



Universidade do Porto

FEUP Faculdade de
Engenharia

Departamento de Engenharia
Metalúrgica e de Materiais

DEMM

Microfundição por Modelo Perdido

Produção de Microcomponentes na Liga CoCrMo

Dissertação

Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Realizado por:

Ana Catarina Ferreira da Silva

Orientado por:

Prof. Laura M. M. Ribeiro

Julho de 2011

<i>CANDIDATO</i>	Ana Catarina Ferreira da Silva	<i>Código</i>	060508014
<i>TÍTULO</i>	Microfundição por modelo perdido. Produção de microcomponentes na liga CoCrMo		
<i>DATA</i>	22 de Julho de 2011		
<i>LOCAL</i>	Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto - Sala F103- 14h30		
<i>JÚRI</i>	<i>Presidente</i>	Professor Doutor Manuel Fernando Gonçalves Vieira	DEMM/FEUP
	<i>Arguente</i>	Professor Doutor António Alberto Caetano Monteiro	DEM/EEUM
	<i>Orientador</i>	Professora Doutora Laura Maria Melo Ribeiro	DEMM/FEUP

Resumo

Nos últimos tempos o interesse em microcomponentes ou componentes com detalhes micrométricos tem aumentado significativamente no entanto, a produção destes acarreta diversos desafios, exigindo o desenvolvimento de técnicas de produção apropriadas. A microfundição por modelo perdido mostra-se capaz de satisfazer as exigências que este tipo de componente acarreta.

Esta dissertação visa a replicação de componentes de pequenas dimensões em CoCrMo recorrendo à técnica de microfundição por modelo perdido. Esta técnica possui diversas variáveis com elevada influência nas características finais dos componentes, exigindo um rigor elevado no seu controlo. Recorreu-se a técnicas de análise da superfície, análise microestrutural e de propriedades mecânicas para a avaliação dos componentes obtidos e da influência de algumas variáveis do processo de fabrico, com o objectivo de definir e ultrapassar problemas que surgem na replicação de componentes pela técnica em questão.

A replicação dos componentes seleccionados foi alcançada mas, estes possuem uma elevada quantidade de defeitos. Existindo a necessidade de realizar diversas melhorias ao nível do processo. Na análise da microestrutura observou-se a típica microestrutura dendrítica, muito fina, com dendrites ricas em cobalto, carbonetos com diferentes composições, um constituinte lamelar e inclusões de óxido de silício e alumínio. O constituinte lamelar, precipita especialmente nas fronteiras de grão, aumentando a sua precipitação com velocidades de arrefecimento baixas. Este é constituído essencialmente por carbonetos, ricos em cobalto, dispersos numa fase rica em cobalto e, apresenta valores de dureza superiores às restantes fases analisadas.

Para a replicação de componentes com dimensões consideravelmente inferiores às obtidas neste trabalho, existem ainda inúmeros obstáculos a ultrapassar.

Palavras-chave: Microfundição por Modelo Perdido, liga de CoCrMo, Microtecnologia

Abstract

In last times the interest in micro components or components with micro details has raised significantly however, the production these create several challenges, requiring the developing of appropriate techniques production. The investment casting shows itself capable of meet the requiring that this type of component require.

This dissertation aims the replication of components of small dimensions in CoCrMo, using the technique of investment casting. This technique has several variables with high influence at the final components characteristics, requiring a high accuracy in its control. Was used surface, microstructural and mechanical properties analysis techniques for evaluation of components obtained and the influence of some variables of the fabrication process, with objective defining and overcome problems that arise in the replication of components by the technique in question.

The replication of components selected has been reached but, these have a high quantity of defects. There the need of make several improvements to the process. In the analysis of the microstructure was observed the typical dendritic microstructure, very thin, with cobalt dendrites, carbides with different compositions, a lamellar constituent and inclusions of silicon oxide and aluminum. The lamellar constituent precipitates especially in grain boundaries, increasing its precipitation with low cooling rates. This consists essentially of carbides, rich in cobalt, dispersed in a cobalt phase and presents hardness values higher than the other phases examined.

For replication of components with dimensional considerably lower than those obtained in this work, there are still many hurdles to overcome.

