M 2018

U.PORTO

FEUP FACULDADE DE ENGENHARIA UNIVERSIDADE DO PORTO

Estudo das causas indutoras da fragilização de perfis de latão com Pb

António Pedro da Silva Barros

Orientador FEUP: Prof. Luís Filipe Malheiros

Coorientador da empresa: Eng. Elias Rebuge

DISSERTAÇÃO REALIZADA NO ÂMBITO DO MESTRADO INTEGRADO EM ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS

Porto, 21 de setembro de 2018

Candidato	António Pedro da Silva Barros	Código: 201303342
Título	Estudo das causas indutoras da fragilização de perfis de latão com Pb	
Data	21 de setembro de 2018	
Local	Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto- Sala: F106 -16h:45min	

Júri	Presidente Professor Doutor Manuel Fernando Gonçalves Vieira	DEMM/FEUP
	Arguente Professor Doutor Abel Dias dos Santos	DEMec/FEUP
	Orientador Professor Doutor Luís Filipe Malheiros F. Ferreira	DEMM/FEUP

Resumo

A presente dissertação, desenvolvida no âmbito do Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, apresenta como objetivo a análise das causas indutoras da fragilização de perfis de latão bifásico, contendo Pb na sua composição.

A fim de averiguar se a fragilização estava relacionada com os processos de conformação plástica (parâmetros de extrusão e de trefilagem) ou com a composição química do material de base, procedeu-se à caraterização das ligas utilizadas, em termos da sua composição química, propriedades mecânicas e microestrutura. De realçar que, logo no início do estudo, decidiu-se remeter para plano secundário o controlo dos parâmetros operativos tendo em atenção os vastos anos de experiência que a ASBW possui nesta área.

Foi criada uma base de dados englobando todas as informações recolhidas e efetuado um tratamento estatístico das diferentes variáveis, tendo-se imputado a fragilização entretanto verificada a um excesso de Sb, estabelecendo-se como limite máximo um teor de 120 ppm.

Foi ainda possível identificar o impacto de um outro elemento metálico com elevado poder fragilizante, o Bi. No entanto, não foi possível estabelecer o teor limite pelo que é sugerido este tema para estudos que venham a ser desenvolvidos num futuro próximo.

Palavras-chave

Ligas de latão contendo Pb, Extrusão a quente, Trefilagem, Temperatura intermédia de fragilização, Fragilização induzida pelo Sb.

Abstract

The present dissertation, developed under the Master's Degree in Metallurgical and Materials Engineering, aims to analyse the causes of the embrittlement of biphasic brass profiles, containing Pb in its composition.

In order to investigate whether the embrittlement was related to the plastic forming processes (extrusion and drawing parameters) or to the chemical composition of the base material, the alloys used were characterized in terms of their chemical composition, properties mechanical and microstructure. It should be noted that, at the beginning of the study, it was decided to refer the control of operational parameters to a secondary level, considering the vast years of experience that ASBW has in this area.

A database was created covering all the information collected and a statistical treatment of the different variables was carried out, and the embrittlement was verified to be an excess of Sb, with a maximum content of 120 ppm being established.

It was also possible to identify the impact of another metallic element with high brittleness impact, Bi. However, it was not possible to establish the limiting content; so, this topic is suggested for studies that will be developed in the near future.

Keywords

Leaded Brasses, Hot Extrusion, Drawing, Embrittlement Intermediate Temperature, Embrittlement induced by Sb.

Agradecimentos

Primeiramente, gostaria de agradecer à minha família por toda a devoção e dedicação demonstradas ao longo de todo o meu percurso académico. Em segundo lugar, deixo um forte agradecimento aos meus amigos por me terem acompanhado ao longo desta jornada, que se finaliza com a presente dissertação de mestrado.

De igual forma, um agradecimento a todo o corpo docente do MIEMM que disponibilizou todas as condições para a minha formação académica. Em especial, deixar uma palavra de gratidão ao Prof. Luís Filipe Malheiros, orientador da presente dissertação de mestrado, não só pela dedicação e ajuda ao longo deste trabalho, mas também por contribuir para a minha formação como estudante do MIEMM.

Por fim, o meu especial apreço e agradecimento à Administração e a toda a equipa da ASBW, por me ter acolhido da melhor forma possível, disponibilizando-se sempre para me acompanhar e auxiliar. Neste sentido, gostaria de relevar o agradecimento às pessoas do Eng. Elias Rebuge, coorientador da presente dissertação de mestrado, Engª Maria Amélia, Eng. Diogo Pacheco, Eng. Luís Batista e Sr. Carlos Neves.

Índice

Resumo i
Palavras-chave i
Abstract ii
Keywords ii
Agradecimentos iii
Índice de figuras vi
Índice de tabelas ix
Lista de siglas e abreviaturas x
1. Introdução 1
1.1 Enquadramento 1
1.2 Projeto e objetivos 1
1.3 Estrutura da dissertação 2
1.4 Introdução geral 2
2. A empresa 4
2.1 Breve introdução da empresa 4
2.2 Processo produtivo da empresa 4
3. Ligas de latão 6
3.1 Composição química 6
3.2 Influência dos principais elementos de liga dos latões 7
4. Conformação plástica 9
4.1 Extrusão 9
4.1.1 Vantagens da extrusão 11
4.1.2 Limitações da extrusão 11
4.1.3 Tipos de extrusão 12
4.1.3.1 Extrusão indireta 12
4.1.4 Equipamento 13
4.1.4.1 Matrizes para extrusão a quente 15
4.1.4.2 Recolha dos produtos extrudidos 16
4.1.5 Parâmetros/variáveis da extrusão a quente 17
4.1.6 Força de extrusão e fluxo de metal 21
4.1.7 Defeitos na extrusão a quente 21

4.2 Trefilagem 23
4.2.1 Equipamento de trefilagem 24
4.2.1.1 Fieiras 25
4.2.2 Parâmetros de trefilagem 27
4.2.3 Defeitos na trefilagem 31
5. Fragilização das ligas de cobre 33
5.1 Fragilização a temperatura intermédia 33
5.2 Fragilização das fronteiras de grão 34
5.3 Fragilização induzida por elementos de liga (*MIE*) 35
5.3.1 Fragilização induzida por metal no estado sólido (*SME*) 36
5.3.2 Fragilização induzida por metal no estado líquido (*LME*) 36
6. Componente experimental 38
6.1 Introdução 38
6.2 Procedimento experimental 40
6.2.1 Composição química 40
6.2.2 Propriedades mecânicas 42
6.2.3 Teste de deteção de tensões residuais 43
6.2.4 Análise de componentes principais 44
6.2.5 Análise metalográfica 45
7. Resultados experimentais 46
7.1 Análise da composição química 46
7.2 Análise em componentes principais 48
7.3 Análise microestrutural 50
8. Conclusões 55
9. Sugestões de trabalhos futuros 56
10. Referências bibliográficas 57

Índice de figuras

Figura 1 - Diagrama de equilíbrio do sistema binário Cu-Zn [2]..... 7
Figura 2 - Formas geométricas das secções passíveis de serem obtidas por extrusão a quente [8]..... 11
Figura 3 - Esquema da extrusão a quente indireta [10]. 13
Figura 4 - Diagrama força *vs.* posição do pistão na extrusão direta e indireta de um mesmo produto [8]. 13
Figura 5 - Transporte do bilete, e sua introdução na câmara de extrusão [2]..... 14
Figura 6 - Esquema representativo da operação de corte e remoção da patela [5]. .. 15
Figura 7 - Esquema da matriz e contra-matriz para extrusão a quente [8]. 15
Figura 8 - Tipos de recolha do extrudido: a) processo semi-contínuo, e b) processo descontínuo [2, 12]. 17
Figura 9 - a) Ângulo de ataque da matriz e b) ângulo de ataque da matriz *vs.* força a aplicar sobre o bilete [14]. 18
Figura 10 - Interdependência da temperatura do bilete, pressão e velocidade de extrusão [8]..... 19
Figura 11 - Tipos de defeitos em produtos extrudidos: a) fissura numa barra extrudida de CuZn30, b) fissuras transversais numa barra de CuZn30 originadas por elevadas velocidades de extrusão, c) distorção de uma barra hexagonal de CuZn40Pb2, e d) fissuração na extremidade dianteira da barra devido ao choque térmico com a matriz. 23
Figura 12 - Tanques de decapagem de produtos a trefilar..... 24
Figura 13 - Linha de trefilagem de barras [8]..... 25
Figura 14 - a) Secção reta de uma fieira de trefilagem, b) identificação das quatro zonas principais de uma fieira: i - entrada/ângulo de aproximação, ii - redução da secção do produto, iii - calibração, iv – saída, e c) fieira para perfis de secção quadrada [5, 22]. 26
Figura 15 - Matrizes, com diferentes formas, com núcleo em carboneto de tungsténio [8]. 27

Figura 16 - Energia necessária para a realização de uma operação de trefilagem em função do ângulo da fieira [14]. 28
Figura 17 - Força de trefilagem *vs.* ângulo da fieira e taxas de redução [23]. 29
Figura 18 - Taxa de deformação plástica equivalente *vs.* distância ao longo da secção reta do trefilado à saída da fieira [24]. 29
Figura 19 - Variação do alongamento de uma liga de Cu em função da relação de trefilagem [24]. 30
Figura 20 - Representação esquemática das forças aplicadas sobre uma fieira de trefilagem: F_N = força exercida (na perpendicular) sobre a superfície da fieira, F_R = força de atrito, V_1 = velocidade de entrada, V_2 = velocidade de saída, F_Z = força de trefilagem, α = semi-ângulo de trefilagem [13]. 31
Figura 21 - Defeito *centre burst* ou *chevron cracking* [26]. 32
Figura 22 - Fissuras nas arestas de barras de secção quadrada de 40x40 mm. 32
Figura 23 - Evolução da ductilidade de ligas de latão em função da temperatura [3]. 34
Figura 24 - Vista parcial da Tabela Periódica em que os elementos fragilizantes das ligas de Cu se encontram sombreados a preto [3]..... 35
Figura 25 - Imagens de SEM de uma superfície de fratura de latão bifásico, revelando um modo de fratura intergranular induzida por inclusões de Pb [4]. 38
Figura 26 - *Spectrolab M9* da *Spectro*..... 41
Figura 27 - Amostra de uma barra, de secção quadrada, em que são visíveis as marcas das 5 descargas elétricas promovidas pelo espetrómetro..... 41
Figura 28 - Amostra de uma barra, de secção redonda, e respetiva limalha. 42
Figura 29 - Imagem do provete utilizado nos ensaios de tração. 42
Figura 30 - Imagem da máquina de tração *Shimadzu Universal*, modelo AG-25KN, com um provete a ser tracionado. 43
Figura 31 - Durómetro *Brinell ERNST*. 43
Figura 32 - a) Amostra de barra que apresenta fissuras na sua superfície, e b) amostra da barra sem fissuras, após o teste de deteção de tensões residuais. 44
Figura 33 - Microscópio ótico *Leica*..... 45

Figura 34 - Imagens de fraturas registadas em: a) perfil redondo produzido a partir de uma carga com 480 ppm de Sb, e b) perfil redondo produzido a partir de uma carga com 270 ppm de Sb. 48
Figura 35 – Imagens dos perfis de onde foram retiradas as amostras 1, 2, 3 e 4, respetivamente 51
Figura 36 - Microestrutura da amostra 1 52
Figura 37 - Microestruturas das amostras 1, 2, 3 e 4, respetivamente 53
Figura 38 - Exemplificação do preenchimento do campo da fase ß' utilizado para a sua quantificação (na amostra 1) 54

Índice de tabelas

Tabela 1 - Temperaturas de extrusão de alguns metais [8] 10
Tabela 2 - Resultados das análises efetuadas, sobre o Ga, In, Li e Sb, em ICP-MS..... 46
Tabela 3 - Matriz de componentes rotativos..... 48
Tabela 4 - Composição química das amostras ensaiadas (em % p/p) (1)..... 51
Tabela 5 - Quantificação da fase B' na microestrutura de algumas amostras 54

Lista de siglas e abreviaturas

A (%) – Alongamento

ACP – Análise de Componentes Principais

CP – Componente Principal

EDS – *X-ray Microanalysis and Backscattered Electron Diffraction Pattern Analysis* (Microanálise por raios-X e Análise de Padrões de Difração de Eletrões Retrodundidos)

ICP-MS – *Inductively Coupled Plasma Mass Spectrometry* (Espetrofotometria de Emissão com Fonte de Plasma)

ITE – *Intermediate Temperature Embrittlement* (Temperatura Intermédia de Fragilização)

LCA – Laboratório Central de Análises

LME – *Liquid metal embrittlement* (Fragilização Induzida por Metal no Estado Líquido)

MIE – *Metal induced embrittlement* (Fragilização Induzida por Elementos de Liga)

SEM – *Scanning Electron Microscopy* (Microscopia Eletrónica de Varrimento)

SME – *Solid Metal Embrittlement*

Tf (Cu) – Título Fictício de Cobre

XRD – *X-ray Diffraction* (Difração de raios-X)

1. Introdução

1.1 Enquadramento

O tema abordado nesta dissertação foi proposto e desenvolvido em parceria com a ASBW – Metais & Metais, S.A. O presente documento aborda uma análise exaustiva dos parâmetros operativos mais relevantes da conformação plástica utilizada pela empresa no seu processo produtivo, bem como das principais causas indutoras da fragilização de latões bifásicos 60/40, durante a extrusão a quente e a trefilagem. Este estudo estende-se à identificação dos elementos fragilizantes e à sua relação com as propriedades mecânicas do produto final.

Finalmente, é sugerida a implementação de métodos de análise expeditos e fiáveis dos elementos fragilizantes, e o estabelecimento do respetivo teor limite máximo nos produtos finais.

1.2 Projeto e objetivos

O trabalho desenvolvido consiste em apurar quais os principais fatores que induzem a fragilização das barras de latão bifásico, sendo que esta fragilização pode conduzir à fissuração do produto e, consequentemente, à sua rejeição pelo Departamento da Qualidade da empresa. Serão estudadas diversas variáveis, englobando a caraterização dos perfis, desde a sua composição química, às propriedades mecânicas e microestrutura. Desta forma, poder-se-á identificar qual ou quais os fatores responsáveis pela fratura do produto final.

Para tal, torna-se imprescindível o conhecimento profundo da influência de cada elemento de liga nas propriedades mecânicas dos latões e dos parâmetros operativos, quer da extrusão a quente indireta quer da trefilagem. Além disso, será crucial compreender a variação das propriedades mecânicas, microestrutura e qualidade metalúrgica do produto final em função da composição química do material e das condições de processamento.

De destacar que o estudo desenvolvido no âmbito desta dissertação de mestrado surge do interesse da ASBW em aprofundar o conhecimento sobre este fenómeno e, assim, otimizar o seu processo produtivo.

1.3 Estrutura da dissertação

A presente dissertação compreende uma componente de índole teórica, uma de cariz experimental e, por fim, as conclusões e sugestões de trabalhos futuros.

A componente teórica aborda as principais ligas de latão, os processos de conformação plástica utilizados na produção de perfis (extrusão a quente e trefilagem) e o fenómeno da fragilização das ligas de latão. Esta componente inicia-se por uma introdução genérica à produção de perfis de latão, descrevendo-se de seguida o processo produtivo da empresa. Aborda-se a influência de cada elemento de liga e os parâmetros operativos, quer da extrusão a quente quer da trefilagem. Ainda nesta parte, descortina-se a fragilização a temperatura intermédia e os mecanismos responsáveis.

Relativamente à componente experimental, são escrutinados os procedimentos de ensaio e analisados e discutidos os resultados obtidos.

Por fim, são apresentadas as conclusões resultantes do trabalho desenvolvido e sugestões para trabalhos futuros.

