



FEUP FACULDADE DE ENGENHARIA
UNIVERSIDADE DO PORTO

Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais

**Efeito dos ciclos de solubilização e
envelhecimento no comportamento da liga de
alumínio 6101**

André Miguel Pires Maia

Orientador FEUP: Prof. Doutor Luís Filipe Malheiros

Orientador Quintas & Quintas – Condutores Eléctricos, S.A.: Eng.º Tiago Santos

Porto, outubro de 2012

<i>CANDIDATO</i>	André Miguel Pires Maia	<i>Código</i>	070508043
<i>TÍTULO</i>	Efeito dos ciclos de solubilização e envelhecimento no comportamento da liga de alumínio 6101		
<i>DATA</i>	23 de outubro de 2012		
<i>LOCAL</i>	Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto - Sala F103 - 15h30		
<i>JÚRI</i>	<i>Presidente</i>	Professora Doutora Filomena Maria da Conceição Viana	DEMM/FEUP
	<i>Arguente</i>	Professora Doutora Ana Maria Pires Pinto	DEM/EEUM
	<i>Orientador</i>	Professor Doutor Luís Filipe Malheiros Freitas Ferreira	DEMM/FEUP

Agradecimentos

A realização deste trabalho só foi possível com o apoio e colaboração de um conjunto de pessoas. A todos os que participaram neste trabalho direta ou indiretamente, desejo expressar o meu agradecimento.

Ao Prof. Doutor Luís Filipe Malheiros, pela orientação ao longo do desenvolvimento da dissertação e pelos conhecimentos técnicos e científicos transmitidos.

À empresa Quintas & Quintas - Condutores Eléctricos, S.A por me ter concedido a oportunidade de realizar este estudo. Em particular, ao Eng.º Tiago Santos, pelo apoio e prestabilidade.

Ao Centro de Materiais da Universidade do Porto (CEMUP) pela ajuda na análise de imagem e pela discussão dos pormenores relativos à técnica de microanálise.

A todos os colegas e amigos que me acompanharam no meu percurso académico, por todas as vivências nestes anos de faculdade. A M&B pelo inculcar do espírito académico e companheirismo, com uma palavra de apreço especial aos de 07. Um agradecimento particular aos companheiros de trabalho nesta fase final, pela motivação e boa disposição nos dias e noites de trabalho.

À minha família, em especial aos meus pais, pelo apoio e compreensão, mais do que ao longo do percurso académico, ao longo de vida. Sem vocês isto não era possível. Ao meu irmão, Rafael, pela paciência pelos poucos momentos disponíveis para brincadeira. Era nisto que eu vos disse que estava a trabalhar.

À Ana, pela presença em todos os momentos e pelo apoio, carinho, compreensão e motivação que prestou ao longo do curso. Acabaram-se os dias e noites a trabalhar na faculdade.

A todos,

Um muito Obrigado!

Resumo

O alumínio é, atualmente, um dos metais com maior importância na vida moderna, abrangendo um vasto campo de aplicações. A adição de elementos de liga alteram as características do alumínio proporcionando-lhe uma elevada versatilidade.

Este estudo surge de uma parceria com a empresa Quintas & Quintas - Condutores Eléctricos, S.A. As características finais dos condutores eléctricos em ligas de alumínio da série 6xxx devem obedecer a parâmetros específicos. Neste contexto, as ligas de alumínio Al-Mg-Si podem ver as suas propriedades mecânicas melhoradas pela precipitação do composto Mg_2Si , quando tratadas termicamente. Durante o tratamento existem duas preocupações cruciais: por um lado, a dissolução e manutenção de elementos de liga dissolvidos na matriz de alumínio e, por outro, a cinética de precipitação durante o envelhecimento. É neste sentido que surge a necessidade de investigar o tratamento de solubilização, mais concretamente, a temperatura e tempo de estágio. Um outro objetivo prende-se pela avaliação da evolução da dureza ao longo do tempo de envelhecimento. A observação da microestrutura foi efetuada com recurso a MEV e as propriedades mecânicas foram investigadas por medição de dureza Vickers.

Os resultados globais demonstraram que o tratamento de solubilização é um parâmetro de grande importância já que a dissolução dos elementos de liga é preponderante para posterior tratamento de envelhecimento. No que concerne ao envelhecimento, temperaturas demasiado elevadas provocam sobre-envelhecimento da liga. Contudo, constatou-se que pequenos teores de silício se encontram disponíveis para formação de Mg_2Si já que grande parte deste forma precipitados do tipo $\beta-Al_5FeSi$ ou $\alpha-Al_8Fe_3Si$, que pouco contribuem para o endurecimento. Apesar dos resultados obtidos neste trabalho, estes poderão ser aprofundados pela visualização em MET dos precipitados Mg_2Si .

Palavras-chave: LIGAS DE ALUMÍNIO, LIGAS DA SÉRIE 6XXX, TRATAMENTO DE ENVELHECIMENTO, TRATAMENTO DE SOLUBILIZAÇÃO.

Abstract

Aluminium it is, nowadays, one of the most important metals in modern life, having a wide field of applications. The alloying elements provide versatility to aluminium, changing his mechanical properties.

This study was conducted with partnership with the Quintas & Quintas - Conductores Eléctricos, S.A. firm. The final conductor wire has to fill certain specifications in terms of mechanical properties. In this context, the Al-Mg-Si alloys are submitted to several heat treatments to provoke precipitation hardening by precipitation of Mg_2Si . In the heat treatment two major issues have to be considered: in one hand, keeping the elements in solution and, in the other hand, the precipitation kinetics in aging treatment. This is the reason there is a need to investigate the solution treatment, specifically the aging temperature and length. Another objective relates to the assessment the hardness evolution over aging length. The microstructure was observed by SEM and hardness was evaluated in terms of Vickers hardness

In general, the results showed that the solution treatment is very important to maintain the elements in solution for posterior precipitation. In aging treatment, excessively high temperatures cause overaging. However, it was found that small amounts of silicon are available for Mg_2Si formation since most silicon precipitates in $\beta-Al_5FeSi$ or $\alpha-Al_8Fe_3Si$, which have little contribution on hardening. Although the obtained results in this work, they may be depth investigated by TEM visualization of Mg_2Si precipitates.

Keywords: ALUMINIUM ALLOYS, 6XXX ALLOYS, AGING TREATMENT, SOLUTION TREATMENT.

Lista de abreviaturas

EDS - Energy dispersive spectroscopy

GP - Zonas de precipitação

(Zonas) GP - Zonas de Guinier-Preston

HV - Dureza Vickers

Rp0,2 - Tensão limite convencional de proporcionalidade a 0,2%

Rm- Tensão de rotura

MET - Microscópio eletrónico de transmissão

MEV - Microscópio eletrónico de varrimento

β - Precipitados incoerentes com a matriz

β' - Precipitados parcialmente coerentes com a matriz

β'' - Precipitados sob forma acicular, que mais contribuem para o endurecimento

Índice

Agradecimentos	III
Resumo	V
Abstract	VI
Lista de abreviaturas	IX
Índice de figuras	XIII
Índice de tabelas	XV
1. Introdução	1
1.1 Motivação e Objetivos	1
1.2 Apresentação da empresa Quintas & Quintas - Condutores Eléctricos, S.A.	1
1.3 Processo industrial na Quintas & Quintas	2
1.4 Organização da dissertação	3
2. Ligas de Alumínio	5
2.1 Nomenclatura das ligas de alumínio e seus tratamentos térmicos	6
2.2 Diagrama de fases do sistema Al-Mg-Si	8
2.3 Ligas da série 6xxx	9
2.4 Mecanismos de endurecimento	10
2.5 Endurecimento das ligas da série 6xxx	11
2.5.1 Tratamento térmico de solubilização	11
2.5.2 Têmpera	13
2.5.3 Envelhecimento	14
2.5.3.1 Princípios de envelhecimento	15
2.5.3.2 Sequência de precipitação completa	16
3. Metodologia experimental	21
3.1 Parâmetros de processamento	22
3.1.1 Primeira série de tratamentos	22
3.1.2 Segunda série de ensaios	23
3.1.3 Ensaio a nível industrial	24
3.2 Avaliação das propriedades mecânicas	25
3.3 Análise microestrutural	26
4. Apresentação e Discussão de resultados	29
4.1 Propriedades mecânicas	29
4.1.1 Primeira série	29
4.1.2 Efeito da variação do tempo de solubilização	35
4.1.3 Efeito da variação da temperatura de solubilização	37
4.1.4 Efeito da eliminação do tratamento de solubilização a nível industrial	39
4.1.5 Comparação geral das condições de envelhecimento	43
4.2.1 Análise microestrutural	44
5. Conclusão	53
6. Trabalhos futuros	55
7. Referências Bibliográficas	57
Anexos	61

Índice de Figuras

FIGURA 1- PARTE DA PROJEÇÃO DAS SUPERFÍCIES DE <i>LIQUIDUS</i> RELATIVAS AO DIAGRAMA TERNÁRIO AL-MG-SI; B) PARTE DA SECÇÃO VERTICAL CORRESPONDENTE AO SISTEMA PSEUDO-BINÁRIO AL-MG ₂ SI	9
FIGURA 2- ESQUEMA GERAL DO CICLO TÉRMICO PARA TRATAMENTO DE ENVELHECIMENTO DE LIGAS DA SÉRIE 6XXX.	10
FIGURA 4- ESQUEMA REPRESENTATIVO DA EVOLUÇÃO DA RESISTÊNCIA MECÂNICA, DUREZA E MICROESTRUTURA EM LIGAS DE ALUMÍNIO TRATÁVEIS TERMICAMENTE, A UMA TEMPERATURA CONSTANTE (SMITH, 1998).	15
FIGURA 5- IMAGEM EM MET DA MICROESTRUTURA DE UMA LIGA DA SÉRIE 6XXX APÓS SOLUBILIZAÇÃO DE 5H A 550°C E ENVELHECIMENTO A 180°C DURANTE 3H (FANG, [ET AL.], 2010)	17
FIGURA 6- ZONAS GP DE TRÊS LIGAS DE ALUMÍNIO DISTINTAS: A) ZONAS DA LIGA AL-CU EM FORMA DE PLACA; B) ZONAS DA LIGA AL-ZN COM FORMA ESFÉRICA; C) ZONAS DA LIGA AL-MG-SI COM FORMA ACICULAR (JACOBS, 1999).	18
FIGURA 7- REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DA MOVIMENTAÇÃO DAS DESLOCAÇÕES EM FUNÇÃO DA VARIAÇÃO DA DIMENSÃO DOS PRECIPITADOS AO LONGO DO TEMPO (SANTOS, 2007).	19
FIGURA 8- CORRELAÇÃO ENTRE DUREZA E RESISTÊNCIA À TRAÇÃO PARA UMA LIGA DA SÉRIE 7XXX (SALAZAR-GUAPURICHE, [ET AL.], 2006).	26
FIGURA 9- CURVAS DE ENVELHECIMENTO REFERENTES ÀS AMOSTRAS DO ENSAIO A.	30
FIGURA 10- CURVA DE ENVELHECIMENTO DA AMOSTRA B.	32
FIGURA 11- CURVA DE ENVELHECIMENTO DAS AMOSTRAS C.	34
FIGURA 12- RESULTADOS GLOBAIS DE DUREZA DA PRIMEIRA SÉRIE DE TRATAMENTOS.	35
FIGURA 13- CURVAS DE ENVELHECIMENTO DAS AMOSTRAS D.	37
FIGURA 14- CURVAS DE ENVELHECIMENTO DAS AMOSTRAS E.	38
FIGURA 15- RESULTADOS GLOBAIS DE DUREZA DA SEGUNDA SÉRIE DE TRATAMENTOS.	39
FIGURA 16- CURVAS DE ENVELHECIMENTO DAS AMOSTRAS ENVELHECIDAS EM LABORATÓRIO.	40
FIGURA 17- RESULTADOS GLOBAIS DE DUREZA DE TODAS AS AMOSTRAS, NAS DISTINTAS CONDIÇÕES DE ENVELHECIMENTO.	44
FIGURA 18- MICROGRAFIA EM MEV DA AMOSTRA A2 ONDE É POSSÍVEL OBSERVAR AS FRONTEIRAS DE GRÃO E OS PRECIPITADOS (COR BRANCA).	45
FIGURA 19- MICROGRAFIA MEV COM SINALIZAÇÃO DAS ZONAS NAS QUAIS FORAM REALIZADAS MICROANÁLISES: A) AMOSTRA NO ESTADO BRUTO DE VAZAMENTO; B) AMOSTRA A2. ..	45
FIGURA 20- DIFRACTOGRAMA CORRESPONDENTE À MICROANÁLISE EFETUADA NA ZONA Z1 DA AMOSTRA NO ESTADO BRUTO DE VAZAMENTO.	46
FIGURA 21- DIFRACTOGRAMA CORRESPONDENTE À MICROANÁLISE EFETUADA NA ZONA Z4 DA AMOSTRA NO ESTADO BRUTO DE VAZAMENTO.	46
FIGURA 22- PROJEÇÃO RELATIVA A PARTE DA SECÇÃO ISOTÉRMICA, A 540°C, DO DIAGRAMA TERNÁRIO AL-FE-SI; ZONA RICA EM ALUMÍNIO (KUIJPERS, [ET AL.], 2005).	47

FIGURA 23- DIFRACTOGRAMA CORRESPONDENTE À MICROANÁLISE EFETUADA NA ZONA Z1 DA AMOSTRA A2.	48
FIGURA 24- DIFRACTOGRAMA CORRESPONDENTE À MICROANÁLISE EFETUADA NA ZONA Z3 DA AMOSTRA A2.	49
FIGURA 25- MICROGRAFIA MEV DA AMOSTRA DE NOVO LOTE DE VAZAMENTO COM SINALIZAÇÃO DOS LOCAIS ONDE FORAM EFETUADAS MICROANÁLISES (Z1, Z2 E Z3). ...	50
FIGURA 26- DIFRACTOGRAMA CORRESPONDENTE À MICROANÁLISE NA ZONA Z2 DA AMOSTRA DE DIFERENTE LOTE DE VAZAMENTO.....	51

Índice de tabelas

TABELA 1- CLASSIFICAÇÃO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO (TOTTEN, [ET AL.], 2003).	6
TABELA 2 - CLASSIFICAÇÃO DAS CONDIÇÕES METALÚRGICAS EM LIGAS DE ALUMÍNIO (TOTTEN, [ET AL.], 2003).	7
TABELA 3- SUBDIVISÕES DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS T PARA LIGAS DE ALUMÍNIO (KAUFMAN, 2000).	8
TABELA 4- EFEITO DA TEMPERATURA DE SOLUBILIZAÇÃO NAS PROPRIEDADES DA LIGA 6061-T6(TOTTEN, [ET AL.], 2003).	12
TABELA 5 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DA LIGA 6101 (STANDARDIZATION, 2003).	22
TABELA 6- CONDIÇÕES DE ENVELHECIMENTO DA PRIMEIRA SÉRIE.	23
TABELA 7- CONDIÇÕES DE ENVELHECIMENTO DA SEGUNDA SÉRIE.	24
TABELA 8- VARIAÇÃO DA DUREZA EM FUNÇÃO DO TEMPO DE ENVELHECIMENTO DAS AMOSTRAS A.	29
TABELA 9- VARIAÇÃO DA DUREZA EM FUNÇÃO DO TEMPO DE ENVELHECIMENTO PARA AMOSTRAS C.	33
TABELA 10- VARIAÇÃO DA DUREZA EM FUNÇÃO DO TEMPO DE ENVELHECIMENTO DAS AMOSTRAS D.	36
TABELA 11- VARIAÇÃO DA DUREZA EM FUNÇÃO DO TEMPO DE ENVELHECIMENTO PARA AS AMOSTRAS E.	38
TABELA 12- EVOLUÇÃO DA DUREZA EM FUNÇÃO DO TEMPO DE ENVELHECIMENTO PARA AS AMOSTRAS ENVELHECIDAS EM LABORATÓRIO.	40
TABELA 13- ESPECIFICAÇÕES PARA CONDUTORES AÉREOS DE ALUMÍNIO (STANDARD, 2000).	41
TABELA 14- PROPRIEDADES MECÂNICAS E RESISTIVIDADE DA LIGA NAS DIFERENTES ETAPAS DO PROCESSO DE OBTENÇÃO DE FIO.	42
TABELA 15- PROPRIEDADES MECÂNICAS E RESISTIVIDADE DO VARÃO NAS DIFERENTES ETAPAS DO PROCESSO DE OBTENÇÃO DE FIO.	43
TABELA 16- RESULTADOS DAS MICROANÁLISES EFETUADAS NA MATRIZ DE AMBAS AS AMOSTRAS (ZONAS Z2).	49
TABELA 17- RESULTADOS DA MICROANÁLISE EFETUADA NA MATRIZ DA AMOSTRA DE NOVO LOTE DE MATERIAL.	51

1. Introdução

1.1 Motivação e Objetivos

A otimização dos processos de fabrico em qualquer atividade leva à diminuição de custos associados a matérias-primas, energia e recursos humanos.

No caso particular da indústria de produção de cabos elétricos em ligas de alumínio, este metal, quando não tratado térmica ou mecanicamente, apresenta propriedades mecânicas relativamente baixas, sendo fulcral conhecer e aplicar da melhor forma possível os processos disponíveis visando uma melhoria das suas propriedades mecânicas.

Neste contexto, em conjunto com a empresa Quintas & Quintas - Condutores Eléctricos, S.A., surgiu a oportunidade de desenvolver um estudo cujo intuito passava por investigar quais os tratamentos térmicos mais adequados a aplicar a uma liga de alumínio da série 6xxx para produção de condutores elétricos de elevada condutividade. Os arames em liga de alumínio que compõem os condutores elétricos necessitam de satisfazer requisitos mecânicos e elétricos que só se mostram atingíveis mediante tratamento térmico e processamento mecânico. Os arames de liga deverão satisfazer valores mínimos de tensão de rotura e alongamento e uma resistividade o mais baixa possível. A otimização do tratamento térmico é o primeiro passo para a obtenção das características preconizadas.

Neste sentido, os principais objetivos da dissertação são:

- Estudar o tratamento térmico de solubilização da liga 6101;
- Estudar o tratamento térmico do seu envelhecimento;
- Estudar a maximização da resistência mecânica dos varões para produção de arames de cabos elétricos.

1.2 Apresentação da empresa Quintas & Quintas – Condutores Eléctricos, S.A.

A Quintas & Quintas - Condutores Eléctricos, S.A. e a Solidal- Condutores eléctricos, S.A. pertencem ao mesmo grupo, estando o fabrico de condutores de liga de alumínio entregue à Quintas & Quintas.

Ambas as empresas estão vocacionadas para a área da energia, nomeadamente no negócio da produção de cabos elétricos para o transporte de energia. Para além disto, as

duas empresas também partilham o mesmo espaço, polo de Esposende, com vista a uma melhor funcionalidade.

Os cabos de alumínio são o seu produto predominante, abrangendo cabos nus de alumínio, passando por cabos de liga de alumínio até aos cabos isolados de alta tensão, entre outros. Os seus produtos encontram-se certificados em Portugal e em países comunitários e não comunitários, por exemplo, Espanha e África do Sul, respetivamente. O seu Sistema Integrado de Gestão da Qualidade, Ambiente e Segurança está certificado em Portugal e Espanha nas áreas da Gestão da Qualidade e Gestão Ambiental.

Existe uma aposta na inovação e qualidade dos seus produtos, pautando a sua atitude pela organização, controlo e recolha de toda a informação sobre todos os passos de produção.

1.3 Processo industrial na Quintas & Quintas

A produção de cabos elétricos integra várias fases. Inicialmente, procede-se à fusão, em forno de soleira, de lingotes de alumínio de diversas proveniências, bem como de alguma sucata interna, sendo utilizado gás natural como combustível. Esse alumínio é posteriormente sangrado, de forma alternada, para um de dois fornos de manutenção, igualmente de soleira e que operam também com gás natural como combustível. Nesta etapa são produzidas várias ligas, de composições diversas, ajustadas aos requisitos dos clientes. Posteriormente, são vazadas num sistema e laminagem contínua da Continous Properzi, obtendo-se uma barra de secção trapezoidal de 1275 mm².

O sistema de vazamento e laminagem é constituído por uma roda de vazamento e por um laminador com 11 caixas constituídas por 3 rolos. A deformação é feita a quente e a forma da secção alterna entre triangular e circular entre caixas sucessivas.

Após esta operação, o varão encontra-se sob a forma de rolo e será submetido ao tratamento de solubilização em forno elétrico, com o propósito de se assegurar uma solubilização completa; segue-se a sua têmpera em água.

Posteriormente, procede-se ao envelhecimento desse produto de forma a que o endurecimento pretendido seja alcançado. O rolo de alumínio é então transferido para a estufa de envelhecimento.

Por fim, segue-se a trefilagem, onde se obtém tipicamente diâmetros de fio inferiores a 4,2 mm. Com o intuito de se obter as propriedades mecânicas e elétricas finais

requeridas, com uma grande homogeneidade ao longo de todo o comprimento, efetua-se após trefilagem um tratamento designado de revenido.