Key words: Investment casting, CoCrMo alloys, Microtechnology

Agradecimentos

Gostava de agradecer, à minha orientadora, Professora Doutora Laura Ribeiro, pela oportunidade que me deu para alargar o meu conhecimento no ramo da fundição.

À Professora Doutora Filomena Viana pelo apoio, paciência e dedicação na resolução de problemas que emergiram durante a execução experimental desta dissertação.

Queria agradecer também ao Professor Doutor Ramiro Martins do Departamento de Engenharia Mecânica, pelo acompanhamento na execução dos ensaios de rugosidade.

Desejava manifestar a minha gratidão ao Professor Doutor Henrique Santos e ao Professor Doutor Manuel Vieira pelo interesse e confiança que depositaram na minha pessoa nesta última jornada a nível académico.

Desejo agradecer também à Eng.^a Cláudia Lopes pelo auxílio na operação de equipamentos e pela prontidão no fornecimento de ferramentas e acessórios imprescindíveis, assim como pela paciência e simpatia que teve para comigo durante este tempo de trabalho.

Dois pessoas importantes são o Senhor Ramiro Soares, pela amabilidade e prontidão no auxílio e resolução de problemas e de quaisquer necessidades que tivesse e a Dona Amélia pela simpatia, conforto e cuidado.

Gostaria também de agradecer ao Professor Doutor Silva Ribeiro, pela cooperação na realização deste trabalho, especialmente a nível de softwares de simulação e ao amparo, acompanhamento, disponibilidade e estima para comigo durante o decorrer de todo o curso.

Devo um agradecimento especial aos colegas de trabalho que me auxiliaram na realização deste trabalho, nomeadamente, Eng.º Tiago Santos, Eng.º Rúben Santos, Eng.º Tito Garrido e especialmente ao Eng.º Bruno Fragoso pelas valiosas sugestões, paciência, auxílio, orientação e disponibilidade demonstrado no esclarecimento de dúvidas e cuja companhia me enriqueceu como futura engenheira e pessoa.

Quero agradecer às minhas amigas de longa data, pois sem o seu precioso apoio não teria alcançado a minha ambição, nomeadamente, Cátia Teixeira, Ana Ferreira e especialmente à Ana Vieira, por ser o meu verdadeiro amparo, sobretudo nas horas mais difíceis.

E claro, às minhas amigas e companheiras de curso, Rita Claro, Sofia Silva e à Ana Dias, pela compreensão, apoio e amparo nas ocasiões de maior dificuldade e pelos momentos

bem passados durante estes cinco anos. Assim como a todos os meus companheiros de curso e amigos.

À família, em especial à minha tia, Filomena Ferreira e, irmã, Maria Silva. Sinto-me grata pelo apoio e por nunca duvidarem da minha capacidade de lutar.

Ao meu namorado, João Magalhães, que esteve sempre ao meu lado, mesmo nos piores momentos da minha vida, que me apoia, ama e aceita, devendo-lhe parte do sucesso nesta etapa da minha vida. E, aos pais, Francisco Magalhães e Idalina Ribeiro, que me trataram como uma filha e a quem estou bastante grata.

Por fim, dedico este trabalho à pessoa mais importante, à minha mãe, que embora já não se encontre entre nós devo à sua memória o exemplo de persistência e coragem para nunca desistir e lutar pelas minhas convicções.

Índice

1. Introdução	1
1.1. Objectivos e Motivação	1
1.2. Estrutura da Dissertação	2
2. Microfundição por Modelo Perdido.....	3
2.1. Etapas do Processo.....	4
2.2. Defeitos mais Frequentes.....	7
3. Ligas de CoCrMo.....	13
3.1. Microestrutura	13
4. Procedimento Experimental.....	16
4.1. Elaboração de Componentes em CoCrMo por Microfundição por Modelo Perdido	16
4.2. Análise dos Componentes Obtidos.....	23
5. Apresentação e Discussão dos Resultados Experimentais.....	27
5.1. Análise Visual.....	27
5.2. Ensaios de Rugosidade	37
5.3. Análise Metalográfica.....	38
5.4. Dureza e Tracção	48
6. Conclusões e Propostas de Trabalho Futuro	51
6.1. Propostas de Trabalho Futuro.....	52
Referências Bibliográficas	53
Anexos A – Registo da Inspeção Visual	57