1.4 Introdução geral

Os latões bifásicos apresentam um conjunto favorável de propriedades, nomeadamente em termos de condutividade térmica e elétrica, resistência à corrosão e maquinabilidade, características que justificam o seu vasto leque de aplicações. Além disso, devido à sua aptidão para a conformação plástica, é possível conformar estas ligas através de vários processos, nomeadamente a extrusão a quente e a trefilagem, o que permite a obtenção de produtos com secções retas de diversas geometrias [1, 2].

O processo de produção de perfis de latão abrange várias etapas. Inicia-se com a seleção da composição química pretendida a fim de se cumprirem os requisitos impostos pelas normas, assim como de se controlar a eventual presença de elementos fragilizantes. Estas impurezas, em teores superiores a determinados limites, serão responsáveis pela fragilização do latão durante os processos de conformação plástica subsequentes. De seguida, após a sua fusão, o latão é vazado sob a forma de bilete e cortado, de acordo com as dimensões pretendidas.

Devido ao facto de não ser possível obter produtos, no estado bruto de vazamento, com as dimensões, propriedades mecânicas e acabamento superficial desejados, torna-se imperativa a conformação plástica do bilete. Para tal, utiliza-se a extrusão a quente, em que o bilete é forçado a fluir plasticamente através de uma matriz, modificando-se assim a forma geométrica da sua secção reta, de acordo com o requerido pelo cliente. Torna-se obrigatório escolher o processo de extrusão a quente a utilizar, sendo sempre uma decisão que a empresa terá de tomar com base no seu *know-how* e no que cada variante do processo consegue potencializar.

Atendendo ao facto da extrusão a quente ser realizada a temperaturas elevadas, mormente na gama dos 600-750ºC, poderá assistir-se à fusão de alguns elementos de liga do latão, o que, por sua vez, dará origem ao fenómeno de fragilização induzida por um metal no estado líquido (LME). Isto é, poder-se-ão originar fissuras durante a extrusão, comprometendo a sanidade metalúrgica do produto extrudido e deteriorando as suas propriedades mecânicas. Este fenómeno poderá ser evitado através do controle dos parâmetros de extrusão e da composição química da liga [3, 4].

Além disso, as elevadas temperaturas de processamento criam uma camada superficial de óxidos, sendo necessária a sua remoção, recorrendo a uma decapagem química ou mecânica. De seguida, os produtos são trefilados, *i.e.*, são forçados a fluir plasticamente por uma fieira, sob forças de tração e de compressão. Na trefilagem, as dimensões finais do produto são ajustadas, as propriedades mecânicas melhoradas, obtendo-se um excelente acabamento superficial. De realçar que a fragilização do latão, eventualmente ocorrida aquando da extrusão a quente, apenas poderá vir a revelar-se durante a trefilagem [4, 5].

Como é óbvio, impõe-se um conhecimento profundo, e respetivo controlo, de todos os parâmetros operativos dos processos envolvidos e da composição química do material de base, a fim de assegurar a melhor qualidade do produto final, em conformidade com os requisitos do cliente.

2. A empresa

2.1 Breve introdução da empresa

Fundada em 1940, a ASBW – Metais & Metais, S.A., dedica-se à produção de perfis de latão bifásico com diferentes teores de Pb, na gama 1,6-3,5%. A empresa é igualmente reconhecida no mercado pela produção de lingotes de latão com distintas composições químicas, fundamentalmente em relação aos teores de Cu, Pb e B.

A ASBW produz cerca de 12 mil toneladas por ano, abrangendo mais de 13 referências de ligas de latão, e possui mais de 100 clientes dispersos pelo mundo. De destacar que a empresa produz desde pequenas a grandes séries, com prazos de entrega reduzidos e padrões de qualidade elevados [6].

A empresa vende essencialmente os seus produtos após trefilagem, calibração e polimento; pontualmente, uma reduzida fração de perfis é comercializada no estado bruto de extrusão.

Os perfis produzidos pela ASBW destinam-se a várias indústrias, destacando-se a automóvel, elétrica, petrolífera, de torneiras, de parafusos, decorativa e artística [6].

2.2 Processo produtivo da empresa

O processo produtivo de perfis de latão bifásico inicia-se com a seleção da composição química da liga, de acordo com os requisitos impostos pelas normas ou pelos clientes. Com base no tipo de liga a produzir, é estabelecida a carga a fundir, constituída por lingote (essencialmente Cu e Zn) e sucata (latão, Cu, Zn, Al e Pb), com diversas composições e graus de pureza. Segue-se a sua fusão em forno elétrico de indução de média frequência, com uma capacidade de 8 ton. Posteriormente à análise da composição química, por espetrometria de emissão ótica, de chispa, e acerto da

composição química do banho metálico, procede-se ao seu vazamento para um forno de indução de canal, com uma capacidade de 16 ton, que alimenta diretamente uma linha de vazamento contínuo (horizontal) de biletes, com um diâmetro de 250 mm. De referir que cada vazamento de 7 ton de latão corresponde a uma carga, que pode dar origem a várias ordens de fabrico, *i.e.*, diferentes produtos.

Os biletes são, de seguida, cortados com base nas dimensões finais requeridas e introduzidos num forno de recozimento a gás propano, previamente à extrusão a quente. A temperatura do forno é controlada em nove etapas, a fim de se confirmar um aquecimento homogéneo do bilete, sendo que a temperatura de saída é previamente ajustada à composição química da liga e às dimensões finais do produto. Imediatamente antes do transporte do bilete para a câmara de extrusão, a matriz de extrusão, com a geometria pretendida, é retirada de uma mufla, verificada visualmente, medida e colocada no respetivo suporte. O fabrico da matriz de extrusão, realizado na ASBW, é um processo complexo devido ao facto de ter em conta as tolerâncias dimensionais, a contração durante o arrefecimento e a concentração de tensões na superfície das barras.

De seguida, o bilete é transportado e colocado na extrusora. Os parâmetros operativos da máquina são selecionados com base nas dimensões pretendidas, na composição química da liga e no *know-how* da empresa. O processo pode ser semi-contínuo ou descontínuo, conforme as dimensões do extrudido, *i.e.*, para produtos com secções retas de dimensões elevadas, a barra é direcionada diretamente para uma mesa e, para produtos mais finos, é recolhida em 1 ou 2 bobinadores, sob a forma de rolo. O arrefecimento dos perfis é realizado ao ar, até se garantir que não ocorrerá nenhuma transformação de fase ($T < 456^{\circ}C$).

As barras poderão ser vendidas imediatamente após a extrusão, caso o cliente assim o exija. Caso contrário, os perfis para tornear (45% da produção de perfis) são submetidos a uma decapagem em meio ácido para remoção de óxidos superficiais. Posteriormente, são encaminhadas para a conformação plástica a frio. A ASBW possui três linhas de trefilagem, cada uma delas apropriada para diferentes dimensões de perfis. Durante a passagem na fieira, os produtos são sujeitos a taxas de redução entre os 2 e os 25%. Segue-se o corte, o polimento, a retificação das medidas e

endireitamento, um novo corte para acerto dos topos e, por fim, no caso das barras para tornear, o boleamento.

À saída de cada linha, o produto é embalado e transportado automaticamente para o armazém de produto acabado ou para um forno, onde se promove um recozimento para alívio de tensões, a cerca de 150ºC, durante 2 a 3 horas.

Finalmente, são retiradas amostras para a realização de ensaios mecânicos (tração e dureza *Brinell*) pelo Departamento da Qualidade, a fim de se avaliar a conformidade do produto, em termos de propriedades mecânicas, com as normas ou os requisitos do cliente.

3. Ligas de latão

3.1 Composição química

Os latões são uma variedade de ligas metálicas, essencialmente à base de Cu e Zn, que apresentam diferentes composições e propriedades, incluindo boa condutividade térmica e elétrica, maquinalidade, resistência à corrosão, à tração, e ao desgaste, sendo 100 % recicláveis. Os latões podem conter elementos de liga, nomeadamente Sn, Al, Mn, Ni, Fe ou Pb, em teores que raramente excedem os 4 %. Estes elementos são adicionados a fim de promover a melhoria de determinadas propriedades da liga [2].

Os latões são classificados com base no seu teor em Zn, *i.e.*, para teores inferiores a 20%, são denominados latões vermelhos, enquanto que, para valores superiores, são designados latões amarelos [7].

Relativamente aos latões amarelos, existem diferentes tipos (Fig. 1) [7]:

- monofásicos, Zn < 35%, onde apenas se regista a presença da fase α-CFC. Apresentam elevada ductilidade, conformabilidade a frio e resistência à corrosão;
- bifásicos, 35% < Zn < 58%, com uma microestrutura constituída pelas fases α e ß'-CCC, sendo esta segunda fase mais resistente e menos dúctil que a primeira. São ligas de baixa conformabilidade a frio, pelo que são conformadas a quente;

- para Zn > 50%, regista-se a formação de uma nova fase (γ), extremamente frágil, o que limita a aplicação industrial destas ligas.

Os latões bifásicos utilizados na indústria com teores (em % p/p) de Zn na gama 36-42 % são, por norma, extrudidos a quente e maquinados a frio.

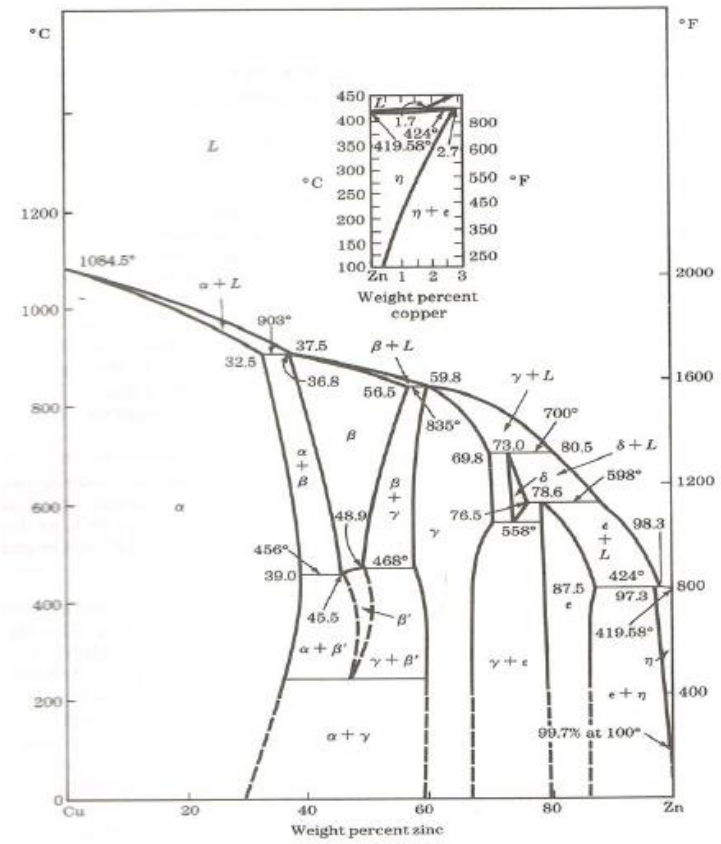


Figura 1 - Diagrama de equilíbrio do sistema binário Cu-Zn [2].

3.2 Influência dos principais elementos de liga dos latões

Além do Zn, são adicionados outros elementos de liga para a afinação do tamanho de grão, aumento da fluidez da liga, da resistência à corrosão, das propriedades mecânicas e para a desoxigenação do banho. A influência dos vários elementos de liga passíveis de serem adicionados ou que surgem indesejavelmente, sob a forma de contaminantes, nas ligas de latão é a seguinte [1, 2]:

- Al – é adicionado com o intuito de desoxigenar o banho, melhorar a sua fluidez e reduzir as perdas de Zn por volatilização. Melhora a resistência à corrosão e a qualidade superficial das peças produzidas. Além disso, é um elemento estabilizador da fase ß' (1% Al tem efeito equivalente a 6% Zn), o que, por sua vez, aumenta a resistência mecânica da liga, muito embora fragilizando-a;
- Fe – melhora a generalidade das propriedades mecânicas da liga, em especial a resistência mecânica à tração e a ductilidade, dado que promove o refinamento do grão. Contudo, pode reagir com outros elementos, como o Si, formando "pontos duros" na matriz;
- Pb – a baixas temperaturas, apresenta uma solubilidade muito reduzida no latão, pelo que precipita sob a forma de nódulos esféricos (devido à sua baixa tensão superficial), preferencialmente nas fronteiras de grão. Devido ao seu baixo ponto de fusão, funde aquando da maquinagem, atuando como lubrificante. Todavia, teores elevados de Pb reduzem a resistência mecânica à tração das ligas de latão e podem promover o fenómeno de fissuração a quente (LME) durante os processos de conformação plástica, como a extrusão;
- Sn – melhora a resistência à corrosão dos latões e, em particular, a sua resistência à deszincificação; para teores elevados, poderá promover a fissuração a quente;
- Mn – melhora a resistência mecânica dos latões e atua como desoxigenante do banho metálico;
- Ni – melhora a resistência à corrosão dos latões;
- Si – é um estabilizador da fase ß', um desoxigenante e melhora a vazabilidade da liga. Porém, apresenta elevada propensão para a formação de "pontos duros" na matriz;
- As – atua como anti-deszincificante. Para teores superiores a 0,2% deteriora as propriedades mecânicas da liga;
- P – anti-deszincificante, desoxigenante e melhora a fluidez da liga;

- Sb – revela-se como um forte fragilizante dos latões, deteriora as propriedades mecânicas e potencia a fragilização a quente;
- Bi – efeito idêntico ao do Pb nos latões bifásicos;
- Mg – é um desoxigenante eficaz e confere uma cor mais clara ao latão;
- Ce – aumenta a ductilidade das ligas de Cu.

Como é possível verificar, além do Cu e do Zn, os elementos anteriormente referidos apresentam igualmente influência sobre as propriedades mecânicas dos latões. Desta forma, é comum recorrer-se à utilização de um índice para caraterizar a liga de latão através da sua composição química, alocando-a ao diagrama do sistema binário Cu-Zn. Esta fórmula conduz ao cálculo do teor ou título fictício de Cu (*Tf(Cu)*) [1]:

$$Tf\ (Cu) = \frac{\%\ Cu}{\%\ Cu + 10 \times \%\ Si + 6 \times \%\ Al + 2\ \times \%\ Sn + \%\ Pb + 0.9 \times \%\ Fe + 0.5 \times\ \%\ Mn - 1.2\ \times\ \%\ Ni + 2 \times\ \%\ Mg} \quad (1)$$

Uma liga que apresenta um título fictício de Cu elevado é mais dúctil do que uma com um índice inferior [2].

4. Conformação plástica

4.1 Extrusão

A extrusão consiste na conformação plástica de um bilete cilíndrico que, uma vez submetido a pressões elevadas, por ação de um pistão, é forçado a fluir plasticamente através de um ou vários orifícios de uma matriz, com redução e/ou modificação da sua forma inicial. Deste modo, obtém-se um produto extrudido, com uma secção transversal uniforme, maciça ou oca.

Este processo pode ser realizado a temperaturas elevadas ou à temperatura ambiente, em função da ductilidade do material; é classificado em: extrusão a quente ou a frio, consoante a temperatura a que se processa a operação. Assim, denomina-se extrusão a quente quando a temperatura de entrada do bilete na câmara de extrusão é superior à da recristalização do material a extrudir. Apresenta algumas vantagens relativamente à extrusão a frio, nomeadamente: maior velocidade de extrusão e

aplicação de pressões inferiores. Contudo, também, apresenta algumas desvantagens, como, por exemplo: menor qualidade superficial, tolerância dimensional inferior e maior suscetibilidade à oxidação do produto final.

A maioria dos metais são extrudidos a quente, o que facilita a sua conformação plástica, permitindo assim uma redução das pressões a aplicar. É importante referir que cada material é extrudido a diferentes temperaturas, estando relacionadas com a sua composição química, microestrutura e, consequentemente, propriedades mecânicas. À medida que o ponto de fusão e a resistência mecânica do material aumentam, a temperatura de extrusão terá que ser mais elevada. Como se pode visualizar na Tabela 1, materiais como o Pb e Al, com baixo ponto de fusão, são extrudidos a temperaturas mais baixas. A extrusão , visando a obtenção de formas complexas, impõe a utilização de metais com maior aptidão para a extrusão, como o Al e o Cu [8].