Após estes passos é obtido o fio final, com as características desejadas em termos de resistência mecânica e condutividade elétrica para ser usado no cabeamento.

1.4 Organização da dissertação

A dissertação encontra-se estruturada em 7 capítulos e correspondentes subcapítulos.

A introdução e motivação deste trabalho são apresentadas no capítulo 1. Em particular, pretende-se de certa forma contextualizar o tema e enquadrar a sua importância no meio empresarial.

No capítulo 2 é efetuada uma abordagem de índole teórica sobre o alumínio e as suas ligas, bem como sobre os processos utilizados para o seu endurecimento.

O procedimento experimental é descrito no capítulo 3, onde são mencionados os parâmetros referentes a todos os passos dos tratamentos e ensaios realizados.

No capítulo 4 são apresentados os resultados obtidos e respetiva discussão, avaliando-se o efeito dos tratamentos térmicos aplicados.

Finalmente, os capítulos 5 e 6 reportam-se às conclusões da dissertação e sugestões para trabalho futuro, respetivamente.

2. Ligas de Alumínio

O alumínio é um dos metais mais abundantes da crosta terrestre, sendo também um dos que apresenta um maior consumo a nível mundial. No entanto, esta situação nem sempre prevaleceu, existindo desde cedo a ideia de que o alumínio não seria um metal suficientemente resistente para aplicações de engenharia. Atualmente uma das principais características que tornam o alumínio atrativo é o facto de este ser um material de elevada versatilidade (TOTTEN, [et al.], 2003).

Presentemente, poder-se-á afirmar que a vida moderna está direta ou indiretamente afetada pelo uso do alumínio e suas ligas. A sua área de aplicação é bastante abrangente, nas mais diversas indústrias, desde aplicações simples como utensílios domésticos e decoração até à indústria aeroespacial.

O alumínio apresenta uma baixa massa específica $2,7 \text{ g/cm}^3$, cerca de 1/3 do peso do aço, excelente condutividade elétrica e térmica, boa resistência à corrosão e elevada ductilidade. Estas características permitem que seja empregue na produção de cabos elétricos e componentes de motores, devido à boa condutividade que apresenta (ASM, 1992). Para além disto, uma das suas características mais atrativas, aliada à resistência à corrosão, é o facto de não ser tóxico, e daí permitir que seja empregue na produção de embalagens de produtos alimentares (KISSEL, [et al.], 2002).

A alteração das propriedades mecânicas pela adição de elementos de liga, torna o alumínio versátil e excelente para aplicações em engenharia. O grande alcance das ligas oferece à indústria uma acrescida variedade de combinações de propriedades mecânicas, elétricas e térmicas. A função de cada elemento altera-se com a quantidade presente na liga e da sua combinação com outros elementos. Os elementos de liga mais comuns no alumínio são o Mg, Mn, Fe, Si, Cu e Zn (HIRSCH, [et al.], 2008).

As ligas de alumínio são tipicamente divididas em dois grandes grupos:

- Ligas para conformação plástica;
- Ligas para fundição.

As ligas para conformação plástica, onde se enquadra a liga em estudo nesta dissertação, separam-se em ligas tratáveis termicamente e não tratáveis termicamente. As ligas tratáveis termicamente são aquelas que, por aplicação de um ciclo térmico, permitem uma melhoria das suas propriedades mecânicas. Por sua vez, as não tratáveis

termicamente podem melhorar as suas características mecânicas apenas por conformação plástica.

Neste capítulo abordam-se os principais temas para o entendimento da importância dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento nas propriedades do alumínio e suas ligas.

2.1 Nomenclatura das ligas de alumínio e seus tratamentos térmicos

As ligas de alumínio para conformação plástica são divididas em 8 grupos, sendo a discriminação destes efetuada de acordo com os elementos de liga, como se pode constatar na tabela 1.

A adição de elementos de liga tem como finalidade a alteração das suas características. Diferentes elementos de liga têm distintas finalidades, promovendo a alteração das propriedades iniciais da liga. Contudo, é relevante ter-se igualmente em conta a interação existente entre os elementos adicionados, ou seja, a interação que ocorre entre os elementos é um fator fundamental para as propriedades mecânicas finais. O exemplo mais elucidativo deste princípio é a formação de precipitados, princípio que se aplica às ligas da série 6xxx (DAVIS, 1993).

Tabela 1- Classificação das ligas de alumínio (TOTTEN, [et al.], 2003).

Classificação	Principais elementos liga
1xxx	Al > 99%
2xxx	Cu
3xxx	Mn
4xxx	Si
5xxx	Mg
6xxx	Mg e Si
7xxx	Zn
8xxx	outros

Para além da alteração das propriedades da liga pela adição de elementos de liga, esta pode ainda ser empregue em diferentes estados de processamento. Neste contexto, torna-se determinante conhecer a aplicação final. Em alguns casos, dependendo das aplicações, a liga pode ser utilizada no estado bruto de vazamento. Quando isto não é possível, esta pode ser submetida a diversos tratamentos. Em situações onde é necessário aumentar a resistência mecânica, as ligas podem ser encruadas, tratadas termicamente, ou ambas.

A tabela 2 apresenta a classificação dos diferentes processos a que as ligas são submetidas.

Tabela 2 - Classificação das condições metalúrgicas em ligas de alumínio (TOTTEN, [et al.], 2003).

Classificação	Estado
F	Bruto de vazamento
O	Recozido: aplica-se a produtos laminados que foram submetidos a recristalização
H	Encruado: produtos endurecidos por conformação plástica
W	Solubilizado: aplicado a ligas para posterior envelhecimento
T	Tratado termicamente: tratado para obter melhores propriedades mecânicas

Nas ligas endurecíveis por precipitação, dá-se relevo às ligas das séries 2xxx, 6xxx e 7xxx. A classificação dos tratamentos térmicos aplicáveis a estas ligas é dividida em dez estados, fazendo seguir a letra T de um número entre 1 e 10. A tabela 3 refere os tipos de tratamentos térmicos assim como a sua classificação.

No caso particular desta dissertação, irá ser dada atenção principal ao tratamento T6 (tabela 3). Neste âmbito, a liga sofre dois tratamentos fundamentais:

- Tratamento de solubilização;
- Tratamento de envelhecimento.

A solubilização tem por função dissolver os elementos de liga, dando origem a uma solução sólida sobressaturada enquanto que no envelhecimento pretende-se a obtenção controlada dos precipitados endurecedores.

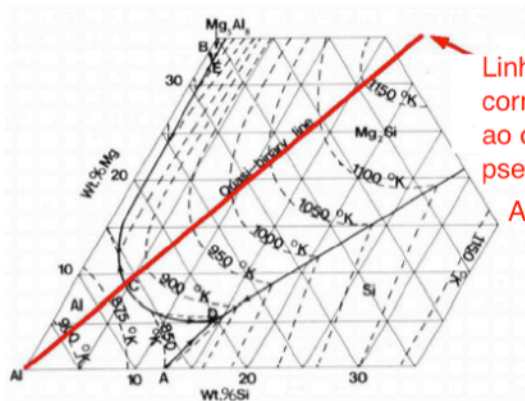
Tabela 3- Subdivisões dos tratamentos térmicos T para ligas de alumínio (KAUFMAN, 2000).

T1	Arrefecido desde a temperatura de conformação e envelhecido naturalmente
T2	Arrefecido desde a temperatura de conformação, encruado e envelhecido naturalmente
T3	Solubilizado, encruado e envelhecido naturalmente
T4	Solubilizado e envelhecido naturalmente
T5	Arrefecido desde a temperatura de conformação e envelhecido artificialmente
T6	Solubilizado e envelhecido artificialmente
T7	Solubilizado e sobreenvelhado
T8	Solubilizado, encruado e envelhecido artificialmente
T9	Solubilizado, envelhecido artificialmente e encruado
T10	Arrefecido desde a temperatura de conformação, encruado e envelhecido artificialmente

2.2 Diagrama de fases do sistema Al-Mg-Si

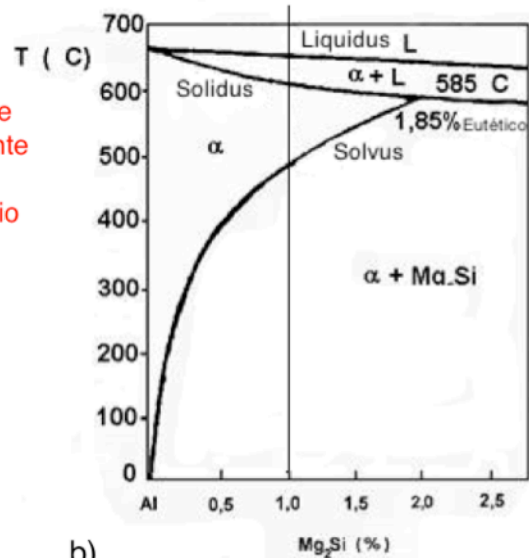
Como referido anteriormente, especial atenção será dada à liga 6101, pelo que será feita uma breve introdução às ligas da série 6xxx. Na figura 1 são apresentadas partes parciais da projeção das superfícies de *liquidus* relativas ao diagrama ternário Al-Mg-Si, bem como da secção vertical correspondente ao sistema pseudo-binário Al-Mg₂Si. Na figura 1 a) encontra-se devidamente assinalado o corte a que corresponde a secção vertical apresentada na figura 1 b).

A correta análise deste diagrama é fundamental para a compreensão do princípio de precipitação, neste caso do precipitado Mg₂Si.



Linha de corte
correspondente
ao diagrama
pseudo-binário
Al-Mg₂Si

a)



b)

Figura 1- Parte da projeção das superfícies de *liquidus* relativas ao diagrama ternário Al-Mg-Si; b) Parte da secção vertical correspondente ao sistema pseudo-binário Al-Mg₂Si.

O diagrama apresentado na figura 1 b) constitui um precioso auxiliar para a definição dos tratamentos térmicos a seguir, particularmente na seleção da temperatura de solubilização. Tomando como exemplo uma liga com teor de Mg₂Si de 1,0%, figura 1 b), a temperatura de solubilização deverá rondar, no mínimo, os 500°C. O domínio monofásico α , entre a linha de *solvus* e a linha de *solidus*, corresponderá a um estado de solubilização total. Geralmente, é a partir deste estado que se obtêm as características mecânicas máximas, após tratamento de envelhecimento.

2.3 Ligas da série 6xxx

As ligas da série 6xxx dizem respeito a ligas que apresentam magnésio e silício como principais elementos de liga, pertencendo ao grupo de ligas para conformação plástica e suscetíveis de serem tratadas termicamente.

Estas ligas não apresentam propriedades mecânicas tão elevadas como as suas congêneres das séries 2xxx e 7xxx. Todavia, revelam boa conformabilidade, apetência à soldadura e boa resistência à corrosão, aliadas a média resistência mecânica. O magnésio e o silício têm como principal intento a formação de precipitados endurecedores, Mg₂Si, e estão presentes nas ligas em quantidade suficiente para promover a formação destes precipitados (ASM, 1991, MACKENZIE, [et al.], 2006).

2.4 Mecanismos de endurecimento

O envelhecimento e conseqüente endurecimento visa promover na liga tratada termicamente a formação de uma dispersão, densa e fina, de partículas de segunda fase na matriz metálica. A maior dificuldade de movimentação das deslocações, devido à presença desses precipitados, promove um aumento da resistência mecânica.

O processo de endurecimento pode ser dividido em três fases distintas:

- Solubilização;
- Têmpera;
- Envelhecimento.

As especificidades de cada um destes três passos são estabelecidas de modo a que a precipitação ocorra de forma controlada e com efeitos significativos no aumento da resistência mecânica (JACOBS, 1999, SMITH, 1998).

No caso do envelhecimento artificial, torna-se necessária a definição dos ciclos de tratamento, nomeadamente a temperatura e a sua extensão. A temperatura de solubilização deverá ser a mais baixa possível que assegure a completa solubilização dos elementos de liga a precipitar e a temperatura de envelhecimento aquela que permite o endurecimento no mais curto intervalo de tempo (DAVIS, 1993).

Na figura 2 é apresentado o esquema mais comum do ciclo térmico para tratamentos de envelhecimento das ligas da série 6xxx.

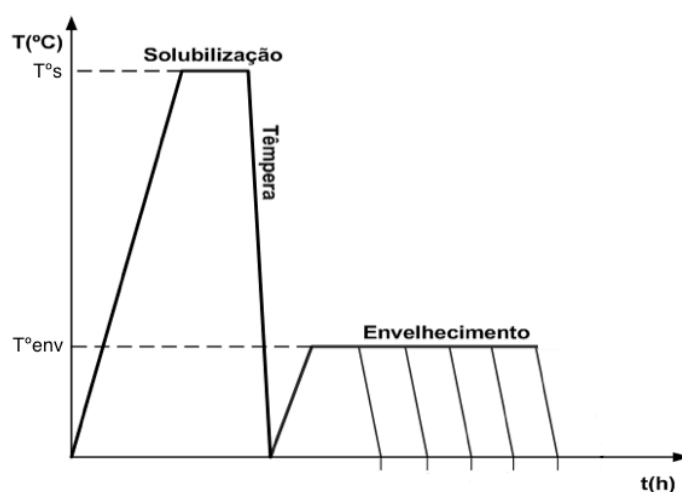


Figura 2- Esquema usual do ciclo térmico para tratamento de envelhecimento de ligas da série 6xxx.

Os tempos e temperaturas de solubilização e de envelhecimento são estabelecidos em função das características mecânicas que se pretende alcançar.

2.5 Endurecimento das ligas da série 6xxx

Como já mencionado, o endurecimento das ligas da série 6xxx ocorre devido à precipitação de um composto intermetálico, o Mg_2Si . Com o propósito de ser alcançado o endurecimento máximo, a liga é submetida a uma série de tratamentos térmicos. Tal como já foi referido, inicialmente opera-se a solubilização, seguida de têmpera e por fim, envelhecimento.

2.5.1 Tratamento térmico de solubilização

O primeiro passo do tratamento de endurecimento é, porventura, o mais importante pois permite a dissolução dos elementos de liga na matriz de alumínio, algo que se revela fundamental.

Nesta etapa, há que ter em conta que a solubilidade dos elementos de liga na matriz metálica, varia com a temperatura, assistindo-se ao seu aumento com a elevação desta. Este é um fator crucial para se obter a solubilização total. Neste contexto, para tirar partido do endurecimento por precipitação, é necessário, em primeira instância, obter uma solução sólida sobressaturada. O recurso a temperaturas elevadas permite manter em solução a maior percentagem de elementos que promovam o endurecimento (ASM, 1991).

Esta tratamento tem como finalidade aquecer a liga até uma temperatura elevada, situada entre as linhas de *solvus* e de *solidus* (ver figura 1 b)), durante um determinado período de tempo, de modo a promover os processos de difusão no estado sólido. Este procedimento permite que os elementos de liga se apresentem dissolvidos na matriz de alumínio. Para que a difusão seja completa é essencial que a liga permaneça tempo suficiente na gama de temperaturas definida (SOARES, 2009); caso contrário a dissolução dos elementos de liga pode não ser completa, prejudicando posteriormente a formação de precipitados endurecedores. Esta situação pode induzir uma precipitação inconsequente e indesejada, que não ocorrerá em toda a sua extensão ou que comprometa a distribuição e tamanho dos precipitados, afetando de forma significativa a resistência mecânica final da liga (CAMPBELL, 2008).

Nesta etapa, a duração do estágio de solubilização pode variar, já que o estado inicial da liga, anterior ao tratamento de solubilização, afeta o tempo necessário para se obter a dissolução total dos elementos de liga. Se a maioria dos elementos já se apresentar dissolvida na matriz, o tempo necessário será menor (MARTINS, 2008). Uma vez atingida a solubilização completa não existe qualquer vantagem em estender o tratamento, pois já terá sido alcançado o estado de equilíbrio correspondente.

Assim como o tempo, também a temperatura de solubilização pode sofrer variações, mesmo para ligas da mesma série. A composição química da liga e, conseqüentemente, a quantidade de Mg_2Si afetam de forma significativa esta variável (ver figura 1 b)). Estudos anteriores comprovaram que a temperatura de solubilização para esta série varia entre os 510 e os 560°C (CAI, [et al.], 2004, CLEMENT, [et al.], TAN, [et al.], 2007).

Temperaturas de solubilização demasiado elevadas podem, por um lado, levar ao início de fusão da liga, algo a evitar, evidentemente. Por outro lado, se a duração e/ou temperatura de solubilização forem demasiado baixas, não é assegurada a dissolução completa dos elementos de liga.

A tabela 4 apresenta o efeito da temperatura de solubilização nas propriedades mecânicas da liga 6061, após ter sido submetida ao envelhecimento T6.

Tabela 4- Efeito da temperatura de solubilização nas propriedades da liga 6061-T6 (TOTTEN, [et al.], 2003).

Temperatura de solubilização (°C)	Rm (MPa)	Rp02 (MPa)
493	301	272
504	316	288
516	348	315
527	348	315

2.5.2 Têmpera

Uma vez alcançado o estado de solubilização total é necessário manter os elementos de liga em solução sólida, à temperatura ambiente. Neste sentido, é realizada a têmpera, que consiste basicamente no arrefecimento rápido da liga solubilizada, sem interrupções, até à temperatura ambiente. Desta forma são impedidos os processos de difusão e a solução sólida é conservada (ASM, 1991, KAUFMAN, [et al.], 2004). Estas são as condições ideais para posterior envelhecimento.

Neste campo há que garantir que a velocidade de arrefecimento é suficientemente elevada, caso contrário pode ocorrer a precipitação inicial de precipitados indesejados, isto é, precipitados que não contribuem de forma significativa para o endurecimento (MARTINS, 2008, SOARES, 2009).

Em meio industrial, torna-se uma tarefa árdua garantir que a precipitação inicial não ocorre. De forma a ser economicamente viável, o forno de solubilização é carregado com cargas de grande volume. Este procedimento torna mais complexa a posterior transferência da carga do forno até ao meio de arrefecimento. Nestas circunstâncias, torna-se necessário garantir que o tempo de transferência seja suficientemente rápido para não permitir o pré arrefecimento. Deste modo pretende-se evitar a precipitação inicial já que, nesta fase, esta ocorre de forma apreciável. Nesta fase é igualmente importante a escolha adequada do meio de arrefecimento. O fluxo de calor entre a carga e o meio de arrefecimento deve ser elevado; caso contrário, inicia-se a precipitação. Geralmente, água, à temperatura ambiente, é o meio de arrefecimento escolhido (ASM, 1991).

A taxa de arrefecimento é um fator preponderante, como já referido. Assim, a arrefecimentos severos estão geralmente associadas melhores propriedades mecânicas finais. Este fenómeno é explicado pela maior quantidade de elementos de liga dissolvidos em arrefecimentos severos.

Nesta fase, o que se pretende alcançar é uma situação de não equilíbrio em que os elementos permanecem dissolvidos na matriz; é usual afirmar ter-se atingido um estado metastável correspondente a uma solução sólida sobressaturada. Este estado de energia 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 metastáveis ou de equilíbrio (SMITH, 1998). Assim, não é desejável que após têmpera, a liga seja mantida

durante longos períodos de tempo à temperatura ambiente, caso se pretenda evitar envelhecimento natural (AOUBDIA, [et al.], 2009, JACOBS, 1999).

2.5.3 Envelhecimento

Após o tratamento térmico de solubilização e têmpera, segue-se o passo final: o envelhecimento. O envelhecimento define-se como natural ou artificial, conforme ocorra à temperatura ambiente ou a temperaturas mais elevadas, respetivamente. De forma geral, o envelhecimento artificial atinge picos de dureza mais elevados e em tempos mais curtos. Não obstante, em alguns casos, a precipitação natural que ocorre à temperatura ambiente, durante alguns dias, pode ser suficiente, dependendo das propriedades pretendidas (ASM, 1991, KAUFMAN, [et al.], 2004).

A figura 3 exibe uma curva de envelhecimento tradicional para uma liga da série 6xxx. Pode-se observar a variação da dureza ao longo do tempo, com especial foco para o pico de dureza.

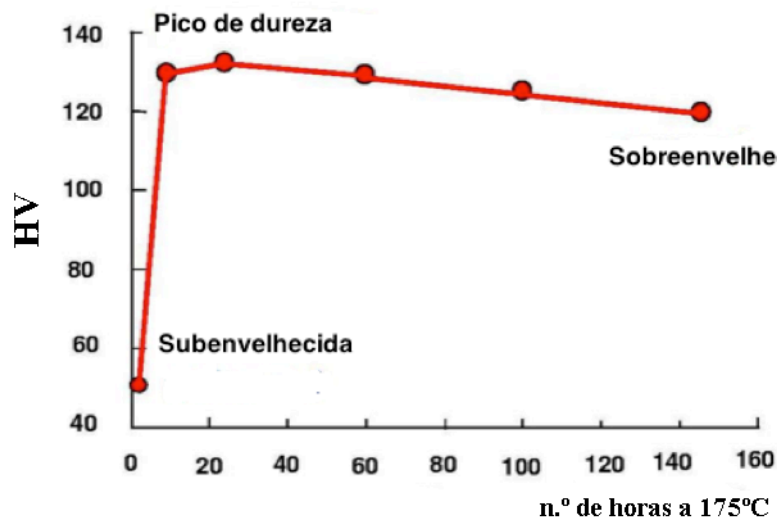


Figura 3- Curva de envelhecimento tradicional para uma liga da série 6xxx; evolução da dureza em função do tempo (JACOBS, 1999).

