



**MARGARIDA MARIA
MELO MARTINS**

**Estudo do comportamento das ligas de alumínio
6061 e 6082**

dissertação apresentada à Universidade de Aveiro para cumprimento dos requisitos necessários à obtenção do grau de Mestre em Engenharia de Materiais, realizada sob a orientação científica do Dr. Fernando Manuel Bico Marques, Professor Catedrático do Departamento de Engenharia Cerâmica e do Vidro da Universidade de Aveiro

o júri

presidente

Prof. Doutor Joaquim Manuel Vieira
Prof. Catedrático do Departamento de Engenharia Cerâmica e do Vidro da
Universidade de Aveiro

vogais

Prof. Doutor Fernando Manuel Bico Marques,
Prof. Catedrático do Departamento de Engenharia Cerâmica e do Vidro da
Universidade de Aveiro

Doutor Rogério Paulo Alves Lopes,
Director Geral da MDF Tramagal, Indústrias de Fundição

agradecimentos

Ao Professor Doutor Fernando M. B. Marques agradeço pela orientação deste trabalho, pela paciência nas correcções e pelo tempo dispendido sem o qual não seria possível a conclusão deste trabalho.

À Extrusal agradeço pela disponibilização de material, de pessoas e meios para a produção dos perfis e execução dos ensaios mecânicos, que proporcionaram a base deste trabalho.

À Eng.^a Carla Bóia agradeço pelo apoio na parte experimental e na discussão de resultados, mas acima de tudo pela confiança e amizade.

Aos colegas Eng.^o Rafael Ferreira e Eng.^o Miguel Oliveira, sem os quais não seria possível a execução da parte experimental em tempo útil, agradeço pelo seu apoio e amizade.

Ao Professor Doutor Augusto Lopes agradeço pela ajuda na realização de observações microscópicas.

Finalmente, aos colegas de curso Cláudia Devesas, Godofredo Lobo e Teresa Esteves, agradeço pela preparação de amostras, observações microscópicas e partilha de informação.

palavras-chave

Alumínio, ligas de alumínio, propriedades mecânicas, microestruturas.

resumo

Este trabalho teve como principal objectivo o estudo da relação entre o tratamento térmico, as propriedades mecânicas e as microestruturas de duas ligas de Alumínio da série 6000 (as ligas 6061 e 6082), produzidas correntemente por uma unidade industrial, a Extrusal. As ligas da série 6xxx têm sido amplamente estudadas e usadas devido à sua importância tecnológica e ao aumento significativo de resistência mecânica conseguido através de mecanismos de endurecimento por precipitação.

As ligas estudadas foram extrudidas, arrefecidas e envelhecidas artificialmente em processo industrial, explorando um elevado conjunto de condições de processamento, permitindo a posterior análise comparativa em termos de comportamento mecânico e caracterização microestrutural. Observa-se claramente uma melhoria das propriedades mecânicas quando se arrefece o perfil com água, relativamente aos valores obtidos para os perfis arrefecidos a ar, o que pode sugerir uma baixa eficácia do arrefecimento a ar em termos de conservação de elementos de liga em solução sólida. Embora fosse esperável que a liga 6082 tivesse valores de tensão de cedência e tensão de ruptura ($R_{p0.2}$ e R_m) bastante superiores à liga 6061, isto não se verificou no decorrer deste trabalho. Alguma incerteza sobre a condição inicial de solubilização dos elementos de liga pode justificar este comportamento. Não se encontraram diferenças conclusivas nas amostras analisadas em TEM (Microscopia Electrónica de Transmissão). Esta situação pode dever-se ao número limitado de observações e à escolha de condições extremas de tempo de envelhecimento, distantes das inerentes aos picos de resistência destas ligas.

No plano prático este trabalho permitiu tirar conclusões ou confirmar um conjunto de ideias que responderam ao interesse original em otimizar as condições de processamento das ligas 6061 e 6082, e compreender de forma mais completa a influência dos diferentes parâmetros de processamento no comportamento final das ligas.

keywords

Aluminium, aluminium alloys, mechanical properties, microstructures

abstract

The goal of this work was the study of the relationships between thermal treatment, mechanical properties and microstructures of two 6xxx aluminum alloys (6061 and 6082), both extruded in Extrusal. Alloys from the 6xxx family are studied and used for many years due to their technological importance and effective role of precipitation hardening mechanisms.

The two alloys used in this study were extruded, quenched and artificially aged under typical industrial conditions, encompassing a large variety of processing conditions, providing the basis for the compared analysis between mechanical performance and microstructural development. It was observed an improvement of mechanical properties when the extruded profiles were water quenched instead of air quenched, suggesting that air quenching is poorly effective in retaining the alloy elements under solid solution. Although the 6082 alloy was expected to exhibit better mechanical properties, the opposite occurs and the 6061 alloy performed better. Some uncertainty on the exact initial solubilization condition of alloy elements in both cases might explain this behavior.

It was not found any concluding difference between microstructures observed by Transmission Electron Microscopy (TEM). This situation probably happens due to the limited number of analyzed samples but also due to inadequate choice of processing conditions to be studied in further detail. In fact, extreme ageing times used in this analysis, depart significantly from those corresponding to the peaks in performance.

From a practical perspective this work provided the required information to confirm ideas or draw new conclusions with respect to the original attempt to optimize the processing conditions of alloys 6061 and 6082. The understanding of relevant parameters with impact on the performance of these alloys is now improved.

Índice Geral

Capítulo 1 – Introdução	1
1.1. Ciclo de produção do alumínio.....	1
1.2. Propriedades e aplicações do alumínio e respectivas ligas.....	3
1.3. Posicionamento relativo das ligas de alumínio.....	5
1.4. Soluções sólidas.....	7
1.5. Transformações e reacções no estado sólido.....	8
1.5.1. Transformações de fase no estado sólido.....	8
1.5.2. Reacções no estado sólido.....	8
1.5.3. Nucleação homogénea e heterogénea.....	9
1.6. Difusão em sólidos.....	10
1.6.1. Difusão estacionária.....	11
1.6.2. Difusão não estacionária.....	12
1.7. Conclusões.....	12
1.8. Bibliografia.....	13
Capítulo 2 – Ligas de Alumínio	14
2.1. Ligas e respectiva nomenclatura.....	14
2.1.1. Nomenclatura dos tratamentos térmicos.....	16
2.2. Diagramas de fases.....	17
2.3. Endurecimento das ligas 6xxx.....	21
2.4. Tratamentos térmicos das ligas 6xxx.....	26
2.4.1. Homogeneização.....	29
2.4.2. Extrusão.....	30
2.4.2.1. Efeito dos parâmetros de extrusão nas ligas 6061 e 6082.....	31
2.4.3. Têmpera ou Sobressaturação.....	34
2.4.3.1. Réquisitos práticos.....	36
2.4.4. Envelhecimento natural ou artificial.....	38
2.4.4.1. Envelhecimento natural.....	38
2.4.4.2. Efeito do armazenamento da liga à temperatura ambiente antes do envelhecimento artificial.....	39

2.4.4.3. Envelhecimento artificial.....	40
2.4.5. Desenvolvimento microestrutural.....	42
2.4.5.1. Homogeneização.....	42
2.4.5.2. Extrusão.....	44
2.4.5.3. Envelhecimento.....	44
2.5. Processo industrial da Extrusal.....	45
2.6. Bibliografia.....	48
Capítulo 3 – Procedimento Experimental.....	51
3.1. Ligas e condições de processamento.....	51
3.2. Ensaio mecânicos.....	54
3.3. Análise microestrutural.....	57
3.3.1. Metalografia das ligas d alumínio.....	57
3.3.2. Preparação de amostras.....	58
i) SEM.....	59
ii) TEM.....	60
3.4. Bibliografia.....	60
Capítulo 4 – Resultados Experimentais e Discussão.....	61
4.1. Introdução.....	61
4.2. Apresentação dos resultados obtidos com os ensaios mecânicos da liga 6061.....	62
4.2.1. Condição 2.....	63
4.2.2. Condição 4.....	65
4.2.3. Comparação do aumento da temperatura do bilette.....	67
4.2.4. Comparação do meio de arrefecimento.....	68
4.2.5. Comparação do aumento da velocidade.....	68
4.3. Apresentação dos resultados obtidos com os ensaios mecânicos da liga 6082.....	69
4.3.1. Condição 2.....	70
4.3.2. Condição 4.....	72
4.3.3. Comparação do aumento da temperatura do bilette.....	73
4.3.4. Comparação do meio de arrefecimento.....	74

4.3.5. Comparação do aumento da velocidade.....	74
4.4. Conclusões.....	75
4.5. Observações Microscópicas.....	77
4.5.1. Observação SEM da liga 6061.....	78
4.5.2. Observação SEM da liga 6082.....	84
4.5.3. Observação TEM da liga 6061.....	90
4.5.4. Observação TEM da liga 6082.....	94
4.5.5. Conclusões.....	97
4.6. Conclusões Gerais.....	98
4.7. Trabalho Futuro.....	100
4.8. Bibliografia.....	101
Anexos.....	103

LISTA DE ABREVIATURAS

Al - Alumínio

Al₂O₃ - Alumina

Mg₂Si – precipitado responsável pelo endurecimento das ligas da série 6xxx

T – Tratado termicamente para obter um estado estável para além de F, O ou

T4 - Corresponde ao estado solubilizado* e envelhecido naturalmente até à obtenção de um estado praticamente estável

T5 - Corresponde à liga arrefecida após um tratamento de enformação a quente e depois envelhecido artificialmente

T6 - Estado solubilizado* e envelhecido artificialmente

2xxx – Representa uma família de ligas em que o principal elemento de liga é o cobre

6xxx – Representa uma família de ligas em que o principal elemento de liga é o magnésio e o silício

7xxx – Representa uma família de ligas em que o principal elemento de liga é o zinco

J - fluxo mássico

D - o coeficiente de difusão, cuja unidade é m²s⁻¹

$E_D \approx 20 RT_f$, onde T_f representa o ponto de fusão (Kelvin)

TEM - Transmission Electron Microscopy

SEM - Scanning Electron Microscopy

EDS - Energy Dispersive X-ray Spectroscopy

APFIM - Atom Probe Field Ion Microscopy

IDAP - Implementation Dependent Array Power

3DAP - 3-dimensional atom probe

Zonas GP - zonas de Guinier-Preston (devido á descoberta destes zonas por dois cientistas, Guinier e Preston, em 1938).

Agulhas β'' - estes são precipitados que possuem comprimentos entre os poucos nanómetros até cerca dos 300 nm e cerca de 4 nm em diâmetro.

Bastões β' - precipitados que tem dimensões até cerca de 20x20x500 nm

h_c - o coeficiente de transferência de calor

ΔT - o diferencial de temperatura entre o fluido e a superfície

$f(T_p)$ - uma função da temperatura do perfil

T_{b1} – Temperatura de bilette mais baixa

T_{b2} – Temperatura de bilette mais alta

v_1 – velocidade inferior

v_2 – velocidade superior

T_1 – Temperatura de envelhecimento inferior

T_1 – Temperatura de envelhecimento superior

$h_1, h_2, h_3, h_4, h_5, h_6$ – Tempos de envelhecimento em que $h_1 < h_2 < h_3 < h_4 < h_5 < h_6$

$R_{p0.2}$ – Tensão de cedência a 0.2% ou tensão limite convencional de elasticidade
0.2%

R_m – Tensão de ruptura, tensão máxima ou resistência à tracção

A - Alongamento percentual até à fractura

σ – tensão

ϵ - extensão

E - o módulo de elasticidade ou módulo de Young

l_0 - o comprimento inicial

l - comprimento final

ÍNDICE DE FIGURAS

- Figura 1.1 - Ciclo de produção de alumínio
- Figura 1.2 - Datas relevantes no desenvolvimento de produtos e processos de alumínio
- Figura 1.3 - Aplicações do alumínio e suas ligas
- Figura 1.4 - Relação entre tensão de cedência e densidade. Comparação entre diferentes materiais
- Figura 2.1 - Diagrama Mg vs Si para as principais ligas da série 6xxx
- Figura 2.2 - a) Vértice rico em alumínio do diagrama ternário Al-Mg-Si; b) Diagrama pseudo-binário Al-Mg₂Si
- Figura 2.3: a) Diagrama esquemático das zonas GP para diferentes ligas; b) Zonas GP numa liga Al-Mg₂Si
- Figura 2.4 - Etapas no processo de endurecimento por precipitação nas ligas tratáveis termicamente.
- Figura 2.5 - Diagramas de dois processos de extrusão e envelhecimento. a) com solubilização em separado, seguida do processo de tempera – 1. Re-aquecimento, 2-Extrusão, 3- Solubilização, 4-Tempera, 5- Período de espera; 6- envelhecimento; b) com tempera seguida do processo de extrusão: 1. Re-aquecimento, 2-Extrusão, 3- Tempera, 4- Período de espera; 5- envelhecimento
- Figura 2.6 - Processo de Extrusão
- Figura 2.7 - a) Curva TTP – Tempo-Temperatura-Propriedade a 95% máximo de tensão de ruptura para várias ligas [22]; b) Curva TTP para a liga 6061 e 6063
- Figura 2.8 - a) Tensão de cedência e ductilidade vs taxa de arrefecimento para uma liga 6082 T6 (* relativa ao material arrefecido em ar). [23]b) Otimização da curva de arrefecimento para as ligas da série 6xxx
- Figura 2.9 - O efeito de 24 h entre a têmpera e o início do envelhecimento artificial na tensão de ruptura das ligas Al-Mg-Si extrudidas
- Figura 2.10 - Curvas de típicas envelhecimento para as ligas 6xxx

- Figura 2.11 - a) Material não homogeneizado; b) Material homogeneizado a 580°C, 48h – observação SEM [35]; c) Microestrutura de um bilete vazado da liga 6082 – observação microscópio óptico
- Figura 2.12 - Microestrutura da liga 6082 após homogeneização a 570°C/6h e arrefecida em: a) água gelada; b) ar; c) num forno.
- Figura 2.13 - a) Estrutura fibrosa; b) Estrutura recristalizada
- Figura 2.14 - Microestrutura da liga 6082 após o processo de envelhecimento, a) 2h b) 24h
- Figura 2.15 - a) TEM de precipitação numa deslocação; b) TEM de precipitação na fronteira de grão e Zonas livres de precipitados (PFZ's) numa Al-Mg₂Si (6061) envelhecida a 310°C durante 4h.
- Figura 2.16 - Evolução da temperatura/tempo para perfis extrudidos de alumínio
- Figura 2.17 - a) Perfis extrudidos com velocidades e temperaturas diferentes, mostrando a danificação do perfil da esquerda devido às elevadas temperaturas de extrusão. b) Túnel de arrefecimento
- Figura 3.1 - a) Desenho técnico do perfil, b) Perfil, c) Após operação de forjagem no cliente
- Figura 3.2 - Parte linear do diagrama de tensão nominal-extensão nominal ampliado no eixo das extensões para permitir uma determinação mais precisa da tensão limite convencional de proporcionalidade a 0,2%
- Figura 3.3 – Máquina de ensaios de tracção Shimadzu AG-100KNG
- Figura 4.1 – Gráfico da variação de Rp02 e Rm em função do tempo de estágio para duas temperaturas de envelhecimento a T1 e T2, para as amostras 21 a 26 e 221 a 226
- Figura 4.2 – Gráfico da variação da extensão após ruptura, A, para as amostras 21 a 26 e 221 a 226, em função do tempo de estágio para duas temperaturas de envelhecimento a T1 e T2
- Figura 4.3 – Gráfico da variação de Rp02 e Rm em função do tempo de estágio para duas temperaturas de envelhecimento a T1 e T2, para as amostras 41 a 46 e 421 a 426

- Figura 4.4 – Gráfico da variação da extensão após ruptura, A , para as amostras 41 a 46 e 421 a 426, em função do tempo de estágio para duas temperaturas de envelhecimento a T_1 e T_2
- Figura 4.5 – Gráfico da variação de R_{p02} e R_m em função do tempo de estágio para duas temperaturas de envelhecimento a T_1 e T_2 , para as amostras 21 a 26 e 221 a 226
- Figura 4.6 – Gráfico da variação da extensão após ruptura, A , para as amostras 21 a 26 e 221 a 226 em função do tempo de estágio para duas temperaturas de envelhecimento a T_1 e T_2
- Figura 4.7 – Gráfico da variação de R_{p02} e R_m em função do tempo de estágio para duas temperaturas de envelhecimento a T_1 e T_2 , para as amostras 41 a 46 e 421 a 426
- Figura 4.8 – Gráfico da variação da extensão após ruptura, A , para as amostras 41 a 46 e 421 a 426, em função do tempo de estágio para duas temperaturas de envelhecimento a T_1 e T_2
- Figura 4.9 – Gráfico que representa os valores máximos para cada uma das condições ensaiadas da liga 6061
- Figura 4.10 – Gráfico que representa os valores máximos para cada uma das condições ensaiadas da liga 6082
- Figura 4.11 – Mapas de número atômico obtidos por EDS que revelam os quatro principais elementos das ligas 6061 –Al, Mg, Si, nas amostras 21 (a), 221 (b), 41 (c) e 621 (d), e respectivas microestruturas observadas por SEM (e, f, g e h, respectivamente)
- Figura 4.12 – Mapas de número atômico obtidos por EDS, que revelam os principais elementos na amostra 221: a) Si, b) Al, c) Mg, d) Fe, e) Microestrutura
- Figura 4.13 – Mapas de número atômico obtidos por EDS que revelam os principais elementos na amostra 422: a) Si, b) Al, c) Mg, e d) Microestrutura
- Figura 4.14 – Mapas de número atômico obtidos por EDS que revelam os quatro principais elementos das ligas 6082 –Al, Mg, Si, nas amostras 121 (a), 321 (b) e 421 (c) e respectivas fotos SEM, d, e, e f (sequência

alterada para facilitar a análise simultânea de microestruturas e mapas)

Figura 4.15 – Mapas de número atômico obtidos por EDS que revelam os principais elementos na amostra 121. a) Si, b) Al, c) Mg, e d) Microestrutura

Figura 4.16 – Mapas EDS que revelam os principais elementos na amostra 321. a) Si, b) Al, c) Mg, e d) Microestrutura

Figura 4.17 – Mapas de número atômico obtidos por EDS que revelam os principais elementos na amostra 421. a) Si, b) Al, c) Mg, e d) Microestrutura

Figura 4.18 - a) Amostra 221, Tb1, v2, arrefecimento ar, T2, h1, ampliação 15 000 x, b) Amostra 221 ampliação 30 000 x, c) Amostra 226, Tb1, v2, arrefecimento ar, T2, h6, ampliação 15 000 x, d) Amostra 226, ampliação 30 000x

Figura 4.19 - a) Amostra 421, Tb1, v2, arrefecimento água, T2, h1, ampliação 15 000 x b) Amostra 421, ampliação 30 000x c) Amostra 426, Tb1, v2, arrefecimento água, T2, h6, ampliação 15 000 x d) Amostra 426, ampliação 30 000x

Figura 4.20 - a) Amostra 221, Tb1, v2, arrefecimento ar, T2, h1, Ampliação 15 000 x, b) Amostra 221, 30 000 x, c) Amostra 226, Tb1, v2, arrefecimento ar, T2, h6, Ampliação 15 000 x, d) Amostra 226, 30 000 x

Figura 4.21 - a) Amostra 421, Tb1, v2, arrefecimento água, T2, h1, Ampliação 15 000 x, b) Amostra 421 Ampliação 30 000 x,c) Amostra 426, Tb1, v2, arrefecimento água, T2, h6, Ampliação 15 000 x, d) Amostra 426, Ampliação 30 000 x

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1.1 - Comparação de propriedades entre o alumínio e outros metais

Tabela 2.1- Correspondência entre as famílias de ligas e os principais elementos de liga

Tabela 2.2 - Parâmetros de extrusão

Tabela 2.3 - Propriedades mecânicas das ligas 6061 e 6082 e respectiva estrutura após extrusão

Tabela 2.4 - Tempos e temperaturas típicos dos tratamentos térmicos de algumas ligas da série 6xxx

Tabela 3.1 - Composições químicas nominais das ligas usadas neste trabalho

Tabela 3.2 - Condições de extrusão e envelhecimento para ambas as ligas

Tabela 3.3 - Condições a observar para as ligas 6061 e 6082

Tabela 4.1 - Valores da norma NP EN 755-2 para os estados T4 e T6 das ligas 6061 e 6082

Tabela 4.2 - Variação de R_{p02} e R_m entre a condição 3 e 5, e 4 e 6, quando todos os parâmetros se mantêm constantes e se varia apenas a temperatura do bilete. Valores apresentados para duas temperaturas de envelhecimento a T1 e T2.

Tabela 4.3 - Variação de R_{p02} e R_m entre as condições 1 e 3, e 2 e 4, quando todos os parâmetros se mantêm constantes e se varia apenas o meio de arrefecimento, de ar para água. Valores apresentados para duas temperaturas de envelhecimento a T1 e T2.

Tabela 4.4 - Variação de Rp02 e Rm entre a condição 1 e 2, e 5 e 6, quando todos os parâmetros se mantêm constantes e se aumenta a velocidade de v1 para v2. Valores apresentados para duas temperaturas de envelhecimento a T1 e T2.

Tabela 4.5 - Variação de Rp02 e Rm entre a condição 3 e 5, e 4 e 6, quando todos os parâmetros se mantêm constantes e se varia apenas a temperatura do bilete. Valores apresentados para duas temperaturas de envelhecimento a T1 e T2.

Tabela 4.6 - Variação de Rp02 e Rm entre a condição 1 e 3, e 2 e 4, quando todos os parâmetros se mantêm constantes e se varia apenas o meio de arrefecimento, de ar para água. Valores apresentados para duas temperaturas de envelhecimento a T1 e T2.

Tabela 4.7 - Variação de Rp02 e Rm entre a condição 1 e 2, quando todos os parâmetros se mantêm constantes e se aumenta a velocidade de v1 para v2. Valores apresentados para duas temperaturas de envelhecimento a T1 e T2.

Tabela 4.8 - Propriedades mecânicas das condições observadas na fig. 4.10

Tabela 4.9 - Composição química correspondente às observações da fig.4.13

Tabela 4.10 - Composição química correspondente às observações da fig.4.14

Tabela 4.11 - Propriedades mecânicas das amostras relativas às condições observadas na fig. 4.15

Tabela 4.12 - Composição química correspondente às observações da figura 4.16

Tabela 4.13 - Composição química correspondente às observações da figura 4.17.

Tabela 4.14 - Composição química correspondente às observações da figura 4.16

Tabela 4.15 - Propriedades mecânicas das amostras 221, 226, 421 e 426,
correspondentes às microestruturas das figuras 4.19 e 4.20.

Tabela 4.16 - Propriedades mecânicas das amostras 221, 226, 421 e 426,
correspondentes às microestruturas das figuras 4.21 e 4.22.

Capítulo 1

Introdução

O alumínio é o metal não ferroso mais consumido no mundo, sendo o seu consumo anual na ordem dos 24 milhões de toneladas. Impõe-se por isso saber o porquê desta apetência por este material e o que influencia a sua versatilidade.

Neste capítulo fala-se inicialmente do ciclo de produção do alumínio, das suas propriedades e aplicações, bem como da comparação com outros materiais. O objectivo é uma primeira apresentação do alumínio como material competitivo em relação a outros materiais disponíveis no mercado.

Abordam-se seguidamente conceitos essenciais para o entendimento da importância dos tratamentos térmicos nas propriedades das ligas de alumínio. A variabilidade das propriedades mecânicas destas ligas, bem como das suas aplicações, é enorme. A explicação do porquê desta diversidade pode ser encontrada na forma como os elementos de liga e/ou os tratamentos térmicos (e/ou mecânicos) influenciam as propriedades finais.

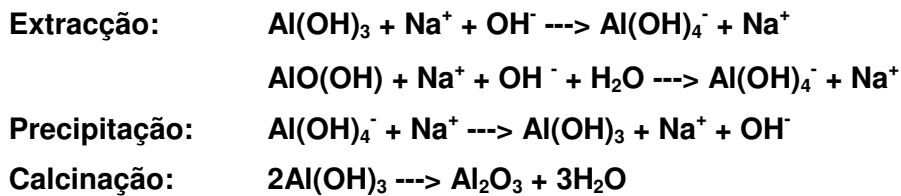
1.1. Ciclo de produção do alumínio

O alumínio é um elemento químico de símbolo Al. À temperatura ambiente é sólido, e é o elemento metálico mais abundante da crosta terrestre 8,07%, aparecendo sempre combinado com outros elementos, como o ferro, o oxigénio e o silício. A elevada afinidade do alumínio com o oxigénio, origina um composto químico designado por alumina, Al_2O_3 . Este metal aparece na crosta terrestre incorporado num minério designado por bauxite, que se encontra sobretudo em países tropicais e subtropicais da África, Ásia, América do Sul e Austrália, embora existam também algumas minas na Europa.

A bauxite é refinada dando origem ao Al_2O_3 e, posteriormente, através de uma reacção electrolítica, a alumínio puro. As fábricas de produção de alumínio

primário localizam-se sobretudo em países onde a energia é mais barata, dada a quantidade de energia necessária para este processo. Para a produção de uma tonelada de alumínio são necessárias 2 a 3 toneladas de bauxite. [1]

O processo de transformação de bauxite em alumina (Processo Bayer), mudou muito pouco desde que a primeira fábrica abriu em 1893. O processo Bayer pode ser dividido em três estágios: extracção, precipitação e calcinação. Na extracção, o alumínio da bauxite é separado dos restantes componentes (insolúveis, óxidos na sua maioria), através da sua dissolução numa solução de hidróxido de sódio. A partir da solução anterior é precipitado o tri-hidróxido de alumínio, numa reacção que é quase o inverso da extracção. Contudo, o produto é cuidadosamente controlado pelas condições de fabrico. Os cristais obtidos são classificados por tamanho e separados, sendo depois calcinados para formar alumina. O processo de calcinação deve ser cuidadosamente controlado, uma vez que dita as propriedades do produto final.



O óxido de alumínio, Al_2O_3 , é dissolvido num banho de criolite (Na_3AlF_6) fundida e electrolisado numa célula electrolítica, usando ânodos e cátodos de carbono. No processo de electrólise forma-se alumínio metálico no estado líquido que se deposita no fundo da célula e que é periodicamente retirado. Este alumínio tem normalmente 99.5 a 99.9% de pureza, sendo o ferro e o silício as principais impurezas. [2]

O alumínio obtido nas células electrolíticas é posteriormente transferido para fornos de fusão, onde é depositado no estado líquido, quando a empresa possui o processo de electrolise, ou em estado sólido quando não tem. Neste forno são adicionados ao alumínio elementos de liga e lingotes de alumínio enriquecidos com elementos de liga podem também ser fundidos e misturados no forno. Na operação de refinamento, o metal líquido é purificado com cloro gasoso de modo a remover o hidrogénio gasoso dissolvido, seguindo-se a remoção da camada superficial de metal líquido para retirar o metal oxidado. Depois do metal ter sido

desgaseificado e de ser removida a camada líquida superficial, é separado e vazado em lingotes para refusão ou em lingotes nas formas primárias (como por exemplo, lingotes para chapa ou extrusão - biletos) destinados a fabrico posterior. Na figura 1.1 pode ser observado, de forma esquemática, o ciclo de produção do alumínio.[3]

Os biletos para chapa e extrusão são em geral vazados semi-continuamente pelo método de fundição directa. Neste método o metal líquido é vazado para um molde vertical aberto nas duas extremidades, sendo removido pela parte de baixo, já no estado sólido. O molde é geralmente de cobre arrefecido por água podendo ser revestido por chapa de cobre. A barra sólida é recolhida a uma velocidade de até cerca 10ms^{-1} , e arrefecida por um chuveiro de água situado abaixo do molde. [4]

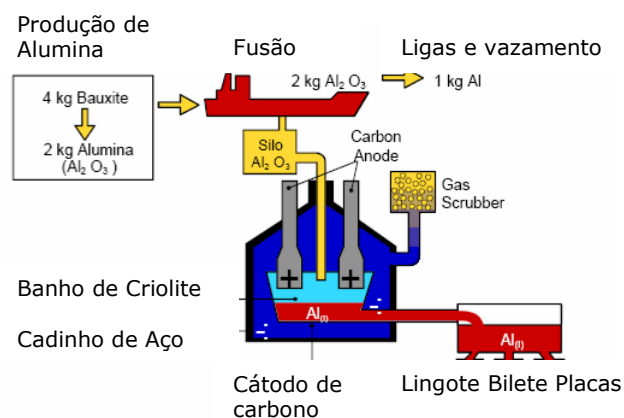


Figura 1.1: Ciclo de produção de alumínio [www.eaa.net];

1.2. Propriedades e aplicações do alumínio e respectivas ligas

O alumínio puro comercial contém um baixo teor de impurezas, normalmente inferior a 1% e é bastante leve quando comparado com outros metais. A sua densidade é de $2,7\text{ g/cm}^3$ – cerca de 1/3 da densidade do aço, possui um baixo ponto de fusão, tem uma elevada resistência à corrosão e grande facilidade na formação de ligas com propriedades bastante distintas entre si. Do ponto de vista da aplicabilidade é um material facilmente formado, maquinado e vazado, maleável, fácil de soldar e montar, propício a diferentes acabamentos superficiais, adequado para tratamentos térmicos e decorativo. Possui condutividades

eléctricas e térmicas elevadas, sendo utilizado em condutores eléctricos. Para além disso é não tóxico, não magnético, não combustível, reciclável, e possui elevado índice de reflectividade. [1][4][5]

Na tabela 1.1 podemos observar a comparação de algumas propriedades do alumínio com três tipos de aços e com o cobre. A densidade é bastante inferior a qualquer um dos outros materiais, o que como já foi referido constitui uma das suas maiores vantagens. O módulo de Young é também inferior aos materiais da tabela, uma vez que o alumínio não é um material rígido. O baixo ponto de fusão confere-lhe uma multiplicidade de aplicações, especialmente na aeronáutica. [6]

Tabela 1.1: Comparação de propriedades entre o alumínio e outros metais.
[1][4][5][6]

	Alumínio	Aço-carbono	Ligas de aço	Aços inoxidáveis	Cobre
Densidade (1000 kg/m ³)	2,6-2,8	7,85	7,85	7,75-8,1	8,92
Módulo Elástico (GPa)	69	190-210	190-210	190-210	110-128
Resistividade Eléctrica (10 ⁻⁸ W-m)	28,2	130-1250	210-1251	75,7-1020	17
Ponto de Fusão (°C)	660 °C	1426-1538		1371-1454	1357
Constante de Poisson	0,33	0,27-0,3	0,27-0,3	0,27-0,3	0,34
Calor Específico (J/kg-K)	938	450-2081	452-1499	420-500	385
Tensão de Ruptura (MPa)	230-570	276-1882	758-1882	515-827	
Condutividade Térmica (W/m-K)	150-180	24,3-65,2	26-48,6	11,2-36,7	401
Expansão Térmica (10 ⁻⁶ /K)	20,4-25	11-16,6	9-15	9-20,7	16,5
Tensão de Cedência (MPa)	215-505	186-758	366-1793	207-552	70

Algumas das datas importantes no que respeita ao desenvolvimento de produtos e processos estão ilustradas na Figura 1.2. Como justa medida da importância tecnológica deste metal e respectivas ligas importa referir que existem (pelo menos) 6874 patentes registadas relacionadas com ligas de alumínio [<http://pt.espacenet.com>].

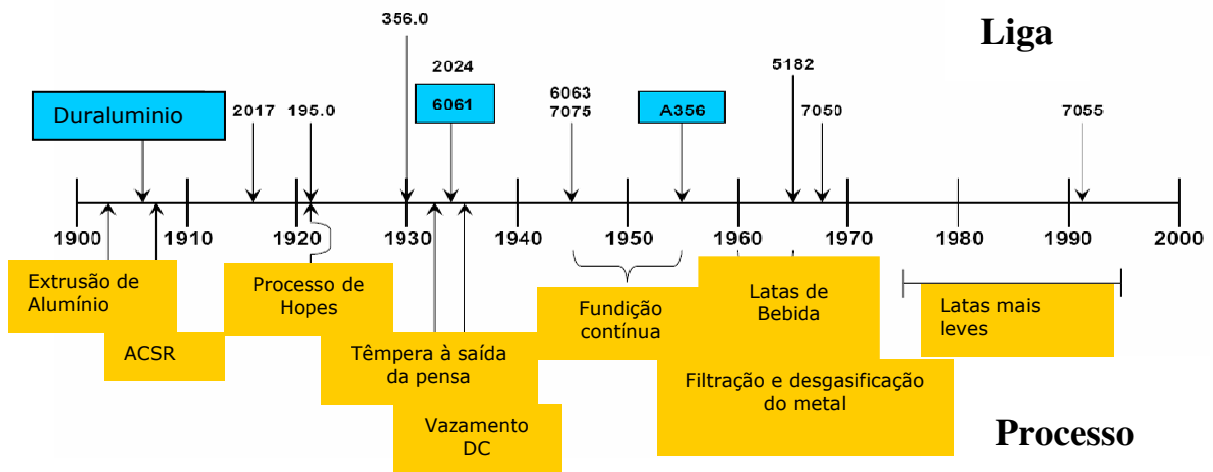


Figura 1.2: Datas relevantes no desenvolvimento de produtos e processos de alumínio. [www.tms.org]

Conforme veremos mais à frente neste trabalho, o alumínio é combinado com outros elementos, formando ligas adequadas a uma variedade enorme de aplicações conforme o ilustrado na Figura 1.3.

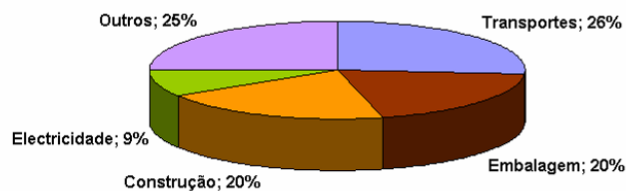


Figura 1.3: Aplicações do alumínio e suas ligas. [www.eaa.net]

1.3. Posicionamento relativo das ligas de alumínio

As propriedades do alumínio dependem particularmente de outros elementos presentes, como elementos de liga ou como elementos residuais. Mesmo o alumínio dito não-ligado é na verdade uma liga. O termo liga será usado para designar uma mistura de alumínio com um ou mais elementos adicionados deliberadamente (i.e., elementos de liga). [7]

Na Figura 1.4 pode ser observada a relação entre a tensão de cedência de alguns materiais e a sua densidade. A tensão de cedência é uma propriedade crítica em várias aplicações, já que define a tensão que o material pode suportar

no regime elástico. A densidade, por outro lado, é especialmente importante quando se requerem materiais simultaneamente leves e resistentes, características bastante importantes no sector automóvel bem como noutras aplicações

As tensões de cedência dos materiais podem estender-se por gamas substanciais de valores, conforme pode ser observado na figura 1.4. As ligas de alumínio, por exemplo, têm uma tensão de cedência que se situa entre os 30-500 MPa, variando consoante os elementos de liga adicionados e o processo de fabrico, sendo especialmente sensível à microestrutura, embora a densidade seja similar.

