

Optimização do processo de extrusão de perfis cilíndricos ocos numa  
liga AA6082



Extrusal - Companhia Portuguesa de Extrusão, S.A.

*João Carlos Mergulhão Teixeira Pires*

**Relatório de Dissertação do MIEMM**

Orientador na FEUP: *Professor Doutor Manuel Vieira*

Orientador na Extrusal: *Eng<sup>a</sup> Margarida Martins*



**FEUP**

Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto  
Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Porto, Julho de 2009

<i>CANDIDATO</i>	João Carlos Mergulhão Teixeira Pires	<i>Código</i>	<b>980508030</b>
<i>TÍTULO</i>	Optimização do processo de extrusão de perfis cilíndricos ocos numa liga AA6082.		
<i>DATA</i>	10 de Setembro de 2009		
<i>LOCAL</i>	Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto - Sala C 603 - 15:30h		
<i>JÚRI</i>	<i>Presidente</i>	Professor Doutor Henrique Manuel Cunha Martins dos Santos	DEMM/FEUP
	<i>Arguente</i>	Professora Doutora Ana Maria Pires Pinto	DEM/EEUM
	<i>Orientador</i>	Professor Doutor Manuel Fernando Gonçalves Vieira	DEMM/FEUP

## Resumo:

De entre as muitas ligas da série 6xxx, a liga AA6082 é reconhecida pelas suas elevadas propriedades mecânicas. A liga tem de ser processada da melhor forma de modo a obter as propriedades exigidas pelo, cada vez mais, exigente mercado. Para obter as melhores propriedades possíveis nos perfis extrudidos é preciso garantir o máximo de Mg e Si em solução sólida antes do envelhecimento. Isto pode ser alcançado com um tratamento de solubilização posterior à extrusão (T6) ou durante o próprio processo de extrusão (T5) garantindo durante a extrusão que se atingem as temperaturas de solubilização e que durante o arrefecimento do perfil não se formam partículas de  $Mg_2Si$  ("press quenching"). A composição química e os parâmetros do processo têm uma grande influência nas propriedades finais dos perfis. Este trabalho foi realizado em grande parte nas instalações da empresa especializada em perfis de alumínio: Extrusal - Companhia Portuguesa de Extrusão, S.A. Com os procedimentos adoptados, procurou-se otimizar o processo de extrusão de tubos ocos com espessuras de parede de 10 e 17mm de modo a que se consigam obter o estado de propriedades T6 com um procedimento T5. Para isso efectuaram-se alterações nas condições de extrusão, nomeadamente na velocidade de extrusão e na temperatura de pré-aquecimento do bilette. O envelhecimento natural e artificial dos produtos extrudidos foi também objecto de estudo. Foram determinadas condições e processamentos que permitem obter os resultados mecânicos exigidos pelo mercado.

## **Abstract:**

Among the many 6xxx series alloys, the AA6082 is renowned for its high mechanical properties. This alloy has to be handled in the best way to obtain the properties required by the increasingly demanding market. In order to obtain the best possible properties in extruded profiles is necessary to ensure, before ageing treatment, the maximum Mg and Si in solid solution. This can be achieved with a treatment of post-extrusion solubilization (T6) or during the extrusion process (T5), by ensuring that the solubilization temperature is achieved and that, during cooling, the formation of Mg<sub>2</sub>Si particles is avoid ( press quenching). The chemical composition and process parameters have a great influence on the final properties of the profiles. This work was largely conducted at the company specialized in the extrusion of aluminum profiles: Extrusal - Companhia Portuguesa Extrusion, SA. With the adopted procedures, it's was aimed the optimization of the extrusion of hollow tubes with wall thicknesses of 10 and 17 mm, so that they obtain the status of properties T6 with a procedure T5. For this, changes were made in the extrusion conditions, especially in the extrusion speed and the pre-heating temperature of the billet. The natural and artificial aging of extruded products was also studied. The conditions and procedures that ensure the mechanical results required by the market were obtained.

## Agradecimentos

Ao Professor Doutor Manuel Vieira agradeço toda a sua disponibilidade, críticas, sugestões e ensinamentos, sem os quais seria impossível realizar este trabalho, e especialmente pelo apoio e incentivo que me deu.

À Professora Doutora Filomena Viana agradeço a sua ajuda e transmissão de conhecimentos sempre que precisei.

Agradeço ao Sr. Ramiro pela sua ajuda e disponibilidade.

Agradeço à Extrusal a disponibilização de material, de pessoas e meios que me permitiram a realização deste trabalho. Gostaria de agradecer à Eng<sup>a</sup> Carla Boia por me ter dado a oportunidade de realizar este trabalho na Extrusal, onde além de todo o material e equipamento disponibilizado, fui tratado de forma inexcelente. Em especial, gostaria de agradecer à minha orientadora na empresa, Eng<sup>a</sup> Maragarida Martins, não só por todo o apoio e ajuda que me deu, facilitando sobremaneira o meu trabalho, mas também pela forma como sempre me recebeu.

Agradeço também a todos os funcionários da Extrusal com os quais tive o privilégio de privar, pela sua simpatia e transmissão de conhecimentos.

Gostaria de aproveitar para agradecer a todos meus amigos que tive a felicidade de fazer ao longo do curso, pela amizade, ajuda e pelos momentos fantásticos que me proporcionaram.

Aos meus amigos de mais longa data, obrigado pela amizade.

Por fim, gostaria de agradecer aos meus pais, a quem dedico este trabalho, pelo apoio e amor que me dão todos os dias.

1.	INTRODUÇÃO .....	1
2.	ALUMÍNIO E SUAS LIGAS .....	2
2.1.	SÉRIE 6XXX - LIGAS AL-MG-SI.....	3
2.1.1.	<i>Efeito dos elementos de liga</i> .....	5
2.2.	LIGA AA6082.....	6
3.	TRANSFORMAÇÕES DE FASE NAS LIGAS AL-MG-SI .....	8
3.1.	AGLOMERADOS DE ÁTOMOS.....	8
3.2.	ZONAS GP (GUINIER PRESTON).....	9
3.3.	FASE B'/B' .....	10
3.4.	FASE B.....	10
4.	EXTRUSÃO .....	11
4.1.	VISÃO GERAL DO PROCESSO .....	11
4.2.	PROCESSO INDUSTRIAL NA EXTRUSAL - LIGAS 6XXX .....	12
4.2.1.	<i>Homogeneização</i> .....	14
4.2.2.	<i>Influencia do arrefecimento desde a temperatura de homogeneização</i> .....	15
4.2.3.	<i>Pré aquecimento</i> .....	16
4.2.4.	<i>Temperatura de extrusão</i> .....	16
4.2.5.	<i>Arrefecimento</i> .....	17
4.2.6.	<i>Tratamento de envelhecimento e tempo de armazenamento</i> .....	18
5.	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	20
5.1.	EXTRUSÃO DOS TUBOS P10 E P17 .....	20
5.2.	PARÂMETROS DE EXTRUSÃO .....	23
5.3.	CURVAS DE ENVELHECIMENTO.....	25
5.4.	CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA .....	27
5.5.	ANÁLISE MICROESTRUTURAL .....	29
6.	APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DE RESULTADOS.....	30
6.1.	EXTRUSÕES PREVIAMENTE REALIZADAS.....	30
6.2.	ANÁLISE DO BILETE - MICROESTRUTURA E SEM/EDX .....	31
6.3.	ANÁLISE DE UM EXTRUDIDO NO ESTADO T5 - SEM/EDX .....	33
6.4.	PRIMEIRO ENSAIO DE EXTRUSÃO .....	34
6.5.	SEGUNDO ENSAIO DE EXTRUSÃO.....	41
7.	CONCLUSÕES.....	46
8.	BIBLIOGRAFIA .....	49

## 1. Introdução

A liga AA 6082 é uma liga pertencente à série 6xxx das ligas de alumínio para deformação plástica (wrought alloys). Estas têm como principais elementos de liga o magnésio (Mg) e o silício (Si). O uso do Mg e do Si como elementos de liga em alumínio pode ser datado de 1918 em algumas experiências na Suíça. A nível comercial começaram a ser utilizadas por volta de 1926.

Hoje em dia o sistema Al-Mg-Si, designado de ligas  $Mg_2Si$ , é o mais usado no mercado dos produtos extrudidos, em grande parte devido às seguintes qualidades que apresentam: boa resistência à corrosão, bom acabamento superficial, boa formabilidade e resistência média [1]. São utilizadas numa ampla variedade de aplicações, desde o uso em perfis de arquitectura, como é o caso das ligas mais diluídas e conseqüentemente de menor resistência mecânica, como a 6063 e a 6060, até as chamadas ligas de aplicação estrutural com maiores teores de elementos de liga e maior dureza, como a 6061, 6082 e a 6351, com grande potencial de aplicação na indústria automóvel.

A formação do composto  $Mg_2Si$  torna a série AA6xxx capaz de ser endurecível por precipitação ou seja, pertencem ao grupo de ligas de alumínio consideradas termicamente tratáveis.

Estas ligas atingem uma resistência média quando no estado T6 (solubilizadas e envelhecidas artificialmente). Os valores característicos neste estado T6 podem ser obtidos após extrusão, utilizando um forno para a solubilização seguido de arrefecimento rápido ou, para algumas ligas, durante a própria extrusão caso se consigam atingir temperaturas suficientes, que permitam dissolver os elementos de liga endurecedores e retê-los em solução sólida durante o arrefecimento (designado de "press quenching" ) [1, 2,3].

Para obter as propriedades mecânicas características do estado T6 sem a necessidade de um tratamento de solubilização separado, o  $Mg_2Si$  tem de se dissolver em solução durante a extrusão à medida que o metal passa na zona de deformação. O Mg e o Si têm depois de ser retidos em solução sólida através de um arrefecimento suficientemente rápido à saída da prensa. Para que este objectivo seja alcançado há que considerar algumas as variáveis. Não só se terá de ter em conta as características do equipamento e dos seus parâmetros de utilização como também todo o historial térmico do material a usar, bem como a sua composição química e forma final. Após se obter uma solução sólida de alumínio sobressaturada em Mg e Si é possível obter as propriedades mecânicas pretendidas no estado T6, através do envelhecimento a temperaturas e tempos controlados. Durante este tratamento precipitarão fases que serão responsáveis pelo endurecimento da liga, nomeadamente as zonas GP-I e GP-II.

## 2. Alumínio e suas ligas

O alumínio, segundo elemento metálico mais abundante do nosso planeta, tornou-se um competidor económico nas aplicações de engenharia no fim do séc. XIX. Foi o desenvolvimento de processos industriais de redução dos óxidos de alumínio e o crescimento de outras indústrias (como, por exemplo, a indústria automóvel, armamento, electrónica, etc.) que necessitavam de materiais com propriedades coincidentes com as do alumínio e suas ligas, que beneficiou o crescimento da produção deste material.

O crescimento da indústria do alumínio não se limitava a estes desenvolvimentos. Um dos maiores mercados foi o dos utensílios de cozinha. Com o passar do tempo, o uso do alumínio cresceu na diversidade de aplicações, de tal modo que imensos aspectos da vida moderna estão directa ou indirectamente afectados pelo seu uso [4].

Tal como a maioria dos metais dúcteis, o alumínio e suas ligas, têm uma estrutura cristalina constituída por uma rede cúbica de faces centradas.

O alumínio puro é um metal leve, de cor branca, macio, com elevada capacidade de deformação e condutividade térmica e com baixo ponto de fusão. É também um material não tóxico, não produz ignição e não é magnético.

A resistência à tracção do Al puro é em média apenas de 58.8 MPa. A presença de impurezas metálicas no alumínio dito comercial, faz aumentar a sua resistência à tracção até 50%. No estado recozido esta resistência é um terço do cobre recozido e um quinto do aço macio. Comparado com estes dois últimos metais, o módulo de elasticidade do alumínio é bastante baixo ( $\approx 70$  GPa).

Devido ao seu elevado poder redutor, o alumínio oxida-se ao ar, formando na sua superfície uma finíssima camada de alumina que o protege da em diversos meios aquoso como a água destilada, ácido nítrico, ácido carbónico. Também apresenta resistência à corrosão na presença de compostos de enxofre e de muitos hidrocarbonetos, óleos e substâncias orgânicas. É no entanto atacado pela água do mar e por bases alcalinas (sódio e potássio) e por alguns óxidos como o ácido clorídrico e o fluorídrico [5].

Tendo o alumínio não ligado propriedades mecânicas muito reduzidas, são normalmente adicionados elementos para melhorar essas mesmas propriedades. Estes elementos estão em solução sólida ou formando precipitados que levam a composições de ligas industriais cada vez mais complexas. No entanto, pode-se considerar que estas ligas comportam [6]:

- uma adição principal determinante para as propriedades de resistência;
- adições secundárias, em menor quantidade, que têm acções específicas.

## 2.1. Série 6xxx - Ligas Al-Mg-Si

A maioria dos elementos metálicos formam ligas com o alumínio, mas destas, apenas uma percentagem muito reduzida tem interesse comercial. As ligas comerciais podem ser divididas em dois grupos:

- ligas de trabalho mecânico (wrought alloys): após vazamento são sujeitas a conformação plástica.
- ligas de fundição (cast alloys): O resultado da solidificação é a forma final dos produtos.

Dentro destes dois grupos, as ligas podem ainda ser classificadas como termicamente tratáveis (passíveis de melhoria das suas propriedades mecânicas através de operações de aquecimento e arrefecimento do material) e ligas não tratáveis termicamente (cujo único método de aumento das propriedades mecânicas é o encruamento). As ligas da série 6xxx pertencem ao grupo das ligas passíveis de tratamento térmico. A figura 1 (a), mostra a superfície rica em alumínio do diagrama de fases ternário AlMgSi. Na mesma figura está representada a linha pseudo-binária ou linha quase-binária para a composição Al-Mg<sub>2</sub>Si. A secção pseudo-binária do sistema AlMgSi (figura 1 (b)) é extremamente importante porque diversas ligas com importância comercial, são baseadas na composição Al-Mg<sub>2</sub>Si.

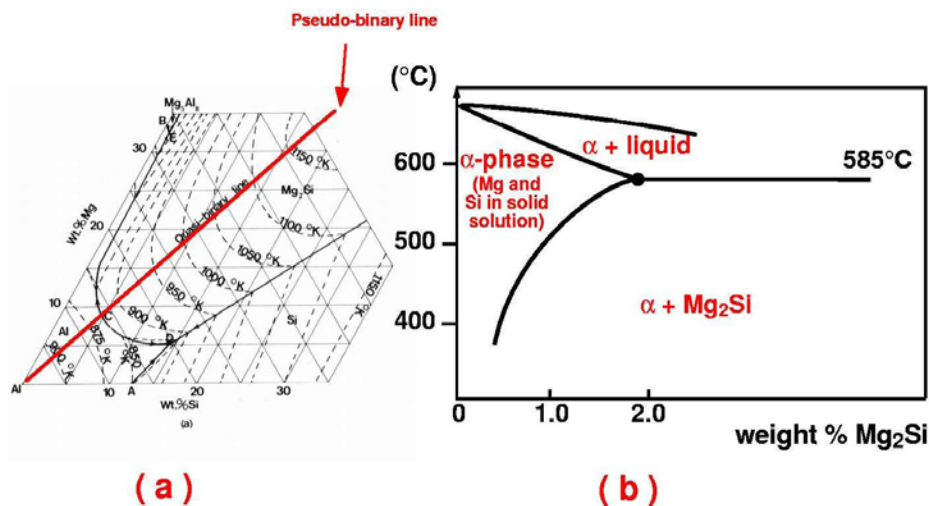


Figura 1 - Secção do diagrama ternário Al-Mg-Si. b) Diagrama quase-binário Al-Mg<sub>2</sub>Si. [

Os elementos de liga principais destas ligas, o magnésio e o silício, são responsáveis pela formação do composto intermetálico Mg<sub>2</sub>Si, que antes de atingir o equilíbrio no sobre-envelhecimento, é o responsável pelo endurecimento máximo dessas ligas. A solubilidade do Mg e do Si na matriz rica em alumínio ( $\alpha$ ) aumenta com a elevação da temperatura. O tratamento de solubilização e envelhecimento artificial controlado permite a precipitação

da segunda fase ( $\beta$ ) a partir de uma solução sólida sobressaturada (SSS). Isso favorece a formação de precipitados finos e uniformemente distribuídos, que acarretam um substancial aumento na dureza do material.

A proporção de Mg e Si requerida para um composto de equilíbrio é 1.73:1. Numa liga balanceada, o alumínio e o  $Mg_2Si$  podem ser tratados como um sistema quase-binário, facilitando a representação do diagrama de fases (ver figura 1). O diagrama mostra que a solubilidade máxima do  $Mg_2Si$  no alumínio é de 1.85% a 585°C, embora esta temperatura varie consoante a liga. A tabela 1 apresenta as temperaturas de solvus, eutéticas e de solidus para três ligas diferentes desta série 6XXX.

Um aumento do teor de  $Mg_2Si$  resulta numa melhoria das propriedades sob tracção, mas é acompanhado por uma perda de extrudabilidade. Por exemplo, um aumento do teor de  $Mg_2Si$  de 0.5% para 0.95% e 1.35% corresponde a uma redução da velocidade de extrusão de 40% e 70%, respectivamente [1].

Tabela 1 - Temperaturas de solvus, eutética e de sólidos (°C) para diferentes ligas da série 6XXX [1].

Liga	Temperatura Solvus	Temperatura Eutética	Temperatura Solidus
6060	475	590	620
6063	500	591	612
6082	540 <sup>1</sup>	570	595

Pela figura 1 (b) podemos observar que à medida que a temperatura aumenta desde a temperatura ambiente até ao domínio alfa ( $\alpha$ ), se esta for mantida por tempo suficiente, obtem-se o equilíbrio, ficando o Mg e o Si em solução sólida. Se depois se diminuir a temperatura abaixo da linha de solvus (linha que separa o domínio  $\alpha$  do domínio  $\alpha + Mg_2Si$ ), há uma tendência para precipitar o excesso de  $Mg_2Si$  acima do limite de solubilidade para determinada temperatura.