O envelhecimento, quer seja natural ou artificial, aumenta de forma significativa as propriedades mecânicas das ligas de alumínio. A maioria destas ligas sofrem um endurecimento natural após solubilização, sendo a cinética de precipitação afetada pela temperatura ambiente. Por esta razão, muitas vezes o envelhecimento natural é preterido pelo artificial (KAUFMAN, [et al.], 2004).

2.5.3.1 Princípios de envelhecimento

A precipitação é a essência do endurecimento nas ligas de alumínio tratáveis termicamente. Assim, é importante conhecer os seus princípios e toda a mecânica de precipitação em função do tempo e temperatura.

Nesta etapa, a escolha dos ciclos de temperatura *versus* tempo deve ser efetuada de forma deveras cuidadosa. A forma e tamanho dos precipitados afeta de forma direta o endurecimento e, quando o tempo ou a temperatura são demasiado elevados, os precipitados tendem a crescer (SMITH, 1998). No caso em que a sua dimensão é exageradamente grande, as propriedades mecânicas da liga são afetadas negativamente. Portanto, torna-se essencial evitar a precipitação de partículas demasiado grandes. O objetivo é selecionar um ciclo térmico que produza precipitados com tamanho e distribuição ótimos (DOBRZANSKI, [et al.], 2008, SOARES, 2009). A figura 4 representa, de forma esquemática, a variação de resistência mecânica, dureza e microestrutura, em função do tempo de envelhecimento, a uma temperatura constante.

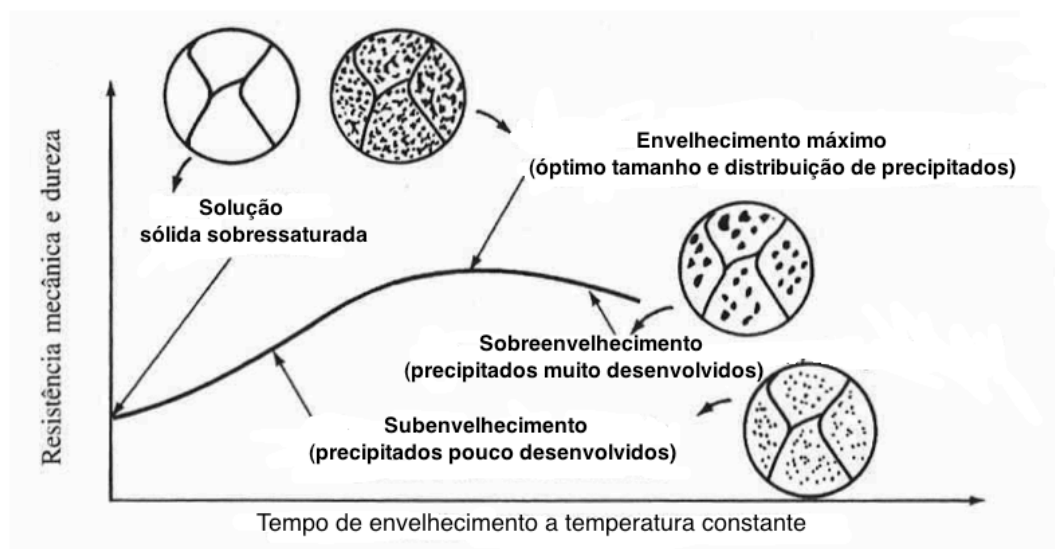


Figura 4- Esquema representativo da evolução da resistência mecânica, dureza e microestrutura em ligas de alumínio tratáveis termicamente, a uma temperatura constante (SMITH, 1998).

Após têmpera, a liga encontra-se num estado metastável e de elevada energia. Neste estado, a força motriz para a precipitação de fases estáveis ou de equilíbrio está diretamente associada à diminuição de energia do sistema ao se formarem essas fases.

Quando a solução sólida sobressaturada da liga é envelhecida a uma temperatura relativamente baixa, formam-se agrupamentos de átomos segregados, designados por zonas de precipitação ou zonas Guinier-Preston (GP). Estas serão regiões enriquecidas em átomos de soluto numa matriz essencialmente de alumínio. Com a continuidade do envelhecimento, estas zonas dão origem a precipitados metastáveis e de maior dimensão (DOBRZANSKI, [et al.], 2008, SMITH, 1998).

2.5.3.2 Sequência de precipitação completa

Durante o envelhecimento, assiste-se à precipitação de várias fases metastáveis intermédias até se atingir a fase estável. No início do envelhecimento as partículas precipitadas são finas e apresentam a mesma estrutura cristalina da matriz, ou seja, são coerentes com esta. Como referido anteriormente, os precipitados agregam-se nas chamadas zonas GP.

Segundo Fang *et al* (2010) a precipitação segue a seguinte sequência nas ligas Al-Mg-Si:

Al sobressaturado → GP1 → B'' → B' → B

As zonas GP1 são zonas de precipitação inicial e formam-se a temperaturas de envelhecimento mais baixas. Os primeiros precipitados na GP1 são um grupo pequeno de átomos e são totalmente coerentes com a matriz, sendo responsáveis pelo início do endurecimento (JACOBS, 1999, SANTOS, 2007).

Estas zonas GP1 crescem passando a ser designadas por GP2 ou precipitados B''. Estes precipitados possuem forma acicular (figura 5) e mantêm-se coerentes com a matriz. Esta fase é tida como a principal responsável pelo pico máximo de dureza (figura 3), possuindo uma dimensão reduzida, como se pode observar na figura 5 (JACOBS, 1999, SMITH, 1998). É admitido que estas zonas apresentem um rácio Mg:Si de 1,74 (GUPTA, [et al.], 2001).

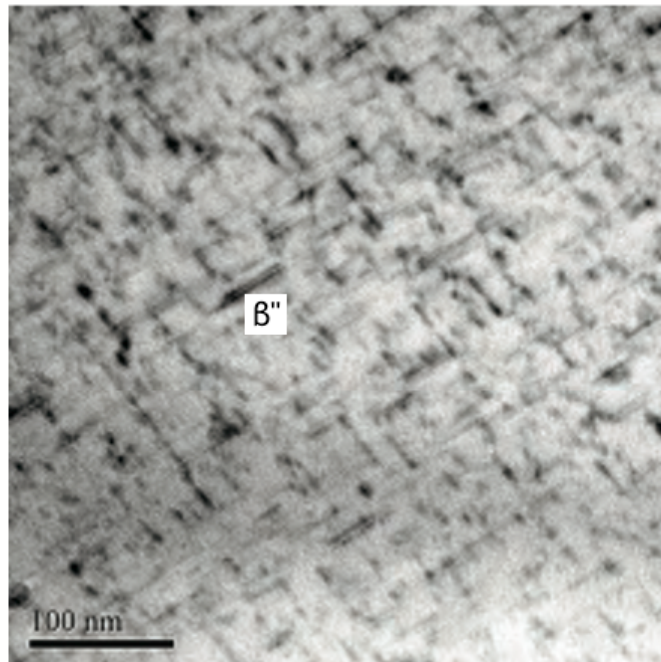


Figura 5- Imagem em MET da microestrutura de uma liga da série 6xxx após solubilização de 5h a 550°C e envelhecimento a 180°C durante 3h (FANG, *[et al.]*, 2010).

A dimensão dos precipitados varia em função do tempo de envelhecimento, assistindo-se a um aumento das suas dimensões ao longo deste. Estes precipitados são comumente designados por B' (BUHA, 2005, FANG, *[et al.]*, 2010).

À medida que o envelhecimento vai decorrendo, os precipitados crescem, tornando-se semi-coerentes e, posteriormente, completamente incoerentes (AOUBDIA, *[et al.]*, 2009).

A fase de equilíbrio, B, surge após elevados tempos de envelhecimento, possuindo maior dimensão que as fases anteriores, sendo responsável pelo sobre-envelhecimento da liga. Nesta situação, ao contrário do que acontece com os precipitados B'', as deslocações conseguem contorná-los facilmente, e daí o decréscimo de dureza (FANG, *[et al.]*, 2010, MIAO, *[et al.]*, 1998).

Contudo, as zonas GP não apresentam formas idênticas para todas as ligas tratadas termicamente. Na figura 6 estão representadas esquematicamente zonas GP com diferentes morfologias; na figura encontra-se também representada a distorção provocada na matriz por essas zonas.

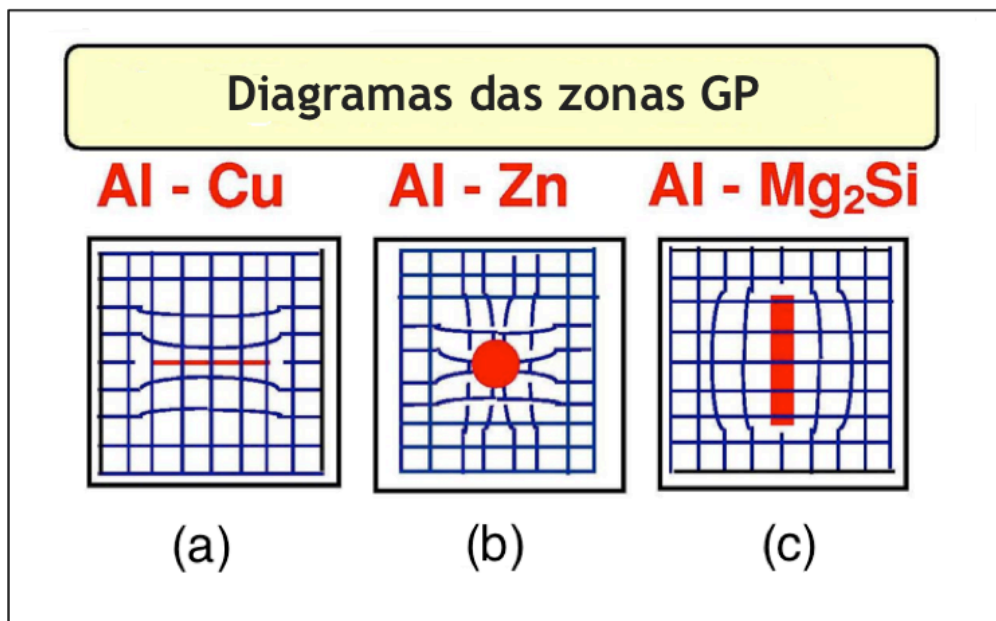


Figura 6- Zonas GP de três ligas de alumínio distintas: a) zonas da liga Al-Cu em forma de placa; b) zonas da liga Al-Zn com forma esférica; c) zonas da liga Al-Mg-si com forma acicular (JACOBS, 1999).

A morfologia dos precipitados afeta de forma significativa a resistência mecânica da liga, já que precipitados muito finos são facilmente atravessados pelas deslocações, não oferecendo muita resistência à sua movimentação. Este aspeto está geralmente associado a curtos tempos de envelhecimento, não contribuindo de forma significativa para o aumento de dureza (SANTOS, 2007). À medida que os precipitados vão evoluindo, as deslocações não conseguem cortar os precipitados da mesma forma, sendo obrigadas a percorrer caminhos alternativos. O pico de endurecimento é atingido quando os precipitados se encontram distribuídos de modo uniforme e apresentam um tamanho e forma ideais (JACOBS, 1999, MARTINS, 2008).

Quando os precipitados crescem de modo excessivo, ocorre o efeito contrário; as deslocações conseguem contorná-los de forma mais simples, como representado na figura 7. Neste caso, a resistência mecânica da liga volta a decrescer, atingindo-se o estado de sobre-envelhecimento, ou seja, de envelhecimento excessivo.

Assim, é conveniente não ultrapassar o tempo que origina o pico de dureza; caso contrário observa-se o efeito oposto ao pretendido. A escolha adequada e precisa do tempo e temperatura de envelhecimento é de capital importância a fim de se evitar o sobre-envelhecimento (FRANSSON, 2009, SANTOS, 2007).

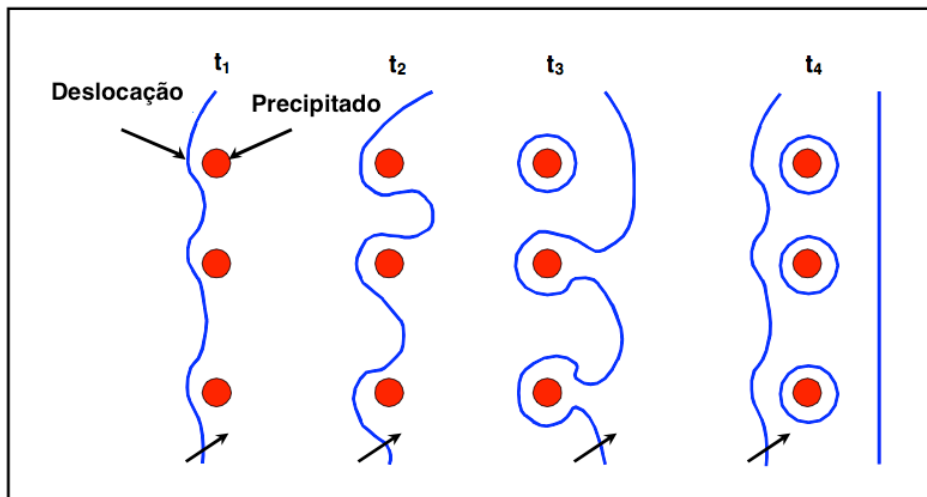


Figura 7- Representação esquemática da movimentação das deslocações em função da variação da dimensão dos precipitados ao longo do tempo (aumento da dimensão dos precipitados ao longo do tempo) (SANTOS, 2007).

3. Metodologia experimental

Neste trabalho foi estudada a liga 6101, produzida pela empresa Quintas & Quintas-Condutores Eléctricos, S.A. Começou-se por definir os parâmetros iniciais a estudar com a finalidade de analisar diversos campos, fundamentais para a obtenção das características mecânicas desejadas para aplicação em condutores aéreos de alta tensão segundo as normas EN50182 e EN50183. As características mecânicas da liga após o passo de envelhecimento assumem-se como um fator relevante para a obtenção de fio final com as especificações requeridas.

Para todos os tratamentos foram definidas dimensões semelhantes para a totalidade das amostras, permitindo assim uma comparação fidedigna de resultados. As amostras utilizadas nos diferentes tratamentos térmicos tinham 20 mm de comprimento e 10 mm de diâmetro.

Foram então estipuladas diferentes condições de envelhecimento. Neste tratamento, duas variáveis tomam especial relevância: o tempo e a temperatura de solubilização. Foi variado o tempo de estágio de solubilização assim como a temperatura. No estudo do envelhecimento, foram definidas três temperaturas distintas, para um mesmo tempo de tratamento.

Após o tratamento de solubilização, procedeu-se ao arrefecimento em água, até à temperatura ambiente.

Concluído este passo, foi realizado o envelhecimento. Todavia, nem todas as amostras foram imediatamente envelhecidas após têmpera. Assim, de forma a evitar o seu envelhecimento natural que poderia ocorrer à temperatura ambiente, as amostras a ensaiar foram mantidas a uma temperatura inferior a -25°C .

Para avaliação das propriedades mecânicas da liga, estipulou-se a realização de ensaios de dureza Vickers, tendo-se utilizado uma carga de 2 kg. A nível industrial foram ainda realizados ensaios de tração e resistividade.

3.1 Parâmetros de processamento

3.1.1 Primeira série de tratamentos

A liga 6101 possui a composição química apresentada na tabela 5. As amostras em que foram executados os tratamentos térmicos da primeira e segunda série, foram recolhidas do mesmo lote de material.

Tabela 5 - Composição química da liga 6101 (STANDARDIZATION, 2003).

Elemento	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Al
Teor (%)	0,30- 0,7	< 0,5	< 0,10	< 0,03	0,35- 0,8	< 0,03	< 0,10	Restante

Como demonstrou Tan (2007), o pico de endurecimento para uma liga da série 6xxx, a 6063, ocorre na gama dos 150°C-200°C. Normalmente a temperatura de envelhecimento escolhida ronda os 170°C (TOTTEN, [et al.], 2003). Assim, definiu-se a primeira temperatura de envelhecimento: 175°C. Para um estudo mais pormenorizado do envelhecimento, foram estipuladas ainda duas temperaturas adicionais, com intervalos de 20°C, ou seja, 195°C e 215°C.

Com vista a um acompanhamento preciso da evolução das propriedades mecânicas ao longo do tempo, foram definidos vários intervalos para recolha de amostras e medição da respetiva dureza. O tempo de envelhecimento máximo definido foi de 8h uma vez que é considerado o tempo máximo economicamente viável a nível industrial.

Após análise do diagrama relativo ao sistema pseudo-binário Al-Mg₂Si (ver figura 1 b)), definiu-se a primeira temperatura de solubilização: 540°C. A definição desta temperatura pretende estudar a solubilização da liga no campo monofásico α . O tempo de solubilização foi de 2,5 horas.

Para além disto, considerou-se importante estudar uma temperatura de solubilização abaixo da linha de *solvus* (ver figura 1 b)). Este é um parâmetro importante já que a nível industrial a solubilização é realizada em grande escala, ou seja, quando a carga se encontra no forno de solubilização, a parte interna poderá não atingir a temperatura pretendida. Ocorre assim uma solubilização parcial, limitando a quantidade de soluto disponível para o processo de endurecimento por precipitação. Para tal, estipulou-se a temperatura de 470°C, temperatura esta que se encontra abaixo da linha de *solvus*.

Finalmente, considerou-se interessante indagar a possibilidade de eliminação do tratamento térmico de solubilização. Com vista a uma análise desta possibilidade, foi eliminado o tratamento de solubilização, tendo-se efetuado única e exclusivamente o envelhecimento artificial.

A tabela 6 apresenta de forma resumida os tratamentos efetuados. A fim de agilizar a identificação de todos os tratamentos térmicos realizados, estes foram discriminados por letras.

Tabela 6- Condições de envelhecimento da primeira série.

Amostras	Solubilização		Envelhecimento	
	Temperatura (°C)	Tempo (h)	Temperatura (°C)	Tempo (h)
A1			175	
A2	540	2,5	195	
A3			215	
B	470	2,5	195	0,5 ; 1 ; 2 ; 4,5 ; 8
C1			175	
C2	-	-	195	
C3			215	

3.1.2 Segunda série de ensaios

Após a execução dos tratamentos da primeira série e análise dos resultados obtidos, estipulou-se uma nova série de tratamentos térmicos, como complemento ao estudo anterior.

Nesta série, o tempo de solubilização é um fator preponderante. A diminuição do tempo de solubilização poderá significar um ganho de tempo e energia. Assim, foi reduzido em cerca de 40% o tempo de solubilização, tendo-se mantido a temperatura.

Por outro lado, estudou-se também uma temperatura intermédia, entre as dos ensaios A e B, que permite averiguar a possibilidade de diminuição da temperatura de solubilização.

O tempo e temperaturas de envelhecimento mantiveram-se iguais aos da primeira série, proporcionando uma comparação fidedigna entre os resultados obtidos em ambas as séries. A discriminação dos tratamentos foi realizada de forma idêntica, com recurso a letras. Na tabela 7 são apresentados os tratamentos realizados.

Tabela 7- Condições de envelhecimento da segunda série.

Amostras	Solubilização		Envelhecimento	
	Temperatura (°C)	Tempo (h)	Temperatura (°C)	Tempo (h)
D1			175	
D2	540	1,5	195	
D3			215	
E1			175	0,5 ; 1 ; 2 ; 4,5 ; 8
E2	500	2,5	195	
E3			215	

3.1.3 Ensaio a nível industrial

Uma vez concluídos os tratamentos térmicos à escala laboratorial, transpôs-se a continuação do estudo para nível industrial. Neste campo o principal objetivo era a potencial eliminação do tratamento de solubilização.

À eliminação do tratamento de solubilização está associado o problema da dissolução dos elementos de liga. Assim, alcançar e manter a solução sólida torna-se uma matéria de dificuldade acrescida.

No processo de vazamento, este é realizado de forma contínua, seguindo para os laminadores. Após entrada na área de laminagem, o controlo da temperatura é praticamente impossível. Neste contexto, a solução passaria pela tentativa de garantir que o alumínio entrasse na zona de laminagem a uma temperatura próxima dos 500°C, temperatura à qual, à partida, os elementos de liga se encontram totalmente dissolvidos. Após entrada na zona de laminagem, a elevada taxa de arrefecimento necessária para têmpera seria assegurada pelo líquido de refrigeração do laminador.

A necessidade de assegurar que a liga entre na zona de laminagem já completamente solidificada, de modo a evitar acidentes de maior, dificulta o controlo da temperatura; a solidificação é efetuada com recurso a água, complicando a tarefa de manter a liga acima dos 500°C. Todavia, várias tentativas foram realizadas com vista à obtenção das condições o mais próximo possível das referidas.

Nesta etapa, foram desenvolvidos dois tipos de estudo:

- Tratamento de envelhecimento a nível laboratorial;
- Tratamento de envelhecimento e obtenção de fio final a nível industrial.

