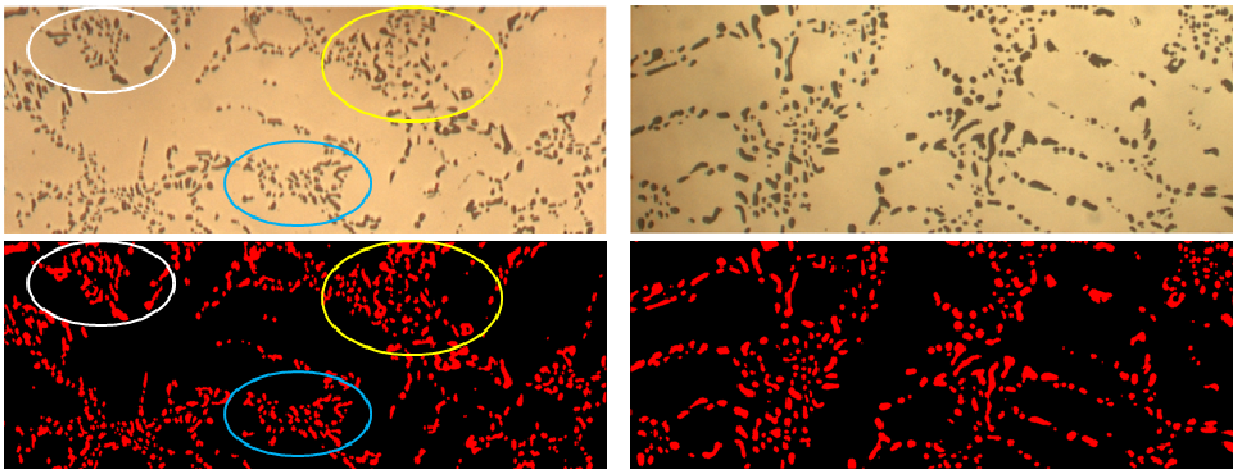


Figura 35 - Exemplo da microestrutura óptica da liga 354.0, após solubilização a 525°C com a duração de 45 minutos, e respectiva imagem segmentada pelo programa PAQI realizada com a objectiva de 50 X (à esquerda) e 100 X (à direita).

Nas figuras de 36 a 39 são apresentados os resultados dos parâmetros analisados (área de silício, número de partículas de Si por milímetro quadrado, área das partículas de silício e circularidade). A circularidade é calculada pela seguinte fórmula:

$$\frac{4 \pi \text{ área}}{\text{perímetro}^2} \leq 1$$

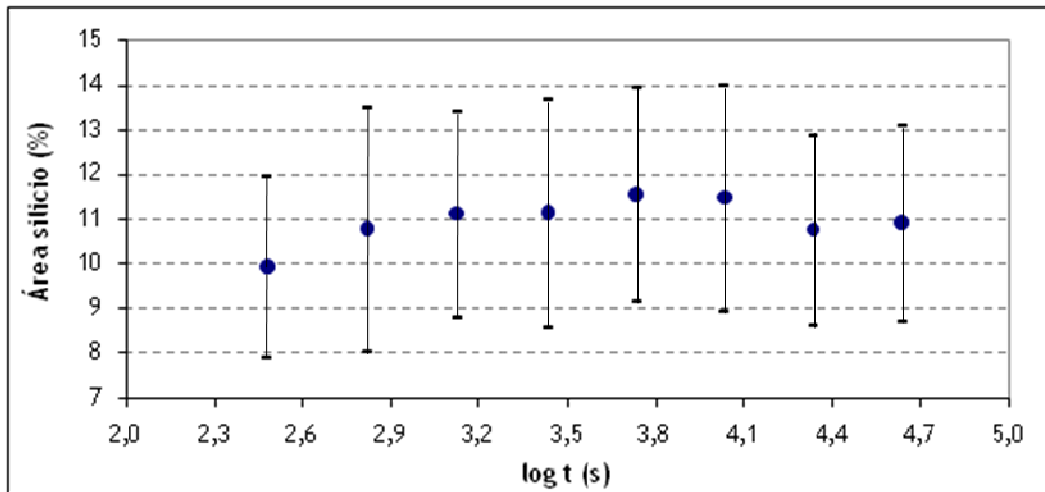


Figura 36 - Variação da área de silício com o tempo de solubilização a 525°C.

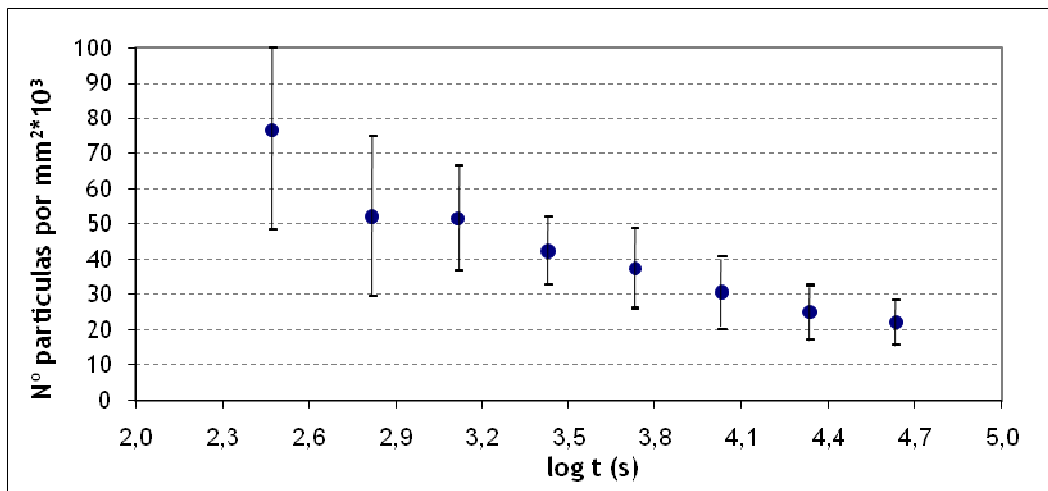


Figura 37 - Variação do número de partículas de silício por milímetro quadrado com o tempo de solubilização a 525°C.

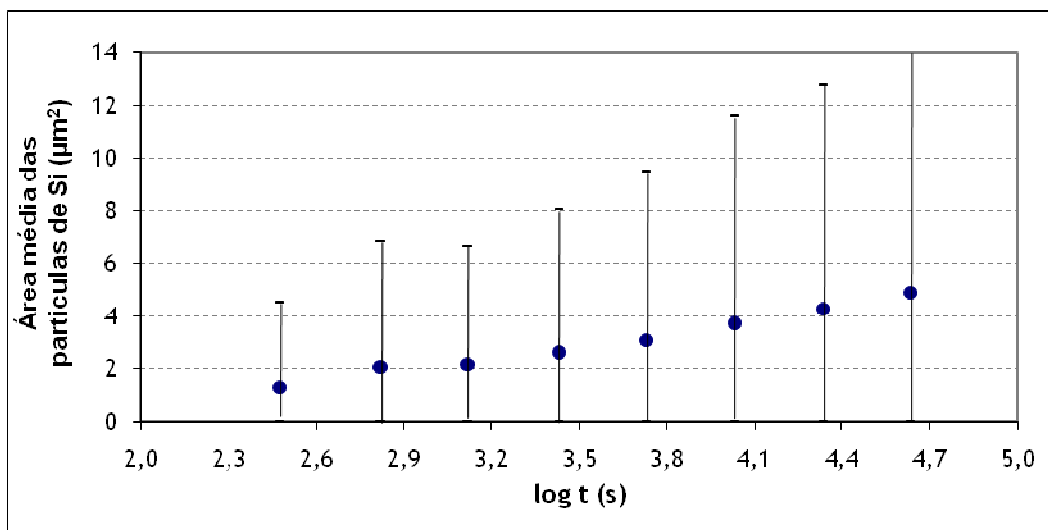


Figura 38 - Variação da área das partículas de silício com o tempo de solubilização a 525°C.