Tabela 1 - Temperaturas de extrusão de alguns metais [8]

METAIS	TEMPERATURAS (ºC)
Pb	90-250
Al	340-510
Cu	650-1100
Aços	875-1300
Ligas refratárias	975-2200

Na extrusão a quente, poder-se-á transferir diretamente o bilete, após o seu vazamento, para a câmara de extrusão, aproveitando-se assim, o seu calor sensível; caso contrário, o bilete terá que ser pré-aquecido num forno de recozimento, até se atingir a temperatura adequada ao processo.

Este processo de conformação plástica pode dar origem a produtos com formas muito variadas, consoante a ductilidade do material, tais como: barras, perfis e tubos, etc. (Fig. 2). Os produtos finais apresentam uma característica em comum: uma secção transversal com área uniforme.

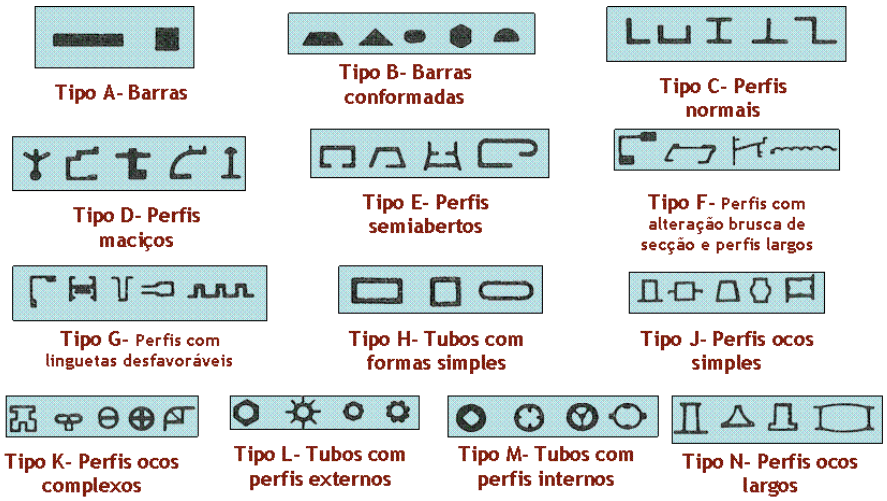


Figura 2 - Formas geométricas das secções passíveis de serem obtidas por extrusão a quente [8].

4.1.1 Vantagens da extrusão

Entre os diferentes processos de conformação plástica de metais, a extrusão apresenta um leque de vantagens na produção de formas tridimensionais, como por exemplo [9-11]:

- área transversal uniforme ao longo de um comprimento elevado;
- bom acabamento superficial;
- o custo das matrizes é relativamente baixo, podendo ser produzidas na própria empresa, o que torna viável a produção de pequenas séries;
- a redução de secção de material é limitada apenas pelo equipamento, e não pelo material ou pelo projeto;
- elevada produtividade.

Atendendo à sua elevada conformabilidade, é normalmente possível extrudir diferentes metais, nomeadamente: aços, Al, Cu, Ti (apenas extrusão a quente), Mg, Pb e Sn, bem como algumas das suas ligas [7].

4.1.2 Limitações da extrusão

Como qualquer outro processo, a extrusão apresenta certas condicionantes, nomeadamente [10]:

- para a maioria dos metais, impõe-se a utilização de uma elevada temperatura e pressão, o que torna o equipamento caro;
- a matriz tem de ser capaz de suportar a pressão, temperatura e desgaste;
- a sua aplicação restringe-se a apenas alguns metais.

4.1.3 Tipos de extrusão

Existem basicamente dois tipos de extrusão a quente, que são classificados com base nos sentidos do escoamento do material e de aplicação da pressão [10]:

- extrusão direta;
- extrusão indireta.

Atendendo a que, na ASBW, se utiliza a extrusão indireta, só será feita, no ponto seguinte, uma curta abordagem a este processo de conformação plástica.

4.1.3.1 Extrusão indireta

Na extrusão indireta (Fig. 3), um pistão oco empurra a matriz contra o bilete, que permanece estático, não ocorrendo assim atrito entre as paredes do bilete e a câmara de extrusão. Este processo apresenta inúmeras vantagens em relação à extrusão direta, nomeadamente [12]:

- velocidades de extrusão superiores para muitos materiais, obtendo-se produtos com microestrutura e dimensões mais uniformes (e, eventualmente, com menor espessura) em todo o seu volume;
- menor atrito entre as paredes da câmara de extrusão e o bilete, o que se traduz em pressões de extrusão e temperaturas de entrada dos biletes inferiores (Fig. 4), reduzindo assim a tendência à ocorrência de defeitos.

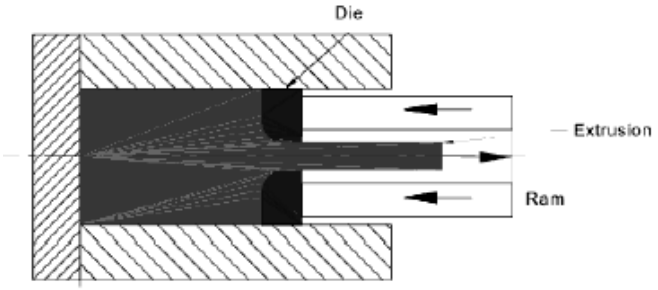


Figura 3 - Esquema da extrusão a quente indireta [10].

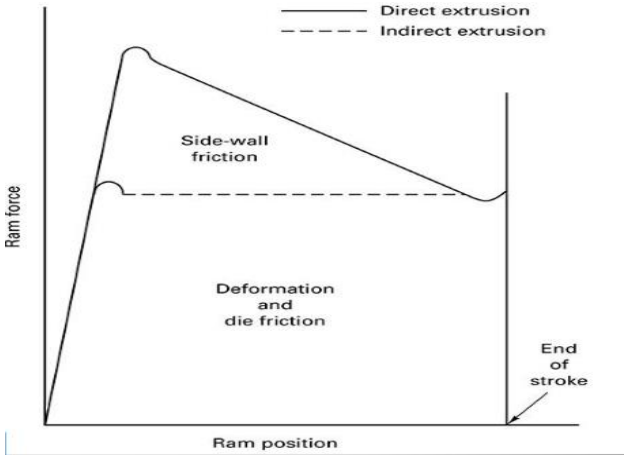


Figura 4 - Diagrama força *vs.* posição do pistão na extrusão direta e indireta de um mesmo produto [8].

(A área situada abaixo de cada uma das curvas corresponde à quantidade de trabalho (força x distância) realizada. A força adicional requerida no processo de extrusão direta é justificada pela ocorrência de atrito entre as paredes da câmara e o bilete).

Todavia, apresenta alguns constrangimentos, nomeadamente: limitações a nível das pressões aplicadas devido à utilização de um pistão oco, menor capacidade da câmara de extrusão (biletes com um volume inferior em cerca de 30% relativamente à extrusão direta), maior complexidade do processo e custo do equipamento [8, 12].

4.1.4 Equipamento

Para se proceder à extrusão a quente, e caso não seja possível aproveitar o calor sensível do bilete logo após o seu vazamento, há que promover o seu pré-aquecimento à temperatura estabelecida, num forno de atmosfera controlada. Estes fornos deverão ser, obrigatoriamente, capazes de aquecer uniformemente o bilete sem formação de óxidos superficiais. Para o efeito, o aquecimento por indução assume-se como a

principal alternativa pois garante um aquecimento mais homogéneo, e, além disso, facilita o controlo e leitura precisa da temperatura do bilete [5].

O bilete é então rapidamente transportado para a entrada da câmara de extrusão (Fig. 5), a fim de minimizar as perdas térmicas e a sua oxidação superficial. A sua colocação no interior da câmara de extrusão é assegurada pelo pistão, que se encarrega de empurrá-lo para o interior.



Figura 5 - Transporte do bilete, e sua introdução na câmara de extrusão [2].

Nesta fase de preparação, poderá ocorrer a deposição de impurezas e/ou o aparecimento de irregularidades à superfície do bilete ou nas paredes da câmara de extrusão. De modo a garantir a qualidade dos produtos extrudidos, é colocado um disco metálico (evita o contacto do bilete com o pistão) sobre o pistão, com diâmetro inferior, para que este penetre no tarugo, o que irá permitir assim a criação de uma camisa de metal não extrudido. Assim, a camada superficial do bilete suscetível a possíveis atritos, choques térmicos e deposição de impurezas não será extrudida, sendo removida, no fim de cada ciclo, pelo pistão de limpeza [5].

No final da extrusão, o fundo do bilete é cortado e removido por uma lâmina (Fig. 6). Esse material seria responsável pela redução da qualidade do extrudido, dando origem à criação de um furo interno; a espessura dessa patela corresponde, normalmente, a cerca de 10% do comprimento do bilete. Para além disso, evita-se que o pistão embata no fundo da câmara de extrusão no fim de cada ciclo [5].

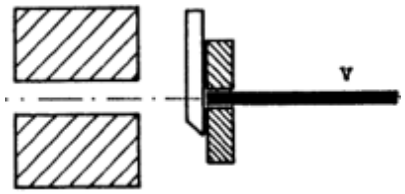


Figura 6 - Esquema representativo da operação de corte e remoção da patela [5].

4.1.4.1 Matrizes para extrusão a quente

O termo matriz é uma forma simplificada de referir o conjunto de, no mínimo, duas peças (matriz e contra-matriz – perfis abertos) (Fig. 7), que se encarregam de, em conjunto, conferir a forma desejada ao perfil.

A contra-matriz tem por função ajudar a matriz a suportar a pressão exercida sobre a sua superfície quando o pistão empurra o bilete.

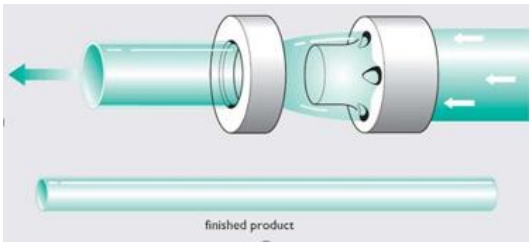


Figura 7 - Esquema da matriz e contra-matriz para extrusão a quente [8].

A geometria da matriz desempenha um papel importante a nível das caraterísticas do fluxo do metal, da microestrutura e propriedades mecânicas do extrudido, produtividade e tempo de vida da ferramenta.

Na extrusão são tradicionalmente usadas matrizes com um ângulo de ataque constante ao longo de toda a profundidade da fieira; contudo, por questões económicas e visando uma melhoria e homogeneização das propriedades dos extrudidos, existem já matrizes em que o ângulo de ataque decresce gradualmente em direção à saída da fieira, de modo a diminuir o seu desgaste e facilitar o fluxo de material [13].

Nos casos em que a relação de extrusão é muito elevada, a matriz apresenta dois orifícios para que não seja necessária a aplicação de pressões excessivamente elevadas,

o que induziria um maior consumo de energia e um encruamento mais acentuado do produto extrudido.

As matrizes deverão ser produzidas tendo em conta os seguintes fatores [13]:

- propriedades do material a extrudir;
- relação de extrusão;
- escoamento uniforme e equilibrado do metal ao longo da matriz;
- valor das pressões aplicadas;
- expansão térmica do material constituinte da matriz.

Por sua vez, o material constituinte da matriz deverá apresentar as seguintes caraterísticas [5]:

- baixo coeficiente de expansão térmica;
- elevada resistência à oxidação;
- elevada resistência mecânica a altas temperaturas a fim de suportar as elevadas tensões durante a extrusão sem se deformar;
- elevada resistência ao desgaste; a aplicação de revestimentos, resistentes ao desgaste, começa a ser uma prática corrente.

É importante realçar que, a fim de potenciar uma correta extrusão e evitar o choque térmico, potenciador da sua fissuração, procede-se ao aquecimento da matriz, num forno ou numa mufla, previamente à sua utilização.

4.1.4.2 Recolha dos produtos extrudidos

Tendo por base a área da secção reta do extrudido, a sua recolha pode classificar-se em dois tipos [9]:

- semi-contínua (Fig. 8 a)), em que o produto é extrudido para uma mesa; é geralmente utilizada quando os produtos apresentam diâmetros/dimensões superiores a 30 mm;
- descontínua (Fig. 8 b)), onde o produto é extrudido diretamente para bobinadores. Refira-se que, para extrudir produtos com diâmetros muito

reduzidos, onde a pressão aplicada é muito elevada, a matriz apresenta dois orifícios, o que irá resultar em dois extrudidos e, consequentemente, estes serão recolhidos por dois bobinadores.



Figura 8 - Tipos de recolha do extrudido: a) processo semi-contínuo, e b) processo descontínuo [2, 12].

4.1.5 Parâmetros/variáveis da extrusão a quente

De modo a ser possível controlar convenientemente todo o processo de extrusão a quente, torna-se imprescindível ter em conta fatores referentes à temperatura de extrusão e a parâmetros de operação do equipamento de extrusão, tais como:

1) Ângulo de ataque da matriz (Fig. 9 a))

Este ângulo está intimamente relacionado com o fluxo do material, assim como com a pressão a aplicar; ângulos menores promovem um maior atrito entre o bilete e as paredes da matriz, o que implica a necessidade de aumentar a pressão a aplicar (Fig. 9 b)). Por sua vez, maiores ângulos originam zonas mortas (estagnação do fluxo de metal, não ocorrendo a extrusão da parte superficial do bilete), maiores e mais intensos movimentos do metal na superfície do bilete, o que aumenta a turbulência do fluxo de metal. Para contrariar essa turbulência, é necessário recorrer a pressões de extrusão mais elevadas (Fig. 9 b)) [13].

No estabelecimento do ângulo de ataque "ideal" de uma matriz, é necessário ter em conta fatores como o tipo de metal a extrudir, a temperatura de extrusão, e a lubrificação, pelo que, como é óbvio, é uma operação de elevada complexidade [13].

De referir que, na extrusão de latões bifásicos, o ângulo de ataque da matriz é quase nulo.

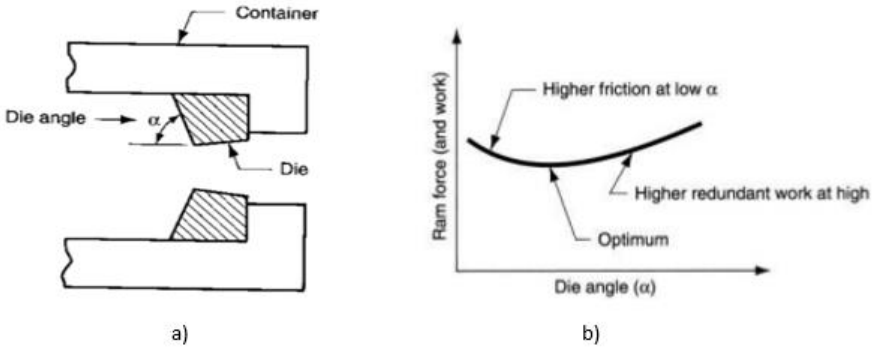


Figura 9 - a) Ângulo de ataque da matriz e b) ângulo de ataque da matriz *vs.* força a aplicar sobre o bilete [14].

2) Relação de extrusão R (A_0/A_f) onde A_0 e A_f representam a área das secções do bilete e do extrudido, respetivamente

Esta relação está intimamente relacionada com a temperatura do bilete (Fig. 10); quanto maior o seu valor, maior terá de ser a temperatura do bilete de modo a aumentar a sua conformabilidade [8, 15].

Por outro lado, as propriedades mecânicas dos produtos são influenciadas por esta relação. Assim, quando se pretendem maiores valores de resistência mecânica, a relação de extrusão aplicada é menor, o que se traduz em maiores taxas de redução aquando da trefilagem. Esta maior deformação plástica aplicada às barras leva a um maior encruamento do material, o que, por sua vez, se manifesta num aumento da resistência máxima à tração e da dureza.