Nas ligas com excesso de silício, o teor em peso de  $Mg_2Si$  pode ser calculado pela equação (1) [8]:

$$\%Mg_2Si = 1,578 \times \%Mg \quad (1)$$

A força motora da precipitação é tanto maior quanto maior for o grau de sobressaturação e, conseqüentemente, aumenta com o aumento da temperatura de

<sup>1</sup> Outra bibliografia [7] refere esta temperatura como sendo 530°C. Este é um valor meramente indicativo uma vez que dependerá da composição da liga.

solubilização. A taxa de precipitação também depende da mobilidade dos átomos, que diminui com o decréscimo da temperatura.

Para os materiais de baixa liga da série 6xxx, a reacção de precipitação é relativamente baixa não sendo necessário efectuar um tratamento térmico de solubilização após extrusão, eliminando-se assim mais um passo na sequência de produção [1].

### 2.1.1. Efeito dos elementos de liga

**Silício (Si)** - O silício combina com o ferro (Fe) em detrimento do magnésio (Mg) para formar a fase AlFeSi. O Si disponível para formar Mg<sub>2</sub>Si é dado pela expressão (2) [1]:

$$\%Si \text{ disponível para formar } Mg_2Si = \%Si - 0.25 (\%Fe + \%Mn) \quad (2)$$

Um excesso de Si em relação ao necessário para formar o Mg<sub>2</sub>Si e as fases com Fe, vai aumentar a resistência, mas diminuir a extrudabilidade. Este excesso também provoca um aumento de fragilidade. A perda de ductilidade é acentuada e devida à precipitação de Si e Mg<sub>2</sub>Si nas fronteiras de grão. Esta perda pode, no entanto, ser controlada à custa de pequenas adições de Mn e/ou Cr.

A nível de qualidade superficial, os extrudidos com excesso de Si podem apresentar alguns pontos escuros, causados pela precipitação do Si.

**Magnésio (Mg)** - Um excesso de Mg nestas ligas é, comparativamente com os mesmos valores de Si em excesso, bastante mais prejudicial no que diz respeito à extrudabilidade e pouco contribui para o aumento da resistência do material. No entanto, verifica-se uma melhoria da resistência à corrosão na presença de Mg em excesso.

**Ferro (Fe)** - O Ferro está presente nas ligas 6XXX sob a forma de impureza controlada. Portanto, na realidade, qualquer liga da série 6XXX (mesmo as mais simples) deve ser considerada como uma liga quaternária do sistema Al-Fe-Mg-Si [1].

O Si combina preferencialmente com o Fe em detrimento do Mg para formar uma fase de AlFeSi. Com o aumento do teor de Fe a resistência do material pode diminuir, uma vez que este vai combinar com o Si e diminuir o excesso do mesmo (este problema é mais acentuado se o teor de Si disponível para combinar com o Mg não for o adequado) [1].

Um efeito secundário da fase rica em Fe é o refinar os precipitados de Mg<sub>2</sub>Si, aumentando a resistência do material no estado T6, sendo que este efeito é mais notado em ligas com maior excesso de Si [1,7,8,22].

A fase β-AlFeSi que está presente nos biletos "as cast", tem um efeito adverso nas características de trabalho a quente. Para permitir maiores velocidades de extrusão sem o

surgimento de defeitos superficiais deve ser realizado, previamente à extrusão, um tratamento de homogeneização para refinar e transformar os precipitados de  $\beta$ -AlFeSi em  $\alpha$ -AlFeSi. Esta transformação e, o porquê de ser necessária, é explicada mais à frente [1,7,8,10,22].

**Manganês (Mn)** - Este elemento de liga adicionado em pequenas quantidades serve essencialmente para formar pequenos dispersóides incoerentes durante a homogeneização que irão aumentar a dureza do material. No entanto, estas adições aumentam a sensibilidade à têmpera pois providenciam locais preferenciais para a nucleação de  $Mg_2Si$ . Outros elementos de liga, como o Cr e o Zr têm os mesmos efeitos. No entanto, o Mn é preferível pois influencia menos a velocidade de extrusão e o acabamento superficial. É, no entanto, mais danoso no que se refere ao aumento da sensibilidade à têmpera<sup>2</sup> [1,7,8,10].

A presença do Mn inibe a recristalização através da formação de partículas intermetálicas que dificultam a movimentação das fronteiras de grão [1].

## 2.2. Liga AA6082

Neste trabalho dar-se-á particular atenção à liga AA 6082 (segundo a classificação europeia - EN AW -6082). A sua composição química encontra-se na tabela 2.

A quantidade de Si e Mg presentes, rondam os 0.5-1% em peso sendo a relação Si/Mg normalmente superior a um. O Fe é uma impureza natural (~0.2%). O Mn, tipicamente 0.7% em peso, é uma adição muito importante [9].

As ligas da série 6xxx contêm uma grande quantidade de várias partículas intermetálicas, cujo tamanho comum está entre 1 e 10  $\mu m$ . Dois tipos de partículas grosseiras podem ser observadas nestas ligas; estas partículas podem ser de  $Mg_2Si$  ou partículas ricas em ferro que contêm ainda Al, Mn e Si. As mais comuns são as partículas  $\beta$ - $Al_5FeSi$  (em forma de placas) e as  $\alpha$ - $Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$  (de forma esférica). As partículas  $\beta$ - $Al_5FeSi$  estão associadas à diminuição da aptidão destas ligas à extrusão pois tratam-se de partículas muito frágeis e insolúveis durante o tratamento de solubilização, que podem funcionar como núcleos de fissuras durante a extrusão [10].

A adição de Mn visa melhorar a extrudabilidade. Tem como função, transformar as partículas intermetálicas AlFeSi em dispersóides de AlMnFeSi durante a homogeneização. Estas partículas actuam como locais de nucleação de  $Mg_2Si$  durante o arrefecimento após homogeneização. Uma vez que a velocidade de dissolução de uma partícula de  $Mg_2Si$  é

---

<sup>2</sup> O termo "têmpera" está normalmente associado aos aços. Aqui é utilizado como tradução do termo em inglês "quench". Entende-se por sensibilidade à têmpera de uma liga de alumínio como sendo a maior ou menor facilidade da liga em formar precipitados durante o arrefecimento desde a temperatura de solubilização. Uma liga com maior sensibilidade à têmpera tem maior tendência a que ocorra precipitação, necessitando de arrefecimentos mais rápidos.

proporcional ao seu tamanho, um bilete de alta qualidade deverá conter uma certa quantidade de partículas dispersóides de AlMnFeSi. Quanto maior o número de partículas dispersóides, maior será o número de partículas de Mg<sub>2</sub>Si que se formam, resultando numa diminuição do tamanho médio das partículas e portanto mais fáceis de dissolver no processo de extrusão [11].

Tabela 2 - Composição química da liga AA6082. Estão representados os valores máximos permitidos, excepto nos valores com intervalos onde se indicam os valores máximos e mínimos segundo a norma NP EN 573-3:2008.

Liga	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Outros	Al
6082	0.7-1.3	0.5	0.1	0.40-1.0	0.6-1.2	0.25	0.2	0.1	0.15	Restante

A tabela 3 apresenta algumas propriedades mecânicas desta liga. Obviamente que as propriedades mecânicas apenas dão um valor indicativo, uma vez que dependendo das temperaturas e tempos de tratamento, os valores obtidos podem ser muito diferentes. Quanto a propriedades físicas, esta liga tem o seu ponto de fusão a 595°C, apresenta uma massa específica de 2.7 g/cm<sup>3</sup> e um módulo de elasticidade de 70 GPa.

Tabela 3 - Propriedades mecânicas de uma liga AA 6082 para diferentes estados: O - Recozido; T4 - Solubilizado e envelhecido naturalmente; T6 - Solubilizado e envelhecido artificialmente [12].

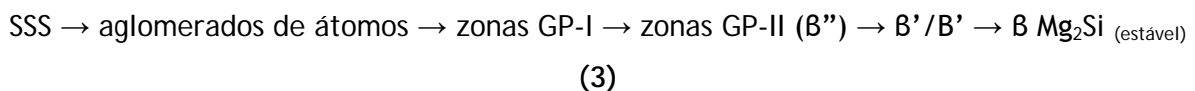
Estado	O	T4	T6	
Propriedades	Rp0.2% (MPa)	60	170	310
	Tensão máxima (MPa)	130	260	340
	Alongamento (%)	27	19	11
	Dureza Vickers (HV)	35	75	100

### 3. Transformações de fase nas ligas Al-Mg-Si

A SSS, como já foi acima referido, é muito instável e portanto, o excesso de soluto tem tendência a precipitar da fase  $\alpha$ . A este processo chama-se envelhecimento ou seja, a decomposição controlada da solução sólida sobressaturada de maneira a formar uma fina dispersão de precipitados.

Este fenómeno pode ocorrer a qualquer temperatura abaixo da linha de solvus, até mesmo à temperatura ambiente. Após solubilização e têmpera, a SSS tem tendência a transformar-se na estrutura de equilíbrio. Contudo, antes de se atingir o equilíbrio, ocorre a formação intermédia de fases. São estes precipitados que levam ao aumento substancial da resistência do material. Às transformações de precipitados que ocorrem desde a SSS até a condição de equilíbrio ser atingida dá-se o nome de sequência de precipitação.

Existem diferentes sequências de precipitação apresentadas na bibliografia consultada, no entanto, apresenta-se neste trabalho aquela que está patente em estudos mais recentes [4,9, 13, 14] e que é a seguinte:



#### 3.1. Aglomerados de átomos

Apesar da sequência acima apresentada ser actualmente aceite, ainda persistem muitas dúvidas quanto ao processo de formação dos aglomerados de átomos iniciais, bem como da estrutura dos precipitados iniciais - zonas GP-I [9,14]. Apesar de não se encontrarem imagens em microscopia electrónica de transmissão (TEM) destes clusters, tecnologias como calorimetria diferencial de varrimento e microscopia de varrimento por sonda atómica 3D (SA3D), permitem que se consiga identificar a composição destes aglomerados, bem como visualizar a sua distribuição através da obtenção de mapas. Estes aglomerados de átomos (clusters) são, inicialmente, de Si. Como o Mg tem maior solubilidade no Al, o Si é o primeiro a sair da solução e a formar pequenos aglomerados. A nucleação destes aglomerados vai-se dar, para temperaturas até  $-50^\circ\text{C}$ , nas lacunas "congeladas" pela têmpera [14]. Armazenar ou guardar a temperaturas superiores a  $-50^\circ\text{C}$  permite que o Mg se difunda para estes aglomerados, levando à precipitação das fases Mg-Si. O rácio de Mg/Si aumenta com o tempo para determinada temperatura. Uma vez que se pensa que o número de aglomerados de Si tem uma elevada importância na precipitação das zonas GP, o tempo de armazenamento à temperatura ambiente, anterior ao envelhecimento, é muito importante no resultado final do tratamento [14].

### 3.2. Zonas GP (Guinier Preston)

A primeira fase a precipitar nos aglomerados de átomos Si-Mg é as zonas GP. Está demonstrado [14] que existem pelo menos dois tipos de fases nas chamadas zonas GP, designadas por GP-I (figura 2) e GP-II (figura 3).

Convém referir que alguns autores designam as zonas GP-I de zonas GP ou pré-B'' (uma vez que B'' surge destes precipitados), enquanto que as zonas GP-II são designadas apenas de B'' [9,14,15].

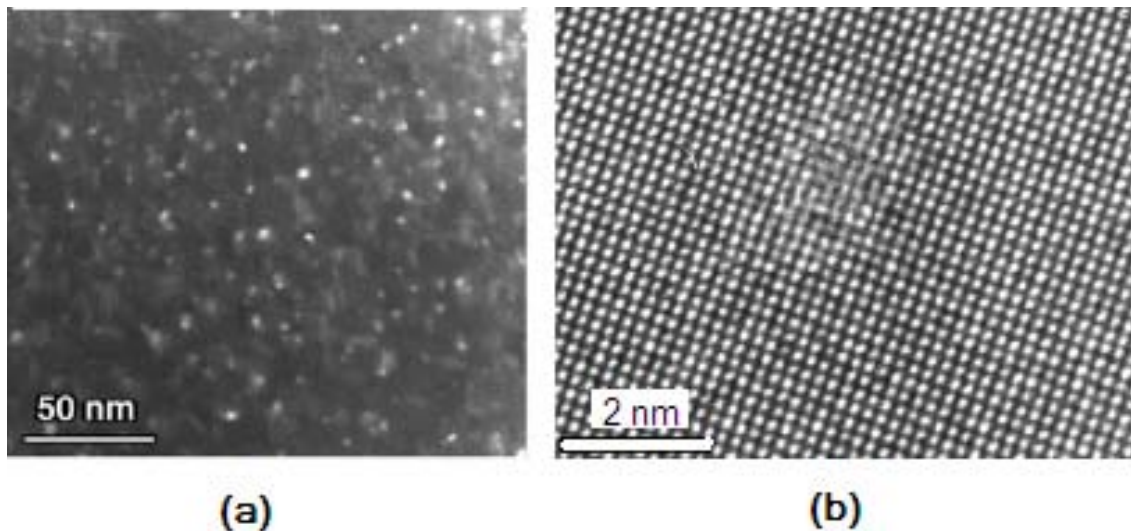


Figura 2 - Zonas GP-I numa liga AA 6082 envelhecida a 150°C durante 11h. (a) - Tamanho, forma e distribuição dos precipitados. (b) - Imagem de alta resolução onde se vê a elevada coerência do precipitado [9].

A dureza máxima é alcançada quando a liga apresenta uma combinação de zonas GP-I, precipitados muito finos completamente coerentes com a matriz, de diâmetros com cerca de 2.5nm, e zonas GP-II, precipitados em forma de agulhas, maiores e semicoerentes, com um tamanho típico de 4x4x50nm<sup>3</sup>. Devido à sua reduzida dimensão, a densidade destas fases é muito elevada [15].

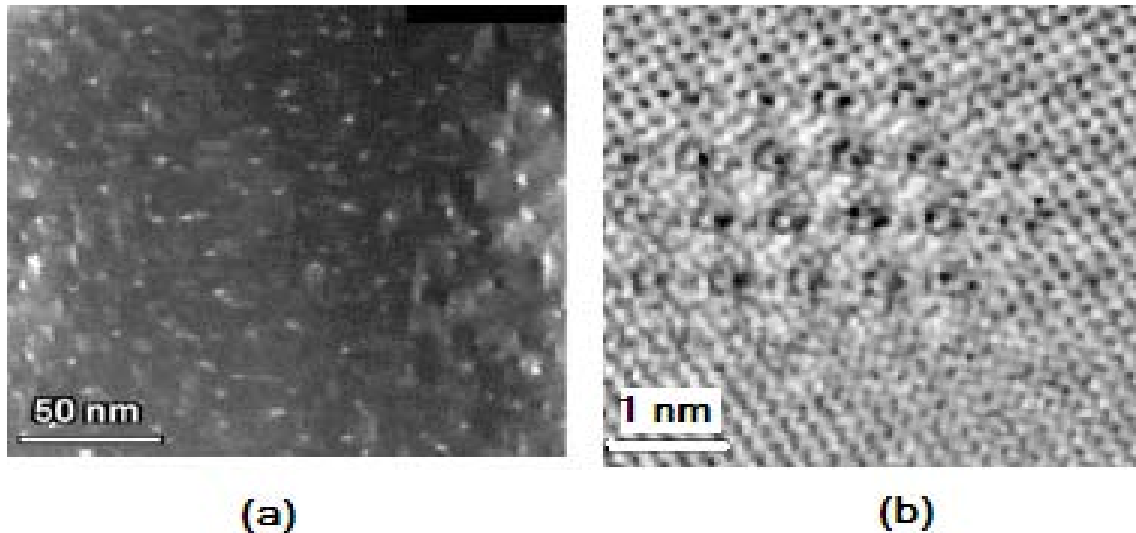


Figura 3 - Zonas GP-II numa liga AA 6082 envelhecida a 150°C durante 2 dias. (a) - Tamanho, forma e distribuição dos precipitados. (b) - Imagem de alta resolução onde se vê uma menor coerência comparativamente com as zonas GP-I [9].

### 3.3. Fase B'/B'

A fase B' é considerada como sendo constituída por precipitados de transição. Tem um rácio de Mg/Si menor do que a fase de equilíbrio B [15].

As partículas B' são partículas ricas em silício ou mesmo partículas de silício que aparecem nas ligas com excesso de Si. Esta fase tem uma estrutura hexagonal compacta [15].

### 3.4. Fase B

A fase B é a fase de equilíbrio do sistema. É cúbica de faces centradas e tem a fórmula  $Mg_2Si$ . Durante o processo de extrusão deve ser inibida visto retirar as potencialidades de endurecimento do material após envelhecimento.

## 4. Extrusão

### 4.1. Visão geral do processo

A extrusão é um dos principais métodos de conformação mecânica a quente das ligas de alumínio. O processo é tipicamente conduzido a altas temperaturas pois assim consegue-se uma menor resistência do material à deformação, permitindo deste modo maiores reduções de secção com menor esforço do equipamento e tempos de produção menores.