A nível laboratorial, os envelhecimentos foram efetuados a duas temperaturas: 175°C e 215°.

A nível industrial, pretende-se avaliar, para além das propriedades mecânicas, a sua resistividade elétrica.

Nesta fase, foram seguidos dois procedimentos distintos:

- Vazamento → 14 dias → trefilagem → envelhecimento
- Vazamento → 14 dias → envelhecimento

Após vazamento a liga foi armazenada durante 14 dias à temperatura ambiente. Já as condições de envelhecimento definidas foram iguais em ambos os casos, 4 horas a 185°C.

3.2 Avaliação das propriedades mecânicas

O ensaio de dureza Vickers permite avaliar de forma concisa e expedita as características mecânicas da liga. O teste de dureza, em comparação com o ensaio de tração, não requer uma preparação elaborada dos provetes, e é bastante mais célere. Já foram realizadas investigações no intuito de estabelecer uma correlação entre a dureza e outras propriedades mecânicas como a resistência à tração, tal como se pode observar na

figura 8 (SALAZAR-GUAPURICHE, [et al.], 2006). Esta relação possibilita somente a utilização dos ensaios de dureza para avaliar as propriedades mecânicas do material.

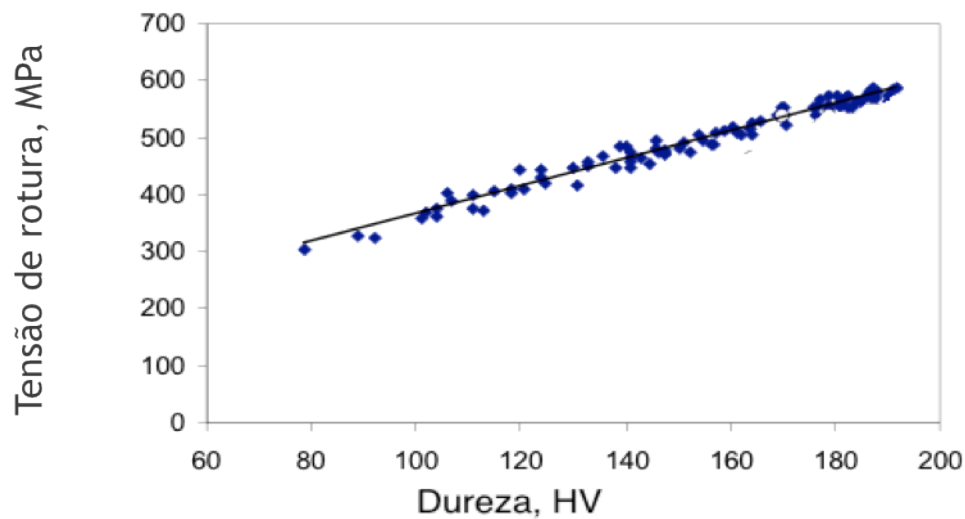


Figura 8- Correlação entre dureza e resistência à tração para uma liga da série 7xxx (SALAZAR-GUAPURICHE, [et al.], 2006).

As indentações foram realizadas conforme o estipulado pela norma EN6507. As amostras foram montadas e polidas de forma a se obter uma superfície lisa e plana que permita a medição exata. Aplicou-se uma carga de 2kg (STANDARDIZATION, 2011).

No caso dos tratamentos realizados única e exclusivamente em meio industrial, foram efetuados ensaios de tração e determinação da resistividade elétrica. A avaliação da tensão de rotura e da resistividade elétrica permitem avaliar se as especificações requeridas são cumpridas. Estes ensaios foram efetuados no laboratório da empresa.

3.3 Análise microestrutural

A análise microestrutural é um meio complementar e muito importante para a compreensão do comportamento mecânico da liga.

A preparação metalográfica iniciou-se com o desbaste das amostras. Este foi efetuado utilizando várias lixas com granulometrias decrescentes (180, 320, 400, 600, 1000 mesh). Finalizado o desbaste passou-se para o acabamento. O polimento torna-se importante para remover os riscos provocados pela operação de desbaste, sendo normalmente efetuado em dois passos:

- Polimento grosseiro;
- Polimento final.

O polimento grosseiro foi realizado com recurso a suspensão de diamante com granulometria de 6 μm . Já o polimento final foi feito com suspensão de 1 μm . Em ambos os casos foram utilizados panos apropriados; no caso do polimento final foram utilizados panos mais macios.

Para revelar a microestrutura, inicialmente foi utilizado o ataque de Keller, que consiste numa solução de água destilada (95 ml), ácido nítrico (2,5 ml), ácido clorídrico (1,5 ml) e ácido fluorídrico (1 ml). Porém este ataque afigurou-se ineficaz para revelar as fronteiras de grão e os precipitados de menor dimensão. Assim, procedeu-se a um novo ataque, recorrendo a uma solução de água destilada (100ml) e ácido fluorídrico (8ml), onde foi possível evidenciar as fronteiras de grão (PETZOW, 1999).

Uma vez finalizada a preparação das amostras, foi inicialmente observada a microestrutura em microscópio ótico (MO).

Com vista à observação de partículas de segunda fase recorreu-se a microscopia eletrónica de varrimento (MEV). Para além disto, a análise em EDS permite obter uma análise semi-quantitativa da composição química da liga e dos seus constituintes. Assim, foram seleccionadas determinadas amostras para serem observadas em MEV:

- Amostra A2: representa a amostra onde foi atingida a dureza máxima;
- Amostra no estado bruto de vazamento.

A preparação das amostras foi efetuada de forma semelhante às amostras para observação em MO.

4. Apresentação e Discussão de resultados

Neste capítulo são apresentados os resultados da aplicação da metodologia anteriormente mencionada.

Inicialmente serão discutidos os resultados da avaliação das características mecânicas da liga após realização dos tratamentos térmicos. De seguida, é realizada a análise microestrutural e da correlação desta com as propriedades mecânicas.

4.1 Propriedades mecânicas

4.1.1 Primeira série

As condições de envelhecimento das amostras A assemelham-se às praticadas a nível industrial e foram tomadas, de certo modo, como ponto de partida para os ensaios subsequentes.

A tabela 8 apresenta a variação da dureza, nas três amostras, em função do tempo de envelhecimento.

Tabela 8- Variação da dureza em função do tempo de envelhecimento das amostras A.

Tempo de envelhecimento (h)	Dureza (HV)		
	Amostras		
	A1	A2	A3
0	45	45	45
0,5	51,4	55,5	69,4
1	61,3	66,7	76,5
2	71,3	83,4	79,2
4,5	83,3	86,1	74,3
8	92,1	95,4	69,2

Todavia, neste envelhecimento, não se assegura que ao valor máximo obtido corresponda o pico de dureza para esta liga, dado que após as 8h poderá ainda ocorrer endurecimento.

Da análise dos resultados da tabela referida, observa-se que as amostras A1 e A2 têm um comportamento similar registando um incremento significativo dos valores da sua dureza. Observa-se um aumento progressivo da dureza em ambas as amostras, atingindo-se o valor máximo ao fim de 8 horas de envelhecimento. Em particular, o valor máximo obtido nestas condições de envelhecimento foi atingido pela amostra A2, cerca de 95 HV. Nesta, nota-se um aumento da dureza bastante acentuado, em cerca de 111%, algo que também se verifica na amostra A1. Todavia, nas primeiras 2 horas sucede um aumento mais abrupto; após estas a dureza aumenta de forma mais linear, em ambas as amostras. Como se pode observar, a amostra A2 apresenta o valor de dureza final mais elevada, sobretudo na fase inicial, o que pode ser explicado pelo facto de ter sido submetida a uma temperatura de envelhecimento mais elevada, comparativamente com a amostra A1. Segundo investigações já realizadas, este fenómeno é explicado pela cinética mais elevada de precipitação, evoluindo de forma mais célere para precipitados B''. (MURAYAMA, [et al.], 1999).

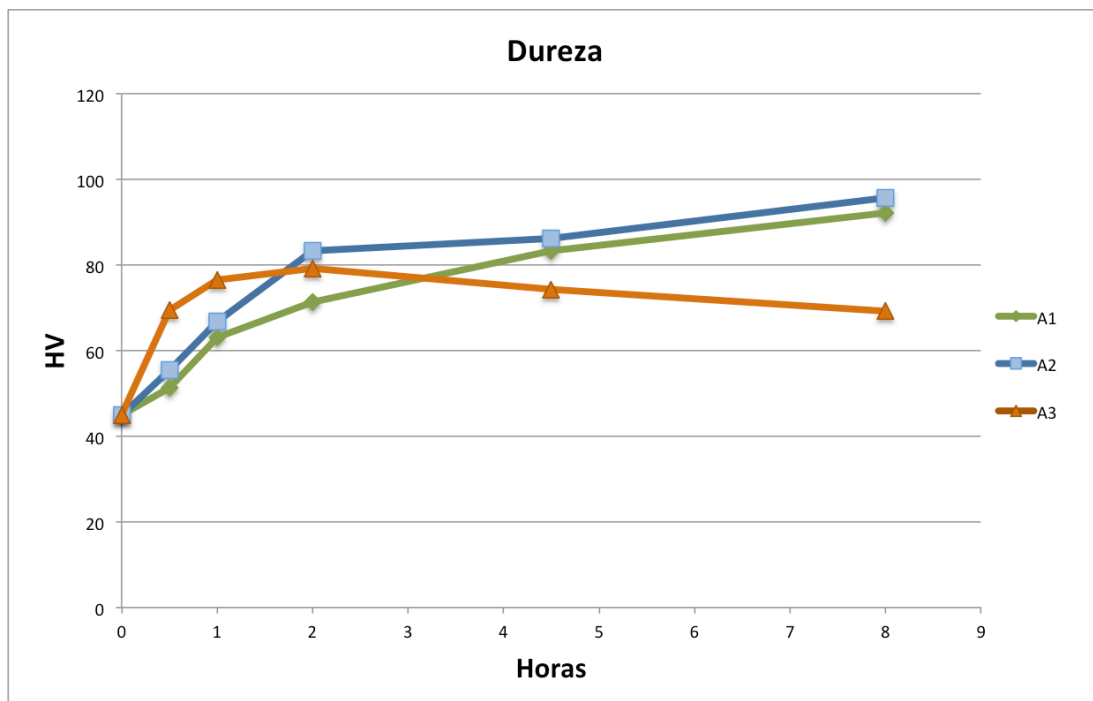


Figura 9- Curvas de envelhecimento referentes às amostras do ensaio A.

Neste contexto, admite-se que a precipitação tenha decorrido em sintonia com o expectável, com a formação de precipitados B''. Como referem Fang *et al* (2010), ao valor máximo de dureza corresponde a densidade máxima de precipitados B''.

No caso da amostra A3, a dureza aumentou rapidamente, atingindo o seu pico após 2 horas de envelhecimento. Todavia, após esse tempo, a dureza começa a decair, o que aponta para a ocorrência de sobreenvelhecimento (figura 9). Admite-se assim que a temperatura de envelhecimento é demasiado elevada. A cinética de precipitação inicial é elevada devido à alta temperatura utilizada, resultando num aumento abrupto de dureza. A temperaturas elevadas está associada a precipitação do composto B', não precipitando de forma significativa a fase B'', responsável pelo máximo endurecimento (C.-S.TAO, [*et al.*], 2006). Já a diminuição da dureza estará relacionada com a alteração da morfologia dos precipitados, nomeadamente o aumento das suas dimensões.

A análise dos valores obtidos sugere que o tempo e a temperatura do tratamento de solubilização foram eficazes, garantindo uma solubilização total. Da mesma forma, a têmpera assegurou a manutenção dos elementos de liga em solução sólida, possibilitando as condições ideais para o tratamento de envelhecimento posterior. Nestas circunstâncias, foram proporcionadas as condições ideais para precipitação e conseqüente aumento de dureza de forma expressiva, como se constatou.

Face aos resultados obtidos, decidiu-se avaliar as propriedades mecânicas da liga após solubilização abaixo da linha de *solvus*, uma vez que esta possibilidade era considerada de extrema importância, sobretudo a nível industrial. A solubilização parcial da liga pode conduzir a falhas em serviço devido a não se atingirem as características mecânicas desejadas.

Como se pode constatar pela análise da figura 10, para além de um aumento pouco expressivo da dureza, comparativamente com os resultados obtidos no envelhecimento anterior, a curva apresenta uma configuração pouco usual para este tipo de tratamento. Este facto confirma que a temperatura de solubilização foi insuficiente para a dissolução completa dos elementos de liga. A ausência de elementos endurecedores dissolvidos na matriz metálica não permite a precipitação em extensão significativa, não advindo daí nenhum efeito considerável a nível do aumento da dureza da liga.

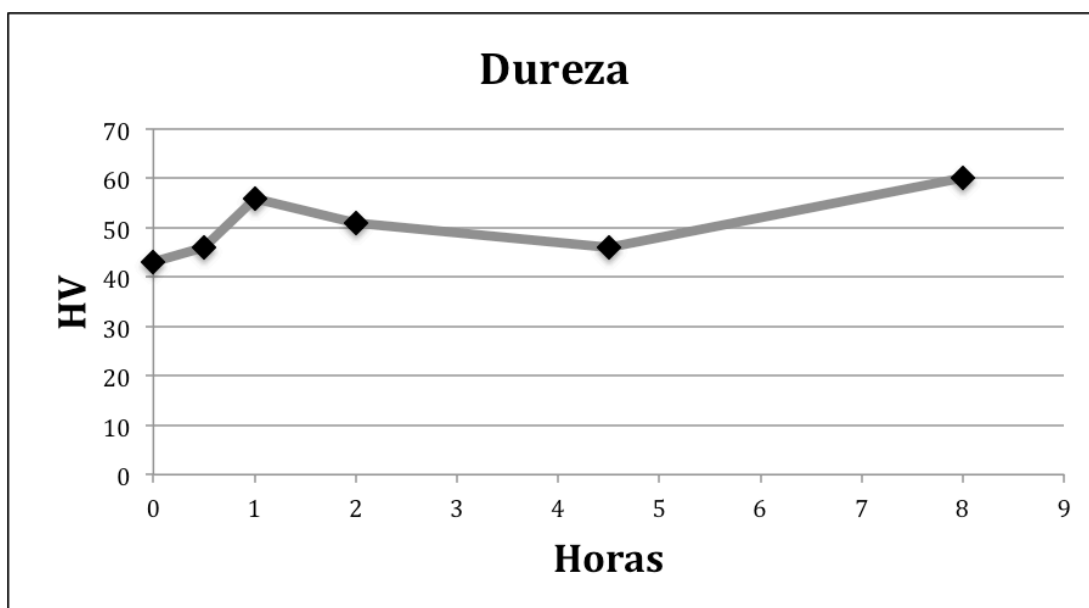


Figura 10- Curva de envelhecimento da amostra B.

A nível industrial, se a solubilização total não for atingida em toda a massa do fio, não se garante a homogeneização das propriedades mecânicas, o que poderá conduzir à rotura do material em regiões onde ocorreu solubilização parcial.

No entanto, a eliminação do tratamento térmico de solubilização pode representar a poupança de tempo e de custos no processo de obtenção do fio final. Conhecer as características mecânicas da liga após envelhecimento sem solubilização é o primeiro passo para a eliminação deste tratamento.

Com este intuito efetuou-se a avaliação da dureza nas amostras que foram submetidas a envelhecimento sem prévio tratamento de solubilização.

A tabela 9 apresenta a evolução da dureza das três amostras ao longo do envelhecimento.

Tabela 9- Variação da dureza em função do tempo de envelhecimento para amostras C.

Tempo de envelhecimento (h)	Dureza (HV)		
	Amostras		
	C1	C2	C3
0	53	53	53
0,5	53,5	53,8	54,8
1	56,5	56,9	55,5
2	58,1	59,3	57,4
4,5	59,2	59,2	55,9
8	60,1	58,6	53,9

De forma geral, os resultados revelaram um aumento pouco significativo de dureza, indiciando que a precipitação não ocorreu do modo pretendido. No entanto, é notório um ligeiro aumento de dureza, nomeadamente nas amostras C1 e C2. Tal desfecho poderá ser explicado pela eventual manutenção de elementos endurecedores em solução sólida após solidificação e que, posteriormente, precipitaram durante o envelhecimento.

A figura 11 representa as curvas de envelhecimento das amostras dos ensaios C, observando-se a ténue variação de dureza.

A eliminação do tratamento de solubilização demonstrou ineficácia no aumento das propriedades mecânicas, indicando indisponibilidade de elementos de liga para precipitação e revelando ser indispensável a dissolução dos elementos endurecedores antes do envelhecimento.

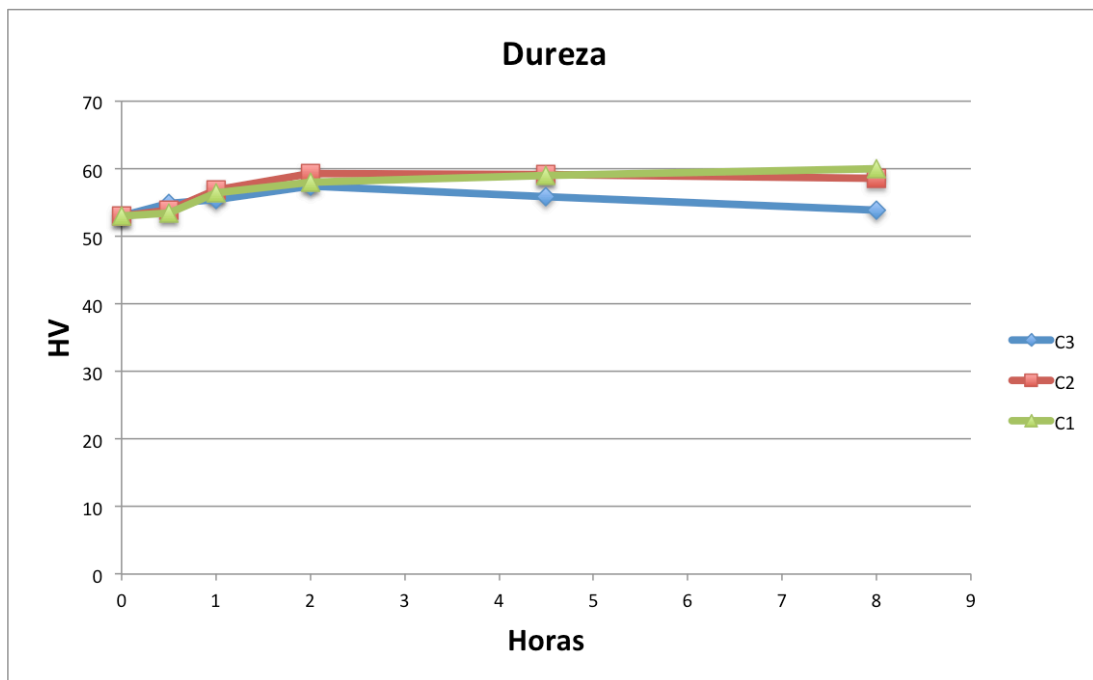


Figura 11- Curvas de envelhecimento das amostras C.

Concluídos os tratamentos térmicos da primeira série é fundamental estabelecer uma comparação entre as condições de envelhecimento utilizadas para todas as amostras.

Os resultados globais referentes à avaliação de dureza para a primeira série de tratamentos são apresentados na figura 12.

A análise dos resultados revela que as condições de envelhecimento do caso A demonstram ser as mais efetivas em termos de aumento da dureza, sugerindo que a sequência de precipitação foi respeitada. Já nos casos B e C depreende-se a ineficácia do envelhecimento devido à indisponibilidade de elementos em solução para posterior precipitação.

Pela análise da figura 12 é ainda possível constatar a diminuição considerável da dureza da amostra A3, revelando o efeito pernicioso do sobre-envelhecimento nas propriedades mecânicas.

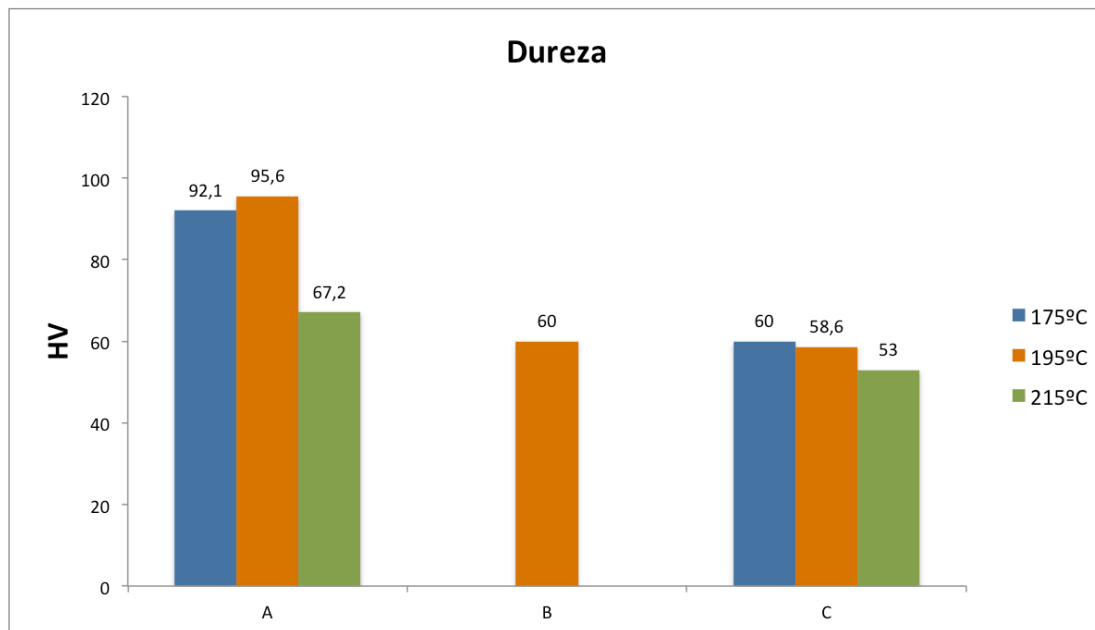


Figura 12- Resultados globais de dureza final da primeira série de tratamentos.