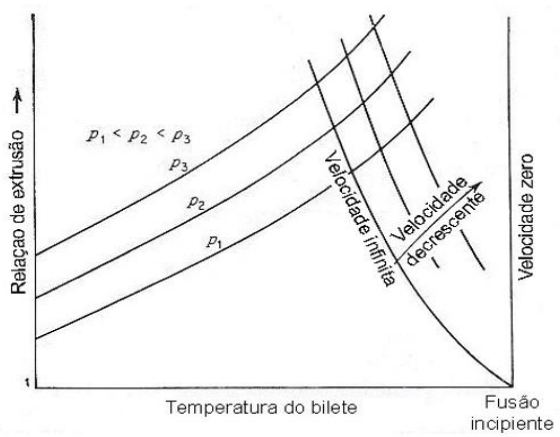


Figura 10 - Interdependência da temperatura do bilete, pressão e velocidade de extrusão [8].

3) Temperatura do bilete

A temperatura do bilete pode ser dividida em dois termos: a temperatura a que é inserido na câmara de extrusão e a sua temperatura durante a extrusão, estando ambas, obviamente, interligadas. O primeiro termo, tal como já referido no ponto 2), está diretamente relacionado com a relação de extrusão estipulada e com a evolução da temperatura no interior da câmara que, por sua vez, variará com o valor da pressão de extrusão aplicada e outros parâmetros de controlo da máquina [15].

O segundo termo, influenciado pelo primeiro, está relacionado com a tensão de fluxo, atrito, deslocamento do pistão, deformação plástica, e a transferência de calor entre o bilete, a matriz e o meio ambiente circundante. Por exemplo, o deslocamento do pistão, o aumento do atrito e da deformação plástica promovem uma subida da temperatura superficial do bilete. De realçar que, para temperaturas mais elevadas, maior será a plasticidade do metal e menor o atrito, pelo que menor será a tensão de fluxo, o que faz com o que o fluxo de metal ocorra mais facilmente [15]. Entretanto, na seleção das temperaturas de extrusão, não poderão ser descurados os aspetos económicos.

A temperatura de extrusão apresenta igualmente um papel fundamental a nível das propriedades mecânicas do produto final. Assim, por exemplo, no caso dos latões bifásicos (α+β'), é possível afirmar que, quanto mais elevada for essa temperatura,

maior será a ductilidade e menor a tensão limite convencional de proporcionalidade do extrudido, o que é explicado pelo aumento do tamanho de grão da fase α [16].

A seleção da temperatura de extrusão tem em consideração a finalidade do extrudido, *i.e.*, são utilizadas temperaturas mais elevadas quando o produto é encaminhado para operações de conformação plástica subsequentes, enquanto que se utilizam temperaturas mais baixas quando o extrudido vai ser diretamente maquinado [16].

Face ao anteriormente exposto, a temperatura de entrada do bilete na câmara de extrusão deverá ser meticulosamente estabelecida.

4) Velocidade de avanço do pistão

Este parâmetro é inversamente proporcional à temperatura de extrusão (Fig. 10), *i.e.*, quando, por qualquer razão, é necessário aumentar o seu valor, a velocidade de avanço do pistão terá que ser reduzida. Efetivamente, devido ao facto da ductilidade do metal aumentar com a temperatura, caso fosse mantida a velocidade de avanço do pistão, o extrudido sairia da matriz a elevada velocidade, podendo deformar-se, dificultando a sua recolha pelos bobinadores.

5) Lubrificante

O lubrificante tem por objetivo facilitar o fluxo de metal, diminuindo o atrito nas superfícies das ferramentas de trabalho durante a extrusão. Os lubrificantes podem ser: sabões, óleos, óleos contendo grafite e especiais. O lubrificante serve igualmente para evitar, no caso da extrusão de metais macios, a aderência à matriz. Na extrusão de materiais mais resistentes, é frequentemente utilizado como lubrificante vidro fundido [15].

6) Composição química do metal a extrudir

A composição química, a microestrutura e as propriedades mecânicas do metal a extrudir influenciam a escolha de todos os parâmetros da extrusão a quente. Assim, a conformabilidade do material dita a temperatura e a pressão de extrusão, bem como a geometria passível de ser obtida, o ângulo de ataque da matriz e o tipo de lubrificante.

Por exemplo, no caso dos latões bifásicos (α+β'), quanto mais elevado for o teor de Cu, maior terá de ser a temperatura de extrusão pois o Cu é um metal que apresenta elevada plasticidade.

Relativamente ao ângulo de ataque da matriz, este tenderá a ser superior com o aumento da resistência do material a extrudir.

4.1.6 Força de extrusão e fluxo de metal

A força de extrusão dependerá dos seguintes fatores: resistência mecânica do material do bilete, relação de extrusão R, atrito entre as superfícies do bilete e as paredes da matriz, temperatura do bilete e velocidade de extrusão.

A força de extrusão pode ser estimada a partir da expressão:

$$F = A_0.k.ln(A_0/A_f) \quad (2)$$

onde *k* é a constante de extrusão, determinada pela temperatura a que se encontra o material, e A_0 e A_f as áreas das secções do bilete e do extrudido, respetivamente [9].

É ainda possível estimar a tensão de extrusão, em qualquer instante de aplicação da força, a partir da seguinte fórmula:

$$\sigma_x = \sigma_0 \, (1 + \frac{4\mu x}{d_0}) \quad (3)$$

em que σ_0 é o limite elástico do material, μ o coeficiente de atrito, x o comprimento do bilete no interior da câmara de extrusão e d_0 o diâmetro inicial do bilete [14].

4.1.7 Defeitos na extrusão a quente

Os principais defeitos identificados nos extrudidos, induzidos por fatores intrínsecos ao material, e sobretudo pelas condições de operação, são os seguintes [5, 9, 17]:

- falha de material na extremidade traseira do extrudido; a utilização de elevadas velocidades de extrusão e a ocorrência de problemas de escoamento do material potenciam o aparecimento dessas falhas (Fig. 11 a) e b));
- presença de escamas superficiais originadas pela aderência de partículas de material duro, resultantes do desgaste das ferramentas de trabalho. Podem também ser originadas pelo desalinhamento do pistão ou ainda pela utilização de temperaturas de extrusão demasiado elevadas;
- riscos de extrusão, causados por irregularidades superficiais na ferramenta ou pela presença de resíduos de óxidos metálicos à sua superfície;
- inclusão de partículas de material contaminante (Fig.11 a));
- aparecimento de bolhas superficiais resultantes de gases retidos, aquando do vazamento do bilete ou do seu pré-aquecimento;
- aparecimento de marcas transversais provocadas aquando da paragem e da reposição do movimento da prensa extrusora;
- aparecimento de manchas provenientes da oxidação e contaminação superficial com substâncias estranhas ou provenientes do lubrificante;
- distorções promovidas pela matriz (Fig.11 c)); são mais frequentes no caso de geometrias complexas;
- se a matriz e contra-matriz não forem devidamente pré-aquecidas à temperatura selecionada, poderá ocorrer a fissuração no início do processo de extrusão (Fig. 11 d)).

Para além dos anteriormente mencionados, podem ainda surgir defeitos resultantes de heterogeneidades estruturais (variação do tamanho de grão e segregações), induzidas pelos processos de produção do bilete, ou de temperatura, ao longo da secção transversal do bilete, durante a extrusão.

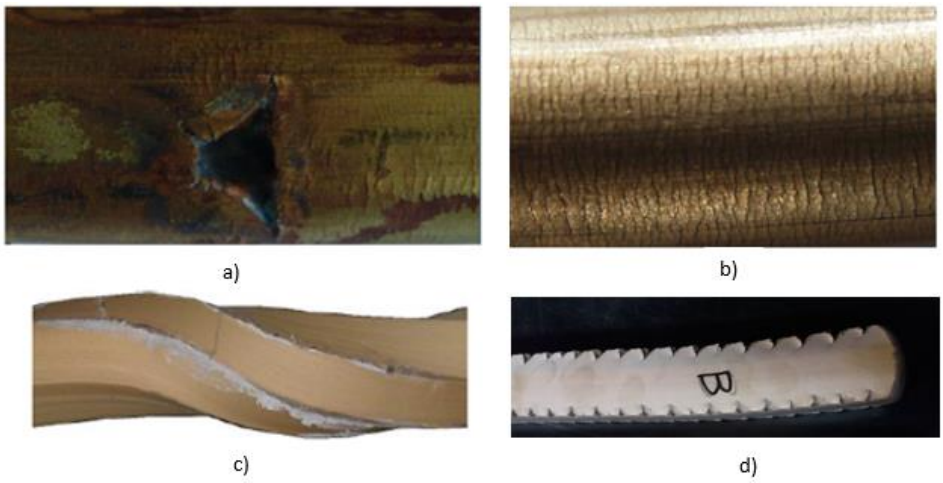


Figura 11 - Tipos de defeitos em produtos extrudidos: a) fissura numa barra extrudida de CuZn30, b) fissuras transversais numa barra de CuZn30 originadas por elevadas velocidades de extrusão, c) distorção de uma barra hexagonal de CuZn40Pb2, e d) fissuração na extremidade dianteira da barra devido ao choque térmico com a matriz.

4.2 Trefilagem

A trefilagem é um processo de conformação plástica que visa a redução de área da secção reta de barras, tubos ou perfis mediante a passagem do produto, através de uma ou várias fieiras (matrizes), por ação de uma força de tração [9, 18]. O fluxo de material através das fieiras induz a criação de tensões de compressão à sua superfície, e de tração no seu interior.

Nas operações de trefilagem, em que se impõe a utilização de várias fieiras, *i.e.*, nos casos em que se promove uma elevada deformação do produto, são utilizadas fieiras com áreas de secção reta decrescentes.

O processo decorre à temperatura ambiente; contudo, quando são aplicadas elevadas taxas de deformação, promove-se o aquecimento prévio do material [8] .

A trefilagem permite obter um produto com uma excelente qualidade superficial e dimensional, e propriedades mecânicas controladas, assim como elevada produtividade [19].

Os materiais de base para trefilagem são essencialmente produtos laminados a quente (ferrosos) e extrudidos (não-ferrosos), e devem apresentar ductilidade e

resistência mecânica à tração elevadas. Esses materiais necessitam de ser previamente sujeitos a um processo de decapagem química ou mecânica de modo a remover a camada superficial de óxido resultante do processo de conformação prévio do material [20].

No caso específico das ligas de latão, após a extrusão a quente, é necessário proceder à decapagem em meio ácido, podendo ser usadas as seguintes soluções aquosas [21] (Fig. 12):

- 7-25% de H_2SO_4, na gama de temperaturas 15-60ºC, durante 1-10 minutos;
- 15-25% de HCl, a 15ºC, durante 1-3 minutos.



Figura 12 - Tanques de decapagem de produtos a trefilar.

4.2.1 Equipamento de trefilagem

Os equipamentos de trefilagem são projetados em função do tipo de produto a ser trefilado, *i.e.*, existem equipamentos quer para a trefilagem de fio quer de barra. Os equipamentos são classificados em: trefiladoras com deslizamento (trefilagem de barra e de fio), e sem deslizamento (para trefilagem de fio) [8].

Atendendo a que, na ASBW, se utiliza apenas a trefilagem de barras com deslizamento, só será feita uma abordagem a este processo de conformação plástica.

A trefilagem de barras implica [5, 8, 9]:

- a passagem do material por uma única fieira, sendo a barra forçada a atravessá-la por ação de uma mordaça que traciona a barra recorrendo a sistemas hidráulicos ou mecânicos (Fig. 13);
- a sua utilização unicamente no caso de barras ou tubos, como produtos finais, com diâmetros ou distâncias entre secções retas superiores a 20 mm e comprimentos na ordem dos 30 m;
- o seu controlo de forma automática de modo a permitir utilizar velocidades reduzidas no início da trefilagem, seguidas de uma brusca aceleração para se atingirem as velocidades de trefilagem normais;
- velocidades de trefilagem na gama 150-1500 mm/s.

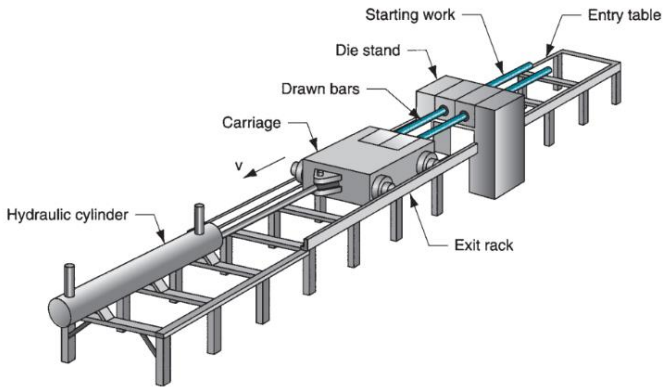


Figura 13 - Linha de trefilagem de barras [8].

Após a trefilagem, segue-se o corte, o polimento, a retificação da medida (calibração) e endireitamento das barras, um novo corte para acerto dos topos e, por fim, o boleamento, caso necessário.

4.2.1.1 Fieiras

A qualidade e os custos de produção de um produto trefilado dependem muito do tipo e *design* da fieira utilizada. A fieira compreende quatro zonas distintas (ao longo do furo interno) (Fig. 14):

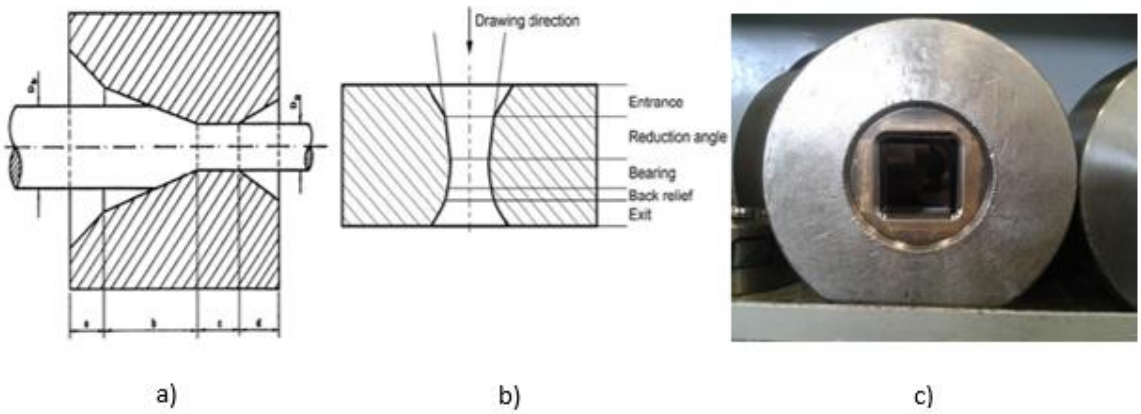


Figura 14 - a) Secção reta de uma fieira de trefilagem, b) identificação das quatro zonas principais de uma fieira: i - entrada/ângulo de aproximação, ii - redução da secção do produto, iii - calibração, iv – saída, e c) fieira para perfis de secção quadrada [5, 22].

As quatro zonas da fieira apresentam funções distintas [5, 9, 18]:

i) a zona de entrada/ângulo de aproximação gera pressão hidrostática, promovendo o fluxo de lubrificante para a fieira aquando da entrada do material;

ii) a zona de redução/ângulo da fieira é a região onde são aplicadas as tensões de compressão sobre o material e onde o atrito deve ser reduzido, facilitando assim o fluxo de material e minimizando o desgaste da fieira; estes ângulos variam normalmente na gama 5-25º;

iii) a zona de calibração é a responsável por estabelecer a área da secção final e promover a qualidade superficial do trefilado;

iv) a zona de saída permite que o material se expanda ligeiramente à medida que o material sai da fieira, e minimiza a abrasão caso a trefilagem seja interrompida. Deve também proporcionar uma saída livre do produto sem causar danos na sua superfície bem como na fieira.