Os cerâmicos aparecem posicionados no gráfico numa zona envolvendo comportamento mais resistente do que o dos metais, mas isto é apenas verdade no caso da compressão, sendo bastante inferiores aos metais, cerca de 10 a 15 vezes, no caso da tração. Os compósitos competem igualmente com os metais enquanto que as madeiras e os polímeros têm tensões de cedência bastante inferiores. [8]

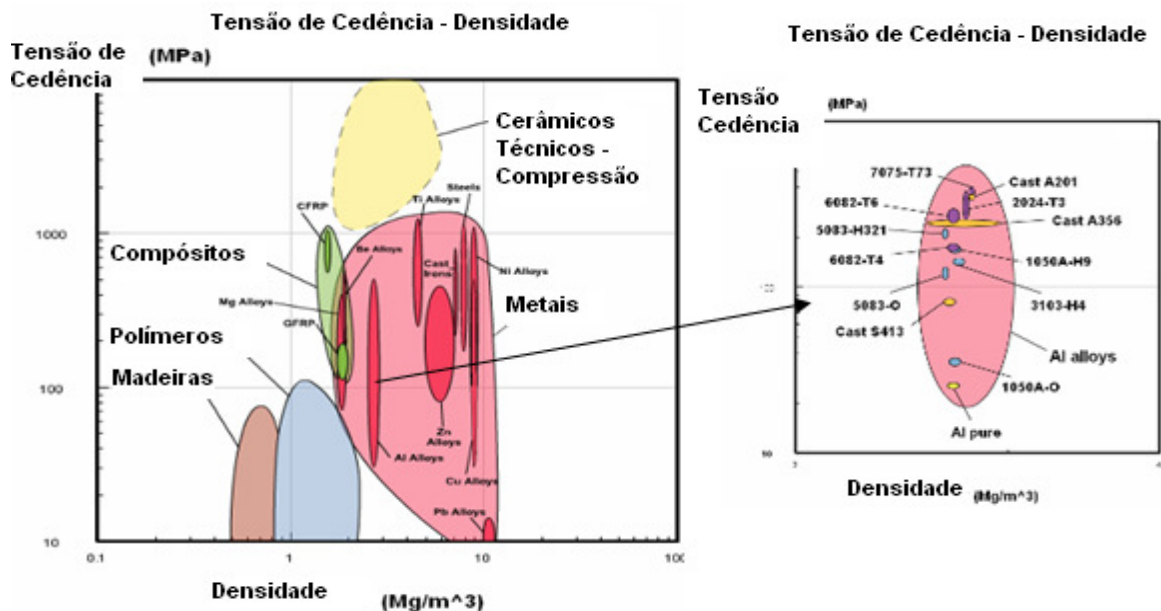


Figura 1.4: Relação entre tensão de cedência e densidade. Comparação entre diferentes materiais. [8]

1.4. Soluções sólidas

Ainda que poucos metais sejam utilizados no estado puro ou quase puro, alguns deles são usados numa forma praticamente pura. Por exemplo, o alumínio de elevada pureza (99,99 % Al) (designado alumínio super puro) é usado com fins decorativos, porque pode ser acabado com uma superfície metálica muito brilhante. Contudo, a maior parte dos metais que têm aplicações em engenharia, são combinados com outros metais ou não metais de modo a proporcionar maior resistência mecânica, maior resistência á corrosão ou outras propriedades melhoradas.

O tipo mais simples de liga é uma solução sólida constituída por dois ou mais elementos dispersos atómicamente numa única fase. Geralmente, existem dois tipos de soluções sólidas: substitucionais e intersticiais.

Nas soluções sólidas substitucionais, formadas por dois elementos, os átomos de soluto podem substituir os átomos de solvente na rede cristalina deste. A estrutura cristalina do elemento de base ou solvente mantém-se, mas a rede pode ficar distorcida pela presença dos átomos de soluto, especialmente se existir uma diferença significativa entre os diâmetros atómicos do soluto e do solvente.

A fracção de átomos de um dado elemento que é possível dissolver pode variar entre uma percentagem próxima de zero e cem por cento. Uma grande solubilidade no estado sólido de um elemento noutra é favorecida quando:

1. Os diâmetros atómicos dos elementos não diferem mais do que cerca de 15%.
2. Os dois elementos apresentam a mesma estrutura cristalina.
3. As electronegatividades dos dois elementos não são consideravelmente diferentes (de modo a não se formarem compostos).
4. Os dois elementos têm a mesma valência.

Nas soluções intersticiais, os átomos de soluto ocupam os espaços entre os átomos de solvente. Estes espaços ou cavidades são designados por interstícios. As soluções sólidas intersticiais podem formar-se quando os átomos de um tipo são muito maiores do que o outro. [9]

1.5. Transformações e reacções no estado sólido

Como já foi referido, muitos dos materiais com importantes aplicações em engenharia não são materiais puros, encontrando-se as ligas de alumínio nesta situação. Por outro lado, enquanto o ponto de partida no fabrico de muitas ligas envolve a solubilização inicial de todos os elementos numa única fase, a alta temperatura, o desenvolvimento de propriedades essenciais em termos de aplicações implica por vezes a realização de tratamentos térmicos indutores da formação de novas fases. Por este motivo, em seguida dedicar-se-á alguma atenção a aspectos essenciais em transformações e reacções no estado sólido.

1.5.1 Transformações de fase no estado sólido

As transformações de fase dos sólidos podem ser de dois tipos: difusivas e displacivas. As transformações difusivas conduzem à formação de uma nova fase através da migração atómica que ocorre para distâncias relativamente grandes. Os cristais desta nova fase formam-se por um processo de nucleação e crescimento e por isso têm uma composição diferente da fase mãe. A evolução deste tipo de transformação depende do tempo e da temperatura.

As transformações displacivas ou martensíticas conduzem à formação de uma nova fase, mais estável, através da reordenação atómica a distâncias curtas. A nova fase tem a mesma composição química da fase mãe. Estas transformações são quase independentes do tempo, ocorrendo de forma muito rápida, tendo como limite a velocidade do som. [10]

1.5.2 Reacções no estado sólido

Muitos processos envolvidos na produção e utilização de materiais de engenharia envolvem reacções no estado sólido, com mistura e rearranjo dos átomos de diferentes espécies em novos arranjos atómicos mais estáveis. Para que estas reacções tenham lugar os átomos reagentes têm de ter energia suficiente para ultrapassar uma barreira de energia de activação. A uma dada

temperatura, apenas uma fracção de moléculas ou átomos de um sistema atinge o estado (ou nível) activado de energia E^* . À medida que a temperatura do sistema aumenta o número de moléculas ou átomos que atingem o estado activado será cada vez maior.

Um importante traço de distinção entre reacções no estado sólido e em estado líquido ou gasoso consiste na normal inexistência de mistura íntima entre fases no primeiro caso, o que se designa por reacção em fase heterogénea. Por oposição, em muitas reacções em fase líquida e gasosa, produtos e reagentes são completamente miscíveis numa única fase. Esta distinção tem importantes implicações em termos de cinética das reacções em estado sólido já que, para uma mesma combinação de reagentes, a velocidade destas reacções pode estar condicionada pelo tamanho e forma das partículas sólidas envolvidas no processo. De facto, do mesmo modo que uma transformação de fase pode estar dependente do processo de difusão das espécies envolvidas, também algumas reacções em estado sólido estão cineticamente dependentes de processos de difusão. Isto significa que a velocidade global destas reacções nem sempre depende da velocidade da reacção na interface entre as substâncias envolvidas. Em qualquer dos casos o ponto de partida será a nucleação de novas fases e posterior crescimento das mesmas. [11]

1.5.3 Nucleação homogénea e heterogénea

Os dois principais mecanismos pelos quais ocorre a nucleação de partículas sólidas num metal líquido são a nucleação homogénea e a nucleação heterogénea.

A nucleação homogénea constitui o caso mais simples de nucleação. Num metal líquido a nucleação homogénea ocorre quando o próprio metal fornece átomos para formar os núcleos. Na solidificação de um metal puro, quando o metal líquido é arrefecido em grau suficiente, abaixo da sua temperatura de solidificação, criam-se numerosos núcleos homogéneos através dos movimentos lentos de átomos que se vão ligando uns aos outros. No caso de alguns metais, para que o núcleo seja estável de modo a poder crescer até formar um cristal, tem que atingir um tamanho crítico. Um cacho de átomos ligados uns aos outros, cujo

tamanho é inferior ao crítico é designado por embrião; se tiver um tamanho superior ao tamanho crítico, é designado por núcleo. Devido à sua instabilidade, os embriões formam-se e voltam-se a dissolver continuamente no metal líquido devido à agitação dos átomos.

Nucleação heterogénea é a que ocorre no líquido sobre as paredes do recipiente, impurezas insolúveis ou outro material presente, que baixa a energia livre crítica para formar um núcleo estável. Dado que durante as operações industriais de vazamento não ocorrem graus de sobre arrefecimento elevados a nucleação será certamente heterogénea e não homogénea.

Para que a nucleação heterogénea tenha lugar, o agente nucleante sólido (impurezas sólidas ou paredes de recipientes) terá de ser molhado pelo metal líquido. O líquido deve igualmente solidificar facilmente sobre o agente nucleante. A nucleação heterogénea ocorre sobre o agente nucleante porque a energia de superfície para formar um núcleo estável é mais baixa se o núcleo se formar sobre aquele material do que se formar no próprio líquido puro (nucleação homogénea). [12]

1.6. Difusão em sólidos

A difusão pode ser definida como sendo um mecanismo pelo qual a matéria é transportada através da matéria. Nos sólidos os movimentos atómicos são dificultados pelas ligações entre os átomos em posições de equilíbrio. Contudo, as vibrações térmicas que ocorrem nos sólidos permitem o movimento de alguns átomos. Nos metais e ligas metálicas, a difusão dos átomos é particularmente importante, já que a maior parte das reacções e transformações no estado sólido envolvem movimentos atómicos.

Em redes cristalinas existem dois mecanismos principais de difusão atómica: (1) mecanismo substitucional ou por lacunas e (2) mecanismo intersticial. O mecanismo substitucional exige a existência de defeitos (lacunas) na rede hospedeira, sendo o aumento de temperatura a solução mais eficaz para atingir este objectivo. Em ambos os casos (substitucional ou intersticial) a migração de átomos entre posições normais de rede ou entre posições intersticiais é um processo activado termicamente pelo que as temperaturas elevadas favorecem a velocidade destes mecanismos de transporte. [13]

1.6.1. Difusão Estacionária

A difusão de uma substância através de um meio, no sentido das altas concentrações para as baixas realiza-se por meio de deambulações aleatórias individuais dos átomos e das moléculas. No caso de sólidos a distância que a partícula é capaz de cobrir quando adquire energia de activação suficiente para efectuar um salto é normalmente da ordem de grandeza de uma distância interatómica ($\approx 3 \times 10^{-10}$ m).

Embora o movimento individual das partículas seja aleatório, o movimento de grandes quantidades de partículas por este processo, origina um fluxo contínuo no sentido do gradiente de concentração. Considere-se um plano perpendicular ao plano do gradiente. Como existem mais partículas num dos lados do plano do que no outro, haverá mais passagens através daquele plano por parte das partículas provenientes da região de maior concentração do que por parte das partícula da outra região, estabelecendo-se assim uma corrente das maiores para as menores concentrações. Normalmente relaciona-se o fluxo mássico (J) com o gradiente de concentração (dc/dx) que o determina:

$$J = -D \frac{dc}{dx} \quad (1.1)$$

A equação anterior traduz a primeira lei de Fick da difusão, e D é o coeficiente de difusão, cuja unidade é m^2s^{-1} . Os valores do coeficiente de difusão dependem de muitas variáveis, das quais as seguintes são importantes:

- O mecanismo de difusão
- A temperatura à qual a difusão tem lugar;
- O tipo de estrutura cristalina do solvente
- O tipo de defeitos cristalinos presentes
- A concentração da espécie a difundir

O coeficiente de difusão num sólido é muito menor do que no líquido correspondente em virtude da estrutura cristalina vincular os átomos às suas posições. Para um metal perto do ponto de fusão teremos $D \approx 10^{-13} \text{m}^2 \text{s}^{-1}$. Como já foi referido, a difusão num sólido é um processo termicamente activado que obedece á equação

$$D = D_0 \exp(-E_D/RT) \quad (1.2)$$

O valor de D é extremamente pequeno a baixas temperaturas. Nos metais, D_0 varia habitualmente entre 10^{-5} e $10^{-3} \text{m}^2 \text{s}^{-1}$, e $E_D \approx 20 RT_f$, onde T_f representa o ponto de fusão (Kelvin). [14]

1.6.2. Difusão não-estacionária

Na difusão não estacionária a concentração de átomos de soluto, em qualquer ponto do material, varia com o tempo. Nos casos de difusão não estacionária, em que o coeficiente de difusão é independente da concentração, verifica-se a segunda lei de Fick:

$$\frac{dC_x}{dt} = \frac{d}{dx} \left(D \frac{dC_x}{dx} \right) \quad (1.3)$$

É possível resolver esta equação para um conjunto significativo de condições iniciais e fronteira, sendo as respectivas soluções de grande utilidade em diferentes processos tecnológicos como o tratamento superficial de metais por incorporação de espécies a partir duma fase gasosa circundante. [15]

1.7. Conclusões

As propriedades do alumínio em comparação com outros materiais utilizados em aplicações semelhantes são altamente competitivas. As ligas de alumínio correspondem a combinações de composições e condições de processamento que permitem melhorar as propriedades intrínsecas do alumínio puro. A breve introdução feita à cinética das transformações e reacções no estado sólido permite enquadrar o conhecimento existente sobre os mecanismos que ocorrem

durante as diferentes fases de processamento destas ligas, a desenvolver em maior detalhe no próximo capítulo.

1.8. Bibliografia

- [1] – Kammer, Catrin, *Aluminum Handbook*, V.1, p.1-31, Aluminum-Verlag, Dusseldorf (1999)
- [2] – Smith, William F., *Princípios de Ciência e Engenharia de Materiais*, p. 533-534, Mc GrawHill (1996)
- [3] – Saha, Pradip K., *Aluminum Extrusion Technology*, p. 119-122, ASM International, USA (2000)
- [4] – Cottrell, Alan H., *Introdução à Metalurgia*, p. 273-274, Fundação Calouste Gulbenkian, Lisboa (1996)
- [5] – *Aluminium and Aluminium Alloys*, ASM International, USA (1993)
- [6] – Totten, George, Mackenzie, Scott, *Handbook of Aluminum*, vol 1, p. 81-82, USA (2003)
- [7] – Ref.^a [1], p.81-84,
- [8] – <http://aluminium.matter.org.uk>
- [9] – Ref.^a [2] p.135-137,
- [10] – Silva, Rui F, *Metais com memória de forma*, Universidade de Aveiro
- [11] – Ref.^a [2] p.153-158
- [12] – Ref.^a [2] p.123-128
- [13] – Ref.^a [2], p.158-160
- [14] – Ref.^a [4], p. 221-228,
- [15] – Ref.^a [2], p.163-165

Capítulo 2

Ligas de Alumínio

Neste capítulo introduzem-se conceitos fundamentais das ligas de alumínio que servirão como suporte à construção das conclusões da parte prática deste trabalho.

Após um resumo inicial sobre os tipos de ligas e suas denominações, abrangem-se assuntos relacionados com diagramas de fases e composições químicas, usados para a compreensão dos mecanismos de precipitação.

Dá-se especial ênfase ao mecanismo de endurecimento destas ligas, bem como aos seus diferentes constituintes e finalmente fala-se do ciclo de tratamentos térmicos das ligas de alumínio.

No último ponto faz-se um resumo do processo industrial da Extrusão, permitindo uma correlação entre a parte teórica do processo de extrusão e a sua execução prática.

2.1. Ligas e respectiva nomenclatura

As propriedades das ligas de alumínio dependem da complexa interação entre, a composição química e a microestrutura desenvolvida durante a solidificação, os tratamentos térmicos e, para ligas de trabalho mecânico, do processo de deformação. Apesar do alumínio puro ser extremamente resistente à corrosão, devido à presença de um filme de óxido de alumínio, a resistência à corrosão decresce normalmente com o aumento do teor de elementos de liga adicionados. Por este motivo, têm sido desenvolvidos tratamentos térmicos para

aumentar a resistência à corrosão de materiais com elevados teores de elementos de liga. [1]

O alumínio e suas ligas podem ser divididas em duas categorias: ligas de alumínio para trabalho mecânico e ligas de alumínio para fundição. Cada uma destas categorias é ainda subdividida em classes de acordo com a composição. No âmbito deste trabalho vamos apenas referir as ligas de alumínio para trabalho mecânico.

As ligas de alumínio para trabalho mecânico dividem-se em dois grupos: ligas para tratamento térmico (tratáveis) e ligas sem tratamento térmico (não tratáveis), conforme descrito na tabela 2.1. As ligas de alumínio sem tratamento térmico não podem ser endurecidas por precipitação, sendo apenas endurecíveis por trabalho a frio. Os três grupos principais deste tipo de ligas são os grupos: 1xxx, 3xxx, 4xxx e 5xxx. A resistência mecânica inicial destas ligas é promovida pelo efeito endurecedor dos seus elementos de liga. A resistência mecânica adicional é então conseguida através de trabalho mecânico a frio – deformações que induzem endurecimento, designadas por H.

No entanto, algumas ligas de alumínio podem ser submetidas a tratamento térmico de endurecimento por precipitação. As ligas de alumínio para trabalho mecânico e tratáveis termicamente são as ligas dos grupos: 2xxx, 6xxx e 7xxx. Estas ligas podem ser endurecidas por aquecimento e arrefecimento rápido ou têmpera. Podem ainda ser adicionalmente endurecidas através de trabalho a frio – deformação controlada à temperatura ambiente. [2]

Tabela 2.1: Correspondência entre as famílias de ligas e os principais elementos de liga [2]

Série	Principal (is) elemento(s) de liga	Termicamente tratáveis	Aplicações
1xxx	Alumínio puro		Indústria Química e Eléctrica
2xxx	Cu	X	Aeronáutica
3xxx	Mn		Aplicabilidade geral
4xxx	Si		Fios de soldadura e ligas de brazagem
5xxx	Mg		Transportes
6xxx	Mg, Si	X	Estruturas e transportes
7xxx	Zn	X	Aeronáutica
8xxx	Sn, Li, Fe, Cu, Mg	X	
9xxx	Série livre		

Alguma informação mais pormenorizada encontra-se no anexo A.

Na série 6xxx os principais elementos de liga são o magnésio e o silício, que se combinam para dar origem a um composto intermetálico, Mg_2Si , cuja precipitação provoca o endurecimento das ligas deste grupo. Uma das ligas mais importantes da série 6xxx é a 6061, que tem a seguinte composição aproximada, 1,0% Mg, 0,6%Si, 0,3%Cu e 0,2% Cr (% em peso). Nas condições de tratamento térmico T6 esta liga tem uma resistência à tracção de 290 MPa e é usada em estruturas correntes. [2]

2.1.1. Nomenclatura dos tratamentos térmicos

As designações dos tratamentos térmicos das ligas de alumínio para trabalho mecânico indicam-se a seguir à designação da liga, separadas por um traço (e.g., 1100-0 significa liga 1100 no estado recozido). As subdivisões de um tratamento térmico básico são indicadas por um ou mais dígitos e aparecem a seguir à letra que designa o tratamento básico (e.g., 1100-H14 significa liga 1100 no estado encruado – ½ duro). [3]

Os estados metalúrgicos de base são 5, e as suas definições pormenorizadas encontram-se no anexo A: F – Bruto de fabricação; O – Recozido; H – Encruado; W – Solubilizado e T – Tratado termicamente para obter um estado estável para além de F, O ou H. – Esta designação aplica-se aos produtos tratados termicamente com ou sem encruamento (endurecimento por deformação) suplementar para obter um estado estável. A letra T é sempre seguida de um ou mais dígitos que indicam a sequência dos tratamentos. [3]

As ligas estudadas neste trabalho são tratadas termicamente e por isso é este o estado metalúrgico que nos interessa explorar. Existem 9 sub-estados, T1-T9, mas as ligas estudadas neste trabalho apenas se podem encontrar no estado T1, T4, T5 e T6, descritos em seguida mais pormenorizadamente. Os restantes estados encontram-se descritos no anexo A.

O estado T1, significa que a liga foi arrefecida após enformação a quente e envelhecida naturalmente até obtenção de um estado perfeitamente estável. Esta designação aplica-se aos produtos que não sofrem encruamento após o arrefecimento praticado a partir de um processo de enformação a quente, ou para

os quais o efeito de encruamento associado ao aplanamento ou endireitamento não afecta os limites das características mecânicas.

O estado T4 corresponde ao estado solubilizado* e envelhecido naturalmente até à obtenção de um estado praticamente estável. Esta designação aplica-se aos produtos que não sofrem um encruamento para aumentar a resistência mecânica após solubilização, ou para os quais o efeito de encruamento associado ao aplanamento ou endireitamento não afecta os limites das características mecânicas.

O estado T5 corresponde à liga arrefecida após um tratamento de enformação a quente e depois envelhecido artificialmente. Esta designação aplica-se a produtos que não sofrem encruamento após o arrefecimento praticado a seguir a uma enformação a quente, ou para os quais o efeito de encruamento associado ao aplanamento ou endireitamento não afecta os limites das características mecânicas.

Por último o estado T6, estado solubilizado* e envelhecido artificialmente. Esta designação aplica-se aos produtos que não sofrem encruamento após a solubilização, ou para os quais os efeitos de encruamento associados ao aplanamento ou endireitamento não afecta os limites das características mecânicas. [3]

* Certas ligas da série 6xxx e 7xxx atingem as mesmas características mecânicas quer sejam solubilizadas no forno, quer sejam arrefecidas após enformação a quente a uma velocidade suficientemente elevada para manter os constituintes em solução. Nestes casos T3, T4, T6, T7, T8 e T9 são utilizadas para qualificar um ou outro processo e constituem designações específicas. [3]

2.2. Diagrama de fases

Conforme o referido anteriormente este trabalho vai centrar-se sobre duas ligas da série 6xxx – a liga 6061 e 6082. Como tal, vão ser analisadas com mais detalhe as características deste grupo e destas ligas em particular.

Em termos esquemáticos, a Figura 2.1 apresenta os domínios de composições (exclusivamente Mg e Si) para as principais ligas da série 6xxx. As

ligas do sistema Al-Mg-Si são das mais usadas em extrusão, com aplicação no sector automóvel e da construção. A facilidade com que estas ligas podem ser extrudidas, a sua baixa densidade, resistência à corrosão, acabamento superficial e boa soldabilidade, são factores que, conjuntamente com o preço, as tornam extremamente atractivas. A liga 6082 é a que apresenta a maior resistência do grupo, com poucas desvantagens nas restantes propriedades.

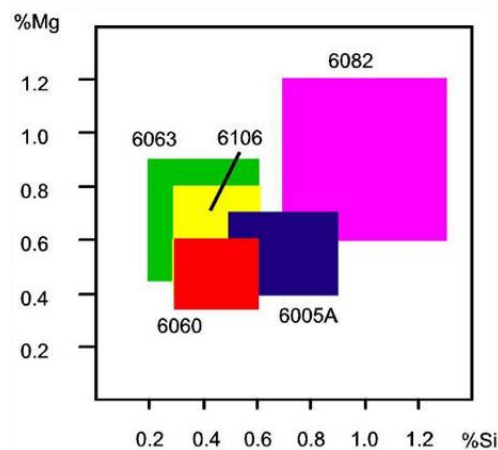


Figura 2.1: Diagrama Mg vs Si para as principais ligas da série 6xxx.[www.eaa.net]

Os diagramas de fases são representações gráficas das fases presentes num sistema, a várias temperaturas, pressões e composições. Uma fase é uma região do sistema que é distinta, encontrando-se separada das restantes fases por interfaces. Por norma, cada fase possui uma composição e uma estrutura cristalina características.

Nos diagramas de fases ternários, as composições são geralmente indicadas usando como base um triângulo equilátero. As composições do sistema ternário são representadas nesta base, colocando os componentes puros em cada um dos vértices do triângulo. As composições binárias são representadas sobre os três lados do triângulo. [4]

Quando ao sistema binário Al-Si se adiciona Mg, forma-se o sistema pseudo-binário Al-Mg₂Si (Mg:Si=1,73), em que o precipitado Mg₂Si é o responsável pelo endurecimento da liga.

Em ligas com excesso de silício, o teor em peso de Mg₂Si pode ser calculado pela equação:

$$\%Mg_2Si = 1,578 \times \%Mg$$

Esta relação resulta directamente das proporções em que se combinam o Mg e o Si no Mg_2Si .

O sistema pseudo-binário representado na figura 2.2 b), tem o ponto eutético aos 585 °C e uma solubilidade sólida máxima de 1,85% (em peso) de Mg_2Si . O silício disponível para a formação de Mg_2Si é influenciado pela quantidade de Mn e Fe presentes na liga, uma vez que o ferro e o manganês têm uma apetência superior ao magnésio para se associarem com o silício (Fe_3SiAl_{12} e $Fe_2Si_2Al_9$ $Al_{10}Mn_2Si$), e é expresso por: [5]

$$Si \text{ (disponível para } Mg_2Si) = \% Si - \frac{1}{4} (\% Fe + \% Mn)$$

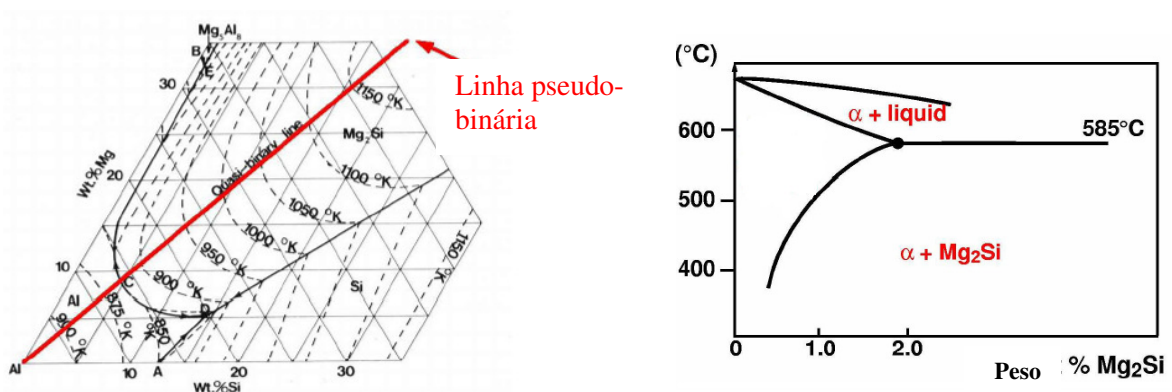


Figura 2.2: a) Vértice rico em alumínio do diagrama ternário Al-Mg-Si; b) Diagrama pseudo-binário Al-Mg₂Si [www.eaa.net]

A maior parte das ligas extrudidas pertence à série 6xxx e podem dividir-se em três grupos:

- **Grupo 1:** Ligas balanceadas em termos de Mg e Si, com uma percentagem de 0,8-1,2%. Estas ligas possuem uma resistência mecânica baixa, ou média-baixa, e pertencem a este grupo ligas como a 6060, 6106 ou 6063. As principais características deste grupo de ligas são a sua boa extrudabilidade,

poderem ser arrefecidas a ar directamente a partir da prensa, eliminando a necessidade de um tratamento térmico de solubilização posterior. [6]

- **Grupo 2:** Ligas balanceadas em termos de Mg e Si, com uma percentagem de Mg+Si em excesso cerca de 1,4%. Consequentemente, desenvolvem resistências superiores após envelhecimento. Como são muito mais sensíveis à têmpera, têm de ser arrefecidas com água à saída da prensa, ou solubilizadas e arrefecidas com água. Cerca de 0,25 % de Cu é adicionado a ligas com Al contendo 1,0% de Mg + 0,6% de Si (**6061**), para melhorar as propriedades mecânicas. Outro exemplo de liga que pertence a este grupo é a 6261. [6]

- **Grupo 3:** As ligas do terceiro grupo têm um excesso de silício relativamente ao necessário para a formação de Mg_2Si . Este excesso de silício promove uma resposta adicional ao envelhecimento, simultaneamente pelo refinamento do tamanho das partículas de Mg_2Si e precipitação de Si. O Si pode também reduzir a ductilidade e causar fragilidade intergranular, que é atribuída em parte à tendência do silício para precipitar nas fronteiras de grão. A presença de Cr e Mn podem contrariar este efeito pela promoção da redução do tamanho de grão e inibindo a recristalização durante a solubilização. Exemplos de ligas pertencentes a este grupo: **6082**, 6351, 6005A. [6]

Os principais elementos de liga influenciam as propriedades da liga. O magnésio reduz a extrudabilidade, aumentando significativamente a pressão máxima de extrusão, independentemente do teor de silício. Aumenta a sensibilidade à têmpera e diminui a ductilidade e tenacidade.

O silício diminui a extrudabilidade quando em excesso, embora não tanto quanto o magnésio. Tem uma influência inferior na sensibilidade à têmpera. É um bom endurecedor, especialmente para teores acima dos 0,4%.

O ferro tem um efeito marginal na extrudabilidade e na sensibilidade à têmpera para a resistência. Ductilidade e tenacidade melhoram para baixas concentrações de Fe, enquanto para concentrações mais elevadas a tenacidade diminui. O Fe é geralmente prejudicial para o acabamento superficial e durante a homogeneização tem de se ter especial atenção a este factor.

O cobre é normalmente mantido em concentrações inferiores a 0,1% e tratado como um elemento secundário e para estas concentrações tem um efeito muito reduzido na extrudabilidade ou noutras propriedades incluindo a sensibilidade à têmpera, resistência, ductilidade ou tenacidade. Para concentrações mais elevadas, conforme dito anteriormente, a sua influência nas propriedades da liga é já significativa. [7]

2.3. Endurecimento das ligas 6xxx

O endurecimento por precipitação é usado com o objectivo de aumentar a resistência mecânica de um grande número de ligas. O objectivo do endurecimento por precipitação é o de promover, na liga tratada termicamente, a formação de uma dispersão densa e fina de precipitados numa matriz de metal deformável. As partículas de precipitados actuam como obstáculos ao movimento das deslocações; como consequência, aumentam a resistência mecânica da liga tratada termicamente. [9]

Cada classe/família de ligas apresenta um tipo diferente de microestruturas devido às diferenças composicionais e de processamento. No caso das ligas 6xxx, estas foram formuladas para aproveitar a solubilidade do Mg_2Si e consequentemente do endurecimento por precipitação. Antes de se proceder a uma análise mais detalhada das transformações verificadas nestas ligas ao longo das diferentes fases de processamento, apresentar-se-á desde já um sumário de informação relevante sobre a formação de fases com impacto no comportamento mecânico destas ligas. Atendendo à diversidade de composições e tratamentos térmicos usados em termos tecnológicos, com sucessivos aquecimentos e arrefecimentos em momentos distintos, as sequências a seguir indicadas não podem ser entendidas senão como indicativas.

As ligas Al-Mg-Si são normalmente envelhecidas a 170°C e o processo de precipitação é dos mais complexos de todas as ligas endurecidas por este mecanismo. A sequência de precipitação tem sido tema de vários debates e pesquisas, sendo naturalmente influenciada pela composição efectiva da liga e condições de processamento. Contudo, parecem merecer algum consenso sequências com alguma diversidade na identificação das diferentes fases

formadas e respectiva evolução, mas também com alguma consistência entre si, partindo de modelos de nucleação similares e incluindo alguns passos intermédios com óbvia afinidade. [8] Como exemplos das sequências discutidas na literatura enumeram-se dois casos:

Caso 1: SSSS → Aglomerados independentes de Mg e Si, co-aglomerados de Si e Mg → Zonas GP → Fase rica em silício → β' → β -Mg₂Si

Caso 2: SSSS → Aglomerados de Si e de Mg → Dissolução dos aglomerados de Mg → Formação de co-aglomerados Mg/Si → Pequenos precipitados de estrutura desconhecida → Precipitados β'' → Precipitados β' e β'' → Precipitados β -Mg₂Si

SSSS - significa aqui a solução super saturada (Structure of Supersaturated Solid Solution);

Aglomerados de átomos de soluto (Mg e Si) – aparecem através da formação de pequenos aglomerados de Mg e Si juntamente com lacunas. É mais provável que os aglomerados de Mg se dissolvam e se juntem aos aglomerados de Si formando co-aglomerados de Mg-Si.

A formação de agregados de soluto num estado bastante inicial de envelhecimento nas ligas de Al-Mg-Si (Cu), não podem ser normalmente detectados com recurso a TEM, (Transmission Electron Microscopy), este facto tem sido reportado por vários investigadores. Edwards et al usaram APFIM (Atom Probe Field Ion Microscopy), para observar o estado inicial de precipitação e reportar a formação de aglomerados discretos de Mg e Si, seguindo-se a co-aglomeração destes dois compostos. Murayama et al confirmaram a existência de aglomerados através de outra técnica, IDAP. Murayama et al no seu trabalho recorreram a 3DAP para confirmarem a formação de co aglomerados de Mg-Si numa estrutura envelhecida normalmente. [9]

Zonas GP (também designadas por zonas GP I) – zonas de Guinier-Preston (devido á descoberta destes zonas por dois cientistas, Guinier e Preston, em

1938). [4]. Estes precipitados de morfologia pouco definida, ou esferoidal, tem um tamanho reduzido de poucos nanómetros. A estrutura cristalográfica permanece desconhecida, enquanto a sua composição depende geralmente da composição da liga. Estas partículas são completamente coerentes com a matriz.

Diversos modelos tem sido propostos para a estrutura e composição destas zonas, Edward et al, Matsuda e tal e Murayama and Hono, recorreram a diversas técnicas, mas estes modelos continuam a ser discutidos, e continuam a ser temas de próximas investigações. Parece contudo que estes precipitados são coerentes com a matriz, a sua morfologia é provavelmente esférica e a sua composição dependente da composição da liga. [9]

Agulhas β'' (também designadas por zonas GP-II); estes são precipitados que possuem comprimentos entre os poucos nanómetros até cerca dos 300 nm e cerca de 4 nm em diâmetro. Diversas estruturas cristalográficas têm sido propostas por diversos investigadores, sendo ainda tema de debate. A razão Mg:Si descobriu-se variar com a composição da liga. Estes precipitados são quase completamente coerentes com a matriz.

A formação de zonas GP e precipitados β'' , são processos paralelos e competitivos entre si. Os resultados de um ensaio de calorimetria diferencial de varrimento, para uma liga 6061, indicou que a transição entre os estados GP e β'' prossegue sem a dissolução das zonas GP. A fase de transição β' , em forma de agulha, assenta na direcção $[100]_{\alpha}$.

Esta fase é considerada como sendo o precipitado mais eficaz no endurecimento por precipitação das ligas AlMgSi (Cu). Diferenças na composição química de várias ligas da família AlMgSi (Cu) estudadas, bem como a coexistência de vários tipos de precursores de β'' , tem sido propostas como possíveis razões para o número elevado de estruturas diferentes associadas à fase β'' . A fase β'' dá lugar à fase β' após recozimento prolongado. [9]

As zonas GP consistem em arranjos de colunas de átomos de Mg e Si, ao longo da direcção $[100]_{\alpha}$, com uma composição química de Mg:Si=1. Estas zonas são apenas parcialmente coerentes, em contraste com as zonas GP completamente coerentes de outras ligas de alumínio endurecidas por precipitação. As zonas GP podem existir numa gama de temperaturas elevadas

(até cerca dos 260°C) e a sua estabilidade é bastante elevada. Diversas zonas GP agregam-se com o aumento do tempo de envelhecimento formando agulhas cuja morfologia é bastante complexa. [10]

As zonas GP diferem em formato consoante a liga. No caso de ligas Al-Mg-Si, formam-se barras/agulhas ao longo da direcção [100] na matriz de alumínio, conforme ilustrado na figura 2.3.

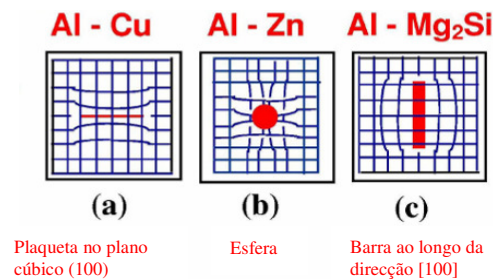


Figura 2.3: a) Diagrama esquemático das zonas GP para diferentes ligas; b) Zonas GP numa liga Al-Mg₂Si. [www.eaa.net]

Bastões β' : precipitados que tem dimensões até cerca de 20x20x500 nm. Diversas estruturas cristalinas têm sido propostas; A razão Mg:Si descobriu-se ser inferior à da fase de equilíbrio e provavelmente varia com a composição com a liga. Estes precipitados são parcialmente coerentes com a matriz. [9]

Plaquetas e cubos β da fase Mg₂Si em equilíbrio, têm uma estrutura cfc. A razão de Mg:Si é de 1.73, e esta fase é incoerente com a matriz.