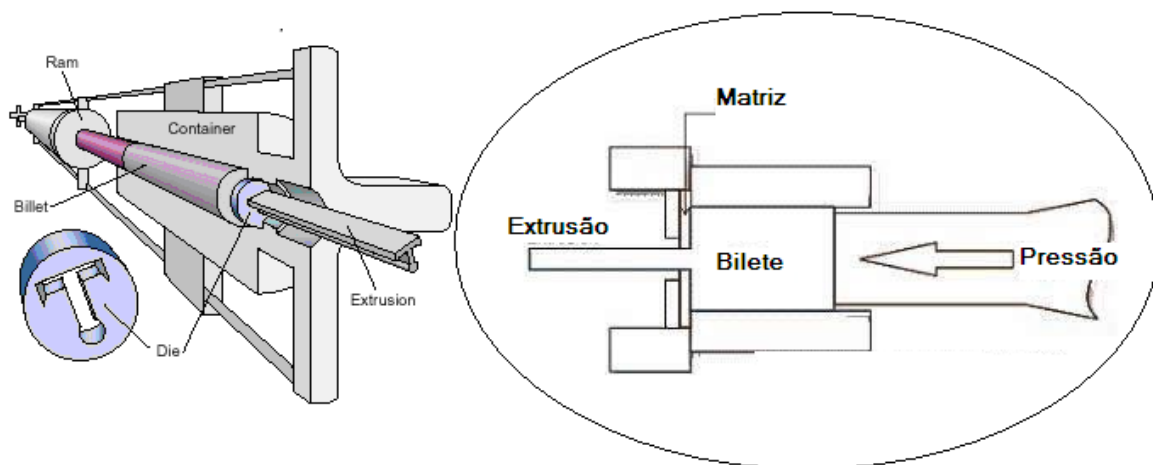


Figura 4- Esquema do processo de extrusão directa. À esquerda um corte da vista da prensa e à direita um esquema simples do processo.

Existem dois tipos principais de extrusão: extrusão directa e extrusão indirecta. A extrusão directa (figura 4), de entre os existentes, é o mais utilizado em grande parte por ser também o mais simples.

Durante o processo de extrusão directa, o material base (designado de bilhete) é pré-aquecido, atingindo temperaturas suficientemente altas, de forma a aumentar a sua ductilidade. Estando à temperatura pretendida, o bilhete entra num contentor aquecido onde vai ser empurrado por um pistão contra uma ferramenta que lhe irá dar a forma desejada. Essa ferramenta é designada de matriz. Durante este processo, devido ao atrito entre as paredes da prensa e da matriz e à deformação elevada na zona da fiação, há um aumento considerável da temperatura do alumínio.

As transformações microscópicas são bastante importantes para o controlo das propriedades finais do alumínio. A formação e distribuição de precipitados, o grau de cristalização, o tamanho e forma da estrutura e sub-estrutura de grão, a textura cristalográfica, o tamanho e distribuição das partículas dispersíveis e as fases

constituintes são factores que devem ser tidos em conta [1]. Só assim pode ser otimizado o processo de forma a conseguir obter os melhores resultados

#### **4.2. Processo industrial na Extrusal - Ligas 6xxx**

Uma vez que este trabalho foi realizado para e em parceria com a Extrusal, será aqui abordado o processo de extrusão utilizado para a realização da parte prática.

A reconhecida qualidade dos produtos extrudidos pela Extrusal não é obtida apenas pela capacidade das máquinas e processos disponíveis na empresa. A Extrusal possui uma área de investigação onde não só se estuda a melhor forma de produzir os perfis como também são estudados e projectados novos perfis que se caracterizam pela inovação quer a nível de design, quer a nível de propriedades mecânicas e garantia de qualidade.

A empresa possui também uma unidade de produção de matrizes, onde realizadas as matrizes utilizadas no processo de extrusão.

Tem também implantado um sistema de qualidade, bastante eficaz, que lhe permite não só evitar a insatisfação do cliente como também minimizar custos internos no decorrer do funcionamento de todas as operações de produção.

A Extrusal possui um conjunto de três linhas de extrusão, sendo que estas variam não só na disposição das linhas como também na capacidade das prensas. As três prensas têm capacidades de 1600, 1700 e 2000 toneladas, sendo que o trabalho foi realizado na prensa de 1700 ton (recentemente remodelada e portanto mais moderna) pois possuía um túnel de arrefecimento à saída da prensa, necessário para este trabalho. Será portanto conveniente descrever toda a linha de produção na qual esta prensa está incorporada.

Comecemos por enumerar os componentes da linha:

- Forno de pré-aquecimento a gás com três zonas de temperatura ajustável;
- Prensa de 1700 ton de extrusão directa;
- Túnel de arrefecimento com spray de água+ar forçado ou só ar forçado;
- Pista equipada com ventiladores de ar;
- Pista onde é feita a tracção dos perfis para os endireitar;
- Fornos para realização do tratamento de envelhecimento.

Existe na empresa um parque onde é recebida e armazenada a matéria-prima, isto é, os billetes. Estes billetes, aquando a sua necessidade de utilização, são lavados de forma a evitar posteriores defeitos na extrusão e danificação das matrizes.

Uma vez lavados, os biletos estão prontos a entrar no forno de pré aquecimento. Este forno possui três zonas, sendo possível ajustar a temperatura de cada uma delas. Por norma a temperatura vai aumentando ao longo das três zonas. Na primeira zona, por onde entra o bilote, programa-se uma temperatura mais baixa que a zona de saída que se pretende que esteja à temperatura a que o bilote deve ser extrudido.

Os operadores são informados por computador do tamanho dos cortes a realizar nos perfis que se vão produzir, pelo que ajustam o tamanho do bilote para a extrusão. Isto é possível porque à saída do forno de pré-aquecimento existe uma guilhotina que corta o bilote nas dimensões pretendidas.

Após sair do forno, o bilote aguarda alguns segundos até entrar na prensa (registando-se um ligeira quebra na temperatura do bilote). Uma vez na prensa que se encontra a uma temperatura elevada e teoricamente constante, um punção empurra o bilote contra a matriz que conferirá a forma desejada ao extrudido. Também esta matriz se encontra a altas temperaturas (cerca de 420°C). As matrizes são pré-aquecidas antes de estarem prontas a ser utilizadas.

Durante o processo de extrusão, há um aumento considerável da temperatura do material, fruto do atrito existente entre a matriz e o material. Este aumento de temperatura é tanto maior quanto maior a velocidade de extrusão e maior a deformação imposta.

Após passar a matriz, o perfil sofre durante um curto espaço de tempo um arrefecimento à temperatura verificada junto da zona de saída (cerca de 40°C), até chegar ao túnel de arrefecimento onde sofre um arrefecimento mais severo. Este túnel tem cerca de 6 metros de comprimento e pode funcionar aberto ou fechado consoante a necessidade. Pode também usar um arrefecimento a ar forçado ou com spray de água. Os caudais são constantes ao longo do túnel, mas podem ser ajustados em função da geometria da peça.

Uma vez saído do túnel o perfil é puxado por um "puller" ao longo de uma pista que também permite acelerar o arrefecimento através de ventoinhas colocadas por baixo da pista. Existe também uma serra móvel e automática que permite cortar os perfis conforme vão sendo extrudidos, de modo a que não excedam o comprimento da pista.

De seguida os perfis mudam automaticamente de pista e são sujeitos a uma força de tracção sem que esta altere significativamente as suas propriedades mecânicas. Isto é feito para endireitar os perfis (que durante o arrefecimento encurvam) e também para que haja um alívio de tensões internas provocadas pelo processo. Entretanto, são cortadas amostras dos perfis para verificar se os perfis estão a sair correctamente e se é necessária a substituição da matriz.

Após este processo os perfis são transportados para uma última pista, onde são marcados e cortados com as dimensões pretendidas. Depois são acondicionados em contentores próprios onde aguardam a entrada para o forno no qual se fará o tratamento de envelhecimento. As temperaturas e tempos de envelhecimento variam consoante o perfil e liga em causa.

Uma vez envelhecidos, são retiradas amostras para ensaios de tracção onde se verificam as propriedades mecânicas e para ensaios de rugosidade caso os perfis tenham de seguir para as unidades de anodização ou lacagem.

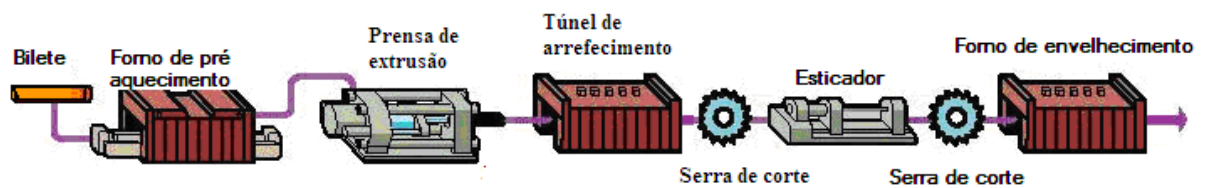


Figura 5 - Etapas básicas envolvidas no processo geral de extrusão de um perfil de alumínio.

Uma vez que estamos a tratar da extrusão de uma liga de tratamento térmico e passível de ser solubilizada e arrefecida rapidamente de modo a obter uma solução sólida sobressaturada durante o próprio processo de extrusão (o designado “press quenching”), é necessário controlar muito bem todos os parâmetros do processo. De facto, os resultados obtidos dependem de diversos factores que começam na própria qualidade do billete. A Extrusal não tem unidade de fusão ou seja, obtém os biletos de fornecedores, mas de qualquer forma convém abordar a influência que a qualidade destes tem em todo o processo. Esta variável, assim como as outras que se prendem mais com o processo em si, serão abordadas nos pontos seguintes.

#### 4.2.1. Homogeneização

A homogeneização é normalmente feita após fundição e não imediatamente antes do processo de extrusão. De qualquer forma, devido à sua importância na produtividade e propriedades finais dos produtos, convém pelo menos referir a sua influência no resultado final.

A homogeneização tem influência directa na capacidade do billete para a extrusão, ou seja, na produtividade por hora, turno ou dia (um billete homogeneizado tem capacidade para ser extrudido a uma velocidade até 40% superior ao billete “as cast”), bem como na qualidade superficial das secções após extrusão, em especial na rugosidade e na tendência para a fractura a quente [16].

Este efeito da homogeneização está relacionado com a transformação das fases intermetálicas que se observam nesta fase. De facto, durante o processo de fundição e vazamento das ligas AlMgSi são formados uma grande variedade de intermetálicos que contêm Al e Fe, tais como Al-Fe, Al-Fe-Si e Al-Fe-Mn-Si. Algumas destas fases dependem da velocidade de arrefecimento e do rácio Fe/Si da liga [16]. Durante o tratamento de homogeneização dá-se a transformação de alguns destes intermetálicos com forma de placas ( $\beta$ -AlFeSi) para uma forma mais arredondada ( $\alpha$ -Al(FeMn)Si) e a dissolução de partículas  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si. A transformação das partículas  $\beta$  de Al<sub>5</sub>FeSi é importante porque aumenta a ductilidade do material. A dissolução de  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si também é importante porque vai aumentar o potencial de endurecimento por precipitação no tratamento de envelhecimento posterior [17]. Dependendo do teor de Mg e Si esta dissolução pode começar entre os 480°C e os 510°C [16].

Segundo a bibliografia [16,17] a temperatura de homogeneização tem influência na dureza final das secções após envelhecimento. Após um tratamento de envelhecimento T6, é conseguido um maior endurecimento para temperaturas e tempos de tratamento de homogeneização mais elevados, em grande parte devido à maior dissolução das partículas de  $\beta$  formadas durante o vazamento, libertando assim maior quantidade de soluto para a precipitação. Por outro lado, a temperatura de homogeneização não influencia a sensibilidade à têmpera [16].

#### 4.2.2. Influencia do arrefecimento desde a temperatura de homogeneização

O arrefecimento é também muito importante para se conseguir uma boa capacidade para extrusão e uma excelente qualidade da secção. Para velocidades de arrefecimento muito rápidas (têmpera em água ou ar forçado) a resistência à deformação é muito maior do que para arrefecimentos ao ar calmo, onde há uma maior precipitação de Mg<sub>2</sub>Si. A diferença pode ir até 25-35% na liga AA 6082 (dependendo também da temperatura de extrusão) [16].

Se o arrefecimento for muito lento (no forno) a produtividade cai novamente. Isto deve-se ao facto de estas condições de arrefecimento permitirem a precipitação de grandes aglomerados de partículas de Mg<sub>2</sub>Si que pode levar a reacções eutéticas durante a extrusão. Estas fusões localizadas estão relacionadas com a má qualidade superficial e para evitá-lo seria necessário diminuir a velocidade de extrusão. [16]

O ideal será um arrefecimento suficientemente lento de modo a manter aproximadamente 40% de Si e Mg em solução sólida após o arrefecimento. [16]

### 4.2.3. Pré aquecimento

Durante o pré-aquecimento do bilete, a precipitação de  $Mg_2Si$  pode ocorrer. Enquanto que um pré-aquecimento rápido não altera a estrutura do bilete homogeneizado (os precipitados mantêm-se inalterados), um aquecimento muito lento pode levar a uma elevada dissolução das partículas de  $Mg_2Si$  o que se traduzirá num aumento da tensão de cedência do material e uma conseqüente diminuição da produtividade eliminando a vantagem adquirida com o arrefecimento controlado na homogeneização [16]. Devem ser evitados tempos de permanência longos entre os 317°C e os 417°C durante o pré-aquecimento, uma vez que a precipitação grosseira nesta gama de temperaturas se dá muito rapidamente [1].

A temperatura a que o bilete entra na prensa é bastante importante uma vez que se pretende que a solubilização ocorra. Esta temperatura de entrada influencia também a velocidade de extrusão (maiores temperaturas de bilete permitem maiores velocidades de extrusão com menor pressão aplicada).

### 4.2.4. Temperatura de extrusão

Durante a extrusão a temperatura do metal vai aumentar devido à elevada deformação imposta e conseqüente fricção com as paredes da prensa. O calor gerado só consegue ser parcialmente removido através das paredes do contentor e da matriz. Convém então controlar a temperatura do metal no intervalo definido entre a temperatura necessária para a solubilização e a temperatura máxima de saída.

A temperatura do metal, nas ligas 6xxx em geral, deve exceder os 500-510°C durante um período mínimo de tempo de modo a permitir a dissolução completa das partículas de  $Mg_2Si$ . Para a liga AA 6082 essa temperatura, devido à forte adição de elementos de liga nomeadamente o Mn, é de 530°C segundo alguns autores [7]. Este controlo é muito importante (juntamente com o arrefecimento rápido após extrusão) para se evitar problemas com fracas propriedades mecânicas nas secções envelhecidas [16]. Existem referências [17] ao facto de esta liga apresentar durezas maiores após envelhecimento para maiores temperaturas de solubilização. Ou seja, a dureza está bastante ligada às condições do tratamento de solubilização. A previsão da dureza HB destas ligas, segundo Nowotnik e Sieniawski [17], pode ser feita através da seguinte equação (4):

$$HB = 0,34 \times \text{Temperatura de solubilização (}^\circ\text{C)} - 107,32 \quad (4)$$

Por outro lado, a temperatura de saída do extrudido deve ser inferior à temperatura de fissuração a quente da liga [16]. Consoante a velocidade de extrusão aplicada, estas

temperaturas variam. Velocidades muito baixas, além da baixa produtividade, podem fazer com que não se consiga a solubilização pois esta depende da temperatura atingida durante o processo. Velocidades muito elevadas produzem defeitos no perfil, necessitam de uma maior força do punção (que nem sempre pode ser alcançada) e aumentam consideravelmente o desgaste da matriz.

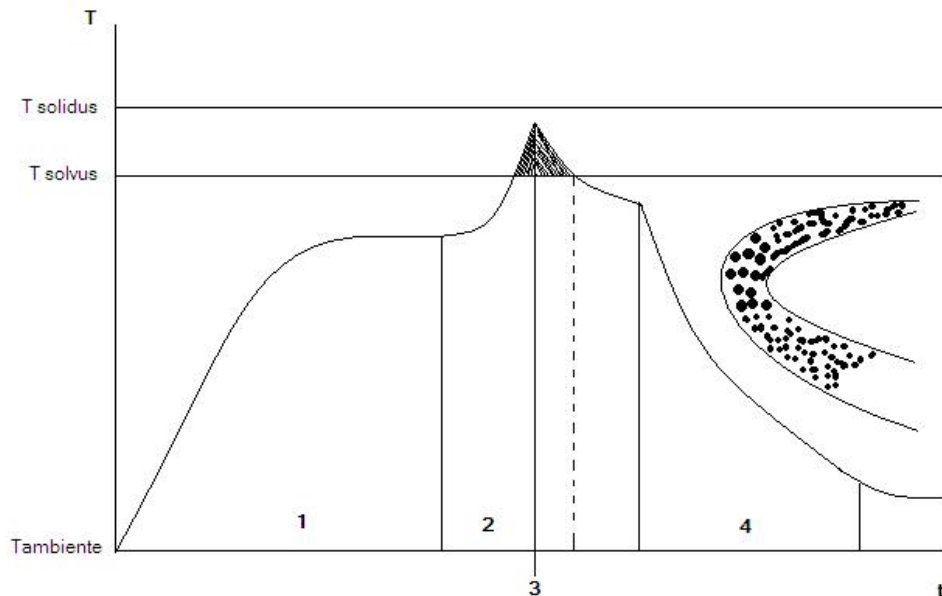


Figura 6 - Curva da temperatura do metal durante o processo de extrusão: (1) pré-aquecimento do bilete; (2) extrusão; (3) saída do metal da matriz; (4) têmpera. Neste caso o pré-aquecimento não atinge as temperaturas de solubilização, mas não tem de ser necessariamente assim.

#### 4.2.5. Arrefecimento

O arrefecimento é um processo extremamente importante. Para que seja possível obter uma SSS durante o próprio processo de extrusão sem que seja necessário recorrer a um tratamento de solubilização posterior, o arrefecimento terá de ser suficientemente rápido para evitar a gama de temperaturas de precipitação da liga. Embora seja difícil encontrar na bibliografia diagramas TTT (Temperatura, Transformação, Tempo) e TAC (Transformação em Arrefecimento Contínuo) para a liga AA6082, a figura 6 tenta demonstrar como deve ser realizado o arrefecimento. Ou seja, o arrefecimento deve ser de tal ordem, que evite passar no nariz da curva TTT onde se dá a formação de precipitados grosseiros. Para as ligas 6xxx o intervalo de temperaturas 417°C-316°C deve ser passado o mais rapidamente possível para evitar a precipitação grosseira [1], embora outra bibliografia [7] defenda que para a liga AA 6082 a gama de temperaturas a evitar é dos 530°C aos 150°C. A diferença será que, no segundo caso, o autor considera toda a gama de temperaturas onde ocorre precipitação enquanto que no primeiro caso, apenas se considera a gama de temperaturas onde ocorre a precipitação mais grosseira.