Lista de Figuras

Figura 1 – Principais etapas do processo de microfundição [3].....	4
Figura 2 – Ciclo térmico recomendado pelo fornecedor para um cerâmico à base de gesso (Eurovest da SRS) [17].	6
Figura 3 - Rebarba formada devido à fractura da moldação cerâmica [18].....	7
Figura 4 – Defeito “marcas de água” em peças de joalheria [14].....	8
Figura 5 – Superfície granulosa numa peça de joalheria [14].....	9
Figura 6 - Enchimento incompleto e a influência do sistema de gitagem [16].....	9
Figura 7 – Rechupes com forma dendrítica [16, 19].....	10
Figura 8 – Exemplo de um sistema de gitagem utilizado no fabrico de coroas dentárias [18].	10
Figura 9 – Porosidade gasosa superficial observada em microscopia óptica [16].....	11
Figura 10 – Neste caso a porosidade é superficial e interna [16].....	11
Figura 11 – Inclusão de sílica. Pode ter origem no refractário do cadinho [14].....	12
Figura 12 – Inclusão constituída por óxido de níquel ou silicato, o que indicia a origem na escória [14].....	12
Figura 13 – Rede de inclusões de óxidos observada em microscopia óptica [18].....	12
Figura 14 – Microestrutura de uma liga de CoCrMo (ASTM F75) em bruto de fundição. Os carbonetos (ricos em crómio e molibdénio) foram contrastados com uma solução de 4 g de permanganato de potássio, 4 g de hidróxido de sódio e 100 ml de água) e as fronteiras de grão reveladas por um ataque electrolítico usando uma solução de persulfato de amónio a 6 V [24].	13
Figura 15 – Microestrutura de uma amostra de uma liga CoCrMo vazada a 1530 °C e em moldações pré-aquecidas a 1200 °C [11].	14
Figura 16 – Microestrutura de uma amostra vazada a 1530 °C e em moldações pré-aquecidas a 1200 °C [11].	14
Figura 17 – Principais etapas da produção dos componentes.	17
Figura 18 – Desenho e imagem de um modelo fotopolimérico WIC 300.....	18
Figura 19 - Imagens de alguns modelos em <i>enduracast</i> . À esquerda: tarugos com secção quadrangular; À direita: rodas dentadas.....	18
Figura 20 – Procedimento de revestimento por mergulho do modelo do cacho em babotina de zircónia.....	19
Figura 21 - Montagem do termopar para registo da temperatura.....	20

Figura 22 – Registo da temperatura durante a secagem de uma moldação com ligante de fosfato.....	20
Figura 23 – Ciclos térmicos de sinterização recomendados pelos fornecedores dos cerâmicos <i>Bellavest® SH</i> [29] e <i>Mc-Vest Micro</i> [30].	20
Figura 24 – Queda de temperatura no transporte da moldação entre fornos.....	21
Figura 25 – Ensaio de rugosidade realizado num rugosímetro de contacto.....	23
Figura 26 – Segmentação das fases para determinação da fracção volúmica de carbonetos...	25
Figura 27 – Acessório desenvolvido para a realização dos ensaios de tracção. À direita apresenta-se um provete traccionado.	25
Figura 28 – Esquema representativo da marcação do comprimento de referência e um provete marcado.	26
Figura 29 – Cacho vazado numa moldação de gesso a 470 °C (C5).....	27
Figura 30 – Cacho vazado com temperatura em excesso numa moldação de fosfato a 858 °C (C29).....	28
Figura 31 – Rebarba em componentes obtidos em moldações de fosfato a 922 °C (C32) e a 876 °C (C24).....	28
Figura 32 – Superfícies de provetes vazados em moldações a cerca de 900 °C de fosfato (C36) e com revestimento de zircónia (C37).....	29
Figura 33 – “Bolhas metálicas” devido à porosidade da parede interna (C32 e C23).	29
Figura 34 – Poros superficiais em provetes vazados numa moldação de fosfato a 858 °C (C27).....	30
Figura 35 – Rechupes nas cabeças dos provetes (C29 e C27).	31
Figura 36 – Diferentes ataques utilizados em cachos com as mesmas condições de vazamento: temperaturas de moldação a 379 °C e vazadas aquando a abertura do óxido (C30, C35 e C38).	31
Figura 37 - Enchimento incompleto (C35).	32
Figura 38 – Impressões já existentes nos modelos que podem ser replicados para o componente metálico final. À esquerda: um modelo; À direita: um componente já replicado (C36).....	32
Figura 39 – Distorção num provete revestido por zircónia após a desmoldação (C39).....	33
Figura 40 – Deformação causada durante separação dos provetes do sistema de gitagem (C36).....	33
Figura 41 – Sujidade na superfície do modelo e provete que replicou uma partícula estranha (C24).....	34