A fase de equilíbrio β tem uma estrutura cff com uma parâmetro $a=0.639$ nm e composição Mg₂Si. Apresenta-se na forma de plaquetas e cubos. Esta fase nucleia heterogeneamente nas partículas constituintes. [9]

Edwards et tal, definiram a sequência de precipitação das ligas Al-Mg-Si, bem como a proporção de Mg/Si nos co-aglomerados, dos precipitados β'' e B' como sendo perto de 1.1, usando para isso técnicas de DSC, APFIM e TEM. [11]

As zonas GP e os precipitados β'' são facilmente cortados pelas deslocações devido à sua coerência com a matriz e ao seu tamanho reduzido, resultando

numa deformação localizada. A presença de dispersóides provoca homogeneização na distribuição do escorregamento em ligas sub-envelhecidas. Isto significa que a concentração de tensões nas fronteiras de grão e conseqüentemente a fractura intergranular, é reduzida. Os precipitados β' não podem ser cortados pelas deslocações, e aumentam a resistência pelo mecanismo conhecido como Orowan Looping. Este mecanismo explica que quando os precipitados são pequenos e em número reduzido, o facto de serem coerentes com a matriz, permite que com uma determinada tensão aplicada, as deslocações passem através destes precipitados deixando para traz um anel de deslocações que o rodeiam – Orowan Loops. À medida que o envelhecimento decorre, estes precipitados aumentam de tamanho dificultando a passagem das deslocações – a liga endurece. [12]

A transformação entre as modificações de Mg_2Si é tema de diversas discussões. Na verdade não existe nenhuma explicação fidedigna de como é que uma fase monoclinica se pode transformar numa fase hexagonal ou ortorrômbica, e depois numa fase cúbica de equilíbrio. O desenvolvimento de microscopia electrónica de alta resolução deu origem a novas descobertas. Ao contrário de outras fases metaestáveis conhecidas pertencentes a outras ligas de alumínio, a fase semi-coerente pode ter diversas modificações. O mecanismo deste fenómeno permanece desconhecido. [13]

A composição das fases metaestáveis é diferente da composição do Mg_2Si . A razão de Mg_2Si aumenta continuamente nas séries GP, β'' , β' , β . Noutras palavras, as fases metaestáveis são enriquecidas em silício. A resistência máxima é alcançada em ligas com excesso de silício e no estágio de precipitação β'' . Não existe opinião unânime para as razões deste acontecimento. É mais ou menos aceite que os complexos de lacunas de silício actuam como sítios de nucleação para as fases coerentes.

A transição entre modificações metaestáveis parece ocorrer separadamente. Por outras palavras, os precipitados coerentes dissolvem-se, partículas semi-coerentes formam-se nas deslocações e a fase coerente pode precipitar nas deslocações ou nas fronteiras de grão. É de realçar que durante as elevadas temperaturas de recozimento (a 300-350 °C), as fases β' e β podem coexistir por muito tempo.

O efeito da sequência de precipitação e a variação da composição da solução sólida sobressaturada é muito importante. O silício acelera a formação e aumenta a densidade de precipitação de zonas Al, Mg, Si. Estas zonas actuam como núcleos para a precipitação da fase coerente β' . Recentemente foi descoberto que a razão entre Mg:Si na fase semi coerente β' é mais baixa em ligas que contêm excesso de silício (Mg:Si=1,21), relativamente a ligas ditas balanceadas (Mg:Si=1,73). [13]

2.4. Tratamentos Térmicos das ligas 6xxx

Tratamento térmico, no sentido lato, traduz-se por qualquer arrefecimento ou aquecimento da liga com o propósito de alterar as suas propriedades mecânicas, a sua estrutura metalográfica, ou estado de tensão de um produto. Contudo, quando este termo é aplicado ao alumínio e suas ligas, é restringido a operações específicas com a finalidade de aumentar a resistência ou a dureza das ligas para trabalho mecânico, termicamente tratáveis. Estas ligas designam-se por “termicamente tratáveis” para serem distinguidas daquelas onde não ocorre endurecimento significativo por processos térmicos.

Existem quatro passos críticos no tratamento térmico para atingir as propriedades metalúrgicas necessárias:

1. Homogeneização do bilete
2. Extrusão
3. Têmpera
4. Envelhecimento (natural e artificial)

Estas etapas devem ser levadas a cabo com rigor já que, individualmente, nenhuma das etapas garante que o produto final atinge as características pretendidas; mas basta que uma das etapas falhe para que todo o processo falhe. [14]

O comportamento das ligas da família 6xxx é amplamente determinado pelos tratamentos térmicos que o material recebe ao longo das diversas etapas de produção. Uma composição adequada e um tratamento térmico óptimo promovem

as propriedades mecânicas pretendidas. Durante a extrusão é necessário que o material esteja no seu estado mais macio, enquanto que após extrusão é desejável, normalmente, que as propriedades mecânicas sejam máximas. Estas duas condições são contraditórias e implicam uma optimização do processo para que ambas as condições sejam satisfeitas. [15]

O conjunto de passos conducentes ao endurecimento por precipitação, com o objectivo de aumentar a resistência mecânica de um grande número de ligas de alumínio e de outras ligas metálicas, está esquematicamente representado na Figura 2.4.

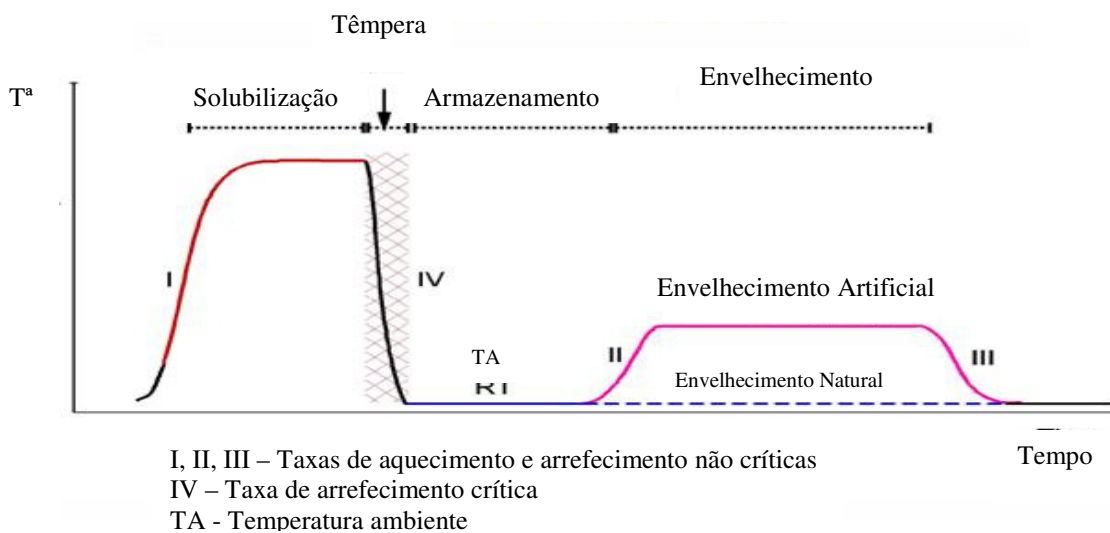


Figura 2.4: Etapas no processo de endurecimento por precipitação nas ligas tratáveis termicamente. [www.eaa.net]

A maioria das ligas da série 6xxx são arrefecidas imediatamente após extrusão, seguidas de envelhecimento natural ou artificial. Em geral as ligas da série 2xxx e 7xxx são solubilizadas e arrefecidas separadamente após extrusão e só depois prosseguem com o envelhecimento adequado. Estes dois processos estão esquematizados na figura 2.5.

A têmpera da liga após extrusão é um método que combina o tratamento de solubilização e extrusão e que oferece ganhos económicos, mas requer um controlo rigoroso de diversos parâmetros.

As ligas termicamente tratáveis são tipificadas por um aumento da solubilidade do maior elemento de liga com o aumento da temperatura. A solubilidade máxima

do Mg_2Si é de 1,85% a 595 °C (figura 2.2), decrescendo para 1,08% a 500°C e para 0,097% a 200°C. Por este motivo, a primeira etapa de qualquer tratamento térmico deverá ser a formação uma solução sólida mantendo o material a uma temperatura abaixo da temperatura solvus.

Por exemplo, uma liga 1,08 Mg_2Si será mantida a uma temperatura de 500°C mas abaixo da temperatura solvus de 595°C para evitar a fusão incipiente. Com o objectivo de completar o tratamento, a liga deve ser arrefecida rapidamente para evitar a precipitação de Mg_2Si e para que este composto se mantenha na solução sólida sobressaturada. [16]

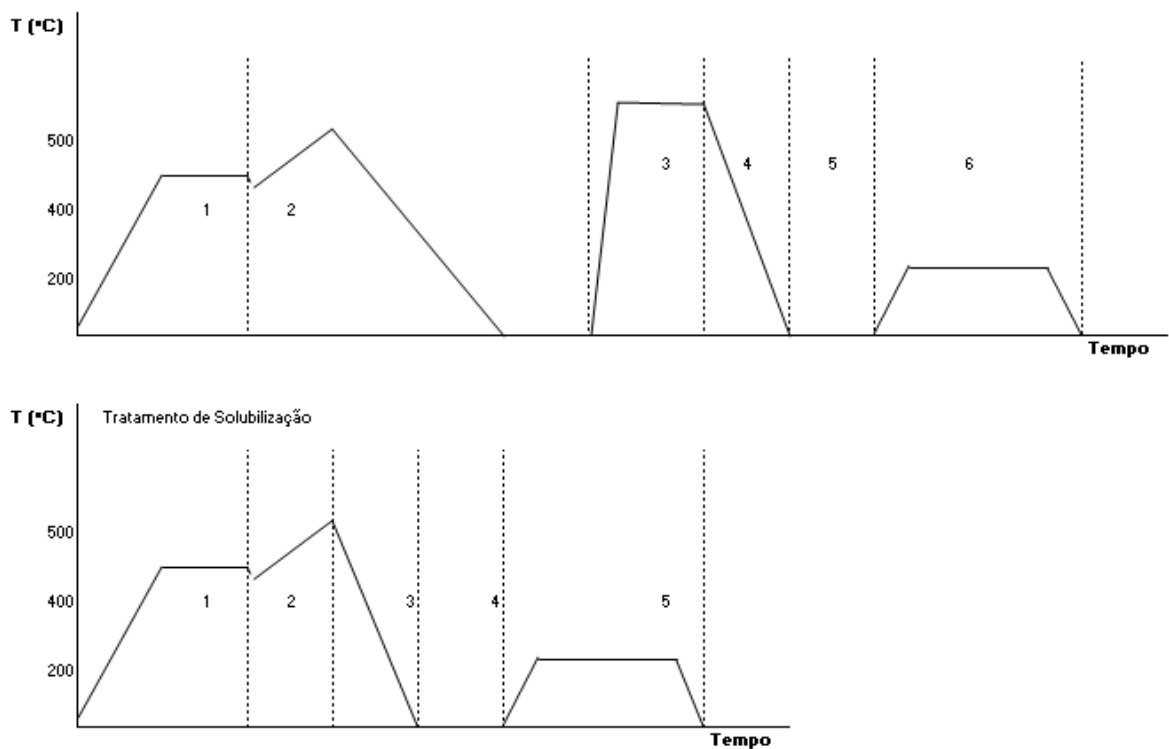


Figura 2.5: Diagramas de dois processos de extrusão e envelhecimento. a) com solubilização em separado, seguida do processo de tempera – 1. Re-aquecimento, 2- Extrusão, 3- Solubilização, 4-Tempera, 5- Período de espera; 6- envelhecimento; b) com tempera seguida do processo de extrusão: 1. Re-aquecimento, 2-Extrusão, 3- Tempera, 4- Período de espera; 5- envelhecimento [16]

2.4.1. Homogeneização

O objectivo do tratamento térmico de homogeneização é minimizar ou eliminar a segregação dos elementos de liga, até um limite que proporcione o melhor comportamento possível à deformação. Este tratamento é efectuado após o vazamento dos biletos. Isto deve-se ao facto do produto obtido no estado bruto de vazamento não possuir uma qualidade aceitável, que se relaciona sobretudo com a heterogeneidade da sua estrutura interna e composição química. Estes efeitos podem ser parcial ou completamente eliminados pelo tratamento de homogeneização dos biletos vazados. Contudo, o propósito do tratamento térmico do bilote varia de acordo com os requisitos de qualidade e económicos, e pode envolver dissolução, precipitação ou distribuição uniforme dos elementos de liga. [17]

A homogeneização compreende três grandes passos: aquecimento dos biletos a uma determinada taxa de aquecimento, manutenção a uma determinada temperatura durante um determinado período de tempo e arrefecimento a uma taxa adequada. A temperaturas elevadas a difusão é intensificada e todos os gradientes de concentração dentro da liga diminuem. O factor que controla a homogeneização de uma liga é por isso a difusibilidade dos elementos de liga à temperatura de homogeneização. Os elementos de liga podem ser agrupados quanto à sua solubilidade e difusibilidade:

- Solubilidade moderada, baixa taxa de difusão: Cr, Mn, Ti, V, Zr;
- Solubilidade considerável, elevada taxa de difusão: Cu, Mg, Si, Zn;
- Solubilidade extremamente baixa, baixa taxa de difusão: Fe

Quanto mais elevada a temperatura, mais rapidamente se consegue a homogeneidade e consequentemente mais eficiente esta prática se torna em termos industriais. A temperatura de homogeneização não deve contudo ultrapassar o ponto de fusão mais baixo de todos os elementos/compostos presentes, pois resultaria numa fusão localizada e consequentemente em danos microestruturais impossíveis de reparar posteriormente, em particular formação de porosidade, segregação, bolhas ou fissuras. [17]

Durante o processo de homogeneização diversos processos ocorrem em simultâneo, como a transformação do composto intermetálico β -Al₅FeSi, em forma de lâmina, em partículas de α_c -Al₁₂(FeMn)₃Si esferoidais, e a dissolução de partículas β Mg₂Si. A transformação de β -Al₅FeSi em α_c -Al₁₂(FeMn)₃Si é muito importante porque aumenta a ductilidade do material. A dissolução de β -Mg₂Si é também importante porque potencia o envelhecimento artificial no perfil extrudido. [18]

O Mg₂Si entra em solução sólida rapidamente a 465°C, sendo necessárias cerca de 2h a esta temperatura para que a dissolução seja completa. Por este facto, o tempo e a temperatura de homogeneização são determinadas unicamente pela transformação da fase com ferro.

A taxa de arrefecimento após homogeneização é também extremamente crítica. Um arrefecimento lento após homogeneização resulta na nucleação e crescimento dos precipitados de Mg₂Si no grão, nas fronteiras de grão e na superfície das partículas ricas em ferro. Precipitados grosseiros de Mg₂Si requerem mais tempo para serem re-dissolvidos antes ou durante a extrusão, podendo causar reduções na resistência do material quando este é envelhecido directamente após têmpera. Dependendo da taxa de arrefecimento a partir da temperatura de homogeneização, diferentes quantidades de Mg e Si permanecem em solução sólida, dissolvidos a 100% como Mg₂Si. Uma taxa de arrefecimento rápida depois da homogeneização, irá reter a maior parte do Mg e Si em solução e produzir precipitados finos uniformemente distribuídos. [19]

2.4.2. Extrusão

Extrusão é um processo de deformação plástica onde um bloco de metal designado por bilette é aquecido tornando-se dúctil, e seguidamente empurrado por um sistema de compressão contra uma ferramenta designada por matriz, ilustrado na figura 2.6. Por sua vez a matriz possui um ou mais orifícios com a secção do perfil pretendido e com uma espessura inferior à secção do bilette. [20]

A extrusão é um processo de compressão indirecta, uma vez que forças indirectas-compressivas são desenvolvidas por reacção entre o bilette, o contentor (container) e a matriz (die); estas forças atingem valores bastante elevados. A

extrusão é o método mais eficaz para destruir a estrutura inicial de vazamento do bilete, devido às elevadas forças de compressão. O processo de extrusão pode ainda ser subdividido em extrusão a frio ou a quente, dependendo da liga e do método utilizado. Na extrusão a quente o bilete é pré-aquecido facilitando a deformação plástica.

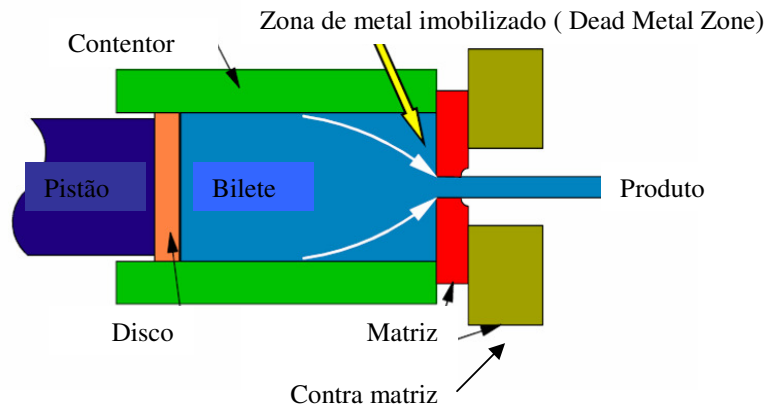


Figura 2.6: Processo de Extrusão [www.eaa.net]

Os dois tipos básicos de extrusão são a extrusão directa e indirecta, usados normalmente em processos industriais. A extrusão directa é o processo mais importante e mais usado.

Na extrusão directa, o metal flui na mesma direcção do pistão e o bilete desliza ao longo das paredes do contentor. A força de fricção resultante deste processo faz com que a pressão do pistão aumente consideravelmente.

No processo de extrusão, o bilete flui através do contentor a duas velocidades, sendo que a periferia (pele) do bilete flui a uma velocidade inferior ao núcleo. No final da extrusão, e dependendo do tipo de perfil, uma percentagem do metal é deixada para trás na câmara, a malha, e é separada para reciclar posteriormente. A malha é constituída principalmente pelos óxidos e impurezas presentes na pele do bilete. [20]

2.4.2.1. Efeitos dos parâmetros de extrusão nas ligas 6061 e 6082

Os parâmetros de extrusão são fundamentais na obtenção das propriedades mecânicas adequadas, bem como das propriedades mecânicas desejadas. Desta

forma, o ajuste da temperatura do bilette, velocidade de saída do perfil, temperatura de saída, e a regulação do processo de têmpera, permitem a obtenção das estruturas mais adequadas a cada liga. O ajuste destes parâmetros é extremamente importante uma vez que existe o risco de se obterem estruturas “mistas” – parcialmente recristalizadas, ou recristalizadas com grãos grosseiros à superfície ou ainda estruturas fibrosas com grãos grosseiros à superfície. Qualquer uma delas indesejáveis, responsáveis por defeitos superficiais e propriedades mecânicas reduzidas.

O efeito de prensa é caracterizado por uma resistência mecânica no sentido de extrusão superior à medida no sentido transverso. Este efeito é assim muito procurado nas ligas que apresentam elevadas características mecânicas (série 2xxx e 7xxx), mas também nas ligas com características mecânicas médias como acontece na série 6xxx, como por exemplo na 6082. Os produtos extrudidos à saída da prensa podem apresentar uma estrutura fibrosa, ou seja, não recristalizada, estando esta estrutura associada ao efeito de prensa. [21]

Existem duas abordagens distintas – promover a recristalização, caso se trate de uma liga com apetência para formar uma estrutura recristalizada (pe: 6060, 6063), ou retardar a recristalização caso se trate de uma liga com apetência por uma estrutura fibrosa (pe:6082). Algumas ligas de média resistência, como a 6061, permitem qualquer uma destas opções, mas normalmente apenas uma delas dará resultados satisfatórios em termos da prevenção da formação de grãos grosseiros periféricos e das propriedades mecânicas. Parâmetros de extrusão típicos para estas ligas estão tabelados na tabela 2.2.

Na liga 6082, um número elevado de dispersóides ricos em Mn bloqueia as fronteiras de grão e eleva a temperatura de recristalização acima da requerida para a 6061. O tamanho e a eficácia dos dispersóides podem ser alterados variando as condições de homogeneização

Numa liga com apetência para formar uma estrutura fibrosa, o aumento da temperatura de saída pode aumentar o tamanho dos grãos à superfície, o que é prejudicial. Se queremos uma estrutura recristalizada o aumento de temperatura é benéfico. Para uma liga 6061 completamente recristalizada, e para uma liga 6082 com estrutura fibrosa, os parâmetros podem ser:

Tabela 2.2: Parâmetros de extrusão [21]

Liga	T ^a Homogenização (°C)	T ^a Bilete (°C)	Velocidade de Extrusão (m/min)	T ^a Saída (°C)
6061	570	570	25	560
6082	570	400	10	500

Para uma liga 6082, essencialmente fibrosa, uma baixa temperatura de saída reduz a profundidade dos grãos grosseiros. Para além disso, o tamanho de grão à superfície diminui com a diminuição da temperatura de saída. [21]

À medida que são necessárias temperaturas de saída mais baixas, para promover estruturas não recristalizadas, existe um risco acrescido das propriedades mecânicas mínimas não serem atingidas. Por este motivo, um compromisso entre usar temperaturas mais elevadas para beneficiar as propriedades mecânicas, e o decréscimo da temperatura de saída para retardar a formação de grãos grosseiros, deverá ser considerada. Em muitos casos é possível que a temperatura mínima de saída seja simultaneamente adequada para que as propriedades mecânicas sejam atingidas e suficientemente elevada para promover a recristalização na superfície do perfil. A tabela 2.3 indica algumas das variações nas propriedades mecânicas do perfil em função dos parâmetros de extrusão. [21]

Tabela 2.3: Propriedades mecânicas das ligas 6061 e 6082 e respectiva estrutura após extrusão. [21]

Liga	Estado TB(°C)/v (m/min)/Ts (°C)	Estrutura	Rm (MPa)	Rp02 (MPa)	A (%)
	T6 (norma) – prop. mínimas		295	255	7
6082	T6 – prop. típicas	Não recristalizada - fibrosa	340	310	11
	500/25/590		370	348	17
	450/25/550		356	326	17
	400/10/500		288	251	22
	T6 (norma) – prop. mínimas		260	240	8
6061	T6 – prop. típicas	Recristalizada	310	275	12
	510/33/560		344	324	13
	480/25/555		334	317	17

TB- Temperatura do bilete, V – velocidade de saída, Ts – Temperatura de saída

2.4.3. Têmpera ou Sobresaturação

A têmpera é um passo crítico na produção de ligas endurecidas por precipitação. Se o arrefecimento for demasiado lento há tendência para precipitação de segundas fases, eventualmente indesejável. Por outro lado, se for demasiado rápida, pode provocar empenos nos perfis. Consequentemente, um dos principais desafios no processo de têmpera é seleccionar as condições de têmpera que optimizem os parâmetros desejáveis e minimizem os indesejáveis. [22]

A cinética da difusão e precipitação é mais lenta numas ligas do que noutras. Isto explica porque é que as taxas de arrefecimento podem ser mais lentas e se obtêm igualmente elevadas resistências mecânicas e corrosão nessas ligas.

Quando uma liga é arrefecida lentamente a partir de uma temperatura elevada, os elementos de liga precipitam e difundem da solução sólida para se concentrarem nas fronteiras de grão, em pequenos vazios (voids), em partículas não dissolvidas, em deslocações, e noutras imperfeições na matriz de alumínio. Para que se atinjam boas propriedades de resistência mecânica, tenacidade e resistência à corrosão, é desejável que o processo de difusão seja atrasado e que os elementos de liga sejam mantidos em solução até à liga estar envelhecida. Os elementos são mantidos em solução através da têmpera a partir da temperatura de solubilização. Após a têmpera as ligas de alumínio são envelhecidas e durante este processo, os elementos e componentes precipitam em dispersão fina aumentando significativamente a resistência do material.

A tendência de uma liga formar precipitados não endurecíveis durante a têmpera é designada por sensibilidade à têmpera. [22] Os factores que afectam a instabilidade da solução sobressaturada durante o arrefecimento são:

- Taxa de arrefecimento lenta (paredes muito grossas, secções ocas, paredes interiores, secções contendo paredes extremamente finas);
- Elevada difusibilidade de alguns dos elementos de liga (Mg e Si);
- Elevadas concentrações de soluto;

- Elevado número de sítios para nucleação (fronteiras de grão, partículas intermetálicas);

As ligas de média resistência da família Al-Mg-Si, têm uma sensibilidade à têmpera relativamente baixa e podem ser arrefecidas após extrusão sem problemas de distorção. Contudo, as ligas de resistência média-alta desta família, que contêm um teor relativamente elevado de soluto, são extremamente sensíveis à têmpera e necessitam de taxas de arrefecimento rápidas, para que possam atingir a tensão de ruptura pretendida. Apesar deste valor poder ser atingido com arrefecimento a ar para perfis finos, para secções mais espessas torna-se obrigatório o uso de água, o que pode levar a problemas graves de distorção. [22]

Uma curva tempo-temperatura-propriedade – TTP traduz a sensibilidade de uma liga à têmpera (Figura 2.7). Curvas com um “nariz” mais pronunciado correspondem a ligas mais sensíveis; as taxas de arrefecimento (temperatura /unidade de tempo) têm de ser tais que não interceptem o “nariz” da respectiva liga.

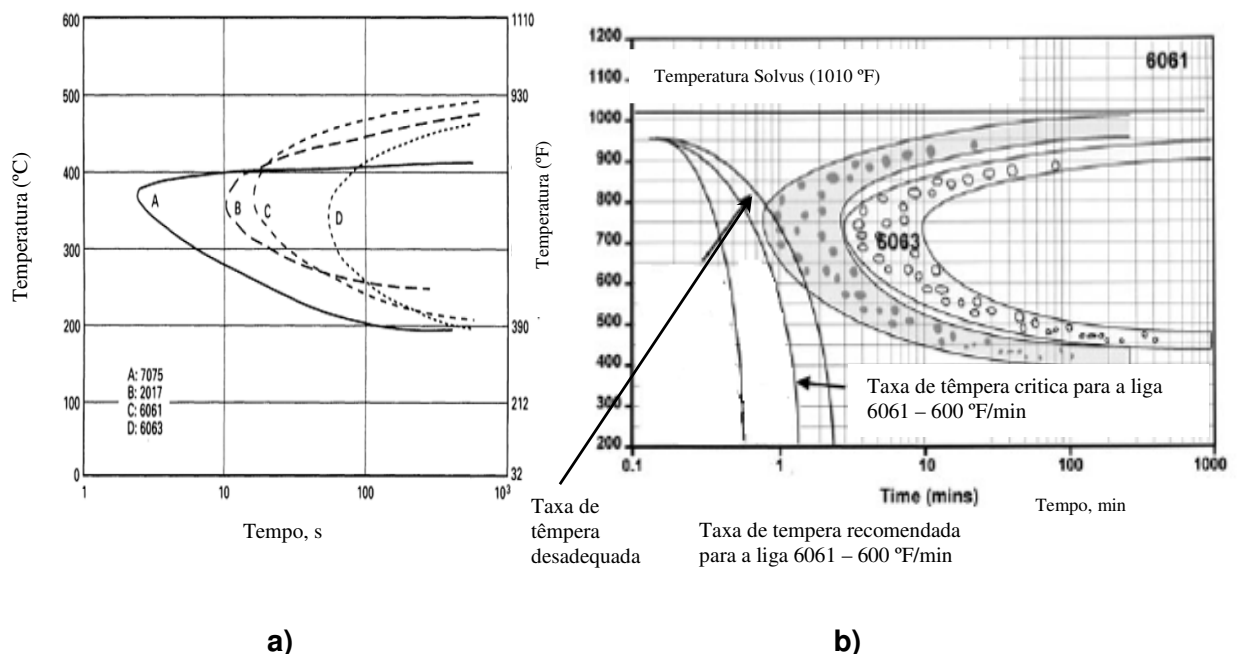


Figura 2.7) a) Curva TTP – Tempo-Temperatura-Propriedade a 95% máximo de tensão de ruptura para várias ligas [22]; b) Curva TTP para a liga 6061 e 6063 [23]

A liga 6082 é geralmente mais sensível à têmpera do que às condições de homogeneização, factor que pode ser atribuído à precipitação de β' – Mg_2Si . Dois factores podem contribuir para a elevada sensibilidade à têmpera desta liga: elevada energia para a precipitação e a existência de dispersóides que actuam como sítios de nucleação para a fase β' . [23]

A tenacidade é mais sensível às variações na têmpera do que a resistência e a dureza. A curva TTP para a liga 6082 mostra um comportamento tipo C com o “nariz” a 330°C. A têmpera crítica coincide com o máximo de dureza, sugerindo que a deterioração na tenacidade é causada pela formação de precipitados somente nas fronteiras de grão, durante o arrefecimento, figura 2.8 a. O método óptimo parece corresponder a uma prática de têmpera com uma baixa taxa inicial de arrefecimento, até aos 450°C, para minimizar a tensão residual, aumentando então continuamente para evitar a precipitação até aos 300°C, conforme se observa na figura 2.8 b. [24]

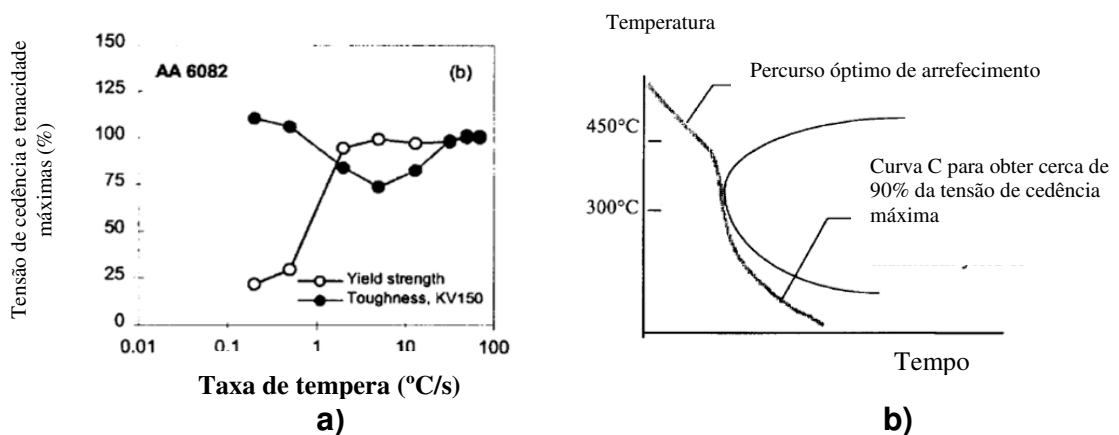


Figura 2.8. a) Tensão de cedência e ductilidade vs taxa de arrefecimento para uma liga 6082 T6 (* relativa ao material arrefecido em ar). [23]

b) Optimização da curva de arrefecimento para as ligas da série 6xxx [24];

2.4.3.1. Requisitos práticos

Se o objectivo é evitar a precipitação durante o arrefecimento, dois requisitos têm de ser satisfeitos. Primeiro, o tempo necessário para transferir a carga até ao forno de têmpera deve ser suficientemente curto para evitar o arrefecimento lento na gama de temperaturas onde a precipitação ocorre muito rapidamente. Para a

liga 7075, esta gama foi determinada como sendo entre os 400 e os 290°C, e algumas fontes referem esta gama (ou ligeiramente diferente), como sendo o intervalo crítico para quase todas as ligas de alumínio. O intervalo crítico é definido como sendo a gama de temperaturas que dá origem às mais elevadas taxas de precipitação. De qualquer forma é necessário realçar que a gama de temperaturas mais crítica é dependente da liga e erros significativos podem ocorrer supondo que é negligenciável fora do designado “intervalo crítico”. O segundo requisito para evitar precipitação significativa durante o processo de têmpera é que o volume, capacidade de absorção de calor, e fluxo do meio de arrefecimento seja tal, que pouca ou nenhuma precipitação ocorra durante o arrefecimento. Deverá ser evitada qualquer interrupção na têmpera que implique o re-aquecimento duma liga onde a precipitação ocorre rapidamente.

Extrusões produzidas sem tratamento de solubilização posterior, podem ser arrefecidas a ar ou ar+água, mas secções mais espessas necessitam ser arrefecidas com água, por imersão ou atomização. Ligas que têm poucos elementos de liga, tais como a 6063 ou a 7005, são particularmente bem sucedidas com o arrefecimento a ar e as suas propriedades mecânicas não são muito afectadas por uma taxa de arrefecimento mais lenta. [25]

A taxa de arrefecimento é controlada pela velocidade da água e pelo volume de água por unidade de tempo projectada sobre a peça a ser arrefecida. A velocidade a que o perfil passa pelo túnel de arrefecimento é por isso muito importante.

Outro ponto que é crítico no processo de têmpera é a distorção do perfil. Se um perfil assimétrico é submetido a elevadas taxas de arrefecimento, o perfil pode ficar distorcido e ficar fora das especificações para a aplicação em causa. Este desafio é normalmente apresentado através de uma “janela” entre a curva C da liga e uma curva de sensibilidade à distorção:

$$\text{Sensibilidade à distorção} = h_c \Delta T f(T_p)$$

onde h_c é o coeficiente de transferência de calor, ΔT o diferencial de temperatura entre o fluido e a superfície e $f(T_p)$ uma função da temperatura do perfil. À medida que o perfil arrefece, a susceptibilidade à distorção altera-se, sendo mais elevada

a altas temperaturas. As implicações deste facto são importantes na determinação da têmpera. Para alterar a taxa de arrefecimento para uma dada geometria podemos alterar o h_c ou o ΔT , e para alterar a distorção de um dado perfil pode-se modificar o h_c , T_p ou a distribuição radial do meio de arrefecimento. [25]

A susceptibilidade à distorção é mais elevada a altas temperaturas e as implicações da distorção são importantes na determinação da têmpera. E por isso a velocidade de tempera deverá ser mais lenta inicialmente, podendo a partir de uma determinada temperatura, que depende de vários factores, ser mais rápida. [25]

2.4.4. Envelhecimento natural ou artificial

O envelhecimento das ligas à temperatura ambiente designa-se por envelhecimento natural, enquanto que o envelhecimento a temperaturas elevadas se designa por envelhecimento artificial. A maior parte das ligas requer envelhecimento artificial, sendo em geral a temperatura de envelhecimento aproximadamente 15 a 25% da diferença entre a temperatura ambiente e a temperatura de solubilização.

O envelhecimento da amostra solubilizada e arrefecida, é necessário para que se possam formar precipitados finos e dispersos, este é o objectivo do processo de endurecimento por precipitação. Os precipitados finos na liga impedem o movimento das deslocações durante a deformação, forçando as deslocações a cortar as partículas de precipitados ou rodeá-las. Restringindo este movimento durante a deformação, a liga fica com maior resistência mecânica. [26]

2.4.4.1. Envelhecimento natural

As ligas com maior número de elementos de liga da série 6xxx, as ligas da série 7xxx e do grupo 2xxx, são quase sempre solubilizadas e temperadas. Para algumas destas ligas, o endurecimento por precipitação resultante apenas do envelhecimento natural é suficiente para produzir estados bastante interessantes do ponto de vista das propriedades mecânicas, T3 e T4, sendo caracterizados por

elevadas valores de tensão de ruptura e tensão de cedência, elevada tenacidade à fractura e elevada resistência à fadiga.