Se existem ligas em que o arrefecimento ao ar é suficiente, outras exigem arrefecimentos mais severos (claro que a espessura dos perfis também tem de ser considerada). Nestes casos é necessário ter em atenção à distorção do perfil causada pela taxa de arrefecimento muito elevada. Este aspecto é especialmente crítico em perfis de menor espessura e de forma assimétrica. O método de arrefecimento que oferece melhores resultados tendo em conta a velocidade e a distorção do perfil é o spray de água [1,7,18].

#### 4.2.6. Tratamento de envelhecimento e tempo de armazenamento

A última operação de produção do extrudido é o tratamento de envelhecimento. Este tratamento é realizado após um certo tempo de armazenamento do material após a extrusão.

As temperaturas correctas para um tratamento T6 variam consoante a bibliografia consultada. Segundo o Smithells Metals Reference Book [19] o envelhecimento artificial deve ser realizado entre 175°-185°C durante 7-12 horas. Outros [16, 20] referem como tratamento ideal um estágio de 8 horas a 165°C. Existem ainda outras temperaturas aconselhadas ou dadas como possíveis para a realização do tratamento, mas que estão no intervalo 165°-185°C, com estágios variáveis dependendo da temperatura. A figura 7 mostra diferentes curvas de envelhecimento para uma liga AA6082.

Mais problemático, é a influência do tempo de armazenamento à temperatura ambiente do material após extrusão, que é definido como o tempo decorrido entre o arrefecimento do metal após extrusão e o início do tratamento de envelhecimento. Dependendo da composição química da liga, este tempo de armazenamento pode levar a uma perda ou ganho das propriedades mecânicas pretendidas.

Para alumínio de baixa liga um tempo de armazenamento elevado é benéfico porque pode aumentar consideravelmente as propriedades mecânicas (ganhos na tensão máxima até 30 MPa) [16].

Já na liga AA 6082, um tempo muito prolongado é bastante prejudicial. Um armazenamento de 24h leva a perdas na tensão máxima (até -30MPa) devendo-se portanto evitar tanto quanto possível períodos de armazenamento longos para estas ligas [16].

A explicação para este fenómeno não está apresentada de uma forma clara, mas pensa-se [9] que há uma formação de agrupamentos de átomos (clusters) à temperatura ambiente (detectados pelo aumento de dureza da liga após algum tempo de armazenamento) que sobrevivem à temperatura de tratamento de envelhecimento. Estes aglomerados são um local potencial para a nucleação das zonas GP-I. A concentração de lacunas e de átomos de soluto diminui consideravelmente durante o envelhecimento natural obtido à temperatura

ambiente. Esta baixa concentração de lacunas vai limitar a formação das zonas GP-I e B". A movimentação dos átomos de Mg e Si (dos clusters para os núcleos das zonas GP-I e da solução sólida para os núcleos das zonas GP-I) será limitada. Consequentemente, a estrutura B" final, será mais grosseira. Inversamente, quando o material é envelhecido artificialmente logo depois da têmpera seguinte à extrusão, forma-se um grande número de precipitados pré-B" (zonas GP-I) que posteriormente darão origem a uma estrutura densa de pequenas partículas de B". Num estudo feito para avaliar o efeito do tempo de armazenamento nas propriedades finais de uma liga AA 6082, concluiu-se que após um armazenamento de sete dias a densidade destas pequenas partículas B" era 5 vezes menor do que numa liga tratada imediatamente a seguir ao arrefecimento rápido [9]. No entanto, pequenas adições de cobre na liga podem ajudar a minimizar este problema porque, não só aumentam a resistência à temperatura ambiente, como também reduzem a taxa de envelhecimento artificial [13].

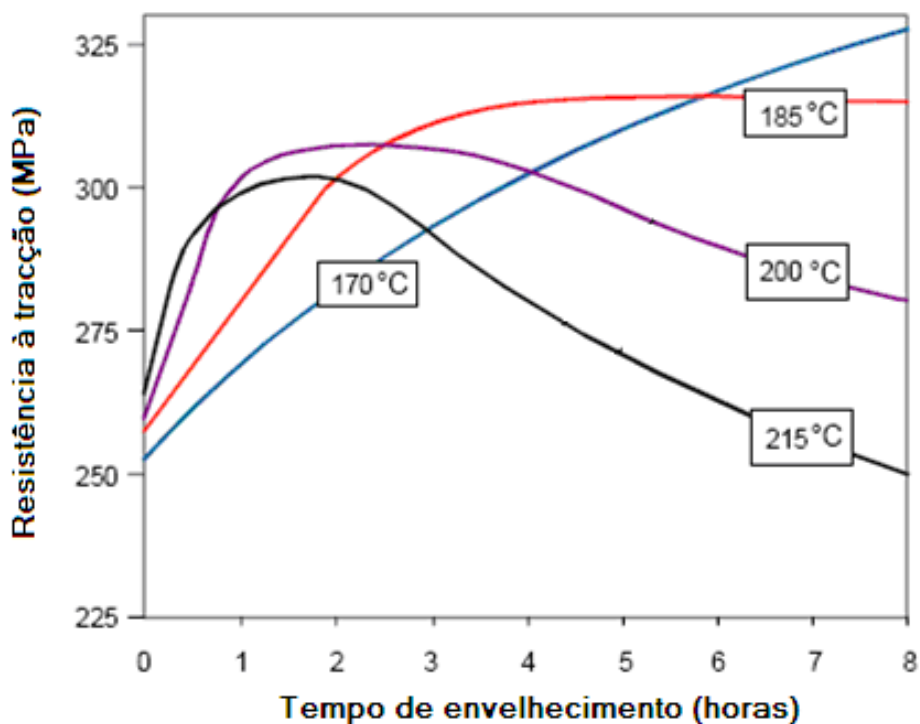


Figura 7 - Resistência à tracção versus tempo de envelhecimento para diferentes temperaturas de tratamento de uma liga AA6082 [13].

## 5. Procedimento experimental

Neste capítulo serão abordados os procedimentos para a produção de dois tubos com diferentes espessuras de parede (10 e 17mm) bem como todas as técnicas e processo utilizados para os caracterizar mecanicamente e microestruturalmente.

Os tubos com 10mm de espessura de parede e diâmetro interno igual a 26mm serão designados como P10. Os tubos com 17mm de espessura de parede e diâmetro interno igual a 36mm serão designados de P17.

### 5.1. Extrusão dos tubos P10 e P17

A liga na qual se pretendia extrudir os tubos era a AA 6082, adquirida pela Extrusal sob a forma de bilete, em conformidade com a NP EN 573-3-2008<sup>3</sup>. Os biletos foram obtidos num fornecedor Europeu e tinham a composição química apresentada na tabela 4:

Tabela 4 - Valores médios dos constituintes químicos da liga AA 6082 utilizada (% ponderal).

Liga	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
6082	0.93	0.21	0.001	0.49	0.69	0.001	0.003	0.01	Restante

A extrusão dos tubos P10 e P17 foi realizada numa prensa com uma capacidade de 1700 toneladas (ton.) Os biletos da liga AA 6082 utilizada foram previamente lavados de forma a evitar posteriores defeitos na extrusão e danificação das matrizes.

Uma vez lavados, os biletos foram colocados numa pista que os levou até ao forno de pré aquecimento. Este forno possui três zonas, sendo possível ajustar a temperatura de cada uma delas. Na primeira zona, por onde entra o bilote, programou-se uma temperatura mais baixa que a zona de saída que se pretendia estar à temperatura a que o bilote ia ser extrudido. A variação de temperatura entre zonas foi de 50°C.

As matrizes utilizadas para o processamento da extrusão foram pré-aquecidas a uma temperatura de 400°C. Após extrusão, foram medidas as temperaturas do material à saída da prensa (figura 8).

Os perfis, à medida que avançavam, foram arrefecidos dentro de um túnel com cerca de 6 metros de comprimento, onde se utilizou spray de água e ar (figura 9). Os caudais são constantes ao longo do túnel, mas podem ser ajustados em função da geometria da peça. Neste caso, utilizaram-se todos os ejetores de água e ar possíveis.

<sup>3</sup> NP EN 573-3:2008 - Alumínio e ligas de alumínio. Composição química e forma dos produtos trabalhados.

Pretendia-se medir as temperaturas à saída do túnel de arrefecimento, mas devido a um problema no aparelho de medição por infra-vermelhos, tal não foi possível no primeiro ensaio. Apenas se mediram essas temperaturas no segundo ensaio, utilizando para o efeito um termopar de contacto.

Ao longo da pista, os perfis puxados por um “puller”, foram também arrefecidos através de ventiladores colocados por baixo desta (figura 10).



Figura 8 - Fotografia do extrudido à saída da prensa. É possível ver a curta distância entre esta e o túnel de arrefecimento (à esquerda na imagem).



Figura 9 - Fotografia de um perfil a entrar no túnel de arrefecimento

De seguida, os perfis mudaram automaticamente de pista, sendo sujeitos a um esticamento sem que este alterasse significativamente as suas propriedades mecânicas.

Isto foi feito para endireitar os perfis (que durante o arrefecimento encurvaram) e também para que haja um alívio de tensões internas provocadas pelo processo.

Após este processo os perfis foram transportados para uma última pista, onde foram marcados e cortados com as dimensões pretendidas. Aqui, retiraram-se amostras dos tubos já arrefecidos e portanto, num estado que aqui será designado de T4<sub>0</sub><sup>4</sup>.

Acondicionaram-se os tubos em contentores próprios, onde aguardaram a entrada para um dos fornos (figura 11) no qual se fez o tratamento de envelhecimento para obter um estado T5. Após ambas as extrusões, os tubos foram posteriormente envelhecidos no mesmo forno (forno 1). Uma vez envelhecidos foram retiradas novas amostras.



Figura 10 - Fotografia de um perfil acabado de extrudir a ser puxado pelo "puller" ao longo da pista de extrusão. Esta pista tem por baixo ventiladores que permitem arrefecer o perfil. Os outros perfis visíveis na imagem estão na pista onde serão sujeitos ao esticamento.

---

<sup>4</sup> O estado T4, segundo a norma, refere-se a uma liga solubilizada e envelhecida naturalmente. A designação T4<sub>0</sub> é aqui utilizada para amostras recolhidas imediatamente após extrusão e arrefecimento, admitindo que na altura de recolha das amostras, o envelhecimento natural é nulo.



Figura 11 - Fornos para realização do envelhecimento artificial.

## 5.2. Parâmetros de Extrusão

Pretendia-se com este trabalho realizar otimizar o processo de extrusão de dois perfis tubulares ocos com diferentes dimensões, um (P10) com 10mm e outro (P17) com 17mm de espessura de parede, com o objectivo de obter no estado T5 (liga arrefecida após conformação a quente e envelhecida artificialmente), as propriedades mecânicas requeridas pela norma para o estado T6 (liga solubilizada e envelhecida artificialmente).

Para a realização deste trabalho foi efectuada previamente a análise de resultados de alguns ensaios preliminares de extrusão destes tubos em estudo neste trabalho, realizados na Extrusal. Esses resultados constituem a base de partida para todo o procedimento experimental deste trabalho.

Após analisar estes resultados realizou-se a extrusão dos dois perfis fazendo variar as condições de extrusão em cada um dos casos. Durante a extrusão foram medidas as velocidades médias de extrusão e a temperatura do bilette, medida imediatamente após a fieira (Tsaída).

A tabela 5 mostra os parâmetros utilizados de forma a otimizar o processo e obter os resultados pretendidos. Neste ensaio, fixou-se a temperatura de pré-aquecimento do bilette, o arrefecimento (que foi o máximo possível) e o ciclo de envelhecimento. As velocidades de extrusão foram as máximas que se podiam obter sem comprometer a integridade do extrudido, ou seja, foi-se acertando durante o processo de extrusão.

Depois da extrusão fez-se uma recolha de amostras dos tubos no estado T4<sub>0</sub> que foram guardadas num congelador de forma a evitar o envelhecimento natural. Parte destas amostras serviram para fabricar provetes de tracção e a restante para produzir amostras mais pequenas, posteriormente sujeitas a tratamentos de envelhecimento natural e

artificial. Os tubos extrudidos seguiram para o envelhecimento artificial num dos dois fornos disponíveis na Extrusal a uma temperatura de 175°C e durante 12 horas.

Após tratamento térmico de envelhecimento, recolheram-se amostras dos diferentes tubos extrudidos no estado T5. Destas amostras T5 e das recolhidas no estado T4<sub>0</sub>, produziram-se provetes de tracção de acordo com a norma NP EN 755-1:1999<sup>5</sup> e realizaram-se os ensaios de tracção nos mesmos segundo a norma NP EN 10002-1:2006<sup>6</sup>, obtendo valores para a tensão limite convencional de proporcionalidade a 0.2% (Rp0.2), tensão máxima (Rm) e alongamento A(%). Os resultados obtidos foram então analisados.

Parte das amostras congeladas no estado T4<sub>0</sub> foram transportadas para a Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto (FEUP), onde ficaram guardadas num congelador a -30°C até serem sujeitas a envelhecimento.

Tabela 5 - Parâmetros controlados durante e após extrusão dos tubos, no primeiro ensaio.

Perfil	T <sup>a</sup> Bilete (°C)	Velocidade média (m/min)	T <sup>a</sup> Saída (°C)	Arrefecimento	Ciclo envelhecimento (Temperatura/tempo)
P17	510	5	560	Água 100%	175°C/12h
	460	[5-8]	545	Água 100%	175°C/12h
	440	5	520	Água 100%	175°C/12h
P10	510	[6-7]	557	Água 100%	175°C/12h
	480	[7-8]	560	Água 100%	175°C/12h

Após a análise dos resultados obtidos realizou-se nova extrusão dos tubos P10 e P17, modificando os parâmetros que se acharam adequados (tabela 6). Desta vez a velocidade foi um parâmetro estabelecido e que se propôs ser fixo.

Assim, para o perfil P17 e P10 utilizaram-se as temperaturas de pré-aquecimento de 510°C e velocidade 3 m/min.

<sup>5</sup> Alumínio e ligas de alumínio - Barras, tubos e perfis extrudidos. Parte 1: Condições de controlo e de expedição.

<sup>6</sup> NP EN 10002-1:2006 - Materiais Metálicos: Ensaio de Tracção. Parte 1: Método de ensaio (à temperatura ambiente).

**Tabela 6 - Parâmetros controlados durante e após extrusão dos tubos, no segundo ensaio**

Perfil	T <sup>a</sup> Bilete (°C)	Velocidade média (m/min)	T <sup>a</sup> Saída (°C)	Arrefecimento	Ciclo envelhecimento (Temperatura/tempo)
P17	510	3	530	Água 100%	175°C/12h
P10	510	3	510 - 530	Água 100%	175°C/12h

O procedimento após a extrusão, no que diz respeito à recolha de amostras, tratamento de envelhecimento, produção e ensaio de provetes no primeiro ensaio foi repetido de igual forma aos primeiros ensaios.

Foram igualmente medidas as durezas Brinell das amostras e feito um tratamento de envelhecimento natural e um artificial a 175°C durante diferentes tempos. Foram novamente traçadas as curvas de envelhecimento para ambos os perfis.

Após extrusão procedeu-se da mesma forma que para o ensaio anterior. Colheram-se amostras dos tubos no estado T<sub>40</sub>, os perfis foram conduzidos a um estado T<sub>5</sub> com um envelhecimento a 175°C durante 12h dos quais se recolheram amostras. Foram fabricados e ensaiados os provetes de tracção em ambos os estados T<sub>4</sub> e T<sub>5</sub>. As amostras T<sub>40</sub> sofreram um envelhecimento natural e um artificial a 175°C, tendo sido medidas as durezas Brinell das amostras para os diferentes tempos de tratamento, traçando-se assim as curvas de envelhecimento para os diferentes perfis.

### 5.3. Curvas de envelhecimento

Para a realização do envelhecimento natural e artificial foram cortadas amostras dos tubos como extrudidos. Este estado de processamento será aqui designado como T<sub>40</sub>, que corresponderá amostras recolhidas após extrusão e arrefecimento, sem que tenham passado longos tempos de envelhecimento artificial (o tempo de arrefecerem até uma temperatura suficientemente baixa para os tubos percorrerem todas as pistas de transporte até à fase do acondicionamento de cargas e posterior corte das amostras). Para o envelhecimento natural, deixaram-se as amostras à temperatura ambiente e efectuaram-se ensaios de dureza Brinell para diferentes tempos de envelhecimento a esta temperatura. Cada amostra foi sujeita a um mínimo de 6 medições de dureza. O envelhecimento artificial foi efectuado num forno de mufla, sujeitando as amostras a diferentes tempos de estágio isotérmico a 175°C e 190°C.

As temperaturas de tratamento foram controladas com um termopar. Uma vez que se verificam variações de temperatura significativas em diferentes zonas do forno, as amostras foram todas colocadas no mesmo local (meio do forno) de forma que fossem todas sujeitas às mesmas temperaturas de tratamento. Para traçar as curvas de

envelhecimento, foram também realizados ensaios de dureza Brinell a estas amostras sendo o número de identificações nunca inferior a seis.

A tabela 7 mostra os tratamentos realizados às diferentes amostras.

Foi também realizado um tratamento de solubilização à uma amostra de P17 com T<sup>a</sup>bilete igual a 510°C. A solubilização foi efectuada a 560°C durante 2 horas. Fizeram-se as curvas de envelhecimento também para estas amostras.

Tabela 7 - Temperaturas e tempos dos tratamentos de envelhecimento realizados às amostras no estado T4 dos diferentes perfis.