Relativamente aos materiais que constituem a fieira, deverão apresentar as seguintes caraterísticas [5]:

- permitir a trefilagem de uma grande quantidade de fios/barras sem que ocorra um desgaste acentuado da fieira;

- permitir a adoção de elevadas relações de trefilagem;
- assegurar a calibração contínua da área da secção reta do trefilado;
- permitir a trefilagem a elevadas velocidades de modo a promover a produtividade;
- assegurar uma elevada durabilidade da fieira, sem necessidade de controlar frequentemente as suas dimensões nem de promover a sua substituição;
- permitir a obtenção de um produto com uma superfície lisa e brilhante durante longos períodos de utilização da fieira.

As fieiras são normalmente produzidas em aço, com o seu núcleo em dois tipos de materiais, consoante as dimensões das secções retas do trefilado [5]:

- diamante industrial, para diâmetros e distâncias entre secções retas até 2 mm;
- metal duro (WC, com 5% de Co) para diâmetros e distâncias entre secções retas superiores a 2 mm (Fig. 15).



Figura 15 - Matrizes, com diferentes formas, com núcleo em carboneto de tungsténio [8].

De realçar que o *know-how* de cada empresa tem um elevado impacto em termos de projeto das fieiras e da seleção dos materiais utilizados no seu fabrico.

4.2.2 Parâmetros de trefilagem

A fim de executar e controlar todo o processo de trefilagem, é fundamental tomar em consideração as forças envolvidas e os seguintes parâmetros:

1. Ângulo da fieira: tem influência direta sobre a redução da área da secção reta do produto a trefilar. Este ângulo está relacionado diretamente com o atrito na fieira,

com as tensões aplicadas sobre o material e com a energia necessária para a sua conformação (Figs. 16 e 17). No caso de ângulos pequenos, a força de trefilagem é elevada devido ao aumento do atrito entre o material e as paredes da fieira; para ângulos superiores, a força de trefilagem é igualmente alta devido às elevadas distorções da peça (Fig. 16).

Este parâmetro e a redução da área da secção são os responsáveis pela alteração das propriedades mecânicas do produto trefilado [14, 19].

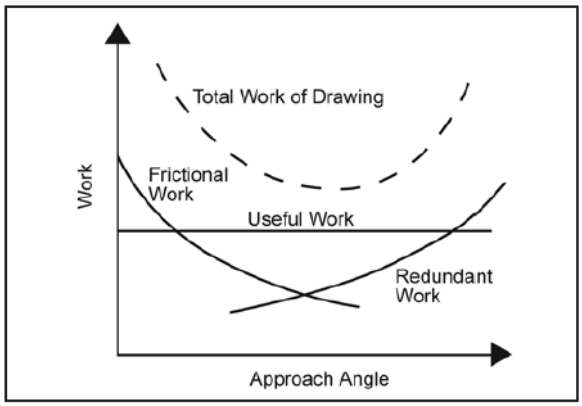


Figura 16 - Energia necessária para a realização de uma operação de trefilagem em função do ângulo da fieira [14].

A seleção do ângulo ideal é crucial para o sucesso da trefilagem. Para tal, deve ser escolhido um ângulo que permita minimizar quer o atrito quer o trabalho redundante e, consequentemente, a força de trefilagem. A Fig. 17 apresenta o gráfico que correlaciona o ângulo da fieira com a força de trefilagem e as taxas de redução, e que se reveste de capital importância para estabelecer o ângulo ideal para uma dada operação [23].

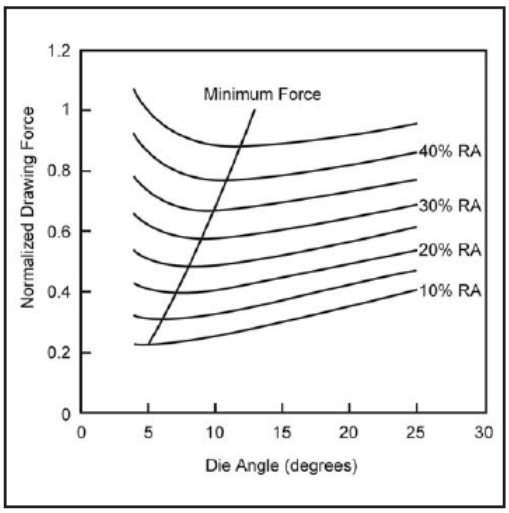


Figura 17 - Força de trefilagem *vs.* ângulo da fieira e taxas de redução [23].

De acrescentar que o ângulo da fieira influencia a taxa de deformação plástica induzida no material; quanto maior for o seu valor, maior será a deformação superficial sofrida pelo material [24].

A taxa de deformação é calculada com base na taxa de deformação equivalente que permite a caraterização, no momento da medição, do estado estrutural do material após a aplicação da carga (Fig. 18) [24].

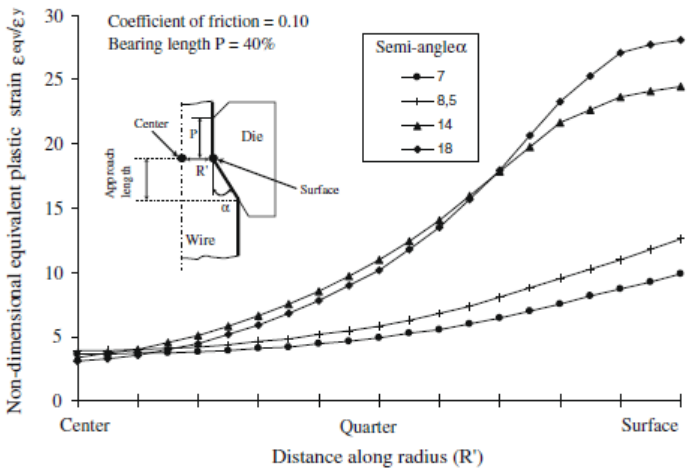


Figura 18 - Taxa de deformação plástica equivalente *vs.* distância ao longo da secção reta do trefilado à saída da fieira [24].

2. Taxa de redução (A_0-A_f/A_0) em que A_0 e A_f representam, respetivamente, a área das secções retas do produto inicial e da fieira.

O seu valor situa-se normalmente na gama 5-30%; para se atingirem valores superiores, é necessário ultrapassar a tensão limite convencional de proporcionalidade do material, potenciando a sua fissuração. Este valor aumenta com a diminuição das dimensões do produto final.

Este parâmetro influencia também as propriedades mecânicas do extrudido, sobretudo a sua ductilidade; taxas de redução mais elevadas originam maiores deformações heterogéneas no material, promovendo uma diminuição da sua ductilidade (Fig. 19), e um aumento da resistência máxima à tração e da dureza [19].

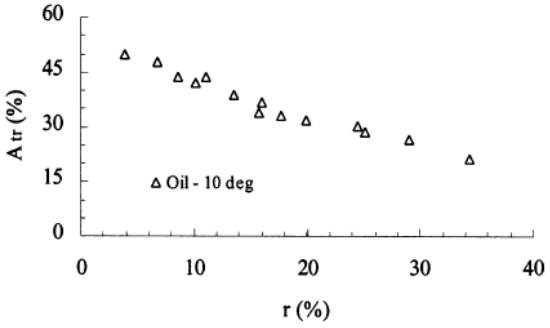


Figura 19 - Variação do alongamento de uma liga de Cu em função da relação de trefilagem [24].

3. Atrito: este parâmetro está relacionado com o ângulo da fieira, tal como anteriormente analisado (Fig. 18). A utilização de lubrificantes permite a sua diminuição, o aumento da velocidade de trefilagem bem como a utilização das fieiras por períodos mais alargados [14].
4. Velocidade de trefilagem: no caso da trefilagem de barras, a velocidade situa-se na gama 150-1500 mm/s; no caso de fios, varia de 10 m/s (metais ferrosos) a 30 m/s (metais não-ferrosos) [9].
5. Lubrificação: tem como funções reduzir o atrito e, consequentemente, o desgaste da fieira, assim como promover a sua refrigeração, especialmente em trefilagem a alta velocidade. Existem três tipos de processos de lubrificação [8, 25]:
   I. *A seco*: utiliza-se um lubrificante sólido (sabões) apenas dentro da fieira, e raramente tem por função a sua refrigeração. É usado para trefilar materiais com elevada resistência mecânica e produtos em aço, com diâmetro superior a 0,5-1 mm;

II. *Com lubrificantes pastosos ou de elevada viscosidade*: são utilizadas gorduras, óleos e emulsões de trefilagem. Estes tipos de lubrificantes são usados para trefilagem de tubos ou barras a baixas velocidades;

III. *Húmida*: realizada normalmente com emulsões de óleo em água e óleos de éster degradáveis e altamente viscosos, desempenhando funções refrigerantes. É utilizada para a trefilagem de produtos de metais não-ferrosos e de aço, com diâmetro inferior a 0,5-1 mm.

A força requerida para trefilar pode ser estimada a partir da expressão:

$$F = Ymédio \times Af \ln \frac{Ao}{Af} \quad (4)$$

em que $Y_{médio}$ corresponde ao valor médio da tensão real a que o material é submetido na fieira (Fig. 20), assumindo a inexistência de atrito, e tendo em consideração que o material sofre maiores deformações na periferia do que na zona central [9, 18, 19].

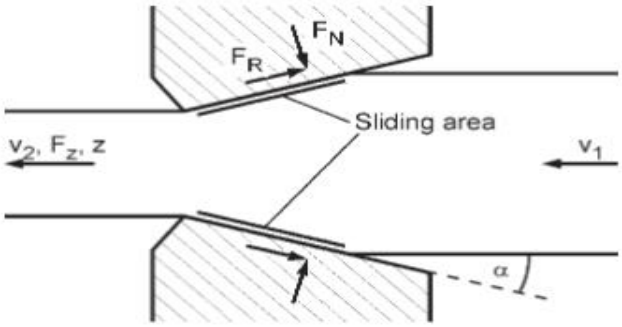


Figura 20 - Representação esquemática das forças aplicadas sobre uma fieira de trefilagem: F_N = força exercida (na perpendicular) sobre a superfície da fieira, F_R = força de atrito, V_1 = velocidade de entrada, V_2 = velocidade de saída, F_Z = força de trefilagem, α = semi-ângulo de trefilagem [13].

4.2.3 Defeitos na trefilagem

Os defeito superficiais provocados pela fieira são os seguintes [26-28]:

- anéis de trefilagem – marcas longitudinais e transversais, originadas pelo desgaste da zona de redução da fieira;

- fissuras longitudinais – provocadas pelo desgaste da fieira, deficiente lubrificação ou por partículas abrasivas;
- poros e lascas no trefilado – remetem para defeitos com origem em etapas precedentes à trefilagem;
- descoloração superficial – consequência de uma limpeza inadequada da superfície antes da trefilagem;
- fissuras internas ao longo da linha central do trefilado – são devidas a um inadequado fluxo do metal (elevados ângulos da fieira) que origina elevadas tensões internas;
- o denominado *centre burst* ou *chevron cracking* (Fig. 21) – originado pela utilização de baixos ângulos de redução para baixas relações de trefilagem;
- fissuras nas arestas dos perfis, em resultado de elevados teores de elementos residuais que fragilizam o material (Fig. 22).



Figura 21 - Defeito *centre burst* ou *chevron cracking* [26].



Figura 22 - Fissuras nas arestas de barras de secção quadrada de 40x40 mm.

5. Fragilização das ligas de cobre

O Cu e suas ligas não apresentam uma evolução regular das suas propriedades mecânicas em função da temperatura. Um aumento de temperatura promove uma diminuição uniforme da tensão limite convencional de proporcionalidade e da dureza; contudo, a ductilidade atinge um valor mínimo na gama dos 300-600ºC, acima da qual se regista o seu aumento até valores superiores aos registados à temperatura ambiente. Este fenómeno é apelidado de fragilização a temperatura intermédia (ITE) [3].

5.1 Fragilização a temperatura intermédia

Este fenómeno que se verifica com o Cu e suas ligas surge no início da fluência e está relacionado com a formação de lacunas nas fronteiras de grão acima de uma dada temperatura, designada por temperatura de transição (inferior) dúctil-frágil T_E, que ronda os 300ºC (Fig. 23). Esta temperatura varia com o tipo de material e com a sua taxa de deformação [3].

À medida que a temperatura do material ultrapassa T_E, ocorre uma mudança no tipo de fratura do material, que passa de transgranular para intergranular. O valor mínimo de ductilidade é normalmente atingido a uma temperatura correspondente a cerca de metade da temperatura de fusão do material - T_M (Fig. 23) [3].

A fratura frágil termina geralmente quando se ultrapassa um outro patamar de temperatura, denominado por temperatura de transição (superior) frágil-dúctil T_R (Fig. 23). Tipicamente, acima de T_R, a mobilidade das fronteiras das grãos é acompanhada por uma recristalização dinâmica do material, o que dificulta o crescimento de lacunas nas fronteiras de grão, condicionando a fratura intergranular e restaurando a ductilidade do material [3].

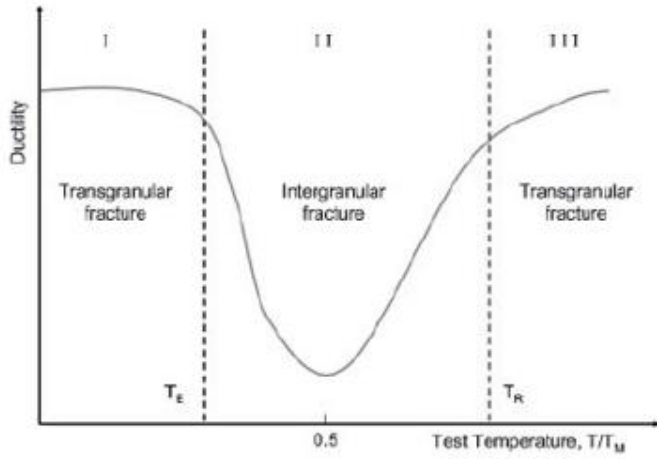


Figura 23 - Evolução da ductilidade de ligas de latão em função da temperatura [3].

A fragilização a temperatura intermédia das ligas de Cu acarreta várias consequências a nível industrial, nomeadamente a necessidade de proceder à sua conformação plástica à temperatura ambiente, eventualmente intercalada com recozimentos para alívio de tensões, ou a cerca de 700ºC ($\approx 0{,}7\ T_M$). Este fenómeno pode ainda restringir a aplicação de certos processos de conformação plástica dessas ligas.

A *ITE* pode ainda originar fissuração após a conformação, em resultado quer de tensões residuais quer de tensões térmicas transientes resultantes do aumento brusco da temperatura do material durante o processo; a fissuração é designada fragilização a quente [3].

Existem basicamente dois mecanismos responsáveis pelo aumento da *ITE* nas ligas de Cu: fragilização das fronteiras de grão e fragilização induzida por elementos de liga.

5.2 Fragilização das fronteiras de grão

Este mecanismo é induzido pela segregação de elementos perniciosos do seio do metal base para as fronteiras de grão, daí podendo resultar uma diminuição da tensão interfacial (γint), e, consequentemente, da respetiva força de coesão, promovendo assim a fissuração intergranular [3, 4].

Esses elementos fragilizantes situam-se basicamente nas colunas IV a VI da Tabela Periódica, apresentando tendencialmente uma eletronegatividade superior à do metal base. A Fig. 24 apresenta uma vista parcial da Tabela Periódica sobre a qual se encontram sombreados a preto os elementos fragilizantes das ligas de Cu. De realçar a presença nesse grupo do O, o que significa que a fragilização dessas ligas pode provir da interação com a atmosfera [3, 29].