As características de envelhecimento variam de liga para liga no que respeita ao tempo a partir do qual começam a exibir variação nas propriedades mecânicas, bem como no modo como o fazem. Contudo os efeitos do envelhecimento natural podem ser atrasados através da redução da temperatura. Para algumas ligas, o envelhecimento pode ser suprimido ou atrasado por diversos dias mantendo a liga a temperaturas de -18°C ou inferiores. [27]

2.4.4.2. Efeito do armazenamento da liga à temperatura ambiente antes do envelhecimento artificial

O efeito de atrasar o envelhecimento (tempo em que a liga, após têmpera, está à temperatura ambiente à espera de ser envelhecida), nas propriedades das ligas, depende do teor de Mg_2Si , excesso de Si, têmpera, temperatura ambiente, período de tempo que a liga está à espera de ser envelhecida, taxa de aquecimento até à temperatura de envelhecimento, bem como do tempo e da temperatura do tratamento de envelhecimento. O efeito de 24 h entre a têmpera e o início do envelhecimento artificial na tensão de ruptura das ligas Al-Mg-Si extrudidas é mostrado na figura 2.9. [28]

Pequenas adições de cobre (e.g., 0,25%), podem reduzir os efeitos adversos do atraso no envelhecimento, reduzindo o avanço e a taxa de envelhecimento natural e/ou aumentando a resposta ao envelhecimento artificial. [29]

O estudo do efeito do tempo de espera à temperatura ambiente de uma liga 6082 concluiu que o armazenamento desta liga à temperatura ambiente reduz 5 vezes o número de partículas pré- β' . Consequentemente a estrutura final β'' desenvolvida nestas amostras mostrou-se mais espessa. O armazenamento à temperatura ambiente tem também um efeito negativo na dureza, quantificando-se em cerca de menos 15 HV para uma liga 6082 que esteve 7 dias nesta situação antes de ser envelhecida. O processo de envelhecimento da liga 6082 inicia-se imediatamente após extrusão. [29]

Um outro estudo do pré envelhecimento à temperatura ambiente e a 70°C de duas ligas, uma com excesso de silício e outra balanceada, comprovou que o

tempo de espera tem um efeito negativo no subsequente envelhecimento, enquanto que um pré envelhecimento a 70°C tem um efeito positivo no envelhecimento artificial. [30]

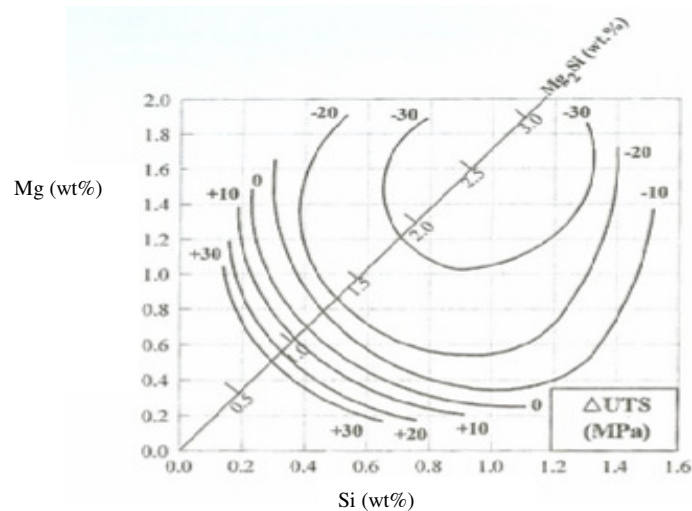


Figura 2.9: O efeito de 24 h entre a têmpera e o início do envelhecimento artificial na tensão de ruptura das ligas Al-Mg-Si extrudadas [1]

2.4.4.2. Envelhecimento artificial

As ligas pertencentes ao grupo 6xxx apresentam propriedades e aplicações bastante diferentes, sendo também variável a percentagem de magnésio e silício. É bastante importante realçar que a resposta ao envelhecimento e as consequentes propriedades das ligas estão intrinsecamente dependentes da razão entre o magnésio e o silício na solução sobressaturada. O excesso de silício (relativamente à fase estequiométrica do Mg_2Si), pode alterar consideravelmente a cinética da precipitação e a composição da fase, conforme explicado anteriormente.

O grau de endurecimento aumenta, se uma liga for envelhecida a temperaturas elevadas, por exemplo acima dos 100°C, e por isso designou-se por envelhecimento artificial em oposição ao envelhecimento natural que ocorre à temperatura ambiente. [31]

Os tratamentos de endurecimento por precipitação são normalmente processos de baixa temperatura e longa duração. As temperaturas podem

enquadrar-se numa gama 115-190°C e o ciclo varia de 5 a 48h. A escolha dos ciclos de tempo-temperatura devem ser estudados antes de implementados. Partículas de grandes dimensões são formadas para os tempos mais longos e temperaturas elevadas; contudo as partículas de grandes dimensões são em pequena quantidade e distantes entre si, tendo um contributo pouco significativo para o endurecimento. O objectivo é seleccionar o ciclo que produz um tamanho de precipitação e distribuição óptimas. Infelizmente, o ciclo necessário para otimizar uma propriedade, tal como a resistência, é normalmente diferente para maximizar outras como a tensão de cedência, ou a resistência à corrosão. Por este motivo os ciclos são utilizados representam um compromisso que promove a melhor combinação das propriedades. [32]

Mrówka-Nowotnik et al, verificaram que a dureza da liga 6082 aumenta com o aumento da temperatura de solubilização. Isto deve-se ao facto da quantidade de Mg e Si numa solução sobressaturada, essencial para a formação das partículas β -Mg₂Si responsáveis pelo endurecimento, aumentar durante o processo de envelhecimento com o aumento da temperatura do tratamento térmico. O número de zonas GP e de fases endurecedoras, que são responsáveis pelo endurecimento das ligas, aumenta com o aumento do teor de elementos de liga. Na tabela seguinte podem ser observadas temperaturas e tempos adequados ao envelhecimento artificial para algumas ligas da série 6xxx. [33]

Na tabela 2.4 listam-se parâmetros típicos dos tratamentos térmicos de algumas ligas da série 6xxx disponíveis em diversas publicações.

Tabela 2.4: Tempos e temperaturas típicos dos tratamentos térmicos de algumas ligas da série 6xxx [34]

Liga	T ^a Solubilização	Têmpera	Tratamento térmico de precipitação		
			Tempo	Temperatura	Têmpera
6060	530	T4	8	175	T6
			6	185	
6061	535	T4	8	175	T6
			6	185	
6082	535	T4	16	165	T6
			8	175	

Na Figura 2.20 apresentam-se curvas de envelhecimento típicas das ligas 6xxx. Conforme pode ser observado para temperaturas mais elevadas atinge-se o pico de dureza mais rapidamente, mas esse pico é inferior a picos conseguidos com temperaturas superiores. Ou seja, as curvas de envelhecimento são sempre um compromisso destas duas variáveis.

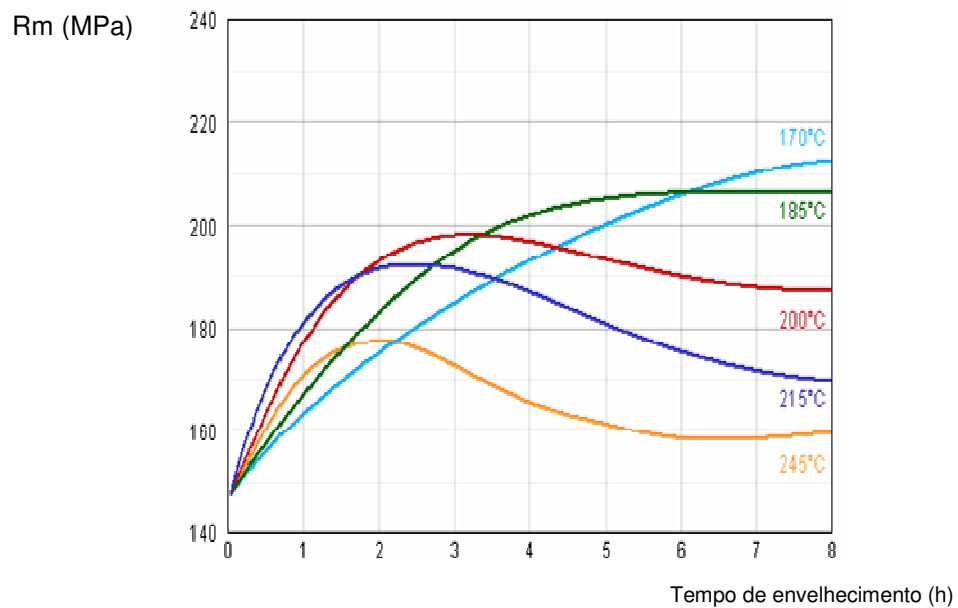


Figura 2.10: Curvas de típicas envelhecimento para as ligas 6xxx.

[Fonte: <http://www.eaa.net>]

2.4.5 Desenvolvimento Microestrutural

i) Homogeneização

Para as ligas da série 6xxx, o principal efeito da temperatura entre os 500-600°C é a dissolução de um precipitado prejudicial, β (Al,Fe,Si), que se forma durante o vazamento, para uma fase menos prejudicial, a fase α . A transformação inicial ocorre sem mudança na forma do precipitado, mas à medida que o tempo de exposição à temperatura adequada avança, obtém-se gradualmente uma estrutura esferoidizada, figura 2.11, que é desejável também para o aumento da trabalhabilidade. [35]

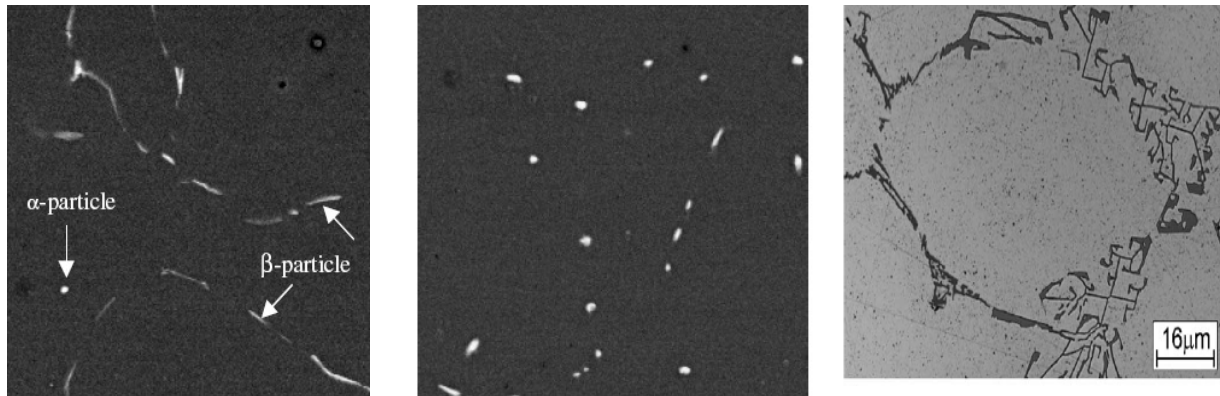


Figura 2.11: a) Material não homogeneizado; b) Material homogeneizado a 580°C, 48h – observação SEM [35]; c) Microestrutura de um bilete vazado da liga 6082 – observação microscópio óptico. [36]

Os meios e taxas de arrefecimento tem mais influência em alguns tipos de ligas do que outros. A dureza da liga 6082 é, em geral, mais sensível às condições de arrefecimento após homogeneização do que ao tempo de homogeneização. Na figura 2.12 observa-se que a transformação da fase beta para a fase alfa, esferoidal, ocorreu durante a homogeneização a 570°C durante 6h. Verifica-se ainda para esta liga que a precipitação de β Mg_2Si precipita rapidamente durante o arrefecimento após homogeneização. A quantidade e distribuição destas partículas depende da variação do arrefecimento. Precipitados muito finos e dispersos foram observados nas amostras arrefecidas com ar. [36]

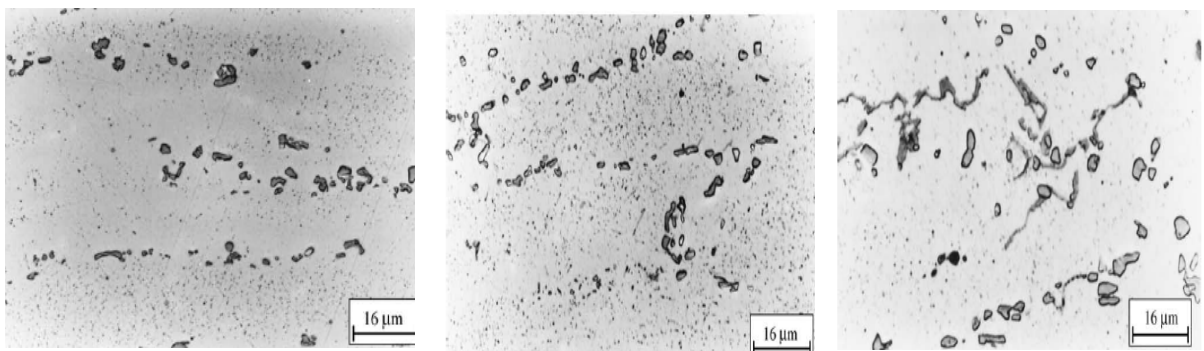


Figura 2.12: Microestrutura da liga 6082 após homogeneização a 570°C/6h e arrefecida em: a) água gelada; b) ar; c) num forno. [36]

ii) Extrusão

Durante a extrusão é possível ajustar os parâmetros – temperatura do bilette, velocidade de saída, temperatura de saída, bem como a têmpera, de forma a promover a estrutura adequada ao tipo de liga que estamos a extrudir. Desta forma é possível promover uma estrutura completamente recristalizada ou fibrosa, figura 2.13, conforme o explicado anteriormente. Uma liga recristalizada apresenta uma estrutura formada por pequenos grãos, enquanto que numa estrutura fibrosa os grãos apresentam-se alongados na direcção da extrusão. [37]

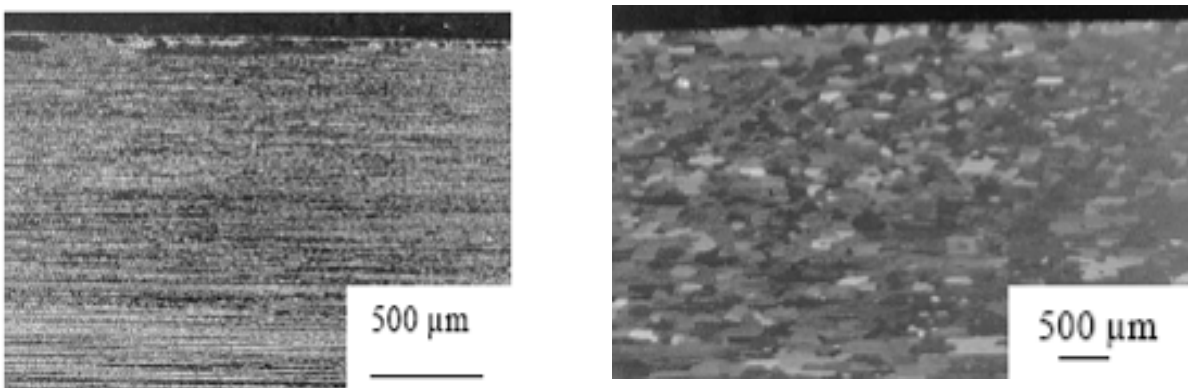


Figura 2.13: a) Estrutura fibrosa; b) Estrutura recristalizada [37]

O processo de envelhecimento natural na liga 6082 começa quase instantaneamente após a solubilização, o que impossibilita a observação da microestrutura no estado arrefecido após extrusão. [38]

iii) Envelhecimento

Durante a etapa de envelhecimento os precipitados de Mg_2Si aumentam o seu tamanho com o tempo. Existe um tamanho óptimo para o endurecimento máximo da liga, associado a uma dispersão densa de precipitados finos. Quando os precipitados começam a ser mais grossos e em menor número, a contribuição para o endurecimento da liga é bastante inferior, já que as deslocações têm maior facilidade de se deslocar, conforme o explicado anteriormente, figura 2.14. [39]

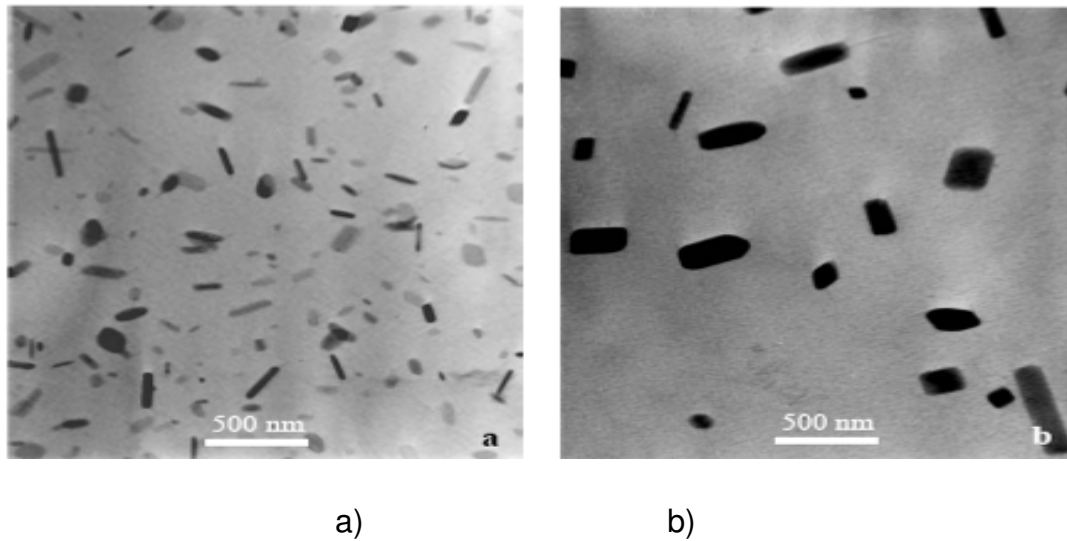


Figura 2.14: Microestrutura da liga 6082 após o processo de envelhecimento, a) 2h b) 24h [38]

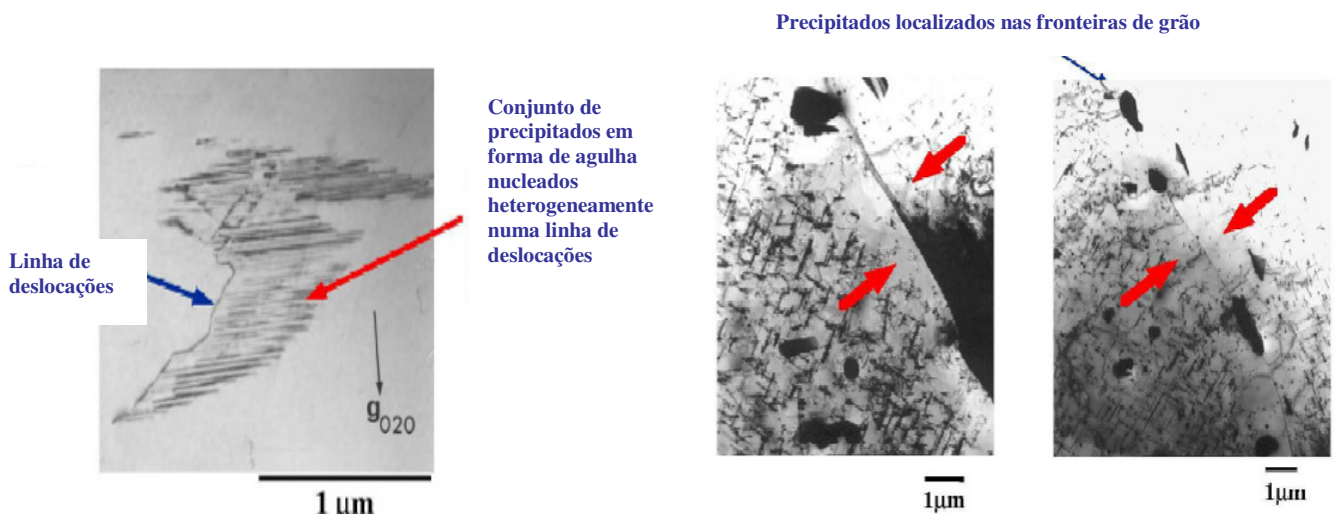


Figura 2.15: a) TEM de precipitação numa deslocação; b) TEM de precipitação na fronteira de grão e Zonas livres de precipitados (PFZ's) numa Al-Mg₂Si (6061) envelhecida a 310°C durante 4h. [www.eaa.net]

2.5. Processo Industrial da Extrusal

As ligas processadas na Extrusal pertencem à série 6xxx, subdividindo-se em dois grupos: ligas standard - 6060, 6063, e ligas especiais - 6061, 6082 e 6463.

As ligas são adquiridas em biletos homogeneizados preparados para extrudir numa das prensas disponíveis. A empresa possui actualmente 3 prensas com capacidades de 1600, 1700 e 2000 toneladas, sendo o fluxo industrial

ligeiramente diferente entre elas, devido à capacidade e antiguidade do equipamento. Por este trabalho se centrar sobre duas ligas extrudidas habitualmente na prensa 1700, a mais moderna das três, será este o fluxo descrito.

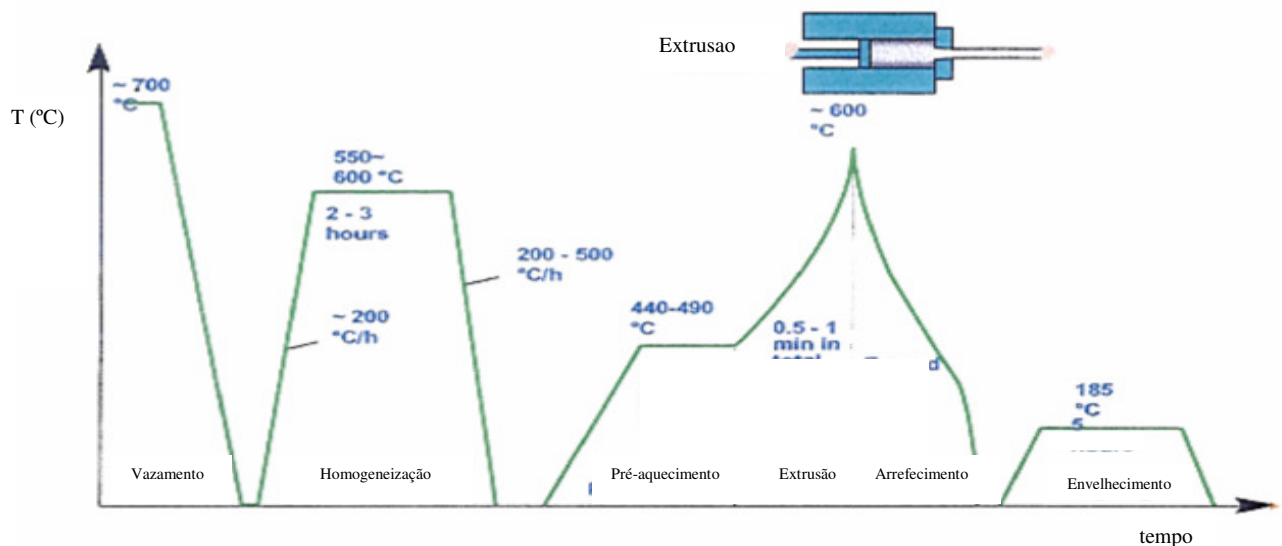


Figura 2.16: Evolução da temperatura/tempo para perfis extrudidos de alumínio.

Os biletos são recepcionados, identificados e armazenados no parque de matéria-prima até ao momento de serem processados. Quando é necessária a sua utilização, os biletos começam por ser lavados para retirar a sujidade que se acumulou durante o transporte e armazenamento e de seguida são transportados até à plataforma de alimentação. Estes biletos possuem um diâmetro de 178 mm e 7 a 8 metros de comprimento.

Antes de serem inseridos no forno de pré-aquecimento, os biletos são escovados e a camada exterior removida. Desta forma, elimina-se uma parte significativa de impurezas e sujidades causadoras de defeitos no produto final. Após a escovagem, os biletos entram no forno de pré aquecimento, a gás, permitindo que o seu aquecimento seja feito de uma forma o mais homogênea possível. Este forno é constituído por três zonas de aquecimento, cada uma delas com temperatura controlada, permitindo um aquecimento gradual e evitando, por um lado, que o bilote fique exposto a temperaturas elevadas durante um período

de tempo prolongado, e por outro, eliminar gradientes térmicos. As temperaturas variam consoante a liga e o tipo de perfil a extrudir.

A saída do forno de pré-aquecimento está equipada com uma guilhotina de corte, que tem por função cortar o bilete, agora num estado amolecido. O transporte do bilete até ao contentor vai provocar uma diminuição da sua temperatura. Ao entrar no contentor o bilete vai encontrar uma atmosfera aquecida, que se mantém mais ou menos constante. O bilete vai ser empurrado de encontro a uma matriz, que foi também aquecida previamente até uma temperatura de 400-430°C, durante algumas horas. Todo este processo decorre em atmosfera inerte, de forma a evitar a oxidação do metal.

A temperatura atingida durante a extrusão, bem como o tempo que a liga permanece a essa temperatura, são fundamentais para que ocorra solubilização. Assim, torna-se fundamental definir condições de extrusão adequadas, para que os produtos obtidos apresentem o aspecto e as propriedades mecânicas finais pretendidas. Estas condições são específicas para cada liga e perfil a extrudir. A gama de temperaturas na qual o perfil se encontra à saída da prensa e a velocidade de extrusão são estudadas para que seja possível obter solubilização da liga. O uso de velocidades de extrusão ou temperaturas mais elevadas facilitaria a solubilização, desde que não houvesse fusão de composições eutéticas. Mas o aumento de qualquer um destes parâmetros teria consequências negativas, provocando a degradação do perfil (figura 2.17 a).

A velocidade e meio de arrefecimento são fundamentais para que se consigam as propriedades mecânicas desejadas após o envelhecimento. No arrefecimento à saída da prensa foca-se a atenção em passar rapidamente o intervalo crítico de temperatura para cada liga. Para este efeito, a linha possui um túnel de arrefecimento (figura 2.17 b), que permite o arrefecimento dos perfis em dois meios distintos, ar e ar+água, permitindo que os caudais sejam ajustados pelo operador. Existem zonas distintas dentro do túnel que permitem o ajuste individual dos meios de arrefecimento consoante a liga, o tipo de perfil e a sua espessura.

Segue-se a operação de tracção com o objectivo de aplanar os perfis, mas sem redução de espessura, e eliminar tensões residuais introduzidas durante o processo de extrusão. Depois desta operação, os perfis são cortados e colocados automaticamente em contentores. Os contentores são então conduzidos para a

zona onde se formam as cargas para entrarem no forno de envelhecimento. Estas cargas agrupam contentores para o mesmo ciclo de envelhecimento, binómio tempo-temperatura, para que as propriedades mecânicas atingidas estejam de acordo com a aplicação final do cliente.



Figura 2.17: a) Perfis extrudidos com velocidades e temperaturas diferentes, mostrando a danificação do perfil da esquerda devido às elevadas temperaturas de extrusão. b) Túnel de arrefecimento. [fotografias gentilmente cedidas pela Extrusal]

2.6. Bibliografia

- [1] – *Aluminium and Aluminium Alloys*, ASM International, p. 493-494, USA (1993)
- [2] - Sheppard, T., *Extrusion of Aluminum Alloys*, p. 19-83, Kluwer Academic Publishers, Netherlands (1999)
- [3] - Norma
- [4] – Smith, William F., *Princípios de Ciência e Engenharia de Materiais*, p. 469-473, Mc Graw Hill (1996)
- [5] – Totten, George, Mackenzie, Scott, *Handbook of Aluminum*, vol 1, p. 169-172, USA (2003)
- [6] – Ref.^a [2], p. 261-266
- [7] – Ref.^a [2], p. 255-257
- [8] - Ref.^a [5], p. 171-174
- [9] – Buha, Joka, Interrupted ageing of Al-Mg-Si-Cu alloys, p. 30-40, University of New South Wales, (2005)

- [10] - Ref.^a [5], p. 174-175
- [11] - Edwards, G.A., Stiller, K., Dunlop, G.L., Couper, M.J., "The Precipitation Sequence in Al-Mg-Si Alloys", *Acta mater*, Vol 46, No11, pp. 3893, 3894, 1998;
- [12] - Cottrell, Alan H., *Introdução à Metalurgia*, p. 576, Fundação Calouste Gulbenkian, Lisboa (1996)
- [13] - Ref.^a [5], p. 171-178
- [14] - Jenista, David R. *High Performance Quenching: Maximum Performance in the Minimum Space*, p. 427-432, Extrusion Technology Seminar (2000)
- [15] - Nielsen, K.E., Koenis, P.T.G., *Quantitative Analysis of the Homogenizing Heat Treatment by Means of AlFeSi Particle Analysis and Effect on Productivity*, Extrusion Technology Seminar (2004)
- [16] - Ref.^a [2], p. 186-187
- [17] - Saha, Pradip K., *Aluminum Extrusion Technology*, p. 136-139, ASM International, USA (2000)
- [18] - Couper, M. J., Cooksey, M., Rinderer, B., *Effect of Homogenisation Temperature and Time on Billet Microstructure and Extruded Properties of Alloy 6061*, 7th Australian Asian Pacific Conference, Australia (2001)
- [19] - Nielsen, K.E., Koenis, P.T.G., *Quantitative Analysis of the Homogenizing Heat Treatment by Means of AlFeSi Particle Analysis and Effect on Productivity*, Extrusion Technology Seminar (2004)
- [20] - Ref.^a [2], p. 1-27
- [21] - Sweet, Elizabeth D., Caraher, Sally K., Danilova, Natalia V., Zhang, Xinquan, " Effects of Extrusion Parameters on Coarse Grain Surface", pag. 115-126, Extrusion Technology Seminar, 2004
- [22] - Ref.^a [1], p. 229-302
- [23] - Zajac, Stainislaw ., "Quench Sensivity of 6063 and 6082 Aluminum Alloys", pag 73-82, ET04 seminar, 2000
- [24] - Parson, Nick, Jeff Hankin, Hicklin, Jowett, Chris, *Comparison of the Extrusion Performance and Product Characteristics of Extrusion Alloys: AA6061, AA6082 and 6005 A*, pag. 1-12, Extrusion Technology Seminar (2000)

- [25] - Jenista, David R. "High Performance Quenching: Maximum Performance in the Minimum Space", p. 427-432, Extrusion Technology Seminar, 2000
- [26] – Ref.^a [4], p. 524-527
- [27] - Ref.^a [1], p. 299-309
- [28] - Ref.^a [5], p. 175-178
- [29] - Marioara, C.D., Andersen, S.J., Jansen, J., Zandbergen, H.W., "The influence of temperature and storage time at RT on nucleation of the β " phase in a 6082 Al-Mg-Si alloy", p. 789-796, Acta Materialia, 2003;
- [30] – Murayama, M., Hono, K. *Pre-precipitate Clusters and Precipitation Processes in Al-Mg-Si Alloys*, v.47, p. 1537-1548, Acta Metallurgica (1999)
- [31] – Ref.^a [4], p. 524-527
- [32] - Ref.^a [1], p. 186-187
- [33] - Mrowka-Nowotnik, Grzyna, Sieniawski, Jan, *Influence of Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of 6005 and 6082 aluminium alloys*, pag. 367-372, Journal of Materials Processing Technology, 2005;
- [34] - Aluminum – semi-finished products", Pechiney Rhenalu, France, 1997;
- [35] – Ref.^a [19]
- [36] – Ref.^a [33]
- [37] – Ref.^a [21]
- [38] – Ref.^a [33]

Capítulo 3

Procedimento Experimental

Neste trabalho foram analisadas as ligas 6061 e 6082 disponíveis no parque de matéria-prima da Extrusal. Determinaram-se previamente quais as condições de extrusão e envelhecimento a submeter cada uma das ligas, para que fosse possível comparar diversos parâmetros fundamentais à obtenção de propriedades mecânicas adequadas para cada uma delas. Após o processamento industrial foram recolhidos provetes para ensaios mecânicos e outros para análise microscópica – SEM (Scanning Electron Microscopy) e TEM (Transmission Electron Microscopy). Devido à elevada quantidade de amostras obtidas, foram seleccionadas apenas algumas para serem observadas no Departamento de Engenharia Cerâmica e do Vidro da Universidade de Aveiro.

3.1. Ligas e condições de processamento

As ligas estudadas neste trabalho (6061 e 6082) foram fornecidas por um dos fornecedores da Extrusal, a Elkem Aluminium, com a seguinte composição:

Tabela 3.1) Composições químicas nominais das ligas usadas neste trabalho.

Liga	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Sn	Bi
6061	0,69	0,18	0,16	0,08	1,01	0,06	0	0,01	0,002	0
6082	0,91	0,22	0,003	0,49	0,7	0,001	0,006	0,01		

O perfil escolhido foi uma barra maciça para aplicação de pedaleiras de bicicleta conforme o ilustrado na figura 3.1. A escolha deste perfil foi feita por se tratar de um perfil utilizado numa aplicação em que a resistência mecânica é fundamental, mas também por se tratar de um perfil maciço, que em princípio se espera ser mais complexo em termos de uniformização das propriedades mecânicas em toda a espessura do material, após o arrefecimento e após o envelhecimento.

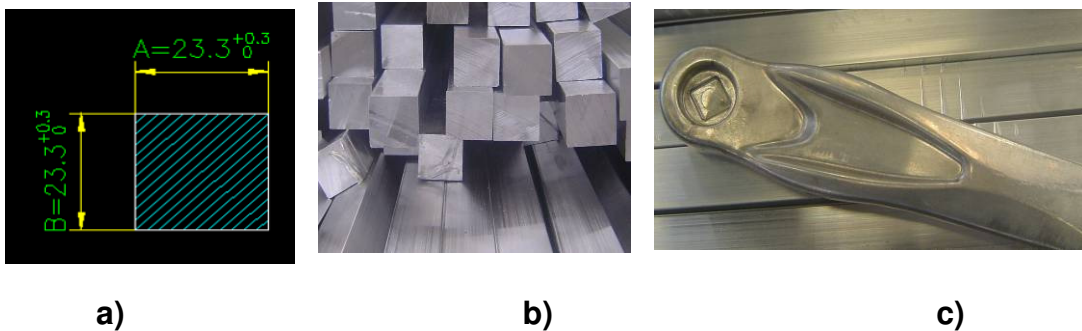


Figura 3.1: a) Desenho técnico do perfil, b) Perfil, c) Após operação de forjagem no cliente. (fotos gentilmente cedidas pela Extrusal)

Conforme o descrito na parte teórica deste trabalho, os parâmetros de extrusão, têmpera e envelhecimento condicionam as propriedades mecânicas dos perfis obtidos e por este motivo o material foi extrudido fazendo uma variação sequencial destas variáveis.

Das barras obtidas retiraram-se provetes circulares maquinados para a realização de ensaios mecânicos. Para observações microscópicas (SEM e TEM), foram cortadas pequenas barras que posteriormente foram divididas de acordo com o procedimento descrito mais à frente.

Cada liga foi extrudida variando em primeiro lugar os parâmetros de extrusão. Foram utilizadas duas temperaturas de bilete, T_{b1} e T_{b2} , em que $T_{b1} < T_{b2}$, duas velocidades de extrusão, com $v_1 < v_2$, e dois meios de arrefecimento no túnel de têmpera, ar e spray de água, conforme o descrito na tabela 3.2. De salientar que a velocidade de arrefecimento é igual à velocidade de extrusão, uma vez que o túnel de arrefecimento se situa na linha de extrusão, conforme pode ser observado na figura 2.17 b. De seguida as barras foram cortadas e separadas para se proceder às curvas de

envelhecimento a T1 e T2, nos fornos de envelhecimento, sendo $T1 < T2$. Foram também estabelecidos 6 tempos diferentes de envelhecimento (h1 a h6) que permitissem traçar uma curva e tirar conclusões, quer pela análise dos resultados, quer pela comparação entre eles. As condições encontram-se sumariadas na tabela 3.2. A cada tempo pré-definido, era retirado um lote de 5 barras, 4 para maquinação de provetes para o ensaio de tracção e uma quinta barra para observação microscópica.

Tabela 3.2) Condições de extrusão e envelhecimento para ambas as ligas

Liga	Temperatura de bilete (°C)	Velocidade de extrusão/arrefecimento (ms-1)	Meio de arrefecimento	Temperatura de envelhecimento (°C)	Tempo de envelhecimento (h)
6061 e 6082	Tb1 e Tb2	V1 e v2	Ar e água	T1 e T2	h1, h2, h3, h4, h5, h6

Conforme mencionado anteriormente, estas ligas começam o mecanismo de envelhecimento natural imediatamente após o arrefecimento, sendo esta precipitação inicial prejudicial. Por este motivo, todas as barras que não foram imediatamente envelhecidas foram guardadas num congelador a -18°C até ser possível realizar o envelhecimento.