Perfil	T <sup>a</sup> Bilete (°C)	Temperatura de Envelhecimento	Tempos de Envelhecimento (horas)
P17	510	175°C	1h, 3h, 6h, 12h, 20h, 22h, 24h
		190°C	1h, 2h, 3h, 4h, 5h
		Temperatura ambiente	0h,1h,3h,6h,10h,24h,96h,792h
	460	175°C	1h, 3h, 6h, 12h, 20h, 22h, 24h
		190°C	1h, 2h, 3h, 4h, 5h
		Temperatura ambiente	0h,1h,3h,6h,10h,24h,96h,792h
	440	175°C	1h, 3h, 6h, 12h, 20h, 22h, 24h
		190°C	1h, 2h, 3h, 4h, 5h
		Temperatura ambiente	0h,1h,3h,6h,10h,24h,96h,792h
P10	510	175°C	1h, 3h, 6h, 12h, 20h, 22h, 24h
		190°C	1h, 2h, 3h, 4h, 5h
		Temperatura ambiente	0h,1h,3h,6h,10h,24h,96h,792h
	480	175°C	1h, 3h, 6h, 12h, 20h, 22h, 24h
		190°C	1h, 2h, 3h, 4h, 5h
		Temperatura ambiente	0h,1h,3h,6h,10h,24h,96h,792h

#### 5.4. Caracterização mecânica

O comportamento mecânico do material foi caracterizado por medição de dureza Brinell e ensaios de tracção.

Os ensaios de dureza foram realizados segundo a norma ISO 6506-1:2005<sup>7</sup>. Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente, usando para fazer a penetração, uma esfera com 2,5mm de diâmetro (D).

A força (F) a aplicar é escolhida, segundo a norma, de forma que o valor do diâmetro da indentação se situe entre os valores 0,24 D e 0,6 D.

A norma apresenta uma tabela (tabela 3 da norma) com os rácios força - diâmetro ( $0,102 \times F/D^2$ ) que são apropriados para aplicar a determinados materiais e níveis de dureza.

Para ligas leves, a norma aconselha relações ( $0,102 \times F/D^2$ ) iguais a 5, 10 e 15 para durezas entre 35 a 80 e relações de 10 e 15 para durezas superiores a 80. Assim, para os ensaios a realizar neste trabalho, foi escolhida uma relação ( $0,102 \times F/D^2$ ) = 10 que abrange ambas as gamas de dureza. A carga utilizada foi de 612,9 N durante 10s.

Para o cálculo do valor da dureza, foram medidos os diâmetros de cada calote esférica resultante das indentações (d1,d2 - com um ângulo de 90°), calculada a média desses diâmetros (d) aplicada a equação (5):

$$HB = 0,102 \times \frac{2 F}{\pi D^2 (1 - \sqrt{1 - d^2 / D^2})} \quad (5)$$

Os valores de dureza são seguidos da designação Brinell para este caso: HB 2,5/62,5/10, sendo: 2,5 o diâmetro da esfera (em mm), 62,5 o valor aproximado em Kgf da carga aplicada = 612,9N e 10 a duração da aplicação da carga (em segundos).

As indentações foram realizadas sob uma superfície de amostra desbastada com uma lixa de carboneto de silício com 600 *mesh* de granulometria.

Para a realização dos ensaios de tracção foram fabricados provetes na Extrusal de acordo com a norma NP EN 755-1:1999.

Pretendia-se obter com os ensaios os valores da tensão limite convencional de proporcionalidade a 0,2% (Rp0.2%), a tensão máxima (Rm) e o alongamento percentual

---

<sup>7</sup> Metallic materials -- Brinell hardness test -- Part 1: Test method

(A%). Os ensaios mecânicos foram realizados maioritariamente na Extrusal, sendo os restantes efectuados na FEUP.

Na Extrusal os ensaios efectuaram-se numa máquina de tracção Shimadzu Autograph AG-X com uma célula de carga de 100 kN. Para a obtenção dos valores da tensão limite de proporcionalidade a 0,2% utilizou-se um extensómetro. Os valores de  $R_{p0.2\%}$  e  $R_m$  bem como os gráficos força versus deslocamento eram imediatamente determinados por um software e registados num computador. O alongamento percentual (A%) foi calculado através da medição do comprimento inicial do provete e a medição do mesmo após fractura. Utilizou-se, então, a seguinte equação:

$$A(\%) = \frac{l - l_0}{l_0} \times 100 \quad (6)$$

onde  $l_0$  é o comprimento inicial do provete e  $l$  o comprimento após fractura.

Na FEUP, os ensaios de tracção foram realizados numa máquina de tracção também da SHIMADZU modelo AG A25. Aqui os valores não eram determinados directamente por nenhum software, sendo apenas registados numa folha em formato Excel os valores da força aplicada e do deslocamento das amarras. Os valores das forças foram convertidos em tensões dividindo a força aplicada pela área da secção útil dos provetes. Os valores de  $R_{p0.2\%}$  foram calculados utilizando também um extensómetro e realizando posteriormente um gráfico tensão versus deformação, onde se traçou uma recta paralela ao domínio elástico (o mais aproximado possível), partindo do valor de deformação 0.2%. A figura 12 mostra o exemplo de um dos cálculos de  $R_{p0.2\%}$ .

O alongamento percentual (A%) foi determinado pelo mesmo processo anteriormente descrito, aplicando-se a equação 6.

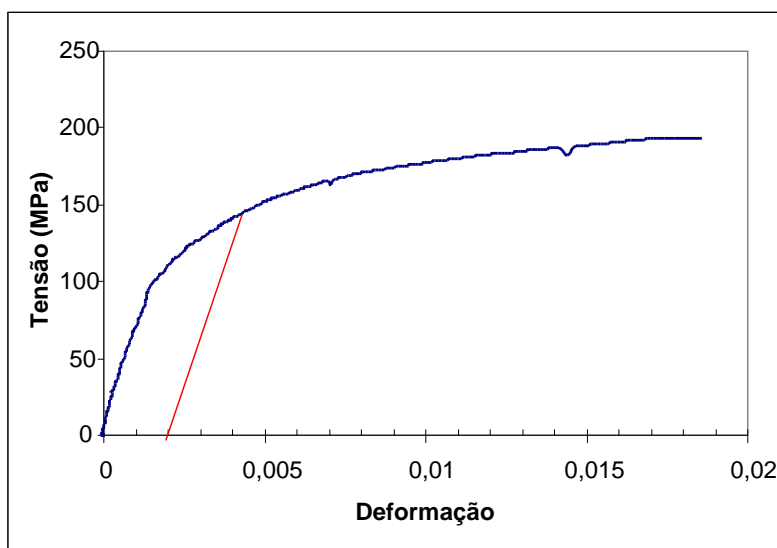


Figura 12 – Exemplo do procedimento para o cálculo dos valores de  $R_{p0.2\%}$  nos ensaios realizados na FEUP.

### 5.5. Análise microestrutural

Para a análise das microestruturas, as amostras nos diferentes estados de processamento foram desbastadas com lixas de granulometria 400, 600, 800 e 1000 mesh. Foram depois polidas em panos de polimento com suspensões de diamante de  $6\mu\text{m}$  e  $1\mu\text{m}$  e, por fim, de sílica coloidal.

Foram realizados diversos ataques químicos [21] para revelar a microestrutura, mas apenas com a solução de 1g de NaOH dissolvido em 100 mL de água destilada, durante 15 minutos se conseguiu observar a microestrutura em algumas amostras. Foram registadas imagens observadas num microscópio óptico e num microscópio electrónico de varrimento equipado com um sistema de microanálise por raio-X SEM/EDX (*FEI Quanta 4000 FEG ESEM/EDAX Pegasus X4M*), disponível no Centro de Materiais da Universidade do Porto (CEMUP).

## 6. Apresentação e discussão de resultados

Segundo a norma EN 755-2:2008<sup>8</sup> os tubos têm de corresponder às propriedades mecânicas descritas na tabela 8:

Tabela 8 - Estado das propriedades mecânicas segundo a norma EN 755-2:2008 para tubos extrudidos.

EPM	Dimensões (mm)	RM min (MPa)	Rp0.2 min (MPa)	A min (%)	HBW Valor típico <sup>9</sup>
<b>Tubos</b>					
	Espessura de parede (e)				
T4	≤25	205	110	14	70
T6	≤5	290	250	8	95
	5 < e ≤ 25	310	260	10	95

### 6.1. Extrusões previamente realizadas

Tal como foi dito anteriormente, a execução deste trabalho parte da análise de resultados anteriormente obtidos na extrusão dos perfis tubulares ocós P10 e P17 e P20 (10,17 e 20mm de espessura de parede, respectivamente) bem como de um maciço de espessura bastante elevada.

Esses resultados, Rp0.2%, Rm e A(%), foram objecto de um relatório interno da Extrusal e da sua análise foi possível concluir que:

- Nas condições ensaiadas não foram obtidas as propriedades pretendidas para os tubos P17 e P20. Para os tubos P10 foram obtidos resultados satisfatórios, embora a alteração de alguns parâmetros de ensaio levassem a resultados contraditórios.

- Para as mesmas velocidades de extrusão era visível que maiores temperaturas de pré-aquecimento de bilette, produziam melhores propriedades mecânicas.

- A temperatura de pré-aquecimento mais baixa, utilizada nos tubos P10, parecia ser insuficiente para atingir as propriedades do estado T6.

- A obtenção, num maciço das propriedades mecânicas desejadas criou algumas dúvidas. Para atingir essas propriedades duas condições tiveram que se verificar: a

---

<sup>8</sup> Aluminium and aluminium alloys. Extruded rod/bar, tube and profiles. Mechanical properties.

<sup>9</sup> Este valor será brevemente introduzido na norma como um valor obrigatório e não como um valor indicativo.

temperatura de solubilização foi alcançada durante o processo e o arrefecimento foi suficiente para evitar a precipitação grosseira de  $Mg_2Si$ .

- Em comparação com a extrusão dos tubos P17, para uma mesma temperatura de pré-aquecimento do bilete e velocidade de extrusão, o maciço supostamente deveria atingir menores temperaturas à saída prensa. Isto porque sofre taxas de deformação bastantes menores que os tubos. Ou seja, à partida, estes resultados indicavam que a temperatura de solubilização tinha sido atingida no maciço e conseqüentemente, nos tubos P17 para uma temperatura de pré-aquecimento do bilete igual a  $480^{\circ}C$ . Por outro lado, a velocidade de arrefecimento no maciço sob as mesmas condições operacionais do túnel de arrefecimento, deveria ser muito menor do que no caso dos tubos P17. Ora, se foi possível obter para o maciço uma solução sólida com o Mg e Si suficientes para um envelhecimento eficaz então, partindo do princípio que os tubos arrefecem mais rapidamente, também deveria ter sido alcançado este envelhecimento nos tubos. Existe portanto uma aparente contradição nos resultados obtidos.

- Uma vez que não se conseguiram obter as propriedades desejadas nos tubos P17, optou-se por não se realizar a extrusão dos tubos P20 nos ensaios seguintes (por à partida seriam mais difíceis de obter com as propriedades pretendidas).

## 6.2. Análise do bilete - microestrutura e SEM/EDX

Pela análise da microestrutura (figura 13) é possível observar uma grande concentração de precipitados (uns arredondados e outros de forma mais acicular) que, são referidos segundo alguma bibliografia [1,17] como  $\alpha$ -AlFeSi e  $\beta$ -AlFeSi, respectivamente. Outra referência [23] diz ser impossível determinar as diferentes fases intermetálicas, apenas com base na morfologia. Isto porque, diferentes fases têm morfologias similares (como por exemplo  $Al_{13}Fe_4$  e  $\beta$ -AlFeSi). No entanto, a bibliografia [22] refere que para os valores de Mn presentes nesta liga, a transformação de partículas  $\beta$ -AlFeSi para  $\alpha$ -AlFeSi ocorre rapidamente durante a homogeneização, admitindo-se portanto que grande parte dos precipitados presentes seja  $\alpha$ -AlFeSi. De realçar que o silício presente nestas partículas não estará disponível para o endurecimento por envelhecimento uma vez que estas partículas não serão dissolvidas durante a extrusão.

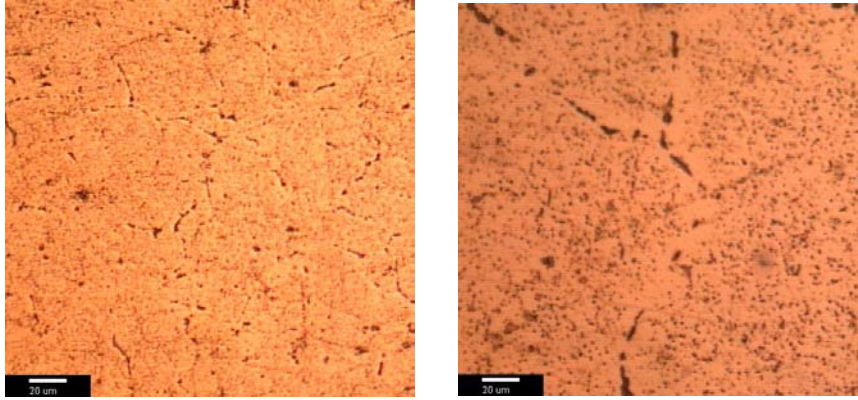


Figura 13- Microestrutura do bilette. Amostra atacada com solução de NaOH. É visível junto das fronteiras de grão uma grande concentração de partículas de Al-Fe-Si.

Pela análise SEM/EDX (figuras 14,15,16), foi possível verificar que estas eram mesmo partículas AlFeSi. Foi também possível observar outras partículas presentes no material: partículas que se supõem ser de  $Mg_2Si$ , e partículas muito pequenas que contêm também Mn (zonas Z2 e Z3 respectivamente, assinaladas na figura14).

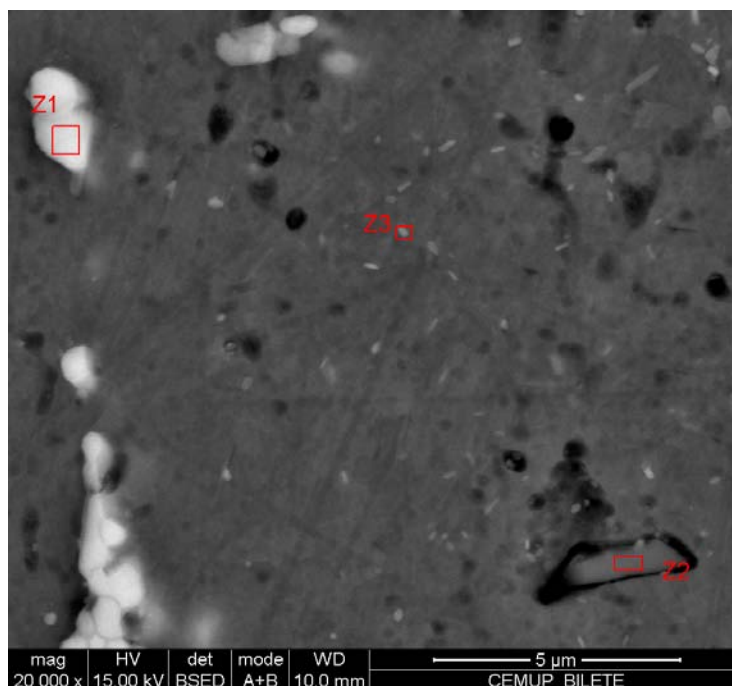


Figura 14 - Imagem SEM da amostra de um bilette da liga AA 6082 usada no trabalho. Estão assinaladas a vermelho as zonas 1, 2 e 3. Z1- Partícula de AlFeSi; Z2- Partícula de  $Mg_2Si$ ; Z3- Dispersóide contendo Mn.

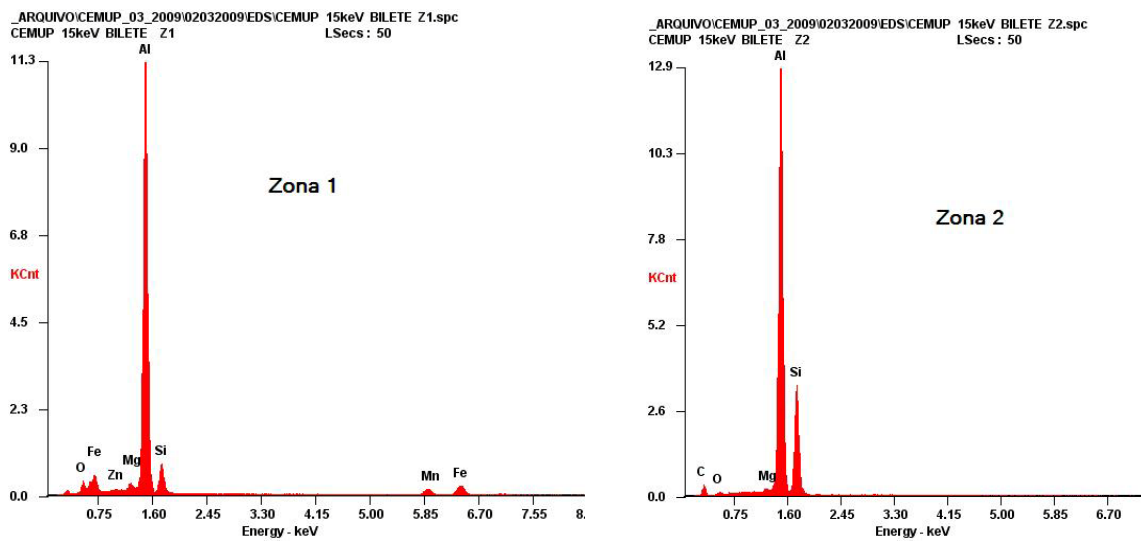


Figura 15 - Análise EDX realizada na amostra do bilete nas zonas 1 e 2 assinaladas na figura 14.