Figura 42 - Diagrama de Pareto dos defeitos analisados.	35
Figura 43 – Defeitos e etapas/condições que podem influenciar o seu surgimento.....	36
Figura 44 – Provete replicado em CoCrMo.	37
Figura 45 - Espectro de identificação da matriz numa amostra da liga comercial.....	39
Figura 46 – Microestrutura da liga comercial. Ataque colorido com uma solução de permanganato de potássio e de hidróxido de sódio. Apresenta cerca de 3,6 % de carbonetos	40
Figura 47 – Microestrutura da liga comercial. À esquerda: Ataque electrolítico com uma solução de ácido oxálico. À direita: revelada com uma solução com de HCl, H ₂ SO ₄ e HNO ₃	40
Figura 48 – Microrechupes num provete vazado (C32).....	40
Figura 49- Imagem SEM de provete vazado com excesso de temperatura numa moldação a 858 °C (C28). Espectro da partícula escura rica em oxigénio, silício e alumínio.	41
Figura 50 – Microestrutura de provete Cacho vazado com temperatura em excesso numa moldação de gesso a 858 °C (C26). Sem qualquer ataque.	41
Figura 51 - Microestrutura de provete Cacho vazado com temperatura em excesso numa moldação de gesso a 470 °C (C5). Ataque electrolítico com ácido oxálico a 10 %.....	42
Figura 52 - Microestrutura de um provete vazado com temperatura em excesso numa moldação a 858 °C (C26). Em cima: Ataque electrolítico com uma solução de ácido oxálico a 10 %. Em baixo: Ataque colorido com uma solução de permanganato de potássio e de hidróxido de sódio.	43
Figura 53 – Pormenor da microestrutura do provete da figura 51, podendo-se observar o constituinte lamelar.	43
Figura 54 – Microestrutura de um provete vazado aquando da abertura do óxido numa moldação a 379 °C (C30). Ataque colorido com uma solução de permanganato de potássio e de hidróxido de sódio.	44
Figura 55- Constituinte lamelar presente num provete vazado com temperatura de vazamento em excesso numa moldação a 922 °C (C32).	44
Figura 56 - Espectros de identificação das fases identificadas na imagem SEM da figura 54: Z1, Z2, Z3, Z4, Z5 e Z6, respectivamente.	45
Figura 57 - Microestrutira na zona de fractura de um provete (C32). Ataque colorido com uma solução de permanganato de potássio e de hidróxido de sódio. À esquerda: imagem obtida em microscopia óptica. À direita: imagem obtida em SEM.	46
Figura 58 - Espectros de identificação das fases identificadas na imagem SEM da figura 59 da dissertação: Z7, Z8, Z9 e Z10, respectivamente.	47

Figura 59 – Identações vickers: no constituinte lamelar, na matriz e num carboneto (juntamente com a matriz)..... 48

Lista de Tabelas

Tabela 1 - Temperaturas da moldação mais próximas da realidade aquando do vazamento...	21
Tabela 2- Propriedades mecânicas da liga <i>Remanium</i> [®] GM 380+ [31].....	22
Tabela 3 - Ataques testados na preparação metalográfica.	24
Tabela 4 – Resultados experimentais dos ensaios de rugosidades.....	38
Tabela 5 – Condições de vazamento das amostras metalográficas apresentadas.	39
Tabela 6 – Resultados da análise de fracção volúmica de carbonetos.	48
Tabela 7 - Resultados dos ensaios de microdurezas nas diferentes em fases.	49
Tabela 8 - Resultados médios dos ensaios de tracção.....	50
Tabela 9 – Registo por tipo e frequência de defeito da inspecção visual dos componentes obtidos.	57

1. Introdução

Na última década, surgiu um grande interesse no desenvolvimento e aplicação de microcomponentes ou componentes com detalhes micrométricos. São usados em diversas áreas, tais como: automóvel, aeroespacial, microelectrónica, biomédica, dentária, biotecnologia, joalheria, entre outras. As microrodas dentadas, microagulhas para a estimulação selectiva de nervos e micromoldes metálicos para microinjecção constituem alguns bons exemplos de microcomponentes metálicos [1-5].