4.1.2 Efeito da variação do tempo de solubilização

Concluída a primeira série de tratamentos térmicos passou-se para a segunda série. Nesta, o intuito prendia-se com a diminuição do tempo e temperatura de solubilização. A diminuição do tempo permite considerar a hipótese de redução de custos, enquanto que a diminuição da temperatura, para além de redução de custos, possibilita uma avaliação do comportamento da liga para uma temperatura intermédia definida entre os 540°C e os 470°C, caso dos ensaios A e B, respetivamente.

Em primeira instância, analisam-se os resultados relativos ao tratamento D, onde o tempo de solubilização foi alterado. Pela análise destes, tabela 10 e figura 13, repara-se no resultado efetivo no aumento da dureza. As curvas apresentadas na figura 13 mostram-se bastante semelhantes às apresentadas na figura 9. Da mesma forma que nas amostras A1 e A2, os valores mais elevados de dureza correspondem a temperaturas de envelhecimento mais baixas.

A tabela 10 expõe os valores de dureza obtidos para as amostras D.

Tabela 10- Variação da dureza em função do tempo de envelhecimento das amostras D.

Tempo de envelhecimento (h)	Dureza (HV)		
	Amostras		
	D1	D2	D3
0	45,0	45,0	45,0
0,5	51,7	52,6	64,2
1	60,2	65,4	76,9
2	65,5	76	78,9
4,5	73,2	81,7	72,0
8	82,3	87,2	64,3

Como é possível constatar, a variação da dureza é semelhante à das amostras do tratamento A. No entanto, a evolução desta é de certa forma mais linear, como se pode verificar comparando a configuração das figuras 9 e 13. O valor máximo de dureza, para as amostras D1 e D2, é atingido ao fim de 8 horas de envelhecimento, refletindo a densidade máxima de precipitados B''. Contudo, verifica-se uma diminuição da dureza máxima atingida, comparativamente com as amostras A1 e A2, indicando que a taxa de dissolução de elementos endurecedores não foi semelhante.

As curvas de envelhecimento representadas na figura 13 revelam um aumento de dureza expressivo nas amostras D1 e D2. Nestas, a amostra D2 apresenta incremento mais acentuado para tempos de envelhecimento mais curtos, pelos mesmos motivos referidos relativamente à amostra A2.

A amostra D3 evidencia sobre-envelhecimento após 2 horas de tratamento, amostra esta que corresponde à temperatura de envelhecimento de 215°C, o que aponta no sentido de a temperatura ter sido demasiado elevada.

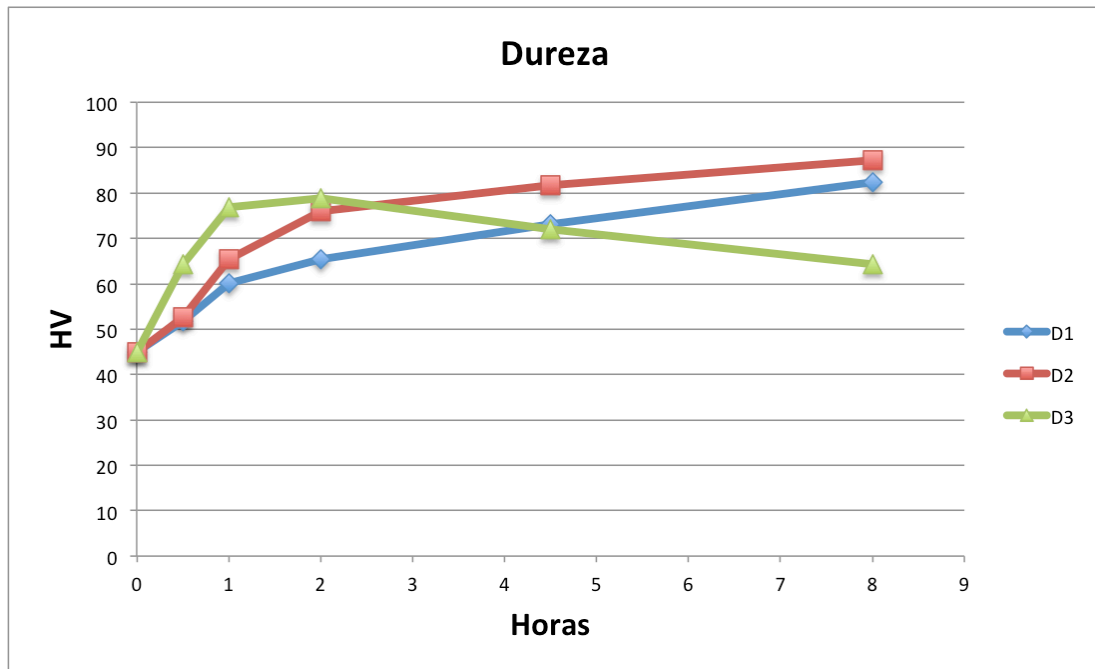


Figura 13- Curvas de envelhecimento das amostras D.

4.1.3 Efeito da variação da temperatura de solubilização

Como já mencionado, o endurecimento máximo é atingido a partir de um estado de solubilização total, após envelhecimento. Posto isto, torna-se pertinente estudar uma temperatura intermédia entre as temperaturas de solubilização dos ensaios A e B, casos onde se supõe a ocorrência de solubilização total e solubilização parcial, respetivamente.

A tabela 11 e a figura 14 apresentam os valores de dureza obtidos e as correspondentes curvas de envelhecimento. Em todas as amostras, observa-se um incremento mais acentuado de dureza no período inicial de envelhecimento, comparativamente com os resultados obtidos anteriormente (A e D). Por um lado, as amostras E1 e E2 apresentam comportamentos similares ao longo do tempo de envelhecimento, sofrendo um aumento significativo de dureza. Por outro lado, até 2 horas, as amostras E2 e E3 evidenciam um endurecimento semelhante, algo contrário ao reportado nos resultados anteriores (A e D). Após este tempo, a amostra E3 sofre sobre-envelhecimento, revelando que a temperatura definida demonstrou-se, novamente, excessiva.

Tabela 11- Variação da dureza em função do tempo de envelhecimento para as amostras E.

Tempo de envelhecimento (h)	Dureza (HV)		
	Amostras		
	E1	E2	E3
0	45,0	45,0	45,0
0,5	51,2	55,6	56,8
1	62,1	68,3	68,5
2	74,4	79,0	79,5
4,5	82,7	82,4	75,1
8	85,1	84,9	65,3

Posto isto, os resultados sugerem que a dissolução dos elementos de liga ocorreu de forma adequada, o que se traduziu num aumento de dureza final apreciável nas amostras E1 e E2.

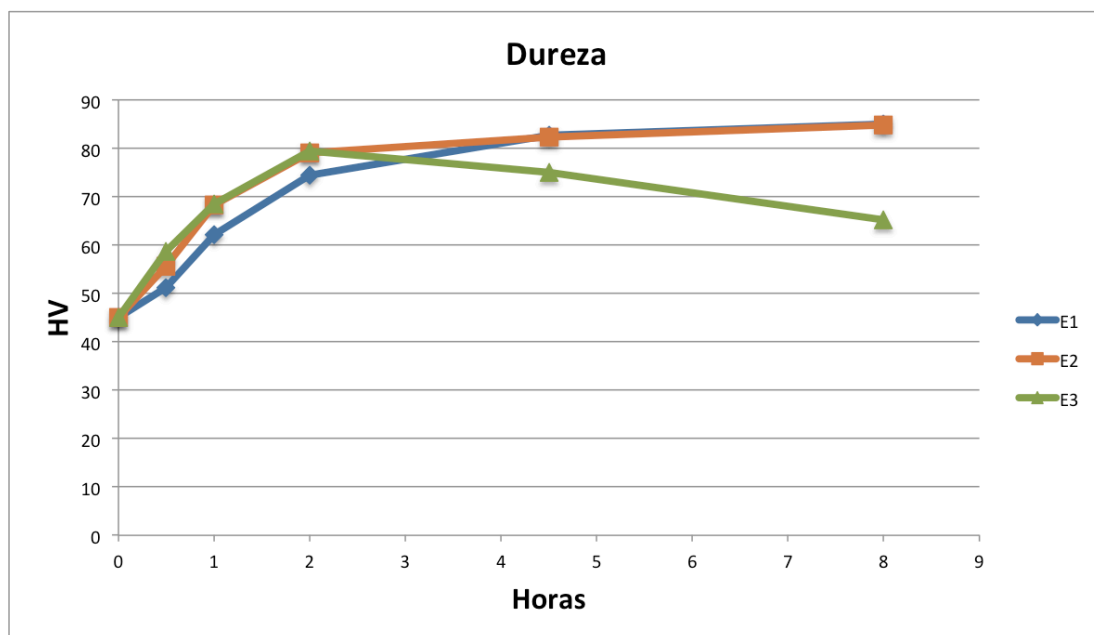


Figura 14- Curvas de envelhecimento das amostras E.

O gráfico da figura 15 estabelece a comparação entre os valores de dureza dos envelhecimentos dos tratamentos D e E. O facto dos valores finais se apresentarem bastante próximos sugere que a dissolução dos elementos de liga decorreu de forma semelhante em ambos os tratamentos de solubilização.

A avaliação dos resultados demonstra que a dissolução de elementos de liga na matriz metálica é dependente da temperatura e do tempo de solubilização. Com a alteração de um dos parâmetros, as amostras apresentam redução dos valores finais de dureza, comparativamente com as condições de envelhecimento do tratamento A.

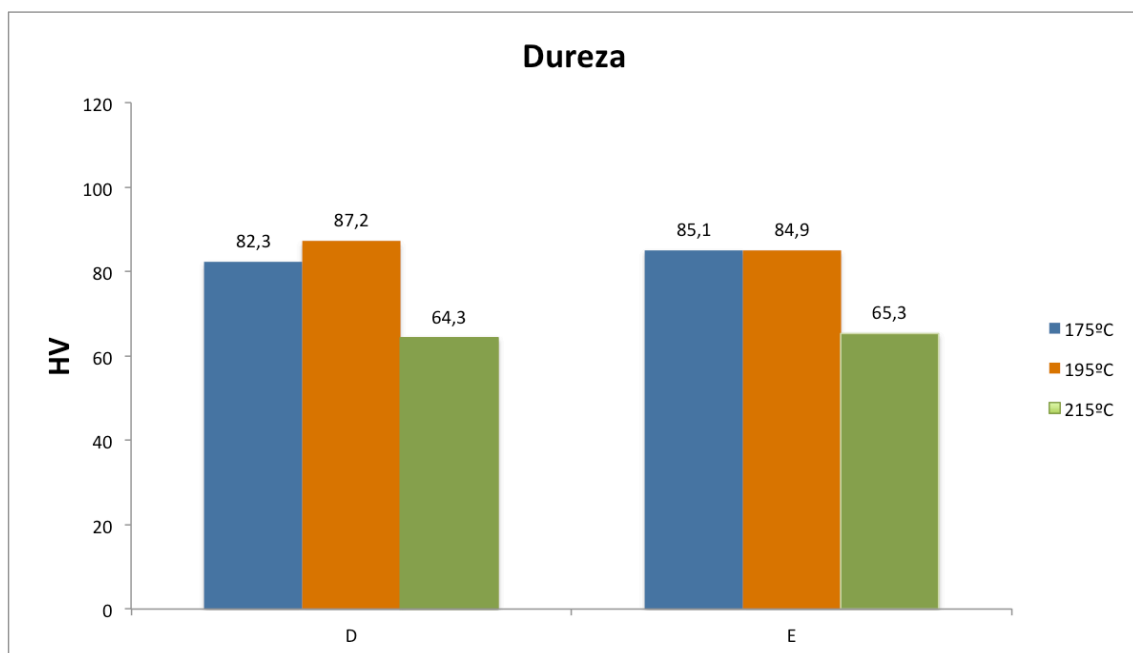


Figura 15- Resultados globais de dureza final da segunda série de tratamentos.

4.1.4 Efeito da eliminação do tratamento de solubilização a nível industrial

Cessados os ensaios laboratoriais, transpôs-se para nível industrial, com o propósito de tentar eliminar o tratamento térmico de solubilização. Tal como referido anteriormente, o maior obstáculo ao aumento da dureza da liga é a capacidade de dissolução de elementos de liga, antes da entrada na zona de laminagem.

A tabela 12 sumaria os valores de dureza obtidos ao longo do envelhecimento realizado em laboratório. Nesta situação foram realizados apenas dois envelhecimentos, às temperaturas de 175°C e 215°C, optando-se por excluir o envelhecimento a 195°C. Esta opção é justificada pelo facto de nos resultados anteriores se ter verificado uma similaridade entre os valores da dureza nas amostras submetidas a envelhecimentos a

175°C e 195°C. De acordo com a análise da tabela 12, não se verifica um aumento de dureza, observando-se uma semelhança com o sucedido nas amostras C.

Tabela 12- Evolução da dureza em função do tempo de envelhecimento para as amostras envelhecidas em laboratório.

Tempo de envelhecimento (h)	Dureza	
	Temperatura de envelhecimento (°C)	
	175°C	215°C
0	53,0	53,0
0,5	56,0	56,9
1	56,5	57,7
2	57,2	55,6
4,5	58,4	55,8
8	58,6	55,2

Como se pode visualizar na figura 16, a dureza manteve-se constante ao longo do tempo, a níveis relativamente reduzidos.

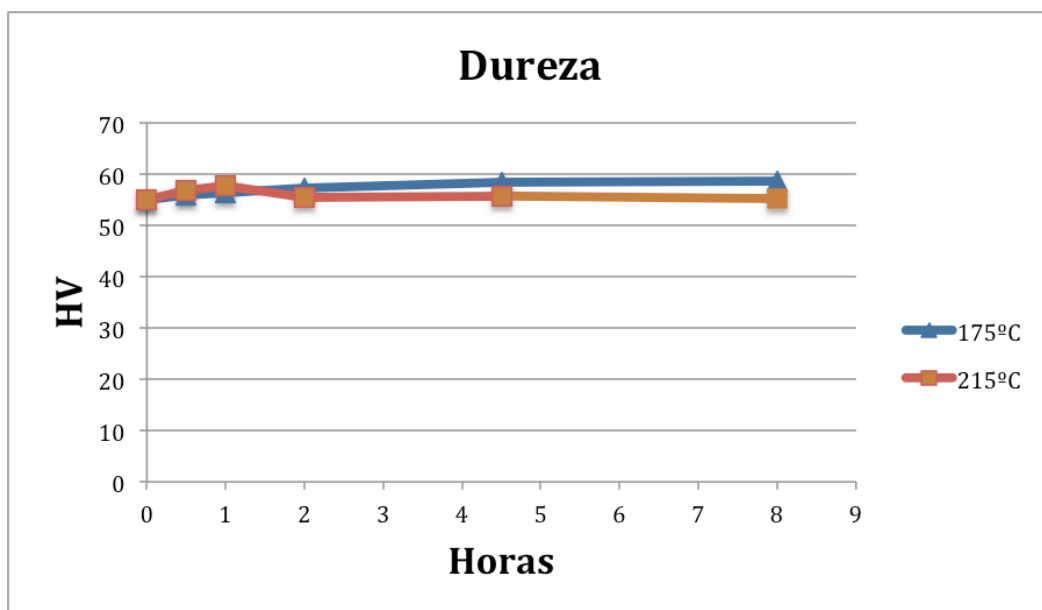


Figura 16- Curvas de envelhecimento das amostras envelhecidas em laboratório.

O aumento pouco expressivo de dureza deverá estar presumivelmente associado à inexistência significativa de precipitação, indicando que não se encontravam elementos de liga em solução sólida. Contudo, observa-se um ligeiro aumento de dureza, fenómeno idêntico ao sucedido nas amostras E, e que pode ser justificado da mesma forma ao referido para estas.

Relativamente aos ensaios realizados única e exclusivamente a nível industrial, a resistência mecânica e resistividade foram as principais características em análise. A tabela 13 mostra as especificações mínimas requeridas pela norma EN 50183 para condutores aéreos. As especificações alvo pretendidas para o fio final são do tipo AL7, para diâmetro final de fio entre 3,00 e 3,50 mm. Contudo, pretende-se aliar a resistividade do tipo AL7 com a tensão de rotura do tipo AL5, ou seja, alcançar a conjugação de 295 MPa de tensão de rotura e 30,0 nΩ.m de resistividade máxima.

Tabela 13- Especificações para condutores aéreos de alumínio (STANDARD, 2000).

Tipo	Condutividade nominal (%IACS*)	Diâmetro nominal (mm)	Tensão de rotura (MPa)	Alongamento (%)	Resistividade (nΩ•m)
AL2	52,5	1,50-3,50	> 325	> 3,0	< 32,84
		3,50-5,00	> 315	> 3,0	< 32,84
AL3	53,0	1,50-5,08	> 295	> 3,5	< 32,53
AL4	52,9	1,50-3,50	> 325	> 3,0	< 32,9
		3,50-5,00	> 315	> 3,0	< 32,9
AL5	55,25	1,50-5,00	> 295	> 3,5	< 32,2
AL6	55,6	1,50-3,50	> 314	> 3,5	< 31,5
		3,50-5,00	> 304	> 3,5	< 31,5
AL7	57,5	1,50-2,50	> 300	> 3,0	< 30,0
		2,50-3,00	> 290	> 3,0	< 30,0
		3,00-3,50	> 275	> 3,0	< 30,0
		3,50-4,00	> 265	> 3,0	< 30,0
		4,00-5,00	> 255	> 3,0	< 30,0

* International Annealed Copper Standard

Os resultados inerentes aos ensaios de tração e resistividade nas diversas etapas de produção de fio são apresentados na tabela 14.

Por um lado, como se observa nos resultados finais, após trefilagem e envelhecimento, a resistividade diminui ao longo do processo, algo que está presumivelmente relacionado com a precipitação, uma vez que a ocorrência desta leva à redução da resistividade (ESMAEILI, [et al.], 2004). Por outro lado, à deformação plástica está geralmente associado aumento da resistividade da liga (KARABAY, 2005). Como se pode constatar, este fenómeno sucedeu após trefilagem.

Tabela 14- Propriedades mecânicas e resistividade da liga nas diferentes etapas do processo de obtenção de fio.

Estado	Propriedades Elétricas	Propriedades mecânicas	
	Resistividade ($n\Omega \cdot m$)	Tensão de rotura (MPa)	A (%)
Bruto de vazamento	30,94	175	15
14 dias* (ponta interior**)	29,82	168	13
Trefilado (d=3,315 mm)	30,06	230	6
Trefilado e envelhecido	29,95	245	10

* Liga armazenada durante 14 dias à temperatura ambiente.

** Amostra de varão antes de trefilagem.

A resistência à tração sofreu um aumento significativo, mais concretamente após o processo de trefilagem. Não obstante, estabelecendo uma comparação dos resultados obtidos com os requisitos mencionados na tabela 13, conclui-se que não foi atingido o valor mínimo de tensão de rotura requerido.

Para além disto, é conveniente também estudar as características do varão anteriormente ao processo de trefilagem. A tabela 15 apresenta os resultados dos ensaios efetuados no varão. Neste caso, o varão foi submetido a envelhecimento de forma semelhante ao que se ensaiou a nível laboratorial. Por um lado, como é passível de ser observado na tabela 15, o envelhecimento conduziu a um decréscimo de resistência

mecânica. Por outro lado, a resistividade diminui, fator importante e que está relacionado com a precipitação, como já mencionado.

Tabela 15- Propriedades mecânicas e resistividade do varão nas diferentes etapas do processo de obtenção de fio.

Condição	Resistividade ($n\Omega \cdot m$)	Tensão de rotura (MPa)	A (%)
Bruto de vazamento	30,94	175	15
14 dias* (ponta interior**)	29,82	168	13
Envelhecido	29,52	167	14

* Liga armazenada durante 14 dias à temperatura ambiente.

** Amostra de varão antes de trefilagem.

Nesta circunstância, os resultados obtidos indicam que as modificações efetuadas no processo de vazamento e solidificação da liga não ocorreram conforme ambicionado. Assim, pressupõe-se que a temperatura de entrada da liga na zona de laminagem não foi suficientemente elevada para garantir a manutenção dos elementos em solução.

4.1.5 Comparação geral das condições de envelhecimento

Nesta subsecção tem-se como objetivo efetuar uma comparação global entre os resultados de dureza obtidos em todos os envelhecimentos realizados.

