



M 2019

Estudo da viabilidade do Sn como substituto do Pb nas ligas Cu-Zn

Francisco José Oliveira Cruz

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, 22 de fevereiro de 2019

Índice

Índice de Figuras	5
Índice de tabelas.....	7
Lista de abreviaturas	8
Resumo	9
Palavras-chave	9
Abstract	10
Keywords.....	10
Agradecimentos	11
1. Introdução	1
1.1. Enquadramento	1
1.2. Projeto e Objetivo	1
1.3. Estrutura da dissertação	2
2. A empresa.....	3
2.1. Breve introdução da empresa	3
2.2. Processo produtivo.....	3
3. Estado da arte	5
3.1. Ligas Cu/Zn - Latões.....	5
3.1.1. Composição química e sua influência no produto obtido	5
3.1.2. Propriedades e Aplicações.....	12
3.2. Maquinabilidade dos Latões	12
3.2.1. Forças de corte.....	13
3.2.2. Desgaste da ferramenta de corte	14
3.2.3. Arranque de apara	15
3.2.4. Rugosidade superficial	16
3.3. Ligas Cu-Zn com baixo teor de Pb	17

3.3.1. Motivação para o seu desenvolvimento.....	17
3.3.2. Substituição do Pb pelo Bi ou Si	18
3.3.3. Seleção de novos elementos de substituição	20
3.3.4. Liga Naval (CuZnSn)	21
4. Procedimento experimental.....	23
4.1. Seleção dos elementos de liga a utilizar	23
4.2. Seleção de matérias-primas	24
4.3. Ligas a desenvolver	25
4.4. Produção das ligas escolhidas	28
4.5. Ensaio para caracterização das ligas.....	29
4.5.1. Análise Química	29
4.5.2. Análise térmica.....	29
4.5.3. Ensaio de fluidez	31
4.5.4. Polimento Industrial	32
4.5.5. Análise metalográfica	33
4.5.5.1. Macroestrutura e Tamanho de grão	34
4.5.5.2. Microestrutura	34
4.5.5.3. Quantificação de fases da microestrutura	35
4.5.6. Propriedades mecânicas	35
4.5.6.1. Durezas (macro e microdureza).....	36
4.5.6.2. Ensaio de tração	36
4.5.7. Aptidão à maquinaria.....	37
4.5.8. Deszincificação	38
5. Apresentação e discussão dos resultados.....	40
5.1. Composição química.....	40
5.2. Análise térmica.....	41

5.3. Ensaio de fluidez.....	42
5.4. Polimento Industrial	43
5.5. Macroestrutura e tamanho de grão.....	43
5.6. Microestrutura.....	44
5.7. Quantificação de fases nas microestruturas	44
5.8. Dureza e microdureza	46
5.9. Ensaio de tração	47
5.10. Aptidão à maquinagem	49
5.10.1. Formação de apara	49
5.10.2. Rugosidade superficial	51
5.11. Ensaaios de Deszincificação	53
6. Conclusões	55
7. Sugestões para trabalhos futuros.....	57
8. Bibliografia.....	58
Anexos	61
<u>Anexo 1</u>	62
<u>Anexo 2</u>	66
<u>Anexo 3</u>	67
<u>Anexo 4</u>	68
<u>Anexo 5</u>	69
<u>Anexo 6</u>	70
<u>Anexo 7</u>	71
<u>Anexo 8</u>	72

Índice de Figuras

Fig. 1 - Diagrama de equilíbrio do sistema binário Cu-Zn [4]	6
Fig. 2 - Propriedades mecânicas de alguns latões vs. $T_f(\text{Cu})$ [13]	11
Fig. 3 - Representação esquemática do mecanismo de formação de apara [16]	15
Fig. 4 - Classificação dos diferentes tipos de apara, quanto à sua forma e dimensões, segundo a norma ISO 3685:1993 [20]	16
Fig. 5 - Vista parcial da secção isotérmica, a 500°C, do diagrama do sistema ternário Cu-Zn-Sn [36], utilizada para estabelecer os teores de cada um dos componentes visando o fabrico de um latão com microestrutura trifásica ($\alpha+\beta+\gamma$).	27
Fig. 6 - a) Forno de cadinho, aquecido a gás propano, e b) Lingoteiras usadas para o vazamento do metal.	28
Fig. 7 - a) Osciloscópio, e b) Copo de análise térmica e cabo de ligação ao osciloscópio.	30
Fig. 8 - Exemplo de uma curva de arrefecimento (azul) de uma liga, e das respetivas primeira (laranja) e segunda derivadas (cinzento).	31
Fig. 9 - a) Moldações em areia utilizadas no ensaio de fluidez, e b) Amostra resultante de um ensaio de fluidez, sobre a qual se encontra o cabo usado para medição da distância percorrida pelo metal fundido.	32
Fig. 10 - a) Amostra isenta de pontos duros, e b) Amostra contendo pontos duros.	33
Fig. 11 - a) Exemplo de macroestrutura, obtida através da lupa, com objetiva de 0,65x, após o ataque macroestrutural referido, e b) Exemplo de microestrutura obtida, com ampliação de 10x, após o ataque microestrutural descrito.	34
Fig. 12 - Exemplo de quantificação de fases numa microestrutura através do software LAS Leica: a) Imagem sem processamento, e b) Imagem processada.	35

Fig. 13 - a) Vista parcial da máquina de tração Shimadzu Universal, modelo AG-25KN, com provete montado nas amarras, e b) Imagem de um provete tipo para ensaio de tração.	37
Fig. 14 - Imagem de uma amostra após ensaio de deszincificação, com indicação da profundidade de penetração máxima de corrosão.	39
Fig. 2.115 - Curva de arrefecimento e respetivas derivadas da Liga 1	66
Fig. 1.1 - Certificado de análise do Zn puro	62
Fig. 1.2 - Certificado de análise do Sn puro	63
Fig. 1.3 - Certificado de análise da liga de adição CuB2	64
Fig. 1.4 - Certificado de análise da liga de adição CuAs30	65
Fig. 2.1 - Curva de arrefecimento e respetivas derivadas da Liga 1	66
Fig. 2.2 - Curva de arrefecimento e respetivas derivadas da Liga 10	66

Índice de tabelas

Tabela 1 - Temperaturas de fusão e volatilização de diferentes elementos [25]	20
Tabela 2 - Composição química e propriedades mecânicas de três latões [25]	22
Tabela 3 - Composições químicas, e respetivo Título Fictício, das diferentes ligas desenvolvidas	41
Tabela 4 - Resultados do ensaio de fluidez das ligas estudadas	43
Tabela 5 - Quantificação das fases presentes nas microestruturas das ligas estudadas	45
Tabela 6 - Resultados dos ensaios de micro e macrodureza das ligas estudadas	47
Tabela 7 - Resultados dos ensaios de tração das ligas estudadas.....	48
Tabela 8 - Imagens e classificação, segundo a norma 3685, das aparas obtidas nos ensaios de maquinagem das ligas estudadas.....	51
Tabela 9 - Rugosidades das ligas estudadas, e índice de maquinabilidade (Im) baseado exclusivamente na rugosidade	52
Tabela 1.1 - Composição química do cabo de Al	63
Tabela 3.1 - Imagens das amostras obtidas nos ensaios de fluidez	67
Tabela 4.1 - Imagens das superfícies das amostras, representativas de cada uma das ligas estudadas, após polimento industrial	68
Tabela 5.1 - Imagens das macroestruturas das ligas estudadas	69
Tabela 6.1 - Microestruturas das ligas estudadas	70
Tabela 7.1 - Dimensões dos provetes usados nos ensaios de tração	71
Tabela 8.1 - Resultados dos ensaios de deszincificação	73

Lista de abreviaturas

A(%) - Alongamento

Ap - profundidade de corte

fz - avanço de corte

Im - Índice de maquinabilidade

Ra - Rugosidade média

Rt - Rugosidade máxima

Tf(Cu) - Título Fictício de Cobre

vc - velocidade de corte

Resumo

A presente dissertação foi desenvolvida no âmbito do Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, e apresenta como principal objetivo o desenvolvimento de ligas Cu-Zn sem Pb, tendo-se utilizado o Sn como seu substituto.

Para além da adição de Sn, foram estudadas outras modificações da composição química (como a adição do Al, do B e do As), com o objetivo de obter certas propriedades. De maneira a perceber a influência do Sn e outros elementos na maquinabilidade e propriedades mecânicas das ligas de Cu-Zn, na macro e microestruturas e na resistência à deszincificação, foram desenvolvidas dez ligas, nas quais se variou apenas a composição química. De seguida, essas ligas foram objeto de diferentes ensaios e análises, com o objetivo de as caracterizar e perceber a influência dessas variações. No final deste trabalho, foi possível identificar a composição química que confere melhores propriedades mecânicas e melhor maquinabilidade, com especial destaque para o teor de Sn.

Palavras-chave

Ligas de Cu-Zn sem Pb, Sn, Maquinabilidade, Apara, Rugosidade Superficial.

Abstract

The present dissertation, developed under the Master degree in Metallurgical and Materials Engineering, aims to develop brass alloys with low Pb, using Sn as substitute.

In addition to Sn, other variations in the chemical composition were studied to achieve certain properties. In order to understand the influence of Sn and other elements in the machinability, in the mechanical properties of the brass alloys, in the macro and microstructure and in the resistance to the dezincification, ten alloys were developed, in which only the chemical composition between them was varied. Then, these alloys underwent different tests and analyzes, in order to characterize them and to perceive the influence of these variations. At the end of this work it was possible to perceive which chemical composition gives better mechanical properties and better machinability, with special emphasis on the percentage in Sn.

Keywords

Lead Free brass alloys, Tin, Machinability, Chip formation, Surface roughness

Agradecimentos

Para começar, gostaria de agradecer à minha família, toda a paciência, dedicação e compreensão que tiveram comigo durante, não só a dissertação, mas ao longo de todo o meu percurso académico. Em segundo lugar, um agradecimento forte à minha namorada por todo o apoio demonstrado longo deste trabalho. Agradeço, agora, a todos os meus amigos, que me proporcionaram ótimos momentos ao longo deste percurso que agora termina.

Da mesma maneira, agradeço a todo o corpo docente do MIEMM e de mais funcionários, pela disponibilização de todas as condições para a minha formação académica. Em especial, uma grande palavra de agradecimento ao Professor Luís Filipe Malheiros, orientador da presente dissertação de mestrado, não só pela contínua disponibilidade em me ajudar ao longo desta dissertação, mas também pelo o apoio e vontade de ensinar que sempre demonstrou ao longo do meu percurso na FEUP.

Por fim, um forte agradecimento à administração e 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, Eng. Vítor Silva, Eng^a Maria Amélia, Eng. Diogo Pacheco, Eng. Luís Batista e Sr. Carlos Neves.

1. Introdução

1.1. Enquadramento

O tema abordado nesta dissertação foi proposto e desenvolvido em parceria com a ASBW - Metais & Metais, S.A. Neste documento é abordada a possibilidade da substituição do Pb por Sn, nos latões bifásicos 60/40. O estudo desta possibilidade advém da necessidade de dar uma resposta às exigências do mercado, que prossegue na procura de ligas Cu-Zn sem Pb e que apresentem uma maquinabilidade próxima das que contêm Pb.

As ligas Cu-Zn contendo Pb, fruto da sua excelente maquinabilidade e resistência à deszincificação, são utilizadas no fabrico de torneiras e de canalizações. No entanto, a utilização destas ligas neste tipo de aplicações apresenta um grande problema: a lixiviação do Pb para a água [1]. Esse fenómeno acarreta sérios riscos para a saúde humana, uma vez que níveis acentuados de Pb no organismo humano apresentam várias contraindicações.

Tendo em conta o anteriormente exposto, esta dissertação aborda a hipótese de substituir o Pb, sem comprometer a maquinabilidade requerida para estas ligas.

1.2. Projeto e Objetivo

Como referido acima, nesta dissertação é estudada a possibilidade de se substituir o Pb pelo Sn. Para isso, foram desenvolvidas dez ligas com composições distintas, sendo a principal variação o teor de Sn, com o intuito de perceber qual confere melhor maquinabilidade ao produto obtido.

Para tal, e também para entender a influência das alterações da composição química nas propriedades mecânicas, na macro e microestruturas e na resistência à deszincificação, foram desenvolvidos vários ensaios e os resultados dos mesmos apresentados e analisados.

Desta forma, o principal objetivo deste trabalho é compreender o efeito do Sn nas propriedades e características das ligas Cu-Zn 60/40, com foco principal na maquinabilidade dessas ligas.

1.3. Estrutura da dissertação

A presente dissertação compreende uma componente de cariz teórica, uma de índole prática e, por último, as conclusões e sugestões de trabalhos futuros. A componente teórica inicia-se por uma introdução genérica às ligas Cu-Zn, à influência dos principais elementos de liga, às suas propriedades e aplicações. De seguida, é abordada a maquinabilidade dessas ligas e os critérios e índices usados para as classificar. Por último, são abordadas as ligas Cu-Zn com teores residuais de Pb, a pertinência do seu estudo, os elementos já estudados como substitutos do Pb e os possíveis novos substitutos.

Na componente experimental, são descritos todos os ensaios realizados e os seus procedimentos, assim como os resultados obtidos e consequente discussão e análise dos mesmos.

Na última parte desta dissertação são apresentadas as conclusões resultantes do trabalho desenvolvido, assim como sugestões para trabalhos futuros.

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 Cu-Zn, 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 [2].

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 [2].

2.2. Processo produtivo

O processo produtivo da empresa 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 matéria-prima pura (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, realiza-se a análise da composição química, por espectrometria de emissão ótica, por chispa, e acerto da composição química do banho metálico. Cumprindo-se os requisitos propostos para a composição química, procede-se ao vazamento para um forno de indução de canal, com

uma capacidade de 16 ton, que alimenta diretamente uma linha de vazamento contínuo (horizontal) de biletas, com um diâmetro de 250 mm.

Os biletas são, de seguida, cortados com base nas dimensões finais requeridas e introduzidos num forno de recozimento, aquecido por combustão de gás propano, previamente à extrusão a quente. A temperatura do forno é controlada em nove etapas, a fim de se confirmar um aquecimento homogêneo do bilete (para uma temperatura de 750°C); 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.

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, consoante 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 ($T < 456^{\circ}\text{C}$).

As barras poderão ser vendidas imediatamente após a extrusão, caso o cliente assim o pretenda. 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 150°C, 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. Estado da arte

3.1. Ligas Cu/Zn - Latões

3.1.1. Composição química e sua influência no produto obtido

Os latões são ligas metálicas constituídas, maioritariamente, por Cu e Zn. O primeiro elemento apresenta-se em teores entre os 50 e 95%, sendo que o segundo varia entre os 5 e os 50%. Estes dois elementos podem não ser os únicos componentes dos latões, uma vez que é possível encontrar, na sua composição química, elementos em teores residuais como o Al, o Fe, o Pb, o Sn, o Ni e/ou o Mn, entre outros. A sua influência no tipo de latão obtido, características e aplicações, é também de grande relevo, como será abordado mais à frente neste capítulo [3-5]

Com o objetivo de melhor compreender o comportamento dos latões, principalmente em função da sua microestrutura, é apresentado na Fig. 1 o diagrama de equilíbrio do sistema binário Cu-Zn. Da observação do diagrama, é possível perceber que o latão pode apresentar diferentes fases, dependendo dos teores de Cu e de Zn na liga [4].

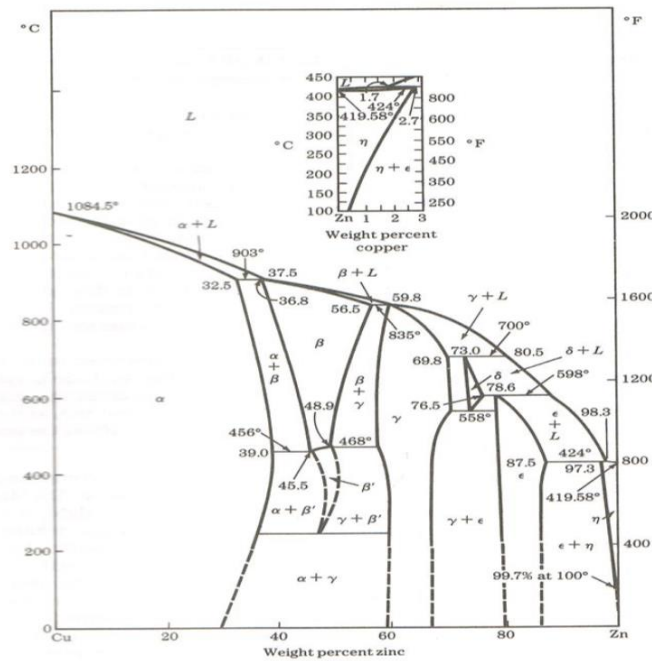


Fig. 1 - Diagrama de equilíbrio do sistema binário Cu-Zn [4]

Das diferentes fases apresentadas no diagrama, as mais importantes, a nível industrial, são a fase α , mais rica em Cu, e a fase β , mais rica em Zn; teores de Cu mais elevados resultam em maiores frações de fase α . Contudo, outros elementos também promovem a presença de uma ou outra fase; os elementos alifagéneos (Fe e Mn, entre outros) favorecem a presença da fase α e os betagéneos (Al e Si, por exemplo) da fase β . Assim, a composição química das ligas Cu-Zn irão definir o tipo de latão obtido, monofásico (α ou β) ou bifásico ($\alpha+\beta$). De seguida, apresenta-se o tipo de latão, tendo em conta os teores de Cu e Zn [3-6]:

- **Latões monofásicos α** - Para teores de Cu superiores a 70% (%pp.). Como o nome indica, a microestrutura destes latões apresenta apenas uma fase, a α . Fruto desta fase ser muito rica em Cu, as suas características e propriedades são idênticas às do Cu puro. A sua estrutura cristalina é cúbica de faces centradas (CFC), e é uma fase macia e dúctil. Os latões deste tipo são apropriados para conformação mecânica a frio. O conjugar de todas estas características e propriedades leva a que este tipo de latões seja usado maioritariamente para joalharia e elementos de decoração [3-5];

- **Latões monofásicos β** - De maneira a obtermos este tipo de latões, para além do teor em Cu poder variar apenas entre os 50 e os 56,5% (%pp.), é também necessário um bastante rápido do metal líquido. A microestrutura destes latões é constituída apenas por fase β , que apresenta uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC), mais organizada que a estrutura CFC. Este facto, aliado a um teor de Cu mais reduzido, leva a que estes latões sejam mais duros e frágeis que os anteriores, resultando numa baixa taxa de conformação a frio. Contudo, apresentam boa resistência mecânica e boa conformação a quente visto que, a partir dos 460°C, a estrutura CCC se torna menos forte e organizada. Estes latões são usados para produzir peças para navios, entre outras aplicações [3-5];
- **Latões bifásicos $\alpha + \beta$** - Para teores de Cu entre os 56,5 e os 70% (%pp.). A microestrutura destes latões é bifásica, constituída por fase α , macia e dúctil, e fase β , mais dura e frágil. Estes latões apresentam obviamente propriedades intermédias entre as dos dois tipos de latões abordados anteriormente, *i.e.*, apresentam uma boa ductilidade (fase α), assim como boa dureza e resistência mecânica (fase β). Por estas razões, é o tipo de latão mais usado a nível industrial [3-5].