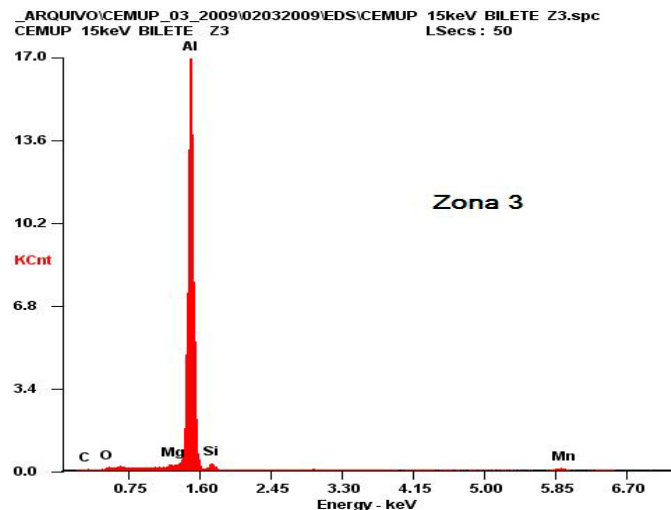


Figura 16 - Análise EDX realizada na amostra do bilete na zona 3 assinalada na figura 14.

### 6.3. Análise de um extrudido no estado T5 - SEM/EDX

Foi feita uma análise em SEM a uma amostra no estado T5. Este amostra não foi recolhida de nenhum dos tubos produzidos durante a realização deste trabalho, mas sim de outros tubos que a Extrusal disponibilizou.

Pela análise SEM/EDX realizada aos tubos (figura 17 (a) e (b)), foi possível identificar dois tipos de precipitados presentes. Uns compostos por Al,Fe,Mn,Si (os precipitados mais claros na figura 17) e outros compostos por Mg e Si (pontos escuros na figura 17).

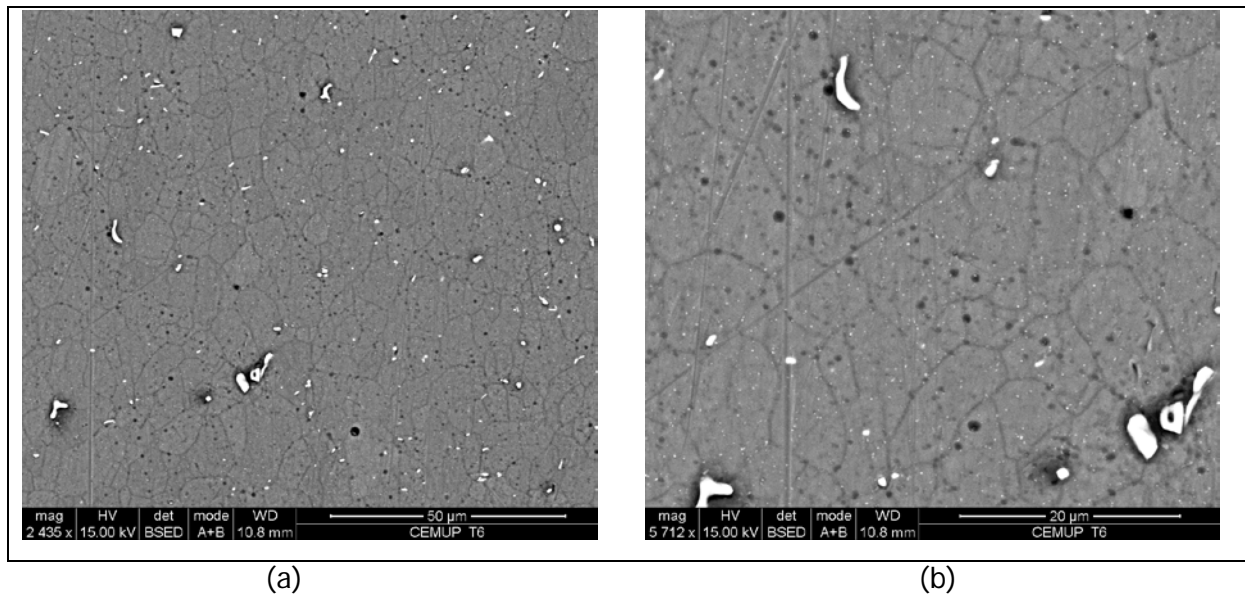


Figura 17 - Imagens SEM de uma amostra recolhida de um tubo extrudido e envelhecido artificialmente (estado T5) - a) Vista mais abrangente da microestrutura e distribuição dos precipitados; b) Pormenor dos precipitados e dos pequenos grãos de  $\alpha$ -Al. Os precipitados brancos são compostos por Fe, Al, Mn, Si e os precipitados escuros (pontos pretos), são de Mg e Si. A identificação dos constituintes dos precipitados foi feita por EDX.

#### 6.4. Primeiro ensaio de extrusão

Os parâmetros de extrusão projectados para a extrusão dos tubos P10 e P17 estão descritos na tabela 5.

Planearam-se três temperaturas de pré-aquecimento para os tubos P17 - 510°C, 460°C e 440°C. Para os tubos P10 foram consideradas as temperaturas de 510°C e 480°C.

Não foi tido em conta o factor produtividade na determinação das velocidades de extrusão. Apenas se pretendeu utilizar velocidades mínimas que atingissem temperaturas de saída do perfil da ordem dos 530°C [1,7]. Ao mesmo tempo, sabendo que se tinha aplicado as capacidades máximas do túnel de arrefecimento, e uma vez que o problema podia residir no facto de o arrefecimento não estar a ser eficaz, pretendia-se extrudir a uma velocidade relativamente baixa para o perfil permanecer mais tempo dentro do túnel de arrefecimento.

De referir que após a extrusão o material saiu a uma temperatura ainda bastante elevada o que fez com que se tivesse de aguardar aproximadamente duas horas até que o material arrefecesse o suficiente para ser transferido para a correia que o leva à zona de corte.

Foram realizados na FEUP tratamentos de envelhecimento natural e artificial em amostras T4<sub>0</sub> recolhidas de todos os tubos (tabela 7). Pretendia-se desta forma avaliar o ponto de partida das amostras para o tratamento (através da medição da dureza para t=0)

e verificar os tempos de envelhecimento adequados para as mesmas. A avaliação do envelhecimento foi feita com base em medição de durezas Brinell. Foi também realizado uma solubilização às amostras que obtiveram piores resultados (P17 - 510°C) de forma a avaliar o efeito de um tratamento de solubilização após extrusão e posterior envelhecimento artificial.

Como é possível observar pelas curvas de envelhecimento efectuadas, em todas as amostras extrudidas (fig. 18,19 e 20), os valores de dureza são muito baixos, ficando muito longe dos indicados pela ficha técnica obtida no fornecedor e pela norma (T4 = 70HB e T6 = 95HB).

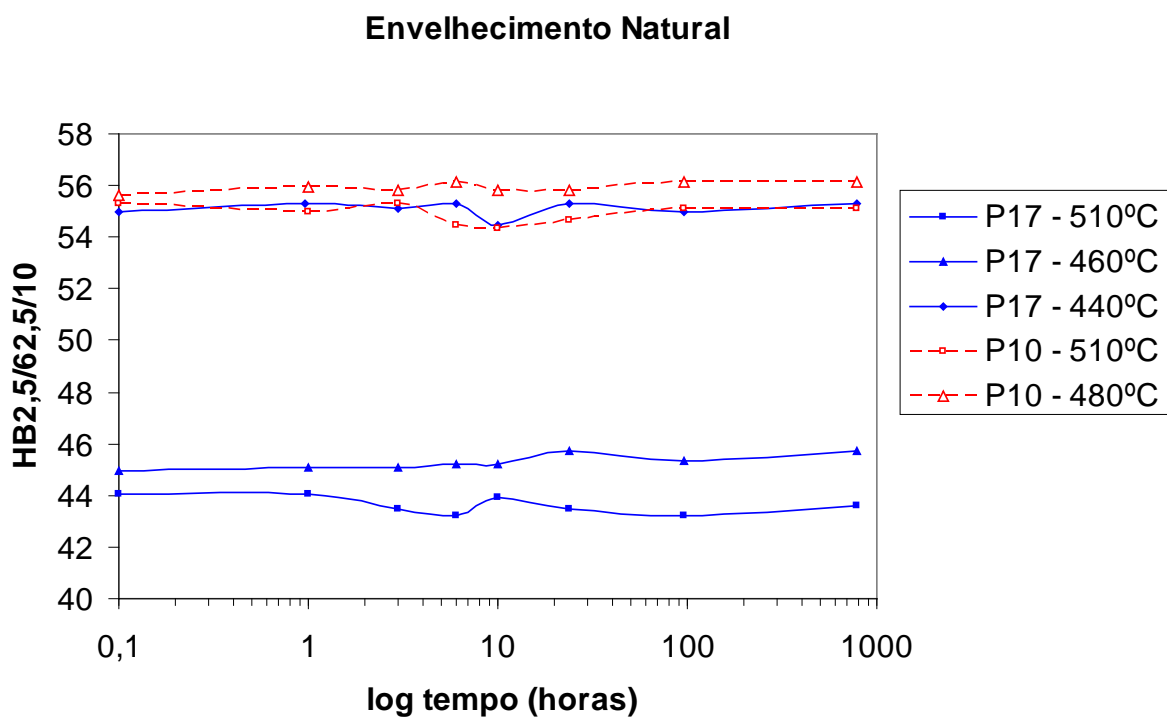


Figura 18 - Curvas de envelhecimento natural para todas as amostras extrudidas.

### Temperatura de envelhecimento - 175°C

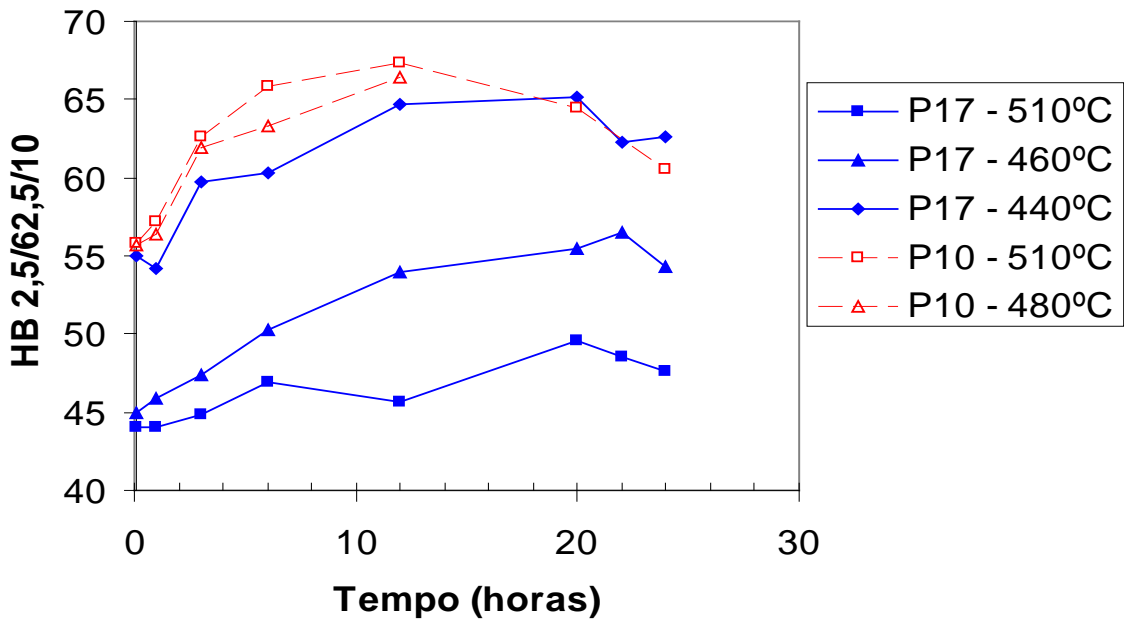


Figura 19 - Curvas de envelhecimento a 175°C realizadas com amostras no estado T<sub>40</sub>, extrudidas no 1º ensaio.

### Temperatura de envelhecimento - 190°C

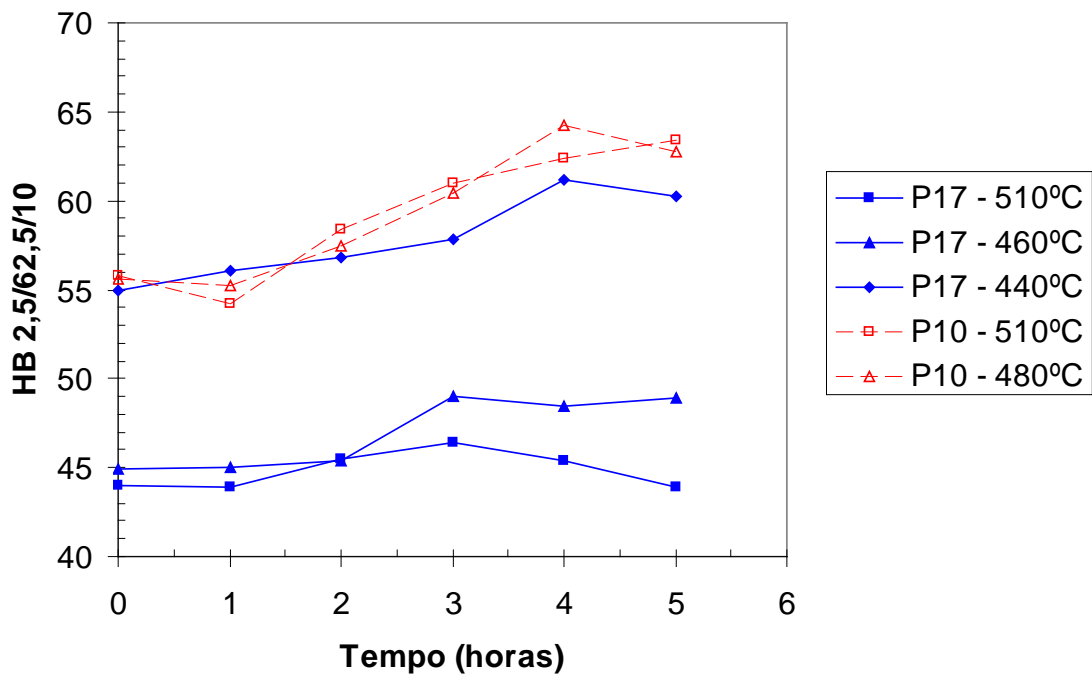


Figura 20 - Curvas de envelhecimento a 190°C realizadas com as amostras no estado T<sub>40</sub>, extrudidas no 1º ensaio.

No caso das amostras P17-510°C e P17- 460°C pode-se considerar que o endurecimento é praticamente nulo com o envelhecimento artificial, quer a 175°C quer a 190°C. Já nas restantes amostras há um endurecimento mais acentuado, embora insuficiente. Com a obtenção de durezas de partida (para t=0) com valores tão baixos, é perceptível que a liga à partida não estará em condições de atingir os valores desejados (95HB). Aliás, em nenhuma das amostras se verificou sequer a ocorrência de envelhecimento natural (fig. 18). No entanto, é importante ter uma ideia destes valores como um modo de avaliar o estado de propriedades da liga imediatamente após extrusão. Assim, à partida, pode-se decidir, através de um mero ensaio de dureza, se se justifica realizar o tratamento de envelhecimento nos perfis.

Comparando as curvas de envelhecimento no estado T4 (fig. 18) e T5 (fig.19 e 20) com a amostra no estado T6 (fig. 21), solubilizada a 560°C durante duas horas e posteriormente envelhecida, é possível observar uma grande diferença na dureza que a liga pode alcançar se sujeita a um tratamento de solubilização e envelhecimento após extrusão.

Neste caso, quer no envelhecimento natural onde se atingiu um máximo de dureza de 75 HB ao fim de 9 dias quer no envelhecimento artificial a 175°C onde se atingiu uma dureza máxima de 107 HB ao fim de 6 horas, são alcançados os valores mínimos exigidos pela norma.

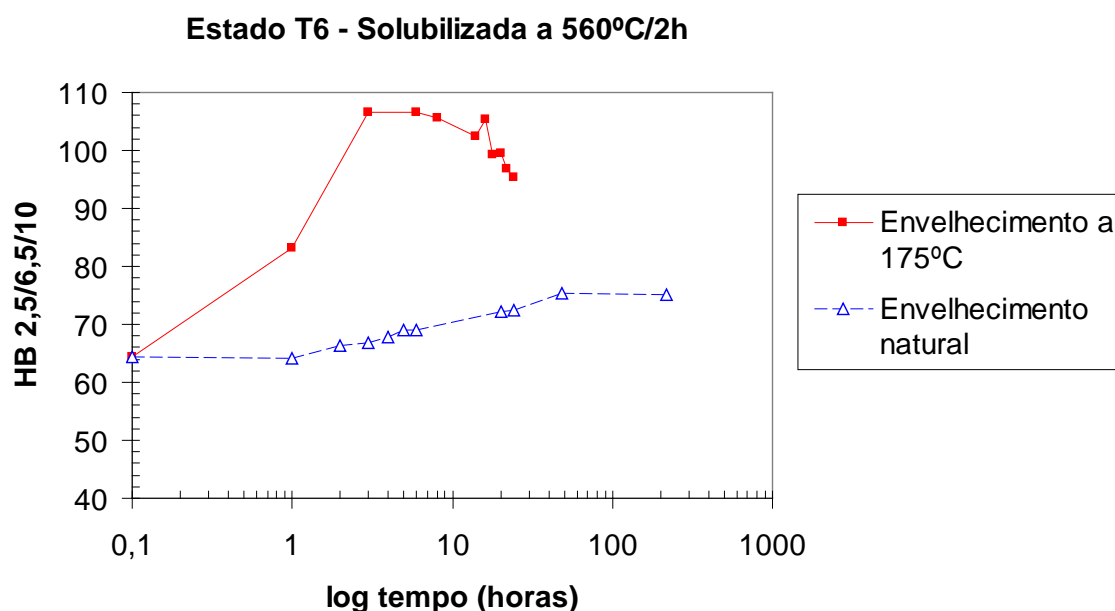


Figura 21 - Amostras no estado T6: solubilizadas a 560°C/2h e envelhecidas artificialmente a 175°C e à temperatura ambiente.