A figura 17 ilustra os resultados de dureza referentes às amostras de A a F. Comprova-se que os melhores resultados são obtidos quando realizada solubilização no domínio α (ver figura 1 b)), condições das amostras A, D e E, sugerindo o alcance de níveis aceitáveis de dissolução de elementos de liga. Pressupõe-se que nos envelhecimentos destas amostras os precipitados B'' sejam os principais responsáveis pelo máximo de dureza observado. No entanto, considerando-se a temperatura de envelhecimento de 215°C, verifica-se que os valores finais de dureza se apresentam relativamente baixos, indiciando sobre-envelhecimento nos tratamentos há pouco referidos.

Nas restantes três condições de envelhecimento (amostras B, C e F) não se verificou um aumento de dureza expressivo, apontando para a carência de precipitados endurecedores. Nestas circunstâncias, supõe-se a inexistência de silício e magnésio em solução sólida, algo que conduziu à reduzida formação de Mg_2Si durante o envelhecimento.

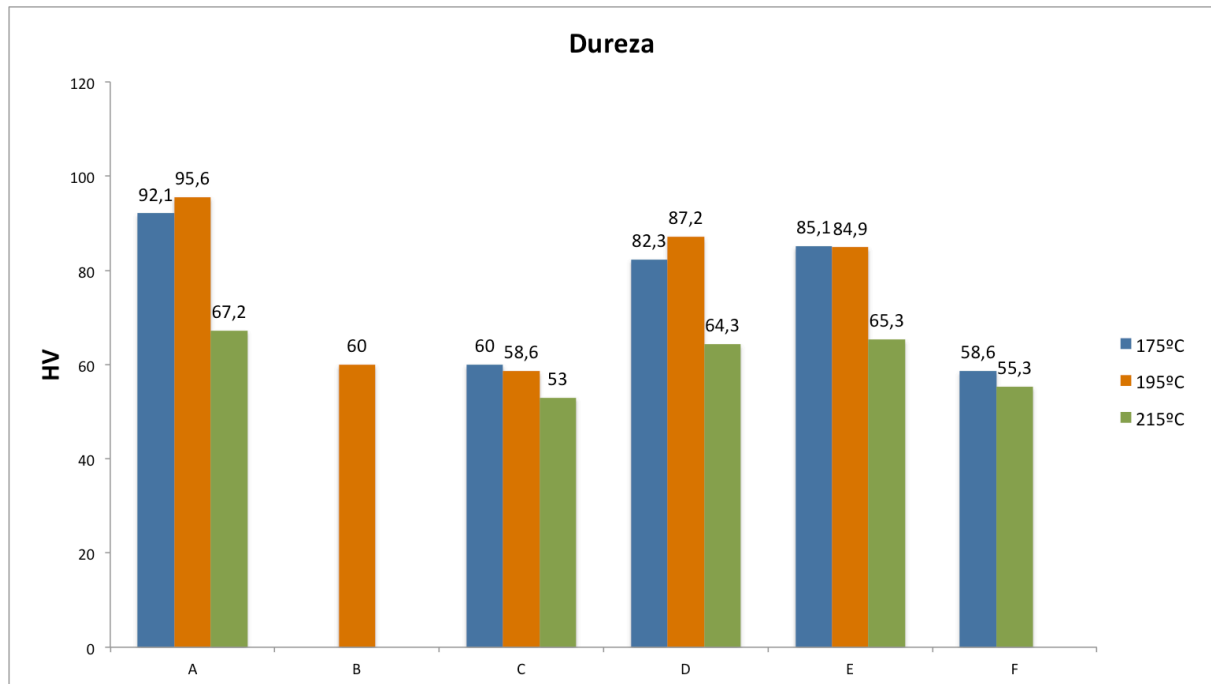


Figura 17- Resultados globais de dureza final de todas as amostras, nas distintas condições de envelhecimento.

4.2.1 Análise microestrutural

A análise da microestrutura ao longo do tratamento de envelhecimento permite compreender a evolução das propriedades mecânicas.

Inicialmente, recorreu-se à microscopia ótica para avaliação microestrutural da liga. Contudo, esta não se demonstrou eficaz na observação pormenorizada da microestrutura. Nesta situação, a discussão baseia-se na análise em MEV.

Com vista à análise da amostra onde se verificou um aumento mais expressivo da dureza, a amostra A2 foi selecionada para observação em MEV. A figura 18 ilustra a microestrutura desta.

Da análise da figura 18 verifica-se a presença de uma fase intermetálica (cor branca). Nesta, é ainda possível a observação das fronteiras de grão.

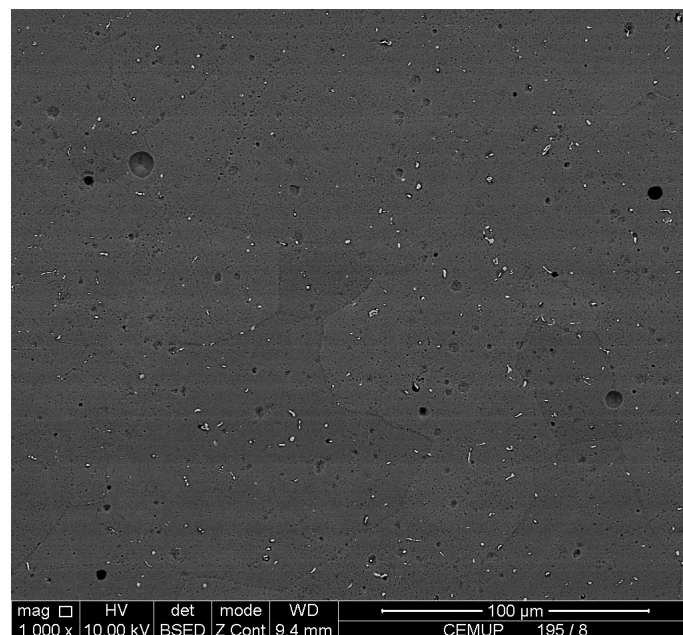


Figura 18- Micrografia em MEV da amostra A2 onde é possível observar as fronteiras de grão e os precipitados (cor branca).

Com o objetivo de se avaliar a evolução da microestrutura foi ainda observada uma amostra em bruto de vazamento. A figura 19 estabelece uma comparação a nível microestrutural entre esta e a amostra A2. Para além disto, são evidenciadas as fases intermetálicas de forma mais pormenorizada, assim como as zonas de microanálise.

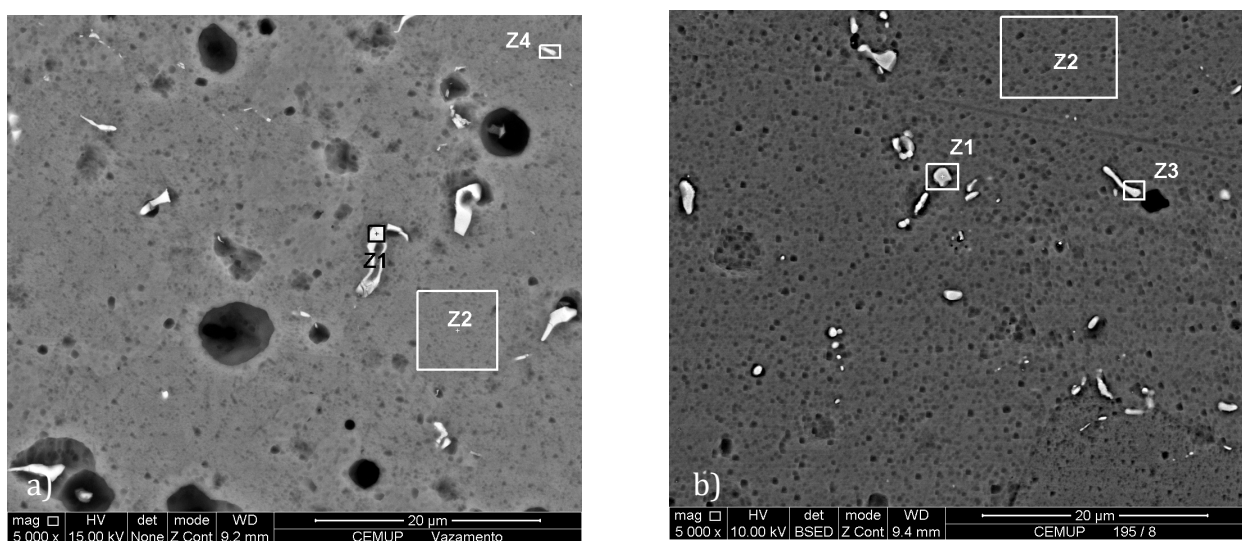


Figura 19- Micrografia MEV com sinalização das zonas nas quais foram realizadas microanálises: a) amostra no estado bruto de vazamento; b) amostra A2.

Com o intuito de se confirmar a composição das fases intermetálicas foram efetuadas microanálises nas zonas Z1 e Z4 da amostra correspondente ao estado bruto de vazamento. Nas figuras 20 e 21 são apresentados os resultados dessas microanálises.

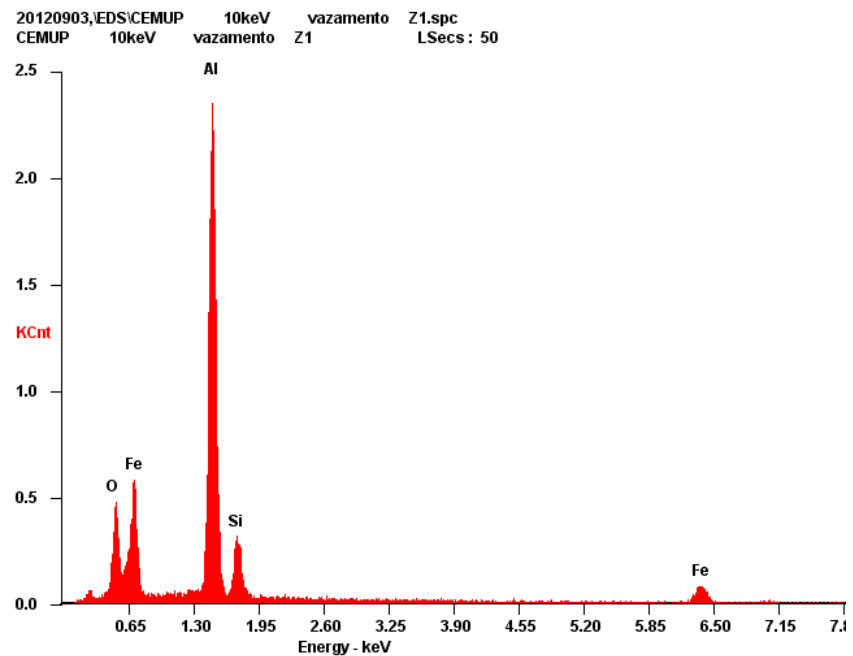


Figura 20- Espectro correspondente à microanálise efetuada na zona Z1 da amostra no estado bruto de vazamento.

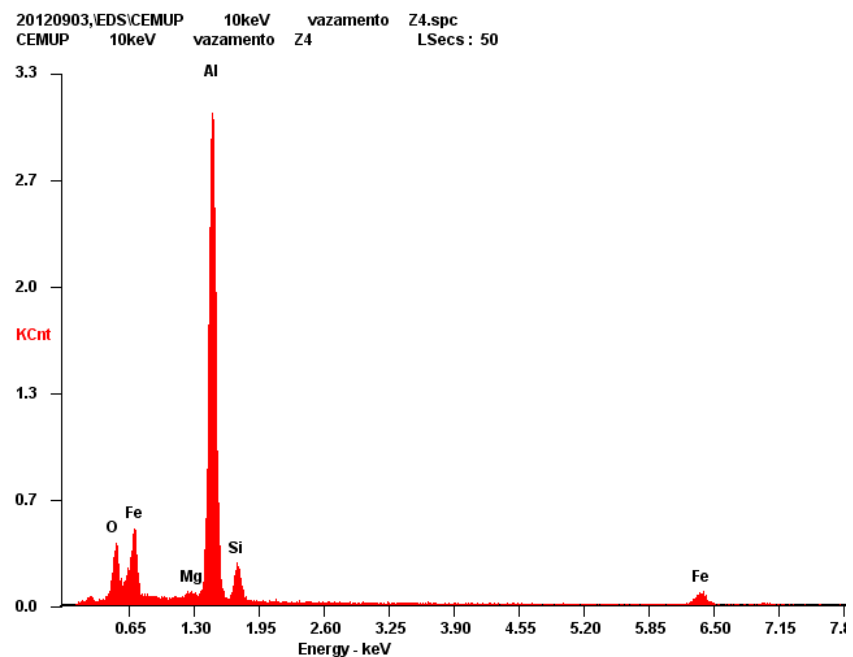


Figura 21- Espectro correspondente à microanálise efetuada na zona Z4 da amostra no estado bruto de vazamento.

Como se constata, os resultados obtidos apresentam-se semelhantes, reportando a presença da mesma fase intermetálica AlFeSi.

Para as ligas da série 6xxx, a bibliografia reporta a presença de fases intermetálicas ricas em ferro e silício. Estas fases apresentam-se geralmente sob a forma β -Al₅FeSi ou α -Al₈Fe₃Si, sendo que a formação destas é favorecida quando a solidificação decorre lentamente (KUIJPERS, [et al.], 2003, MRÓWKA-NOWOTNIK, [et al.], 2007). Contudo, a sua contribuição para o endurecimento da liga é praticamente nula. Como se constata pela análise da figura 19, os precipitados apresentam-se sob a forma de placas e com alguns micrómetros de comprimento, algo que vai de encontro ao investigado por Kuijpers et al (2003).

Na figura 22 está representada a projeção de parte da secção isotérmica, a 540°C, do diagrama ternário Al-Fe-Si, em que é possível observar a zona rica em alumínio. Nesta, é possível constatar a formação de distintas fases metálicas do tipo AlFeSi. Contudo, neste contexto, só as fases α -Al₈Fe₃Si e β -Al₅FeSi são estáveis. Relativamente às outras fases que se observam no digrama, estas só se apresentam estáveis se a composição química da liga sair do âmbito da série 6xxx (KUIJPERS, [et al.], 2005).

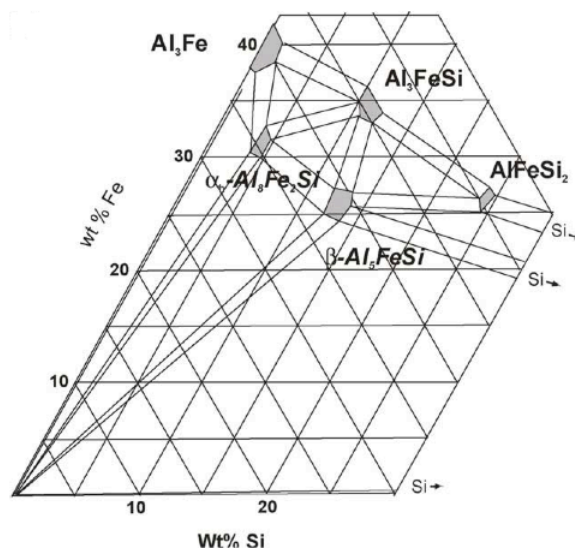


Figura 22- Projeção relativa a parte da secção isotérmica, a 540°C, do diagrama ternário Al-Fe-Si; zona rica em Alumínio (KUIJPERS, [et al.], 2005).

A análise da figura 19 revela ainda uma diferença ténue de morfologia das fases intermetálicas, apresentando-se mais pequenas e arredondadas na figura 19 b). Segundo Kuijpers et al (2003) este facto pode ser explicado pela influência do tratamento térmico

de solubilização, ou seja, durante a solubilização ocorre a modificação das placas de β - Al_5FeSi para α - $\text{Al}_8\text{Fe}_3\text{Si}$, adquirindo uma forma mais arredondada. Este fenómeno é de certa forma desejado, já que os precipitados α - $\text{Al}_8\text{Fe}_3\text{Si}$ facilitam a extrusão e melhoram a qualidade superficial do material extrudido (KUIJPERS, [et al.], 2004).

Já a análise dos espectros correspondentes às microanálises na amostra A2 (figuras 23 e 24) indicia que estes são idênticos aos obtidos nas figuras 20 e 21, reportando a presença da mesma fase intermetálica em ambas as amostras. Contudo, supõe-se que após envelhecimento a fase intermetálica se apresente na forma α - $\text{Al}_8\text{Fe}_3\text{Si}$, já que a amostra A2 foi submetida a solubilização, sofrendo a alteração já mencionada.

A presença do mesmo tipo de fase intermetálica em ambas as amostras sugere que estas se formaram logo após vazamento, não se verificando a sua dissolução durante a solubilização. Neste sentido, conclui-se que estes não contribuem de forma significativa para o endurecimento.

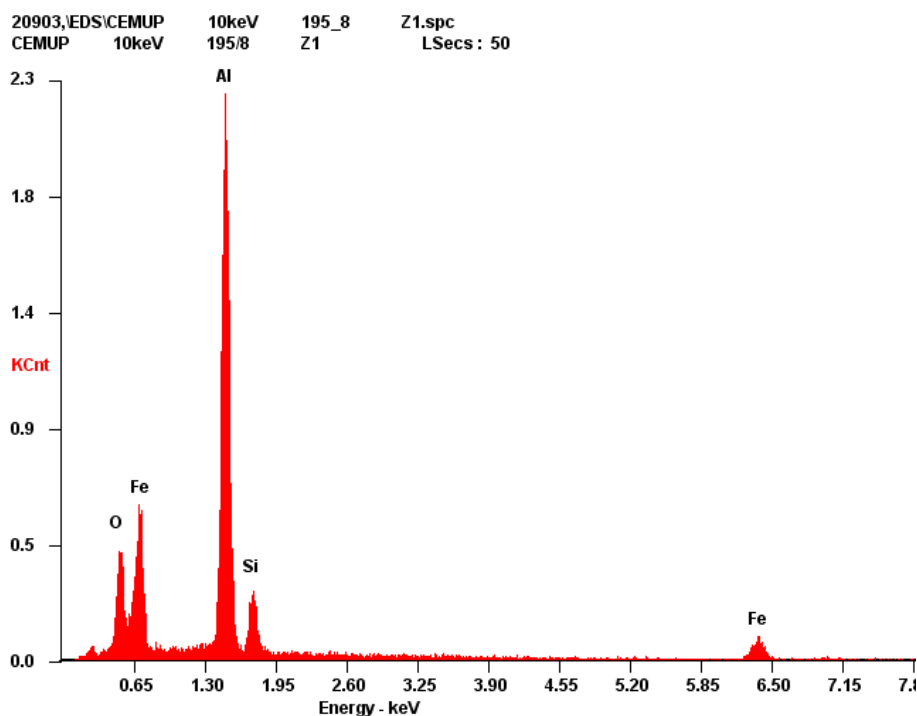


Figura 23- Espectro correspondente à microanálise efetuada na zona Z1 da amostra A2.

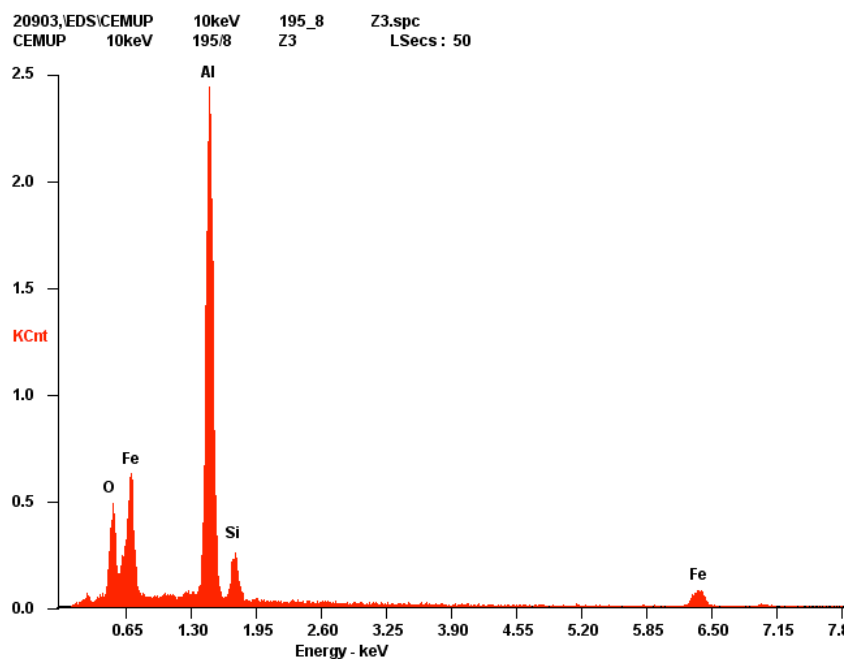


Figura 24- Espectro correspondente à microanálise efetuada na zona Z3 da amostra A2.

Para além das microanálises aos precipitados foram ainda realizadas análises da matriz de alumínio. Os resultados das microanálises são apresentados na tabela 16.