Como anteriormente referido, para além do Cu e Zn, outros elementos podem integrar a composição dos latões. Estes podem ser adicionados intencionalmente, de forma a otimizar uma ou outra característica, como será abordado mais à frente, ou provirem de contaminações das matérias-primas usadas na produção do latão. Essa possível contaminação das matérias-primas deve-se ao facto da indústria do latão ser recicladora, usando sucatas, com composição química difícil de determinar e com potenciais variações dentro do mesmo lote. Assim, vão agora ser enumerados os elementos que podem surgir na composição química dos latões e a sua influência nas propriedades e características dos mesmos [3-6]:

- **Fe** - Aparece com frequência na composição química dos latões, uma vez que vários tipos de sucatas, como por exemplo as sucatas de latão, apresentam teores elevados de Fe (cerca de 1%). É um elemento alfacéneo e de um modo geral a sua influência é positiva, desde que o seu teor se situe abaixo dos 0,5%, pois tem reduzida solubilidade nestas ligas. Atua como afinador de grão e permite melhorar a resistência à tração, a ductilidade e, ligeiramente, a fluidez da liga. No entanto, o Fe potencia a formação de pontos duros, que são indesejáveis principalmente nas etapas de polimento, na produção de peças revestidas e na maquinagem. Os pontos duros formam-se quando o Fe se combina com outros elementos, principalmente com o Si [3-5, 7];
- **Al** - Elemento betagéneo que funciona como afinador de grão, através da modificação da estrutura de grão, de dendrítica para equiaxial, aumentando fortemente a resistência mecânica. No entanto, a finalidade, principal da adição do Al é desoxigenar o banho metálico e melhorar a sua fluidez. Outros efeitos da presença de Al nos latões prendem-se com o facto de diminuir as perdas de Zn por volatilização, melhorar a resistência à corrosão (até 0,1% Al) [8] e a qualidade superficial das peças produzidas pois forma um filme passivo na superfície dos latões. No entanto, se o teor de Al for superior a 0,35%, há o aumento da probabilidade de aparecimento de rechupes [4, 5, 7, 8];
- **Pb** - O principal efeito deste elemento é facilitar os processos de maquinagem, pois é completamente insolúvel nos latões a baixas temperaturas, distribuindo-se na microestrutura sob a forma de glóbulos dispersos ao longo das fronteiras de grão. Assim, e devido à sua baixa temperatura de fusão (aproximadamente 327°C [9]), o Pb funde, durante os processos de maquinagem, funcionando como lubrificante. Isto permite uma redução significativa das tensões de corte, diminuindo o desgaste das ferramentas. Apesar desta grande vantagem, teores excessivos de Pb (acima dos 4%) baixam a resistência à tração dos latões, especialmente a temperaturas elevadas, podendo induzir o fenómeno de fissuração a quente, durante a estampagem ou soldadura. Estes elevados teores de Pb podem ainda levar à formação de rechupes [4, 5, 7];

- **Sn** - Elemento betagéneo, responsável por uma melhoria significativa da resistência à corrosão, em especial a resistência à deszincificação. Melhora também as propriedades mecânicas, embora, para teores elevados, possa ser responsável por uma fragilização a quente, provocando fissurações na peça. Desta forma, o teor de Sn ronda 0,3%. [4, 5, 7];
- **Mn** - Elemento alfaagéneo, com baixa solubilidade nos latões, e que melhora acentuadamente a sua resistência mecânica e a resistência à corrosão. Proporciona ainda uma desoxigenação eficaz dos banhos. Por outro lado, teores superiores a 1% levam a um aumento significativo da dureza, podendo causar problemas durante os processos de maquinagem [4, 5, 7];
- **Ni** - Apresenta uma elevada solubilidade nos latões bifásicos e funciona como afinador de grão, sendo um elemento alfaagéneo. Deste modo, melhora as características mecânicas dos latões e ainda, embora ligeiramente, a sua resistência à corrosão. No entanto, é um elemento de liga caro, e quando combinado com o Al, promove o endurecimento da liga, devido à precipitação de aluminetos de Ni, reduzindo a maquinabilidade do latão, pelo que é pouco utilizado industrialmente [4, 5, 7];
- **Si** - Elemento betagéneo, de primordial importância nos latões, promovendo um aumento da dureza e de resistência mecânica destas ligas. É um forte desoxigenante e melhora a vazabilidade. Apesar das suas vantagens, tem elevada propensão para formar pontos duros, que como anteriormente visto, é amplamente desaconselhável para os processos de polimento e maquinagem. Assim, o seu teor deve ser inferior a 0,05% [3, 4, 7];
- **As** - Tem por função melhorar a resistência à deszincificação; contudo, o seu teor deve ser inferior a 0,2%, pois, caso contrário, promove uma redução acentuada das propriedades mecânicas, uma vez que aumenta a dureza da liga de tal forma que a torna demasiado frágil [3, 4, 10];

- **P** - Apresenta três grandes vantagens: aumenta a resistência à deszincificação e a fluidez da liga, e atua como desoxigenante. Como desvantagem, para teores acima de 0,03%, fragiliza o latão [4, 5, 7];
- **Sb** - O seu teor não deve ser superior a 0,01%, fruto de deteriorar as propriedades mecânicas da liga, pois é um forte fragilizante dos latões [4, 5, 11];
- **Mg** - Este elemento é um dos desoxigenantes mais eficazes usados na fusão dos latões; contudo apresenta um baixo ponto de ebulição, pelo que a manutenção do Mg no banho metálico é muito difícil; assim, só deve ser adicionado pouco tempo antes do vazamento da liga. O seu teor deve ser inferior a 0,02%, sob o risco de prejudicar as propriedades mecânicas [4, 5, 7];
- **B** - É utilizado como refinador do grão, promovendo uma melhoria das propriedades mecânicas e tendo um efeito benéfico em termos da aptidão do latão ao polimento. Ao afinar o grão, melhora ainda a resistência mecânica a quente. No entanto, o teor de B não deve ultrapassar os 10 ppm, pois torna o polimento dos latões difícil, com o aparecimento de “cometas” (pequenos pontos duros nas superfícies polidas dos latões) [4];
- **Bi** - Apresenta efeitos idênticos aos do Pb, apresentando também um baixo ponto de fusão e uma baixa solubilidade nos latões, o que leva a que este funda durante a maquinagem dos latões. Este facto leva a que o Bi seja visto como o substituto mais natural do Pb; contudo, pode deteriorar algumas propriedades mecânicas, devido ao seu efeito fragilizante, do produto obtido [4, 5];
- **Se** - Potencia os efeitos do Bi, permitindo assim diminuir a quantidade de Bi a adicionar para obter as propriedades pretendidas [4];
- **Ce** - Aumenta a ductilidade dos latões e atua como desoxigenante [4];
- **Te** - Potencia a maquinabilidade dos latões [4].

Constata-se que muitos dos elementos anteriormente enunciados potenciam o aparecimento de uma das duas fases, α ou β . Assim, uma vez conhecida a composição química de um dado latão, é possível estimar a fração de cada uma

daquelas fases na sua microestrutura, recorrendo à expressão 1, que conduz à determinação do designado Título Fictício de Cu, TF(Cu) [4, 5, 12].

$$TF(Cu) = \frac{100 * \%Cu}{\%Cu + \%Zn + 10 * \%Si + 6 * \%Al + 2 * \%Sn + \%Pb + 0.9 * \%Fe + 0.5 * \%Mn - 1,2 * \%Ni + 2 * \%Mg} \quad (1)$$

A um menor valor de TF(Cu) corresponderá uma maior fração de fase B, e, a um valor mais elevado, uma maior fração de fase α. No caso dos latões bifásicos, o valor do TF(Cu) deve situar-se entre os 58 e os 61, estabelecendo-se o valor ótimo em 60 [4, 5, 12].

O Tf(Cu), ao permitir estimar a composição fásica do latão, permite igualmente prever algumas das suas propriedades mecânicas, nomeadamente a dureza e a resistência à tração, por exemplo. Na Fig. 2 é apresentado um gráfico em que se relaciona o Tf(Cu) com algumas das propriedades mecânicas de alguns latões.

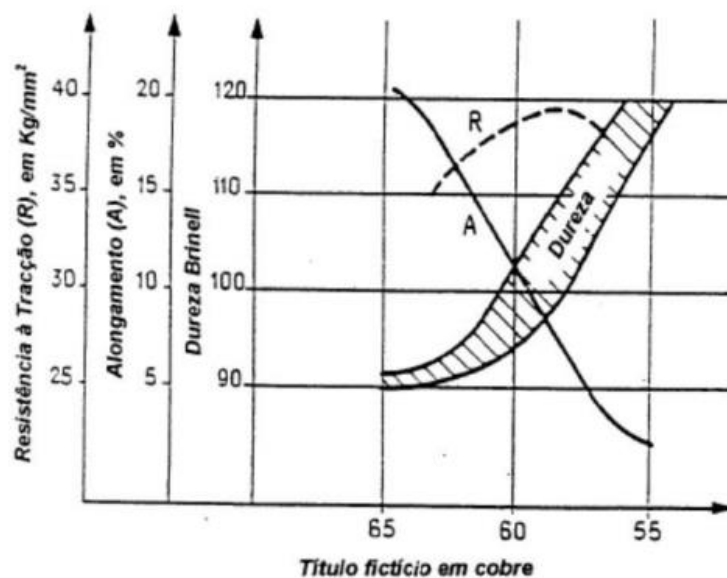


Fig. 2 - Propriedades mecânicas de alguns latões vs. Tf(Cu) [13]

Como se pode observar, tanto a dureza como a resistência à tração aumentam com a diminuição do TF(Cu). No entanto, no caso desta última propriedade mecânica, esse aumento atinge um pico para um valor de TF(Cu) de, aproximadamente, 58, a partir do qual se assiste a um decréscimo. Já em relação ao alongamento, este diminui com a diminuição do TF(Cu). Assim, é possível, afirmar que menores valores de TF(Cu) correspondem a ligas mais frágeis e duras, em consequência de frações de fase B mais elevadas [13].

3.1.2. Propriedades e Aplicações

Os latões são caracterizados por apresentarem elevada condutividade elétrica e térmica, elevada resistência à corrosão, boa resistência mecânica e ao desgaste, uma maquinabilidade aceitável, uma boa vazabilidade e baixo ponto de fusão. Entretanto, como já anteriormente referido, algumas destas características podem variar em função do teor dos elementos de liga presentes na sua composição [8, 14, 15].

Atendendo a essas propriedades, os latões são usados em diferentes aplicações, como canalizações, produção de componentes elétricos, componentes para a indústria automóvel, joalheria, construção civil, ferragens, entre outros. Dependendo das aplicações desejadas, os produtos de latão podem ser obtidos por fundição, extrusão, trefilagem, estampagem ou por conformação a frio.[8, 14, 15].

3.2. Maquinabilidade dos Latões

Antes de se abordar, mais pormenorizadamente, as ligas Cu-Zn, isentas de Pb, e os elementos usados para o substituir, é necessário perceber em que consiste, como se avalia e quais os parâmetros essenciais a ter em conta para obter uma boa maquinabilidade.

A maquinabilidade é definida como a maior ou menor facilidade com que um material é processado por arranque de material, recorrendo a uma ferramenta de corte, de modo a satisfazer as especificações [8, 16].

A fim de avaliar a aptidão à maquinagem de uma dada liga são usados quatro critérios, nomeadamente: o grau de acabamento e rugosidade da superfície, desgaste da ferramenta, tipo de apara formada e forças de corte. Desta forma, uma boa maquinabilidade traduz-se numa baixa rugosidade da superfície da peça, em baixas forças de corte, num reduzido desgaste da ferramenta e num bom controlo da formação da apara (apara curta e pouco enrolada). Da análise destes quatro critérios, não é obtido um valor absoluto, ou seja, a maquinabilidade não pode ser apresentada numa escala absoluta,

mas sim em termos comparativos. No caso dos latões, o termo de comparação é a liga “*free-cutting brass*”, uma vez que, dentre esta família de ligas, é a que apresenta maior maquinabilidade. Assim, o valor obtido para a maquinabilidade representará uma percentagem da maquinabilidade desta liga [8, 16, 17].

De modo a calcular essa percentagem, são usados três índices, cada um referente a um dos critérios usados para avaliar a maquinabilidade: índice de força de corte, índice de desgaste da ferramenta e índice de rugosidade superficial. Estes são calculados dividindo os resultados obtidos para a liga em estudo pelos resultados relativos à liga “padrão” (“*free-cutting-brass*”) [8].

3.2.1. Forças de corte

As forças de corte são um importante critério para avaliação da maquinabilidade de um material e dizem respeito à força a aplicar sobre a ferramenta de corte para que esta consiga remover material da peça a ser maquinada. Assim, quanto menores forem as forças de corte, melhor será a maquinabilidade da liga [8, 16, 18].

As ligas menos duras e mais dúcteis apresentarão forças de corte inferiores, uma vez que menor dureza implica menor resistência à penetração da ferramenta de corte. No entanto, apesar das ligas de Cu-Zn contendo Pb apresentarem durezas equivalentes às dos restantes latões, a sua maquinabilidade é superior. Isto deve-se ao facto do Pb fundir, aquando da maquinagem, atuando como lubrificante, diminuindo assim o atrito entre a ferramenta de corte e a peça a maquinar [8, 18, 19].

Para além das propriedades da liga a maquinar, os parâmetros de corte influenciam igualmente as forças de corte. Destes, destacam-se o avanço, a profundidade e a velocidade de corte. Em relação aos dois primeiros, o aumento de qualquer um deles aumenta as forças de corte mas, pelo contrário, o aumento da velocidade de corte promove uma diminuição dessas forças [8, 16].

3.2.2. Desgaste da ferramenta de corte

Este desgaste, tal como o nome indica, diz respeito à deformação e perda de eficácia da ferramenta ao longo da maquinagem, fruto da remoção gradual e progressiva de material, na face de ataque ou na face de saída da ferramenta. Desta forma, é importante que o desgaste seja reduzido, de maneira a que a ferramenta apresente o maior tempo de vida útil possível, de maneira a minimizar os custos da operação [8, 16].

A diminuição de eficácia das ferramentas de corte, resultante da interação ferramenta/material, deve-se aos seguintes fenómenos:

- Abrasão - perda de pequenas partículas pela ferramenta de corte, em consequência do seu contacto com precipitados duros presentes na matriz da peça e/ou a peça produzida [8, 16];
- Adesão - advém das elevadas temperaturas que, por vezes, podem ser atingidas na interface ferramenta-peça, levando a que pequenas partículas da peça fiquem “soldadas” à ferramenta [8, 16];
- Difusão - permuta de átomos entre os materiais intervenientes no processo. Esta difusão é prejudicial para a ferramenta, uma vez que pode induzir uma diminuição da sua dureza [8, 16];
- Deformação plástica - redução da dureza da aresta de corte, fruto das elevadas temperaturas atingidas na zona de corte, que potencia o fenómeno de abrasão [8, 16];
- Oxidação - formação de uma camada de óxidos na superfície da ferramenta, resultando numa perda significativa do poder de corte da ferramenta [8, 16].

A taxa de desgaste da ferramenta de corte depende de vários fatores, dos quais se destaca o material da peça a maquinar; um material mais duro promove um maior desgaste da ferramenta. Também depende da geometria da ferramenta de corte, dos parâmetros de corte (velocidade de corte, velocidade

de avanço e profundidade de corte) e dos fluidos de corte (lubrificantes) [8, 16].

3.2.3. Arranque de apara

Como já abordado anteriormente, a maquinagem de uma peça consiste na remoção de material da peça a maquinar, de maneira a se obter uma certa forma, geometria ou tamanho. A esse material retirado da peça original dá-se o nome de apara, sendo esta removida graças à deformação plástica imposta pelo contacto e atrito, entre o material a processar e a ferramenta de corte. Um esquema do corte e formação de apara é apresentado na Fig. 3 [8, 16, 18].

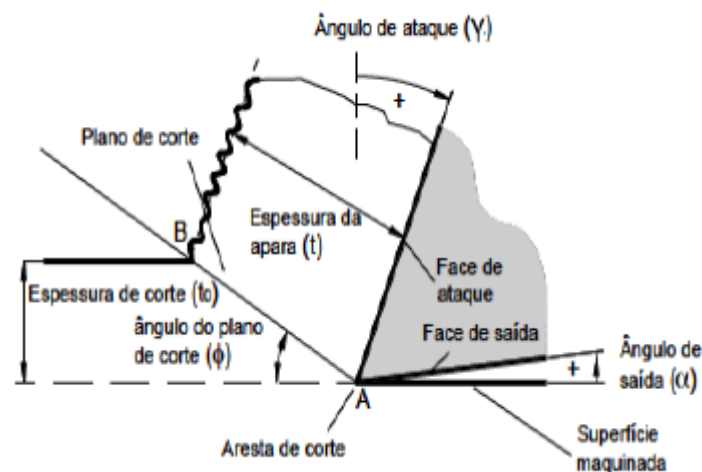


Fig. 3 - Representação esquemática do mecanismo de formação de apara [16]

A forma e comprimento dessa apara é muito importante para caracterizar a maquinabilidade de uma dada liga, uma vez que apara longas favorecem os fenómenos de abrasão e adesão, e, conseqüentemente, aumentam o desgaste da ferramenta, diminuindo a maquinabilidade [16, 18].

Na Fig. 4 são apresentados os diferentes tipos de apara que se podem obter na maquinagem de uma peça, e que são dependentes do material que a compõe, da lubrificação da operação, e da velocidade de corte [20]. Os dois primeiros tipos apresentados (fita e tubular) são obtidos com materiais que apresentam reduzida maquinabilidade. De seguida, temos outros dois tipos, espiral e helicoidal em gume, que são melhores que os anteriores, mas ainda sem a forma desejada. Os seguintes quatro tipos esboçados na figura (helicoidal

cônica, em arco, em lasca e agulha) apresentam-se como as formas que se obtêm com materiais com boa maquinabilidade [16, 18].

No entanto, e como já referido, também a dimensão das aparas tem grande impacto em termos de maquinabilidade, devendo apresentar-se curtas e fragmentadas. Assim, aparas do tipo 5, longas, e do tipo 6, interligadas, não serão benéficas em termos de maquinabilidade, fruto do seu comprimento [16, 18].

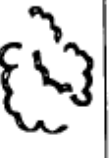
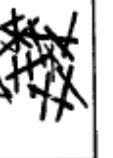
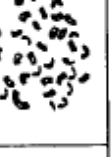
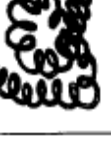
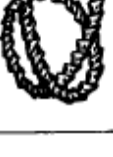
1 Ribbon chips ¹⁾	2 Tubular chips ¹⁾	3 Spiral chips	4 Washer-type helical chips ¹⁾	5 Conical helical chips ¹⁾	6 Arc chips ²⁾	7 Elemental chips	8 Needle chips
1.1 Long 	2.1 Long 	3.1 Flat 	4.1 Long 	5.1 Long 	6.1 Connected 		
1.2 Short 	2.2 Short 	3.2 Conical 	4.2 Short 	5.2 Short 	6.2 Loose 		
1.3 Snarled 	2.3 Snarled 		4.3 Snarled 	5.3 Snarled 			

Fig. 4 - Classificação dos diferentes tipos de apara, quanto à sua forma e dimensões, segundo a norma ISO 3685:1993 [20]

Tendo por objetivo a obtenção de aparas curtas e fragmentadas, é importante que o material não seja muito dúctil, de forma a que a apara fragmente mais rapidamente e não continue a deformar-se plasticamente sem partir. Essa quebra mais rápida da apara terá ainda uma influência positiva em termos de acabamento superficial da peça maquinada, promovendo uma diminuição da sua rugosidade [18].

3.2.4. Rugosidade superficial

A rugosidade superficial dos produtos está diretamente relacionada com a maquinabilidade das ligas que os compõem, visto que, no fim da maquinagem, é requerido que as peças cumpram determinadas especificações técnicas,

nomeadamente em termos de precisão dimensional, conformidade geométrica e acabamento superficial. No entanto, uma superfície maquinada apresenta sempre algumas imperfeições e rugosidade, fruto do arranque da apara. Assim, pretende-se que essas rugosidades sejam mínimas e pouco relevantes, sendo esse objetivo conseguido com a formação de apara curta e com a otimização dos parâmetros de corte [8, 16, 18].