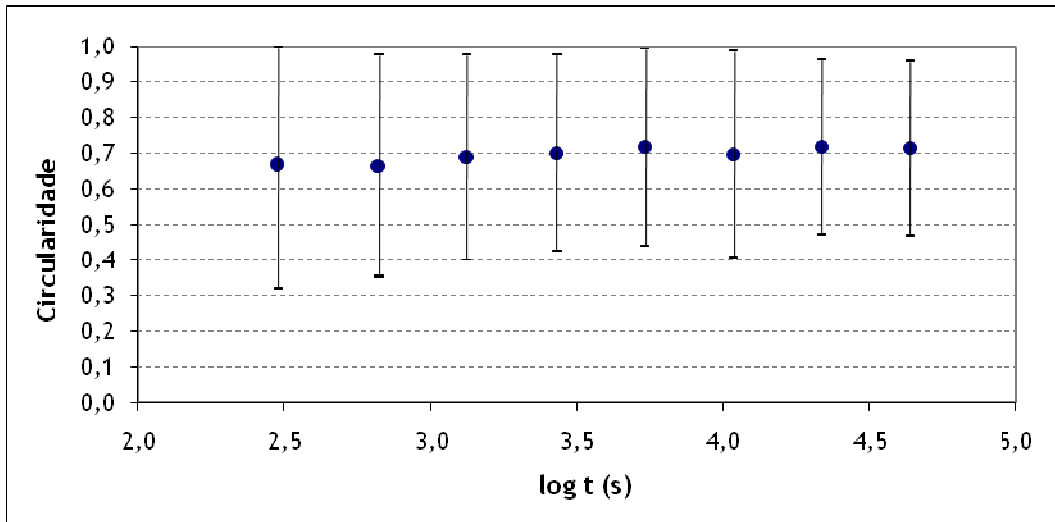


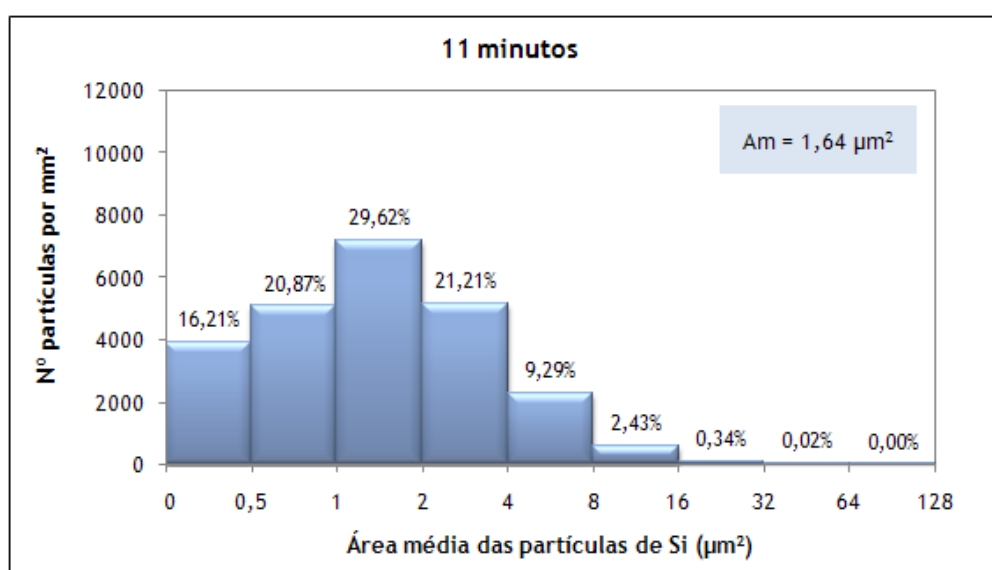
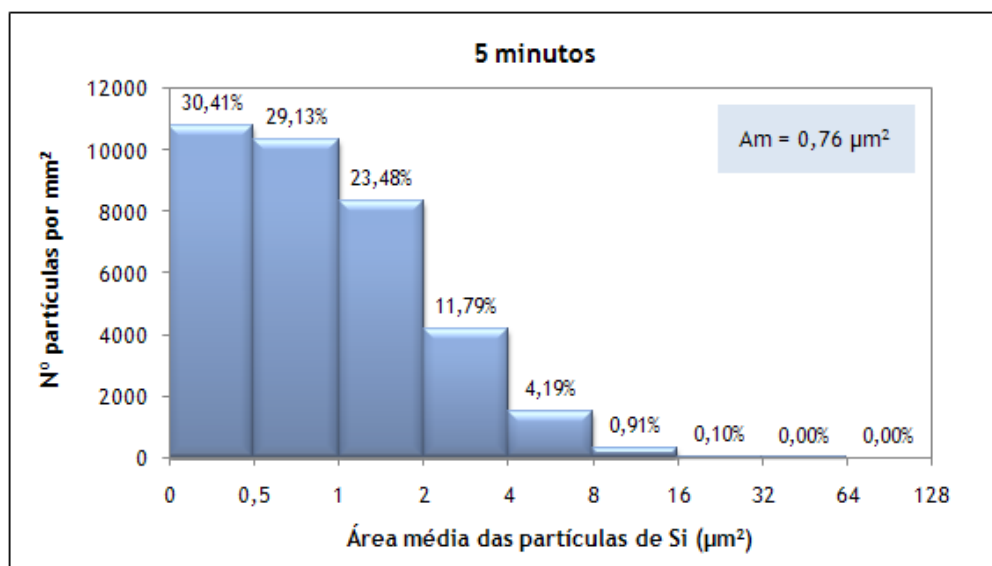
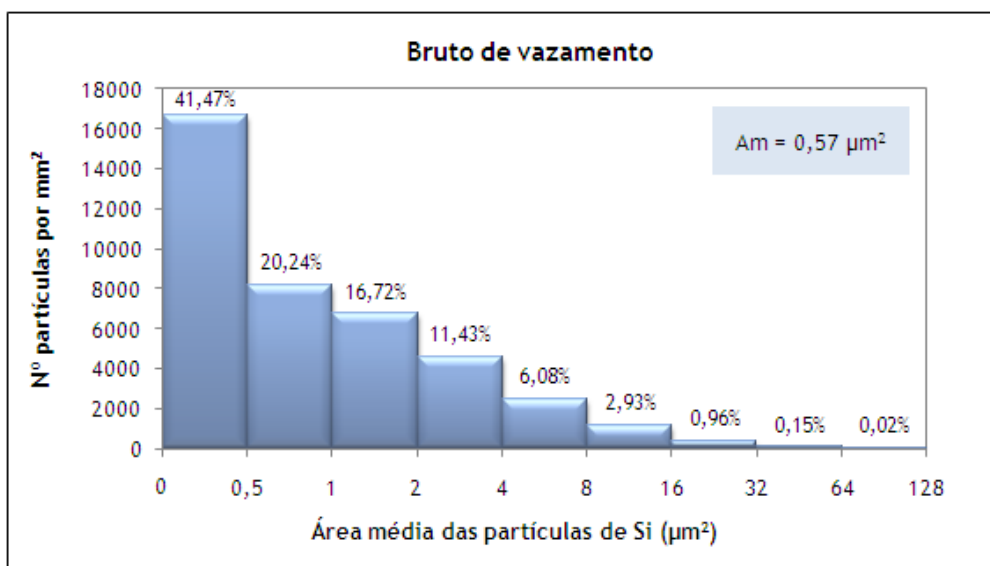
Figura 39 - Variação da circularidade das partículas de silício com o tempo de solubilização a 525°C.