Em ambas as amostras em estudo, a percentagem atómica de magnésio e silício mostra ser bastante díspar. Enquanto o silício apresenta valores consideravelmente baixos, para o magnésio foram detetados teores elevados. Atendendo a que o precipitado endurecedor é do tipo Mg_2Si e que o rácio entre ambos é 1,74, seria de esperar maior proximidade entre os teores de silício e magnésio. Assim, de acordo com o reportado pela tabela 16, verifica-se, aparentemente, excesso de magnésio, ou seja, existe um excedente de magnésio ao requerido para formação de Mg_2Si .

Tabela 16- Resultados das microanálises efetuadas na matriz de ambas as amostras (zonas Z2).

Face à situação referida anteriormente, houve necessidade de uma análise

Amostra	% atómica			
	Al	Si	Mg	Fe
Bruto vazamento	97,40	0,25	0,95	1,40
A2	97,38	0,25	1,13	1,24

complementar com base numa nova amostra de um novo lote de material. O intento deste procedimento prende-se por conferir se o teor de silício e magnésio apresentam a mesma disparidade que se observa na tabela 16.

A figura 25 mostra a microestrutura e as zonas onde foram efetuadas microanálises na nova amostra. Nesta situação, a microestrutura mantém-se coerente com a das amostras estudadas anteriormente (figura 19), com a presença da fase intermetálica AlFeSi.

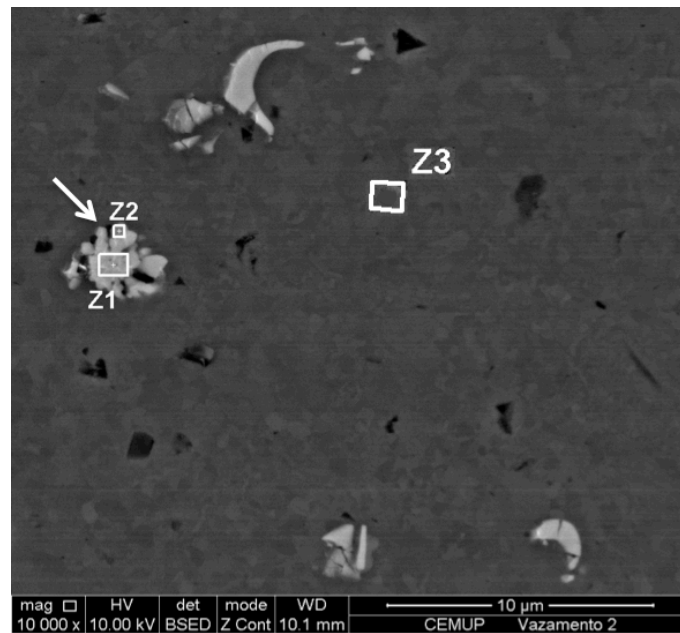


Figura 25- Micrografia MEV da amostra de novo lote de vazamento com sinalização dos locais onde foram efetuadas microanálises (Z1, Z2 e Z3).

Inicialmente foi estudada a composição da fase intermetálica (Zona Z1) com base na microanálise dessa zona (anexo A, figura X). Verificou-se um pico mais acentuado de magnésio, comparativamente com o encontrado nas figuras 20, 21, 23 e 24. Por este motivo e aliado ao facto de zonas mais escuras serem indício de maior concentração de magnésio, optou-se posteriormente, por efetuar uma análise numa zona próxima desta tonalidade (zona Z2, junto à extremidade do composto intermetálico; figura 25 vide indicação da seta).

Os resultados inerentes à microanálise da zona Z2 encontram-se na figura 26. Constata-se que, nesta zona, o pico correspondente ao magnésio é mais evidente comparativamente com o apresentado nas primeiras amostras (figuras 20, 21, 23 e 24). Uma possível explicação para tal situação poderá advir de uma pequena diferença ao nível da composição da liga, já que as amostras não provêm do mesmo lote de material.

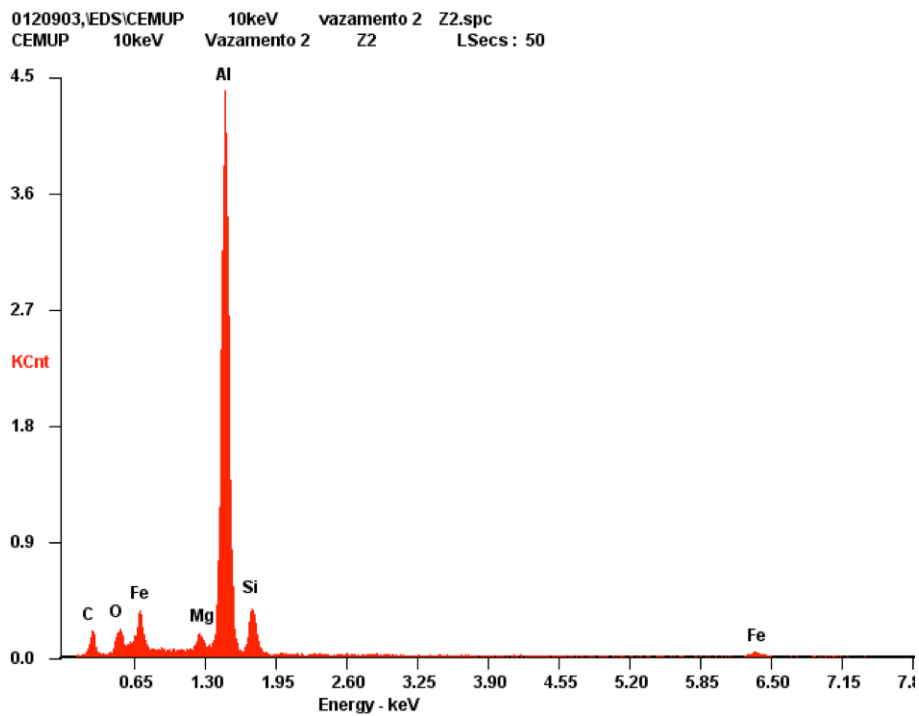


Figura 26- Espectro correspondente à microanálise na zona Z2 da amostra de diferente lote de vazamento.

Por fim, os resultados da microanálise correspondentes à matriz metálica (figura 25, zona Z3) apresentam-se detalhados na tabela 17. Os resultados mostraram-se similares aos obtidos na abordagem anterior (tabela 16), mantendo-se na mesma proporção a disparidade entre os teores de silício e magnésio. Todavia, nesta situação, constata-se uma diminuição de cerca de 50% dos teores em ferro.

Tabela 17- Resultados da microanálise efetuada na matriz da amostra de novo lote de material.

Amostra	% atômica			
	Al	Si	Mg	Fe
Bruto de vazamento (novo lote)	96,85	0,26	1,08	0,62

Neste contexto, de acordo com uma investigação recente, a alteração da composição química, nomeadamente de silício e magnésio, pode conduzir à melhoria das propriedades mecânicas das ligas da série 6xxx (JAAFAR, [et al.], 2012). Neste sentido, a adição de silício poderia fomentar a formação em maior proporção de precipitados Mg_2Si .

Como já referido, o magnésio e o silício estão presentes nas ligas da série 6xxx na proporção necessária para formação do composto Mg_2Si . Contudo, supõe-se que a adição de silício de forma suplementar ao requerido para a formação do composto mencionado, surta um efeito positivo no aumento das propriedades mecânicas da liga. Este silício é normalmente designado como silício excedente. De forma geral, este, diminui o tempo para início de endurecimento e amplia a precipitação de partículas B'' , finas e uniformemente distribuídas. Para além disto, o silício excedente diminui o rácio $Mg:Si$ nas zonas de precipitação, o que promove a formação de novas zonas e que, consequentemente, afetam de forma significativa a resistência mecânica (GUPTA, [et al.], 2001).

Apesar dos resultados obtidos, a resolução em MEV apresenta uma limitação subjacente. Esta, não permite a visualização dos precipitados Mg_2Si , uma vez que estes apresentam uma dimensão demasiado reduzida, sendo a MET a solução mais comum para visualização dos mesmos. No entanto, apesar de não ser possível a visualização de Mg_2Si , o facto de se ter verificado um aumento da dureza permite assumir a precipitação de Mg_2Si .

5. Conclusão

Este trabalho teve como objetivo o estudo e compreensão dos tratamentos térmicos a aplicar à liga 6101 para melhoria das suas características mecânicas. Assim, foram realizados diversos ensaios que permitiram a avaliação das propriedades da liga.

Os resultados desta investigação corroboram a necessidade de se alcançar um estado de solubilização total anterior ao envelhecimento, com vista à obtenção das condições ideais para ocorrência de precipitação. Desta forma, o tratamento de solubilização torna-se imprescindível para dissolução dos elementos de liga na matriz de alumínio. Contudo, a dissolução dos elementos de liga é influenciada pelo tempo e temperatura de solubilização, ou seja, a alteração de um destes parâmetros pode conduzir a diferentes taxas de dissolução.

No caso do envelhecimento, verificou-se que os valores de dureza mais expressivos foram obtidos nas amostras submetidas a temperaturas de envelhecimento mais baixas, 175°C e 195°C. Todavia, temperaturas de envelhecimento demasiado elevadas conduzem a sobre-envelhecimento da liga após 2 horas de envelhecimento.

A análise microestrutural revelou a precipitação de fases intermetálicas do tipo $AlFeSi$, que pouco contribuem para o endurecimento da liga. Na matriz de alumínio, verificou-se uma grande disparidade entre o teor de silício e de magnésio.

No caso industrial, a eliminação do tratamento de solubilização não se mostrou eficaz no aumento da dureza. Este facto permite concluir que as alterações efetuadas no processo de vazamento e laminagem não foram suficientes para assegurar a manutenção em solução dos elementos de liga.

6. Trabalhos futuros

A realização desta dissertação permitiu estudar um tema importante na produção de condutores aéreos. No entanto, concluído o estudo, consideramos pertinente ter em atenção, em trabalhos futuros, alguns aspetos.

- Fazer um estudo suplementar ao nível da variação, tanto do tempo como da temperatura de solubilização em simultâneo.
- Ultrapassar a limitação deste estudo na observação dos precipitados Mg_2Si recorrendo à observação da sequência de precipitação, particularmente dos precipitados β' para efetuar uma correlação entre a microestrutura e as propriedades mecânicas. Neste sentido, a MET poderia ser uma técnica com bastante utilidade.
- Alterar a composição da liga, mais concretamente, na adição de silício e, porventura, de magnésio, o que permitiria a avaliação do efeito destes elementos nas propriedades mecânicas finais, uma vez que a formação de precipitados endurecedores pode ser influenciada pelo teor de silício.

Finalmente, um outro trabalho que será pertinente desenvolver em estudos futuros deverá incidir na questão de eliminação do tratamento de solubilização a nível industrial. Seria importante assegurar que a liga entre na zona de laminagem à temperatura adequada. Neste sentido, a otimização da solidificação da liga e/ou a colocação de uma estufa antes da zona de laminagem, poderiam ser metodologias a adotar.

7. Referências Bibliográficas

Aoubdia, Y.; Boubertakh, A.; Hamanda, S.- Precipitation Kinetics of the hardening phase in two 6061 aluminium alloys. *Materials Letters*. (2009).

ASM- Metals Handbook Volume 2- Properties and Selection Nonferrous Alloys and Special Purpose Materials. In, 1992. Vol. 2, p. 17-700.

ASM- Metals Handbook Volume 4: Heat treating. In ASM Handbook Committee, 1991. Vol. 4, p. 1861-1960.

Buha, J.- Interrupted ageing of Al-Mg-Si-Cu alloys. University of New South Wales, 2005.

C.Tao,-S.; Chen, C. -Y.; Jeng, U. -S.; Kuo, T. -Y. - Precipitation Kinetics and transformation of metastable phases in Al-Mg-Si alloys. *Acta Materialia*. (2006).

Cai, M.; Field, D.P.; Lomier, G.W. - A systematic comparison of static and dynamic ageing of Two Al-Mg-Si alloys. Elsevier. (2004).

Campbell, F.C.- Elements of Metallurgy and Engineering Alloys. Asm International, 2008. ISBN 9780871708670.

Clement, D.; Filho, J. C. S.; Mello, H. J.; Soufen, C. A.- influência do Tempo de Solubilização e Envelhecimento na Dureza do Alumínio 2024-T3. Universidade Estadual Paulista.

Davis, J.R.- Aluminum and Aluminum Alloys. Asm International, 1993. ISBN 9780871704962.

Dobrzanski, L.A.; Reimann, T.; Krawczyk, G.- Influence of the aging on the mechanical properties of the aluminium alloy AlSi9Mg. *International Scientific Journal*. Vol. 31 (2008), p.37-40.

Esmaili, S.; Lloyd, D.J.; Poole, W.J.- Effect of natural aging on the resistivity evolution during artificial aging of the aluminum alloy AA6111. Elsevier. (2004).

Fang, X.; Song, M.; Li, K.; Du, Y.- Precipitation sequence of an aged Al-Mg-Si Alloy. *Journal of Mining and Metallurgy*. (2010).

Fransson, C.- Accelerated aging of aluminum alloys. Karlstads University: Faculty of technology and Science Materials Engineering, 2009.

Gupta, A.K.; Lloyd, D.J.; Court, S.A.- Precipitation hardening in Al-Mg-Si alloys with and without excess Si. *Materials Science and Engineering A316*. (2001).

Hirsch, J.; Gottstein, G.; Skrotzki, B.- Aluminum Alloys. Wiley, 2008. ISBN 9783527323678.

Jaafar, A; Rahmat, A.; Zainol, I.; Hussain, Z.- Effects of Composition on the Mechanical Properties and Microstructural Development of Dilute 6000 series alloys. *Journal of Applied Sciences*. (2012).

Jacobs, M H- Precipitation Hardening. Training in Aluminium Application Technologies (TALAT): EAA- European Aluminium Association, 1999.

- Karabay, S.- Modification of AA-6201 alloy for manufacturing of high conductivity and extra high conductivity wires with property of high tensile stress after artificial aging heat treatment for all-aluminium alloy conductors. *Materials & Design* (2005).
- Kaufman, J. G.- Introduction to aluminum Alloys and Tempers. ASM International, 2000.
- Kaufman, J. G.; Rooy, E. L.- Aluminum Alloy Castings Properties Processes and Applications. In ASM International, 2004.
- Kissel, J. R.; Ferry, R. L.- Aluminum Structures: A guide to Their Specifications and Design. 2^a. EUA: John Wiley & Sons, 2002.
- Kuijpers, N.C.W.; Kool, W. H.; Koenis, P. T. G.; Nilsen, K. E.; Todd, I.; Zwaag, S.- Assessment of different techniques for quantification of α -Al(FeMn)Si and β -AlFeSi intermetallics in AA 6xxx alloys. *Materials Characterization*. (2003).
- Kuijpers, N.C.W.; Vermolen, F. J.; Vulk, C.; Koenis, P. T. G.; Nilsen, K. E.; Zwaag, S.- The dependence of the β -AlFeSi to α -Al(FeMn)Si transformation kinetics in Al-Mg-Si alloys on the alloying elements. *Materials Science and Engineering A*. (2005).
- Mackenzie, D. S.; Totten, G. E.- Analytical Characterization of aluminum Steel and Superalloys. In Taylor & Francis Group, 2006. p. 55-57.
- Martins, M. M. M.- Estudo do comportamento das ligas de alumínio 6061 e 6082. Universidade de Aveiro, 2008.
- Miao, W.F.; Laughlin, D.E.- Precipitation hardening in Aluminum Alloy 6022. *Scripta Materialia*. (1998).
- Mrówka-Nowotnik, G.; Sieniawski, J.; Wierzbinska, M.- Intermetallic phase particles in 6082 aluminium alloy. *International Scientific Journal*. (2007).
- Murayama, M.; Hono, K.- Pre-Precipitate Clusters and precipitation Processes in Al-Mg-Si Alloys. Elsevier. (1999).
- Petzow, G.- Metallographic Etching. EUA: ASM International, 1999.
- Salazar-Guapuriche, M.A.; Zhao, Y.; Pitman, A.; Green, A.- Correlation of Strength with Hardness and Electrical Conductivity for Aluminium Alloy 7010. Trans Tech Publications, Switzerland. (2006).
- Santos, R. G.- Tratamento Térmico de Solubilização e Precipitação. 2007. Disponível em WWW: <[ftp://ftp.fem.unicamp.br/pub/EM440/cap%C3%ADtulo 4.pdf](ftp://ftp.fem.unicamp.br/pub/EM440/cap%C3%ADtulo%204.pdf)>3E.
- Smith, W. F.- Princípios de Ciência e Engenharia dos Materiais. In. Portugal: McGraw-Hill, 1998. p. 524-541.
- Soares, M. R. N.- Efeitos dos ciclos de envelhecimento no comportamento de ligas de alumínio. Universidade de Aveiro, 2009.
- Standard, European- EN 50183: Conductors for overhead lines Aluminium-magnesium-silicon alloy wires. CENELEC, 2000.
- Standardization, European Committee for- Materiais Metálicos. Ensaio de dureza Vickers. Parte 1: Método de ensaio (ISO 6507-1:2005). 2011.

Standardization, European Committee for- Aluminium and aluminium alloys- Chemical composition and form of wrought products- Part 3: Chemical composition: EN 573-3. Bruxelles, 2003.

Tan, E.; Ogel, B.- Influence of Heat Treatment on the Mechanical Properties of AA6066 Alloy. Middle East Technical University, Department Of Metallurgical and Materials Engineering. (2007).

Totten, G. E.; Mackenzie, S.- Handbook of Aluminum. In. EUA: Marcel Dekker, Inc., 2003. Vol. 1: Physical Metallurgy and processes.

Anexos

Anexo A

Resultados inerentes às microanálises.

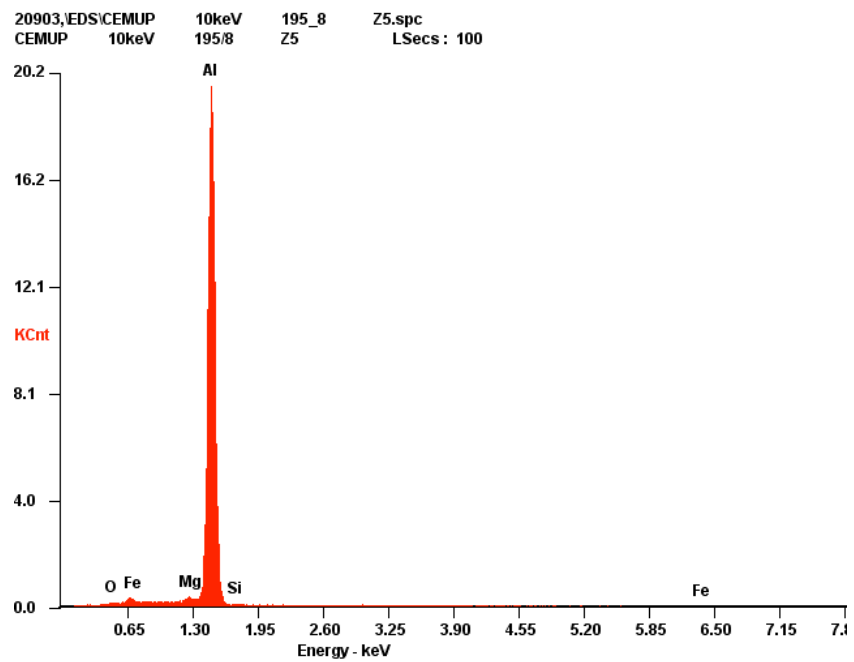


Figura I- Espectro resultante da microanálise na matriz metálica da amostra A2.

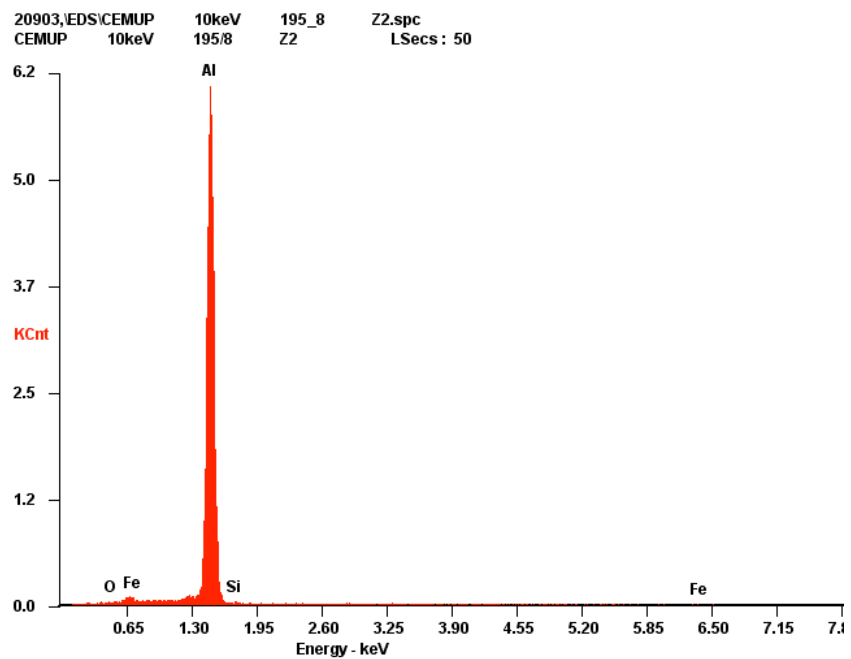


Figura II- Espectro resultante da microanálise na matriz metálica da amostra A2.