A maquinabilidade das ligas, o controlo dimensional e a avaliação de desvios de forma (desvios macro geométricos), bem como a presença de sulcos, estrias, ranhuras e/ou crateras na superfície (desvios micro geométricos), são avaliados através de um rugosímetro. Para isso, são efetuadas várias medições de rugosidade, ao longo de um dado comprimento, sobre a superfície da peça (L_c). Essas medições permitem criar um perfil, idêntico ao da superfície real da peça, a que se dá o nome de superfície efetiva. Fazendo uso destas duas superfícies, real e efetiva, é definida uma terceira superfície, a superfície geométrica, que corresponde à superfície desejada para a peça [8, 16].

De forma a quantificar as amplitudes das rugosidades, recorre-se a vários parâmetros, sendo a média aritmética da rugosidade (R_a) e a rugosidade máxima (R_t) os mais usados. O R_a e o R_t dependem, fortemente, dos parâmetros de corte [16].

3.3. Ligas Cu-Zn com baixo teor de Pb

3.3.1. Motivação para o seu desenvolvimento

O Pb é dos elementos de liga mais importantes nos latões, pois aumenta significativamente a maquinabilidade destas ligas. Esta melhoria de maquinabilidade deve-se, principalmente, ao facto de o Pb apresentar reduzidíssima solubilidade no Cu, precipitando nas fronteiras de grão, e baixo ponto de fusão. Desta forma, no decorrer da maquinagem da peça, os glóbulos de Pb podem fundir parcialmente, atuando como lubrificante, o que permite

uma quebra eficaz da apara, e reduzir as forças de corte e o coeficiente de atrito e, conseqüentemente o desgaste das ferramentas [4, 8].

Esta boa maquinabilidade dos latões, contendo Pb leva a que sejam usados nas canalizações de vários edifícios. Contudo, o Pb presente nas tubagens, em contacto com a água, pode ser lixiviado devido à corrosão das canalizações. Esta degradação dos canos e conseqüente libertação do Pb para a água, é tanto maior quanto maior for a acidez da água [1].

A potencial lixiviação do Pb para a água canalizada é bastante preocupante devido aos seus efeitos nefastos para a saúde humana, como o aumento do risco de cancro, de enfartes, de doenças renais e aumento da pressão arterial, em adultos [1, 21].

A conjunção dos dois fatores descritos anteriormente, boa maquinabilidade dos latões contendo Pb e toxicidade deste elemento, tem desencadeado uma série de estudos com o objetivo de encontrar um elemento ou um conjunto de elementos alternativos ao Pb.

3.3.2. Substituição do Pb pelo Bi ou Si

Os primeiros estudos apontaram o Bi como o principal substituto do Pb nos latões, como por exemplo em [4]. Esta escolha é facilmente justificável uma vez que o Bi se situa próximo do Pb na Tabela Periódica, partilhando, conseqüentemente grande parte das suas características. Destas, destacam-se o baixo ponto de fusão e a reduzida solubilidade no Cu e suas ligas, características essenciais para potenciar a maquinabilidade dos latões. De modo a favorecer esta influência do Bi, é ainda possível adicionar Se, o que permite reduzir o teor de Bi, sem afetar significativamente a maquinabilidade destas ligas [12, 22].

Para além de conferir praticamente a mesma maquinabilidade que o Pb (Maquinabilidade dos latões contendo Bi = 75% maquinabilidade dos latões contendo Pb), o Bi não acarreta riscos para a saúde. No entanto, apresenta algumas desvantagens, reduzindo o seu potencial para substituir o Pb. Essas

desvantagens prendem-se com o seu elevado preço (cerca de 10 vezes superior ao do Pb), e ao facto de reduzir a ductilidade da liga e, consequentemente, promover a sua fragilização [8, 14]. Esta fragilização da liga pode dever-se ao facto de o Bi segregar nas fronteiras de grão e interagir com outros elementos, como o Zn, promovendo a acumulação de tensões em certas zonas e consequente fissuração [23].

Tendo em conta as desvantagens do Bi, foram desenvolvidos estudos sobre a viabilidade de usar o Si como substituto do Pb. Este elemento, contrariamente ao Pb e ao Bi, não apresenta baixo ponto de fusão nem reduzida solubilidade no Cu; no entanto, foi estudado como alternativa ao Pb para melhorar a maquinabilidade dos latões. Tal deve-se ao facto de ser um elemento betagénio, que torna a liga mais frágil e, consequentemente, promove a quebra da apara, aumentando a maquinabilidade da liga.

Para teores inferiores a 2%, o Si promove o aumento da fração de fase β na microestrutura, com o consequente aumento da resistência à tração da liga. Desta forma, melhora dois pontos essenciais para uma boa maquinabilidade: o reduzido desgaste das ferramentas de corte e a boa rugosidade da superfície maquinada. Contudo, a limalha produzida é demasiado comprida, não sendo suficientemente promovida a quebra da apara [18, 24].

Entretanto, para teores superiores a 2%, o Si promove a formação de fase γ , ainda mais dura e frágil que a fase β , favorecendo a quebra da apara e, consequentemente, a maquinabilidade dos latões [17, 24]. No entanto, devido ao aumento da dureza e, consequentemente, da fragilidade da liga, regista-se um aumento do desgaste das ferramentas de corte e uma deterioração do acabamento superficial das peças [18]. Para além disso, o Si apresenta um grande problema: a sua elevada reatividade face ao oxigénio, dando origem à formação de partículas de sílica, extraordinariamente duras [24]. Assim, tanto o Si, como o Bi, não se afiguram como uma alternativa adequada à substituição do Pb.

3.3.3. Seleção de novos elementos de substituição

A procura de uma alternativa à utilização do Pb para aumentar a maquinabilidade dos latões continua a ser um dos maiores desafios na indústria dos latões.

Tal como abordado anteriormente, as duas principais características do Pb, que potenciam a maquinabilidade dos latões, são a sua baixa temperatura de fusão (327°C) e diminuta solubilidade na fase α . Para além destas duas características, uma elevada temperatura de volatilização também se afigura importante, face ao seu impacto em termos de perdas do elemento durante a fusão da liga; para o Pb, o seu valor é de 1750°C [25].

Um conjunto de elementos foi então selecionado (Tabela 1), tendo em conta as suas temperaturas de fusão e de volatilização [25].

Tabela 1 - Temperaturas de fusão e volatilização de diferentes elementos [25]

Elemento	Temperatura de fusão ($^{\circ}\text{C}$)	Temperatura de volatilização ($^{\circ}\text{C}$)
In	156	2080
Li	180	1336
Se	217	685
Sn	232	2270
Tl	303	1473
Cd	321	767
Te	449	988

Verifica-se que o Se, o Cd e o Te apresentam as temperaturas de volatilização mais baixas, e inferiores à temperatura de vazamento dos latões ($\approx 1050^{\circ}\text{C}$) [4]. Assim, existe forte possibilidade destes elementos volatilizarem durante a fusão dos latões e, dessa forma, reduzir a sua influência nessas ligas.

Tal como já referido, a toxicidade dos elementos é igualmente um dos aspectos mais importantes a tomar em atenção na escolha de um substituto do Pb. Dos elementos patentes na tabela, os seguintes apresentam elevados riscos para a saúde humana: Cd [26], Li [27], Se [28], Tl [29] e Te [30]. Desta forma, estes elementos foram imediatamente descartados uma vez que eram tão ou mais tóxicos que o Pb. Já o Sn e o In apresentam reduzida toxicidade, sendo as duas hipóteses restantes para substituir o Pb.

Entre o Sn e o In, a escolha mais natural recai sobre o Sn uma vez que é mais barato, o Sn, aproximadamente 8,65 €/Kg [31] e o In cerca de 176 €/Kg [32]. e mais fácil de obter, tanto sob a forma de sucata como no estado de elevada pureza. Para além disso, aparece frequentemente como elemento residual na composição de alguns latões, pelo que os seus efeitos já são mais conhecidos que os do In.

O Sn é um elemento betagéneo, e, apesar de não ser refinador do grão, permite reduzir o teor de B (principal refinador de grão) necessário para se atingir o tamanho de grão desejado [33, 34]. Como já foi referido, tanto a maior fração de fase β , como o menor tamanho de grão são aspetos favoráveis para uma boa maquinabilidade. Tendo em conta estas vantagens, o Sn foi considerado uma boa alternativa para o Pb.

3.3.4. Liga Naval (CuZnSn)

Tendo por objetivo estudar em detalhe a influência do Sn sobre as propriedades dos latões, foi efetuada uma pesquisa com o intuito de encontrar uma liga em que aquele elemento estivesse presente na composição química em teores relevantes.

A liga naval cumpre com esse desiderato uma vez que apresenta como composição tipo a seguinte: 61% Cu, 38% Zn e 1% Sn. Estas ligas apresentam microestrutura bifásica ($\alpha+\beta$). A adição de Sn tem por objetivo melhorar a resistência à corrosão, principalmente em meios especialmente agressivos, como a água do mar [35, 36]. Podem ainda ser adicionados outros elementos, como o As ou o Sb, de modo a aumentar ainda mais a resistência à

deszincificação, embora limitados a teores entre 0,1 e 0,02%, respetivamente. Para além da boa resistência à deszincificação, esta liga apresenta excelente aptidão para o trabalho a quente [25].

As principais aplicações destas ligas prendem-se com a fabricação de placas de condensadores, sendo, para isso, utilizadas sob a forma de placas, chapas e barras. Podem ainda ser utilizadas, na forma de parafusos, porcas, peças forjadas e maquinadas, em equipamentos de construção naval [25, 36].

A Tabela 2 apresenta os valores de algumas das propriedades mecânicas da liga naval, assim como, a título comparativo, de dois latões contendo Pb. Para a análise da tabela, é importante referir que, quando são apresentados dois valores para a mesma propriedade e a mesma liga, o primeiro refere-se à forma que resulta num produto mais macio e o segundo à forma mais dura da liga [25].

Da análise da tabela, constata-se que a liga naval é a que apresenta a maior tensão de rotura e, conseqüentemente, o menor alongamento. No entanto, os valores não diferem muito uns dos outros. Quanto à maquinabilidade, a liga C37700 apresenta 80% da maquinabilidade da C36000 e a C46400 apresenta apenas 30%. Este decréscimo de maquinabilidade é perfeitamente justificável pela diminuição do teor de Pb das ligas, apresentando a “forging brass” 2% de Pb, e a “naval brass” 0%.

Tabela 2 - Composição química e propriedades mecânicas de três latões [25]

Liga	Composição Química	Tensão de rotura (Mpa)	Alongamento (%)	Maquinabilidade (%)
C36000 (free-cutting brass)	61,5% Cu, 3% Pb, 35,3% Zn	338-469	53-18	100
C37700 (forging brass)	59% Cu, 2% Pb, 39% Zn	359	45	80
C46400 a C46700 (naval brass)	60% Cu, 39,35% Zn, 0,75% Sn	379-607	50-17	30

4. Procedimento experimental

4.1. Seleção dos elementos de liga a utilizar

Como já oportunamente referido, o estudo incidirá sobre a viabilidade de substituir o Pb pelo Sn em latões com vista a assegurar a sua boa maquinabilidade. No entanto, outros elementos de liga serão também adicionados a estas ligas, não só para potenciar a sua maquinabilidade, como também para melhorar outros parâmetros, nomeadamente a fluidez, o tamanho de grão e a resistência à deszincificação.

No que diz respeito à fluidez, é importante que seja elevada pois as ligas a desenvolver destinam-se essencialmente à fundição. De modo a aumentar a fluidez, será utilizado Al. Este elemento, sendo betagénico, promoverá um endurecimento da liga, potenciando a quebra da apara [3, 4].

Por sua vez, uma microestrutura de grão fino promove uma quebra de apara mais eficaz e, conseqüentemente, a maquinabilidade das ligas. Para além disso, induz um aumento da dureza, da resistência mecânica, da resistência à fissuração a quente, da fluidez e da maquinabilidade dos latões. Para a afinação do grão, será utilizado o B, elemento com grande impacto na afinação do grão [33].

Finalmente, pretende-se obter uma boa resistência à deszincificação pelo facto das ligas estudadas destinarem-se essencialmente para o fabrico de acessórios de canalizações e tubagens de edifícios, que estão sujeitos a meios favoráveis à corrosão. Como já foi referido, alguma bibliografia indica que o Sn melhora a resistência à deszincificação [7]; contudo, há outra que defende exatamente o contrário [37]. Assim, subsistindo algumas dúvidas relativamente a este efeito do Sn, optou-se por recorrer à adição de Sb, elemento com um efeito marcadamente positivo sobre a resistência à deszincificação dos latões [10, 37].

4.2. Seleção de matérias-primas

Uma vez selecionados os diferentes elementos de liga a adicionar aos latões a desenvolver, é importante abordar a forma como estes serão adicionados às mesmas, *i.e.*, que matérias-primas serão utilizadas.

O Cu e o Zn são adicionados sob a forma de sucatas, como retalho de latão, com composição aproximada de 63,9% Cu e 33,6% Zn, e retalho de latão estanhado, com cerca de 63% Cu, 37% Zn e 1% de Sn. O Zn, para além do presente nas sucatas anteriormente referidas, será também adicionado sob a forma de matéria-prima de elevada pureza, cujo certificado de composição química é apresentado na Fig. 1.1 do anexo 1.

O Sn será adicionado sob a forma de retalho de latão estanhado, já referido acima, e de matéria-prima de elevado grau de pureza ($\approx 99,87\%$ Sn). A composição química da matéria-prima pura pode ser consultada na Fig. 1.2 do anexo 1. O recurso à utilização de matéria-prima de elevada pureza deve-se à necessidade de desenvolver ligas com um teor de Sn superior a 1%.

No caso da adição do Al, será utilizado cabo de alumínio, com cerca de 99,5% Al. A composição química dessa matéria-prima é apresentada na tabela 1.1 do anexo 1.

Por sua vez, o B e o As são adicionados sob a forma de ligas mãe, CuB_2 e CuAs_{30} , cujos certificados de composição são apresentados na Fig. 1.3 e na Fig. 1.4, respetivamente, do anexo 1.

4.3. Ligas a desenvolver

Neste subcapítulo, ir-se-á abordar a composição química almejada para cada uma das dez ligas estudadas, assim como as razões que presidiram à sua seleção. Para isso, é importante perceber que a elaboração destas ligas se processa de modo sequencial, não se tendo procedido ao esvaziamento completo do forno entre fornadas, o que terá dado origem a uma certa “contaminação” dos banhos posteriores.

A composição química da primeira liga desenvolvida centrou-se em $\approx 63\%$ Cu e $\approx 37\%$ Zn, apresentando-se os restantes elementos apenas em teores residuais. Com o desenvolvimento desta liga, pretendia-se estudar as propriedades e características dos latões não contendo elementos de liga, a fim de entender melhor a influência de cada componente adicionado nas ligas seguintes.

Na liga que foi elaborada logo de seguida, procedeu-se à adição de Al, com o objetivo de obter um teor de aproximadamente 0,9%. Como já foi referido, este elemento é utilizado essencialmente com o objetivo de aumentar a fluidez da liga, sendo essa melhoria conseguida para cerca de 0,6% Al [2]. Contudo, e sendo o Al um elemento betagénio, o teor escolhido (0,9%) teve por objetivo aumentar exponencialmente a fração de fase β na microestrutura do latão, de maneira a analisar a influência da mesma na maquinabilidade da liga [37]. Para além do Al, também foi adicionado Pb de modo a obter um teor de cerca de 0,2%, sendo o teor máximo permitido pela norma NSF/ANSI 372 para ligas sem Pb.

Na elaboração da terceira liga, procedeu-se à redução do teor de Al para os 0,5% (teor estipulado, pela empresa, para os latões para fundição), e à adição de Sn de modo a atingir-se um teor a rondar os 0,3% de Sn.

Na elaboração da liga 4, adicionou-se B com o objetivo de afinar o grão, de modo a analisar a sua influência na maquinabilidade da liga. Tal como referido na bibliografia [33], o teor de B nos latões deverá ser da ordem dos ppm. Assim, o método de análise (Espectrometria de emissão ótica, por chispa) disponível na empresa para o controlo regular da composição química das ligas produzidas, não pôde ser utilizado. Recorreu-se então a um método expedito, desenvolvido pela empresa com base no *know-how* acumulado ao longo dos anos de atividade.

Na elaboração das ligas 5 e 6, procedeu-se à alteração do teor de Sn de modo a analisar a sua influência sobre as propriedades mecânicas e, principalmente, a maquinabilidade dos latões. No caso da liga 5, apontou-se para um teor de 0,7% Sn (máximo indicado na bibliografia [3, 4], acima do qual aquele elemento se torna prejudicial), e para a liga 6, um teor de 0,5% Sn.

No caso da liga 7, adicionou-se As de modo a aumentar a sua resistência à deszincificação e, desse modo, analisar a extensão do Sn como elemento potenciador dessa resistência. Apontou-se para um teor de 0,09% As, ligeiramente abaixo do valor máximo (0,1%) indicado na literatura [2].

Para a liga 8, aumentou-se o teor de Sn para 1%, de maneira a perceber se, efetivamente, teores superiores a 0,7% são prejudiciais para as diferentes propriedades, principalmente a fragilização a quente.

Por último, foram elaboradas as ligas 9 e 10, com o objetivo de estudar a influência da precipitação da fase γ sobre a maquinabilidade dos latões. As composições foram delineadas tendo por base o campo trifásico ($\alpha + \beta + \gamma$) patente na vista parcial da secção isotérmica, a 500°C, do diagrama do sistema ternário Cu-Zn-Sn (Fig. 5 [38]). Da análise desse diagrama, foi possível estabelecer os limites para os teores de cada um dos componentes do sistema de modo a assegurar a obtenção de uma microestrutura trifásica: o teor em Cu deve estar compreendido entre 62,5% e 58,5%, o de Zn entre 37,5% e 42,5%, e, finalmente, o de Sn, entre 1,5% e 8,5%.

A liga 9 apresenta um teor de cerca de 2% Sn de modo a assegurar a precipitação da fase γ . No caso da liga 10, manteve-se o teor de Sn próximo dos 2%, tendo-se reduzido o teor de Cu para cerca de 59% de modo a estudar a influência do decréscimo da fração da fase α na precipitação da fase γ . Efetivamente, tal como observado por Cândida Vilarinho *et al.* [39], a fase γ pode precipitar tanto na fase α como na fase β , muito embora, caso precipite na fase β , o benefício, em termos da maquinabilidade dos latões é maior.

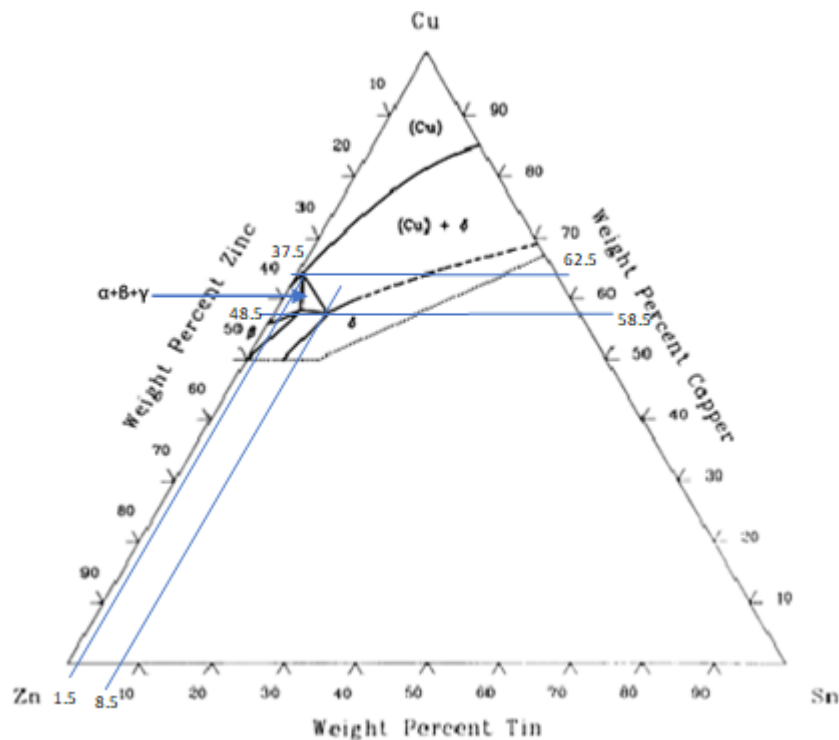


Fig. 5 - Vista parcial da secção isotérmica, a 500°C, do diagrama do sistema ternário Cu-Zn-Sn [36], utilizada para estabelecer os teores de cada um dos componentes visando o fabrico de um latão com microestrutura trifásica ($\alpha + \beta + \gamma$).