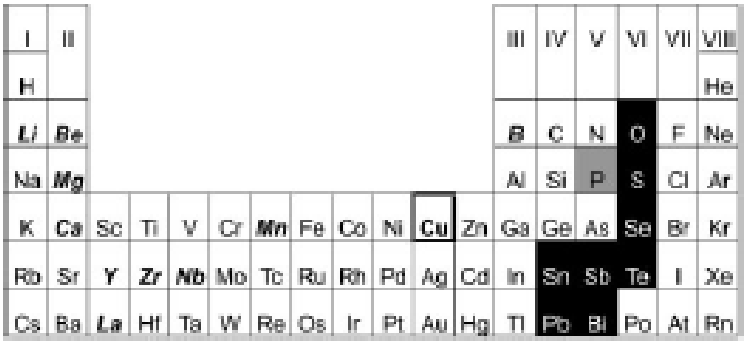


Figura 24 - Vista parcial da Tabela Periódica em que os elementos fragilizantes das ligas de Cu se encontram sombreados a preto [3].

Todavia, o efeito fragilizante daqueles elementos pode ser colmatado pela adição de Zr, Mg, B, Y, Ce, La e Ca [3].

5.3 Fragilização induzida por elementos de liga (*MIE*)

Este mecanismo de redução severa da ductilidade inclui a fragilização induzida por um metal no estado sólido *(SME)* ou no estado líquido *(LME)*. A fragilização a quente dos latões bifásicos é atribuída, em muitos casos, à *LME* e à *SME* [3].

Este fenómeno difere da fragilização das fronteiras de grão na medida em que o elemento fragilizante se difunde, durante a deformação do material, para o local de nucleação e de crescimento da fissura.

As fraturas por *MIE* são, por norma, intergranulares; contudo, até mesmo os monocristais e as ligas amorfas são sensíveis a este fenómeno [3].

5.3.1 Fragilização induzida por metal no estado sólido (*SME*)

Os elementos perniciosos, ao promoverem a modificação da composição local e das forças de ligação nas fronteiras de grão, induzem uma diminuição da tensão interfacial (γint). Verifica-se que:

$$\gamma\text{int} = 2\,\gamma\text{sv} - \gamma\text{GB} \qquad (5)$$

em que γsv e γGB representam a tensão superficial (sólido/gás) da matriz e das fronteiras de grão, respetivamente [3]. Dado que as segregações induzem uma diminuição mais significativa de γsv do que de γGB, a fissuração será potenciada.

De realçar que tanto a fratura por "fragilização dinâmica" como a diminuição de ductilidade poderão ser suprimidas mediante a aplicação de taxas de conformação elevadas dado que o elemento segregado necessita de tempo para se difundir para os locais de concentração de tensões. Assim, a fragilização das ligas de Cu a elevadas taxas de deformação não deve ser encarada como "fragilização dinâmica", mesmo na presença de elementos fragilizantes [3].

5.3.2 Fragilização induzida por metal no estado líquido (*LME*)

Admitindo agora que a superfície de fratura está em contacto com uma fase líquida, duas mudanças fundamentais ressaltam relativamente à *SME*.

A primeira é que ocorrerá uma alteração da tensão interfacial (γint) visto que:

$$\gamma\text{int} = 2\,\gamma\text{sl} - \gamma\text{GB} \qquad (6)$$

em que γsl e γGB representam a energia superficial (sólido/líquido) e das fronteiras de grão [3].

A segunda é que a presença de uma fase líquida altera a cinética da "fragilização dinâmica" para regimes mais rápidos porque a difusão no estado líquido se processa com maior facilidade, para além de se assistir à sua mais rápida infiltração na fissura [3].

O contacto de metais, como o Cu, com outros sistemas metálicos no estado líquido pode levar à sua fratura a tensões bastante mais reduzidas do que as observadas na ausência de fase líquida, o que confere uma grande importância à *LME* no processamento de latões por conformação plástica e fundição [3].

De referir que, para que ocorra a *LME*, é necessário que a tensão aplicada provoque, pelo menos, deformação plástica localizada no metal sólido e se atinja a temperatura de fusão do sistema fragilizante.

Neste fenómeno, a temperatura de transição (inferior) dúctil-frágil T_E (Fig. 23) corresponderá à temperatura de fusão do sistema fragilizante.

Por sua vez, a severidade da *LME* à temperatura de transição (superior) frágil-dúctil T_R (Fig. 23) aumenta com a dureza do material e a concentração de tensões. Existem ainda outros fatores, nomeadamente o endurecimento por precipitação e a conformação plástica a frio (trefilagem), que potenciam a fragilização.

As ligas de Cu são fragilizadas pelos seguintes sistemas no estado líquido: Sn, Pb, Bi, Pb-Bi, Sn-Pb, Pb-Ag, Ga, Ga-Hg, In, Zn, Li, Na, Sb, Th e Te. Nicholas *et al*. [30] elencam, por ordem decrescente do seu efeito, alguns elementos fragilizantes: Bi, Pb, Cd, Sn, Ga. Estes elementos, com baixo ponto de fusão, apresentam, por norma, uma reduzida ou praticamente nula solubilidade no Cu, e não formam compostos intermetálicos [3, 31].

O fragilizante revela-se como uma inclusão no metal sólido. O principal exemplo no caso dos latões bifásicos é o Pb, que forma pequenos nódulos esféricos, muitos dos quais ao longo das fronteiras de grão. Contudo, o uso de Pb nos latões bifásicos é fundamental na promoção da sua maquinabilidade. Existem ligas comerciais de latão em que o Pb é substituído pelo Bi; todavia, este elemento apresenta igualmente baixo ponto de fusão e comporta-se como um forte fragilizante, no estado sólido, das fronteiras de grão [3].

Em suma, nos latões bifásicos contendo Pb, e dependendo das condições de fabrico, existem duas explicações para o seu comportamento em termos de ductilidade [3, 4]:

- segregações de Pb nas fronteiras de grão;
- *LME*: inclusões intergranulares de Pb no estado líquido (Fig. 25).

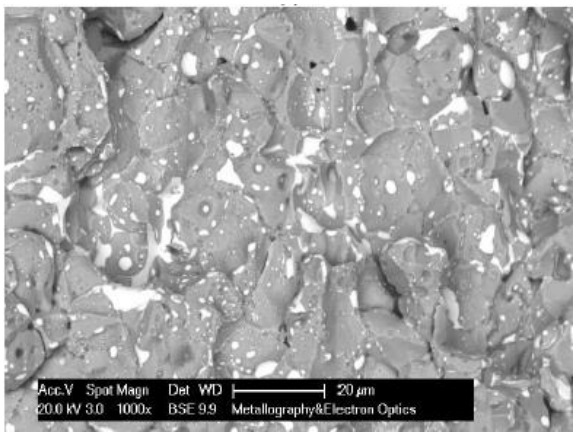


Figura 25 - Imagens de SEM de uma superfície de fratura de latão bifásico, revelando um modo de fratura intergranular induzida por inclusões de Pb [4].

No caso específico dos latões bifásicos contendo Pb, a *LME* pode ser potenciada por temperaturas ou velocidades de conformação elevadas durante a extrusão, que podem induzir a fusão dos elementos fragilizantes com baixo ponto de fusão, como o Pb.

O acerto da temperatura, através do controle do aquecimento prévio do material, em combinação com a seleção da velocidade de extrusão ideal, permite minimizar e/ou anular o risco de fissuração causado pela *LME* [4].

Contudo, a presença de elementos residuais, acima de certos teores, potencia a ocorrência deste fenómeno nos processos de conformação plástica.

6. Componente experimental

6.1 Introdução

Tendo em conta o objetivo primário desta dissertação – a análise da fragilização ocorrida em perfis de latão (extrudidos e trefilados) -, torna-se imprescindível determinar a sua causa, *i.e.*, se foi originada pela presença de elementos fragilizantes no material de base ou por um deficiente controle dos parâmetros operativos [3, 4]. De referir que a componente experimental focar-se-á exclusivamente na fragilização das ligas de latão induzida pela presença de elementos perniciosos. Esta tomada de decisão

assentou no *know-how* que a empresa foi acumulando ao longo dos seus anos de atividade na conformação plástica de perfis de latão.

Dado que o estudo incidiu sobre a fragilização induzida pela presença de elementos fragilizantes, tornou-se imperativo proceder à caraterização das ligas (CuZn39Pb3 e CuZn40Pb2) em termos de: composição química, propriedades mecânicas e microestrutura. De realçar que todos os perfis (de secção quadradas, redonda e hexagonal) foram caraterizados apenas e só após a seguinte sequência, em termos de produção:

1) Vazamento contínuo (horizontal) do material sob a forma de bilete;
2) Corte do bilete nas dimensões desejadas;
3) Recozimento do bilete, em forno a gás propano, previamente à extrusão a quente;
4) Extrusão a quente indireta do perfil segundo os parâmetros operativos delineados pela ASBW (apresentados no sub-capítulo 4.1.5) para cada medida, geometria e composição química;
5) Decapagem química em meio ácido, se necessário;
6) Trefilagem segundo os parâmetros operativos delineados pela ASBW (apresentados no sub-capítulo 4.2.2) em função das dimensões finais requeridas;
7) Recozimento para alívio de tensões, caso necessário;
8) Armazenamento em lotes (por dimensões e geometria, o que se traduz num número de ordem de fabrico) do produto no armazém de produto acabado.

Para se proceder à caraterização das ligas, foram recolhidos dados respeitantes a todas as composições químicas e propriedades mecânicas dos perfis produzidos pela ASBW no período de tempo demarcado, bem como a verificação da presença de tensões internas, recorrendo ao teste com solução de $HgNO_3$ (monohidratado ou dihiidratado a 1 %) sobre o produto.

Após a recolha de todos os dados, criou-se uma base de dados em *Microsoft Excel*, contemplando as seguintes variáveis:

- Composição química;
- Propriedades mecânicas: resistência máxima à tração, alongamento e dureza;
- Eventual rejeição do produto devido a fissuração, em função da presença de tensões internas.

De referir que esta base de dados não contemplou os parâmetros operativos dos dois processos dado que, após uma análise e verificação cuidada, não se registaram quaisquer não-conformidades.

De seguida, esta base de dados foi exportada para um *software* de análise de dados que permite realizar testes de hipóteses, análise tendencial, prever e planear a validação de premissas e conduzir a uma conclusão precisa. Foi utilizado o *software IBM SPSS STATISTICS 25* [32].

Através do método de análise de componentes principais, foram identificados os principais elementos fragilizantes e estabelecida a sua correlação com as propriedades mecânicas do material e com a aceitação do perfil pelo Departamento da Qualidade da empresa.

Por último, e de modo a estudar a influência dos elementos fragilizantes sobre a microestrutura do produto, realizou-se uma análise metalográfica, em microscópio ótico, dispondo de *software* de análise de imagem *LAS Leica*, de várias amostras de barras que apresentavam diferentes teores dos elementos fragilizantes entretanto identificados.

6.2 Procedimento experimental

6.2.1 Composição química

A análise da composição química foi efetuada recorrendo ao espetrómetro de emissão ótica, de chispa, modelo *Spectrolab M9 da SPECTRO* (Fig. 26), existente no Laboratório de Controlo da Qualidade da empresa.



Figura 26 - *Spectrolab M9* da *Spectro*.

O procedimento consistiu em recolher amostras das 80 cargas produzidas no forno de indução durante o período de tempo demarcado (o mês em que se registou a fissuração de alguns perfis).

Previamente a cada ensaio, a superfície das amostras era desbastada numa lixa de 80 mesh. Efetuaram-se 5 descargas sobre cada amostra (Fig. 27), tendo-se determinado o valor médio. Os valores da composição química foram associados aos diferentes perfis produzidos a partir da respetiva carga e introduzidos na base de dados.

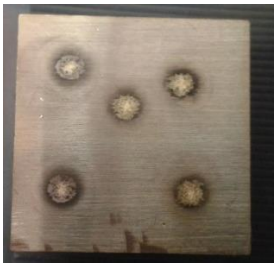


Figura 27 - Amostra de uma barra, de secção quadrada, em que são visíveis as marcas das 5 descargas elétricas promovidas pelo espetrómetro.

Devido ao facto do equipamento utilizado não permitir a análise do Hg, Ga, In e Li, elementos altamente fragilizantes dos latões, recorreu-se à sua análise por espetrofotometria de emissão, com fonte de plasma (*ICP-MS*), modelo *CP-MS Thermo X Series*, do Laboratório Central de Análises (LCA) da Universidade de Aveiro, que apresenta um limite de deteção substancialmente superior ao do espetrómetro de emissão, de chispa. De realçar que foi igualmente solicitada a análise do Sb, reconhecido como severo fragilizante das ligas de latão [3].

A análise incidiu sobre limalhas de 8 das 80 cargas (Fig. 28), das quais 6 induziram fissuração; a dissolução da limalha foi realizada no LCA.



Figura 28 - Amostra de uma barra, de secção redonda, e respetiva limalha.

6.2.2 Propriedades mecânicas

Este procedimento compreendeu a determinação das propriedades mecânicas das amostras relativas a todas as diferentes geometrias e dimensões de perfis produzidos durante o intervalo de tempo definido, o que resultou em 250 ensaios quer de tração quer de dureza. De referir que apenas foi ensaiado 1 provete/amostra de lote (número de ordem de fabrico), tendo os valores obtidos sido registados na base de dados.

Foram realizados ensaios de tração, para determinar a resistência máxima à tração e o alongamento, e de dureza *Brinell*.

De modo a se realizarem os ensaios de tração, foi retirada uma amostra por lote (número de ordem de fabrico) de produto acabado a partir da qual foi maquinado um provete (Fig. 29), segundo a norma DIN 50125.



Figura 29 - Imagem do provete utilizado nos ensaios de tração.

Estes ensaios foram realizados numa máquina de tração *Shimadzu Universal*, modelo AG-25KN (Fig. 30).



Figura 30 - Imagem da máquina de tração *Shimadzu Universal*, modelo AG-25KN, com um provete a ser tracionado.

Relativamente aos ensaios de dureza *Brinell*, estes foram realizados sobre amostras planas, desbastadas numa lixa de 80 mesh, retiradas dos mesmos perfis que foram objeto dos ensaios de tração. Foi utilizado um indentador com 10 mm de diâmetro, e uma carga de 3000 kgf, que era aplicada durante 15 segundos. De referir que se realizaram 5 indentações por amostra. O aparelho utilizado, um durómetro *Brinell* da *ERNST*, do Laboratório de Controlo da Qualidade da empresa, está patente na Fig. 31.



Figura 31 - Durómetro *Brinell ERNST*.

6.2.3 Teste de deteção de tensões residuais

Este teste baseia-se na imersão das amostras recolhidas (uma por cada lote) numa solução de $HgNO_3$ a fim de verificar a eventual presença de tensões residuais à superfície dos perfis. De referir que, no caso de serem detetadas fissuras nas amostras (Fig. 32

a)), o Departamento da Qualidade procede à rejeição do lote referente à amostra analisada.

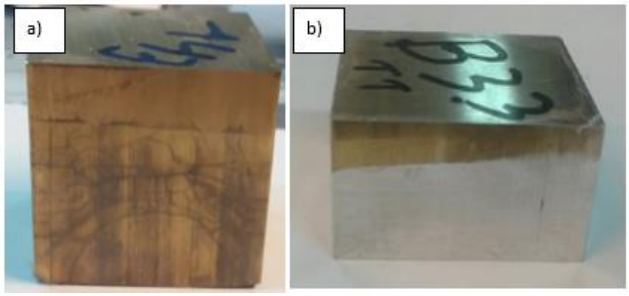


Figura 32 - a) Amostra de barra que apresenta fissuras na sua superfície, e b) amostra da barra sem fissuras, após o teste de deteção de tensões residuais.

Os dados obtidos foram introduzidos na base de dados, tendo-se recorrido aos dígitos 0 e 1 para identificar a rejeição dos perfis ou a sua aceitação, respetivamente.

6.2.4 Análise de componentes principais

A análise de componentes principais (ACP) é uma técnica de análise exploratória multivariada que transforma um conjunto de variáveis correlacionadas num conjunto menor de variáveis independentes, combinações lineares das variáveis originais, designadas por componentes principais (CP). O objetivo principal é a redução do número de dados dependentes.