O resultado da variação destes parâmetros consistiu em 84 condições para cada liga, ou seja, 168 condições para as duas ligas conforme o descrito na tabela 3.3. Devido a terem sido escolhidas as mesmas condições para ambas as ligas e para evitar uma interpretação incorrecta ou confusa dos ensaios e resultados, as amostras da liga 6061 adoptam como prefixo a letra B e as da liga 6082, a letra A, p.e., A21 (amostra da liga 6082, correspondente à condição 21), ou B21 (amostra da liga 6082, correspondente à condição 21).

Tabela 3.3) Condições a observar para as ligas 6061 e 6082

T° Bilete (°C)	Velocidade extrusão (m/s)	Túnel de Arrefecimento	Envelhecimento Artificial		Amostra
			T° (°C)	Tempo (h)	
Tb1	v1	Ar	T1	h1, h2, h3, h4, h5, h6	11, 12, 13, 14, 15, 16
			T2	h1, h2, h3, h4, h5, h6	121, 122, 123, 124, 125, 126
			T1	h1, h2, h3, h4, h5, h6	21, 22, 23, 24, 25, 26
			T2	h1, h2, h3, h4, h5, h6	221, 222, 223, 224, 225, 226
			T1	h1, h2, h3, h4, h5, h6	31, 32, 33, 34, 35, 36
			T2	h1, h2, h3, h4, h5, h6	321, 322, 323, 324, 325, 326
	v2	Água	T1	h1, h2, h3, h4, h5, h6	41, 42, 43, 44, 45, 46
			T2	h1, h2, h3, h4, h5, h6	421, 422, 423, 424, 425, 426
			T1	h1, h2, h3, h4, h5, h6	51, 52, 53, 54, 55, 56
			T2	h1, h2, h3, h4, h5, h6	521, 522, 523, 524, 525, 526
			T1	h1, h2, h3, h4, h5, h6	61, 62, 63, 64, 65, 66
			T2	h1, h2, h3, h4, h5, h6	621, 622, 623, 624, 625, 626

3.2. Ensaio mecânicos

O ensaio consiste em submeter um provete a um esforço de tracção, geralmente até à ruptura, com o objectivo de determinar uma ou várias características mecânicas. Impõe-se em geral uma deformação crescente a um provete sobre o qual se traçam duas referências inicialmente à distância l_0 e mede-se simultaneamente o esforço F e o alongamento $\Delta l = l - l_0$. [1]

A força (carga) aplicada ao provete é registada e posteriormente convertida em valores da tensão nominal, o que permite construir um gráfico de tensão nominal em função da extensão nominal.

As propriedades mecânicas dos metais e ligas relevantes em engenharia que podem ser obtidos a partir do ensaio de tracção são:

- Módulo de Elasticidade
- Tensão de cedência a 0,2% - Rp02
- Tensão de ruptura, tensão máxima ou resistência à tracção
- Alongamento percentual até à fractura
- Percentagem de redução de área até à fractura

Na primeira parte do ensaio de tracção, o material metálico deforma-se elasticamente, isto é, se for removida a carga, o provete volta ao seu comprimento inicial. No caso dos materiais metálicos, a deformação elástica máxima é geralmente inferior a 0,5%. Na região elástica do diagrama de tensão nominal-extensão nominal dos metais e ligas verifica-se, em geral, uma relação linear entre a tensão e a extensão, a qual é descrita pela lei de Hooke:

$$\sigma \text{ (tensão)} = E \varepsilon \text{ (extensão)} \quad (3.1)$$

ou

$$E = \frac{\sigma}{\varepsilon} \quad (3.2)$$

em que E é o módulo de elasticidade ou módulo de Young. O módulo de Young está relacionado com a força de ligação entre os átomos do metal ou liga, e para estas ligas de alumínio os valores tabelados em literatura variam entre os 67 GPa[2] e os 72,4 GPa [3].

A tensão de cedência é uma propriedade muito importante já que representa a tensão a partir da qual a deformação plástica do metal ou liga metálica passa a ser significativa. Dado que na curva de tensão-extensão não existe um ponto bem definido ao qual corresponda o fim da deformação elástica e o início da deformação plástica, escolhe-se para a tensão de cedência a tensão para a qual já ocorreu uma certa deformação plástica. A tensão de cedência a 0,2%, também designada tensão de prova ou tensão limite convencional de elasticidade a 0,2%, é determinada a partir do diagrama de tensão nominal-extensão nominal conforme se mostra na figura 3.2.

A tensão de ruptura é a tensão máxima da curva de tensão nominal-extensão nominal. Se ocorrer no provete um decréscimo localizado da área da secção recta (frequentemente designado por estricção), o posterior aumento da extensão provoca uma diminuição da tensão nominal até que ocorre fractura, já que a tensão nominal é determinada em relação à área inicial da secção recta do provete. Quanto mais dúctil for o metal, maior será a estricção que precede a fractura, e por isso maior será o decréscimo de tensão para além da tensão máxima. Em relação aos diagramas de tensão nominal-extensão nominal, é

importante compreender que a tensão no metal ou liga continua a aumentar até à fractura.

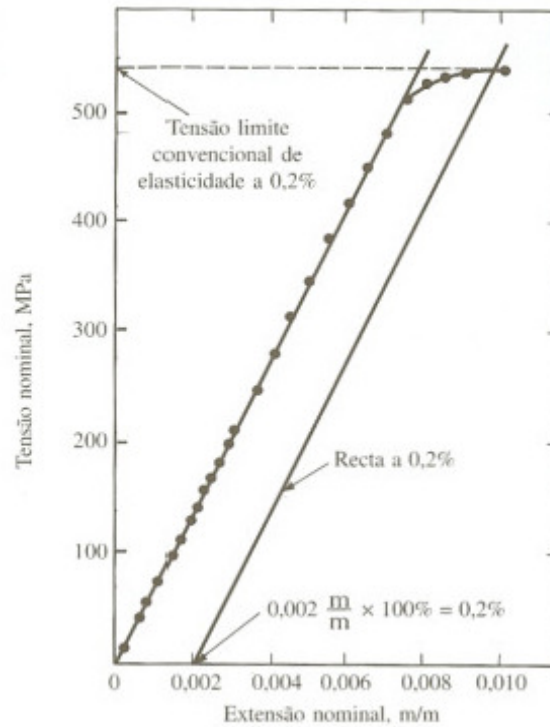


Figura 3.2.: Parte linear do diagrama de tensão nominal-extensão nominal ampliado no eixo das extensões para permitir uma determinação mais precisa da tensão limite convencional de proporcionalidade a 0,2%.

Os provetes podem ser maquinados ou extraídos tanto de um produto como de uma forma primitiva vazada. No caso do perfil de alumínio extrudido deste trabalho, o provete a retirar de acordo com a norma de produto NP EN 755-1:1999 é circular maquinado. Esta norma estabelece que de barras maciças extrudidas com espessuras superiores a 12,5 mm se retirem provetes circulares com as dimensões normalizadas tabeladas nesta norma.

O alongamento percentual que um provete sob tracção sofre durante o ensaio fornece um valor para a ductilidade de um material metálico. Geralmente, quanto maior for a ductilidade maior é o alongamento percentual.

Durante o ensaio de tracção utiliza-se um extensómetro para medir continuamente a deformação do provete. Contudo o alongamento percentual do provete é determinado ajustando as duas partes do provete e medindo o

alongamento final com um paquímetro. O alongamento é então calculado através da equação seguinte:

$$A(\%) = \frac{l - l_0}{l_0} \times 100\% \quad (3.3)$$

onde l_0 é o comprimento inicial e l o comprimento final. [1]

Para a realização de ensaios mecânicos foi usada uma máquina de tracção Shimadzu AG-100KNG, cuja célula de carga tem uma capacidade de 100 KN ou 10 tF. Para a determinação da tensão limite de proporcionalidade, $R_{p0.2}$, utilizou-se um extensómetro Shimadzu SG 50-50.

Os provetes foram preparados de acordo com a norma do produto relativa a perfis de alumínio – NP EN 755-1:1999 e o ensaio de tracção decorreu de acordo com a norma NP EN 10002-1:2006. Para cada amostra foram ensaiados três provetes e o resultado final apresentado é a média destes três valores.



Figura 3.3 – Máquina de ensaios de tracção Shimadzu AG-100KNG

3.3. Análise Microestrutural

3.3.1. Metalografia das ligas de alumínio

A examinação das microestruturas é um dos principais meios complementares para avaliar ligas e produtos e determinar os efeitos dos diferentes tratamentos

térmicos, analisando simultaneamente as causas de possíveis falhas. A maioria das alterações microestruturais ocorre durante o arrefecimento, homogeneização, trabalho a quente ou a frio, etc. Uma boa interpretação da microestrutura depende muito do conhecimento do histórico da amostra.

Geralmente, a metalografia do alumínio e das suas ligas é um trabalho difícil, uma vez que as ligas de alumínio apresentam uma grande variedade de composição química e, conseqüentemente, uma grande variedade de propriedades. Desta forma, as técnicas necessárias para a preparação das amostras podem variar bastante entre ligas duras e macias. Adicionalmente, cada liga pode conter diversas características microestruturais, como a matriz, segundas fases e fronteiras e distribuição de tamanhos de grãos, dependendo da liga e história térmica ou termomecânica. Contudo, alguns dos métodos de preparação e observação de amostras são bastante abrangentes e aplicam-se também às ligas de alumínio. Noutros casos referem-se métodos específicos desenvolvidos.

Como regra geral, a examinação deve começar por uma inspecção visual e proceder depois a uma amplificação. A simplicidade e custo das observações com base em instrumentos ópticos (macro e micro) tornam-nas mais vulgares. Quando a ampliação e profundidade de análise com estas técnicas se tornam insuficientes recorre-se a observações em SEM e/ou TEM. [2]

3.3.2. Preparação de amostras

Uma inspecção visual cuidada deve preceder o corte das amostras e o ataque químico. Superfícies com fissuras devem ser protegidas contra a abrasão e contaminação. Se a peça é difícil de manusear deve ser cortada na direcção do processo de fabrico ou segundo outro critério que seja interessante. Como exemplo, no caso da extrusão, as amostras recolhidas devem ser no sentido e superfície de extrusão.

i) SEM

Para a preparação de amostras a analisar em SEM deve-se iniciar pelo corte numa serra a uma certa distância da zona a observar, já que a serra remove material durante a operação de corte. Um lubrificante é utilizado durante este processo para evitar o sobreaquecimento da amostra e a consequente alteração da mesma. A amostra é depois montada num suporte plástico previamente lubrificado com vaselina, mergulhada numa mistura de 80% resina e 20% de endurecedor que se deixa endurecer durante 24h. Após este período de espera prossegue-se com a etapa de desbaste, que é feito em diversos passos usando lixas de SiC de diferentes granulometrias, normalmente 220, 600, 800, 1200 *grit*. As partículas abrasivas incrustam-se facilmente nas ligas macias, por este motivo é recomendado que durante o polimento se use água e pouca pressão na amostra. O polimento é importante para remover os riscos provocados pela operação de desbaste. O polimento é normalmente efectuado em dois passos: polimento grosseiro e polimento final. O polimento grosseiro é efectuado usando pastas de diamante de grão superior a 1 μm em panos apropriados. O lubrificante pode ser uma solução de propilenoglicol. O polimento final é feito com pasta de 0,25 μm . É bastante importante lavar a amostra entre cada polimento no equipamento de ultrasons para remover todas as partículas abrasivas e impurezas. Os panos utilizados no polimento final são bastante mais macios que os panos usados no polimento grosseiro. A qualidade do polimento influencia o desenvolvimento da própria microestrutura; um polimento desadequado pode levar a erros na interpretação das microestruturas obtidas. Após o polimento segue-se o ataque químico da superfície, e posteriormente a colocação das amostras em suportes metálicos com fita-cola de carbono. A fita-cola deve também para unir o suporte à amostra. A última etapa consiste na deposição de carbono – cerca de 20 min, nas amostras limpas previamente com álcool. Após este procedimento a amostra foi observada no microscópio Hitachi SU-70. [2]

No caso das observações em SEM, foi tentado um ataque químico com HF diluído em água, durante 5 s, mas devido ao ataque se ter revelado ineficaz as observações em SEM foram feitas sem ataque químico.

ii) TEM

Para observação de amostras em TEM (Transmission Electron Microscopy), a preparação é mais difícil do que o anteriormente descrito, especialmente pelas peças a observar serem extremamente finas e de pequenas dimensões.

O procedimento para preparação de amostras para TEM de alumínio e ligas de alumínio é standard e semelhante à preparação de outros materiais. As amostras devem ser manuseadas com o máximo de cuidado para não introduzir defeitos na microestrutura.

Os passos para a preparação das amostras incluem o corte da amostra numa fatia de aproximadamente 1 mm numa serra, seguido de desbaste e polimento, tal como para observação em microscópio óptico/SEM, até que a amostra tenha uma espessura de aproximadamente 100 μm . Neste caso a folha tem de ser polida de ambos os lados. Depois da folha ter a espessura de aproximadamente 100 μm , é cortada com um punção em pequenos discos com cerca de 3 mm de diâmetro. Abaixo desta espessura existem técnicas especiais que reduzem a folha até à transparência, nomeadamente o **electropolimento**. Nesta técnica, uma célula electrolítica é estabelecida tendo a amostra como ânodo, sendo aplicado um potencial apropriado, para que a amostra seja dissolvida de uma forma controlada. O electropolimento é feito até ser formado um orifício: a região à volta deste orifício deva ser suficientemente fina para ser observada em TEM. Experimentalmente existem muitas variáveis a controlar, como a geometria das células, o potencial aplicado, temperatura e velocidade de movimento da solução. O electropolimento deve remover as irregularidades superficiais e a amostra deve ficar com uma espessura uniforme. O microscópio usado foi um Hitachi H-9000.

3.3 Bibliografia

- [1] – Smith, William F., *Princípios de Ciência e Engenharia de Materiais*, p. 266-276, Mc Graw Hill (1996)
- [2] – *Aluminium and Aluminium Alloys*, ASM International, p. 485-492, USA (1993)

Capítulo 4

Resultados Experimentais e Discussão

O presente capítulo inclui a apresentação dos resultados experimentais obtidos através de ensaios mecânicos e caracterização microestrutural das ligas 6061 e 6082. O objectivo deste procedimento experimental foi o de verificar como as propriedades mecânicas destas ligas variam com a alteração dos parâmetros de extrusão e envelhecimento, bem como da correlação com as microestruturas observadas.

O trabalho experimental decorreu em duas vertentes. Uma desenvolvida no laboratório de extrusão da Extrusal, onde decorreram os ensaios mecânicos dos provetes maquinados. Outra, a parte de análise microscópica de amostras, bem como a preparação destas amostras, decorreu no Departamento de Engenharia Cerâmica e do Vidro da Universidade de Aveiro.

4.1. Introdução

Para as ligas estudadas, os valores tabelados de acordo com a norma NP EN 755-2 para as propriedades mecânicas encontram-se na tabela 4.1.

Conforme o descrito na parte teórica deste trabalho, os estados T4 e T6 correspondem a propriedades mecânicas standard e são designações universais usadas comercial e industrialmente para definir o comportamento mecânico destas ligas.

Tabela 4.1) Valores da norma NP EN 755-2 para os estados T4 e T6 das ligas 6061 e 6082

Liga	Estado	Rp02 (MPa)	Rm (MPa)
6061	T4	≥110	≥180
	T6	≥240	≥260
6082	T4	≥110	≥205
	T6	≥260	≥310

4.2. Apresentação dos resultados obtidos com os ensaios mecânicos da liga 6061

A liga 6061 foi submetida a seis condições distintas, e para cada uma delas foram efectuados dois envelhecimentos a temperaturas diferentes de modo a obter duas curvas comparáveis.

Os parâmetros de extrusão correspondentes às seis condições para as duas ligas listadas na tabela 3.3, foram escolhidos como sendo os extremos aceitáveis industrialmente e as curvas de envelhecimento foram escolhidas de acordo com o know-how da empresa, como sendo as mais adequadas a este tipo de ligas.

Neste trabalho foram alvo de atenção especial as amostras das séries 2 e 4 (ver tabela 3.3), envolvendo uma temperatura de bilette (T_{b1}), a mesma velocidade de extrusão/arrefecimento (v_2) e diferentes meios de arrefecimento, ar e água. A combinação desta temperatura de bilette, com a velocidade máxima de extrusão adequada a este perfil e meio de arrefecimento com água, parecem ser os mais adequados ao processamento industrial. Para comparação com o meio de arrefecimento a água, também interessante em termos de eficácia, foi seleccionado o arrefecimento com ar.

As tabelas e gráficos correspondentes às condições que foram submetidas a observações microscópicas que se encontram de seguida.

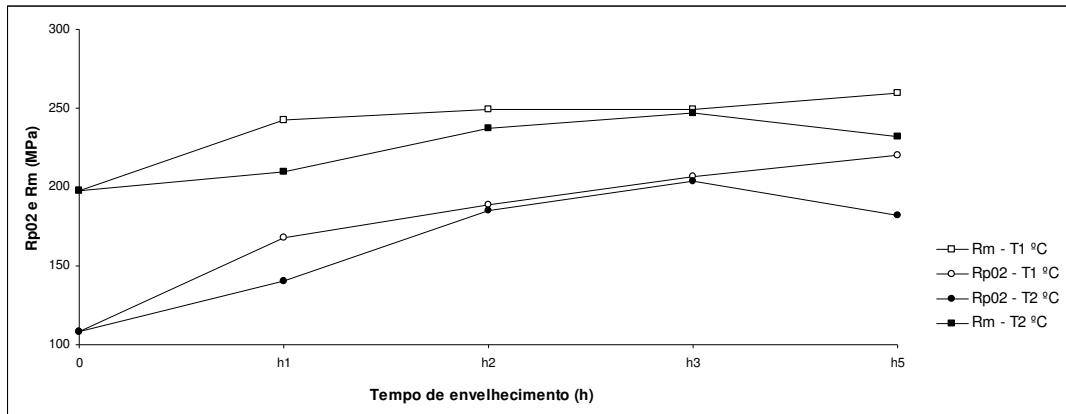
4.2.1. Condição 2

Nesta condição o bilette foi aquecido até uma temperatura T_1 , considerada não muito elevada, e extrudido a uma velocidade v_2 . Esta velocidade de extrusão é a

mesma velocidade a que o perfil passa pelo túnel de arrefecimento que se encontra à saída da prensa de extrusão. O meio de arrefecimento usado foi ar. Em resumo, o conjunto de condições usadas foi:

- Temperatura de bilete: T_{b1} ;
- Velocidade de extrusão/arrefecimento: v_2 ;
- Meio de arrefecimento: ar;
- Temperaturas de envelhecimento: T_1 e T_2 ;
- Tempos de envelhecimento: h_1 , h_2 , h_3 , h_4 , h_5 e h_6

A figura 4.1 mostra a evolução da tensão de cedência, R_{p02} , e tensão de ruptura, R_m , com o tempo de envelhecimento, para as duas temperaturas de envelhecimento T_1 e T_2 . O conjunto de curvas sugere a existência de valores máximos de 204 e 220 MPa de R_{p02} para T_2 e T_1 , respectivamente, e valores de 247 e 260 MPa de R_m para T_2 e T_1 , respectivamente, para tempos de envelhecimento mais longos. Verificou-se que se atinge o *estado T4* imediatamente após têmpera embora não se consiga atingir o *estado T6* para nenhum dos tempos de envelhecimento de ambas as curvas. O pico atinge-se para um tempo de envelhecimento h_5 para a temperatura 1 e h_3 para temperatura 2, sendo o pico a T_1 superior ao de T_2 , comportamento esperável de acordo com as curvas ilustradas no anexo B. Os valores são ligeiramente superiores para T_1 , o que não seria esperável em toda a curva, uma vez que temperaturas mais elevadas geram picos mais rápidos mas de valores de R_m e R_{p02} inferiores, ou seja, seria esperável um pico mais cedo a T_2 , mas de valor inferior.



Fig

ura 4.1 – Gráfico da variação de Rp02 e Rm em função do tempo de estágio para duas temperaturas de envelhecimento a T1 e T2, para as amostras 21 a 26 e 221 a 226.

A figura 4.2 ilustra a variação da extensão após ruptura com o tempo de envelhecimento. Conforme se pode observar existe um decréscimo desta propriedade com o aumento do tempo de envelhecimento, conforme seria esperável.

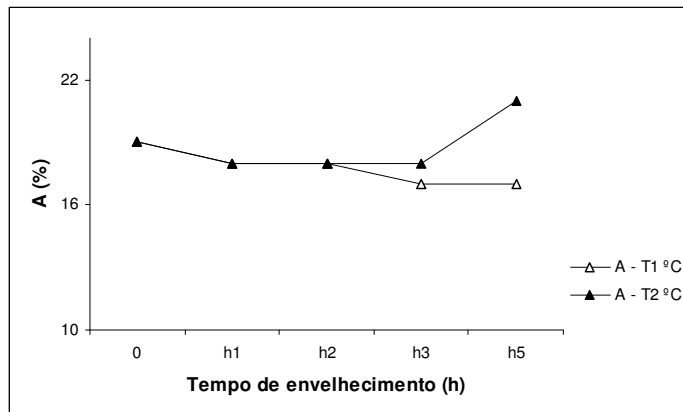


Figura 4.2 – Gráfico da variação da extensão após ruptura, A, para as amostras 21 a 26 e 221 a 226, em função do tempo de estágio para duas temperaturas de envelhecimento a T1 e T2

À medida que o tempo de envelhecimento aumenta e a liga endurece, a extensão após ruptura vai diminuindo. Normalmente para tempos de envelhecimento mais longos, em que a liga fica sobre-envelhecida e perde alguma dureza, verifica-se um aumento nesta propriedade, uma vez que Rp02 e Rm são inversamente proporcionais a A. Por outro lado, estes valores são calculados manualmente pelo operador, o que significa que existe sempre um erro associado a este cálculo, erro este que é superior por se tratarem de

provetes circulares que tornam mais difícil a medição exacta do alongamento final. Esta pode ser a explicação para o ponto correspondente a T2 para h5 cujo desfasamento poderá estar relacionado com um erro de medição.

4.2.2. Condição 4:

Nesta condição o bilete foi aquecido até uma temperatura T1, considerada não muito elevada, e extrudido a uma velocidade v2. Esta velocidade de extrusão é a mesma velocidade a que o perfil passa pelo túnel de arrefecimento que se encontra à saída da prensa de extrusão. O meio de arrefecimento usado foi água. Em resumo, o conjunto de condições usadas foi:

- Temperatura de bilete: Tb1;
- Velocidade de extrusão/arrefecimento: v2;
- Meio de arrefecimento: água;
- Temperaturas de envelhecimento: T1 e T2;
- Tempos de envelhecimento: h1, h2, h3, h4, h5 e h6

Na condição 4, atinge-se o *estado T4* imediatamente após têmpera e o *estado T6* para ambas as temperaturas a h1.

Na figura 4.3 pode ser observado que o valor de pico se atinge a h3 para T1 e a h2 para T2, sendo o pico mais elevado a T1, conforme o esperado. Os valores máximos obtidos para Rp02 são 303 e 253 MPa para T1 e T2, respectivamente, e para Rm são 332 e 300 MPa para T1 e T2, respectivamente.

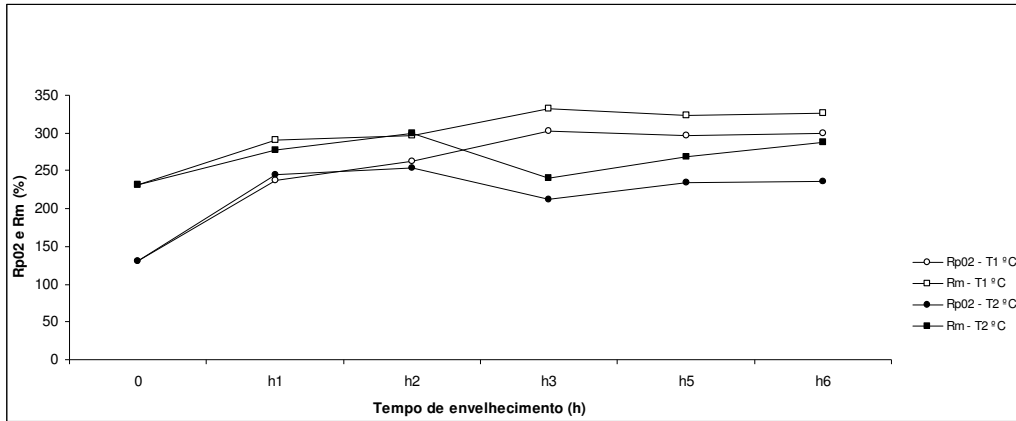


Figura 4.3 – Gráfico da variação de Rp02 e Rm em função do tempo de estágio para duas temperaturas de envelhecimento a T1 e T2, para as amostras 41 a 46 e 421 a 426

A figura 4.4 ilustra a variação da extensão após ruptura com o tempo de envelhecimento. Conforme se pode observar existe um decréscimo desta propriedade com o aumento do tempo de envelhecimento, conforme seria esperável.

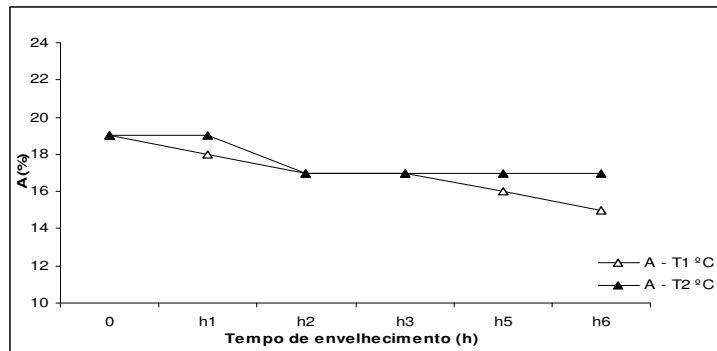


Figura 4.4 – Gráfico da variação da extensão após ruptura, A, para as amostras 41 a 46 e 421 a 426, em função do tempo de estágio para duas temperaturas de envelhecimento a T1 e T2

Comparando a condição 2 e 4, verifica-se que para a liga 6061 a condição 4 é mais favorável, o que significa que o meio de arrefecimento água é bastante mais eficaz que o ar.

4.2.3. Comparação do aumento da temperatura do bilette

Para analisar o comportamento da liga com o aumento da temperatura do bilette, teremos de analisar qual a evolução das propriedades mecânicas quando

se passa da condição 3 para a condição 5 e da 4 para a 6. Esta variação das propriedades mecânicas está ilustrada na tabela 4.2. A diferença entre as condições 3 e 5 e 4 e 6, é a velocidade de extrusão/arrefecimento, que passa de v_1 para v_2 .

Ao aumentar a temperatura do bilette de T_{b1} para T_{b2} , mantendo todas as restantes variáveis constantes, obtemos a variação média entre as condições 3 e 5, e 4 e 6, que se ilustram na tabela 4.2.

Tabela 4.2 – Variação de R_{p02} e R_m entre a condição 3 e 5, e 4 e 6, quando todos os parâmetros se mantêm constantes e se varia apenas a temperatura do bilette. Valores apresentados para duas temperaturas de envelhecimento a T_1 e T_2 .

	Tª envelhecimento	ΔR_{02} (MPa)	ΔR_m (MPa)
Condição 3 para 5	T1	52	49
	T2	52	45
Condição 4 para 6	T1	-39	-38
	T2	-3	0

No caso do aumento da temperatura do bilette entre as condições 3 e 5 (para a velocidade v_1), existe um aumento nas propriedades mecânicas, mas entre as condições 4 e 6 (para a velocidade v_2) verifica-se uma diminuição que é mais significativa para a temperatura de envelhecimento T_1 .

Este facto parece estar relacionado com a velocidade de extrusão/arrefecimento, já que ambas as condições envolvem um arrefecimento a água. Enquanto que para a menor velocidade o aumento da temperatura do bilette é mais eficaz no aumento das propriedades mecânicas, quando se aumenta a velocidade o efeito é o oposto. Neste caso, uma velocidade mais elevada implica que o perfil passe no túnel de arrefecimento mais rapidamente, e como a temperatura de saída da prensa é mais elevada, devido à temperatura do bilette ser também mais elevada, o arrefecimento é ineficaz.

4.2.4. Comparação do meio de arrefecimento

Para verificar a eficácia do meio de arrefecimento comparam-se condições em que todos os parâmetros permanecem constantes à excepção do meio de arrefecimento, que passa de ar para água. Neste sentido comparam-se as condições 1 e 3 (velocidade v_1), e 2 e 4 (velocidade v_2).

Tabela 4.3 – Variação de R_{p02} e R_m entre as condições 1 e 3, e 2 e 4, quando todos os parâmetros se mantêm constantes e se varia apenas o meio de arrefecimento, de ar para água. Valores apresentados para duas temperaturas de envelhecimento a T_1 e T_2 .

	Tª envelhecimento	ΔR_{p02} (MPa)	ΔR_m (MPa)
Condição 1 para 3	T1	67	52
	T2	76	62
Condição 2 para 4	T1	71	58
	T2	44	31

Conforme se pode verificar na tabela, existe um aumento significativo nas propriedades mecânicas quando passamos o meio de arrefecimento de ar para água, tanto para o R_{p02} como para o R_m .

Este resultado comprova o que foi descrito na parte teórica deste trabalho, onde se identifica o arrefecimento a água como sendo mais eficaz para este tipo de liga, uma vez que a liga permanece menos tempo dentro do intervalo crítico de precipitação.

4.2.5. Comparação do aumento da velocidade

A comparação das velocidades pode ser feita entre as condições 1 e 2, 3 e 4, e 5 e 6, uma vez que entre elas se aumenta a velocidade de v_1 para v_2 respectivamente. Uma vez que este parâmetro é o menos determinante dos três (temperatura do bilette, meio de arrefecimento, e velocidade de extrusão/arrefecimento), vamos apenas comparar as duas situações extremas – aumento da velocidade com o meio de arrefecimento a ar, e aumento da

velocidade para o meio de arrefecimento a água, mas com a temperatura de bilete mais elevada. Esta variação pode ser observada na tabela 4.4.

Tabela 4.4 – Variação de Rp02 e Rm entre a condição 1 e 2, e 5 e 6, quando todos os parâmetros se mantêm constantes e se aumenta a velocidade de v1 para v2. Valores apresentados para duas temperaturas de envelhecimento a T1 e T2.

	T^a envelhecimento	ΔRp02 (MPa)	ΔRm (MPa)
Condição 1 para 2	T1	25	21
	T2	19	15
Condição 5 para 6	T1	-59	-57
	T2	-64	-56

Conforme se verifica na tabela, o aumento da velocidade de v1 para v2, conduz a um aumento das propriedades mecânicas nos perfis arrefecidos com ar (condição 1 e 2), mas para perfis arrefecidos a água, em que a temperatura do bilete é mais elevada, Tb2, o aumento da velocidade tem o efeito inverso, diminuindo significativamente as propriedades mecânicas.

Isto parece indicar que para o meio de arrefecimento menos eficaz, as propriedades mecânicas são favorecidas pelo aumento da velocidade, mas no caso do aumento da temperatura do bilete, e para o meio de arrefecimento a água, este aumento é prejudicial. A justificação parece ser a mesma indicada no ponto 4.2.3; o aumento da velocidade de arrefecimento torna o tempo que o perfil está em contacto com o meio de arrefecimento menor, tornando o arrefecimento ineficaz.

4.3 Apresentação dos resultados obtidos com os ensaios mecânicos da liga 6082

A liga 6082, à semelhança da liga 6061, foi submetida a seis condições diferentes e para cada uma delas foram efectuados dois envelhecimentos a temperaturas diferentes de modo a obter duas curvas comparáveis. As tabelas e gráficos correspondentes às condições que foram submetidas a observações microscópicas que se encontram de seguida.

4.3.1. Condição 2:

Nesta condição o bilete foi aquecido até uma temperatura T_1 , considerada não muito elevada, e extrudido a uma velocidade v_2 . Esta velocidade de extrusão é a mesma velocidade a que o perfil passa pelo túnel de arrefecimento que se encontra à saída da prensa de extrusão. O meio de arrefecimento usado foi ar. Em resumo, o conjunto de condições usadas foi:

- Temperatura de bilete: T_{b1} ;
- Velocidade de extrusão/arrefecimento: v_2 ;
- Meio de arrefecimento: ar;
- Temperaturas de envelhecimento: T_1 e T_2 ;
- Tempos de envelhecimento: h_1 , h_2 , h_3 , h_4 , h_5 e h_6

Para esta condição atinge-se o estado T_4 imediatamente após têmpera, embora não se consigam atingir os estados T_5 e T_6 para nenhum dos tempos de envelhecimento. Os valores são ligeiramente superiores para T_2 , o que não seria esperável, uma vez que, conforme mencionado anteriormente, temperaturas mais elevadas geram picos mais cedo mas de valores de R_m e $R_{p0.2}$ inferiores, ou seja seria esperável um pico mais cedo a T_2 , mas de valor inferior, conforme se pode ver na figura 4.5.

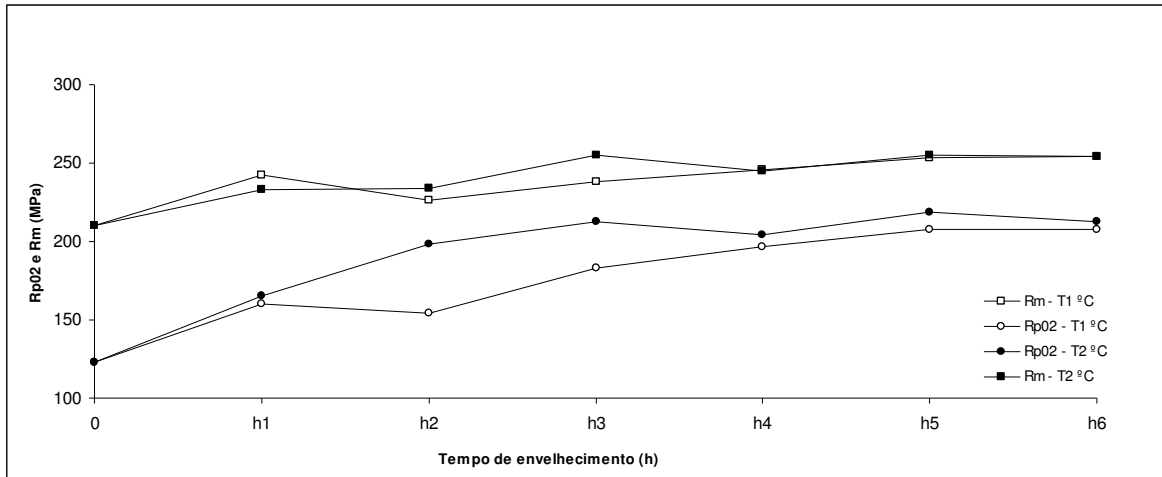


Figura 4.5 – Gráfico da variação de Rp02 e Rm em função do tempo de estágio para duas temperaturas de envelhecimento a T1 e T2, para as amostras 21 a 26 e 221 a 226

A figura 4.6 ilustra a variação da extensão após ruptura com o tempo de envelhecimento. Conforme se pode observar existe um decréscimo desta propriedade com o aumento do tempo de envelhecimento, conforme seria esperável. À medida que o tempo de envelhecimento aumenta e a liga endurece, a extensão após ruptura vai diminuindo.