4.4. Produção das ligas escolhidas

Na fusão das dez ligas desenvolvidas foi usado um forno de cadinho, aquecido a gás propano, com uma capacidade de 500 kg, existente nas instalações fabris da ASBW (Fig. 6a)). Para o desenvolvimento das diferentes ligas, as matérias-primas, previamente escolhidas e pesadas, foram carregadas no forno. Após fusão da carga, recolhia-se uma amostra do banho para análise química. Obtido o resultado dessa análise, procedia-se, caso fosse necessário, ao acerto da composição química através da adição de matéria-prima. De seguida, era repetido este procedimento até se obter uma composição química próxima da previamente estipulada.

Uma vez acertada a composição química do banho, procedia-se ao seu vazamento para quatro lingoteiras, de ferro fundido (Fig. 6b)). Imediatamente antes deste vazamento, era vazado metal para dois moldes diferentes, com o objetivo de realizar dois ensaios (fluidez e análise térmica), a serem abordados um pouco mais à frente.

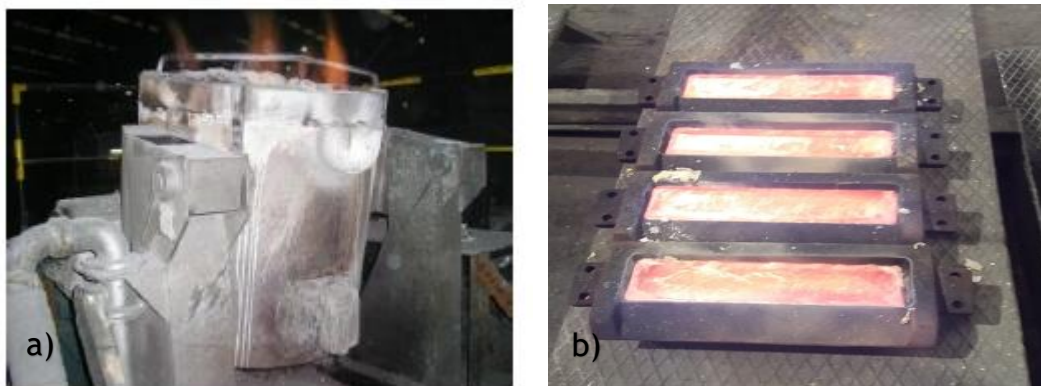


Fig. 6 - a) Forno de cadinho, aquecido a gás propano, e b) Lingoteiras usadas para o vazamento do metal.

Após o arrefecimento dos lingotes, era retirada uma amostra de um dos lingotes do lote, com o objetivo de realizar o polimento industrial, e assim aferir a potencial presença de pontos duros na matriz da liga produzida. Caso fosse detetada a presença desses pontos duros na superfície da amostra, o lote

era rejeitado de imediato. No capítulo 4.5.4. esse ensaio será descrito de forma pormenorizada.

Uma vez aceite o lote, os quatro lingotes correspondentes são então reencaminhados para outras secções da empresa, onde eram processados e tratados de maneira a serem alvo dos restantes ensaios descritos no capítulo 4.5.

4.5. Ensaaios para caracterização das ligas

4.5.1. Análise Química

A composição química das ligas desenvolvidas foi obtida através do espectrómetro de emissão ótica, por chispa, modelo Spetrolab M9 da SPECTRO, existente no Laboratório da Qualidade da empresa.

A análise da composição química era efetuada sobre uma amostra retirada de um lingote de cada uma das ligas produzida. Após o corte do lingote, procedia-se ao polimento da amostra numa lixa de partículas de SiC de 80 mesh. Seguia-se a análise, efetuando-se três testes chispas sobre cada amostra e determinando-se o valor médio.

Tendo por base os dados relativos à composição química, determinou-se o Tf(Cu) que, como anteriormente referido (3.2.1), permite estimar algumas das propriedades da liga produzida.

4.5.2. Análise térmica

A análise térmica consiste em registar e analisar a curva relativa à solidificação e arrefecimento de uma dada liga, o que permite detetar as transformações de fase, precipitações, etc. que essa liga experimenta. A pertinência deste ensaio para este trabalho assenta no facto de permitir estimar o tamanho de grão da liga a estudar. Para isso são desenhadas a curva de arrefecimento da liga, a primeira derivada e a segunda derivada [33, 40].

Na realização deste ensaio, foram usados um osciloscópio (fig. 7a)), um copo de análise térmica (fig. 7b)) e um *software* específico, de nome “FLUKE”. O copo é ligado ao osciloscópio que, por sua vez, é conectado ao computador, no qual está aberto o *software* FLUKE.



Fig. 7 - a) Osciloscópio, e b) Copo de análise térmica e cabo de ligação ao osciloscópio.

O procedimento deste ensaio consiste em vazar uma amostra de metal para o interior do copo de análise térmica, no qual se encontra um termopar. O osciloscópio mede a variação de tensão observada no termopar devido à variação da temperatura que ocorre no interior do copo de análise térmica. Esses dados são transferidos para o *software* FLUKE, através do qual é traçada a curva de arrefecimento.

Por último, são traçadas a primeira e segunda derivadas dessa curva, que permitem retirar ilações quanto ao tamanho do grão. Um exemplo de uma curva de arrefecimento, e das respectivas primeira e segunda derivadas, é apresentado na Fig. 8.

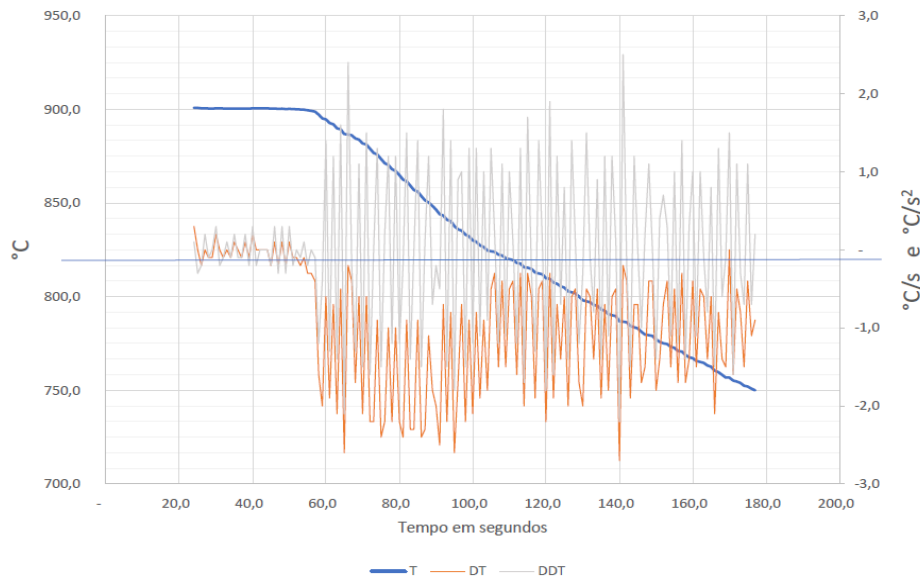


Fig. 8 - Exemplo de uma curva de arrefecimento (azul) de uma liga, e das respectivas primeira (laranja) e segunda derivadas (cinzento).

4.5.3. Ensaio de fluidez

A fluidez é avaliada empiricamente, através da distância percorrida, através de um canal com uma dada secção, pelo metal fundido antes da sua solidificação. Desta forma, a fluidez é tanto maior quanto maior for a distância percorrida [41]. A fluidez só pode ser avaliada em termos relativos pelo que foi realizado um ensaio sobre cada uma das dez ligas desenvolvidas.

Para os ensaios de fluidez, foram produzidas moldações em areia (Fig. 9a)), com uma configuração específica, para as quais é vazado metal líquido. A temperatura de vazamento do metal deve, obviamente, ser idêntica para todas as ligas ensaiadas, face à sua elevada influência sobre a fluidez.

No final do ensaio, obtém-se um fundido (Fig. 9b)), sendo medida a distância percorrida pelo metal a partir do comprimento de um cabo metálico que é colocado sobre a amostra (Fig. 9b)).

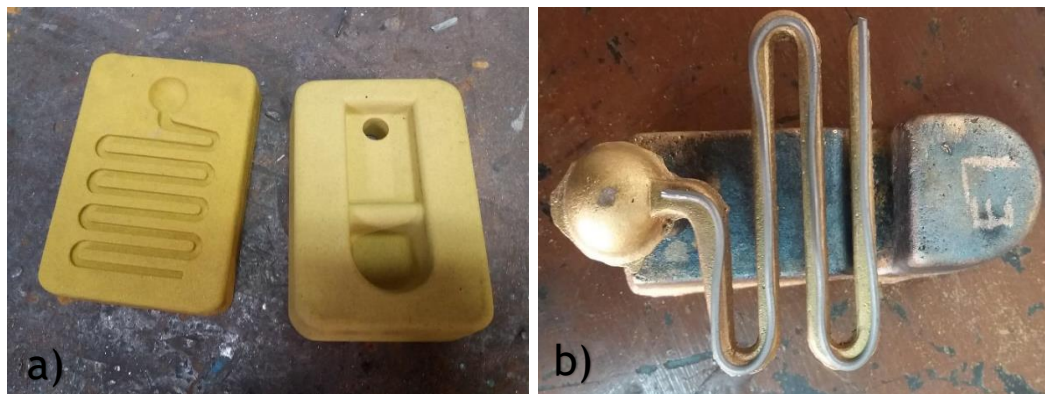


Fig. 9 - a) Moldações em areia utilizadas no ensaio de fluidez, e b) Amostra resultante de um ensaio de fluidez, sobre a qual se encontra o cabo usado para medição da distância percorrida pelo metal fundido.

4.5.4. Polimento Industrial

Tal como já referido, o polimento é realizado com o objetivo de detetar a potencial presença de pontos duros na superfície polida de uma amostra. Para isso, começa-se por cortar uma amostra de cada liga, seguindo-se o seu polimento sequencial em lixas de partículas de SiC de 80 e 500 mesh e, por último, o acabamento superficial, fazendo uso de uma escova rotativa de material têxtil, existente na empresa.

A importância deste processo prende-se com o facto de estes pontos duros corresponderem a defeitos e fontes de fragilização, que podem levar à rutura em serviço da liga [33]. Desta forma, e como já referido, o aparecimento destes pontos duros resulta na rejeição imediata do respetivo lote.

Na Fig. 10 podemos observar uma amostra isenta de pontos duros e uma outra que apresenta pontos duros. Estes pontos duros podem aparecer, por exemplo, devido a teores excessivos de B (> 10 ppm) [33].

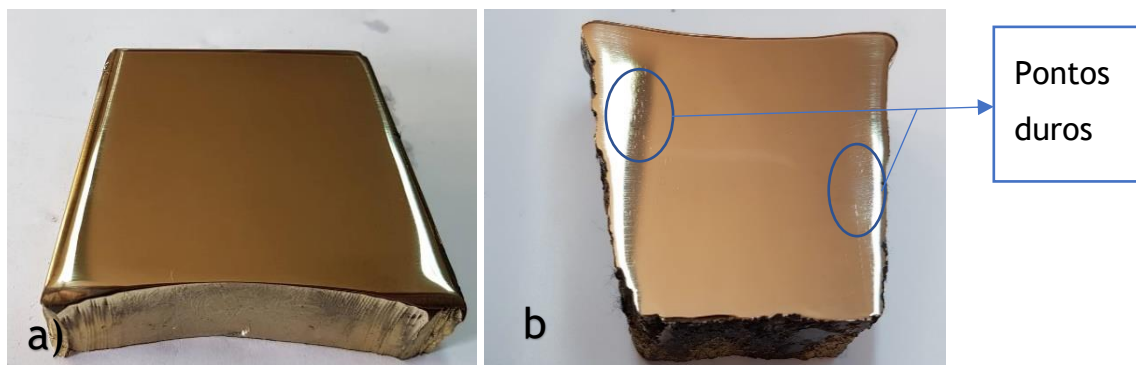


Fig. 10 - a) Amostra isenta de pontos duros, e b) Amostra contendo pontos duros.

4.5.5. Análise metalográfica

A análise metalográfica foi realizada com o intuito de analisar a influência da composição química das ligas na sua microestrutura, no tamanho de grão e na fração de cada um dos seus microconstituintes.

Para a análise metalográfica, foi recolhida uma amostra de um lingote de cada uma das ligas desenvolvidas. Seguiu-se o respetivo processo de preparação metalográfica, compreendendo duas etapas:

- Polimento - Desbaste sequencial numa série de lixas de partículas de SiC, com granulometria de 80, 180, 500, 1000 e 4000 mesh. Após este desbaste, o polimento era terminado com o acabamento, fazendo-se uso de um pano e de uma suspensão de partículas de diamante policristalino de 3 μm ;
- Ataque químico:
 - Análise macroestrutural - Ataque realizado sobre a amostra durante cerca de 15 segundos, com uma solução de Nital 50% (100 ml água destilada e 100 ml de HNO_3). Um exemplo de uma macroestrutura obtida pode ser observado na Fig. 11 a);

- Análise microestrutural - Ataque realizado sobre a amostra durante cerca de 40 segundos, com uma solução constituída por $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$, HCl 37% e $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ 95%, nas proporções de 20 g, 60 ml e 250 ml, respetivamente. Este ataque revela a fase α a branco e a fase β a preto, como podemos observar na Fig. 11b).

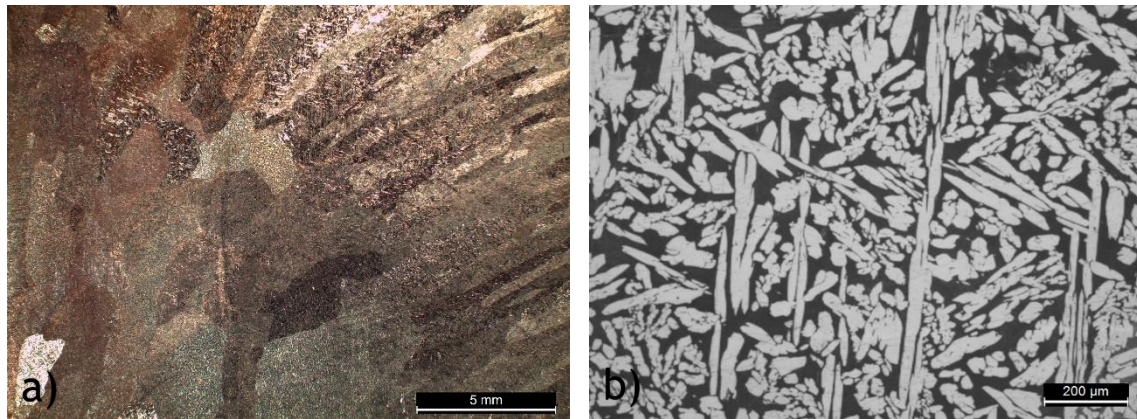


Fig. 11 - a) Exemplo de macroestrutura, obtida através da lupa, com objetiva de 0,65x, após o ataque macroestrutural referido, e b) Exemplo de microestrutura obtida, com ampliação de 10x, após o ataque microestrutural descrito.

4.5.5.1. Macroestrutura e Tamanho de grão

O tamanho médio de grão é uma característica com forte influência nas propriedades mecânicas das ligas, sendo que, quanto menor for o tamanho de grão, maiores serão a dureza e a resistência máxima à tração [33].

De maneira a se comparar o tamanho de grão de cada uma das amostras representativas de cada uma das ligas, realizou-se a sua preparação de acordo com o procedimento descrito em 4.4.5., com ataque químico para análise macroestrutural. Após esse ataque, as amostras foram observadas à lupa com ampliação de 6,5x (Fig. 11 a)).

4.5.5.2. Microestrutura

Uma vez concluída a preparação das amostras descrita acima, estas foram observadas no microscópio ótico Leica, existente no DEMM. Foram registadas imagens da microestrutura, com uma ampliação de 50x.

4.5.5.3. Quantificação de fases da microestrutura

Este processo tem como objetivo quantificar cada uma das fases presentes na microestrutura de uma dada liga. No caso das ligas que foram alvo de estudo são a fase α e β , e ainda, em duas dessas ligas, a fase γ .

Tal como referido anteriormente, a microestrutura de uma liga determinará as suas propriedades mecânicas, nomeadamente a dureza, o alongamento e a resistência máxima à tração. Assim, é inquestionável a pertinência de uma análise microestrutural cuidada, englobando a quantificação de fases.

De maneira a poder quantificar as fases na microestrutura, as amostras foram alvo da preparação metalográfica descrita anteriormente, tendo sido atacadas com o ataque adequado, e observadas em microscopia ótica, em escala de cinzas, a uma ampliação de 100x. A análise incidiu sobre dez campos distintos por amostra/liga, através do software LAS Leica. A Fig. 12 apresenta um exemplo de quantificação de fases efetuada num campo de uma das amostras analisadas.

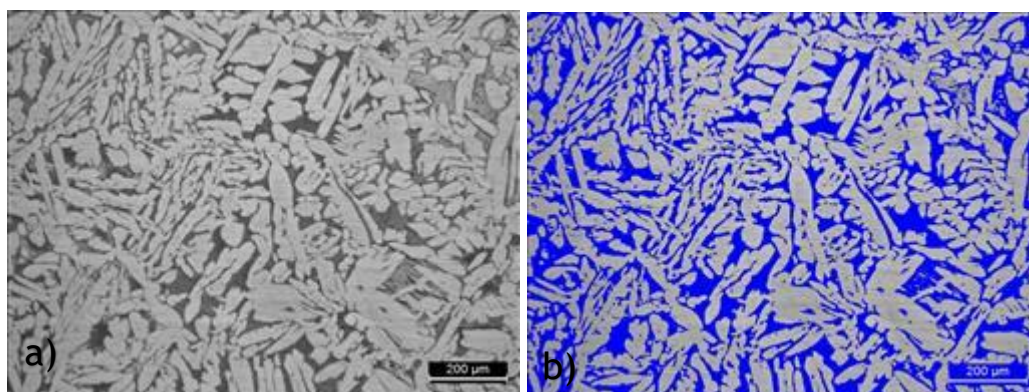


Fig. 12 - Exemplo de quantificação de fases numa microestrutura através do software LAS Leica: a) Imagem sem processamento, e b) Imagem processada.

4.5.6. Propriedades mecânicas

Foram realizados alguns ensaios para determinação de algumas propriedades mecânicas (dureza e resistência máxima à tração) de maneira a entender melhor o comportamento das ligas desenvolvidas, assim como o efeito das alterações na composição química efetuadas de liga para liga (por exemplo aumento do teor em Sn).

4.5.6.1. Durezas (macro e microdureza)

A pertinência do estudo da macrodureza destas ligas prende-se com o facto de esta influenciar a maquinabilidade das mesmas. Durezas elevadas potenciam o desgaste de ferramenta e o aumento das forças de corte relativamente ao requerido; por sua vez, durezas mais baixas são também prejudiciais, pois promovem a obtenção de aparas longas [19, 22, 34].

Os ensaios de macrodureza *Vickers* foram realizados sobre amostras cortadas de lingotes referentes a cada uma das ligas. As amostras foram devidamente retificadas, de modo a assegurar um perfeito paralelismo entre faces opostas, e finalmente polidas numa dos lados. As medições foram efetuadas, segundo a norma ISO 6507-1:2018 [42], num durímetro da marca *Duramin*, do DEMM, tendo-se aplicado uma carga de 19,61 N (HV 2) durante 15s.