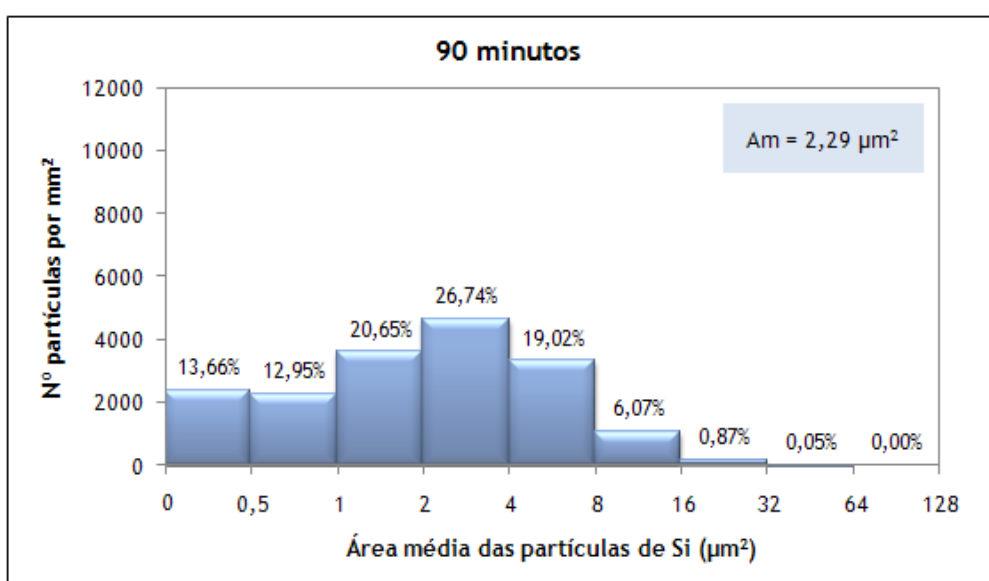
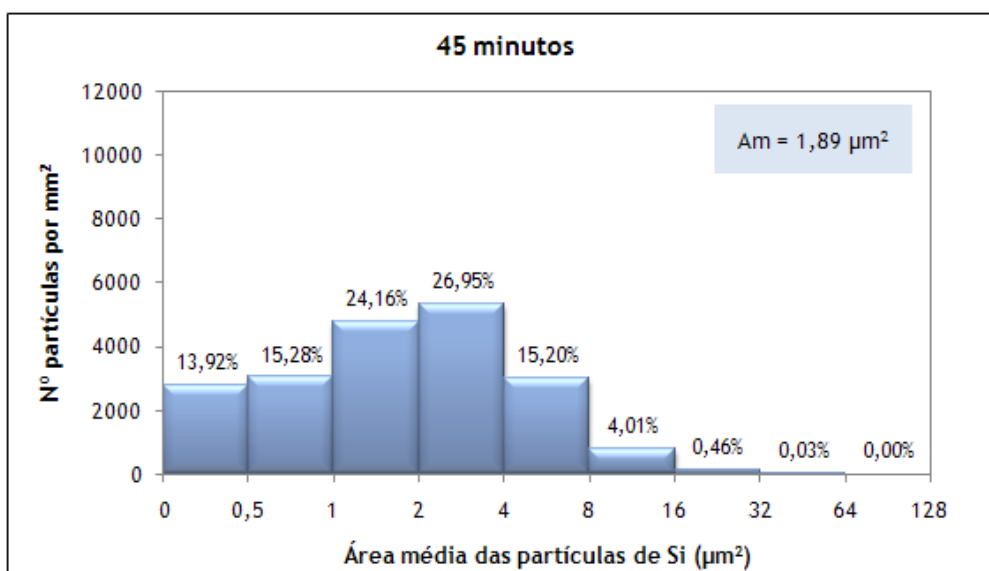
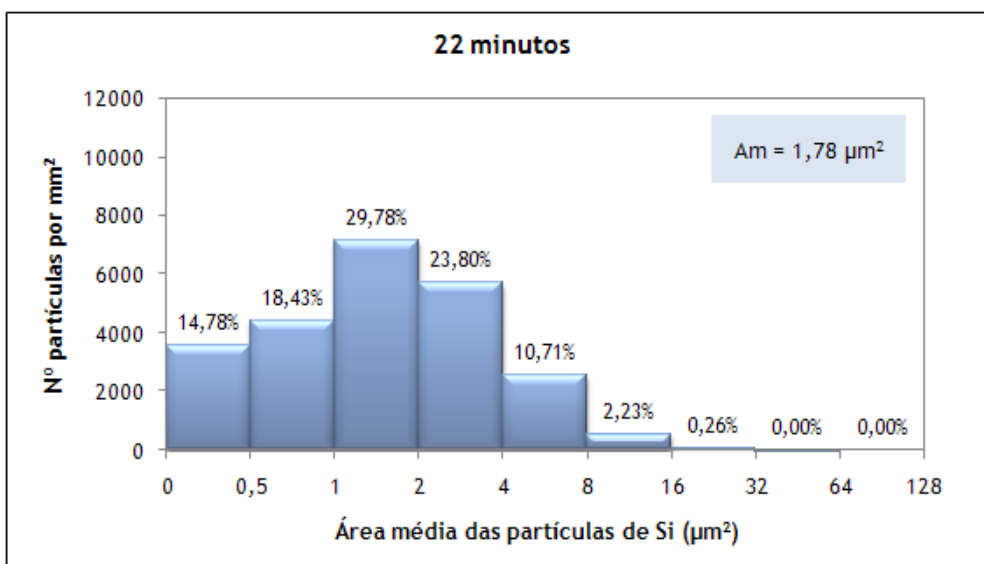
Analisando os gráficos anteriores verifica-se uma diminuição do número de partículas de silício e o aumento do tamanho destas com o aumento do tempo de solubilização, o que traduz o coalescimento das partículas de silício.

De notar que a área de silício na liga apresenta um aumento de 1% ao fim de 22 minutos (figura 36) mantendo-se constante a partir desse tempo de solubilização, o que é indicativo da ocorrência da rejeição do silício com a incorporação das fases intermetálicas na matriz de Al.

A circularidade manteve-se constante para todos os tempos de solubilização, o que confirmou a rápida evolução da globulização da estrutura em bruto de vazamento.

Os valores médios da área média das partículas de Si apresentados na figura 38 não traduzem a realidade do tamanho das partículas de Si uma vez que estas apresentam uma variação muito elevada (entre $0,1 \mu\text{m}^2$ e $128 \mu\text{m}^2$). Assim sendo é mais adequado a realização de histogramas de distribuição das partículas de silício de modo a verificar como evolui o tamanho médio das partículas de Si. Na figura 40 são apresentados os histogramas da distribuição e o valor médio (AM) calculado através das classes mais expressivas, o que corresponde a 70% do número total de partículas analisadas por milímetro quadrado.





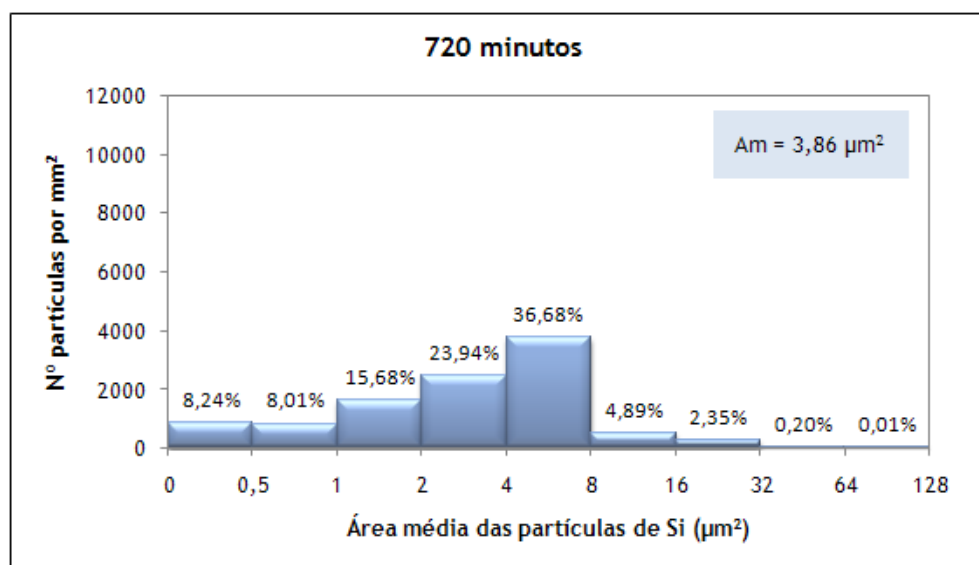
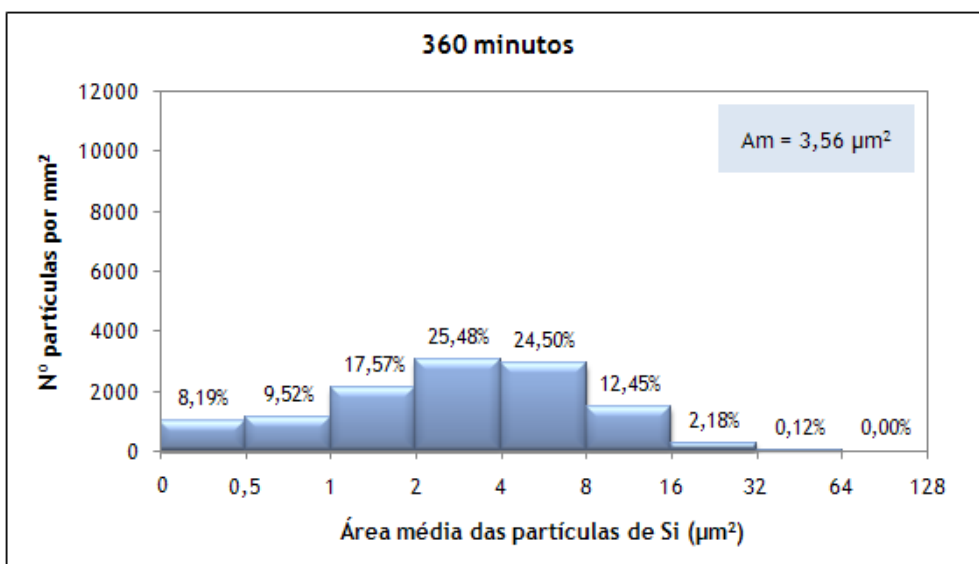
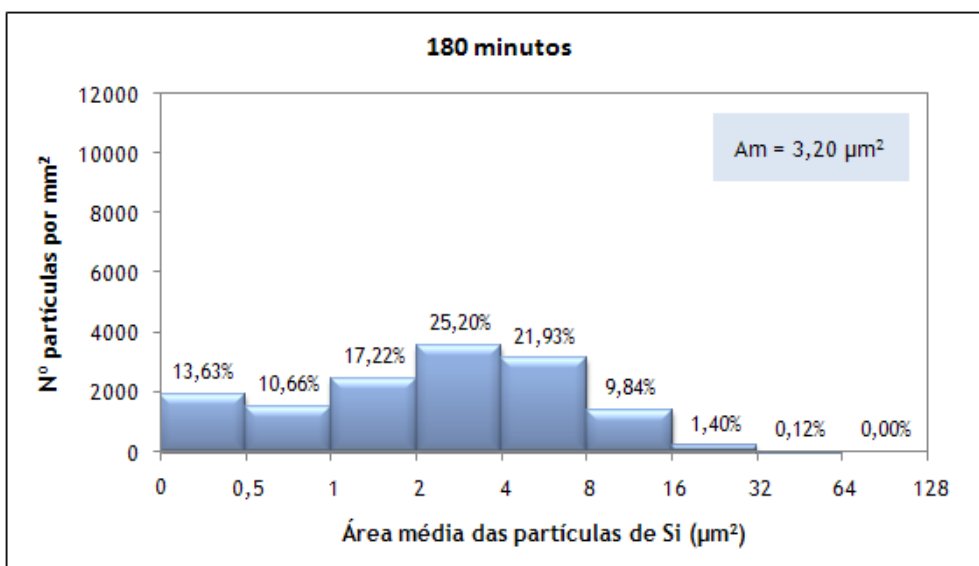