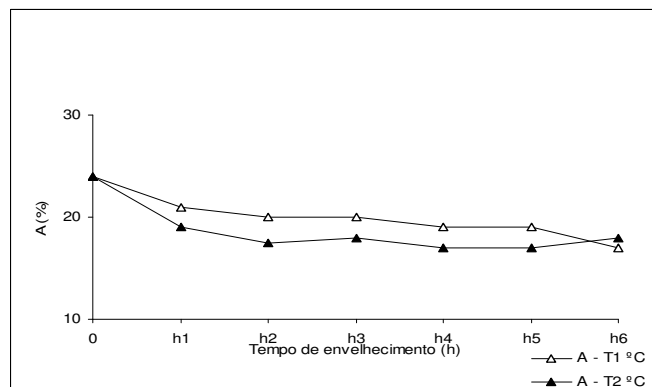


Figura 4.6 – Gráfico da variação da extensão após ruptura, A, para as amostras 21 a 26 e 221 a 226 em função do tempo de estágio para duas temperaturas de envelhecimento a T1 e T2

4.3.2. Condição 4

Nesta condição o bilette foi aquecido até uma temperatura Tb1, considerada não muito elevada, e extrudido a uma velocidade v2. Esta velocidade de extrusão

é a mesma velocidade a que o perfil passa pelo túnel de arrefecimento que se encontra à saída da prensa de extrusão. O meio de arrefecimento usado foi água. Em resumo, o conjunto de condições usadas foi:

- Temperatura de bilete: T_{b1} ;
- Velocidade de arrefecimento: v_2 ;
- Meio de extrusão/arrefecimento: água;
- Temperaturas de envelhecimento: T_1 e T_2 ;
- Tempos de envelhecimento: h_1 , h_2 , h_3 , h_4 , h_5 e h_6

Atinge-se o estado T_4 imediatamente após têmpera, e o estado T_5 para ambas as temperaturas a h_2 . O estado T_6 atinge-se a h_4 para T_1 , e a h_5 para T_2 . Embora o valor de pico seja mais elevado para T_2 , o que não seria esperável, não existe uma tendência acentuada de valores mais altos para uma ou outra temperatura.

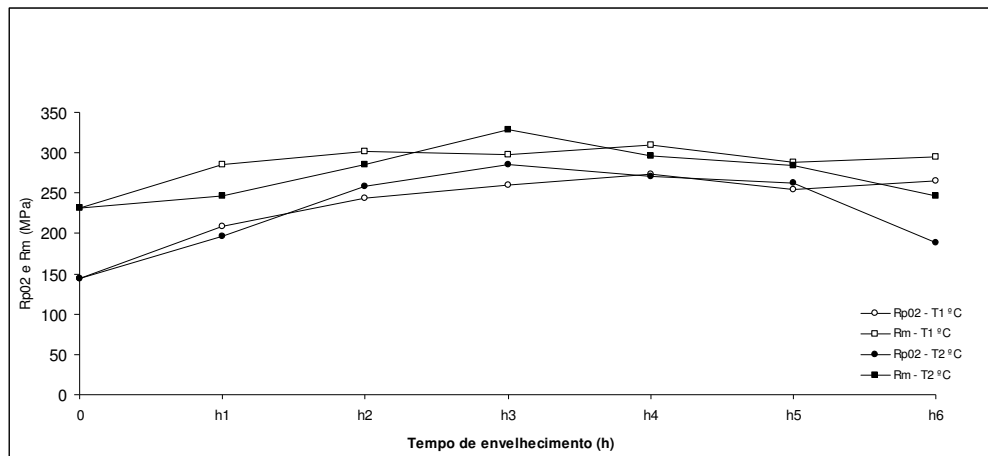


Figura 4.7 – Gráfico da variação de R_{p02} e R_m em função do tempo de estágio para duas temperaturas de envelhecimento a T_1 e T_2 , para as amostras 41 a 46 e 421 a 426

A figura 4.8 ilustra a variação da extensão após ruptura com o tempo de envelhecimento. Conforme as condições analisadas anteriormente, esta propriedade decresce com o tempo de envelhecimento. À medida que o tempo de envelhecimento aumenta e a liga endurece, a extensão após ruptura vai diminuindo.

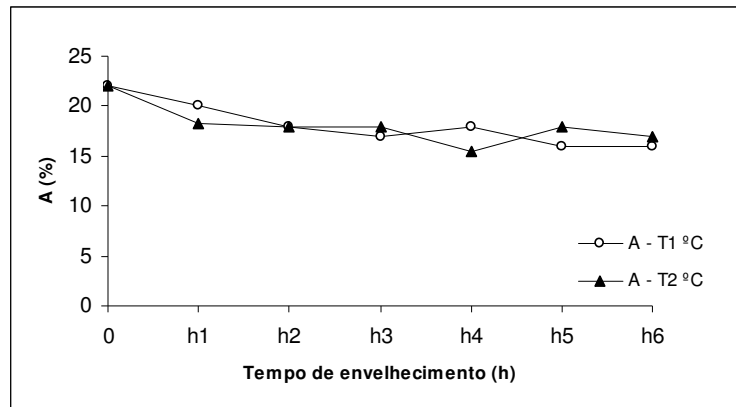


Figura 4.8 – Gráfico da variação da extensão após ruptura, A, para as amostras 41 a 46 e 421 a 426, em função do tempo de estágio para duas temperaturas de envelhecimento a T1 e T2

Para esta liga, e à semelhança da liga 6061, a condição 4, que possui como meio de arrefecimento água, é mais eficaz traduzindo-se em propriedades mecânicas mais elevadas.

4.3.4. Comparação do aumento da temperatura do bilette

Para analisar o comportamento da liga com o aumento da temperatura do bilette, teremos de analisar qual a evolução das propriedades mecânicas quando se passa da condição 3 para a condição 5 e da 4 para a 6. Esta variação das propriedades mecânicas está ilustrada na tabela 4.2. A diferença entre as condições 3 e 5 e 4 e 6, é a velocidade de extrusão/arrefecimento, que passa de v_1 para v_2 .

Ao aumentar a temperatura do bilette de Tb1 para Tb2, mantendo todas as restantes variáveis constantes, obtemos a variação média entre as condições 3 e 5, e 4 e 6, que se ilustram na tabela 4.5.

O aumento da temperatura do bilette é favorável ao aumento significativo das propriedades mecânicas, sendo possível a obtenção do estado T6 para tempos de envelhecimento bastante baixos. Este aumento é favorável para ambas as condições, ou seja, quer para velocidades mais baixas, como mais altas.

Tabela 4.5 – Variação de Rp02 e Rm entre a condição 3 e 5, e 4 e 6, quando todos os parâmetros se mantêm constantes e se varia apenas a temperatura do bilette. Valores apresentados para duas temperaturas de envelhecimento a T1 e T2.

	Tª envelhecimento	ΔR_{p02} (Mpa)	ΔR_m (Mpa)
Condição 3 para 5	T1	13	17
	T2	11	15
Condição 4 para 6	T1	34	27

4.3.5. Comparação do meio de arrefecimento

Para verificar a eficácia do meio de arrefecimento comparam-se condições em que todos os parâmetros permanecem constantes à excepção do meio de arrefecimento, que passa de ar para água. Neste sentido comparam-se as condições 1 para 3 (velocidade v1), e 2 para 4 (velocidade v2).

Este resultado comprova o que foi descrito na parte teórica deste trabalho, onde se identifica o arrefecimento a água como sendo mais eficaz, uma vez que a liga permanece menos tempo dentro do intervalo crítico de precipitação.

Tabela 4.6 – Variação de Rp02 e Rm entre a condição 1 e 3, e 2 e 4, quando todos os parâmetros se mantêm constantes e se varia apenas o meio de arrefecimento, de ar para água. Valores apresentados para duas temperaturas de envelhecimento a T1 e T2.

	Tª envelhecimento	ΔR_{p02} (MPa)	ΔR_m (MPa)
Condição 1 para 3	T1	46	29
	T2	53	37
Condição 2 para 4	T1	60	50
	T2	53	41

4.3.5. Comparação do aumento da velocidade

A comparação das velocidades pode ser feita entre as condições 1 e 2, 3 e 4, e 5 e 6, uma vez que entre elas se aumenta de v1 para v2 respectivamente. O efeito desta variação pode ser observado na tabela 4.7.

Tabela 4.7 – Variação de Rp02 e Rm entre a condição 1 e 2, quando todos os parâmetros se mantêm constantes e se aumenta a velocidade de v1 para v2. Valores apresentados para duas temperaturas de envelhecimento a T1 e T2.

	Tª envelhecimento	ΔR_{p02} (MPa)	ΔR_m (MPa)
Condição 1 para 2	T1	-32	-25
	T2	-4	-10
Condição 5 para 6	T1	1	3
	T2	27	29

O aumento da velocidade de v1 para v2 leva a um decréscimo das propriedades mecânicas nos perfis arrefecidos com ar. Para perfis arrefecidos a água, em que a temperatura do bilette é mais elevada, Tb2, o aumento da velocidade tem o efeito inverso, havendo um aumento das propriedades mecânicas. Isto pode significar que a temperatura do bilette tem um influência superior nas propriedades mecânicas do perfil do que a velocidade de extrusão/arrefecimento.

4.4. Conclusões

Para a liga 6061, os valores dos ensaios mecânicos indicam a condição 5 como sendo a melhor condição, ou seja, aquela que proporcionou destacadamente valores mais elevados quer para Rp02, quer para Rm, conforme pode ser verificado no gráfico da figura 4.10. Contudo, para esta liga, os perfis extrudidos nas condições 4 e 6 apresentaram danos nas arestas, semelhantes aos da figura 2.17 a). No caso da condição 4 este defeito apareceu de forma pouco acentuada.

Observando ainda o gráfico da figura 4.9, vê-se claramente um aumento das propriedades mecânicas quando se arrefece o perfil com água, relativamente aos valores obtidos para os perfis arrefecidos a ar. Outra conclusão que se pode tirar é que os valores de Rp02 e Rm são sempre superiores, ainda que ligeiramente, para a temperatura mais baixa T1, como seria de esperar, existindo porém uma exceção para o caso da condição 6.

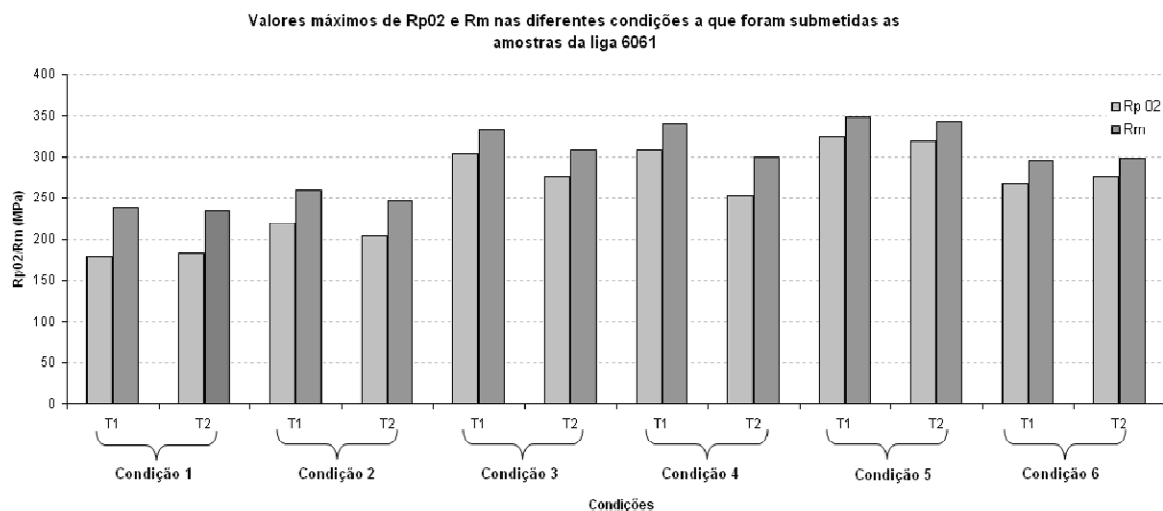


Figura 4.9 – Gráfico que representa os valores máximos para cada uma das condições ensaiadas da liga 6061.

Para a liga 6082, as melhores condições parecem ser as condições 4 e 5, em relação a valores máximos de Rp02 e Rm, conforme pode ser observado no gráfico da figura 4.10. De salientar que a condição 6 apresentou também valores bastante elevados nas primeiras horas de envelhecimento, embora durante a extrusão deste perfil se tenham verificado danos no perfil (figura 2.17 a), factor que em termos industriais excluiria esta condição logo de início.

Observando ainda o gráfico da figura 4.10, vê-se claramente um aumento das propriedades mecânicas quando se arrefece o perfil com água, relativamente aos valores obtidos para os perfis arrefecidos a ar, excluindo a condição T5. Esta discrepância pode ter a ver com alguns problemas que ocorreram durante o ensaio dos provetes correspondentes a esta condição. Para as condições 2, 3, 5 e 6, os valores de Rp02 e Rm são superiores para a temperatura mais baixa de envelhecimento, mas o oposto acontece para as condições 1, 4 e 6.

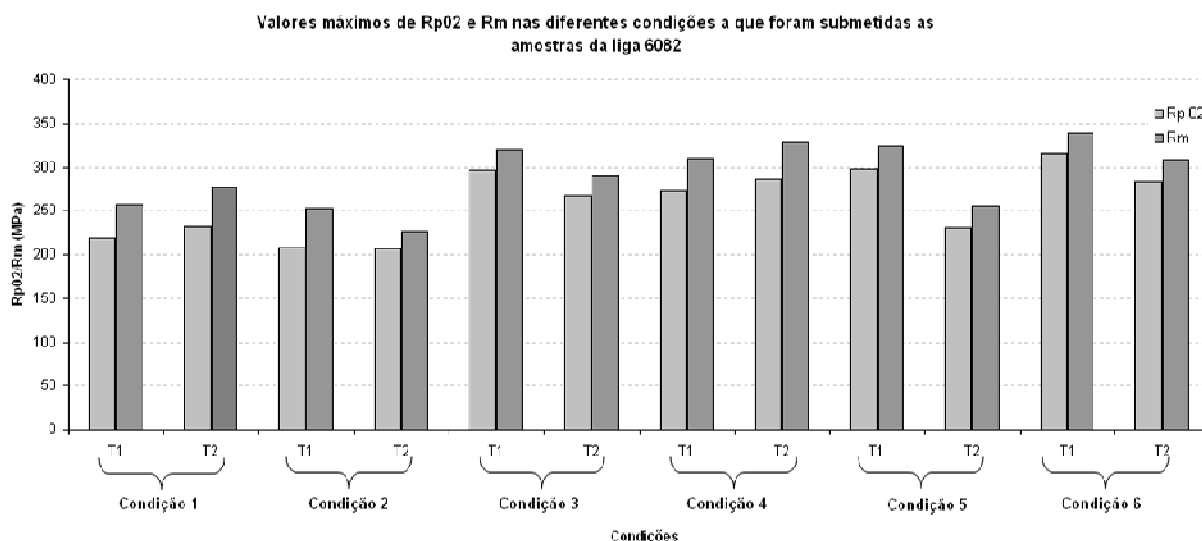


Figura 4.10 – Gráfico que representa os valores máximos para cada uma das condições ensaiadas da liga 6082.

Embora fosse esperável que a liga 6082 tivesse valores de Rp02 e Rm bastante superiores à liga 6061, isto não se verificou no decorrer deste trabalho. De facto os valores mais altos obtiveram-se para a liga 6061, condição 5.

O aumento da temperatura do bilette foi mais positivo para a liga 6061 para velocidades mais baixas, v1, mas para velocidades mais elevadas, v2, as propriedades da liga 6082 foram bastante superiores.

Para ambas as ligas é evidente a melhoria das propriedades mecânicas com o meio de arrefecimento a água.

Devido ao perfil analisado ser maciço é natural que as suas propriedades mecânicas sejam inferiores aos valores obtidos com perfis em que as espessuras de parede sejam substancialmente inferiores.

4.5. Observações microscópicas

Foram seleccionadas algumas amostras com o objectivo de observar as microestruturas de condições diferentes e verificar as alterações decorrentes dos diversos parâmetros de processamento. Conforme o mencionado anteriormente, devido à quantidade elevada de amostras obtidas, foram pré-seleccionadas as amostras a observar tendo em conta os seguintes requisitos:

- Analisar algumas amostras da curva de envelhecimento correspondente à condição que nos parecia mais favorável do ponto de vista industrial, ou seja as condições 2 (Tb1, v2, T1 ou T2, h3, arrefecimento a ar) e 4 (Tb1, v2, T1 ou T2, h3, arrefecimento a água);
- Analisar algumas amostras de condições semelhantes das restantes curvas de envelhecimento, para comparação (amostras 21, 221, 41, 621);
- Analisar uma segunda curva de envelhecimento que nos permitisse comparar os diferentes meios de arrefecimento (21, 41, etc.)

4.5.1 Observação SEM da liga 6061

As análises efectuadas em SEM subdividiram-se em micrografias e análises EDS das amostras observadas. As análises EDS permitiram determinar as composições químicas das amostras observadas.

Apresentam-se de seguida, na figura 4.12, os mapas de número atómico obtidos por EDS e as respectivas microestruturas, em algumas amostras da liga 6061. Conforme se pode observar na matriz de alumínio aparecem alguns precipitados constituídos por alumínio e silício.

As condições analisadas foram:

- 21 – Tb1, v2, arrefecimento a ar, T1
- 221 – Tb1, v2, arrefecimento a ar, T2
- 41 – Tb1, v2, arrefecimento a água, T1
- 621 – Tb2, v2, arrefecimento a água, T2

Observando a figura 4.11, verifica-se que os mapas de número atómico correspondentes às amostras 41 e 621 evidenciam uma maior quantidade de magnésio finamente disperso na matriz (assim como de silício ainda que numa quantidade mais reduzida). Esta observação revela por um lado, que o processo de têmpera com água parece ter sido mais eficaz, uma vez que a microestrutura ideal no início do envelhecimento é uma solução sólida sobressaturada precedendo a formação e crescimento de precipitados na matriz de alumínio.

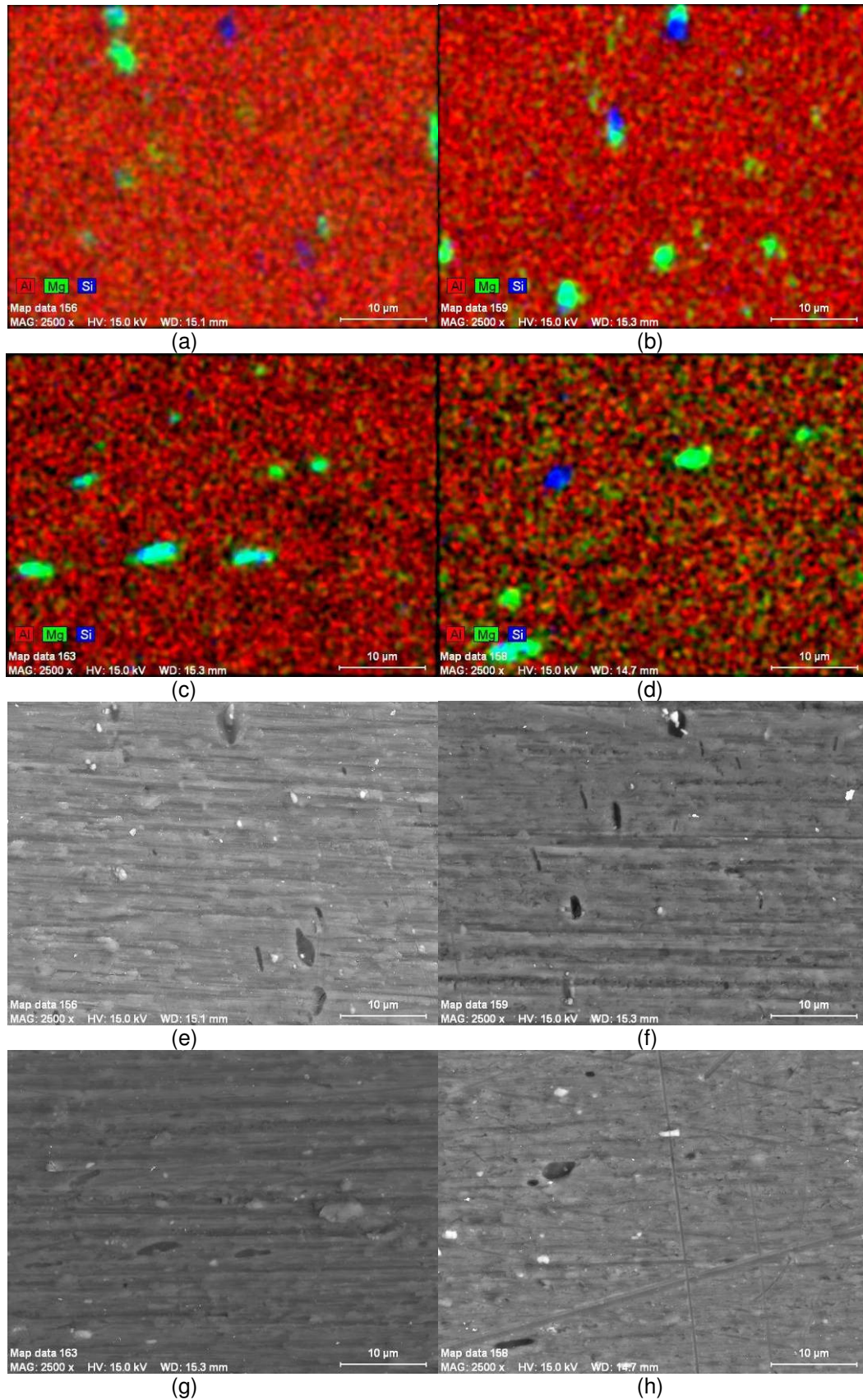


Figura 4.11 – Mapas de número atômico obtidos por EDS que revelam os quatro principais elementos das ligas 6061 –Al, Mg, Si, nas amostras 21 (a), 221 (b), 41 (c) e 21 (d), e respectivas microestruturas observadas por SEM (e, f, g e h, respectivamente).

Por outro lado, trabalho prévio de vários investigadores sobre a sequência de precipitação nas ligas da série 6 xxx], sugere que no início da precipitação, após a formação de aglomerados independentes de Mg e Si, estes têm tendência para formar co-aglomerados de Mg e Si, designados por zonas GP.[3] No início da precipitação estas zonas são muito pequenas, tendo a dimensão de poucos nanómetros, mas à medida que o tempo de envelhecimento vai decorrendo a uma temperatura elevada, estas zonas vão aumentando de tamanho, sendo este processo o responsável pela optimização do comportamento mecânico deste tipo de ligas.

Uma análise atenta da Figura 4.11 evidencia em todos os mapas a presença de precipitados de grandes dimensões imediatamente após a têmpera, tanto com ar como com água. Estes elementos não vão ter qualquer papel no processo de endurecimento das ligas. Contudo, será natural a existência de Mg e Si ainda em solução, disponível para a formação de novos precipitados durante o processo de envelhecimento, bem como de formações de dimensão inferior não detectadas por SEM. Isto significa que esta análise permite algumas conclusões sobre o estado de solubilização dos elementos de liga, mas não é verdadeiramente conclusiva.

Tabela 4.8 – Propriedades mecânicas das condições observadas na fig. 4.11

Amostra	Rp02 (MPa)	Rm (MPa)
22	168	243
222	140	210
42	238	290
622	193	251

Analisando simultaneamente as microestruturas, observam-se precipitados uns mais claros e bastante pequenos e outros de maior dimensão e escuros, sugerindo mesmo arrancamentos. A análise química destes tipos de precipitados sugere que os maiores correspondem frequentes vezes a formações ricas em Si e Mg, sendo menos evidente o resultado da análise dos precipitados mais claros.

Nas microestruturas *g* e *h*, que correspondem ao arrefecimento a água, podem observar-se os precipitados alinhados no sentido da extrusão e menos quantidade de precipitados de grandes dimensões. Este tipo de alinhamento foi igualmente identificado em muitas outras observações, sendo característico deste tipo de análise. Nas microestruturas *e* e *f*, aparecem mais precipitados de maiores dimensões, correspondentes a um arrefecimento mais lento com ar. As propriedades mecânicas da tabela 4.9, indicam que os valores mais elevadas correspondem às microestruturas 41 e 621, o que corresponde de forma coerente aos resultados da análise dos mapas de número atómico e das microestruturas.

Destas quatro amostras, as amostras 221 e 421 foram analisadas mais pormenorizadamente conforme pode ser observado nas figuras 4.12 e 4.13 respectivamente.

Na figura 4.12 observa-se um pormenor da amostra 221 e a composição química do precipitado assinalado na microestrutura (identificado com a letra A) encontra-se na tabela 4.9.

Tabela 4.9 - Composição química correspondente às observações da fig.4.12

	Al (wt %)	Si (wt %)	Mg (wt %)	Fe (wt %)	Mn (wt %)	Outros (wt %)
Global	93,06	0,47	1,52	-	-	4,94
A	70,67	4,86	1,02	15,85	3,26	2,36+1,96

Conforme se pode verificar através da tabela de composição química, este precipitado é muito rico em Fe e Si, podendo tratar-se de AlFeSi. Devido ao teor bastante elevado de ferro, e pela sua forma arredondada, é possível que se trate de uma partícula α que pode não ter sido completamente transformada, durante a homogeneização, em fase β . [4]

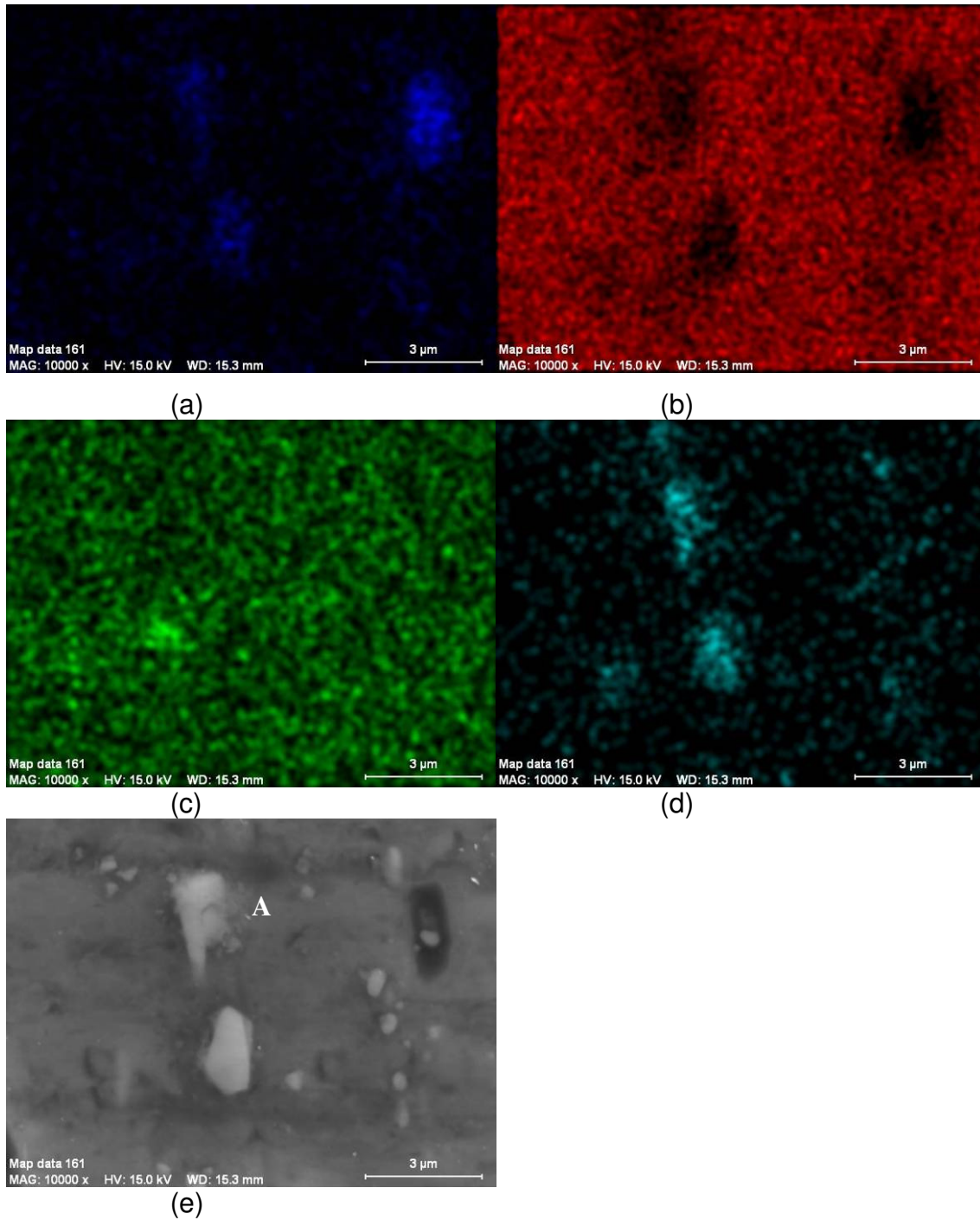


Figura 4.12 – Mapas de número atômico obtidos por EDS, que revelam os principais elementos na amostra 221: a) Si, b) Al, c) Mg, d) Fe, e) Microestrutura

A composição química correspondente aos mapas de número atômico obtidos por EDS da amostra 421 estão listados na tabela 4.10.

Tabela 4.10 - Composição química correspondente às observações da fig.4.13

	Al (wt %)	Si (wt %)	Mg (wt %)	Fe (wt %)	Mn (wt %)	Outros (wt %)
Global	94,46	0,48	1,24	-	-	3,81
A	62,13	10,34	3,37	7,68	3,37	5,97
B	71,47	7,53	16,89	1,45		2,66

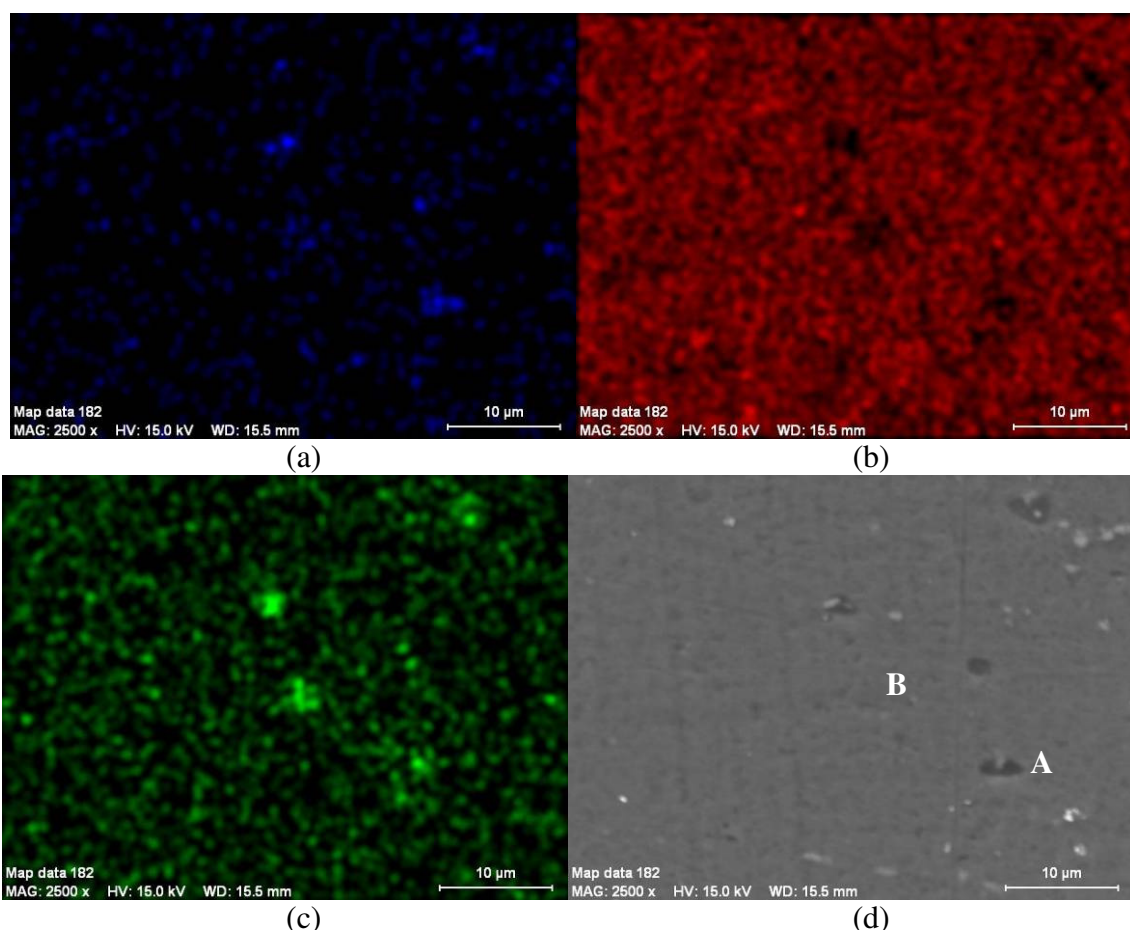


Figura 4.13 – Mapas de número atômico obtidos por EDS que revelam os principais elementos na amostra 422: a) Si, b) Al, c) Mg, e d) Microestrutura

Conforme se pode observar, tanto através dos mapas, como através da composição química dos precipitados A e B assinalados na imagem *d*, trata-se de precipitados de composição diferente. Enquanto que o precipitado A é bastante rico em ferro e silício, parecendo tratar-se novamente de um precipitado tipo α -AlFeSi, o precipitado B tem uma proporção de Mg e Si aproximada da fase β -Mg₂Si.

4.5.2 Observação SEM da liga 6082

Apresentam-se de seguida os mapas de número atômico obtidos por EDS em algumas amostras da liga 6082. A figura 4.14 mostra os mapas de quatro amostras analisadas em SEM, e as respectivas microestruturas. As condições analisadas foram:

- 121 – Tb1, v2, arrefecimento a ar, T2
- 321 – Tb1, v1, arrefecimento a água, T2
- 421 – Tb1, v2, arrefecimento a água, T2

Os resultados obtidos com os ensaios mecânicos com amostras sujeitas às mesmas condições, encontram-se na Tabela 4.11.

Conforme se pode observar na matriz de alumínio aparecem em todos os casos alguns precipitados constituídos por magnésio e silício. Na amostra 121 parece haver algum magnésio livre na matriz e precipitados de maiores dimensões. A amostra 321 revela ter bastante magnésio finamente disperso na matriz, bem como precipitados de menores dimensões constituídos sobretudo por magnésio, mas também por silício. A amostra 421 evidencia precipitados de grandes dimensões constituídos sobretudo por silício. Tal como referido anteriormente os precipitados de maiores dimensões não têm qualquer contributo para o endurecimento da liga, ao contrário dos precipitados de menores dimensões. Por outro lado a existência de magnésio e silício na matriz, é uma situação favorável ao endurecimento da liga.

Tabela 4.11 – Propriedades mecânicas das amostras relativas às condições observadas na fig. 4.14

Amostra	Rp02 (MPa)	Rm (MPa)
121	167	233
321	255	304
421	197	246

Nas microestruturas *d* e *f*, aparecem mais precipitados e de maiores dimensões, correspondentes a um arrefecimento mais lento com ar (no caso da figura *d*) e

com água (no caso da figura *f*), mas cuja velocidade deve ser demasiado rápida para que o arrefecimento seja realmente eficaz.