A microdureza *Vickers* apresenta igualmente elevada relevância uma vez que permite aferir a dureza de cada uma das fases presentes na microestrutura. Desta forma, permite perceber melhor as variações da macrodureza, assim como a influência dos diferentes elementos em cada uma das fases.

A microdureza *Vickers* foi determinada, recorrendo ao equipamento e segundo a norma anteriormente referidos, tendo sido aplicada uma carga de 0,4903 N (HV 0,05) durante 15s.

4.5.6.2. Ensaios de tração

Foram realizados ensaios de tração para determinar a resistência máxima à tração e o alongamento de cada liga produzida. Procedeu-se à maquinagem de dois provetes para ensaio de tração (Fig. 13.b), segundo a norma ISO 6892-1:2016 [43], a partir de amostras removidas de um lingote representativo de cada uma das ligas estudadas. Estes ensaios foram realizados numa máquina de tração Shimadzu Universal, modelo AG-25KN (Fig. 13 a)), existente no Laboratório da Qualidade da empresa.

Previamente à realização dos ensaios, efetuou-se a medição das dimensões dos provetes (diâmetro útil e comprimento útil) de maneira a poder calcular a área útil do provete (equação 2, do anexo 4).

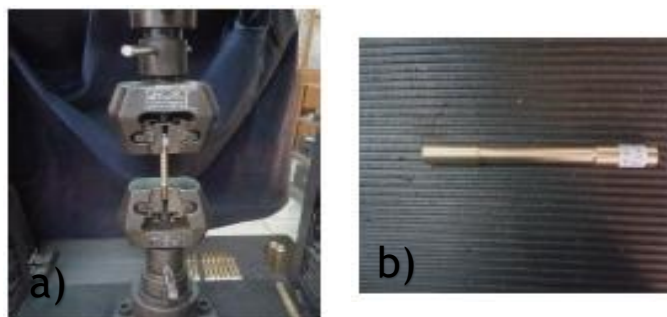


Fig. 13 - a) Vista parcial da máquina de tração Shimadzu Universal, modelo AG-25KN, com provete montado nas amarras, e b) Imagem de um provete tipo para ensaio de tração.

Do ensaio de tração obtêm-se os valores de força de rotura e de extensão após rotura. Com estes valores e com o da área útil do provete, é possível calcular a resistência máxima à tração através da equação 3, apresentada no anexo 4. No que diz respeito ao alongamento, este é calculado a partir da equação 4, apresentada igualmente no anexo 4.

4.5.7. Aptidão à maquinagem

Tal como anteriormente referido, um dos principais objetivos deste trabalho visava a produção de ligas Cu-Zn, com reduzido teor de Pb, e com maquinabilidade tão próxima quanto possível da dos latões contendo aquele elemento. Assim, os ensaios de maquinabilidade apresentam uma relevância enorme para este trabalho.

Estes ensaios requerem matérias e condições específicas, não existentes na ASBW, pelo que os ensaios de maquinabilidade foram realizados na Universidade de Aveiro. No entanto, só foram possíveis avaliar dois dos quatro critérios de maquinabilidade, enunciados em 3.3, mais concretamente: a formação de aparas e a rugosidade superficial.

De maneira a se avaliarem esses dois critérios, foram maquinados dois provetes por cada uma das dez ligas desenvolvidas, com 75 mm de comprimento e 25 mm de diâmetro. Como referido anteriormente, a maquinabilidade é

avaliada em termos comparativos, tomando como referência a liga C36600. Assim, foram igualmente maquinados dois provetes dessa liga.

De maneira a avaliar o critério de formação de apara, foram realizados dois ensaios de maquinagem de provetes correspondentes a cada uma das onze ligas ensaiadas. De seguida, recolheu-se a apara, que foi classificada de acordo com o estipulado pela norma ISO 3685 [20].

Para a avaliação da rugosidade superficial, foram efetuadas duas medições sobre cada provete maquinado, num total de 44 medições, tendo-se recolhido os valores de R_a e de R_t (ISO 4287/1 [44]).

Nos ensaios de maquinabilidade, e na determinação da rugosidade superficial, foram utilizados os seguintes equipamentos, ferramentas e parâmetros foram usados:

- Equipamentos e ferramentas de corte:
 - Centro de torneamento Kingsbury MHP 50, com uma potência de 37 kVA
 - Suporte da ferramenta: CANELA SVJBL2020K16
 - Pastilhas: CANELA VCGT 160404-ALKM15
 - Óleo de refrigeração: Rhenus FU 51 a 6%
- Parâmetros de corte:
 - $V_c = 50 \text{ m/min}$
 - $f_z = 0,1 \text{ mm/rot}$
 - $a_p = 3 \text{ mm}$
 - $L = 30 \text{ mm}$
- Equipamento para medição de rugosidade:
 - Rugosímetro Hommel Tester T1000

4.5.8. Deszincificação

O ensaio de deszincificação avalia a capacidade de uma dada liga resistir à corrosão, mais especificamente à deszincificação. Este tipo de corrosão consiste na remoção seletiva do Zn, que é substituído por uma massa de Cu

porosa e frágil, reduzindo as propriedades mecânicas da liga e podendo ser responsável por falhas em serviço. Os latões são muito suscetíveis a este tipo de corrosão devido aos elevados teores de Zn, o que pode ser minimizado através da adição de alguns elementos de liga, nomeadamente o As e o P [10, 37].

Para a realização dos ensaios de dezincificação, procedeu-se à recolha de uma amostra de um dos lingotes correspondente a cada uma das ligas desenvolvidas. Essas amostras passaram pelos processos de preparação e ensaio descritos no anexo 8, que tem por base a norma ISO 6509 [45].

Os resultados deste ensaio dizem respeito à profundidade de penetração máxima de corrosão, não podendo esta ultrapassar os 200 μm , como referido na norma EN 1982:2008. Caso contrário a liga, é considerada não resistente à dezincificação. De maneira a se obter essa profundidade, a amostra ensaiada é observada ao microscópio (Fig. 14); recorrendo ao software Leica, é traçada uma “distance line” sobre a imagem, medindo-se assim a profundidade de penetração máxima de corrosão (Fig. 14).

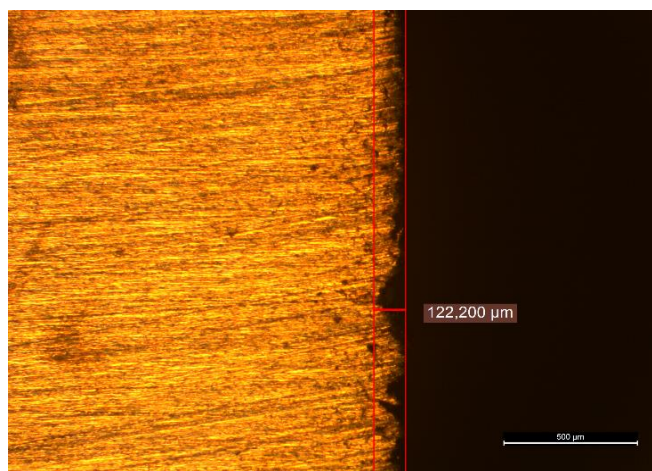


Fig. 14 - Imagem de uma amostra após ensaio de dezincificação, com indicação da profundidade de penetração máxima de corrosão.

5. Apresentação e discussão dos resultados

5.1. Composição química

Na tabela 3 são apresentadas as composições químicas, bem como o correspondente $T_f(\text{Cu})$, das diferentes ligas que foram elaboradas em conformidade com o delineado no subcapítulo 4.3.

A liga 1 é a que apresenta o maior $T_f(\text{Cu})$, o que é perfeitamente justificável pelo elevado teor de Cu, e também pelo facto de não englobar na sua composição elementos de liga que promovam uma diminuição daquele índice. Assim, é de esperar que seja a liga que apresente a fração de fase α mais elevada na sua microestrutura, uma menor resistência máxima à tração e um maior alongamento [4, 5, 13].

Já a liga 10 é a que detém o menor $T_f(\text{Cu})$, pois é a que apresenta o teor de Cu mais baixo e o teor mais elevado em alguns elementos de liga, com particular relevância o Sn. Assim, esta liga deve apresentar a maior fração de fase β e, consequentemente, a dureza mais elevada. Quanto à resistência máxima à tração, é de esperar que apresente um valor elevado, muito embora sem ser o maior de entre todas as ligas, uma vez que, quando o $T_f(\text{Cu})$ é inferior a 58, regista-se um decréscimo do seu valor [4, 5, 13]. Em relação ao alongamento, é expectável que não seja muito elevado.

Por sua vez, as restantes ligas apresentam um $T_f(\text{Cu})$ compreendido entre os valores limite correspondentes às ligas 1 e 10, sendo esse valor superior a 60 para as ligas 2, 6, 8 e 9, e inferior àquele valor para as restantes.

Tabela 3 - Composições químicas, e respetivo Título Fictício, das diferentes ligas desenvolvidas

	Cu	Zn	Sn	Al	Pb	B	As	Tf(Cu)
Liga 1	62,1	37,76	0,0087	0,009	0,0327	0,0006	0,0015	61,6
Liga 2	61,9	36,87	0,0142	0,875	0,241	0,00058	0,0017	58,8
Liga 3	62,3	36,64	0,266	0,53	0,164	0,00058	0,0011	60,1
Liga 4	62,9	36,1	0,262	0,531	0,163	0,00066	0,0011	60,6
Liga 5	62,8	35,82	0,708	0,453	0,14	0,00065	0,00062	60,5
Liga 6	61,9	36,87	0,471	0,459	0,141	0,00076	0,00091	59,8
Liga 7	62,2	36,54	0,473	0,458	0,147	0,00074	0,0896	60,1
Liga 8	61,7	36,39	1,08	0,455	0,146	0,00074	0,0881	59,3
Liga 9	62,2	34,97	1,98	0,441	0,152	0,00069	0,0871	59,4
Liga 10	59,1	37,62	2,29	0,449	0,138	0,0013	0,0806	56,3

5.2. Análise térmica

O crescimento do tamanho de grão aumenta a temperatura do metal fundido, fruto da libertação do calor latente de fusão. Contudo, este aumento de temperatura nas ligas de Cu-Zn é reduzido ($<1^{\circ}\text{C}$), tornando difícil perceber esse aumento de temperatura na curva de arrefecimento [33]. Desta forma, é feita a derivada dessa curva, que possibilita perceber melhor o fenómeno descrito acima. Tendo em conta que, se a derivada apresentar valores superiores a zero, ao longo do patamar presente na curva de arrefecimento, significa que a libertação de temperatura, proveniente do aumento do tamanho de grão, é significativa. Por consequência, pode-se auferir que o tamanho de grão é grosseiro.

Da análise das curvas de arrefecimento e respetivas derivadas de cada uma das ligas, é então possível prever que as ligas 1, 2 e 3 apresentaram um tamanho de grão grosseiro, uma vez que as suas respetivas derivadas apresentam valores superiores a zero na zona descrita anteriormente. Este fenómeno pode ser observado na Fig. 2.1 do anexo 2, onde é apresentada a curva de arrefecimento e as derivadas da liga 1, como exemplo de um resultado de uma liga com o grão grosseiro.

Já as curvas de arrefecimento e derivadas das ligas 7, 8 e 10 apontam para que estas ligas apresentem o tamanho de grão mais afinado, com o melhor resultado a ser apresentado pela liga 10. Na Fig. 2.2 do anexo 2 é apresentada

a curva de arrefecimento e derivadas da liga 10, como exemplo de uma liga com o grão mais afinado.

É importante referir que, devido a falhas no equipamento, foi impossível traçar a curva de arrefecimento para a liga 9. No entanto, e tendo em conta o tamanho de grão apresentado por esta (ver cap. 5.6), será de esperar um resultado parecido ao da liga 10.

5.3. Ensaio de fluidez

A tabela 4 apresenta os resultados dos ensaios de fluidez efetuados sobre as dez ligas, que, como anteriormente referido, se exprimem pela distância percorrida pelo metal após vazamento a uma dada temperatura. Já os fundidos resultantes dos ensaios de fluidez são exposto na Fig. 3.1 do anexo 3.

Como é possível observar, a liga 1 apresenta a menor fluidez (14,19 cm) de entre todas as ligas desenvolvidas, o que seria de esperar tendo em conta que não apresenta Al na sua composição, elemento responsável pelo aumento da fluidez deste tipo de ligas [4, 5]. Por sua vez, a liga 2, com 0,875% Al, apresenta uma fluidez superior à da liga 1, tal como esperado. No entanto, em relação às outras ligas (com cerca de 0,5% Al), a sua fluidez é menor. Este resultado levanta questões quanto ao efeito do Al sobre a fluidez dos latões, para teores superiores a 0,5%. Para responder a este problema seriam necessário realizar ensaios de fluidez a ligas com diferentes teores em Al, não sendo esse estudo efetuado neste trabalho, uma vez que a fluidez dos latões não é o seu objetivo principal.

Por sua vez, a fluidez das ligas 3, 4, 7, 8, 9 e 10 não varia significativamente, o que é perfeitamente justificável pela reduzida variação do seu teor de Al. Entretanto, as ligas 5 e 6, embora o seu teor de Al não seja muito distinto das anteriores, apresentam uma fluidez mais elevada. De

maneira a explicar este aumento da fluidez, seria, uma vez mais, fundamental um estudo mais pormenorizado e com realização de novos ensaios de fluidez.

Tabela 4 - Resultados do ensaio de fluidez das ligas estudadas

	Distância percorrida pelo metal fundido (cm)
Liga 1	14,19
Liga 2	17,5
Liga 3	27
Liga 4	25
Liga 5	30,5
Liga 6	31
Liga 7	23,7
Liga 8	25,3
Liga 9	22,5
Liga 10	25,5

5.4. Polimento Industrial

No Anexo 4 são apresentadas imagens das superfícies das amostras, representativas de cada das dez ligas produzidas, que foram objeto de polimento industrial, constatando-se que nenhuma delas apresenta pontos duros. Assim, numa análise simplista, é possível afirmar que o teor de B dessas amostras não será superior a 10 ppm [33].

5.5. Macroestrutura e tamanho de grão

Na tabela 5.1 do anexo 5 são expostas imagens da macroestrutura das dez ligas produzidas. Tal como anteriormente referido, a análise dessas macroestruturas permite empreender um estudo comparativo entre os tamanhos de grão das ligas.

Ao visualizar essas macroestruturas, é possível perceber que, quanto ao tamanho de grão, as ligas desenvolvidas podem ser repartidas por dois grupos. As amostras relativas ao primeiro grupo, englobando as ligas 1, 2 e 3, apresentam uma macroestrutura com grãos grosseiros e desordenados. O segundo grupo, constituído pelas restantes ligas, é caracterizado por uma macroestrutura mais afinada, com grãos mais pequenos e organizados. Esta afinação de grão, apresentada por este grupo de ligas, deve-se, de acordo com Sadayappan *et al.* [33], à adição de B.

5.6. Microestrutura

As microestruturas de cada uma das dez amostras observadas em microscopia ótica são apresentadas no anexo 6, Tabela 6.1. Verifica-se que todas as amostras apresentam uma microestrutura dendrítica, focando-se a diferença na forma, organização e comprimento das dendrites. A microestrutura dendrítica destas ligas era o resultado esperado, tendo em conta o observado por M. Sadayappan *et al.* [33].

No que diz respeito à forma, organização e comprimento das dendrites, as maiores diferenças são apenas registadas na liga 1, que apresenta umas dendrites mais alongadas e com um maior grau de organização.

Regista-se ainda o aparecimento, nas microestruturas de todas as amostras, a presença da fase α , em forma de dendrites (a claro), numa matriz de β' (a escuro), em conformidade com os estudos de Paulo Moreira [4] sobre latões 60/40. Entretanto, e tal como já avançado em 4.3, as microestruturas correspondentes às amostras representativas das ligas 9 e 10 denotam ainda a presença de uma terceira fase, a fase γ (constituente mais brilhante nas imagens), em perfeita consonância com os resultados obtidos por Cândida Vilarinho *et al.* [39].

5.7. Quantificação de fases nas microestruturas

Os resultados da quantificação de fases realizada sobre cada uma das dez ligas desenvolvidas são apresentados na Tabela 5. Como podemos observar, a fração de fase α é mais elevada nas ligas 1, 5, 7 e 9; por sua vez, as ligas 2, 6 e 10 apresentam a maior fração de β . A fundamentação para estas variações nas percentagens de α pode ser dada pela composição química e pelo Tf(Cu) de cada uma das ligas. Uma vez que, por exemplo maiores percentagens em Cu conduzem a maiores percentagens de fase α e maiores percentagens em Al, entre outros, levam a um maior teor em fase β . Estes fenómenos são justificados no cap. 3.2.1. e por Paulo Moreira em [4] e Marta Gonçalves em [3].

Como já foi referido anteriormente (cap. 3.2.1), o Sn é um elemento betagénio; contudo, e através da tabela 5, é perceptível que esse efeito não é muito notório. Isto significa que não se verifica um grande aumento da fração da fase β com o aumento do teor em Sn. Já no caso do Al, também betagénio, o seu efeito tem maior intensidade, como pode ser comprovado pela fração da fase β apresentada pela liga 2 (com, aproximadamente 0,9 % de Al). A diferença no efeito betagénio entre estes dois elementos era prevista, com base na eq. 1, tendo em conta que o fator multiplicador do Sn é de apenas 2, enquanto que o do Al é de 6. Desta forma, o aumento do teor em Al irá resultar num divisor da eq. 1 maior do que o resultante se o mesmo aumento fosse efetuado ao teor de Sn. Com o aumento do divisor teremos uma diminuição do $T_f(\text{Cu})$ e consequentemente um aumento da fração de β .

Quanto às ligas 9 e 10, com teores em Sn de cerca de 2%, como falado em 5.5, temos o aparecimento de uma fase distinta da α e da β : a fase γ . Na tabela 5 podemos perceber que a percentagem em γ , praticamente não varia entre as duas ligas. Fruto da pouca diferença no teor em Sn entre as mesmas. Contudo, é também possível perceber que, no que diz respeito à fase α , a diferença é muito grande, como pode ser observado na Tabela 5. Devendo-se esta diferença à variação no teor em Cu, como referido acima. Sendo que, a liga 9 apresenta 62,2% e a liga 10 59,1%.

Tabela 5 - Quantificação das fases presentes nas microestruturas das ligas

	Fração de fase α (%)	Fração de fase β (%)	Fração de fase γ (%)
Liga 1	75,83	24,17	-
Liga 2	56,68	41,32	-
Liga 3	68,66	31,34	-
Liga 4	69,57	30,43	-
Liga 5	71,62	28,38	-
Liga 6	62,23	37,77	-
Liga 7	70,55	29,45	-
Liga 8	66,54	33,46	-
Liga 9	73,58	19,6	6,82
Liga 10	45,4	48,93	5,66

5.8. Dureza e microdureza

Os valores obtidos de dureza e microdureza para as dez ligas estudadas, estão apresentados na tabela 6.

Os valores referentes às microdurezas permitem confirmar que a fase B é mais dura que a fase α , como referido no cap. 3.1.1. Para além disso, é possível perceber que, com a adição de Sn, até 0,7 %, a dureza de B diminui. Justificando-se esta diminuição com o facto de, para estes teores, o Sn ser solúvel em B [39], reduzindo o teor de Zn nessa mesma fase, e menos duro que este [25]. No entanto, quando o teor de Sn passa para 1%, a dureza de B sobe, sendo superior à obtida nas ligas que não contêm Sn na sua composição. Este aumento de dureza pode ser explicado pelo facto de se ter atingido a solubilidade máxima do Sn e assim ter ocorrido endurecimento por solução sólida, com formação de precipitados de Sn, tal como observado por Haruhiko Atsumi *et al.* [46]. Para as ligas 9 e 10, a dureza da fase B atinge o valor máximo, facto justificável pelo aumento do teor de Sn, e consequentemente um maior favorecimento para a formação de precipitados.