Figura 40 - Distribuição do número de partículas pela área média com a variação do tempo de solubilização.

A análise dos dados anteriores mostra que os valores médios, da área média das partículas de Si, calculados com base nas classes mais expressivas são inferiores aos determinados pelo número total de partículas, evidenciados na figura 38. Esta diferença é explicada pela análise dos histogramas, onde se verifica que a percentagem de partículas de Si com áreas superiores a $8 \mu\text{m}^2$ o que representa no máximo 10% do número total de partículas. Na figura 41 está representada a correlação entre a área média das partículas de Si calculada com base nas classes mais expressivas e a calculada pelo número total de partículas.

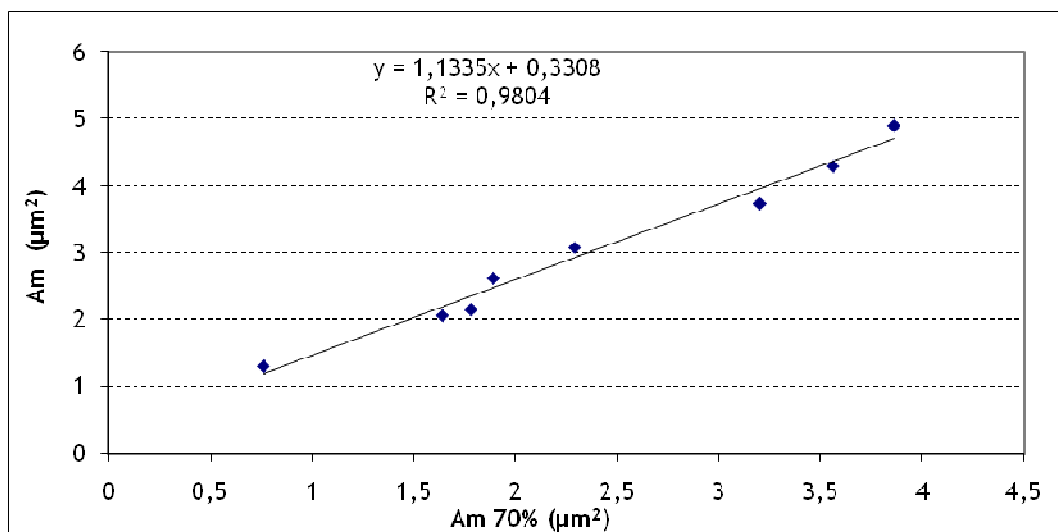


Figura 41 - Correlação entre à área média das partículas de Si calculada com base nas classes mais expressivas dos histogramas (Am 70%) e pelo número total de partículas (Am).

A partir do gráfico anterior verifica-se que existe uma correlação positiva entre a área média das partículas calculadas pelas duas fórmulas. O que significa que a área média calculada com a totalidade das partículas não traduz a realidade da frequência dos tamanhos das partículas; no entanto é um indicador da evolução do tamanho das partículas com o tratamento de solubilização.

Após 5 minutos do tratamento de solubilização verifica-se uma redução de 12% do número de partículas e um aumento de 25% no tamanho médio das partículas em relação ao estado de bruto de vazamento.

Na figura 42 é representada a correlação entre a área média das partículas de Si e o tempo do tratamento de solubilização. Através dos histogramas apresentados e do gráfico ilustrado na figura 42 constata-se a redução do número de partículas de Si e o aumento do tamanho médio das mesmas com a solubilização, o que é representativo do rápido e contínuo coalescimento das partículas de Si.

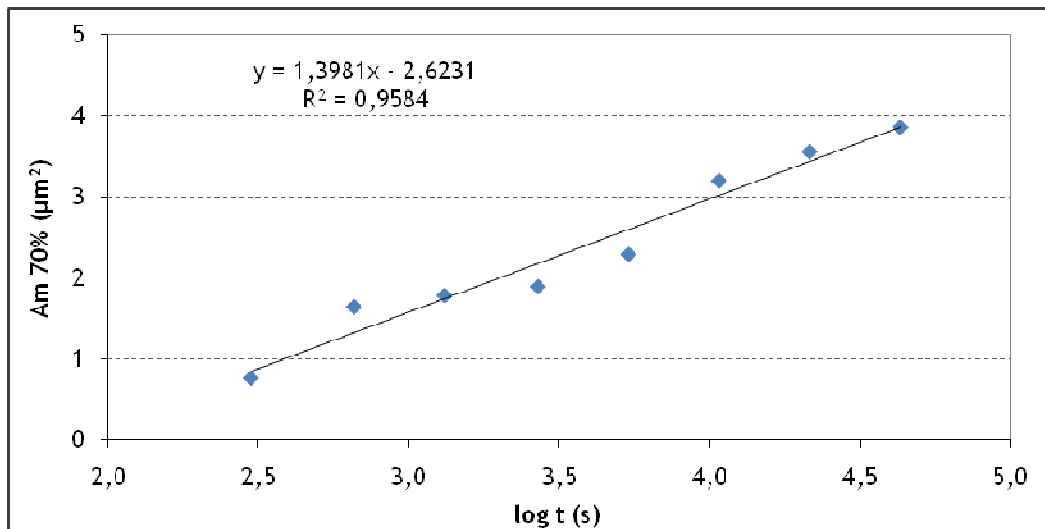


Figura 42 - Correlação entre a área média das partículas de Si e o tempo do tratamento de solubilização.

Como evidenciado anteriormente, existem diferenças significativas na finura da microestrutura, em bruto de vazamento, resultantes das condições de solidificação. Como tal, foi aplicado o método de análise de imagem às amostras nas secções com diferentes massividades de modo a verificar como evolui o tratamento de solubilização. Foram efectuadas análises a 50 campos diferentes com a ampliação de 1000 X por cada secção (base, centro e topo) da amostra, na figura 43 visualiza-se as áreas, onde foram efectuadas as análises de imagem, correspondentes as zonas denominadas por base, centro e topo.

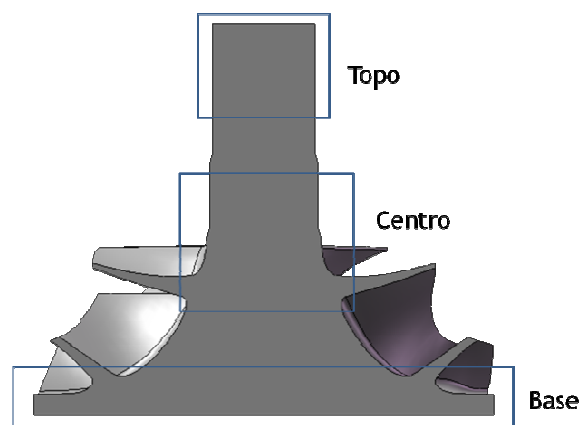


Figura 43 - Representação das áreas de análise nas secções de diferentes massividades da peça denominadas por base centro e topo.