A base de dados criada no *Microsoft Excel* foi introduzida no *software IBM SPSS STATISTICS 25*. De seguida, através de uma funcionalidade de redução dimensional da base de dados, obtiveram-se as CP numa matriz de componentes rotativos. As CP são interpretadas em função das variáveis segundo expressões matemáticas, que permitem correlacionar as variáveis introduzidas na base de dados, *i.e.*, identificar os elementos, presentes nas cargas utilizadas na produção dos perfis, que se afiguram como os principais responsáveis pela fragilização registada no produto final e a sua influência nas propriedades mecânicas.

6.2.5 Análise metalográfica

Após a identificação dos principais elementos fragilizantes dos perfis analisados, e estabelecida a sua correlação com as propriedades mecânicas e com a aceitação/rejeição, foram selecionados 4 perfis (3 dos quais apresentavam fissuras) que foram alvo de análise metalográfica em microscopia ótica.

Para tal, recorreu-se à preparação das amostras, compreendendo as seguintes etapas:

- Polimento:
  - Desbaste numa sequência de lixas de granulometria 80, 180, 500 e 1000 mesh;
  - Polimento com pano e suspensão de diamante policristalino de 3 μm;
- Ataque químico durante 45 s, com uma solução de $FeCl_3.6H_2O$, HCl 37% e C_2H_5OH 95% (vol.). Este ataque permite revelar a fase α (a claro) e a fase β' (a escuro).

Posteriormente, realizou-se a análise microestrutural, em microscopia ótica, tendo-se registado imagens a diferentes ampliações: 50, 100, 200 e 500x. Uma imagem do aparelho utilizado, um microscópio ótico da *Leica*, do Laboratório de Metalografia do DEMM, FEUP, está patente na Fig. 33.



Figura 33 - Microscópio ótico *Leica*.

Para além da caracterização microestrutural, procedeu-se à quantificação da fração de fase β', com o intuito de perceber se o Sb poderia atuar como seu estabilizador ou

se existiria precipitação de compostos intermetálicos, do sistema Cu-Sb, nesta fase [33, 34].

Esta análise quantitativa incidiu sobre 10 campos/amostra, em escala de cinzentos, a uma ampliação de 500x, tendo-se utilizado o software *LAS Leica*, existente no Laboratório de Metalografia do DEMM, FEUP.

7. Resultados experimentais

7.1 Análise da composição química

Após uma análise cuidada da composição química de perfis fissurados, os dados obtidos em espetrometria de emissão não permitiram detetar qualquer não-conformidade relativamente às análises correntes. Assim, decidiu-se recorrer à análise em ICP-MS com o intuito de tentar revelar a presença de possíveis fragilizantes.

A Tabela 2 apresenta os resultados das análises efetuadas por espetrofotometria de emissão, com fonte de plasma, no LCA, da Universidade de Aveiro. Constata-se, da sua análise, que o Ga, In e Li se apresentam em teores inferiores aos limites de deteção do equipamento para cada um desses elementos; em contrapartida, o teor de Sb varia entre cargas, tendo-se registado, na carga 1, um máximo de 932 ppm.

Tabela 2 - Resultados das análises efetuadas, sobre o Ga, In, Li e Sb, em ICP-MS

Amostra	**Ga** ppm	**In** ppm	**Li** ppm	***Sb*** ppm
1	< 2,0	< 3,5	< 1,0	932
2	< 2,0	< 3,5	< 1,0	769
3	< 2,0	< 3,5	< 1,0	763
4	< 2,0	< 3,5	< 1,0	700
5	< 2,0	< 3,5	< 1,0	253
6	< 2,0	< 3,5	< 1,0	202
7	< 2,0	< 3,5	< 1,0	194
8	< 2,0	< 3,5	< 1,0	111

Tal como já referido no ponto 5, de acordo com Laporte *et al*. [3], o Sb é responsável pela fragilização do latão bifásico visto que promove um abaixamento da tensão interfacial e, consequentemente, da coesão entre as fronteiras de grão. Poderá ainda promover fragilização induzida por metal no estado líquido (*LME*), durante a extrusão a quente, pois o Sb apresenta baixo ponto de fusão (670ºC), originando tensões residuais internas que podem conduzir à ocorrência de fissuração durante a trefilagem [3]. El-Bahloul *et al*. [35] referem que, para teores superiores a 180 ppm de Sb, os perfis de latão bifásico começam a apresentar problemas de fissuração durante a trefilagem a frio.

Atendendo a que os perfis referentes às cargas 1 a 6 foram os que fissuraram durante a trefilagem e apresentam teores de Sb superiores ao indicado por El-Bahloul (180 ppm), admitiu-se de imediato que a fissuração dos perfis teria sido promovida essencialmente por aquele elemento.

Procedeu-se de imediato à análise dos dados inseridos na base de dados, tendo-se constatado que, para as amostras com teores de Sb superiores a 180 ppm, registou-se a ocorrência de fissuração em cerca de 95% das cargas produzidas, o que, de certa forma, vem corroborar os resultados obtidos por El-Bahloul *et al*. [35]. De realçar a existência de uma carga em que o teor de Sb era de 140 ppm, e que originou fissuração dos perfis. Assim, numa abordagem expedita, parece prudente estabelecer os 140 ppm como teor limite de Sb no material a conformar.

Na Fig. 34, poder-se-á observar o efeito do Sb em perfis de latão bifásico, assim como a diferença entre a fácies das fraturas registadas em barras que apresentavam um teor de Sb de 480 ppm (Fig. 34 a)) e de 270 ppm (Fig. 34 b)).



Figura 34 - Imagens de fraturas registadas em: a) perfil redondo produzido a partir de uma carga com 480 ppm de Sb, e b) perfil redondo produzido a partir de uma carga com 270 ppm de Sb.

7.2 Análise em componentes principais

Após a utilização da funcionalidade de redução dimensional da base de dados, obteve-se a matriz de componentes rotativos (Tabela 3). Na matriz, estão presentes 4 CP (CP1, CP2, CP3 e CP4) bem como o coeficiente de cada variável na CP.

Tabela 3 - Matriz de componentes rotativos

	CP1	CP2	CP3	CP4
Cu	0,872			
Zn	-0,954			
Pb	0,616			
Sb			0,835	
Bi			0,787	
HB 10		0,854		
Resistência máxima à tração				0,686
A (%)		-0,803		
Aceitação			-0,550	0,592

A partir destes coeficientes, e de modo a facilitar a análise dos resultados, torna-se possível reproduzir as CP segundo as seguintes expressões matemáticas:

$$CP1 = 0{,}872\ Cu - 0{,}954\ Zn + 0{,}616\ Pb \quad (7)$$

em que Cu, Zn e Pb correspondem aos teores de Cu, Zn e Pb das cargas, respetivamente;

$$CP2 = 0{,}854\ HB10 - 0{,}803\ A(\%) \quad (8)$$

em que $HB10$ corresponde à dureza *Brinell* e $A(\%)$ ao alongamento do material de cada barra, respetivamente;

$$CP3 = 0{,}835\ Sb + 0{,}787\ Bi - 0{,}550\ Aceitação \quad (9)$$

em que Sb e Bi correspondem aos teores de Sb e Bi das cargas, e $Aceitação$ à validação do produto final, respetivamente;

$$CP4 = 0{,}686\ Resistência\ máxima\ à\ tração\ + 0{,}592\ Aceitação \quad (10)$$

em que $Resistência\ máxima\ à\ tração$ corresponde à resistência máxima à tração dos perfis e $Aceitação$ à validação do produto final, respetivamente.

A CP1 estabelece a correlação entre os teores de Cu, Zn e Pb das cargas. Devido ao facto do Cu e Zn serem os principais componentes dos latões, o aumento do teor de Cu resulta obrigatoriamente num decréscimo do teor de Zn. Por sua vez, o teor de Pb apresenta um coeficiente de sinal contrário ao do teor de Zn, visto que, nas ligas com apenas 2 % de Pb, o teor de Zn é superior ao das ligas com 3 %.

No que diz respeito à CP2, esta apenas indica que a dureza e o alongamento são inversamente proporcionais, o que era perfeitamente expectável.

Em relação à CP3, constata-se que os teores de Sb e de Bi apresentam coeficientes de sinal contrário ao da aceitação do produto, *i.e.*, são os principais responsáveis pela fragilização dos diferentes perfis identificados. De destacar ainda que o teor de Sb apresenta um coeficiente mais elevado que o do teor de Bi, o que o define como o principal fragilizante destes perfis. A identificação do Bi como fragilizante permite

corroborar os resultados de Laporte *et al*. [3], que consideram aquele elemento como um dos principais indutores da fragilização no estado sólido do latão, devido à sua segregação nas fronteiras de grão. Além disso, devido ao seu baixo ponto de fusão (271ºC), poderá induzir a fragilização no estado líquido durante a extrusão a quente, originando tensões residuais responsáveis pela posterior fissuração na trefilagem a frio [3].

A CP4 permite aferir que a resistência máxima à tração dos perfis relaciona-se de forma direta com a aceitação do produto, *i.e.*, nos perfis que fissuraram, a resistência máxima à tração é mais baixa. De acordo com Laporte *et al*. [3], a presença de elementos fragilizantes reduz a coesão entre fronteiras de grão, o que se traduz numa simultânea redução da ductilidade e da resistência máxima à tração.

Atendendo a que os teores de Sb e de Bi se correlacionam, de forma inversa, com a aceitação do produto, pode-se, de igual forma, correlacioná-los com a resistência máxima à tração, *i.e.*, estes contribuem para a redução desta propriedade mecânica. Esta degradação das propriedades mecânicas não permite que a ASBW atinja, com a presença dos dois elementos fragilizantes, em teores superiores aos recomendados, os valores exigidos pela norma e pelos clientes.

7.3 Análise microestrutural

Tendo sido identificado o Sb como o principal elemento fragilizante dos perfis, foram selecionadas 4 amostras de vários perfis, que apresentavam diferentes teores de Sb. As amostras 2, 3 e 4 foram retiradas de perfis de secção redonda, enquanto que a amostra 1 de um perfil de secção quadrada (Fig. 35).

A amostra 1 serviu como termo de comparação dado que os perfis com esta composição química não apresentaram quaisquer fissuras. Por sua vez, nas restantes amostras (2, 3 e 4) registou-se fissuração.

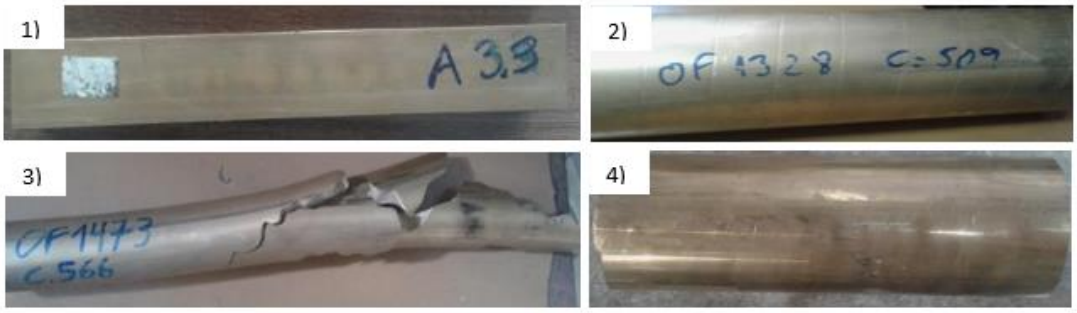


Figura 35 – Imagens dos perfis de onde foram retiradas as amostras 1, 2, 3 e 4, respetivamente.

As composições químicas das 4 amostras são apresentadas na Tabela 4.

Tabela 4 - Composição química das amostras ensaiadas (em % p/p) [(1)]

Amostra	Cu	Zn	Pb	Fe	Sb	Bi	Tf (Cu)
1	57,0	38,73	2,89	0,206	0,0145	< 0,00010	56,5
2	57,1	39,86	2,69	0,180	0,0239	< 0,00010	56,7
3	57,3	39,25	2,88	0,162	0,0495	0,00022	56,9
4	57,3	39,28	2,85	0,166	0,0552	0,00020	56,9

(1) Determinada por espetrometria de emissão ótica, de chispa.

A Fig. 36 apresenta uma imagem da microestrutura relativa à amostra 1, sendo esta uma microestrutura típica das ligas CuZn39Pb3 produzidas pela ASBW, *i.e.*, compreendendo as fases α e β', e alguns nódulo de Pb.

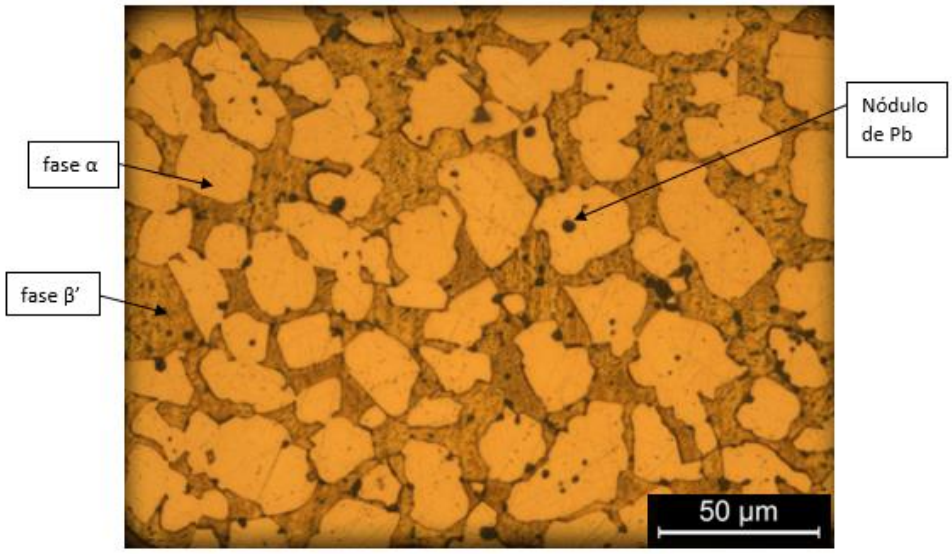


Figura 36 - Microestrutura da amostra 1.

Na Fig. 37 são apresentadas as microestruturas das 4 amostras ensaiadas, em escala de cinzentos, de modo a diferenciar-se melhor o contorno dos grãos, as duas fases e os nódulos de Pb.

Karpagavalli *et al*. [34] constataram que, para teores superiores a 500 ppm de Sb, assiste-se a uma estabilização da fase β', bem como ao aparecimento de precipitados de compostos intermetálicos, do sistema Cu-Sb, naquela fase. Estes dois fatores provocam um aumento de dureza da liga, promovendo a sua fragilização e reduzindo, consequentemente, a suscetibilidade à conformação plástica a frio. A análise microestrutural das amostras 3 e 4, efetuada em microscopia ótica, não permitiu revelar a presença desse tipo de precipitados na fase β'.

Por outro lado, de acordo com Laporte *et al*. [3], o Sb comporta-se como fragilizante, no estado sólido, das fronteiras de grão. Na análise microestrutural efetuada, apenas se registou a presença de nódulos de Pb nas fronteiras de grão, não tendo sido possível verificar a presença de precipitados de Sb nas três microestruturas relativas às amostras (2, 3 e 4) de perfis fissurados.