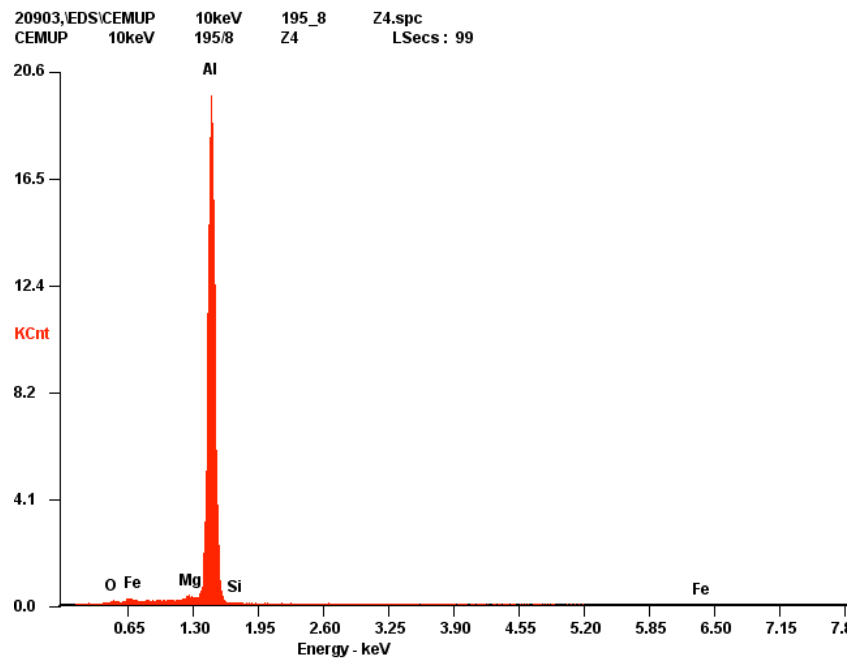


Figura III- Espectro resultante da microanálise na matriz metálica da amostra A2.

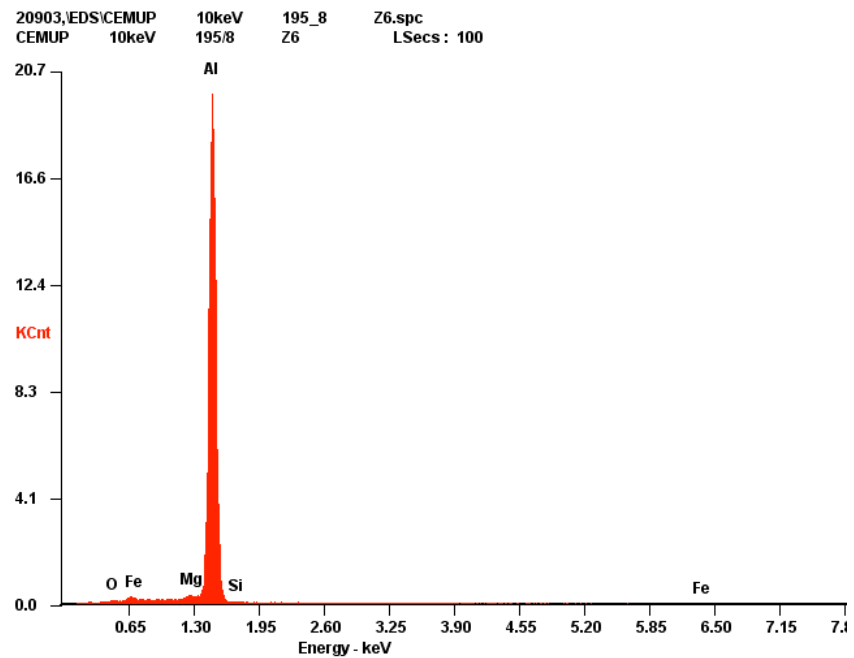


Figura IV- Espectro resultante da microanálise na matriz metálica da amostra A2.

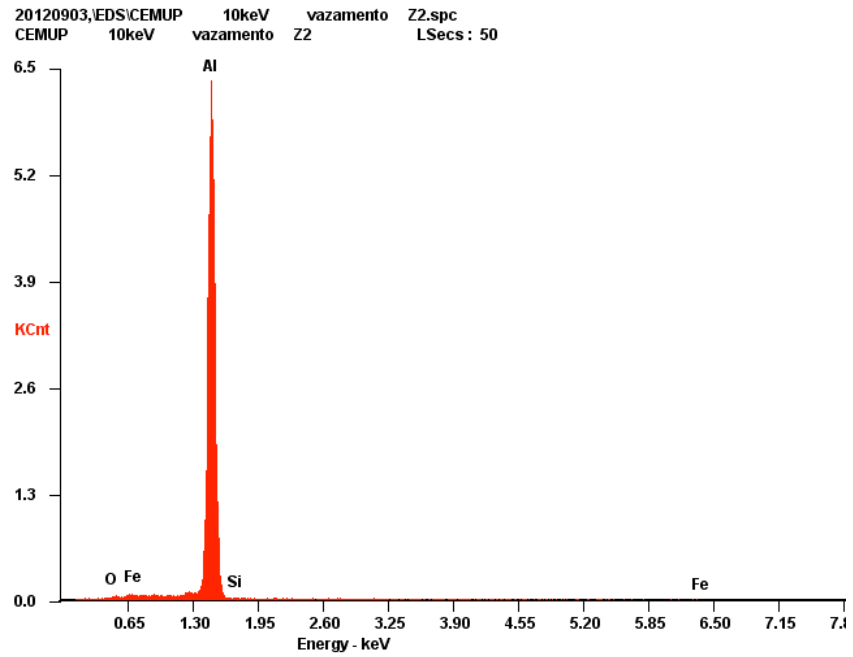


Figura V- Espectro resultante da microanálise na matriz metálica da amostra em bruto de vazamento.

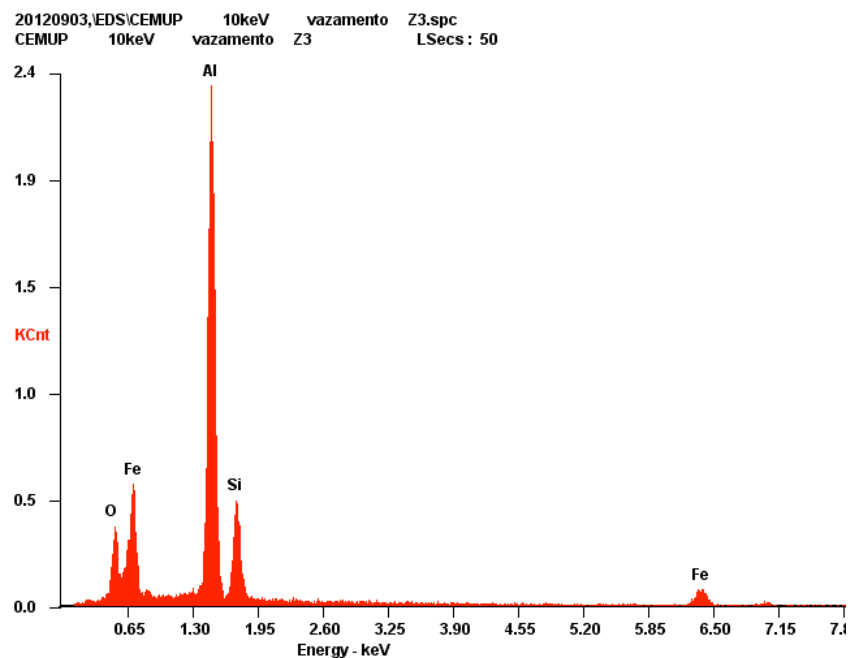


Figura VI- Espectro resultante da microanálise na fase intermetálica da amostra em bruto de vazamento.

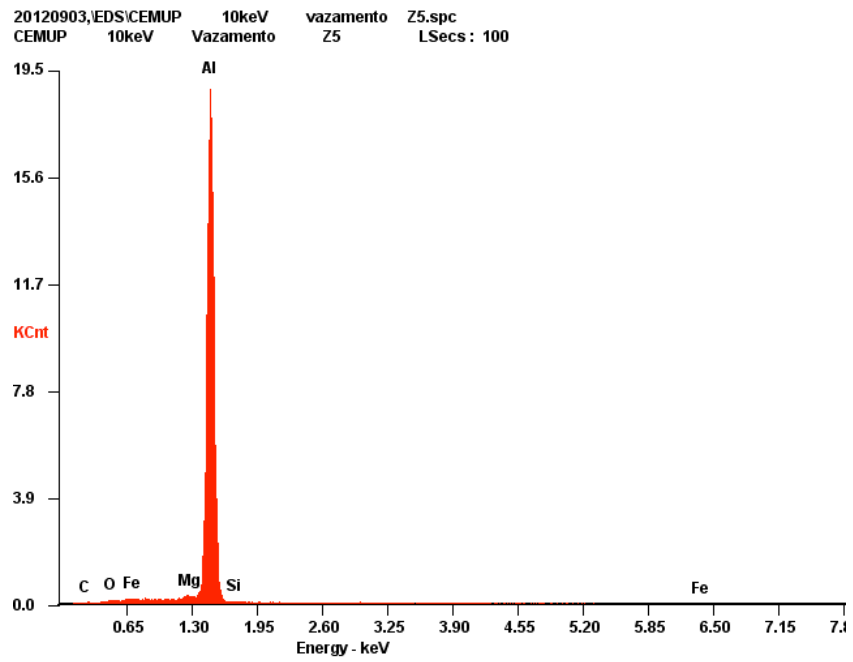


Figura VII- Espectro resultante da microanálise na matriz metálica da amostra em bruto de vazamento.

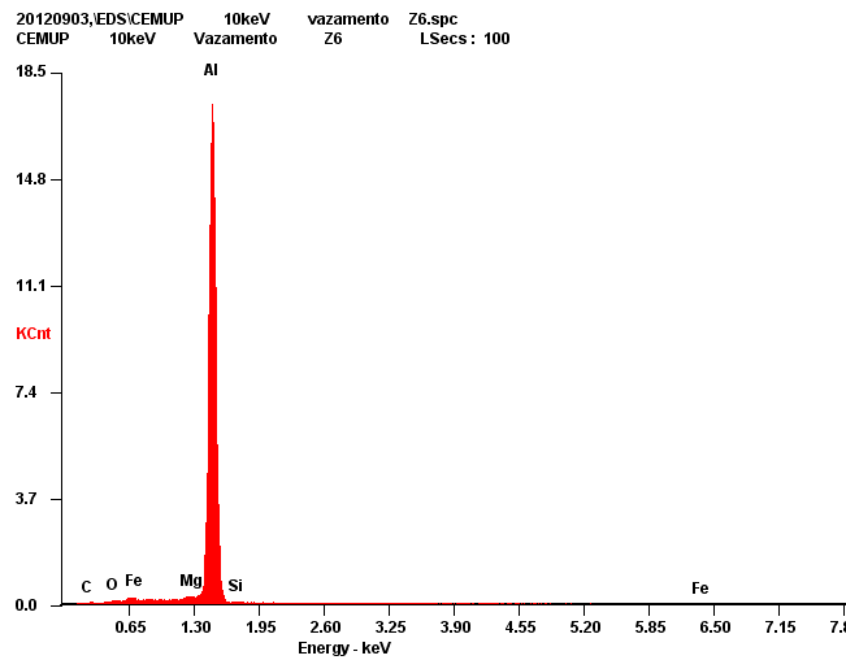


Figura VIII- Espectro resultante da microanálise na matriz metálica da amostra em bruto de vazamento.

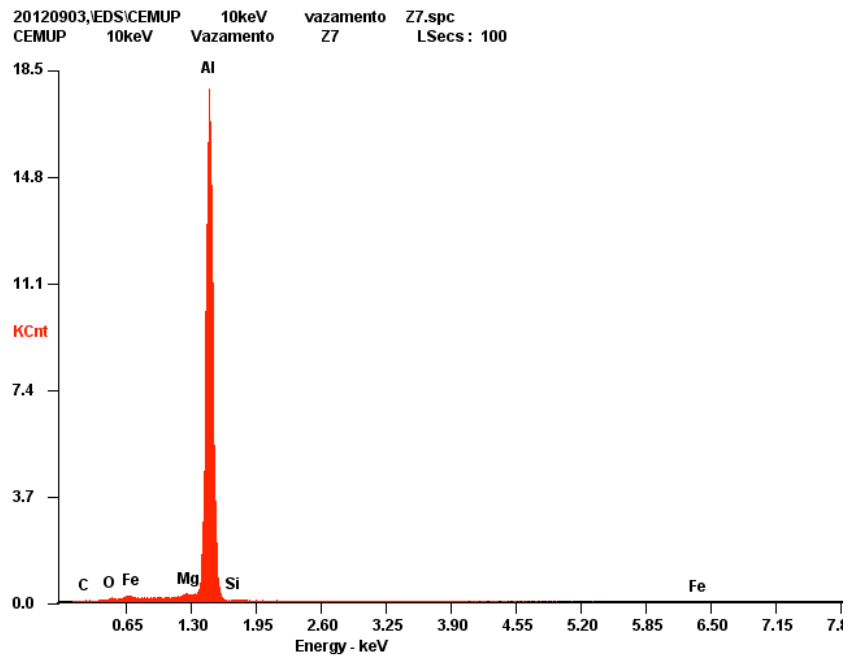


Figura IX- Espectro resultante da microanálise na matriz metálica da amostra em bruto de vazamento.

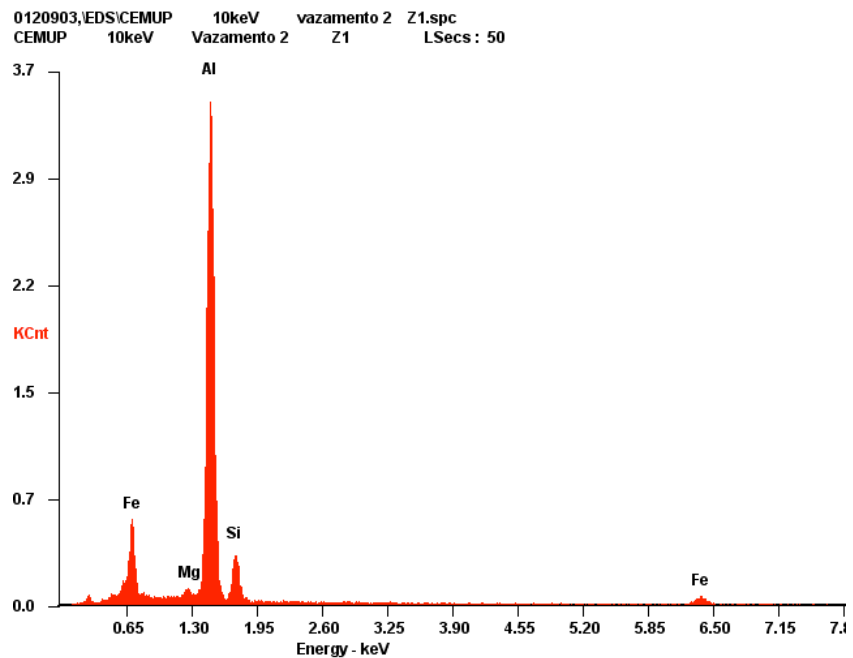


Figura X- Espectro resultante da microanálise na fase intermetálica da amostra em bruto de vazamento, de novo lote de material.

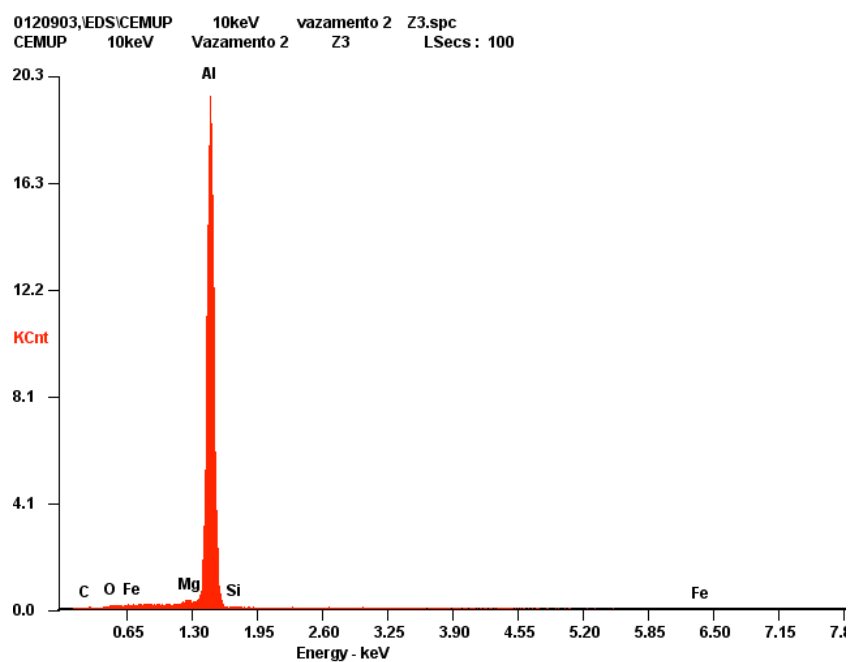


Figura XI- Espectro resultante da microanálise matriz metálica da amostra em bruto de vazamento, de novo lote de material.

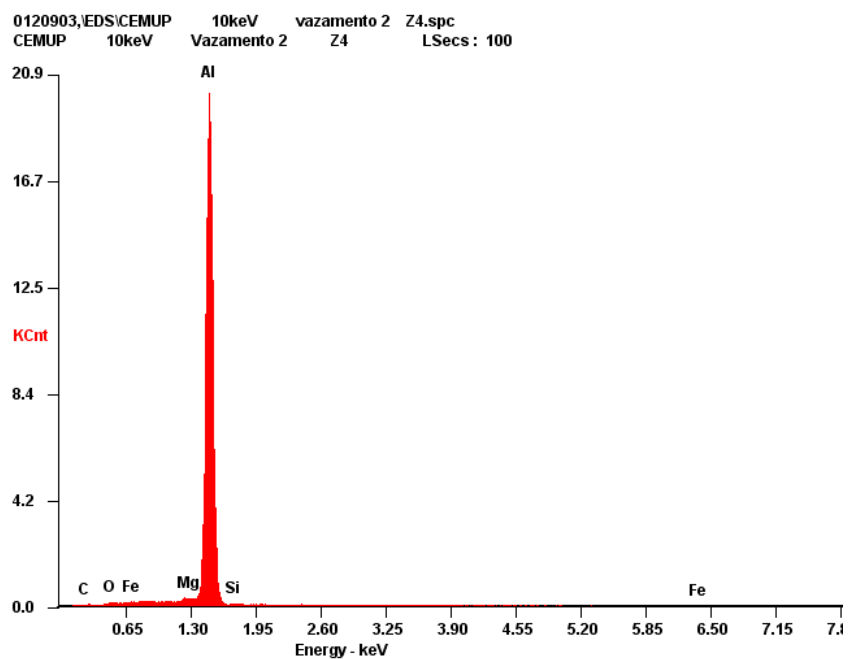


Figura XII- Espectro resultante da microanálise matriz metálica da amostra em bruto de vazamento, de novo lote de material.

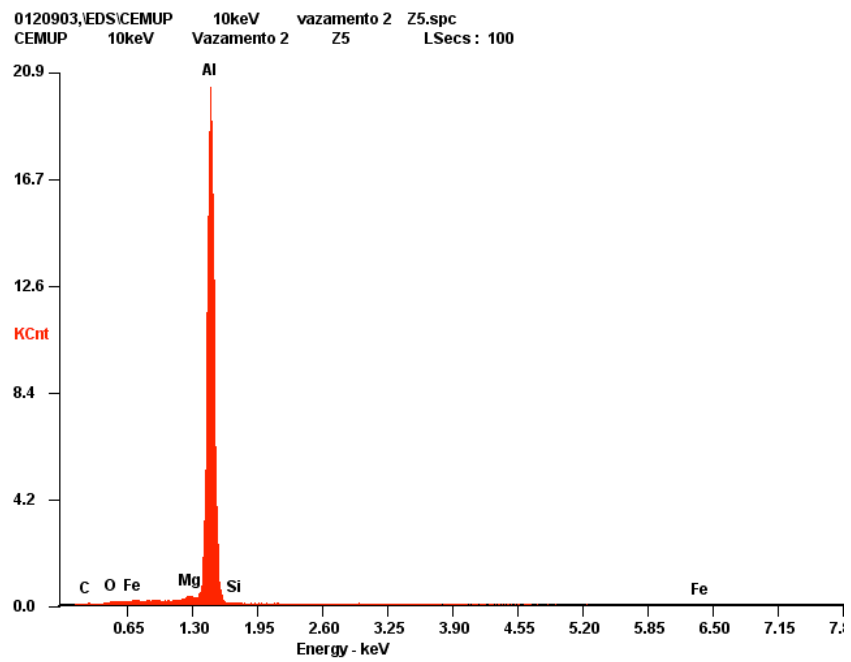


Figura XIII- Espectro resultante da microanálise matriz metálica da amostra em bruto de vazamento, de novo lote de material.