Nas tabelas de VI a IX são apresentados os resultados dos parâmetros analisados (área de silício, número de partículas por milímetro quadrado, área das partículas de silício e à circularidade).

Tabela VI - Variação da área de silício com o tempo de solubilização e a secção da peça.

Área de silício %	Base	Centro	Topo
45 minutos	10,5 ± 0,6	10,3 ± 0,6	11,3 ± 1,5
90 minutos	10,8 ± 0,3	11,1 ± 0,4	11,3 ± 2,1
180 minutos	10,1 ± 0,4	9,7 ± 0,8	11,0 ± 1,9
720 minutos	9,9 ± 0,5	10,2 ± 0,4	11,3 ± 1,7

Tabela VII - Variação do número de partículas de silício por milímetro quadrado com o tempo de solubilização e a secção da peça.

Nº partículas por mm ² x10 ³	Base	Centro	Topo
45 minutos	23 ± 3	20 ± 2	12 ± 2
90 minutos	21 ± 2	17 ± 1	12 ± 3
180 minutos	17 ± 2	15 ± 2	11 ± 2
720 minutos	11 ± 1	11 ± 1	9 ± 1

Tabela VIII - Variação da área das partículas de silício com o tempo de solubilização e a secção da peça.

Área média das partículas de Si (µm ²)	Base	Centro	Topo
45 minutos	4,6 ± 4,2	5,0 ± 4,5	8,8 ± 8,4
90 minutos	5,2 ± 5,0	6,4 ± 6,0	9,1 ± 9,9
180 minutos	6,0 ± 5,1	6,5 ± 5,8	10,2 ± 10,1
720 minutos	9,1 ± 7,9	9,2 ± 8,2	12,8 ± 15,8

Tabela IX - Variação da circularidade das partículas de silício com o tempo de solubilização e a secção da peça.

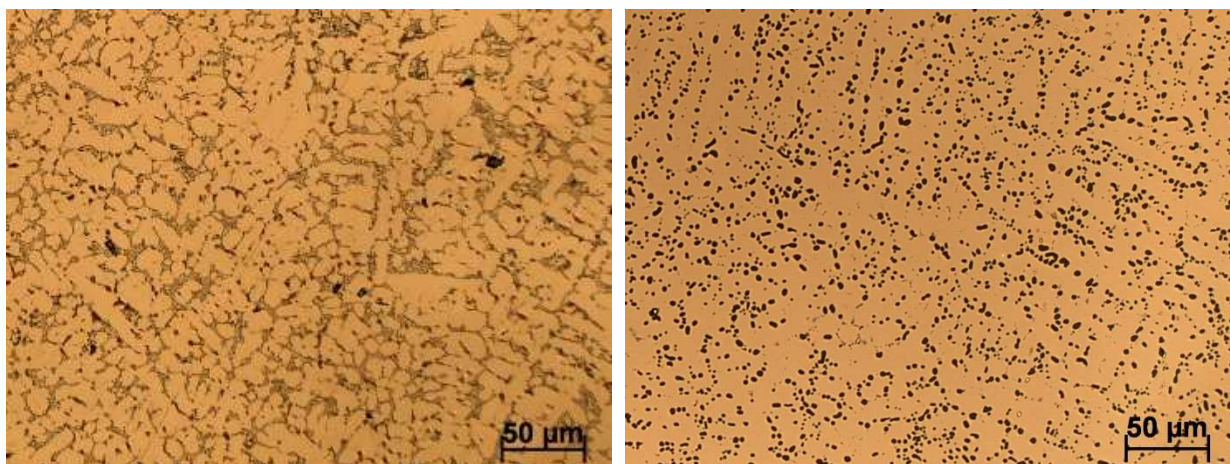
Circularidade	Base	Centro	Topo
45 minutos	0,7 ± 0,1	0,7 ± 0,1	0,6 ± 0,2
90 minutos	0,7 ± 0,1	0,7 ± 0,1	0,6 ± 0,2
180 minutos	0,8 ± 0,1	0,7 ± 0,1	0,7 ± 0,2
720 minutos	0,8 ± 0,1	0,8 ± 0,1	0,7 ± 0,2

Os resultados anteriores mostram que a área de silício manteve-se constante em toda a peça, no entanto as partículas de silício encontram-se em maior número e com menores dimensões na zona da base, em comparação com a zona do veio da peça (zona central e topo). Este efeito é reflexo das diferenças de finura da microestrutura apresentadas no estado de bruto de vazamento (vide figura 18). O que significa que o tratamento de solubilização não foi suficiente para uniformizar a estrutura.

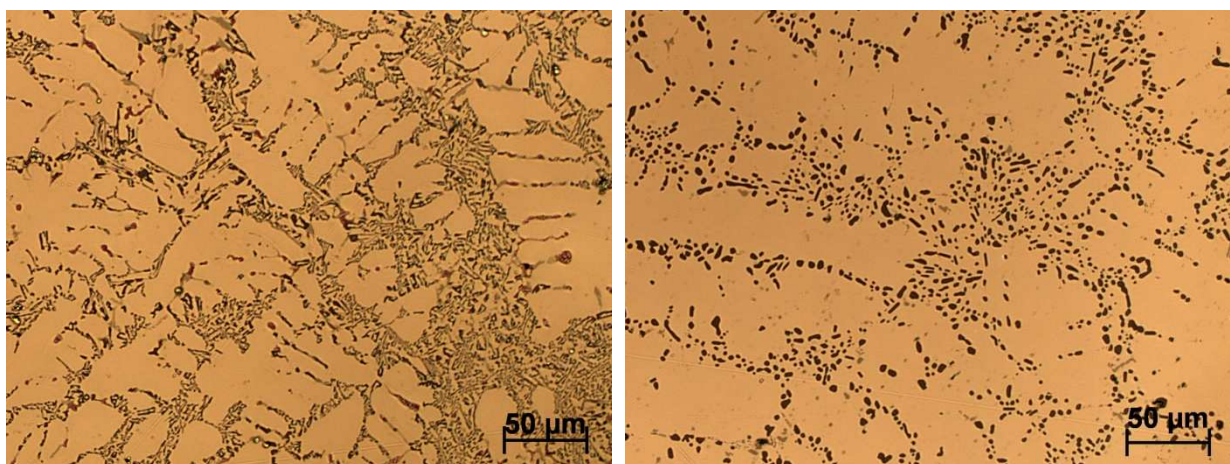
A circularidade é menor na zona do topo local onde as partículas de Si eram muito grosseiras e aciculares, no estado de bruto de vazamento, daí o tratamento de solubilização não promover uma globulização tão eficaz, como se observa na figura 44.

Na figura 44 estão apresentadas as microestruturas nas zonas identificadas por base, centro e topo no estado de bruto de vazamento (na coluna da esquerda) e solubilizadas durante 180 minutos a temperatura de 525°C (à direita).

Base



Centro



Topo

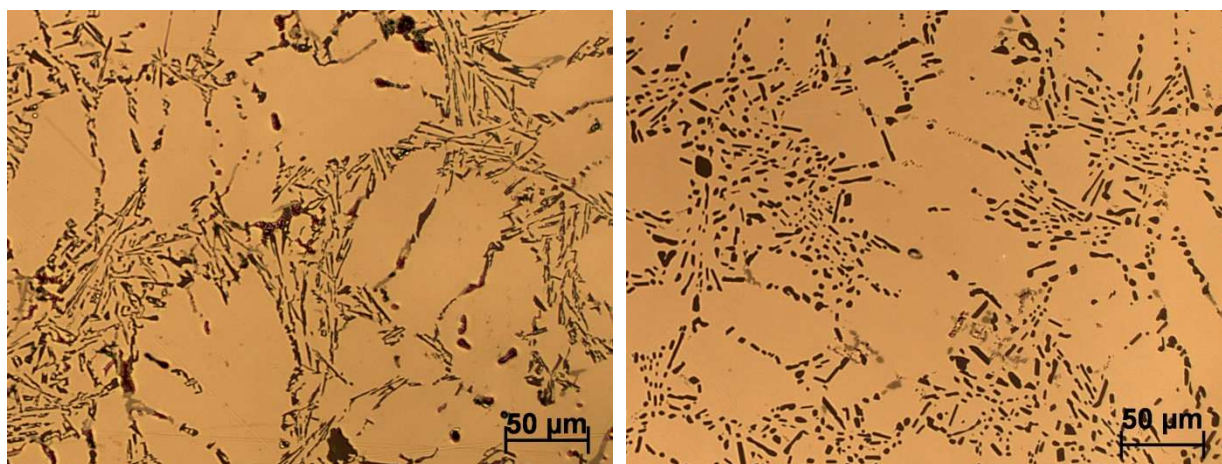


Figura 44 - Microestruturas das zonas identificadas por base, centro e topo no estado de bruto de vazamento (na coluna da esquerda) e solubilizadas durante 180 minutos a temperatura de 525°C (na coluna da direita).