Ao abordar os valores de macrodureza, percebe-se que a liga 10 apresenta a mais elevada entre todas as ligas estudadas, facto explicado pela presença de fase γ (fase mais dura das três presentes [34]) e pela elevada fração de fase B. Já a liga 9 apresenta uma elevada dureza, quando comparada com a média das dez ligas, mas menor que da liga 10, fruto de a fase γ fazer parte da sua microestrutura, mas apresentar uma fração de fase B muito menor que o da liga 10.

No que diz respeito às outras ligas, observa-se que a liga 4 apresenta maior dureza que a liga 3, fruto do menor tamanho de grão apresentado pela primeira, como observado por Sadayappan, M. *et al.* [33]. Para além disso, é possível perceber que quanto maior for o teor de Sn, até 0,7%, menor será a dureza da liga. Quando o teor desse elemento ultrapassa os 0,7%, como no caso da liga 8 (1% Sn), a dureza sobe. A explicação para este fenómeno é a mesma dada para as variações da microdureza da fase B.

Tabela 6 - Resultados dos ensaios de micro e macrodureza das ligas estudadas

	Microdureza Vickers (HV 0,05)		Macrodureza Vickers (HV 2)
	α	β	
Liga 1	114,5	162,9	130,6
Liga 2	108,1	164,4	117,6
Liga 3	85,2	153,1	96,2
Liga 4	94	143,4	111,2
Liga 5	96,1	130,4	96,8
Liga 6	92,4	151,6	89,1
Liga 7	92,5	150,4	87,7
Liga 8	84,3	167,1	95
Liga 9	104,4	181	109,4
Liga 10	99	184	134,2

5.9. Ensaio de tração

As dimensões dos provetes usados nestes ensaios, assim como as expressões usadas para calcular os resultados apresentados na Tabela 7, estão expostas no anexo 7.

A liga 1 apresenta a menor resistência à tração e o menor alongamento, fruto desta ter o maior Tf(Cu) e a maior fração de fase α , e, consequentemente, ser a liga mais dúctil e macia, como já foi referido e em conformidade com os resultados de alguns investigadores [3-5].

Devido à adição de Al e consequente redução do Tf(Cu) e aumento da fração de fase B, a liga 2 apresenta um aumento significativo de resistência máxima à

tração, assim como uma diminuição do alongamento. Resultante da maior dureza e menor ductilidade da fase β , já referida no cap. 3.2.1.

A liga 3 demonstra um aumento do alongamento e uma diminuição da resistência máxima à tração, em relação à liga 2 e o contrário em relação à liga 1. Estes fenómenos podem ser justificados pelas diferenças na fração de fase α entre as três ligas, que podem ser verificadas no cap. 5.7.

As ligas 4 e 5 têm resultados idênticos entre si e com a liga 3, fruto da fração de fase α ser idêntica nas três ligas. As pequenas variações observadas entre as ligas 4 e 3 são justificadas pela afinação de grão observada na liga 4, como pode ser confirmado no cap. 5.6, uma vez que grão afinado aumenta a dureza e, conseqüentemente diminui o alongamento e aumenta a resistência máxima à tração [33]. Já a liga 5 apresenta, em relação às duas anteriores, uma fração de fase α algo maior, levando a maiores alongamentos.

O aumento da resistência máxima à tração e diminuição do alongamento, verificados nas ligas 6, 7 e 8, deve-se ao aumento da fração de fase β , em relação às ligas 3, 4 e 5 (cap. 5.7.). Podendo-se afirmar, ainda que estas apresentam valores semelhantes de resistência máxima à tração e alongamento, entre si.

Tabela 7 - Resultados dos ensaios de tração das ligas estudadas

	Força de rotura (KN)	Extensao após rotura (mm)	Resistência máxima à tração (N/mm ²)	Alongamento (%)
Liga 1	26,15	48,32	330,47	66,17
Liga 2	32,57	39,85	410,79	54,07
Liga 3	29,52	46,98	372,32	64,26
Liga 4	30,22	46,9	384,97	64,14
Liga 5	31,32	48,51	395,02	66,44
Liga 6	32,18	43,21	406,68	58,87
Liga 7	32,27	42,16	408,63	57,37
Liga 8	32,92	40,65	415,20	55,21
Liga 9	29,55	13,79	374,93	16,84
Liga 10	31,95	38,07	403,77	51,53

5.10. Aptidão à maquinagem

5.10.1. Formação de apara

As aparas, formadas durante os ensaios de maquinagem efetuados sobre as dez ligas, assim como a sua classificação segundo a norma ISO 3685 [20], são apresentadas na tabela 8. Da visualização desta tabela é possível perceber que a liga padrão, como esperado, forma a melhor apara de todas as ligas estudadas. Classificada, segundo a norma, como 6.2, ou seja, o objetivo é que a limalha produzida pelas outras ligas seja o mais aproximado possível desta classificação.

A liga 2 produz o pior tipo de apara (2.2), de entre as dez desenvolvidas, pois, apesar de ser curta é tubular, fruto da dureza demasiado elevada e do reduzido alongamento desta mesma liga. Estas duas propriedades não permitem a apara enrolar o suficiente para formar apara helicoidal, mais benéfica para a maquinabilidade, como obtido, por exemplo na liga 6. Estes fenómenos são evidenciados por Cândida Vilarinho *et al.* em [34].

As ligas 3, 9 e 10 também produzem apara do tipo 2.2, contudo conseguem, também formar apara do tipo 5.2. Assim estas ligas produzem apara um pouco melhor que a liga 2, mas ainda longe da apara desejada. A pequena melhoria verificada na liga 3 deve-se ao aumento da sua ductilidade, que permite a formação de apara do tipo 5.2. No entanto, a sua dureza não diminui o suficiente para eliminar a formação de limalha do tipo 2.2. Já nas ligas 9 e 10, temos o aparecimento da fase γ , que como estudado por Cândida Vilarinho *et al.* em [34], quando aparece misturada com a fase β produz limalha do tipo 2.2, mas quando misturada com a fase α , a apara resultante é do tipo 4.1/4.2.

No caso das ligas 9 e 10, registou-se a formação de apara tipo 2.2, corroborando os dados da bibliografia [34] que indica que a fase γ , quando presente na fase β gera tipo 2.2, fruto da elevada dureza das duas fases. Contudo, quando a fase γ se forma na fase α , esta bibliografia aponta para a formação de apara do tipo 4.1 e 4.2. No entanto, o outro tipo de limalha que a

liga 10 forma é do tipo 5.2. Este facto pode ser justificado pelo aparecimento de fase γ nas fronteiras de grão entre β e α , como pode ser observado no anexo 4. Desta forma, a dureza nessa zona é maior do que quando a fase γ aparece na fase α , formando tipo 5.2 ao invés de 4.1 ou 4.2.

A formação de apara do tipo 5.1, acontece nas ligas 1, 5, 7 e 8 sendo esta formação, no caso da 1 e da 5, justificada pelo elevado alongamento apresentado por estas, e no caso da 7 e da 8 pela reduzida dureza. Para além disso, as ligas 1 e 7, ao contrário da liga 5, produzem ainda apara do tipo 5.2, fruto da elevada dureza apresentada pela primeira, e o reduzido alongamento associado à segunda.

Por último, a liga 6 originou apenas apara do tipo 5.2, correspondendo ao melhor resultado de entre as dez ligas desenvolvidas. Esta apara, de forma e comprimento aceitáveis, pode ser consequência de um alongamento e de uma dureza não exageradamente elevados. Não sendo a dureza suficientemente elevada para dar origem a apara do tipo 2.2, nem o alongamento para formar do tipo 5.1, formando-se apara do tipo 5.2.

Tabela 8 - Imagens e classificação, segundo a norma 3685, das aparas obtidas nos ensaios de maquinação das ligas estudadas

Liga	Tipo de apara	Class. ISO	Foto apara
Padrão	Arco fragmentado	6.2	
1	Helicoidal longa e curta	5.1 e 5.2	
2	Tubular curta	2.2	
3	Helicoidal e tubular curta	5.2 e 2.2	
4	Helicoidal e tubular curta	5.2 e 2.3	
5	Helicoidal longa	5.1	
6	Helicoidal curta	5.2	
7	Helicoidal curta e longa	5.1 e 5.2	
8	Helicoidal longa	5.1	
9	Helicoidal e tubular curta	5.2 e 2.2	
10	Helicoidal e tubular curta	5.2 e 2.2	

5.10.2. Rugosidade superficial

Os resultados obtidos, no que diz respeito à rugosidade superficial, estão expostos na tabela 9. Como seria de esperar, a liga padrão apresenta os melhores valores, $R_a = 0,96 \mu\text{m}$ e $R_t = 5,17 \mu\text{m}$, fruto da presença de Pb, como já foi explicado em 3.4.1 e também do facto de a apara formada, por esta ser do tipo arco fragmentado. Desta forma, as ligas desenvolvidas com valores de

R_a e R_t mais próximos destes apresentados acima, serão as ligas com o melhor índice de maquinabilidade, referente à rugosidade.

Como referido por Ulisses Gomes [16] e por Cândida Vilarinho *et al.* [34], a rugosidade superficial depende, essencialmente dos parâmetros de corte usados durante o processo e da apara formada durante o mesmo, não existindo grande relação com a composição química das ligas e a fração de fases, por exemplo.

Os parâmetros de corte são mantidos para todas as ligas ensaiadas; desta forma, é de esperar que a rugosidade superficial seja melhor nas ligas com apara do melhor tipo. Através da análise das Tabelas 8 e 9, é possível comprovar exatamente isso, uma vez que as ligas com o pior tipo de apara (2.2), de um modo geral, apresentam, ainda os piores valores para R_a e R_t . Como são os casos das ligas 2, 3, 4 e 9.

Entretanto, a liga 10 contraria um pouco a correlação anterior pois, apesar de formar limalha do tipo 2.2, é a que apresenta o valor de R_a mais próximo do da liga padrão. Como já referido, a formação de limalha do tipo 2.2 resulta em rugosidades maiores e do tipo 5.2 em rugosidades baixas. Tendo em conta que R_a é um valor médio, o seu baixo valor, apresentado pela liga 10, pode ser fruto desta produzir mais apara 5.2 que 2.2.

Já as ligas que apresentam apara dos tipos 5.1 e/ou 5.2, ligas 1, 5, 6, 7 e 8, apresentam os melhores valores de R_a e R_t . A liga 6, que apresenta apenas apara do tipo 5.2, possui, de um modo geral, os melhores valores. Já as outras ligas,

Tabela 9 - Rugosidades das ligas estudadas, e índice de maquinabilidade (Im) baseado exclusivamente na rugosidade

Material	Padrão	Liga 1	Liga 2	Liga 3	Liga 4	Liga 5	Liga 6	Liga 7	Liga 8	Liga 9	Liga 10
$R_a (\mu m) *$	0,96	1,26	1,31	1,34	1,36	1,26	1,19	1,27	1,33	1,28	1,18
$R_t (\mu m) *$	5,17	6,94	7,1	7,5	8,33	7,55	7,16	7,03	8,75	8,84	8,39
$Im (\%)$	100	76,1	73,3	71,6	70,6	76,2	80,7	75,6	72,2	75	81,4

*Média de 4 valores recolhidos

que apresentam apara do tipo 5.1, têm uns valores de R_a e R_t piores do que a liga 6, mas melhor que as ligas 2, 3, 4 e 9.

5.11. Ensaios de Deszincificação

Os resultados dos ensaios de deszincificação podem ser observados na tabela 8.1 presente no Anexo 8. Como foi verificado bibliograficamente, o Sn e o As são os elementos presentes na composição destas ligas, que aumentam a resistência à deszincificação, sendo que o Sn tem um efeito significativamente menor [10, 37].

As ligas 1 e 2 não apresentam Sn ou As na sua composição química; desta forma, é de esperar que estas apresentem reduzida resistência à deszincificação. Tendo em conta que a profundidade máxima de corrosão, para uma liga resistente à deszincificação, tem que ser inferior a 200 μm , como referido no cap. 4.5.1. Os resultados apresentados na tabela 8.1 do anexo 8 confirmam essa baixa resistência à deszincificação, uma vez que no ensaio à liga 1 obteve-se uma profundidade máxima de corrosão de aproximadamente 232 μm e à liga 2 de cerca de 250 μm .

Na liga 3, a profundidade de corrosão máxima é de 94 μm , demonstrando uma redução clara em relação às duas ligas anteriores. Este fenómeno deve-se à presença de Sn na composição desta liga (0,3%) [47].

A ligas 5 e 6 apresentam valores menores de resistência à deszincificação (233 μm e 266 μm , respectivamente), levando a afirmar que, para teores superiores a 0,3 %, o efeito do Sn é praticamente anulado.

A partir da liga 7 temos a adição do As, elemento com maior efeito positivo na resistência à deszincificação, sendo de esperar que as ligas 7, 8, 9 e 10 apresentem profundidade máxima de corrosão menor que as anteriores. Entre as ligas 7, 8 e 9 as diferenças não são muito grandes.

Já a liga 10 apresenta uma profundidade de corrosão superior às anteriores (166 μm) e perto do limite máximo (200 μm). Este fenómeno pode ser consequência do aparecimento de fase γ , que como descrito por Davis, D. em [47] apresenta um maior teor em Sn e menor em Cu, sendo prejudicial para a resistência à corrosão. No entanto, o mesmo não acontece com a liga 9, que

apesar de possuir fase γ , apresenta uma menor profundidade de corrosão que a liga 10. Para justificar a maior resistência à corrosão da liga 9 seriam necessários mais ensaios e um estudo mais aprofundado sobre este tema.

6. Conclusões

Da análise final deste trabalho, e após o desenvolvimento das diferentes ligas e realização de todos os ensaios propostos, o objetivo do trabalho foi cumprido, sendo entendido o Sn como uma boa hipótese para substituir o Pb nas ligas de latão 60/40.

De maneira a chegar a esta conclusão, vários ensaios foram realizados às diferentes ligas desenvolvidas, apresentando-se agora as conclusões obtidas em cada um desses ensaios.

Do ensaio de fluidez, conclui-se que o Al é um elemento com um efeito bastante positivo na fluidez das ligas. Contudo, é possível afirmar ainda que, para teores próximos de 0,9%, esse efeito não é suficientemente satisfatório. Concluindo-se que a melhor percentagem de Al, para aumentar a fluidez das ligas de latão, ronda os 0,6%.

Da análise metalográfica das dez ligas elaboradas, é perceptível que, a nível macroestrutural, a adição de B promove uma refinação do grão, o que não se verificou com a incorporação de outros elementos de liga. No que diz respeito à microestrutura, verifica-se que é do tipo dendrítico, com as dendrites de fase α dispersas numa matriz de B'. Para além da macro e microestrutura, a análise metalográfica, permitiu realizar a quantificação de fases às dez ligas. Através desse ensaio foi possível concluir que o Sn tem um efeito betagénio reduzido, isto é, favorece pouco a formação de fase B. Por outro lado, o Al apresenta um efeito mais notório, sendo bastante perceptível o aumento da fração de fase B com o aumento do teor em Al.

Ao nível de durezas, foi verificado que até um teor de 0,7% de Sn, a dureza dos latões diminui, fruto da diminuição da microdureza da fase B. Já para teores acima de 0,7%, foi observado o aumento da microdureza desta fase, e consequentemente da dureza destas ligas. Assim, é possível afirmar que a partir dos 0,7% de Sn a solubilidade deste na fase B é diminuta, formando-se precipitados que justificam o aumento de dureza.

Em relação aos ensaios de tração, é observado que os resultados variam com a fração de fases α e β , assim como com dureza da liga, e consequentemente de cada uma das fases. Assim, a influência do Sn, é mais notória para teores superiores a 1%, aumentando a resistência máxima à tração e diminuindo o alongamento. Já para teores de 2%, fruto da precipitação de fase γ , o alongamento é drasticamente reduzido, ocorrendo também o aumento da resistência máxima à tração.

No que diz respeito aos ensaios de deszincificação, é possível afirmar que o Sn tem uma influência bastante positiva na resistência à deszincificação. Uma vez que, após a adição de Sn, mesmo nos 0,3%, nenhuma liga apresentou uma profundidade máxima de corrosão superior a 200 μm . Para além do positivo efeito do Sn, estes ensaios possibilitaram, também, concluir que o As possui uma influência, marcadamente positiva, no aumento da resistência à deszincificação.

Tal como oportunamente abordado, a principal dificuldade de substituir o Pb prende-se com a maquinabilidade que este confere às ligas Cu-Zn. Assim, os ensaios de aptidão à maquinagem destacam-se de todos os outros. Como já referido, estes ensaios compreenderam dois critérios, a formação de apara e a rugosidade superficial. Os resultados destes ensaios permitiram concluir que o primeiro é influenciada pela dureza e pelo alongamento da liga. Não devendo estes serem demasiado elevados, uma vez que levam à formação de apara não desejada.

Já ao nível da rugosidade superficial, foi concluído que esta depende fortemente da apara formada durante a maquinagem. Assim, ligas que produzam melhor apara apresentam também melhor rugosidade superficial. Tendo em conta os dois critérios de maquinabilidade estudados, a liga 6 (0,5% de Sn), apresenta os melhores resultados de entre as dez ligas estudadas. Com apara do tipo 5.2 e um Im de rugosidade superficial, de aproximadamente 81%.

Dos ensaios de maquinabilidade realizados às restantes ligas, é ainda possível concluir que a presença de fase γ na microestrutura é prejudicial ao

nível da formação de apara, e consequentemente, ao nível da rugosidade. Já a fase B tem um efeito benéfico nestes dois parâmetros.

7. Sugestões para trabalhos futuros

Ao longo desta dissertação surgiram questões que poderão ser abordadas em trabalhos futuros, destacando-se:

- Resposta da liga 6 aos restantes índices de maquinabilidade (desgaste da ferramenta e forças de corte;
- Perceber a influência do aumento da fração de fase B na maquinabilidade da liga 6. De maneira a perceber se, um ligeiro aumento da dureza permitirá a formação de apara de um melhor tipo. Para isso seria interessante um aumento do teor em Al ou uma diminuição do teor em Cu;
- Estudar a influência do aumento de fase α na maquinabilidade da liga 10, principalmente na formação de apara.

8. Bibliografia

1. Swistock, B. *Lead in drinking water*. 2016 [cited 2018 06/11].
2. ASBW. Disponível em: <http://www.asbw.pt/products.html>. (Acedido em 28/01/2019)].
3. Gonçalves, M.S.M., *Estruturação e implementação de um sistema de controlo e optimização do processo numa fundição de latão*, Dissertação de mestrado in DEM-UM. 2013, Universidade do Minho.
4. Moreira, P.C.d.R., *Desenvolvimento de ligas de latão de baixo teor de chumbo*, Dissertação de mestrado in DEMM. 2010, FEUP.
5. Castro, G.d.S., *Estudo e optimização da liga de latão utilizada na GROHE Portugal*, Dissertação de mestrado in DEMM. 2008, FEUP.
6. Vieira, F., *Ligas de Cobre - Materiais Metálicos*. 2016, Filomena Vieira: DEMM.
7. Barros, L.M.T.d.S., *Influência dos elementos de liga na resistência à dezincificação das ligas CuZn 40: relatório final*. 1993.
8. Amaral, L.A.d.S.B., *Maquinabilidade de Ligas Cu-Zn e Impacto da Utilização de Ferramentas WC Revestidas em Processo Produtivo*, Dissertação de mestrado in DEMec. 2017, Feup.
9. Murray, G.T., *Pure Metals, in Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*. 1990, ASM International Handbook Committee.
10. Karpagavalli, R. and R. Balasubramaniam, *Influence of arsenic, antimony and phosphorous on the microstructure and corrosion behavior of brasses*. Journal of materials science, 2007. **42**(15): p. 5954-5958.
11. Pantazopoulos, G., *A review of defects and failures in brass rods and related components*. Practical Failure Analysis, 2003. **3**(4): p. 14-22.
12. Gonçalves, G.M., *Implementação de um sistema de controlo de processo e projeto de coquilha numa empresa de fundição*, Dissertação de mestrado in DEM-UM. 2014, Universidade do Minho.
13. Moreira, L.F.M.P.M., *Desenvolvimento da metodologia de fabrico de protótipos de torneiras pelo processo de cera perdida*, Dissertação de mestrado in DEMec. 2014, FEUP.
14. Felli, F., A. Brotzu, and D. Pilone, *Analysis of the fracture criticality of biphasic brass*. Procedia Structural Integrity, 2016. **2**: p. 2959-2965.
15. García, P., et al., *ESTUDIO COMPARATIVO DE LOS PARÁMETROS INFLUYENTES EN LA MAQUINABILIDAD DE LOS LATONES AL PLOMO*. 2009.
16. Gomes, U., *Análise da maquinabilidade do aço inoxidável AISI 316*, Dissertação de mestrado in DEM-UA. 2013, Universidade de Aveiro.
17. Taha, M., et al., *Microstructure and castability of lead-free silicon brass alloys*. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 2012. **43**(8): p. 699-704.
18. Taha, M.A., et al., *Machinability characteristics of lead free-silicon brass alloys as correlated with microstructure and mechanical properties*. Ain Shams Engineering Journal, 2012. **3**(4): p. 383-392.
19. Nobel, C., et al., *Machinability enhancement of lead-free brass alloys*. Procedia CIRP, 2014. **14**: p. 95-100.