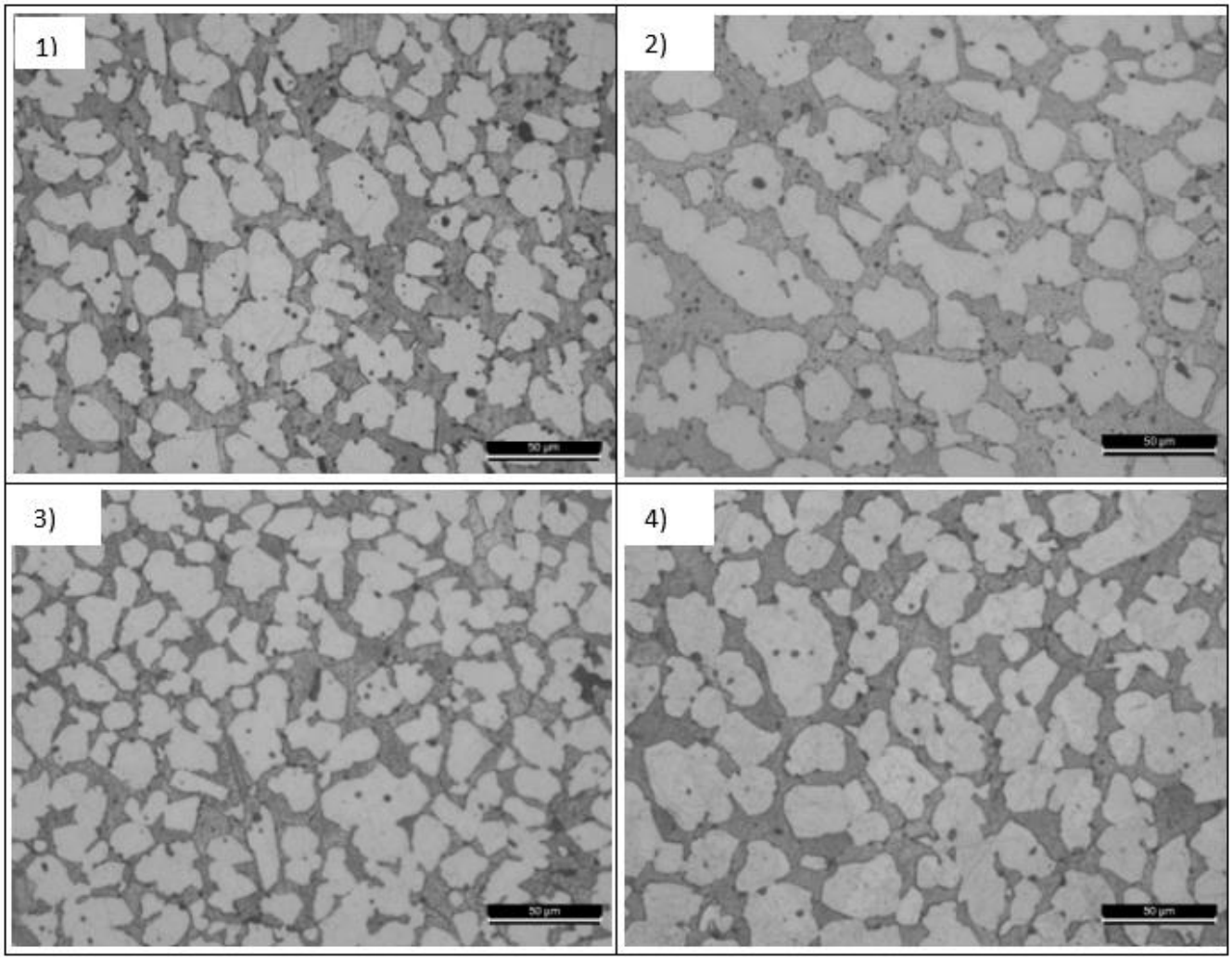


Figura 37 - Microestruturas das amostras 1, 2, 3 e 4, respetivamente.

Relativamente à quantificação da fase ß' nas 4 amostras, esta foi realizada recorrendo ao software *LAS Leica*, após preenchimento da fase mais escura (fase ß') com uma cor, neste caso, verde (Fig. 38).

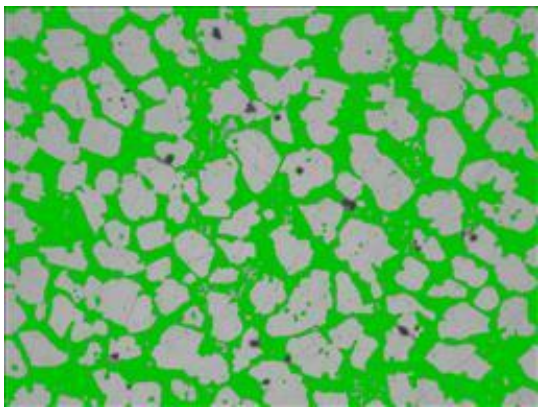


Figura 38 - Exemplificação do preenchimento do campo da fase ß' utilizado para a sua quantificação (na amostra 1).

Na tabela 5 são apresentados os resultados relativos à quantificação da fase ß' das 4 amostras analisadas. O potencial efeito do Sb como estabilizador da fase ß' não foi comprovado visto que as amostras 3 e 4 (que apresentam teores de Sb de 495 e 552 ppm, respetivamente) são as que apresentam menor fração daquela fase.

Por outro lado, é possível constatar que as amostras (1 e 2) que exibem menor valor de Tf (Cu), apresentam maior fração de fase ß'. Tal como referido no sub-capítulo 3.2, Tf (Cu) permite alocar a liga, através da sua composição química, no diagrama de equilíbrio do sistema binário Cu-Zn (Fig. 1). Deste modo, poder-se-á afirmar que, em princípio, a fração de fase ß' foi apenas influenciada pelo valor do índice Tf (Cu).

Tabela 5 - Quantificação da fase B' na microestrutura de algumas amostras

Amostra	% da fase ß'
1	40,26 ±1,20
2	43,73 ± 2,20
3	38,10 ± 2,00
4	36,10 ± 1,29

Os resultados obtidos não poderão ser considerados de todo conclusivos pois a técnica de quantificação de fases é um trabalho muito minucioso e suscetível a erros de medição induzidos pelo operador ao preencher os campos de fases.

8. Conclusões

Os latões bifásicos, contendo Pb na sua composição, primam pela sua versatilidade no que diz respeito à gama de aplicações, possuindo a caraterística de poderem ser conformados plasticamente quer a quente quer a frio. Além disso, graças à sua elevada conformabilidade, permitem a obtenção de produtos, com diferentes geometrias e um excelente conjunto de propriedades mecânicas. Um modo de se conferir essas propriedades é através da extrusão a quente seguida da trefilagem, *i.e.*, inicia-se pela produção da geometria pretendida, seguindo-se o ajustamento das dimensões, a melhoria das propriedades mecânicas e o grau de acabamento superficial do produto final.

Devido ao facto de serem ligas obtidas a partir da refusão de sucatas, poderão englobar na sua composição elementos metálicos, oriundos dessas sucatas, tais como o Sb, Ga, Hg, Li, Hg e Bi, de baixo ponto de fusão, e que, quando presentes acima de determinados teores, poderão induzir a ocorrência de defeitos.

De modo a proceder-se à identificação das causas indutoras da fragilização, realizou-se uma caraterização das ligas (CuZn39Pb3 e CuZn40Pb2), tendo-se criado uma base de dados integrando as seguintes variáveis: composição química, propriedades mecânicas e eventual rejeição do produto devido a fissuração.

De referir que a fragilização das ligas produzidas foi direcionada, exclusivamente, para a presença de elementos perniciosos na sua composição química, devido ao *know-how* que a empresa detém na conformação plástica das ligas de latão.

Efetuaram-se então análises, por espetrometria de emissão ótica, de chispa, da composição química das amostras relativas às 80 cargas elaboradas durante o mês em que se registou a fissuração de alguns dos perfis, e de 8 cargas (6 das quais deram origem a fissuração) por ICP-MS. Deste último grupo de análises, verificou-se que os teores de Ga, In e Li, elementos altamente potenciadores da fragilização dos latões bifásicos, se apresentavam abaixo do limite de deteção do equipamento; no entanto, o teor de Sb situava-se acima dos 180 ppm, tidos, em alguma da bibliografia consultada, como o teor limite para a não ocorrência de fissuração dos perfis de latão.

De seguida, procedeu-se à análise exaustiva da base de dados então criada, tendo-se constatado que 95% das cargas elaboradas, que apresentavam um teor de Sb superior a 180 ppm, deram origem ao aparecimento de fissuras; entretanto, registou-se igualmente a ocorrência deste tipo de defeito num lote de perfis que tinham sido produzidos a partir de uma carga em que o % Sb = 140 ppm.

Assim, concluiu-se que o Sb terá sido o principal responsável pela fragilização dos perfis produzidos, sugerindo-se que passe a ser estabelecido pela empresa, por precaução, como limite máximo os 120 ppm de Sb.

Relativamente à análise da base de dados, recorreu-se ao método de análise de componentes principais com o *software IBM SPSS STATISTICS 25*. As informações obtidas permitiram concluir que o Sb e o Bi se afiguram como os principais elementos responsáveis pela fissuração e degradação verificada em termos das propriedades mecânicas (resistência máxima à tração) dos perfis.

Por sua vez, a análise metalográfica em microscopia ótica, compreendendo a quantificação da fase β', não permitiu a identificação de nenhum composto intermetálico, do sistema Cu-Sb, nem segregações nas fronteiras de grão. Infelizmente, por manifesta falta de tempo, não foi possível proceder à observação das amostras em microscopia eletrónica de varrimento com microanálise por raios-X (SEM/EDS).

Finalmente, não se conseguiu comprovar o efeito do Sb como estabilizador da fase β', tendo-se constatado que esta parece ser apenas influenciada pelo teor fictício de Cu.

9. Sugestões de trabalhos futuros

No decorrer desta dissertação surgiram questões que deverão ser abordadas em trabalhos futuros, destacando-se as seguintes:

- Estabelecimento do teor máximo de Bi nas ligas de latão bifásico contendo Pb;
- Análise metalográfica, em SEM/EDS, das amostras relativas aos perfis que fissuram;
- Influência do tamanho de grão na fragilização das ligas de latão bifásico;
- Influência da taxa de deformação na fragilização das ligas de latão bifásico;
- Otimização dos processos de conformação plástica de perfis de latão.

10. Referências bibliográficas

1. Castro, G.S., *Estudo e optimização da liga de latão utilizada na GROHE Portugal, SA, Dissertação de Mestrado MIEMM, FEUP,* 2008.
2. Moreira, P.C.R., *Desenvolvimento de ligas de latão de baixo teor de chumbo, Dissertação de Mestrado MIEMM, FEUP,* 2010.
3. Laporte, V. and Mortensen A., *Intermediate temperature embrittlement of copper alloys.* International Materials Reviews, 2009, **54**(2), p. 94-116.
4. Pantazopoulos, G. and Vazdirvanidis A., *Fracture analysis and embrittlement phenomena of machined brass components.* Procedia Structural Integrity, 2017, **5**, p. 476-483.
5. Bresciani Filho, E., *et al.*, *Conformação Plástica dos Metais*, 1997, Ed da Unicamp.
6. *ASBW*. Disponível em http://www.asbw.pt/products.html. (Acedido em 19/07/2018).
7. Viana, F., *Materiais Metálicos*, in *Ligas não-ferrosas*, DEMM, FEUP, 2017. (material de apoio da unidade curricular *Materiais Metálicos*).
8. Vieira, M., *Tecnologias de Materiais Metálicos*, in *Extrusion, DEMM, FEUP, 2017.* (material de apoio da unidade curricular Tecnologias de *Materiais Metálicos*).
9. *Bulk Forming Processes (Part 2) Extrusion & Drawing*, in *Manufacturing Processes Summer A*, 2011.
10. Chaubey, S., *Modeling and Design of die profile of extrusion of square section from round billet through non-linear converging dies*, Dissertação de Mestrado, *National Institute of Technology*, Rourkela, 2011.
11. Hosseini, A., Farhangdoost K. and Manoochehri M., *Modeling of extrusion process and application of Taguchi method and Anova analysis for optimization the parameters.* Mechanics, 2012, **18**(3), p. 301-305.
12. GMBH, S.G., *Extrusion Systems for Heavy Metal* in *Business Unit Forging Plants Extrusion Presses*, S.G. GmbH, Editor.: Germany. (catálogo da empresa SMS Group).

13. Farzad, H. and Ebrahimi R., *Die profile optimization of rectangular cross section extrusion in plane strain condition using upper bound analysis method and simulated annealing algorithm*. Journal of Manufacturing Science and Engineering, 2017, **139**(2), p. 021006.
14. Isern, N.L., *Extrusió-i-trefilatge-nou*, in *Departament de Ciència de Materials i Química Física*, 2017, Universitat de Barcelona. (material de apoio da unidade curricular *Tecnologias de Materials)*.
15. Gattmah, J., Ozturk F. and Orhan S., *Effects of process parameters on hot extrusion of hollow tube*. Arabian Journal for Science and Engineering, 2017, **42**(5), p. 2021-2030.
16. Mapelli, C. and Venturini R., *Dependence of the mechanical properties of an α/β brass on the microstructural features induced by hot extrusion*. Scripta Materialia, 2006, **54**(6), p. 1169-1173.
17. Pernis, R., Kasala J. and Pernis I., *Surface defects of brass bars*, Brno, Czech Republic, EU, Faculty of Special Technology, Slovak Republic, 2011. Atas do Metal 2011, Brno, República Checa, 18-20 de maio de 2011.
18. Udomphol, T., *Drawing of rods, wires and tubes*, 2007, Suranaree University of Technology (material de apoio a unidade curricular).
19. Campos, H.B. and Cetlin P.R., *The influence of die semi-angle and of the coefficient of friction on the uniform tensile elongation of drawn copper bars.* Journal of Materials Processing Technology, 1998, **80-81,** p. 388-391.
20. Donachie, J.M.J., *Mass (barrel) Finishing*, in *Titanium - A Technical Guide (2nd Edition)*, ASM International, 2000.
21. Shreir, L.L., Jarman R.A. and Burstein,G.T. *Recent Developments*, in *Corrosion (3rd edition) Volumes 1-2*. Elsevier, 2003.
22. Tiernan, P., *Dieless drawing of bars, rods, tubes, and wires,* 2014.
23. Wistreich, J., *The fundamentals of wire drawing*, Metallurgical Reviews, 1958, **3**(1), p. 97-142.
24. Vega, G., Haddi, A. and Imad A., *Investigation of process parameters effect on the copper-wire drawing,* Materials & Design, 2009, **30**(8), p. 3308-3312.

25. Mang, T. and Dresel W., *Lubricants and Lubrication, 2 Volume Set (3rd edition)*. John Wiley & Sons, 2017.
26. Avitzur, B., *Analysis of central bursting defects in extrusion and wire drawing*. Journal of Engineering for Industry, 1968, **90**(1), p. 79-90.
27. Chawla, K., *Fibrous Materials*, 2016, Cambridge University Press.
28. Dieter, G.E. and Bacon D.J., *Mechanical Metallurgy*, Vol. 3, 1986, McGraw-Hill New York.
29. Felberbaum, L., *Microstructure and Embrittlement of Leaded Copper Alloys*, 2005, Verlag Nicht Ermittelbar.
30. Nicholas, M. and Old C., *Liquid metal embrittlement*. Journal of Materials Science, 1979,**14**(1), p. 1-18.
31. Old, C., *Liquid metal embrittlement of nuclear materials,* Journal of Nuclear Materials, 1980, **92**(1), p. 2-25.
32. *IBM Support*. Disponível em :https://www-01.ibm.com/support/docview.wss?uid=swg24043678. (Acedido a 30/08/2018).
33. Zhu, Q., *et al.*, *Study on microstructure and properties of brass containing Sb and Mg,* Science in China Series E, Technological Sciences, 2009, **52**(8), p. 2172-2174.
34. Karpagavalli, R. and Balasubramaniam R., *Influence of arsenic, antimony and phosphorous on the microstructure and corrosion behavior of brasses.* Journal of Materials Science, 2007, **42**(15), p. 5954-5958.
35. El-Bahloul, A.M., Samuel M. and Fadhil A.A., *Copper-Zinc-Lead alloys, common defects through production stages and remedy methods,* Turkish Online Journal of Science & Technology, 2015, **5**(2).