4.3.1. Efeito do tempo de solubilização na dissolução das fases intermetálicas

De forma a avaliar a composição química das dendrites de Al proeutético das amostras solubilizadas com diferentes tempos a 525°C estas foram sujeitas a microanálise por raios X. Os resultados da microanálise mostraram que a sua composição quantitativa se vai alterar, enriquecendo em Cu e Mg e empobrecendo em Si durante o processo de solubilização. No estado bruto de vazamento, as dendrites de Al apresentavam a composição química descrita na tabela X.

Tabela X - Composição química (média de 18 microanálises) das dendrites de Al proeutético no estado bruto de vazamento (teor ponderal médio \pm intervalo de confiança a 95%).

Si	Cu	Mg
1,60 \pm 0,05	0,45 \pm 0,12	0,09 \pm 0,03

Neste estado a liga apresenta um baixo potencial de endurecimento por tratamento térmico. O Cu, com um teor de 0,45% nas dendrites, poderia desenvolver algum endurecimento por formação de precipitados de transição antecedendo a formação de CuAl₂; porém, o teor em Mg das dendrites é residual (0,09% com uma forte dispersão) e, como referido atrás, na ausência de Mg a precipitação de CuAl₂ é muito lenta. A lentidão

da precipitação do CuAl_2 pode explicar-se pelo baixo valor da difusividade do Cu no Al, que é muito inferior ao do Si e do Mg.

A evolução da composição química das dendrites de Al em função da duração da solubilização pode apreciar-se na figura 45.

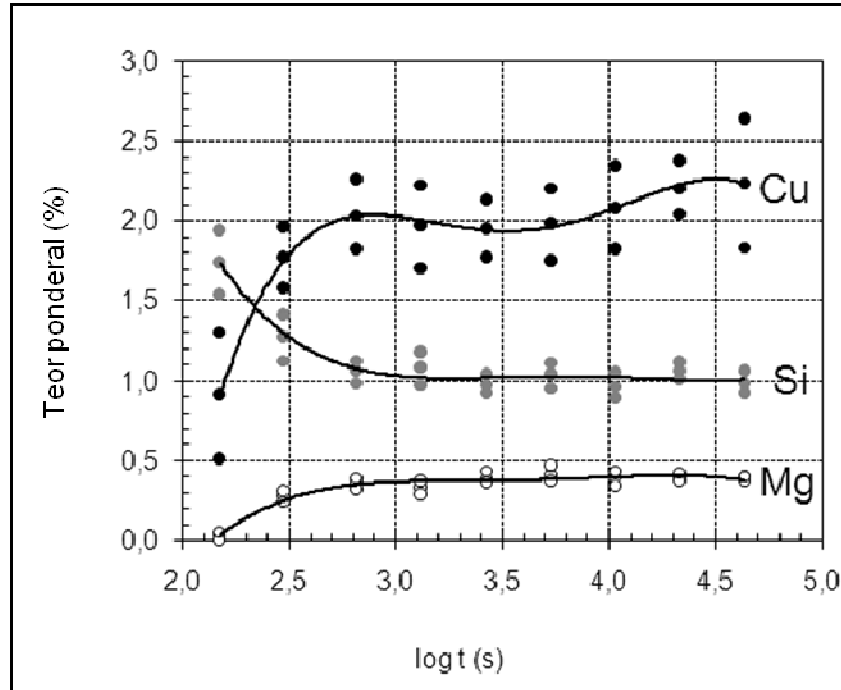


Figura 45 - Valores ponderais médios e intervalos de confiança a 95% dos resultados das microanálises (cerca de 20) do Si (círculos cinza), Cu (círculos negros) e Mg (círculos brancos) nas dendrites de Al pró-eutético em função da duração da solubilização a 525°C.

É interessante registar que as dendrites de Al no estado bruto de vazamento apresentam um teor elevado em Si ($1,60 \pm 0,05\%$), o qual decresceu constantemente durante a solubilização; a rejeição do Si coincide com a solubilização do Cu e do Mg proveniente das fases intermetálicas. A solubilização a 525°C promove a evolução da composição química das dendrites de Al para um valor mais próximo do equilíbrio, dissolvendo-se o Cu e o Mg em desfavor do Si, que é rejeitado para os cristais eutéticos.

Durante a análise das amostras verificou-se que nos tempos mais curtos de solubilização surgem partículas submicrométricas no interior das dendrites próeutéticas de Al resultantes da rejeição do Si. A evolução da rejeição de Si com o tempo de solubilização está ilustrada na figura 46.

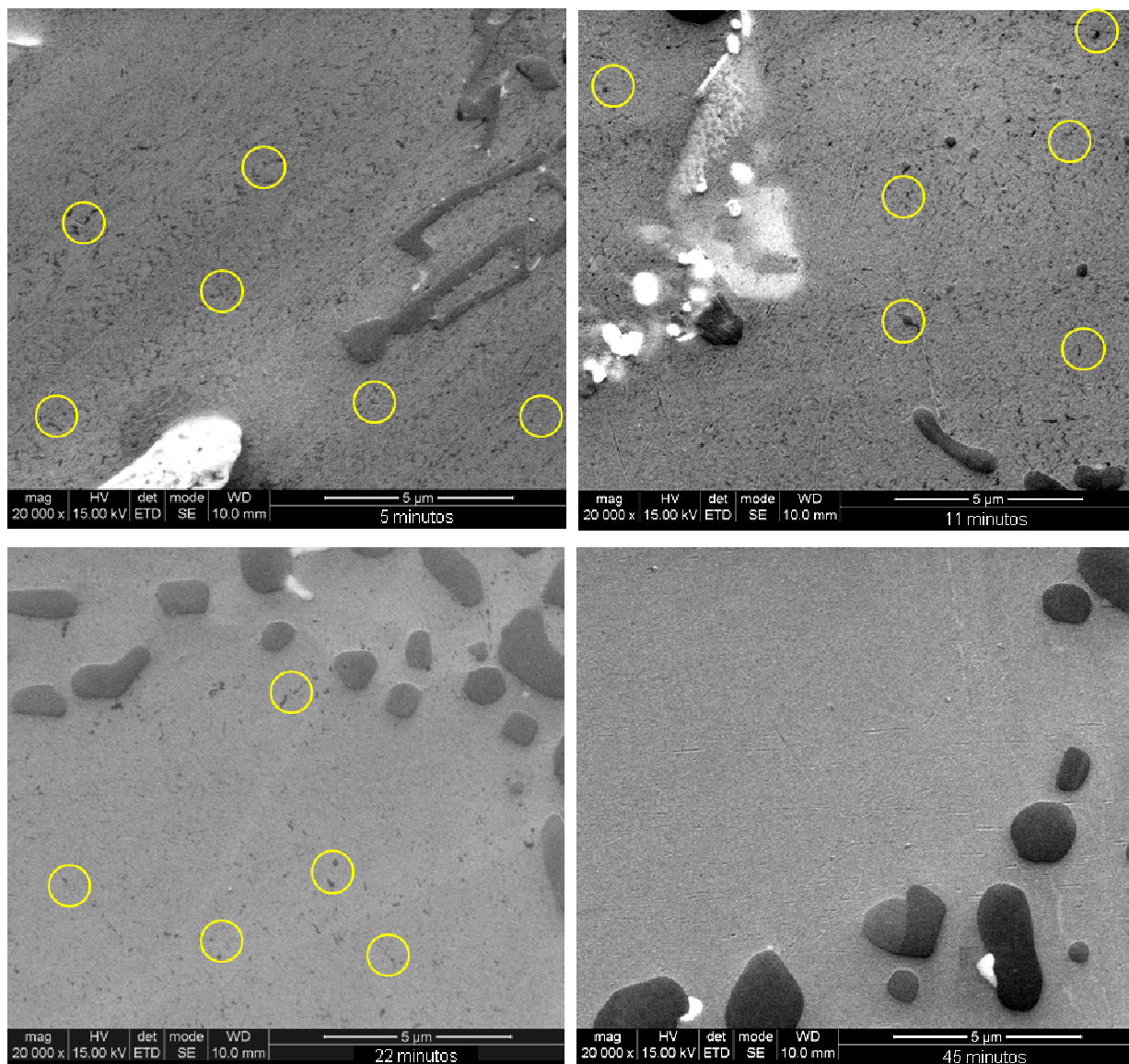


Figura 46 - Exemplos da microestrutura em MEV da liga 354.0 após solubilização a 525°C com a duração indicada, estão assinaladas exemplos das partículas submicrométricas de Si.