Analisando as propriedades mecânicas obtidas pelos ensaios de tracção (tabela 9), é possível observar que para nenhuma das condições de extrusão dos tubos P17 foi atingido, no estado T5, as propriedades mínimas exigidas pela norma para o estado de propriedades T6 ( $R_m=320\text{MPa}$ ,  $R_{p0.2}=260\text{MPa}$  e  $HB=90$ ), o que aliás seria de esperar tendo em conta as durezas obtidas. O melhor resultado é obtido com uma temperatura de pré-aquecimento de bilete de  $440^\circ\text{C}$  extrudido a uma velocidade de  $5\text{ m/min}$  ficando, mesmo assim, os valores de  $R_m$  e  $R_{p0.2}$  muito aquém do exigido. Uma vez que a temperatura de saída foi de  $520^\circ\text{C}$ , não foi atingida a temperatura mínima para obter uma solubilização adequada (a bibliografia define  $530^\circ\text{C}$  como a temperatura de saída mínima para esta liga) [1]. Isto poderá ser uma das explicações para não se ter alcançado os resultados desejados.

No entanto, para temperaturas de pré-aquecimento de  $460^\circ\text{C}$  e  $510^\circ\text{C}$  conseguiram-se atingir temperaturas de saída suficientemente altas e os resultados foram ainda piores. Esta análise leva a crer que o problema está essencialmente no arrefecimento. Apesar de nestes dois casos se terem atingido temperaturas de saída do perfil mais altas e portanto uma melhor solubilização, o arrefecimento não terá sido tão eficaz. Ou seja, como a temperatura de saída era mais elevada necessitava-se de maior severidade de arrefecimento. Para ligas como a AA 6082, que têm um elevado teor em Si, Mg e principalmente Mn, é necessário arrefecimentos na ordem dos  $20^\circ\text{C/s}$  para evitar que ocorra precipitação do  $\text{Mg}_2\text{Si}$  na gama de temperaturas  $530^\circ\text{C}$ - $150^\circ\text{C}$  [1].

Nos tubos P10, conseguiram-se obter propriedades em tracção muito próximas do exigido pela norma (tabela 9). Aqui, devido ao facto de estarmos perante uma espessura de parede consideravelmente menor, acredita-se que o arrefecimento, de certa forma, tenha sido mais “eficaz” (mesmo tendo sido extrudidos a velocidades ligeiramente superiores aos tubos P17). Em ambos os casos se atinge uma temperatura de saída superior a  $530^\circ\text{C}$  pelo que se parte do princípio que a solubilização é alcançada. Existe, no entanto, uma incongruência entre os valores obtidos nos ensaios de tracção e os valores de dureza. Os valores de dureza são extremamente baixos quer no estado T4 quer no estado T5. Se no caso das amostras P17 os valores não são de estranhar quando comparados com os valores obtidos nos ensaios de tracção, o mesmo não se pode dizer para o caso da amostra P10 -  $510^\circ\text{C}$ . Este valor de dureza é muito baixo tendo em conta os valores de  $R_{p0.2}$ ,  $R_m$  e  $A$  (%). Isto pode resultar de se terem recolhido as amostras do tubo de zonas diferentes e portanto, os provetes e as amostras tratadas serem de locais diferentes. A ser esta a explicação, estes resultados indicarão também que não só o arrefecimento não é suficiente como também varia em diferentes zonas do tubo embora não se possa afirmar com certeza.

Tabela 9 - Condições de extrusão do primeiro ensaio e propriedades mecânicas obtidas após envelhecimento. Todos os tubos sofreram um arrefecimento com spray de água e ar com caudal máximo.

Perfil	Tª bilete (°C)	Velocidade (m/min)	Tª saída (°C)	Ciclo de envelhecimento	Estado tratamento	Rp0.2 (MPa)	Rm (MPa)	A (%)	HB
P17	510	5	560	-----	T4	-----	-----	-----	44
				175 °C/12 h	T5	87	165	23	50
	460	5-8	545	-----	T4	-----	-----	-----	45
				175°C/12h	T5	90	165	27	57
	440	5	520	-----	T4	-----	-----	-----	55
				175 °C/12 h	T5	147	215	23	65
P10	510	6 - 7	557	-----	T4	116	203	26	56
				175 °C/12 h	T5	262	306	12	67 <sup>10</sup>
	480	7 - 8	560	-----	T4	115	206	28	55
				175 °C/12 h	T5	158	225	21	66 <sup>8</sup>

A figura 22, mostra a dureza obtida nas amostras extrudidas após arrefecimento no túnel à saída da prensa e em amostras solubilizadas durante 2h a 560°C e arrefecidas em diferentes meios. É possível observar que as amostras P17-510 e P17-460 obtêm durezas após extrusão muito semelhantes às obtidas na amostra solubilizada arrefecida no forno. A obtenção destes valores não se deverá apenas aos arrefecimentos porque à partida, é provável que as amostras que sofreram solubilização após extrusão tenham mais Mg e Si em solução sólida que as amostras extrudidas. No entanto, os valores de dureza são bastante semelhantes o que permite ter uma ideia em relação ao estado de precipitação em que se encontram as ligas. A amostra arrefecida no forno terá sofrido uma precipitação grosseira uma vez que permaneceu na gama de temperaturas 530-150°C bastante tempo. Tendo obtido valores de dureza tão próximos para as amostras P17-510 e P17-460 podemos

<sup>10</sup> Este valor de dureza não corresponde ao obtido no tubo envelhecido na Extrusal, mas sim numa amostra recolhida no estado T4 e envelhecida na FEUP a 175°C/12h. Pode ter sido cortada de outra secção dos tubos extrudidos e daí a discrepância dos valores obtidos.

deduzir que uma forte precipitação ocorreu também nestas amostras, o que se junta ao facto de provavelmente não terem sido dissolvidas durante a extrusão, todas as partículas de  $Mg_2Si$  existentes no bilete.

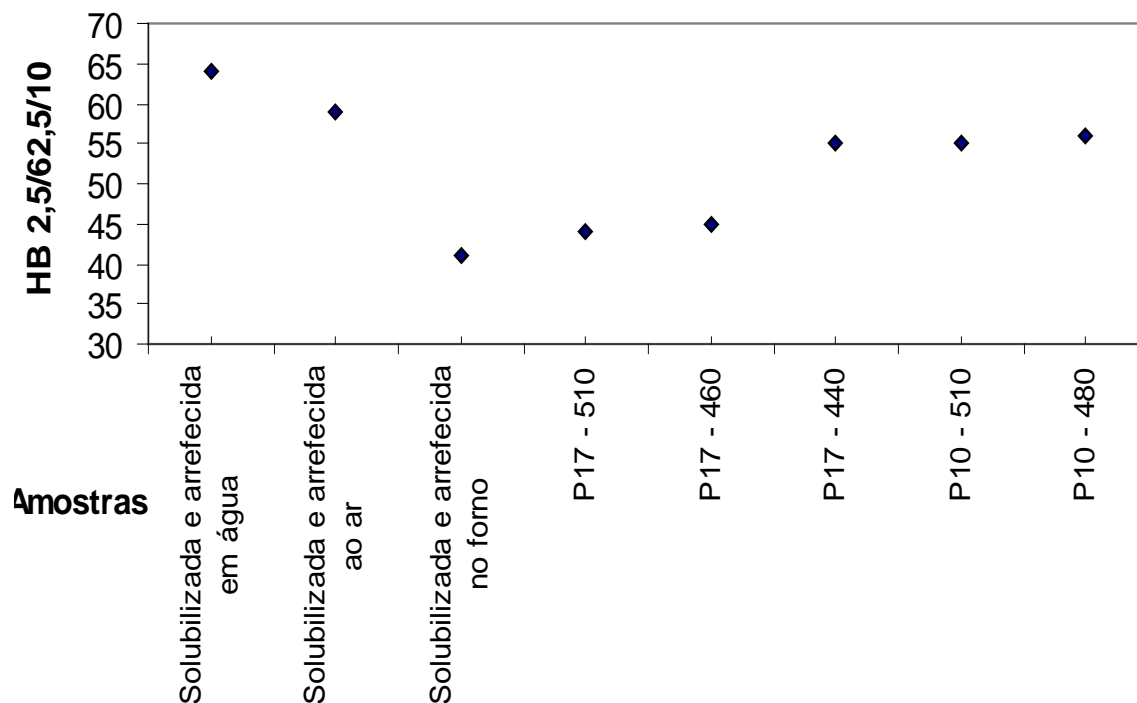


Figura 22 - Gráfico comparativo das durezas obtidas nos tubos após extrusão do primeiro ensaio e amostras solubilizadas a 175°C/2h e arrefecidas em diferentes meios. Velocidades de arrefecimento: ar - 200°C/min; forno - 17°C/min; água - 525°C/s.

Para as restantes amostras, P17-440, P10-510 e P10-480, é notório um aumento da dureza que se aproxima do da amostra arrefecida ao ar. Para a amostra P17-440, só se terá atingido a temperatura de solvus durante um curto espaço de tempo, na zona de deformação máxima à saída da fieira, o que significará uma insuficiente dissolução dos precipitados grosseiros. Por outro lado, o facto de atingir menores temperaturas de saída permite que se partam de temperaturas mais baixas para o arrefecimento, o que poderá ter aumentado ligeiramente a sua eficácia. Esta pode ser a justificação para apresentarem melhores propriedades que os mesmos perfis P17 extrudidos com os outros parâmetros.

As amostras P10 não só atingem a temperatura de solvus como, no seu caso, o material sofre uma maior deformação permitindo dissolver mais Mg e Si. Por outro lado têm uma espessura de parede bastante menor para arrefecer o que permitirá um arrefecimento mais rápido apesar de partir de temperaturas de saída mais elevadas.

Uma vez que as velocidades de extrusão utilizadas são muito baixas, comparativamente com as utilizadas na extrusão de outros perfis da mesma liga na Extrusal, pensa-se que a

forma tem bastante influência no arrefecimento. Quer-se com isto dizer, por se tratar de perfis tubulares ocos há uma maior dificuldade de arrefecimento. Esta dificuldade de arrefecimento resulta de na zona interior dos tubos o ar quente ficar retido, não havendo forma de se forçar a sua circulação.

### 6.5. Segundo ensaio de extrusão

Partindo dos resultados anteriores, realizou-se nova extrusão dos perfis P17 e P10. Desta vez utilizou-se apenas a temperatura de extrusão de 510°C e fixou-se a velocidade do processo para valores mais baixos - 3m/s. Acreditando que o problema está na velocidade de arrefecimento e, uma vez que o túnel de arrefecimento estava a operar nas condições máximas (caudal de água a 100% + ar forçado), o modo de aumentar o arrefecimento será manter o perfil o máximo de tempo possível no túnel de arrefecimento. Sendo que não é possível aumentar o comprimento do túnel nem é viável arrefecer por imersão em água, só diminuindo a velocidade de extrusão se permitiria uma maior permanência no arrefecimento com spray de água. Por essa razão foi escolhida a maior temperatura de extrusão pois, uma vez que se ia diminuir a velocidade de extrusão, pretendia-se garantir que a temperatura de solvus era atingida para possibilitar a máxima dissolução do Mg e Si.

A tabela 10 mostra as condições de extrusão e os resultados obtidos na medição das propriedades mecânicas.

Tabela 10 - Condições de extrusão do segundo ensaio, para os tubos P10 e P17. Na tabela estão também representados os valores médios obtidos pela medição das propriedades mecânicas antes e após envelhecimento.

Perfil	T <sup>a</sup> Bilete (°C)	Velocidade (m/min)	T <sup>a</sup> Saída (°C)	Ciclo envelhecimento	Estado propriedades	Rp02 (MPa)	Rm (MPa)	A (%)	HB
P17	510	2.8 - 3.2	530	-----	T4	113	231	25	63
				175 °C/12 h	T5	272	307	17	91
P10	510	2.8 - 3.2	510 - 530	-----	T4	156	279	27	73
				175 °C/12 h	T5	289	326	16	99

Em ambos os tubos se obtiveram resultados muito melhores, quer a nível dos ensaios de tracção quer a nível de dureza. Mais uma vez, os resultados dos tubos P17 são inferiores aos P10 uma vez que o seu arrefecimento deverá ser mais lento e portanto levará

inevitavelmente à precipitação de  $Mg_2Si$ . De referir que desta vez foi controlada a temperatura à saída do túnel de arrefecimento, não através do aparelho disponível na linha de extrusão, mas com um termopar de contacto, o qual registou uma temperatura inferior a  $100^{\circ}C$ .

No caso dos tubos P10, obteve-se uma média de valores nas propriedades em tracção superiores ao exigido pela norma. Já no caso dos tubos P17, a média de valores é inferior aos da norma, embora se tivessem obtido valores muito superiores em alguns ensaios.

Mais uma vez, parece haver uma heterogeneidade das propriedades ao longo dos tubos. Este é um problema que parece ter de ser mais estudado caso se pretenda avançar, com fins comerciais, para a produção destes tubos. Uma boa solução para estudar esta diferença nos valores seria, em futuros ensaios, marcar à saída da extrusão a zona superior do tubo. Deste modo seria depois possível observar o reflexo de eventuais gradientes térmicos que possam ocorrer durante o arrefecimento, através de ensaios mecânicos em amostras recolhidas de diversas zonas. Estas diferenças podem também ser resultado de um pré-aquecimento heterogéneo do bilete. É sabido que os fornos a gás demoram bastante mais tempo a aquecer de forma homogénea os biletos, quando comparados com fornos de indução. A bibliografia aconselha tempos de pré-aquecimento na ordem dos 40-50 minutos para os fornos a gás e 4 a 6 minutos nos fornos de indução. Ora o bilete não esteve este tempo todo no forno de pré-aquecimento (nem poderia por questões de produtividade), uma vez que o tempo de permanência no forno é controlado pela velocidade de extrusão dos biletos. Como a temperatura do bilete é medida à superfície do material, é possível que nem toda a massa do bilete esteja a essa temperatura, e consequentemente se verifiquem estas variações de propriedades nos perfis. Estas variações podem também explicar parcialmente os resultados discordantes referidos na tabela 9 (para o tubo P10 -  $510^{\circ}C$ )

Foram também realizados envelhecimentos à temperatura ambiente e a  $175^{\circ}C$  nas amostras recolhidas dos tubos P17 no estado  $T_{4_0}$ . Não foram efectuados para P10 porque houve um atraso na recolha das amostras. No entanto, quando recebidas ainda se foi a tempo de verificar a dureza no estado T4 (após 250h). Já para o valor de dureza no estado T5 temos apenas como referência o alcançado após envelhecimento a  $175^{\circ}C/12h$  na Extrusal. A figura 23 mostra as curvas de envelhecimento natural para os tubos P17 em comparação com a amostra solubilizada a  $175^{\circ}C/2h$ .

Para a amostra P17 não há grande variação de dureza com o passar do tempo. Isto sugere que quando a amostra foi recolhida, já se tivesse atingido máximo de dureza possível de obter no estado T4 ou seja, já tinha envelhecido. A amostra P17 atinge um

máximo de dureza de 63 HB no estado T4, algo longe do exigido pela norma (70HB). A amostra de P10 alcança um máximo de 73 HB, estando na gama definida pela norma (não se pode considerar que esteja acima uma vez que o erro de medição é de  $\pm 5\%$ ).

A amostra solubilizada, arrefecida em água após extrusão e sujeita ao envelhecimento natural, continua a obter valores mais elevados, na ordem dos 75 HB.

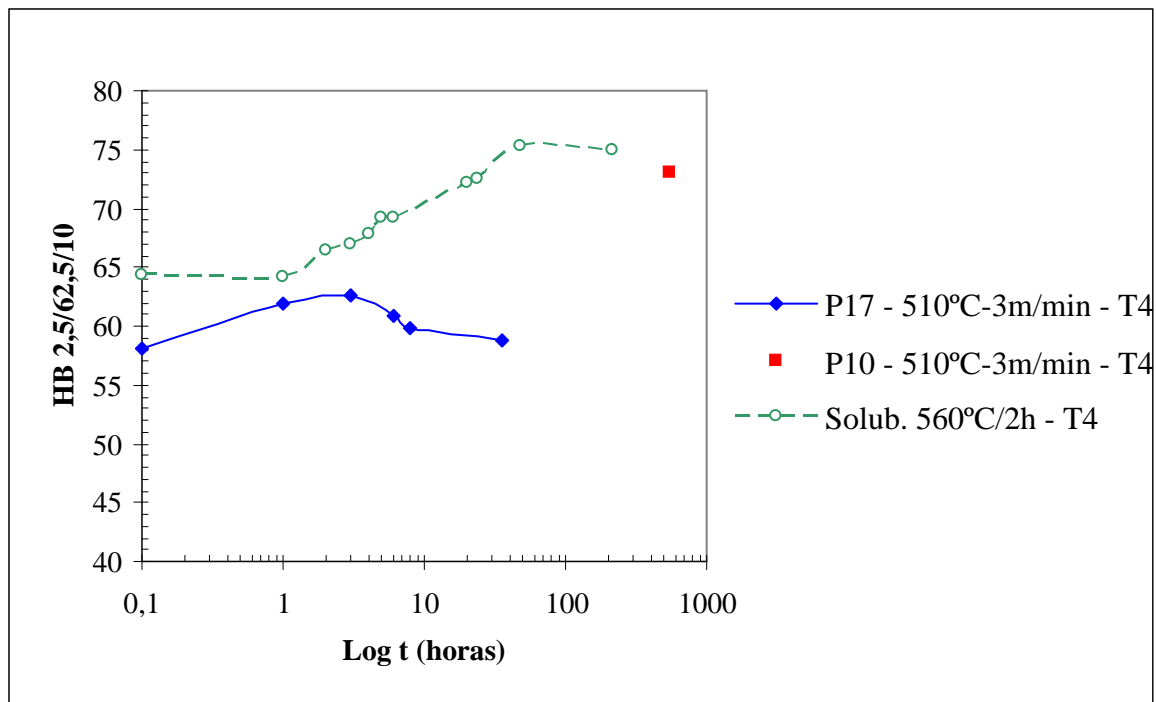


Figura 23 - Curvas de envelhecimento natural para os tubos P17 extrudidos no 2º ensaio e para a amostra solubilizada a 175°C durante 2h. Também aparece o valor de dureza obtido ao fim de 250h para a amostra P10.