20. Norma ISO 3685, in *Tool-life testing single-point turning tools*, 2. Ed. 1993.
 21. Edwards, M., *Fetal Death and Reduced Birth Rates Associated with Exposure to Lead-Contaminated Drinking Water*. Environmental Science & Technology, 2014. **48**(1): p. 739-746.
 22. Pereira, H.D.I., *Maquinagem sustentada de latões ecológicos*, Dissertação de mestrado in DEM-UA. 2012, Universidade de Aveiro.
 23. Martinez-Hernandez, M., et al., *Bismuth segregation and crack formation on a free lead yellow brass tap*. Engineering Failure Analysis, 2013. **28**: p. 63-68.
 24. Oishi, K., *Lead-free free-cutting copper alloys*. 2002, Google Patents.
 25. Derek E. Tyler, O.C., and William T. Black, *Metals Handbook, Vol. 2 - Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*
- 1990, ASM International Handbook Committee.
26. ASAE. *Cádmio 9 - Efeitos para a saúde humana*. 2008 [cited 2018 26/11].
 27. Oliveira, J.L.d., et al., *Lithium nephrotoxicity*. Revista da Associação Médica Brasileira, 2010. **56**(5): p. 600-606.
 28. Meotti, F.C. and C.W. Nogueira, *Ações biológicas de compostos de selênio e telúrio: efeitos tóxicos sobre o sistema nervoso central*. Ciência e Natura, 2003. **25**(25): p. 163-188.
 29. Galván-Arzate, S. and A. Santamaría, *Thallium toxicity*. Toxicology letters, 1998. **99**(1): p. 1-13.
 30. Taylor, A., *Biochemistry of tellurium*. Biological Trace Element Research, 1996. **55**(3): p. 231-239.
 31. Corporation, M.S. https://www.msmelt.com/serp_straits.htm. 2018 [cited 2018 22/11/2018].
 32. Boundy, T. and P. Taylor. *Towards Commercialization of Indium Recovery from Waste Liquid Crystal Display Screens*. 2018. Cham: Springer International Publishing.
 33. Sadayappan, M., et al., *Grain refinement of permanent mold cast copper base alloys*. 2005, Copper Development Association (US).
 34. Vilarinho, C., et al., *Influence of the chemical composition on the machinability of brasses*. Journal of Materials Processing Technology, 2005. **170**(1-2): p. 441-447.
 35. Barbosa, C., *História do Cobre*.
 36. Mateso, V., *Análise da solidificação para o projeto de molde e a relação com as propriedades mecânicas na fundição da liga de latão 60/40*. 2006.
 37. Vilarinho, C., F. Castro, and D. Soares, *Influence of chemical composition and volume fraction of phases on the dezincification resistance of brasses*. 2001.
 38. Hiroaki Okamoto, M.E.S., Erik M. Mueller, *ASM Handbook: Alloy Phase Diagrams Volume 3*. 1992: ASM INTERNATIONAL
 39. Vilarinho, C., D. Soares, and F. Castro, *Contribution to the knowledge of the Cu-Sn-Zn system for compositions close to brass alloys*. Journal of alloys and compounds, 2004. **379**(1-2): p. 161-165.
 40. Mahmoudi, J. and H. Fredriksson, *Thermal analysis of copper-tin alloys during rapid solidification*. Journal of materials science, 2000. **35**(19): p. 4977-4987.

41. Han, Q. and H. Xu, *Fluidity of alloys under high pressure die casting conditions*. Scripta Materialia, 2005. **53**(1): p. 7-10.
42. Norma ISO 6507-1, in *Metallic materials -- Vickers hardness test -- Part 1: Test method*. 2018.
43. Norma ISO 6892-1, in *Metallic materials - Tensile testing - Part 1: Method of test at room temperature*. 2016.
44. Norma ISO 4287-1, in *Surface roughness - Terminology - Part 1: Surface and its parameters*. 1984.
45. Norma ISO 6509-1, in *Corrosion of metals and alloys - Determination of dezincification resistance of copper alloys with zinc - Part 1: Test method*. 2014.
46. Atsumi, H., et al. *Microstructure and Mechanical Properties of High Strength Brass Alloy with Some Elements*. in *Materials Science Forum*. 2010. Trans Tech Publ.
47. Davies, D., *A note on the dezincification of brass and the inhibiting effect of elemental additions*. New York: Copper Development Association Inc, 1993: p. 1-9.
48. Padilha, A.F., *Microestrutura e Propriedades*. São Paulo: Hemus, 1997.

Anexos

Anexo 1



Asturiana de Zinc, S.A.U.
UNA COMPAÑÍA GLENCORE

Apartado 178
33400 - AVILES (Asturias)
España

CERTIFICADO DE CALIDAD Y LISTA DE EMBALAJE

QUALITY CERTIFICATE AND PACKING LIST

Certificado de Inspección tipo 3.1 según EN 10 204

Nº: 10.522 / 18

Cliente / Client: **ASBW Metals & Metals, S.A.**
Orden suministro / Purchase order: **1180004232**
Nº de pedido / Order Nº: **Oct/Nov 2018 Quota** Material / material: **Zn Lingote SLAB**
Peso neto / net weight (kg): **25.189** EPF AZ3A: **37101**
Peso bruto / gross weight (kg): Norma / Standard: **UNE-EN 1179, ASTM B6, ISO 752**
Otras exigencias del cliente: **S.H.G. 99,995% Zn min.**
Nº paquetes / Bundles Nº: **26** Nº Lot-Pack / Lot Nº-Pack: **1 - 6.673**
Nº lingotes / Ingots Nº: **936** Marca / Mark:
Destino / Destination: Fecha de carga / Load date: **09/11/18**
Transporte / Transport: **CAMIÓN** Matrícula / plate number: **VI 4891**
Designación / Designation: **Electrolytic Zinc Ingots of nominal 99,995% purity in accordance with UNE-EN 1179 Grade Z1. Brand "Astuzinc Electro 99,995%" (L.M.E. registered). Spanish Origin.**

VALORES MEDIOS CALCULADOS SOBRE VALORES INDIVIDUALES DENTRO DE NORMA

Average values calculated on individual values complying with standard

COMPOSICIÓN QUÍMICA / COMPOSITION CHIMIQUE

ANÁLISIS DE IMPUREZAS % - Analysis of impurities

Fecha	Peso	H	T	S	Pb %	Cd %	Fe %	Sn %	Cu %	Al %	IMPURITIES not to exceed
03/11/2018	901	6	0	0	0,002	0,0002	0,0001	0,0001	0,0004	0,0002	0,005
03/11/2018	903	6	2	170	0,002	0,0002	0,0001	0,0001	0,0004	0,0002	0,005
03/11/2018	902	6	0	0	0,002	0,0002	0,0001	0,0001	0,0004	0,0002	0,005
03/11/2018	964	6	1	133	0,002	0,0002	0,0001	0,0001	0,0003	0,0002	0,005
03/11/2018	962	6	2	148	0,002	0,0002	0,0001	0,0001	0,0004	0,0002	0,005
03/11/2018	974	6	2	150	0,002	0,0002	0,0001	0,0001	0,0004	0,0002	0,005
03/11/2018	987	6	2	166	0,002	0,0002	0,0001	0,0001	0,0004	0,0002	0,005
03/11/2018	986	6	2	164	0,002	0,0002	0,0001	0,0001	0,0004	0,0002	0,005
03/11/2018	988	6	2	168	0,002	0,0002	0,0001	0,0001	0,0004	0,0002	0,005
03/11/2018	947	6	2	179	0,002	0,0002	0,0001	0,0001	0,0004	0,0002	0,005
03/11/2018	976	6	2	178	0,002	0,0002	0,0001	0,0001	0,0004	0,0002	0,005
03/11/2018	978	6	2	176	0,002	0,0002	0,0001	0,0001	0,0004	0,0002	0,005
03/11/2018	973	6	2	147	0,002	0,0002	0,0001	0,0001	0,0004	0,0002	0,005
03/11/2018	980	6	2	146	0,002	0,0002	0,0001	0,0001	0,0004	0,0002	0,005
03/11/2018	982	6	2	162	0,002	0,0002	0,0001	0,0001	0,0004	0,0002	0,005
03/11/2018	976	6	2	167	0,002	0,0002	0,0001	0,0001	0,0004	0,0002	0,005
03/11/2018	976	6	2	159	0,002	0,0002	0,0001	0,0001	0,0004	0,0002	0,005
03/11/2018	972	6	2	161	0,002	0,0002	0,0001	0,0001	0,0004	0,0002	0,005
03/11/2018	969	6	2	165	0,002	0,0002	0,0001	0,0001	0,0004	0,0002	0,005
03/11/2018	975	6	2	163	0,002	0,0002	0,0001	0,0001	0,0004	0,0002	0,005
03/11/2018	962	6	2	167	0,002	0,0002	0,0001	0,0001	0,0004	0,0002	0,005
03/11/2018	979	6	2	172	0,002	0,0002	0,0001	0,0001	0,0004	0,0002	0,005
03/11/2018	966	6	2	171	0,002	0,0002	0,0001	0,0001	0,0004	0,0002	0,005
03/11/2018	963	6	2	169	0,002	0,0002	0,0001	0,0001	0,0004	0,0002	0,005
03/11/2018	972	6	2	142	0,002	0,0002	0,0001	0,0001	0,0004	0,0002	0,005
03/11/2018	977	6	2	140	0,002	0,0002	0,0001	0,0001	0,0004	0,0002	0,005

SAN JUAN DE NIEVA, 09 de Noviembre de 2018

RESPONSABLE



[Handwritten signature]

Fig. 1.1 - Certificado de análise do Zn puro



Malaysia Smelting Corporation Berhad

CERTIFICATE OF ACTUAL ANALYSIS

This is to certify that MSC STRAITS REFINED TIN (99.85% Sn.Min.) as undemoted was delivered and signed for as being in good order and condition ex our Smelting Works in Butterworth, Penang, Malaysia.

To : TO ORDER
On : 23RD. APRIL 2018
Per : MSC KERRY V.HF#16R / MAERSK ESSEX V.816W
For shipment to : VIGO, SPAIN
Brand : MSC
Container / Seal No. : MEDU 3801768 - FJ 92627668

Lot No.	N 755
Sn	99.871 %
As	0.019 %
Pb	0.044 %
Bi	0.018 %
Cu	0.029 %
Sb	0.006 %
Fe	0.007 %
Ni	0.004 %
Co	0.001 %
Ag	0.000 %
Zn	< 0.0005 %
Cd	< 0.0005 %
Al	< 0.0005 %

This result of the actual analysis provided above is obtained from MSC'S laboratory. It is provided as a guidance for buyers and consumers only and does not constitute as a guarantee by MSC for the individual elements stated. Nevertheless, we also certify that the Company's brand of Straits Refined Tin is of good merchantable quality and that the production batch from which the tin has been drawn, has a tin content of not less than 99.85% and conforms to the ASTM Grade A specification B339-00 (Reapproved 2010) and the British Specification BS EN510:1996.

MALAYSIA SMELTING CORPORATION BERHAD

Authorized Signature

*Smelting weight is approximately 1 kg per bundle

SI 25834 (A/R METALS)

Malaysia Smelting Corporation Berhad (100%)
GST No.: 000557864072
27, Jalan Perak, 12000 Butterworth, P. O. Box 2, 12700 Butterworth, Penang, Malaysia.
Tel: (+604) 3330 505 Fax: (+604) 3317 455 (General), 332 9489 (Executive)
E-mail: msco@msmcl.com



Fig. 1.2 - Certificado de análise do Sn puro

Tabela 1.1 - Composição química do cabo de Al

MP Aluminio

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
	%	%	%	%	%	%	%	%
Ø (2)	0.0596	0.302	0.0476	0.0037	0.00016	< 0.00010	0.0757	0.0015

	B	Ni	Pb	Sn	Co	Be	Zr	Bi
	%	%	%	%	%	%	%	%
Ø (2)	0.0038	0.0039	0.0069	< 0.00050	0.0031	0.00008	0.0014	< 0.00010

	Cd	Ag	Al					
	%	%	%					
Ø (2)	0.00068	0.0013	99.5					

Copper-Boron 2% CuB₂

Application

The use of Copper-Boron 2% master alloy is an excellent method to improve the quality of copper alloys and brasses. Boron is an effective deoxidiser for copper without the harmful effect of reducing the electrical conductivity. The element is also much more effective than other deoxidisers such as phosphorus, lithium or magnesium, therefore less boron is required per kg of oxygen to achieve the same deoxidation effect. In copper alloys, boron also retards grain growth during heating. In addition, boron facilitates pouring and filling operations. In brasses, boron acts as a strong grain refiner. It reacts with a number of elements present in the melt and the products formed are often insoluble compounds dispersed as fine particles through the melt which act as nucleants. Boron increases the mechanical properties and improves the internal soundness of brass castings.

Deoxidant	Kgs required per kg oxygen	Ratio
Boron	0.45	1.0
Phosphorus	0.77	1.7
Lithium	0.86	1.9
Magnesium	1.52	3.4
Calcium	2.50	5.6
Zirconium	2.85	6.3

Product description

CuB₂ is available in waffle plates of approximately 10 – 14 kg unit weight. The ingots are stacked on wooden pallets. The alloy is also available in cut waffle plate and in 150 – 250 gram pieces packed in pallet boxes or steel drums. Each pallet, box or drum carries a label showing the batch number and nominal alloy composition.

Physical properties

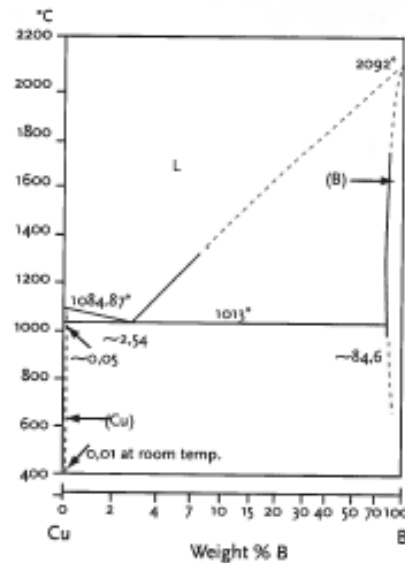
The CuB₂ master alloy has a melting point of 1025 °C, its density is approximately 8.4 g/cm³.

Recommended addition practice

- Remove all dross from the bath surface.
- Add the master alloy to the bath at normal operating temperatures.
- Stir the bath well to ensure complete and homogeneous dissolution.

Storage

The alloy must be stored in a dry area to avoid excessive oxidation.



Composition (weight%)

Master alloy	B	Cu	Fe max.	Al max.	Si max.	Pb max.	Sn max.	Cu + B
CuB ₂	1.5 - 2.1	balance	0.10	0.10	0.15	0.02	0.03	>99.70

Other composition, form and packaging upon request.

A Material Safety Data Sheet is available.



For further information please contact:

KBM AFFILIPS B.V.

P.O. Box 799, 5340 AT Oss, The Netherlands

Tel: (31) 412 681311

Fax: (31) 412 635594

E-mail: info@kbmaffilips.com Website: www.kbmaffilips.com

Company affiliated with ROBA METALS Ltd. UK. Tel: (44) 1789 765233

KBM AFFILIPS is a wholly owned subsidiary of ROBA Holding B.V.

- subject to change without notification -



Copyright © KBM AFFILIPS B.V. The Netherlands. Designing

Fig. 1.3 - Certificado de análise da liga de adição CuB₂

Copper-Arsenic 30% CuAs₃₀

Application

The Copper-Arsenic 30% master alloy has its application both in the ferrous and in the non-ferrous industry. Arsenic is added in low concentrations to improve the general corrosion resistance of aluminium bronzes, while small additions to brasses inhibit dezincification under certain corrosive conditions.

Storage

The alloy must be stored under dry conditions in a well ventilated area and must be kept away from heat sources and naked flames.

Safety

WARNING: due to its high As content, care must be taken in handling the alloy. The dust, vapour or fumes of arsenic are toxic and may cause irritation of the skin and may damage the respiratory system if precautions are not properly observed. During handling, protective clothing, gloves and a respiratory device must be worn.

Product description

CuAs₃₀ is available in the form of broken waffle plates. The random shaped pieces are packed in steel drums placed on wooden pallets. Each drum carries a label showing the batch number and nominal alloy composition.

Environmental protection

KBM AFFILIPS wish to draw your attention to the fact that our Copper-Arsenic master alloy is produced in an environmentally sound manner. Our specialised plant is dedicated to the production of this type of alloy. During manufacturing the production area is completely sealed off from the environment.

Physical properties

The CuAs₃₀ master alloy has a melting point of 830 °C, its density is approximately 7.5 g/cm³. Metallic arsenic sublimates under atmospheric pressure at 615 °C.

Recommended addition practice

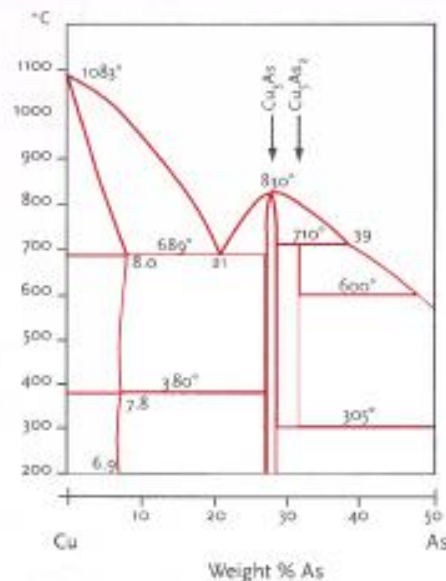
- Remove all dross from the bath surface.
- Add the master alloy to the bath at normal operating temperatures.
- Stir the bath well to ensure complete and homogeneous dissolution.

Composition (weight %)

Master alloy	As	Cu	Fe max.	Mn max.	Ni max.	Zn max.	Si max.	Pb max.	Sb max.	Other each max.
CuAs ₃₀	28.0 - 32.0	Balance	0.20	0.20	0.20	0.20	0.40	0.10	0.05	0.05

Other composition, form and packaging upon request.

A Material Safety Data Sheet is available.



For further information please contact:

KBM AFFILIPS B.V.

P.O. Box 299, 5340 AT Oss, The Netherlands

Tel: (31) 412 680311

Fax: (31) 412 685594

E-mail: info@kbmaffilips.com Website: www.kbmaffilips.com

Company affiliated with ROBA METALS Ltd. UK. Tel.: (44) 1780 763211

KBM AFFILIPS is a wholly owned subsidiary of ROBA Holding B.V.