Constata-se que ocorre uma diminuição das partículas submicrométricas de Si com o aumento do tempo de solubilização. No entanto, após um tempo de 45 minutos as partículas submicrométricas não são detectadas, o que pode indicar o fim da rejeição de Si.

Verifica-se ainda que a dissolução do Mg nas dendrites ocorre rapidamente, estando praticamente completa (teor de 0,4%) ao fim de 45 minutos (vide figura 45); ao fim do mesmo tempo de solubilização, o Si atinge também o valor mínimo nas dendrites de Al (cerca de 1,0%, que corresponderá ao limite de solubilidade na presença de Mg e Cu). Este comportamento do Mg e do Si está em concordância com os resultados de Pedersen e Arnberg [23] que referem, com base em resultados de ensaios mecânicos, que ao fim de 60

minutos ocorre saturação em Mg e Si na matriz de uma liga AlSiMg; estes autores apenas ensaiaram durações de solubilização de 60, 240 e 1440 minutos, ignorando-se o resultado que teriam obtido se tivessem encurtado a duração da solubilização para 45 minutos.

O comportamento do Cu é menos claro que o do Si e Mg. Para durações de solubilização entre 5 e 11 minutos a 525°C o teor em Cu cresce rapidamente, de 0,45% no estado bruto de vazamento, para 2%. Para durações de solubilização entre 11 minutos e 1,5 horas o teor em Cu mantém-se estável em 2%. A partir de 3 horas de solubilização o teor em Cu volta a crescer, atingindo 2,2% ao fim de 12 horas. O aumento da dissolução do Cu a partir de 3 horas de solubilização ocorre para teores de Si e Mg praticamente constantes de 1,0 e 0,4% respectivamente. Verifica-se pois que, na presença de Mg, a dissolução do Cu nas dendrites de Al progride rapidamente, estando completada a 90% ao fim de 11 minutos; o prolongamento da duração da solubilização até 12 horas aumenta esta dissolução, mas a uma taxa atenuada relativamente à que ocorre na etapa inicial, até 11 minutos de duração.

Globalmente e com base nos resultados da microanálise podemos então preconizar para o tratamento de solubilização da liga a 525°C uma duração de 45 minutos

4.3.2. Efeito do tempo de solubilização na dureza da liga

Após uma solubilização de 5 minutos as amostras apresentaram um valor de dureza entre 130 e 135HV / 153,2N, mantendo-se este valor sem alteração até durações de solubilização de 12 horas. Verifica-se assim que a microanálise fornece resultados de mais elevada sensibilidade que a dureza para a avaliação da evolução da solubilização.

Importa clarificar que os valores de dureza permitem uma previsão da resistência mecânica do material mas não dão informação sobre a sua ductilidade, que é muito afectada pelo teor e características morfológicas dos cristais de Si das regiões eutéticas. De facto, o tratamento de endurecimento por precipitação conduz a dois comportamentos antagónicos relativamente à ductilidade: a solubilização, ao globulizar as partículas eutéticas de Si, beneficia a ductilidade; o envelhecimento, ao introduzir tensões na malha cristalina resultantes da precipitação de partículas sub-microscópicas, degrada a ductilidade. Compete ao utilizador procurar o melhor compromisso entre estes efeitos e assim maximizar as propriedades mecânicas da liga.

4.3.3. Efeito do tempo de solubilização na resistência mecânica da liga

A resistência mecânica da liga foi determinada através da análise dos resultados dos ensaios de tracção realizados no estado de bruto de vazamento, T5 (estado obtido após

envelhecimento artificial) e no estado T6 (estado obtido após tratamento de solubilização e envelhecimento artificial), nas figuras seguintes estes resultados estão apresentados.

As amostras no estado T6 solubilizadas durante 30 minutos apresentaram um valor de tensão limite de proporcionalidade a 0,2% de 320 MPa, aumentando até 350 MPa ao fim de 4 horas. Após este tempo o valor manteve-se constante até tempos de solubilização de 24 horas, como se observa na figura 47.

O máximo de tensão de ruptura foi atingido ao fim 30 minutos mantendo-se constante para tempos de solubilização superiores (figura 48).

A extensão após ruptura, que é um indicador da ductilidade da liga, aumenta moderadamente com o tempo de solubilização, como se constata na figura 49.

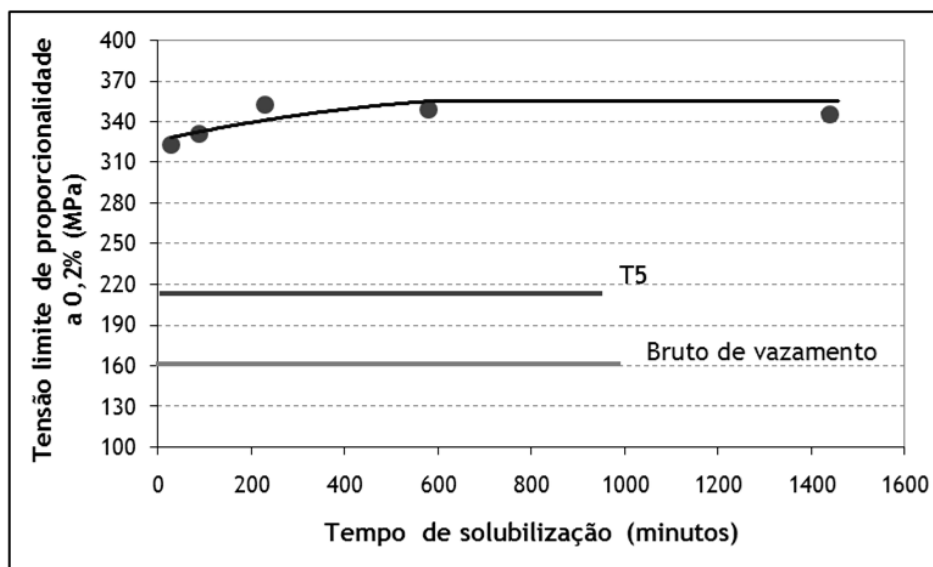


Figura 47 - Efeito do tempo de solubilização na tensão limite de proporcionalidade a 0,2%.

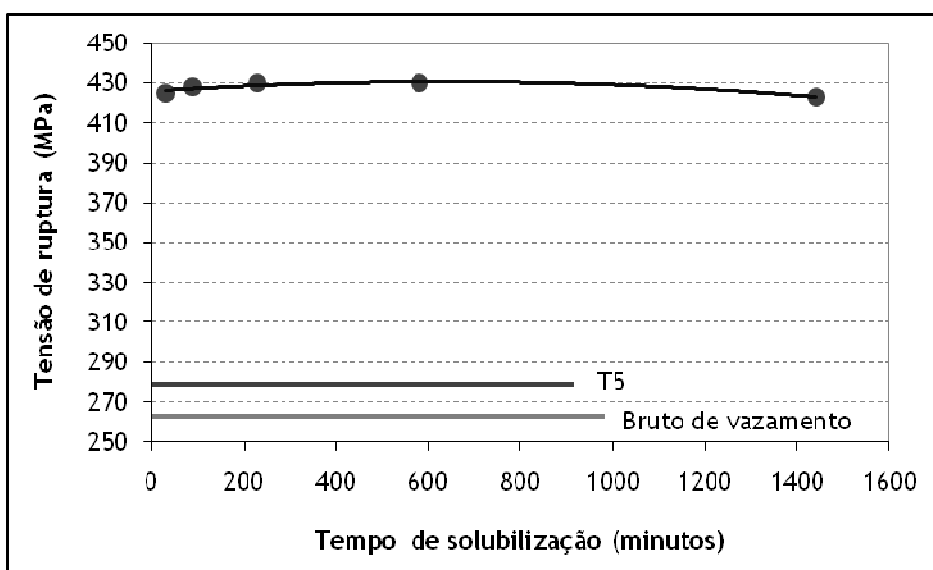


Figura 48 - Efeito do tempo de solubilização na tensão de ruptura da liga.