Também nos envelhecimentos artificiais (figura 24), é possível notar que a amostra solubilizada obtém melhores resultados. No entanto, envelhecimento efectuado num forno de mufla às pequenas dos tubos P17, obteve-se uma dureza (99 HB) superior à alcançada na Extrusal, mostrando que é possível obter durezas superiores a 91 HB. Por outro lado, o gráfico demonstra que o pico de endurecimento é rapidamente atingido (6h para amostra de P17 e 3h para amostra solubilizada), o que poderá significar que se possam realizar tempos de tratamento inferiores a 12h poupando com isso tempo e energia. Obviamente que estes tempos verificam-se para pequenas amostras e que para maior massa de material são provavelmente curtos, mas mesmo assim indicam essa tendência.

Relativamente à amostra P10, o valor atingido após o ciclo de envelhecimento 175°C/12h, foi de 99HB, um valor muito acima dos verificados na extrusão anterior.

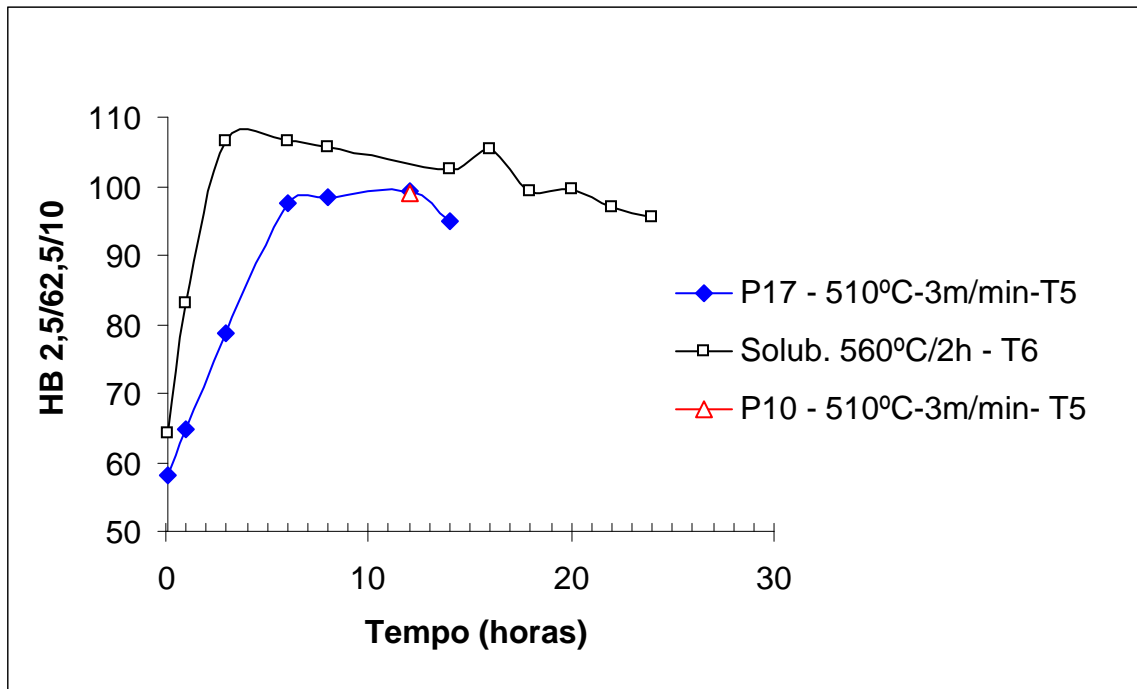


Figura 24 - Curvas de envelhecimento artificial a 175°C para os tubos P17 e para a amostra solubilizada a 560°C/2h.

As figuras 25 e 26 apresentam de modo sucinto os resultados obtidos neste trabalho. Nas mesmas figuras estão destacadas as condições propostas para a extrusão dos tubos com 10 e 17 mm de espessura.

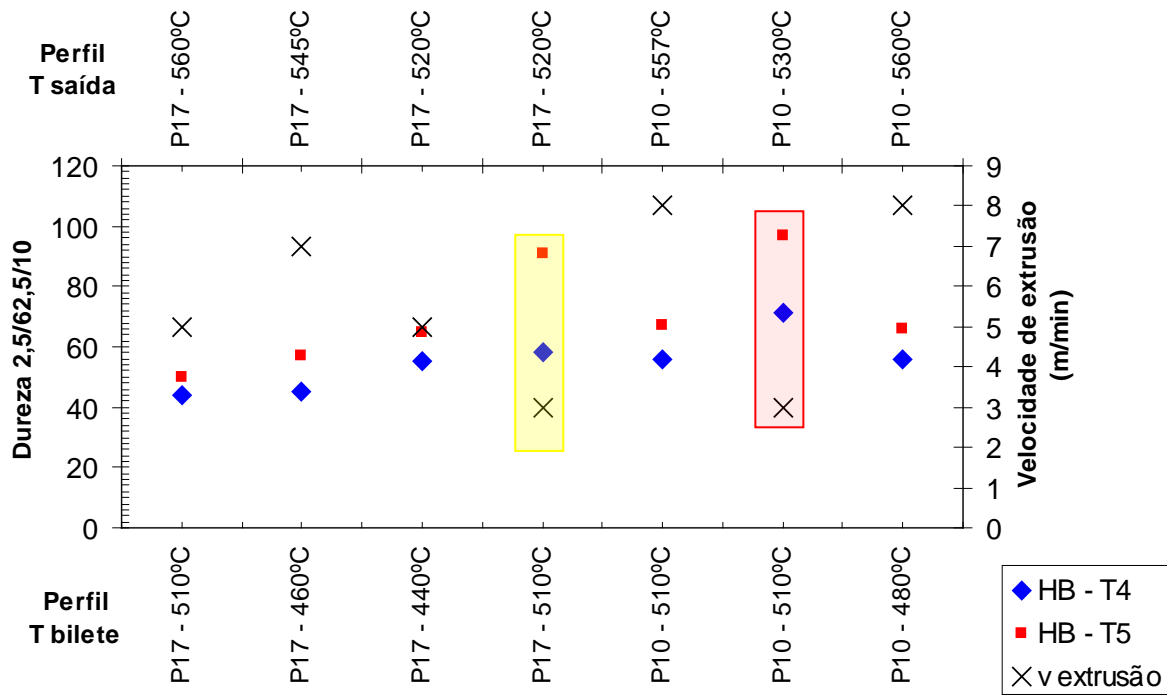


Figura 25 - Variação da dureza em função das temperaturas de pré-aquecimento dos biletos, temperaturas de saída do perfil e da velocidade de extrusão. Na figura estão assinaladas as condições óptimas de extrusão para os perfis P17 (caixa amarela) e P10 (caixa vermelha).

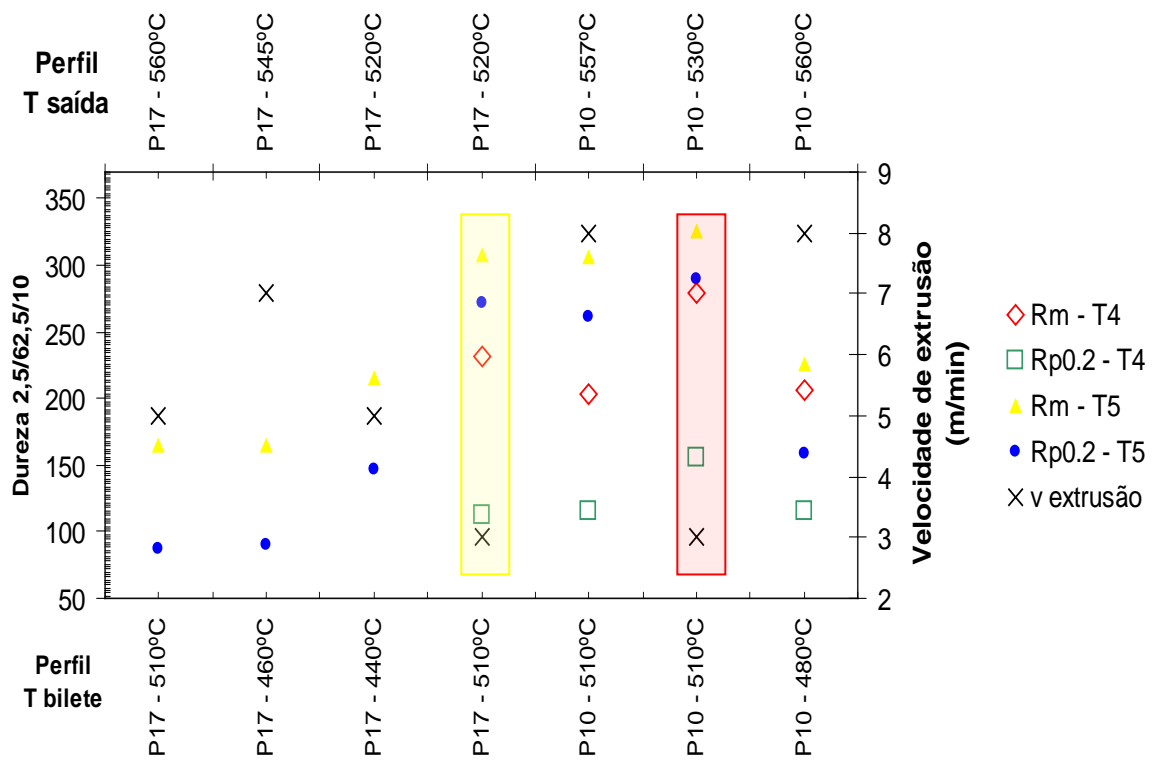


Figura 26 - Variação de Rm, Rp0.2 em função das temperaturas de pré-aquecimento dos biletos, temperaturas de saída do perfil e da velocidade de extrusão. Na figura estão assinaladas as condições óptimas de extrusão para os perfis P17 (caixa amarela) e P10 (caixa vermelha).

## 7. Conclusões

- Os gráficos ilustrados nas figuras 25 e 26 servem um pouco como resumo do trabalho efectuado e dos resultados obtidos.

- Ambos os gráficos demonstram que as melhores propriedades mecânicas são alcançadas para as temperaturas de pré-aquecimento mais elevadas e as velocidades de extrusão baixas.

- Também é possível observar que um aumento da velocidade de extrusão permite alcançar maiores temperaturas de saída do perfil. Dado que esta liga tem temperaturas de solubilização relativamente altas, um aumento de velocidade de extrusão permite temperaturas de pré-aquecimento mais baixas para obter uma temperatura de extrusão da ordem dos 530°C. No entanto, na prática, este factor não tem grande utilidade para esta liga e perfil em causa, uma vez que velocidades de extrusão superiores a 3m/min não permitiram um arrefecimento suficientemente rápido de modo a obter uma solução sólida suficientemente sobressaturada para obter o estado de propriedades T6.

- Do ponto anterior, também se retira a conclusão que perfis tubulares têm uma maior dificuldade de arrefecimento que penso se dever ao facto de se acumular ar quente na zona oca dos tubos, que não tem por onde sair. Esse calor é apenas extraído por condução térmica à medida que as zonas exteriores do tubo vão arrefecendo com a ajuda do spray de água.

- Os tubos P10 são os que apresentam melhores resultados, sendo até de admitir ser possível extrudi-los a velocidades ligeiramente mais elevadas e temperaturas de pré-aquecimento mais baixas. Isto deve-se claramente à menor espessura de parede que apresentam.

- Neste trabalho só se tem como comparação das propriedades T5 e T6 os valores de dureza. Por esses valores é possível afirmar que não se conseguiu obter maior dureza com o processamento T5 do que no T6, como a bibliografia diz ser possível [2]. No entanto atingiram-se valores de dureza muito próximos no caso dos tubos P10, acima dos valores indicados pela norma. Já no caso dos perfis P17 a sua produção é bastante difícil, sendo possível que se tivesse de baixar ainda mais a velocidade de extrusão utilizando o meio de arrefecimento possível.

- Em termos das propriedades mecânicas obtidas nos ensaios de tracção verificou-se que os tubos P10, também aqui, atingiram os valores exigidos pela norma para o estado de propriedades T6. Já os tubos P17 estão muito próximos em termos de valores médios, mas verifica-se que dependendo da zona onde é recolhido o provete, há acentuadas variações da resistência à tracção.

- Se na produção dos tubos P17, com 17mm de espessura de parede, não se conseguiu alcançar sempre os valores exigidos pela norma, prevê-se que na produção dos tubos P20, com 20mm de espessura de parede, seja ainda mais difícil de obter os valores exigidos para o estado T6.

- A recolha de amostras no estado T4 e medição da sua dureza, revelou-se bastante útil uma vez que permitem estabelecer valores indicativos da dureza mínima de partida para que o envelhecimento posterior seja possível.

- As curvas de envelhecimento, traçadas através do envelhecimento das amostras recolhidas logo após extrusão, parecem indicar que se pode encurtar os tempos de tratamento.

- O envelhecimento a 175°C realizado às amostras obtidas no primeiro ensaio, obteve um pico de dureza mais elevado do que o envelhecimento a 190°C, embora necessitasse de mais tempo para o atingir. Isto era aliás o esperado.

- As velocidades de extrusão que permitiram alcançar estes resultados são muito baixas para uma produtividade que se pretende o mais elevada possível. Deste modo dificilmente se poderá partir para a produção destes tubos com estes parâmetros de extrusão.

- Observando os valores de dureza obtidos com um tratamento T6, sem se obter solubilização directa na prensa, mas sim com tratamento de solubilização após extrusão e posterior envelhecimento, confirma-se que uma solução "possível" é a da instalação de um forno de solubilização.

- O aumento do tamanho do túnel também seria uma hipótese plausível, uma vez que a forma encontrada para aumentar a velocidade de arrefecimento foi fazendo permanecer

os tubos mais tempo dentro do túnel. Aumentando o túnel, conseguir-se-iam tempos de permanência idênticos com velocidades de extrusão superiores.

- Não foi encontrada na bibliografia qualquer referência a processos de arrefecimento de prática industrial melhores que os existentes na Extrusal. O sistema com spray de água é unanimemente considerado o mais eficiente, principalmente quando são consideradas as deformações criadas durante o mesmo.

## 8. Bibliografia

- [1] Sheppard, T., *Extrusion of Aluminium Alloys*, Kluwer Academic Publishers, Netherlands (1999)
- [2] Royset, J., Tundal, U., Reiso, O., *Comparison of Properties of Extruded 6xxx Alloys in T5 Temper versus T6 Temper*, in: Proceedings of the 9<sup>th</sup> International Conference of Aluminium Alloys (2004), 300-304
- [3] Birol, Yucel, *The effect of processing and Mn content on the T5 and T6 properties of AA6082 profiles*, Journal of Materials Processing Technology 173, (2006) 84-91
- [4] ASM Handbook, Volume 02: *Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials* (1990)
- [5] Smallman, R.E., Ngan, A.H.W., *Physical Metallurgy and Advanced Materials Engineering*, 7th edition, Butterworth Heinemann (2007)
- [6] Barralis, J., Maeder, G., *Prontuário de Metalurgia - Elaboração, estrutura, propriedades e normalização*, Fundação Calouste Gulbenkian, 2005
- [7] Bauser, M., Sauer, G., Siegert, K. (ed.), *Extrusion*, 2th Edition, ASM International (2006)
- [8] Totten, George, Mackenzie, Scott, *Handbook of Aluminum*, vol 1, USA, (2003) 169-172
- [9] Marioara, C.D., Andersen, S.J., Jansen, J., Zandbergen, H.W., *The influence of temperature and storage time at RT on nucleation of the B phase in a 6082 Al-Mg-Si alloy*, Acta Materialia 51, (2003) 789-796
- [10] Nowotnik, G.M., *Damage mechanism in AlSi1MgMn alloy*, in: International Scientific Journal, Vol. 29, (2008) 93-96
- [11] <http://www.wipo.int/pctdb/en/wo.jsp?IA=NO2004000315&DISPLAY=STATUS>; acedido em 28/07/09
- [12] <http://www.aalco.co.uk/technical/aluminium.html>; acedido em 28/07/09
- [13] Jacobs, M.H., *Precipitation Hardening*, University of Birmingham (1999)
- [14] Edwards, G.A., Stiller, K., Dunlop, G.L., Couper, M. J., *The precipitation sequence in Al-Mg-Si Alloys*, Acta Materiali, Vol. 46, (1998) 3893-3904
- [15] Andersen, S. J., et al, *The crystal structure of the B" phase in Al-Mg-Si alloys*, Acta Materiali, Vol. 46, (1997) 3283-3298
- [16] Langerweger, J., *Influence of heat treatment practice on the extrudability and on the properties of AlMgSi-alloy sections*, in: Aluminium Technology '86, London, The Institute of Metals, (1986) 216-222
- [17] M.Nowotnik, G., Sieniawski, J., *Influence of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of 6005 and 6082 aluminium alloys*, Journal of Materials Processing Technology, (2005) 162-163
- [18] Davis, J.R., *Aluminum and Aluminum Alloys*, ASM International Handbook Committee

- [19] Brandes, E.A., Brook, G.B, *Smithells Metals Reference Book*, Butterworth Heinmann (1992)
- [20] Albertini, G et al., *SANS investigation of precipitation in heat-treated AA6082 alloy*, Physica B, (2000) 276-278
- [21] *Metallography Principals and Procedures*, Catálogo da LECO
- [22] Kuijpers, *Intermetallic phase transformations during homogenisation of 6xxx Al alloys* (2000)
- [23] Sha, G et al., *Growth related metastable phase selection in 6xxx series wrought Al alloy*, Material Science and Engineering A304-306, 612-617 (2001)