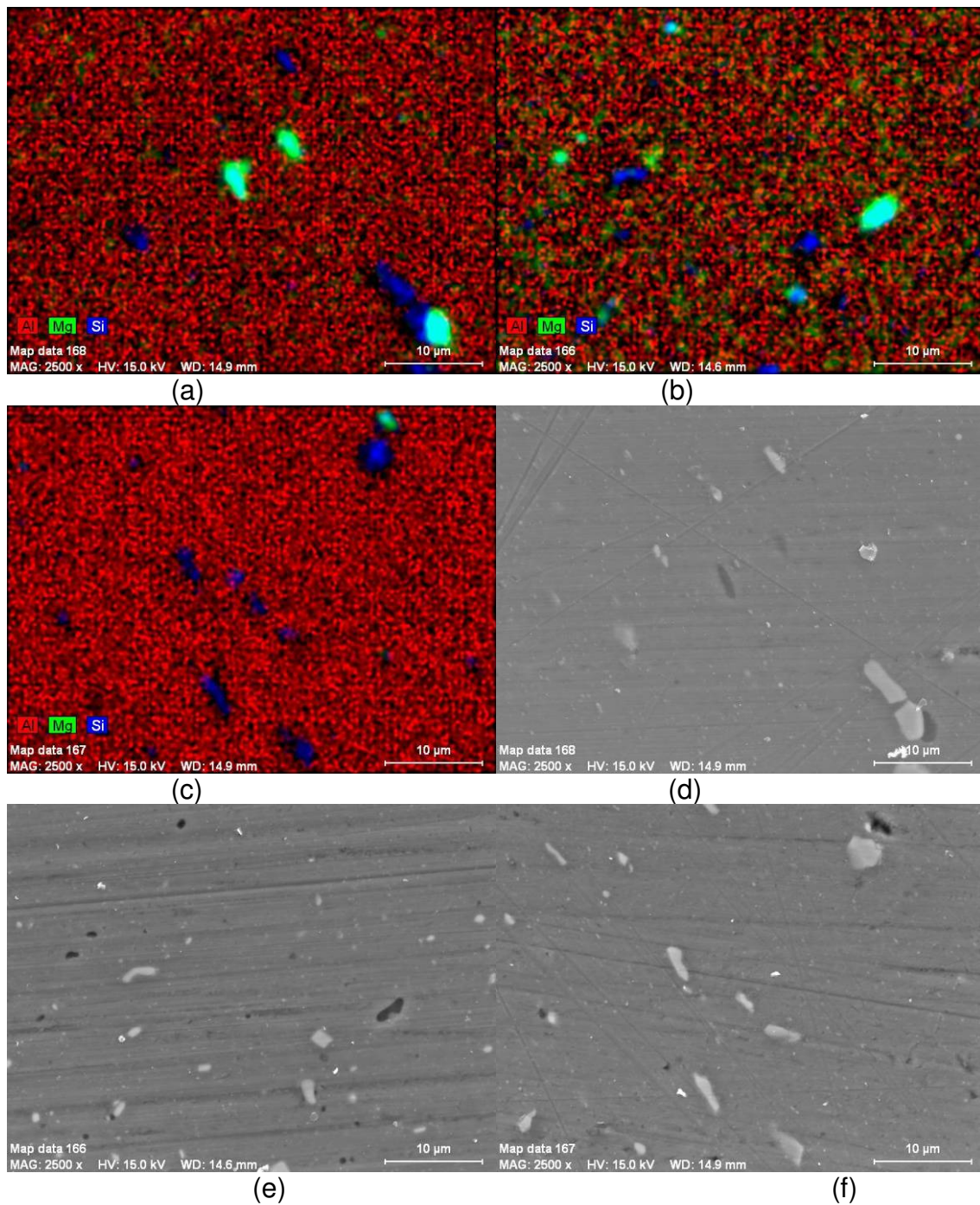


Figura 4.14 – Mapas de número atómico obtidos por EDS que revelam os quatro principais elementos das ligas 6082 –Al, Mg, Si, nas amostras 121 (a), 321 (b) e 421 (c) e respectivas fotos SEM, d, e, e f (sequência alterada para facilitar a análise simultânea de microestruturas e mapas) .

Analisando as microestruturas *d*, *e* e *f*, observam-se precipitados mais

finos na figura e, que correspondem ao arrefecimento a água e arrefecimento rápido.

Cruzando esta informação com as propriedades mecânicas da tabela 4.12, verifica-se que, conforme seria de esperar, a microestrutura 321 possui propriedades mecânicas mais elevadas.

Nas figuras seguintes mostra-se uma análise mais pormenorizada de cada uma das condições anteriores, bem como as composições químicas dos precipitados assinalados, conforme foi feito para o caso da liga 6061. Na figura 4.15 observa-se um pormenor da amostra 121. A composição química dos precipitados assinalados na microestrutura como A e B, encontram-se na tabela 4.12.

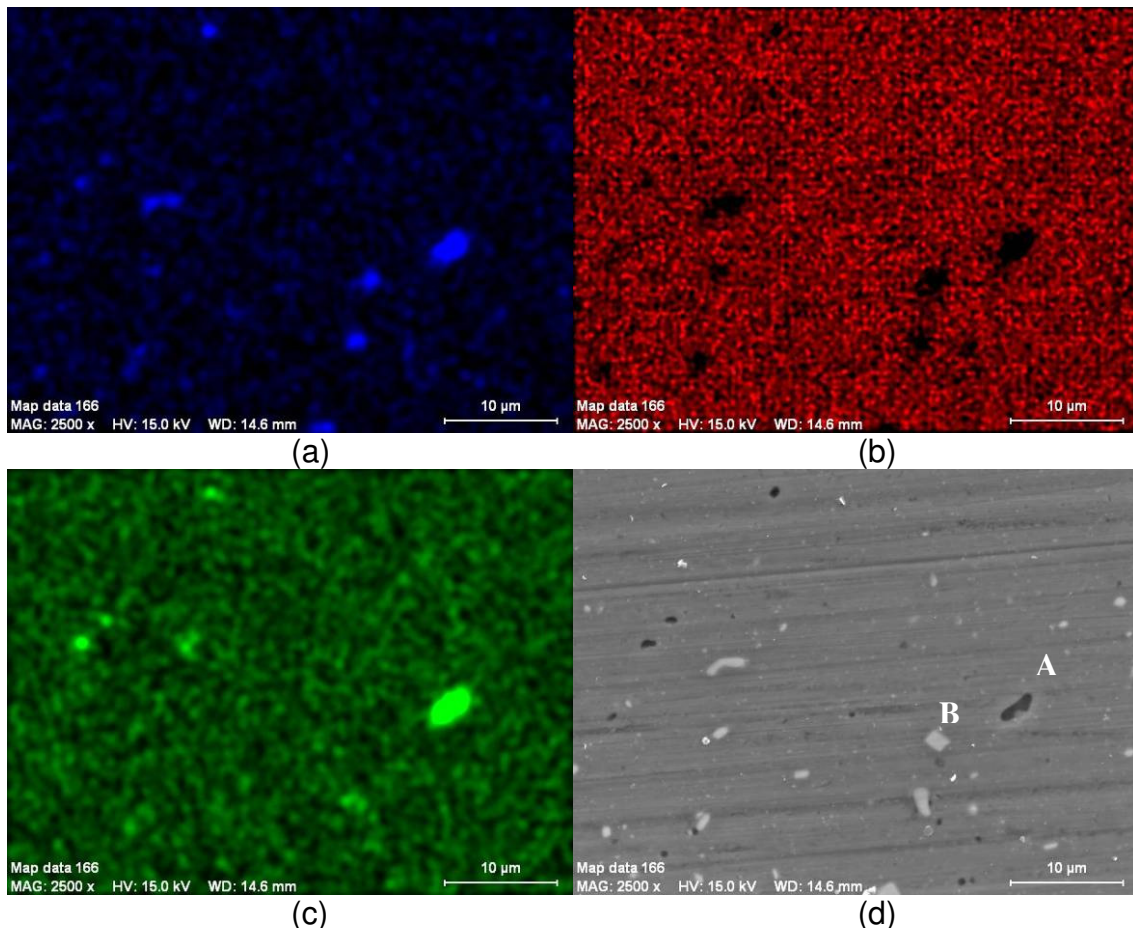


Figura 4.15 – Mapas de número atômico obtidos por EDS que revelam os principais elementos na amostra 121. a) Si, b) Al, c) Mg, e d) Microestrutura

Tabela 4.12 - Composição química correspondente às observações da figura 4.15

	Al (wt %)	Si (wt %)	Mg (wt %)	Fe (wt %)	Mn (wt %)	Outros (wt %)
Global	93,77	0,58	0,88	-	-	4,77
A	46,75	19,87	22,35			11,03
B	64,18	5,95	0,49	16,39	11,26	2,66

Observando as composições químicas dos precipitados A e B, verificamos que a composição sugere a formação de MgSi e AlFeMn, respectivamente. De facto, o precipitado A não contém magnésio suficiente para formar Mg₂Si. A adição de manganês à liga 6082, para além de ter um efeito anti-recristalizante, funciona como corrector de ferro, ou seja, impede que este se agregue ao silício formando compostos do tipo AlFeSi, e tornando desta forma o silício indisponível para formar precipitados de Mg₂Si.

Na figura 4.16 analisa-se a amostra 321 em pormenor, e dois dos precipitados presentes nesta matriz. A correspondente composição química destes precipitados está descrita na tabela 4.13.

Tabela 4.13 - Composição química correspondente às observações da figura 4.16.

	Al (wt %)	Si (wt %)	Mg (wt %)	Fe (wt %)	Mn (wt %)	Outros (wt %)
Global	93,49	0,75	0,86	-	-	4,89
A	80,13	3,84	6,31			9,71
B	73,16	6,01	-	9,00	11,83	-

Enquanto que o precipitado A corresponde de perto à composição de Mg₂Si, o precipitado B parece ter Si, Fe, e Mn, formando um precipitado que não contribui para o endurecimento desta liga. A análise à matriz indica um excesso de silício em relação ao necessário para a formação de Mg₂Si.

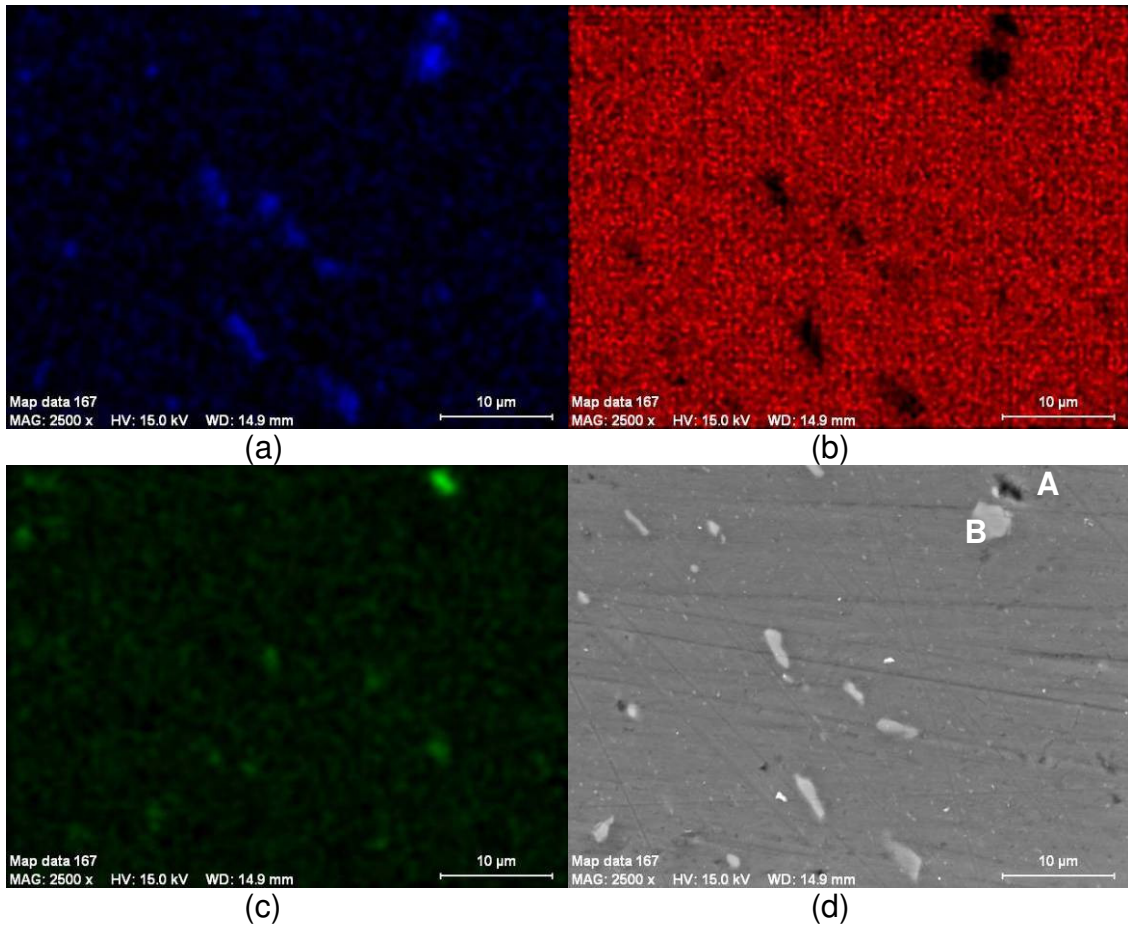


Figura 4.16 – Mapas EDS que revelam os principais elementos na amostra 321. a) Si, b) Al, c) Mg, e d) Microestrutura

A última observação corresponde à amostra 421. Os precipitados observados estão assinalados na figura 4.17 *d*. Pela composição química correspondente podemos verificar que o precipitado A é um precipitado constituído maioritariamente por Fe e Mg, enquanto que o precipitado B corresponde a uma razão de Mg:Si., aproximadamente de 1:1, compatível com a proporção da composição química das zonas GP. Mais uma vez a matriz revela um excesso de silício na sua composição.

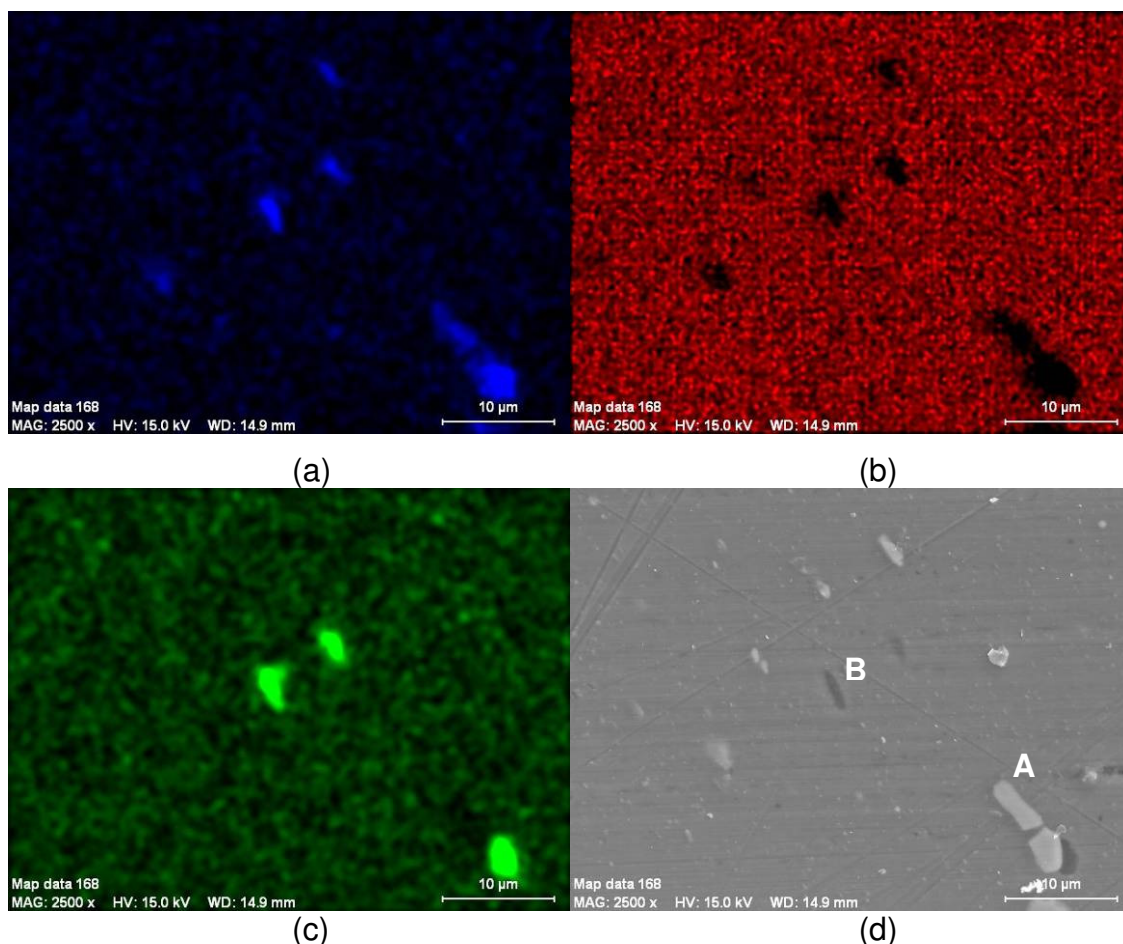


Figura 4.17 – Mapas de número atômico obtidos por EDS que revelam os principais elementos na amostra 421. a) Si, b) Al, c) Mg, e d) Microestrutura

Tabela 4.14 - Composição química correspondente às observações da figura 4.17

	Al (wt %)	Si (wt %)	Mg (wt %)	Fe (wt %)	Mn (wt %)	Outros (wt %)
Global	91,11	0,77	1,06	-	-	4,55
A	66,82	6,98	11,41	14,79		
B	76,62	10,02	11,7			1,65

Pelas observações feitas verifica-se que quer para a liga 6061, quer para a liga 6082, existe uma correlação entre a microestrutura e as respectivas propriedades mecânicas.

Verifica-se ainda que existem precipitados presentes na matriz de alumínio com diferentes composições. Existe Mg_2Si , precipitado benéfico ao endurecimento desta família de ligas, mas também outros constituintes ricos em ferro que não significativos para o endurecimento da liga.

4.5.3 Observação TEM da liga 6061

Devido ao elevado número de amostras obtidas neste trabalho, desde logo que se impôs uma selecção das amostras a observar quer em SEM, quer em TEM, conforme foi referido anteriormente. Tentou-se que esta escolha fosse fundamentada o melhor possível. Inicialmente o critério de escolha recaiu sobre os resultados mecânicos, tendo como objectivo analisar amostras com resultados mecânicos extremos. Contudo, como houve um atraso bastante superior ao esperado para obter estes resultados, outros critérios tiveram de ser adoptados. Foram escolhidas para observação em TEM as amostras dos tempos extremos das curvas de envelhecimento, condições que inicialmente pareceram ser aquelas que evidenciariam uma diferenciação maior entre a distribuição dos precipitados e o seu tamanho.

Como um dos parâmetros principais na extrusão deste tipo de ligas é o arrefecimento à saída da prensa, e porque surge por vezes a questão da possibilidade/exequibilidade do arrefecimento mais apropriado, escolheram-se duas condições em que todos os parâmetros permanecessem fixos à excepção do meio de arrefecimento. Temos por isso amostras da condição 2 arrefecidas com ar, e da condição 4 arrefecidas com água. Por outro lado optou-se pela velocidade mais elevada, uma vez que do ponto de vista industrial será esta a velocidade mais interessante, devido ao incremento da produtividade.

Pelos os motivos descritos anteriormente para a condição 2, optou-se pelas amostras 221 e 226, temperatura de bilete T_{b1} , velocidade v_2 , meio de arrefecimento ar e tempos de envelhecimento à temperatura mais elevada T_2 , h_1 e h_6 . Para comparação, na condição 4, as amostras 421 e 426, temperatura de bilete T_{b1} , velocidade v_2 , meio de arrefecimento água e tempos de envelhecimento à temperatura mais elevada T_2 , h_1 e h_6 .

As observações da amostra 221 e 226 estão ilustradas na figura 4.18 e as respectivas propriedades mecânica estão listadas na tabela 4.15.

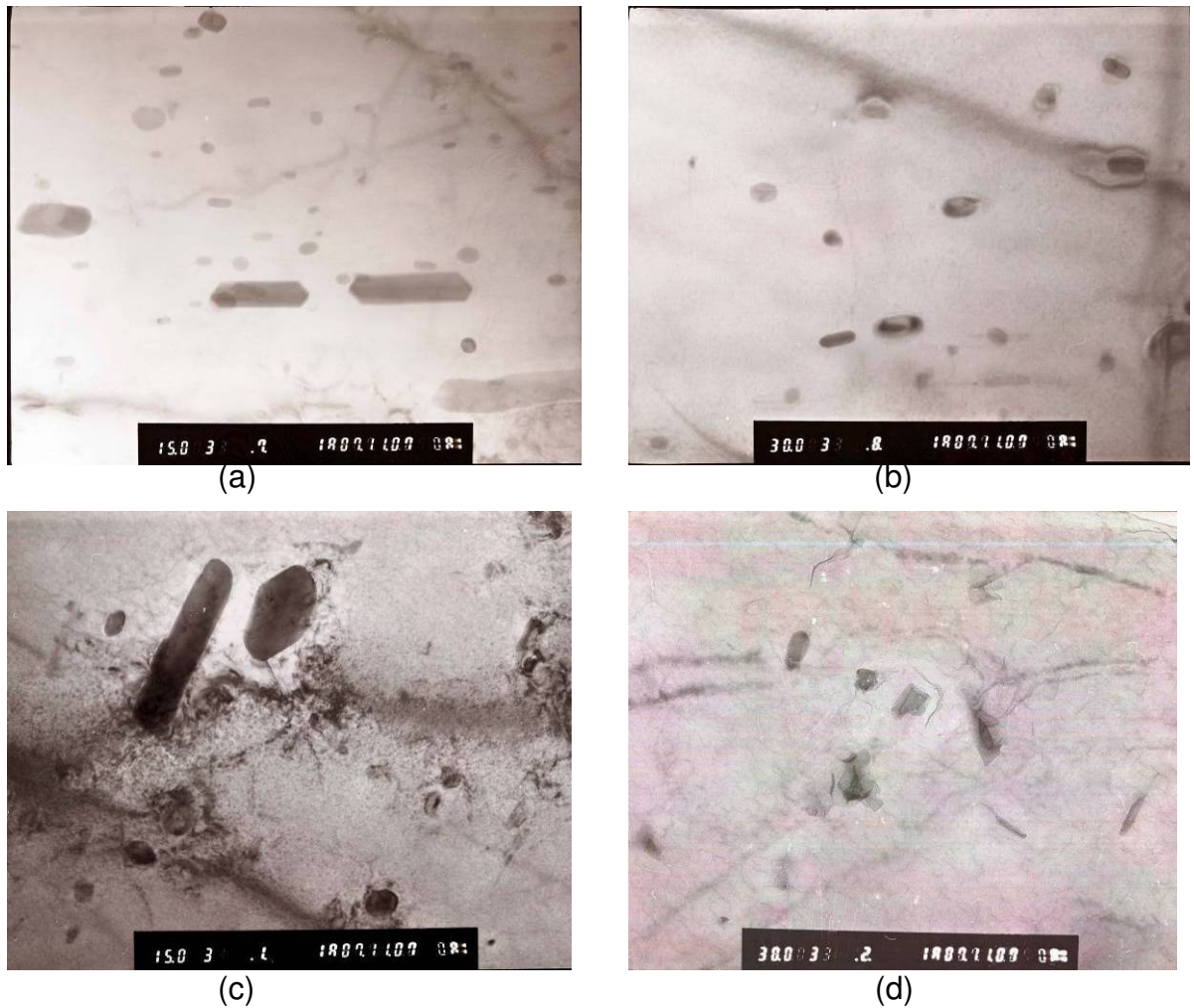


Figura 4.18 - a) Amostra 221, Tb1, v2, arrefecimento ar, T2, h1, ampliação 15 000 x, b) Amostra 221 ampliação 30 000 x, c) Amostra 226, Tb1, v2, arrefecimento ar, T2, h6, ampliação 15 000 x, d) Amostra 226, ampliação 30 000x

Tabela 4.15 – Propriedades mecânicas das amostras 221, 226, 421 e 426, correspondentes às microestruturas das figuras 4.18 e 4.19.

Amostra	Rp02 (MPa)	Rm (MPa)
221	140	210
226	Ocorreu um problema durante a execução deste ensaio, pelo qual não temos as propriedades mecânicas correspondentes a esta amostra.	
421	244	277
426	236	287

Conforme se pode observar para a amostra 226, existem poucos dispersóides quando comparados com as microestruturas da amostra 221, embora em ambas apareçam constituintes de maiores dimensões. Na amostra 221 aparece uma

densidade superior de pequenos dispersóides em forma de agulha, que são os precipitados identificados como responsáveis pelo endurecimento destas ligas. Na amostra 226, o facto de haver constituintes maiores, mas mais espaçados, faz com que o seu contributo para a dureza seja inferior.

Merece uma breve referência o aumento aparente de intensidade de regiões escuras, entre a condição 221 e 226, zonas estas semelhantes às normalmente identificadas na literatura como zonas de GP. Sendo correcta esta interpretação, confirmar-se-ia que durante o envelhecimento ainda existem elementos de liga em solução sólida disponíveis para precipitação.

Justifica-se ainda um último comentário sobre o carácter eventualmente pouco conclusivo dos resultados de comportamento mecânico, neste caso mesmo incompletos para análise comparativa. De facto, ao proceder à análise de amostras sujeitas a tempos de envelhecimento muito curtos e muito longos, está-se inevitavelmente a optar por condições fora das condições ideais de envelhecimento. No primeiro caso admite-se que a formação de precipitados será ainda incipiente. No segundo caso admite-se que os precipitados cresceram para além do seu tamanho ideal, deixando de influenciar significativamente o comportamento mecânico destas ligas. Isto significa que microestruturas substancialmente diferentes poderão não corresponder a comportamentos substancialmente diferentes.

Conforme se pode observar na figura 4.19, na amostra 421 parece existir uma densidade superior de dispersóides por comparação com a amostra 426, embora o tamanho destes seja idêntico. Merece novamente referência o aumento aparente de intensidade de regiões escuras, entre a condição 421 e 426, zonas estas semelhantes às normalmente identificadas na literatura como zonas de GP. Sendo correcta esta interpretação, confirmar-se-ia novamente que durante o envelhecimento ainda existem elementos de liga em solução sólida disponíveis para precipitação.

Comparando as propriedades mecânicas de ambas as amostras, verifica-se que a amostra 426 possui um R_m ligeiramente superior à 421, embora o R_{p02} seja inferior. Os valores das propriedades mecânicas são similares. As diferenças entre microestruturas mais uma vez não determinam diferenças acentuadas de comportamento mecânico.

Merece ainda referência uma comparação da condição 221 com a 421. Neste caso estamos na presença de comportamentos mecânicos substancialmente distintos e microestruturas também distintas (imagens a das figuras 4.18 e 4.19). A presença ou ausência de regiões mais escuras tipo zonas de GP, é talvez o elemento microestrutural mais relevante na distinção destes dois casos.

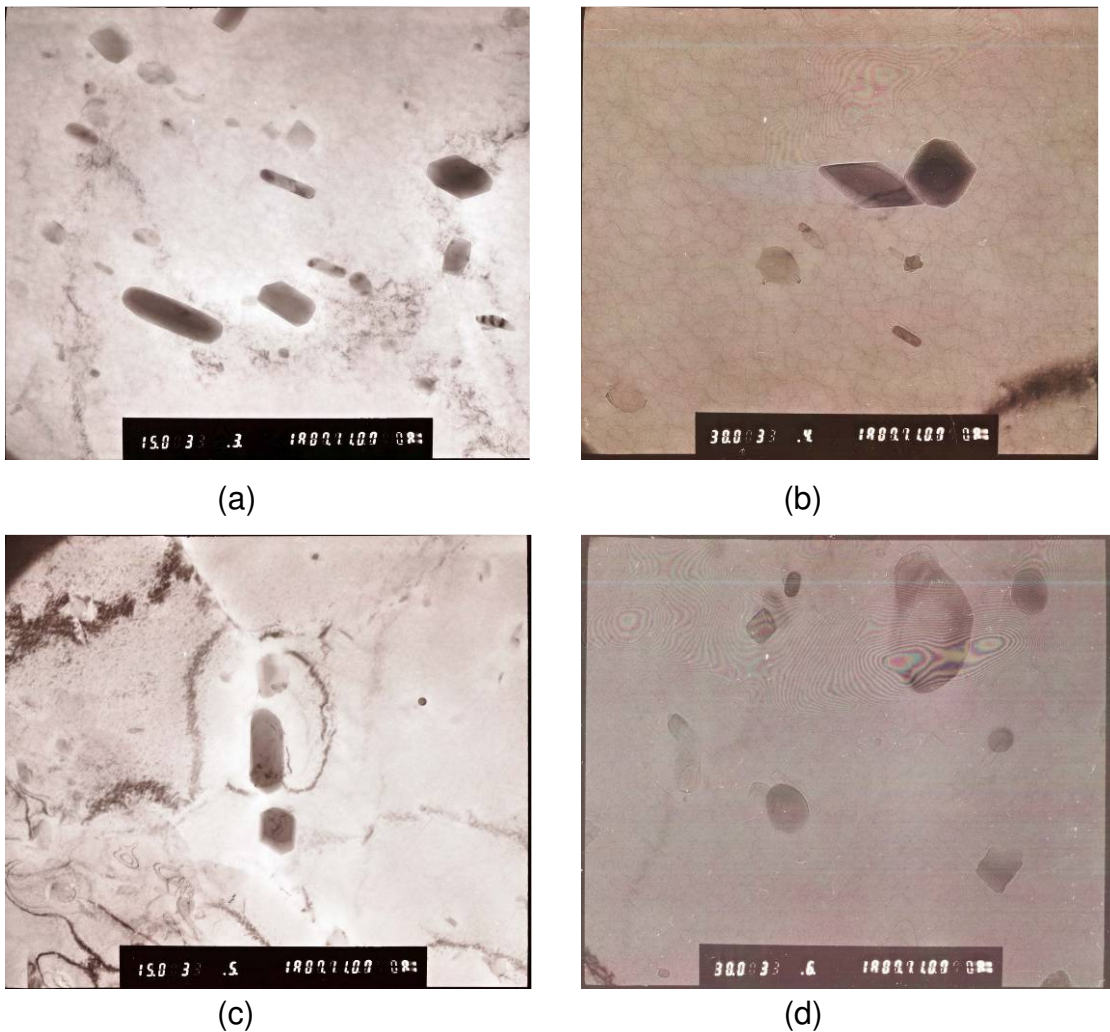


Figura 4.19 - a) Amostra 421, Tb1, v2, arrefecimento água, T2, h1, ampliação 15 000 x b) Amostra 421, ampliação 30 000x c) Amostra 426, Tb1, v2, arrefecimento água, T2, h6, ampliação 15 000 x d) Amostra 426, ampliação 30 000x

4.5.4 Observação TEM da liga 6082

Os critérios de escolha para observação das amostras desta liga foram em primeiro lugar observar as amostras extrudadas e envelhecidas nas mesmas

condições das amostras da liga 6061, para posterior comparação dos comportamentos entre ambas as ligas. De salientar que os critérios de escolha que serviram para seleccionar as amostras da liga 6061, mantêm-se válidos para a escolha das amostras observadas da liga 6082.

Pelos motivos descritos anteriormente optou-se pela condição 2, pelas amostras 221 e 226, temperatura de bilete T_{b1} , velocidade v_2 , meio de arrefecimento ar e tempos de envelhecimento à temperatura mais elevada T_2 , h_1 e h_6 . Para comparação, a condição 4, as amostras 421 e 426, temperatura de bilete T_{b1} , velocidade v_2 , meio de arrefecimento água e tempos de envelhecimento à temperatura mais elevada T_2 , h_1 e h_6 .

Em TEM foram observadas as amostras que estão ilustradas na figura 4.20. Na tabela 4.20 apresentam-se os valores das propriedades mecânicas correspondentes a estas amostras.

Analisando as amostras 221 e 226 da figura 4.20 verifica-se uma densidade elevada de dispersóides sobretudo em forma de agulha, e com uma determinada orientação na amostra 226. Na amostra 221 pode ainda ser visto um precipitado de elevadas dimensões. Verifica-se também que estes dispersóides são maiores (mais compridos) no caso da amostra 226, o que é compatível com o aumento do tempo de envelhecimento, onde houve tempo para as agulhas crescerem.

Tabela 4.16 – Propriedades mecânicas das amostras 221, 226, 421 e 426, correspondentes às microestruturas das figuras 4.20 e 4.21.

Amostra	Rp02 (MPa)	Rm (MPa)
221	165	233
226	213	254
421	197	246
426	188	250

Comparando as propriedades mecânicas de ambas as amostras, verifica-se que a amostra 226 possui propriedades mecânicas superiores à 221, podendo ficar a dever-se ao aumento da quantidade de dispersóides presentes na amostra, bem como ao seu tamanho.

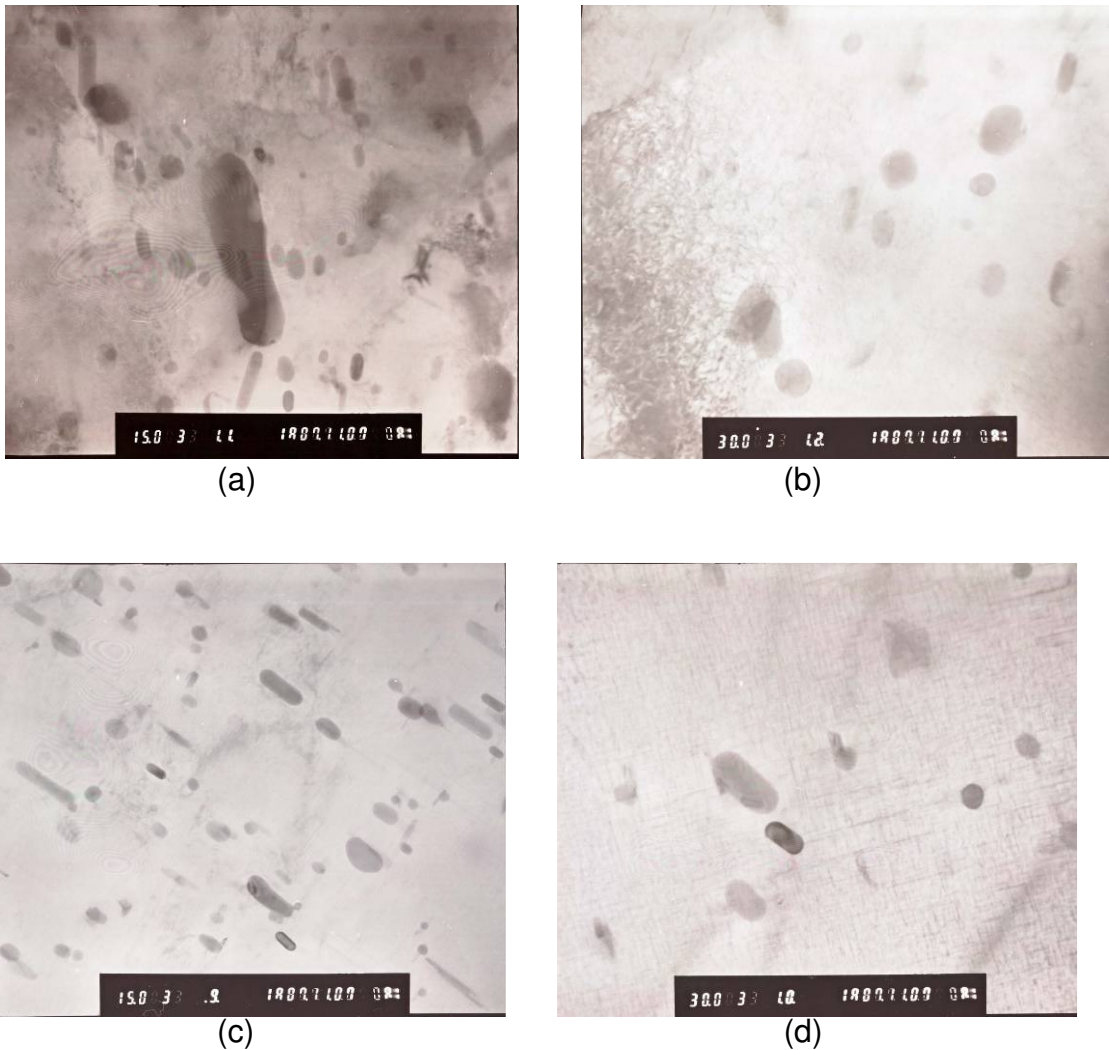


Figura 4.20 - a) Amostra 221, Tb1, v2, arrefecimento ar, T2, h1, Ampliação 15 000 x, b) Amostra 221, 30 000 x, c) Amostra 226, Tb1, v2, arrefecimento ar, T2, h6, Ampliação 15 000 x, d) Amostra 226, 30 000 x

Uma análise das amostras correspondentes às condições 421 e 426, com base nas imagens apresentadas na Figura 4.21, conduz a conclusões e comentários semelhantes aos já realizados. Parece existir uma densidade semelhante de precipitados em ambas as amostras, talvez um pouco maior no caso da 426, estando também presentes constituintes de grandes dimensões que não têm uma contribuição significativa para o endurecimento destas ligas.