© 2008 ROBA Holding B.V. All rights reserved.



Copyright © 2008 KBM AFFILIPS B.V. All rights reserved.

Fig. 1.4 - Certificado de análise da liga de adição CuAs₃₀

Anexo 2

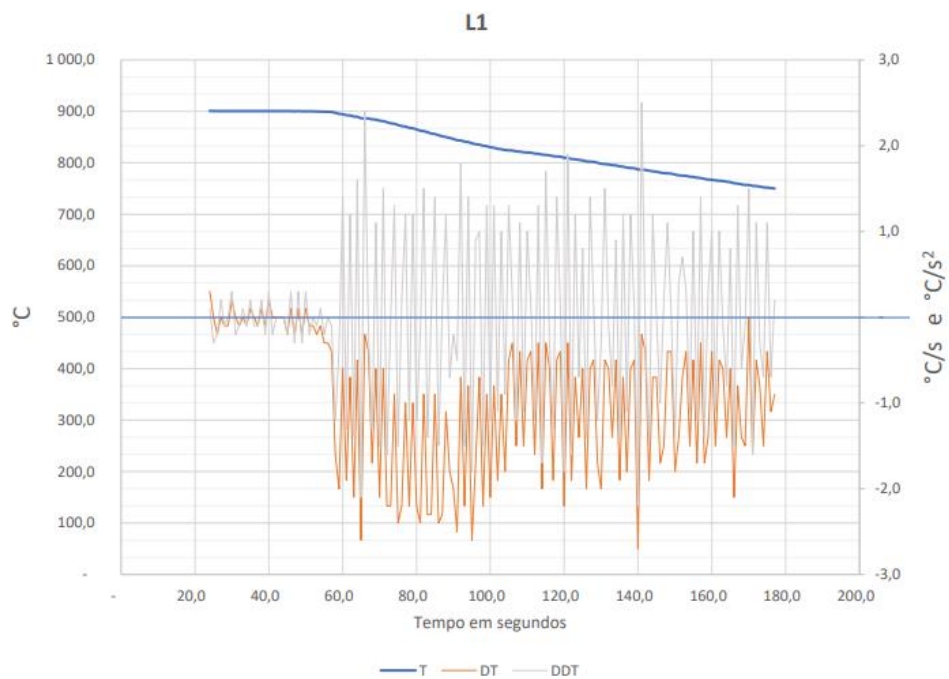


Fig. 2.115 - Curva de arrefecimento e respetivas derivadas da Liga 1

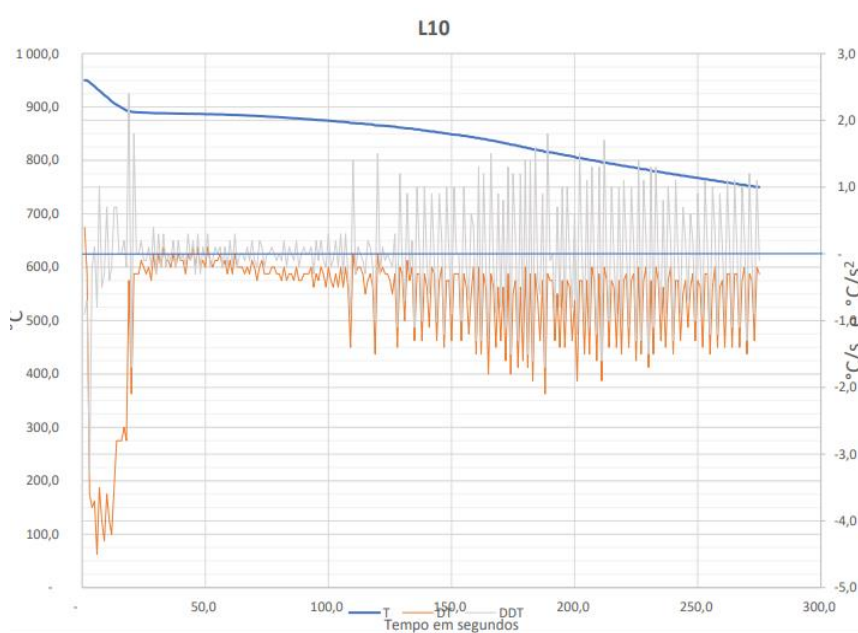


Fig. 2.2 - Curva de arrefecimento e respetivas derivadas da Liga 10

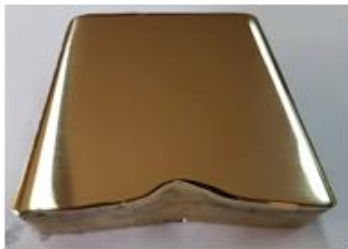
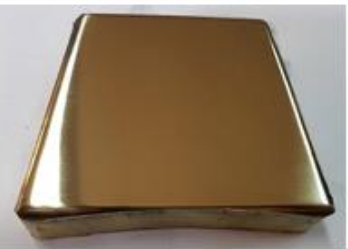
Anexo 3

Tabela 3.1 - Imagens das amostras obtidas nos ensaios de fluidez

	Liga 1	Liga 2	Liga 3
Imagem da amostra			
	Liga 4	Liga 5	Liga 6
Imagem da amostra			
	Liga 7	Liga 8	
Imagem da amostra			
	Liga 9	Liga 10	
Imagem da amostra			

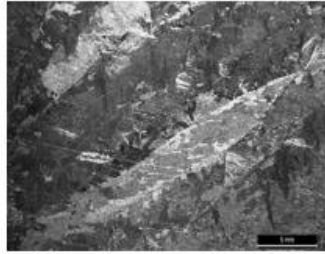
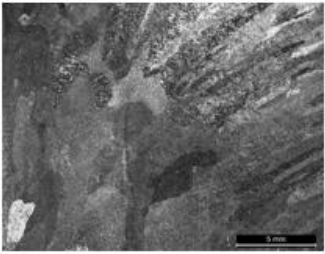
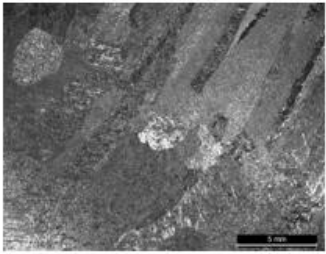
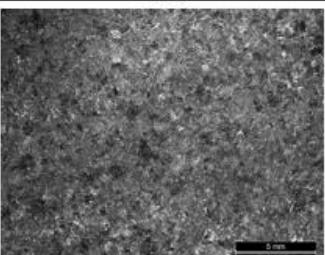
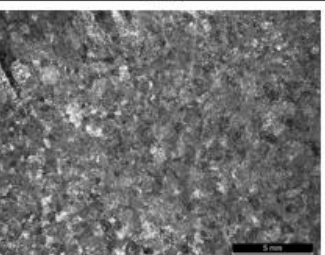
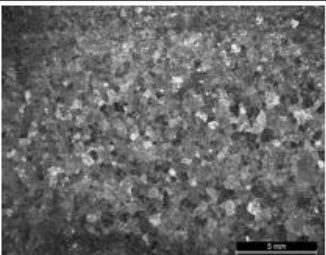
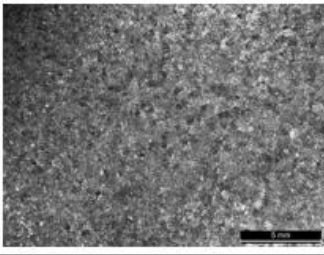
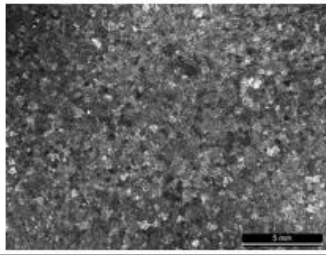
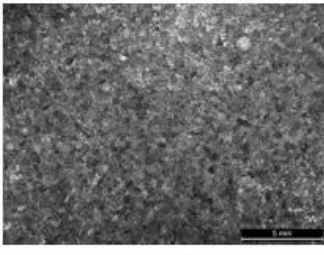
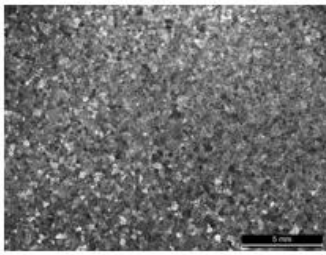
Anexo 4

Tabela 4.1 - Imagens das superfícies das amostras, representativas de cada uma das ligas estudadas, após polimento industrial

Liga 1	Liga 2	Liga 3
		
Liga 4	Liga 5	Liga 6
		
Liga 7	Liga 8	
		
Liga 9	Liga 10	
		

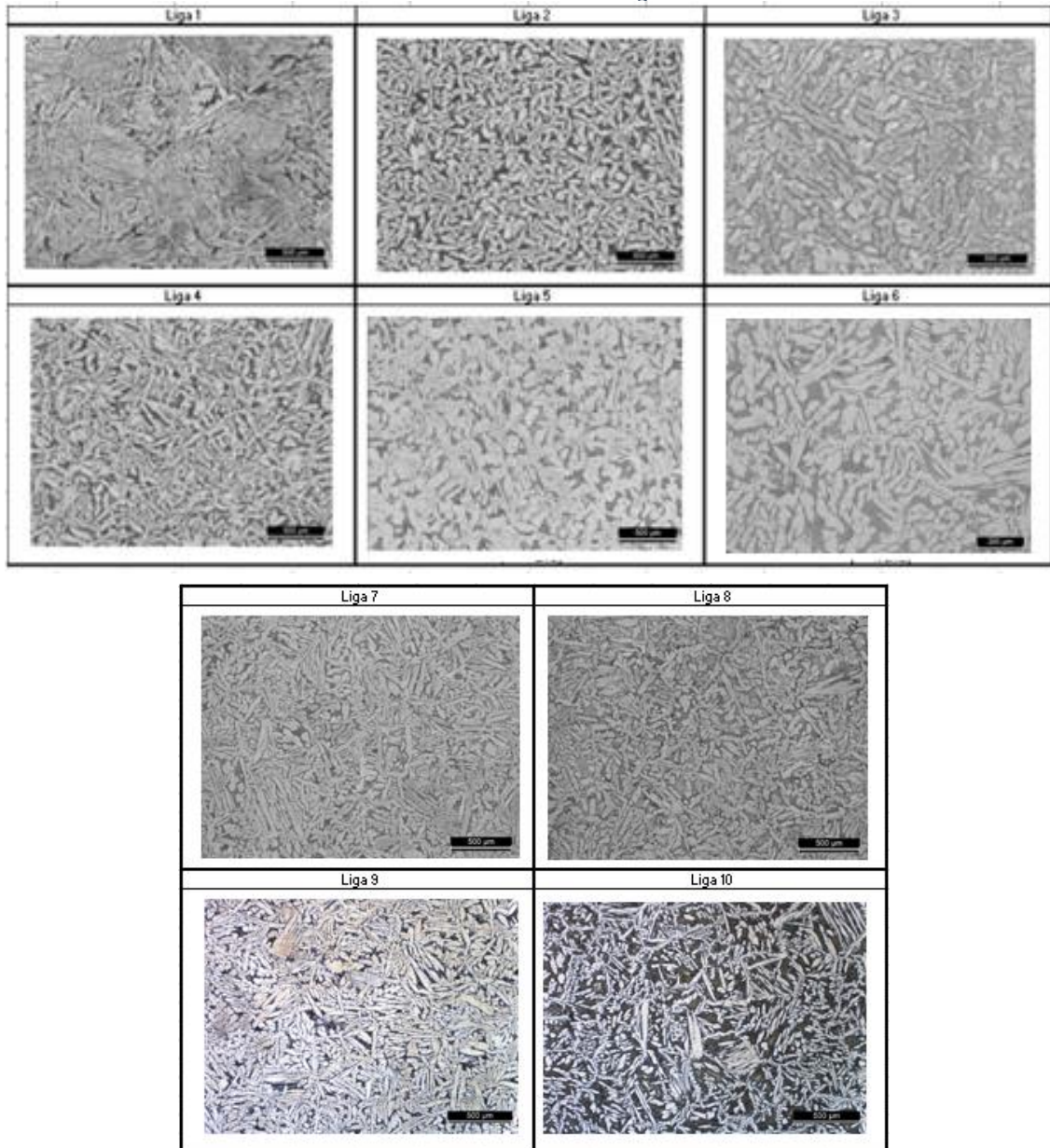
Anexo 5

Tabela 5.1 - Imagens das macroestruturas das ligas estudadas

I m a g e n s m a c r o e s t r u t u r a	Liga 1	Liga 2	Liga 3
			
	Liga 4	Liga 5	Liga 6
			
	Liga 7	Liga 8	
			
I m a g e n s m a c r o e s t r u t u r a	Liga 9	Liga 10	
			

Anexo 6

Tabela 6.1 - Microestruturas das ligas estudadas



Anexo 7

Tabela 7.1 - Dimensões dos provetes usados nos ensaios de tração

	Diametro Útil (mm)	Área útil do provete (mm ²)
Liga 1	10,04	79,13
Liga 2	10,05	79,29
Liga 3	10,05	79,29
Liga 4	10	78,50
Liga 5	10,05	79,29
Liga 6	10,04	79,13
Liga 7	10,03	78,97
Liga 8	10,05	79,29
Liga 9	10,02	78,81
Liga 10	10,04	79,13

$$Area\ útil = \pi \left(\frac{Diâmetro\ útil}{2} \right)^2 \quad (2)$$

$$Resistência\ máxima\ à\ tração = \frac{Força\ de\ rotura}{Área\ útil} \quad (3)$$

$$Alongamento\ (\%) = \left(\frac{Extensão\ após\ rotura}{Comprimento\ útil} \right) * 100 \quad (4)$$

As equações apresentadas acima foram observadas em [48].

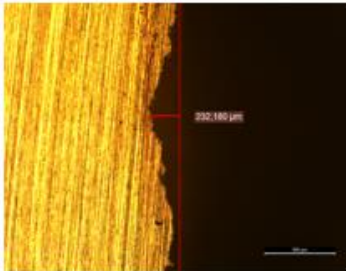
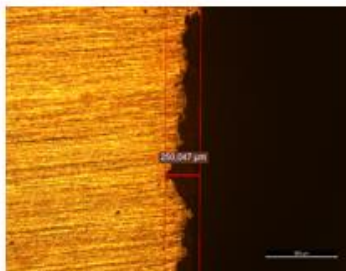
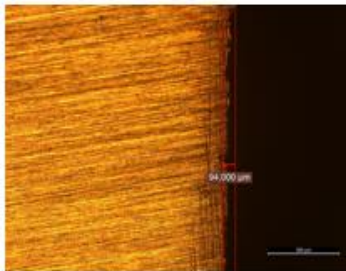
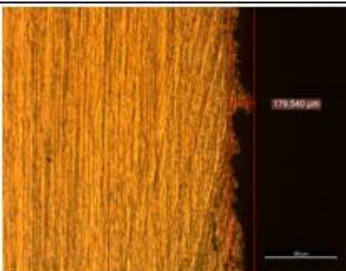
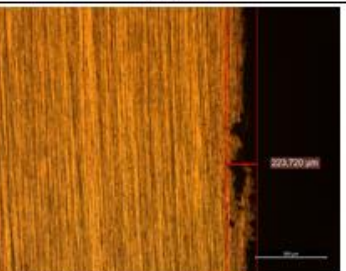
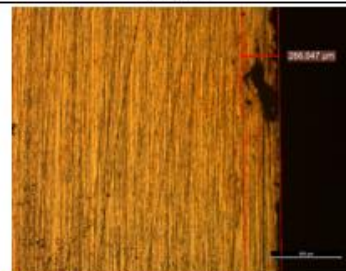
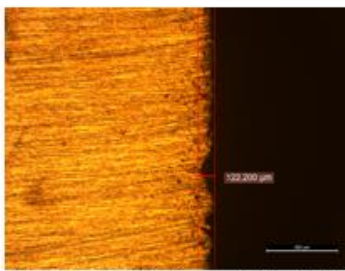
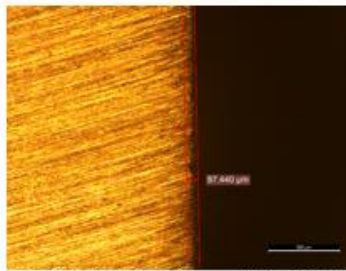
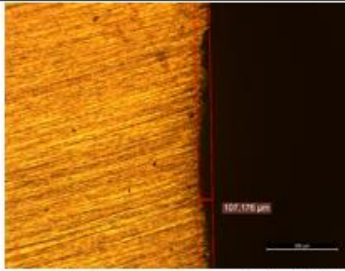
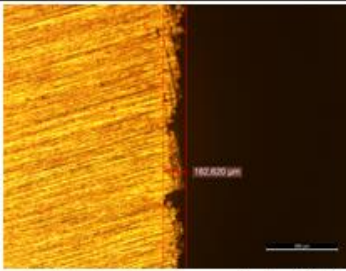
Anexo 8

O procedimento utilizado para os ensaios de deszincificação é o seguinte:

1. Na amostra, marcar a área a cortar na secção transversal - dimensões de 11 mm x 11 mm;
2. Cortar as amostras;
3. Ajustar a área para 100 mm² (10 mm x 10 mm) com lixa de grão de SiC de 80 mesh;
4. Colocar as amostras nas resinas (50 ml de resina para 10 ml de endurecedor; agitar bem até se obter baixa viscosidade, vazar para as formas que contêm as amostras, com a identificação voltada para cima; a camada de resina deverá ultrapassar, em pelo menos 15 mm, o topo da amostra metálica;
5. Cura das resinas durante 6 a 8 h, à temperatura ambiente;
6. Desmoldar as amostras;
7. Desbastar a superfície metálica, de forma sequencial, com lixas de grão de SiC de 80, 250 e 500 mesh;
8. Ligar a estufa e estabilizar a temperatura nos $75 \pm 3^{\circ}\text{C}$;
9. Colocar as amostras num gobelé de boca larga de 300 a 500 ml;
10. Preparar a solução de cloreto de Cu dihidratado (solução recente) - 12,7 g de cloreto de Cu dihidratado para 1 lt de água (medida com proveta);
11. Medir 250 ml (proveta) de solução de cloreto de Cu dihidratado (solução recente) e colocá-la no gobelé onde se encontra a amostra;
12. Colocar os gobelés na estufa. As amostras permanecerão no seu interior durante 24h;
13. Retirar as amostras da estufa e, logo a seguir, da solução (com uma tenaz ou colher de plástico), e passá-las por água;
14. Desbastar as amostras segundo a secção longitudinal, até aparecer a zona metálica, com lixa de grão de SiC de 80 mesh;
15. Desbastar a amostra, de forma sequencial, com lixas de grão de SiC de 80, 250, 500, 1200 e 4000 mesh, e, finalmente, proceder ao seu acabamento com pasta de diamante de 3 μm ;
16. Efetuar a leitura, em microscópio ótico, através do software Leica;

17. Registrar a leitura.

Tabela 8.1 - Resultados dos ensaios de deszincificação

	Liga 1	Liga 2	Liga 3
Imagem do ensaio (objetiva 10x)			
	Profundidade máxima de corrosão (µm): 232,18	Profundidade máxima de corrosão (µm): 250,05	Profundidade máxima de corrosão (µm): 94
	Liga 4	Liga 5	Liga 6
Imagem do ensaio (objetiva 10x)			
	Profundidade máxima de corrosão (µm): 179,54	Profundidade máxima de corrosão (µm): 233,72	Profundidade máxima de corrosão (µm): 266,07
	Liga 7	Liga 8	
Imagem do ensaio (objetiva 10x)			
	Profundidade máxima de corrosão (µm): 122,2	Profundidade máxima de corrosão (µm): 87,44	
	Liga 9	Liga 10	
Imagem do ensaio (objetiva 10x)			
	Profundidade máxima de corrosão (µm): 107,18	Profundidade máxima de corrosão (µm): 162,62	