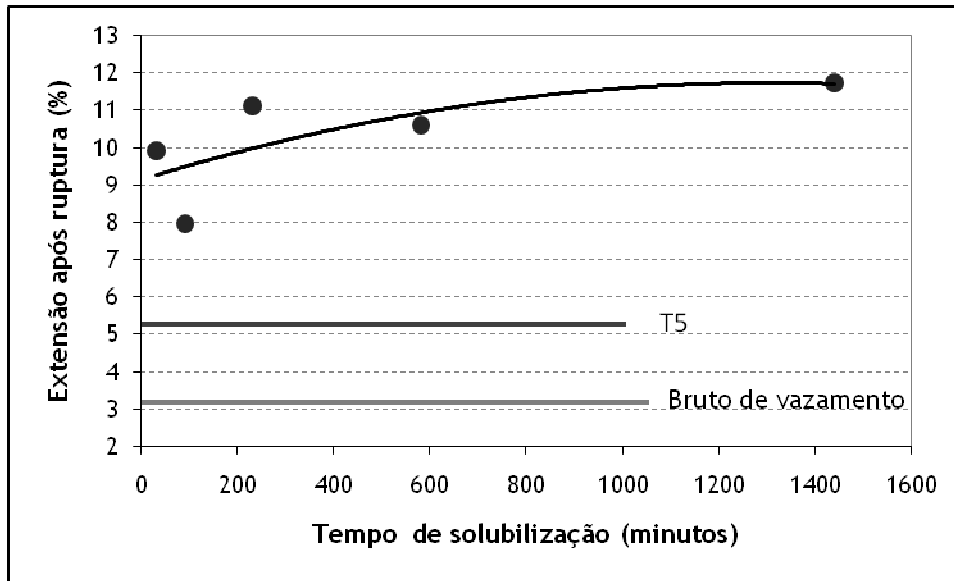


Figura 49 - Efeito do tempo de solubilização na extensão após ruptura.

Através destes resultados verifica-se que o prolongamento do tratamento de solubilização de 45 minutos (tempo determinado pela microanálise) para 4 horas melhora a resistência mecânica da liga. Constata-se que os resultados dos ensaios de tracção conduziram a indicadores relevantes para a avaliação da evolução da solubilização.

5. Conclusões

Das experiências realizadas sobre a liga 354.0 vazada em moldação de gesso em contragravidade assistida por vácuo podem ser extraídas as seguintes conclusões:

- i) a liga em bruto de vazamento apresenta uma microestrutura constituída por dendrites de solução sólida de Al separadas por Si eutético interdendrítico e apresenta 3 tipos de fases intermetálicas;
- ii) com a solubilização ocorre a rápida globulização e o coalescimento das partículas de Si;
- iii) ao fim de 45 minutos a 525°C o recozimento de solubilização está concluído do ponto de vista da microanálise;
- iv) com a solubilização o Si é rejeitado pela matriz, apresentando valores estáveis ao fim de 45 minutos a 525°C;
- v) o Mg é incorporado nas dendrites de Al e atinge valores estáveis de 0,4% ao fim de 45 minutos de solubilização a 525°C;
- vi) o Cu atinge um teor de 2,0% nas dendrites de Al ao fim de 11 minutos de solubilização a 525°C, valor que se mantém estável até 1,5 horas, crescendo depois lentamente até 12 horas para teores de 2,2%;
- vii) a microanálise por raios x constitui uma ferramenta capaz de acompanhar a dissolução dos elementos responsáveis pelo endurecimento da liga;
- viii) os valores de dureza após endurecimento por precipitação validam os resultados obtidos por microanálise;
- ix) os valores dos ensaios de tracção mostram que a resistência mecânica máxima da liga é atingida após solubilização de 4 horas a 525°C.

Referências bibliográficas

- [1] Moustafa, MA: Effect of solution heat treatment and additives on the microstructure of Al-Si (A413.1) automotive alloys, *J. Mat. Sc.*, vol. 38, 2003, pp 4507.
- [2] Kaufman, JG and Rooy, EL: Aluminum alloy castings - Properties, processes and applications, ASM International, 2004.
- [3] Zolotarevsky, VS, Belov, NA and Glazoff, MV: Casting Aluminum Alloys, Elsevier, 2007.
- [4] Moustafa, MA, Samuel, FH, Doty, HW, Valtierra, S: *Int. J. Cast Metals Res.*, 2002, vol. 14, pp 235.
- [5] Hatch, JE: Aluminum - Properties and Physical Metallurgy, ASM, 3rd edition, 1988.
- [6] Warmuzek, M: Aluminum-Silicon Casting Alloys: Atlas of Microfractographs, ASM, 2004.
- [7] Davis, JR: Aluminum and Aluminum Alloys, ASM International, 5th edition, 2002.
- [8] Dons, AL, Heiberg, G, Voje, J, Mæland, JS, Løland, JO and Prestmo, A: On the effect of additions of Cu and Mg on the ductility of AlSi foundry alloys cast with a cooling rate of approximately 3 K/s, *Mat. Sc. Eng. A*, vol. 413, 2005, pp 561.
- [9] Wang, G, Bian, X, Wang, W and Zhang, J: Influence of Cu and minor elements on solution treatment of Al-Si-Cu-Mg cast alloys, *Materials Letters*, vol. 57, 2003, pp. 4083.
- [10] Eskin, DG: Decomposition of supersaturated solid solutions in Al-Cu-Mg-Si alloys, *J. Mat. Sc.*, vol. 38, 2003, pp 279.
- [11] Reif, W, Dutkiewicz, J, Ciach, R, Yu, S and Król, J: Pre-ageing of AlSiCuMg alloys in relation to structure and mechanical properties, *Materials & Design*, vol. 18, 1997, pp.253.
- [12] Zeren, M: Effect of copper and silicon content on mechanical properties in Al-Cu-Si-Mg alloys, *J. Mat. Proc. Techn.*, vol 169, 2005, pp 292.
- [13] Wang, G, Sun, Q, Feng, L, Hui, L and Jing, C: Influence of Cu content on ageing behavior of AlSiMgCu cast alloys, *Materials and Design*, vol. 28, 2007, pp 1001.
- [14] Bonollo, F, Urban, J, Bonatto, B and Botter, M: Gravity and low pressure die casting of aluminium alloys: a technical and economical benchmark, *La metallurgia italiana*, 2005, pp 23.

- [15] Wang, QG and Davidson, CJ: Solidification and precipitation behaviour of Al-Si-Mg casting alloys, *J. Mat. Sc.*, vol. 36, 2001, pp 739.
- [16] Dhle, AK, Nogita, K, McDonald, SD, Dinnis, C and Lu, L: Eutectic modification and microstructure development in Al-Si alloys, *Mat. Sc. Eng. A*, vol. 413, 2005, pp 243.
- [17] Lopes, C e Santos H: Avaliação da evolução do tratamento de solubilização de uma liga Al-Si-Cu-Mg de fundição com recurso à microanálise por raios x, *APF*, 2007, nº 245, pp 7 a 11.
- [18] Lasa, L and Rodriguez-Ibabe, JM: Evolution of the main intermetallic phases in Al-Si-Cu-Mg casting alloys during solute on treatment, *J. Mat. Sc.*, vol. 39, 2004, pp 1343.
- [19] Shabestari, SG, Shahri, F: Influence of modification, solidification conditions and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy, *J. Mat. Sc.*, vol 39, 2004, pp 2023.
- [20] Crowell, N and Shivkumar, S: Solution treatment effects in cast Al-Si-Cu alloys, *AFS Trans.*, vol. 103, 1995, pp 721.
- [21] Li, R: Solution heat treatment of 354 and 355 cast alloys, *AFS Trans.*, vol. 26, 1996, pp 777.
- [22] Tiryakioglu, M: The effect of solution treatment and artificial aging on the work hardening characteristics of a cast Al-7%Si-0.6%Mg alloy, *Mat. Sc. Eng. A*, vol. 427, 2006, pp 154.
- [23] Pedersen, L and Arnberg L: The effect of solution heat treatment and quenching rates on mechanical properties and microstructures in AlSiMg foundry alloys, *Met Mat Trans A*, vol. 32A, 2001, pp 525.
- [24] Totten, GE and Mackenzie, DS: *Handbook of Aluminum*, Marcel Dekker, Inc., 2003.
- [25] Kang, HG, Kida, M, Miyahara, H and Ogi, K: Age-hardening characteristics of Al-Si-Cu-Base cast alloys, *AFS Trans.*, vol. 27, 1999, pp 507.
- [26] Eivani, AR, Taheri, AK: Modeling age hardening kinetics of an Al-Mg-Si-Cu aluminum alloy, *J. Mat. Proc. Techn.*, vol. 205, 2008, pp 388.
- [27] Samuel, FH: Incipient melting of $Al_5Mg_8Si_6Cu_2$ and Al_2Cu intermetallics in unmodified and strontium-modified Al-Si-Cu-Mg (319) alloys during solution heat treatment, *J. Mat. Sc.*, vol. 33, 1998, pp 2283.