O alinhamento dos precipitados numa direcção dominante, presumivelmente a direcção de extrusão, é também coerente com observações anteriores. Comparando as propriedades mecânicas destas ligas verifica-se que não existe

uma diferença significativa entre elas, o que é compatível com as microestruturas ilustradas na figura 4.21.

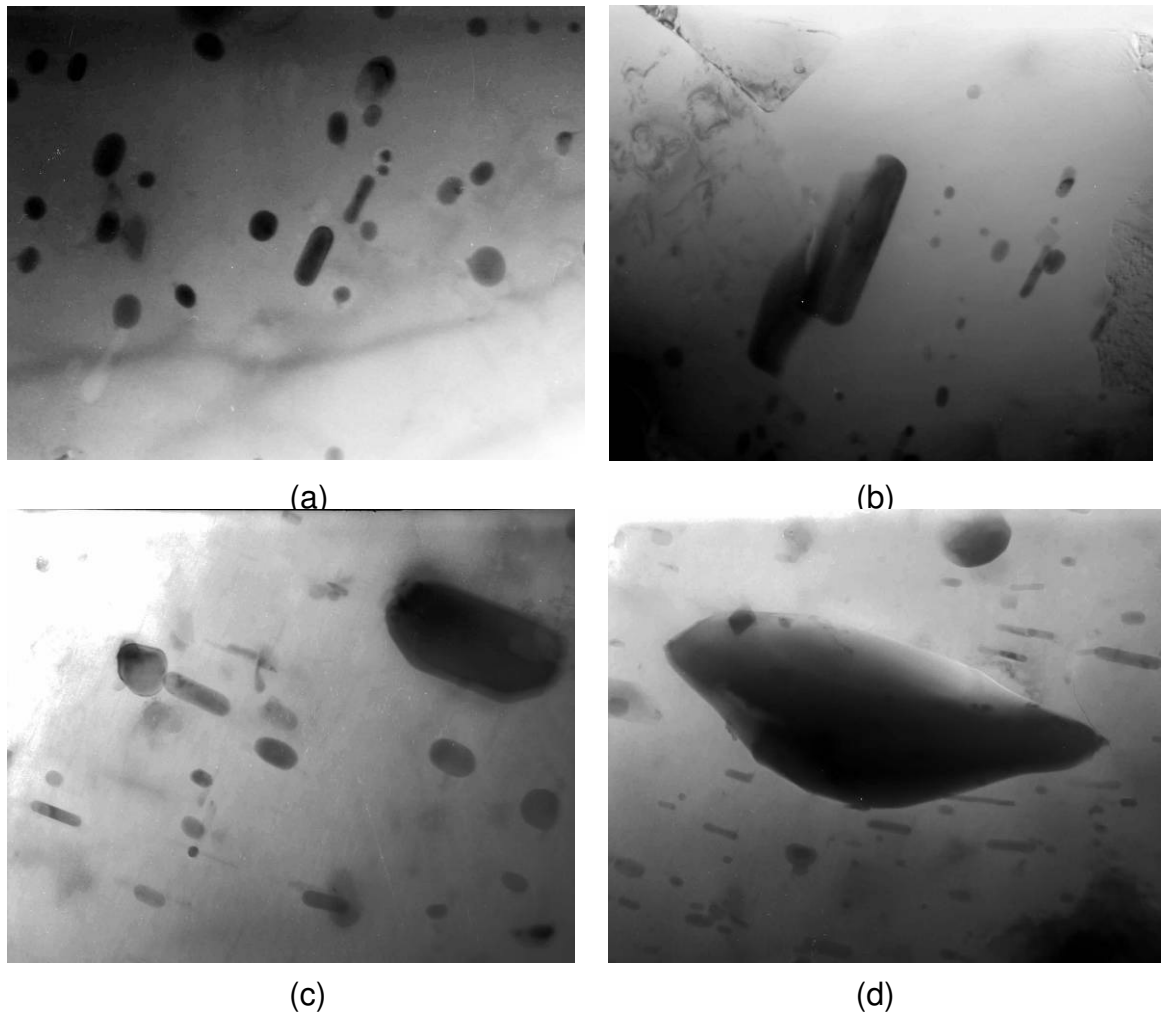


Figura 4.21: a) Amostra 421, Tb1, v2, arrefecimento água, T2, h1, Ampliação 15 000 x, b) Amostra 421 Ampliação 30 000 x, c) Amostra 426, Tb1, v2, arrefecimento água, T2, h6, Ampliação 15 000 x, d) Amostra 426, Ampliação 30 000 x

Uma análise comparativa dos pares 221 e 421, e 226 e 426, revela menos diferenças neste caso do que no da liga 6061, parecendo evidenciar uma sensibilidade menor desta liga em relação à diversidade de condições de envelhecimento.

4.5.5. Conclusões:

O conjunto de observações de microestruturas, em SEM e TEM, confirmou de algum modo tendências conhecidas da literatura. Em SEM são somente visíveis precipitados de dimensões significativas com reduzido impacto em termos de

comportamento mecânico. Ainda assim, em SEM são facilmente identificados precipitados em momentos em que se esperaria uma solubilização quase total dos elementos de liga, o que não se verificou. Este assunto pode merecer mais atenção no futuro porque uma das ideias base nesta sequência de processamento centra-se na presunção de um estado quase completo de solubilização/homogeneização após a extrusão. Como se conclui do conjunto de observações e comentários anteriores, isto não se verificou. Importa quantificar a importância deste desvio em termos de desenvolvimento de propriedades durante o envelhecimento. A importância das observações em SEM foi essencial neste caso por permitir uma caracterização de algum modo “macroscópica” do estado das ligas, apoiada pelos resultados de análise química.

Como se referiu anteriormente a opção pela análise em TEM das microestruturas do início e final do ciclo de envelhecimento não se revelou tão eficaz quanto seria de esperar, por vários factores. Os picos de resistência de ambas as ligas ocorrem para valores intermédios de tempos de envelhecimento, dependentes da condição e temperatura de envelhecimento; a partir desses tempos estes valores mantêm-se ou decrescem ligeiramente até ao tempo h6. Isto significa que a análise incidindo sobre o tempo de envelhecimento se revelou menos eficaz do que se previa. Contudo, a esta sensibilidade reduzida do comportamento mecânico em relação a tempos extremos de envelhecimento, não corresponde necessariamente um mesmo tipo de microestruturas. Isto ficou de algum modo demonstrado. Do mesmo modo, ciclos de processamento substancialmente diferentes originaram de facto microestruturas distintas, que permitem entender de forma coerente as tendências observadas em termos de comportamento mecânico.

4.6. Conclusões

No plano prático este trabalho permitiu tirar conclusões ou confirmar um conjunto de ideias que responderam ao interesse original em otimizar as condições de processamento das ligas 6061 e 6082, e compreender de forma mais completa a razão para a influência dos diferentes parâmetros de processamento. Como sumário destas conclusões, detalham-se nos próximos

parágrafos um conjunto de condições de processamento conducentes a um excelente comportamento mecânico.

Para a liga 6061, os resultados dos ensaios mecânicos indicam a condição 5 como sendo a melhor condição, ou seja aquela que proporcionou destacadamente valores mais elevados quer para Rp02, quer para Rm. Para esta liga, os perfis extrudidos na condição 4 e 6 apresentaram danos nas arestas. Apesar de na condição 4 este defeito ter aparecido de forma pouco acentuada, em termos industriais não é aceitável.

Observa-se claramente um aumento das propriedades mecânicas quando se arrefece o perfil com água, relativamente aos valores obtidos para os perfis arrefecidos a ar. Outra conclusão que se pode tirar é de que os valores de Rp02 e Rm são sempre superiores, ainda que ligeiramente, para o ciclo de envelhecimento feito à temperatura mais baixa, como seria de esperar, existindo porém uma exceção para o caso da condição 6.

Para a liga 6082, as melhores condições são as 4 e 5, em relação a valores máximos de Rp02 e Rm. De salientar que a condição 6 apresentou também valores bastante elevados nas primeiras horas de envelhecimento, embora durante a extrusão deste perfil se tenham verificado danos no perfil iguais aos que se verificaram para a liga 6061 nas condições 4 e 6.

Verifica-se igualmente um aumento das propriedades mecânicas quando se arrefece o perfil com água, relativamente aos valores obtidos para os perfis arrefecidos a ar, excluído a condição T5. Esta discrepância pode ter a ver com alguns problemas que ocorreram durante o ensaio dos provetes correspondentes a esta condição. Para as condições 2, 3, 5 e 6, os valores de Rp02 e Rm são superiores para a temperatura mais baixa de envelhecimento, mas o oposto acontece para as condições 1, 4 e 6.

O aumento da temperatura do bilette foi mais positivo para a liga 6061 para velocidades mais baixas, v1. Para velocidades mais elevadas, v2, as propriedades da liga 6082 foram bastante superiores, embora tenha havido uma melhoria significativa para ambas as ligas.

No caso da liga 6082, a melhoria das propriedades mecânicas com o meio de arrefecimento a água é uma das conclusões mais evidentes deste trabalho.

A variação da velocidade de extrusão é o parâmetro que obteve dados menos coerentes. Isto deve-se ao facto deste parâmetro ter menos influência nas propriedades mecânicas do que os outros, tais como a temperatura do bilette ou o meio de arrefecimento. A variação da velocidade pode favorecer ou desfavorecer uma condição, mas só por si não tem um carácter determinante.

Embora fosse esperável que a liga 6082 tivesse valores de R_{p02} e R_m bastante superiores à liga 6061, isto não se verificou no decorrer deste trabalho. Os valores mais altos obtiveram-se para a liga 6061, condição 5. Seria interessante realizar a mesma experiência com um perfil de espessura inferior e verificar se os resultados se mantinham, já que as características do processo de arrefecimento são manifestamente alteradas quando se mudam as características dos perfis.

O entendimento do papel dos diferentes parâmetros de processamento no comportamento mecânico destas ligas só é possível aumentando a base de conhecimento sobre a evolução microestrutural, o que tentou conseguir combinando análises por SEM/EDS e TEM. Pelas observações feitas verifica-se que quer para a liga 6061, quer para a liga 6082, existe uma correlação coerente entre a microestrutura e as respectivas propriedades mecânicas, embora algumas das amostras analisadas correspondam a condições de tratamento menos interessantes em termos de diferenciação do respectivo comportamento mecânico.

Verifica-se ainda que existem diferentes precipitados na matriz de alumínio, mesmo numa fase muito inicial do envelhecimento, o que sugere uma homogeneização deficiente ou exige a confirmação da influência marginal deste estado no futuro desenvolvimento de propriedades com o envelhecimento. Para além do Mg_2Si , precipitado benéfico ao endurecimento desta família de ligas, existem outros constituintes compatíveis com a composição química de ambas as ligas, que não têm qualquer contribuição para o endurecimento.

Não se encontraram diferenças tão significativas como se esperava nas amostras analisadas em TEM. Esta situação pode dever-se em parte à já mencionada escolha das condições extremas de tempo de envelhecimento, podendo haver microestruturas intermédias, nomeadamente associadas aos picos de resistência das ligas, que possivelmente mostrariam um número e distribuição

de precipitados significativamente diferente. Conforme se conclui quando se compara o valor das propriedades mecânicas com as microestruturas de muitas das amostras analisadas por TEM, trata-se de um conjunto de realidades que em muitos casos não são muito diferentes. Contudo, importa aqui referir que a análise por TEM incide sobre regiões diminutas numa amostra, podendo por isso mesmo não ser completamente representativa. Somente a multiplicação de observações sobre as diferentes condições permitiria uma formulação mais rigorosa de conclusões sobre este tema.

O facto das ligas não terem sofrido um tratamento de solubilização em separado pode também dar origem a microestruturas menos diferenciadas, quer em termos de heterogeneidade de precipitados, quer no próprio tamanho dos mesmos. Este comentário só é possível com base nos resultados de análise microestrutural, permitindo desde logo sugerir um objecto de trabalho posterior sobre este tema.

4.7. Trabalho Futuro

Como trabalho futuro, seria importante e interessante repetir algumas condições estudadas para as quais não foi possível a obtenção de resultados, quer por erro humano, quer por problemas ocorridos durante o ensaio. Em especial, seria interessante completar o estudo daquelas que impediram algumas conclusões mais positivas na sequência deste trabalho.

Preparar para observação em SEM de amostras das ligas tal como fornecidas, no seu estado presumivelmente homogeneizado, para permitir a comparação da distribuição dos elementos de liga antes e após extrusão, seria muito útil como termo de referência. Esta experiência poderia completar o nosso conhecimento sobre a evolução dos precipitados presentes na liga e se estes foram total ou parcialmente destruídos após extrusão.

Como se referiu anteriormente seria igualmente fundamental preparar mais microestruturas das condições obtidas para observação em TEM, principalmente daquelas que se destacam em termos de propriedades mecânicas, bem como o oposto, ou seja, daquelas cujas propriedades mecânicas são bastante baixas. A

hipótese de análise química e estrutural dos precipitados seria igualmente um complemento essencial do trabalho realizado.

Finalmente, poderia ser interessante, para comparação, a solubilização de algumas amostras após extrusão para verificar qual a diferença na distribuição dos precipitados, bem como do seu tamanho e propriedades mecânicas máximas obtidas. Em geral, a hipótese de aumentar o conjunto de condições de processamento das ligas, explorando situações invulgares, porventura mesmo fora do domínio de interesse prático industrial, favoreceria a construção de uma base de conhecimentos mais sólida sobre este tema. Note-se, por exemplo, que a utilização de uma temperatura constante de envelhecimento não é necessariamente a solução ideal para garantir uma dispersão e dimensão ideal de precipitados.

A nucleação e crescimento de fases possuem normalmente leis cinéticas distintas, podendo ser interessante explorar uma temperatura inicial que favoreça uma nucleação rápida, seguida de uma temperatura que favoreça um crescimento lento das fases formadas, sem que as mesmas formem aglomerados de grandes dimensões. A criação duma base de conhecimento sobre os processos de nucleação e crescimento de fases, baseado em trabalho de natureza essencialmente laboratorial, seria um complemento muito interessante da perspectiva predominantemente prática que dominou este trabalho.

4.8. Bibliografia

- [1] – Smith, William F., *Princípios de Ciência e Engenharia de Materiais*, p. 266-276, Mc Graw Hill (1996)
- [2] – *Aluminium and Aluminium Alloys*, ASM International, p. 485-492, USA (1993)
- [3] - Edwards, G.A., Stiller, K., Dunlop, G.L., Couper, M.J., “The Precipitation Sequence in Al-Mg-Si Alloys”, *Acta mater*, Vol 46, No11, pp. 3893, 3894, 1998;
- [4] - Nielsen, K.E., Koenis, P.T.G., *Quantitative Analysis of the Homogenizing Heat Treatment by Means of AlFeSi Particle Analysis and Effect on Productivity*, Extrusion Technology Seminar (2004)

ANEXO A

A.1. – Definição das famílias de ligas de alumínio para trabalho mecânico

Série 1xxx – Estas ligas tem no mínimo 99.0% de alumínio, sendo o ferro e o silício as principais impurezas (elementos de liga). Esta família caracteriza-se pela excelente resistência à corrosão e elevadas condutividades eléctricas e térmicas, baixas propriedades mecânicas e excelente trabalhabilidade. Estas ligas são usadas normalmente na indústria química e eléctrica.

Série 2xxx – O principal elemento de liga deste grupo é o cobre, mas o magnésio também é adicionado à maioria destas ligas. São também adicionadas pequenas quantidades de outros elementos. Uma das ligas mais importantes deste grupo é a 2024, que contém cerca de 4.5% de cobre, 1.5% Mg e 0.6% de Mn. A resistência mecânica desta liga aumenta sobretudo por efeito de solução sólida e precipitação. O composto intermetálico Al_2CuMg é o precipitado responsável pelo endurecimento por precipitação. A liga 2024, nas condições T6, tem uma resistência à tracção de 442 MPa, sendo usada, por exemplo, em estruturas de aviões.

Série 3xxx – O manganês é o principal elemento de liga desta série e aumenta a resistência mecânica do alumínio através do endurecimento por solução sólida. A liga mais importante deste grupo é a 3003, que é essencialmente a liga 1100, a que se adicionou 1.25% de manganês. A liga 3003 tem uma resistência à tracção de 110 MPa no estado recozido e é usada quando se pretende uma liga de aplicabilidade geral com boa capacidade de deformação.

Série 4xxx – Ligas onde o silício é o principal elemento de liga e que pode ser adicionado em quantidade suficiente (até 1.2%), para baixar consideravelmente o ponto de fusão, sem causar fragilidade nas ligas. Por este motivo, as ligas de alumínio-silício são usadas em fios de soldadura e como ligas de brazagem, devido a este tipo de aplicações ser necessário um ponto de fusão inferior ao material de base.

Série 5xxx –O magnésio é o principal elemento de liga deste grupo e é adicionado em quantidades até 5% para promover o endurecimento por solução sólida. Uma das ligas de maior importância industrial deste grupo é a 5052, que contém 2.5% de magnésio e 0.2% de cromo. No estado de recozido, a liga 5052 tem uma resistência à tração de aproximadamente 193 MPa. Esta liga é também usada em chapas finas para trabalho mecânico em particular para autocarros camiões e aplicações navais.

Série 7xxx – Os principais elementos desta liga são o zinco, o magnésio e o cobre. O zinco e o magnésio combinam-se formando um composto intermetálico, $MgZn_2$, que é o precipitado básico responsável pelo endurecimento por precipitação quando tratadas termicamente. A solubilidade relativamente elevada do zinco e do magnésio no alumínio torna possível o aparecimento de uma grande densidade de precipitados, obtendo-se um aumento considerável da resistência mecânica. A liga 7075 é uma das mais importantes deste grupo e tem a composição aproximada de 5.6% de Zn, 2.5% Mg, 1.6% de Cu, e 0.25% Cr. A liga 7075, quando submetida ao tratamento térmico designado por T6, tem uma resistência à tração de 504 MPa e é usada principalmente em estruturas de aviões.

Série 8xxx – Ligas que incluem na sua composição lítio e estanho.

Série 9xxx – Série reservada para uso futuro.

A.2. – Definição dos estados metalúrgicos das ligas de alumínio

F – Bruto de fabricação –Esta designação aplica-se aos produtos resultantes de um processo de enformação no qual não é aplicado qualquer meio de controlo particular das condições térmicas ou de encruamento. Não se especificam limites das características mecânicas para este estado.

O – Recozido – Esta designação aplica-se aos produtos que são recozidos para obter o estado cuja resistência mecânica é mínima. A letra O pode ser seguida por um dígito diferente de zero. Os produtos que apresentam após uma transformação a quente as propriedades para o estado recozido podem ser designados por O.

H – Encruado – Esta designação aplica-se aos produtos submetidos a uma deformação a frio após recozimento (ou após enformação a quente), ou à combinação de uma deformação a frio com recozimento parcial ou com um recozimento de estabilização a fim de obter as características mecânicas especificadas. A letra H é sempre seguida no mínimo por dois dígitos, o primeiro dos quais indica o tratamento térmico e o segundo o grau de encruamento (em certos casos para indicar processos de fabricação particulares utiliza-se um terceiro dígito).

W – Solubilizado – Esta designação descreve um estado instável, aplica-se apenas às ligas que envelhecem espontaneamente à temperatura ambiente após solubilização. Esta designação só é específica quando é indicada a duração do envelhecimento, por exemplo W ½ h.

T – Tratado termicamente para obter um estado estável para além de F, O ou H. – Esta designação aplica-se aos produtos tratados termicamente com ou sem encruamento suplementar para obter um estado estável. A letra T é sempre seguida de um ou mais dígitos que indicam a sequência dos tratamentos.

i) Subdivisões do estado T

As ligas estudadas neste trabalho são tratadas termicamente e por isso é este o estado metalúrgico que nos interessa explorar.

T1: Arrefecido após enformação a quente e envelhecido naturalmente até um estado de obtenção perfeitamente estável. Esta designação aplica-se aos produtos que não sofrem encruamento após o arrefecimento praticado a partir de um processo de enformação a quente ou para os quais o efeito encruamento associado ao aplanamento ou endireitamento não afecta os limites das características mecânicas.

T2: Arrefecido após enformação a quente, encruado e envelhecido naturalmente até à obtenção de um estado perfeitamente estável. Esta designação aplica-se aos produtos que sofrem um encruamento para aumentar a resistência mecânica após o arrefecimento praticado a partir de um processo de enformação a temperatura elevada, ou para os quais o efeito do encruamento associado ao aplanamento ou ao endireitamento afecta os limites das características mecânicas,

T3: Solubilizado*, encruado e envelhecido naturalmente até à obtenção de um estado praticamente estável. Esta designação aplica-se aos produtos que sofrem encruamento, para aumentar a resistência mecânica após solubilização, ou para os quais o efeito de encruamento associado ao aplanamento ou ao endireitamento afecta o limite das características mecânicas.

T4: Solubilizado* e envelhecido naturalmente até à obtenção de um estado praticamente estável. Esta designação aplica-se aos produtos que não sofrem um encruamento para aumentar a resistência mecânica após solubilização, ou para os quais o efeito do encruamento associado ao aplanamento ou endireitamento afecta os limites das características mecânicas.

T5: Arrefecido após um tratamento de enformação a quente e depois envelhecido artificialmente. Esta designação aplica-se a produtos que não sofrem encruamento após o arrefecimento praticado a seguir a uma enformação a quente ou para os quais o efeito de encruamento associado ao aplanamento ou endireitamento não afecta os limites das características mecânicas.

T6: Solubilizado* e envelhecido artificialmente. Esta designação aplica-se aos produtos que não sofrem encruamento após a solubilização, ou para os quais os efeitos de encruamento associados ao aplanamento ou endireitamento não afecta os limites das características mecânicas.

T7: Solubilizado* e sobreenvelhecido/estabilizado. Esta designação aplica-se a produtos que após solubilização são submetidos a um tratamento de envelhecimento artificial que se prolonga para além do ponto onde a resistência mecânica é máxima, a fim de controlar uma determinada característica significativa e diferentes das características mecânicas.

T8: Solubilizado*, encruado e depois envelhecido artificialmente. Esta designação aplica-se aos produtos que sofrem encruamento, para aumentar a resistência mecânica após solubilização, ou para os quais o efeito de encruamento associado ao aplanamento ou ao endireitamento afecta o limite das características mecânicas.

T9: Solubilizado* e envelhecido artificialmente e depois encruado. Esta designação aplica-se a produtos que sofrem um encruamento para melhorar a sua resistência mecânica.

* Certas ligas da série 6xxx e 7xxx atingem as mesmas características mecânicas quer sejam solubilizadas no forno, quer sejam arrefecidas após enformação a quente a uma velocidade suficientemente elevada para manter os constituintes em solução. Nestes casos T3, T4, T6, T7, T8 e T9 são utilizadas para qualificar um ou outro processo e constituem designações específicas.

ANEXO B

B.1. PROPRIEDADES DA LIGA 6061

i) Composição Química

Designação		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	O E	O T
EN AW - 6061	EN AW AlMg1SiCu	0.4- 0.8	0.7	0.15- 0.40	0.15	0.8- 1.2	0.04- 0.35	0.2 5	0.1 5	0.0 5	0.1 5

OE: Others each; OT: Other total

iii) Propriedades Mecânicas

PROPRIEDADE	T4, T451	T6, T651
Dureza, Brinell	65	95
Dureza Knoop	88	120
Dureza, Rockwell A		40
Dureza, Rockwell B		60
Dureza Vickers	75	107
Tensão de Ruptura, Rm (MPa)	241	310
Tensão de Cedência, Rp0.2 (MPa)	145	276
Alongamento (%)	22	12
Modulo de Elasticidade (GPa)	68.9	68.9
Constante de Poison	0.33	0.33
Resistência à Fadiga (MPa)	96.5	96.5
Maquinabilidade (%)	50	50
Modulo de Distorção (GPa)	26	26
Força tangencial (MPa)	165	207

iii) Propriedades Físicas

Densidade: 2.7 gr/cc

iv) Propriedades Eléctricas

PROPRIEDADE		T4, T451	T6, T651
Resistividade	Eléctrica	4.32e-006	3.99e-006
(ohm-cm)			

v) Propriedades Térmicas

PROPRIEDADE		T4, T451	T6, T651
CTE, linear	250°C (µm/m-°C)	25.2	25.2
Calor Específico	(J/g-°C)	0.896	0.896
Conductividade	Térmica	154	167
(W/m-K)			
Ponto de Fusão	(°C)	582-652	582-652
T solidus	(°C)	582	582
T liquidus	(°C)	652	652

vi) Propriedades de Processamento

PROPRIEDADE		T4, T451	T6, T651
Temperatura	de	529	529
Solubilização (°C)			
Temperatura	de	177	177
Envelhecimento	para		
produtos extrudidos	(°C)		
para uma duração de 8h			

B.2. PROPRIEDADES DA LIGA 6082

i) Composição Química

Designação	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	OE	OT
EN AW - EN AW 6082 AlSi1MgMn	0.7- 1.3	0.5	0.1	0.4- 1.0	0.6- 1.2	0.25	0.2	0.1	0.05	0.15

OE – Others each; OT – Others Total

ii) Propriedades Físicas

Densidade: 2.7 gr/cc

iii) Propriedades Mecânicas

PROPRIEDADE	T4	T6
Dureza Brinell	58	94
Dureza Vickers	65	95
Tensão de Ruptura mínima, Rm (MPa)	205	290-310
Tensão de Cedência mínima, Rp0.2 (MPa)	110	250-260
Alongamento (%)	14	10
Força Tangencial (MPa)	126	
Módulo de Elasticidade, E (GPa)	70	70
Modulo de Rigidez (GPa)	26.4	26.4

iv) Propriedades Eléctricas

PROPRIEDADE	T4, T451	T6, T651
Resistividade Eléctrica (ohm-cm)	41	39

v) Propriedades Térmicas

PROPRIEDADE	T4, T451	T6, T651
CTE, linear 250°C ($\mu\text{m}/\text{m}\cdot^\circ\text{C}$)		
Calor Especifico ($\text{J}/\text{g}\cdot^\circ\text{C}$)	0.894	0.894
Condutividade Térmica ($\text{W}/\text{m}\cdot\text{K}$)	167	172
Ponto de Fusão ($^\circ\text{C}$)	650	650
T solidus ($^\circ\text{C}$)	575	575
T liquidus ($^\circ\text{C}$)	650	650

B.3. Curvas típicas de envelhecimento da liga 6061

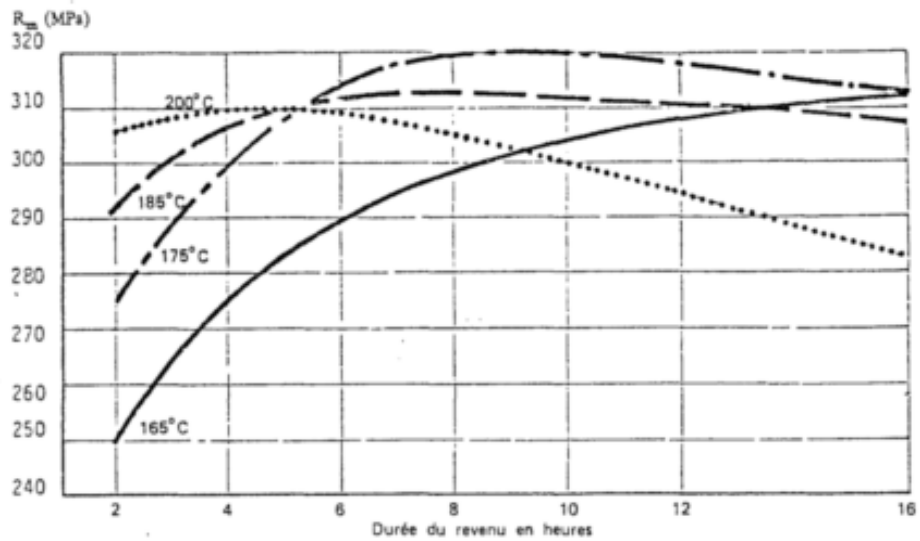


FIGURE 1 - CHARGE DE RUPTURE

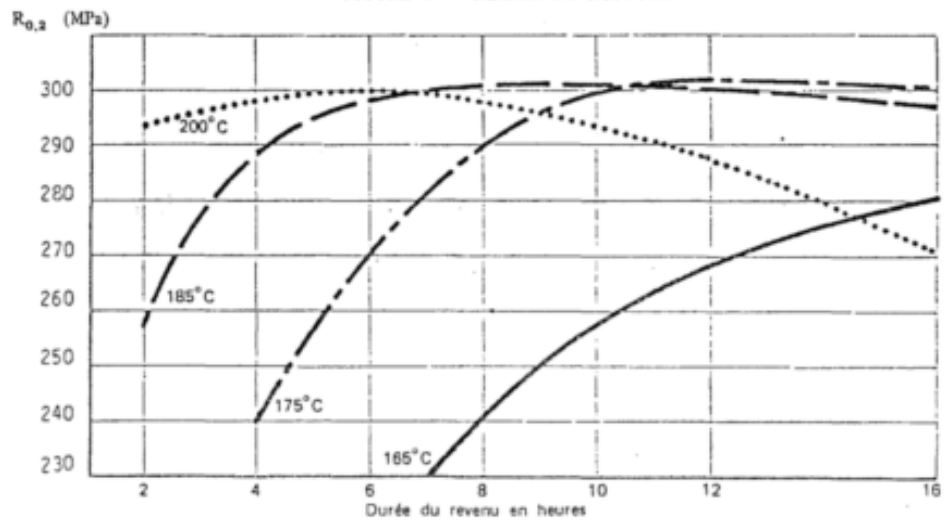


FIGURE 2 - LIMITE ELASTIQUE

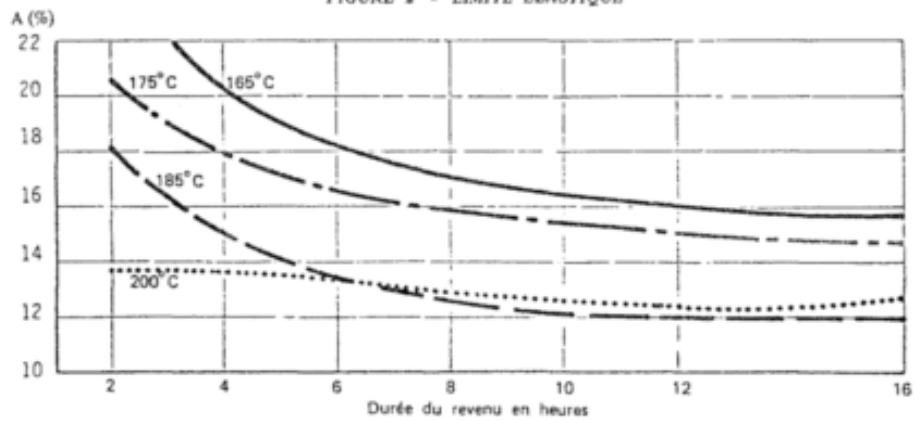


FIGURE 3 - ALLONGEMENT

B.4. Curvas típicas de envelhecimento da liga 6082

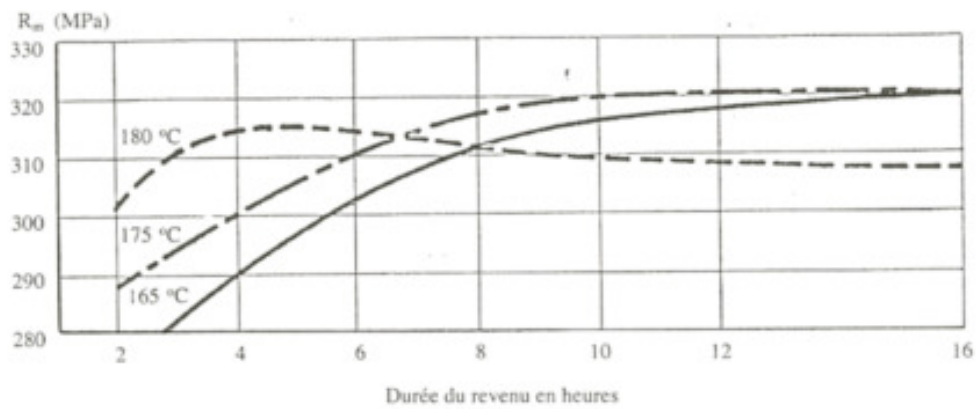


Figure 1 - CHARGE DE RUPTURE

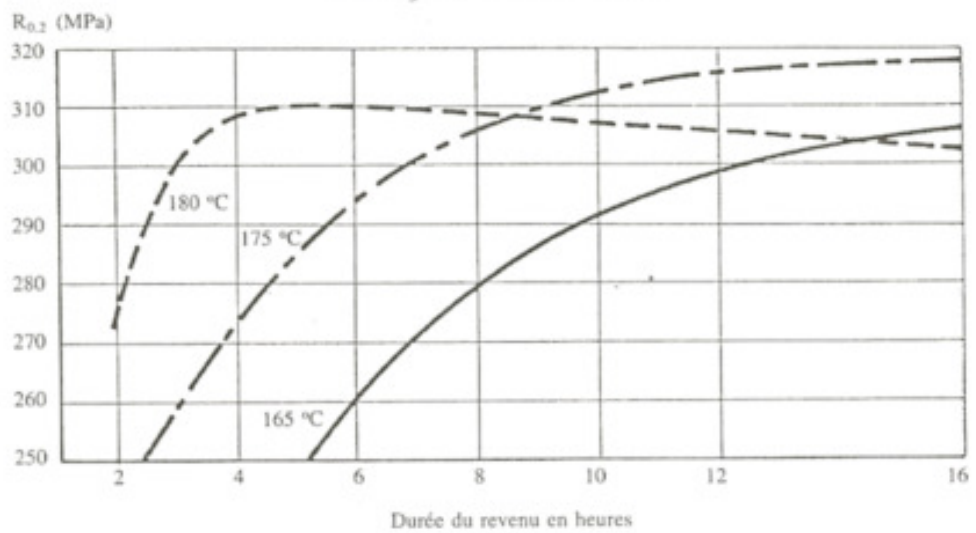


Figure 2 - LIMITE ÉLASTIQUE

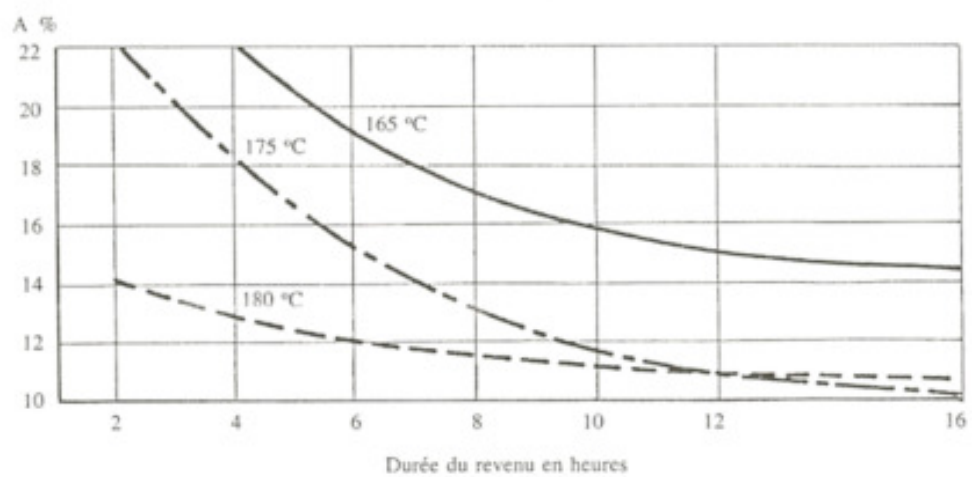


Figure 3 - ALLONGEMENT