Existem diversos desafios no processamento de componentes com detalhes micrométricos, designadamente, alta precisão dimensional, tolerâncias apertadas e reduzida rugosidade. A necessidade de ultrapassar estes desafios, por um lado, e a evolução na procura deste tipo de componentes, por outro lado, suscita o desenvolvimento de diversas técnicas de produção. A microfundição por modelo perdido mostra-se capaz de satisfazer as exigências acima mencionadas. No entanto, existem diversas variáveis que influenciam muito as características dos componentes finais, exigindo um rigor elevado no seu controlo [2, 3, 6, 7].

1.1. Objectivos e Motivação

O principal objectivo deste trabalho visa a exploração da técnica de microfundição por modelo perdido na replicação de componentes de pequenas dimensões em CoCrMo.

Foram aplicadas técnicas de análise da superfície, análise microestrutural e de propriedades mecânicas para estudo dos componentes obtidos e da influência de algumas variáveis do processo de fabrico. Recorreu-se também a uma breve apreciação da qualidade dos componentes replicados com o objectivo de definir e ultrapassar problemas que surgem na replicação de microcomponentes pela técnica em questão.

A vasta complexidade deste trabalho, quer relativamente à dificuldade de replicação e análise de componentes de reduzida dimensão, como relativamente à grande exigência de rigor do próprio processo, revelou-se cativante ao desenvolvimento deste trabalho.

1.2. Estrutura da Dissertação

Para além da introdução, esta dissertação contém 5 capítulos. Nos capítulos 2 e 3 é analisado o estado da arte e são apresentadas informações de trabalhos e livros que se relevaram interessantes para o desenvolvimento desta dissertação. No capítulo 4 é exposto o procedimento experimental seguido para a replicação de componentes e para a análise dos mesmos.

No capítulo 5 é realizada a apresentação e discussão dos resultados obtidos na inspecção visual, ensaios de rugosidade, análise metalográfica em microscopia óptica e microscopia electrónica de varrimento e resultados de ensaios de microdureza e tracção.

No último capítulo é apreciada a satisfação dos objectivos estabelecidos, apresentado um resumo das conclusões retiradas do trabalho realizado, e são, também apresentadas algumas propostas de trabalho para uma possível continuação do estudo deste tema.

2. Microfundição por Modelo Perdido

A microfundição por modelo perdido, também conhecida como fundição de precisão, é um processo de fabrico de pequenos componentes com dimensões micrométricas (abaixo de 1 mm) ou componentes com detalhes micrométricos, através do vazamento de metal líquido numa moldação cerâmica microestruturada.

Este processo é vastamente aplicado em joalheria e no fabrico de próteses dentárias, alcançando-se a precisão pretendida, especialmente quando se utilizam ligas preciosas [1, 3, 8, 9].

Algumas vantagens deste processo são: *(i)* grande flexibilidade ao nível de geometria do componente, permitindo produzir componentes de pequenas dimensões muito complexos, com cavidades internas e espessuras de parede reduzidas, *(ii)* alta qualidade superficial necessitando de reduzidas operações de acabamento e *(iii)* tolerância dimensional apertada. Este processo reduz o alto custo de operações de maquinagem pois produz as peças já perto da forma final do componente [3, 9, 10, 11].

A microfundição evoluiu da técnica de fundição por cera perdida através da aplicação de operações e materiais específicos, nomeadamente o uso de modelos mais resistentes ao manuseamento que os modelos de cera tradicionalmente usados, cerâmicos especiais de granulometria fina, ligas especiais e parâmetros de vazamento específicos. Esta especificidade é necessária devido à reprodução de detalhes muito finos [1, 3, 8].

Na joalheria e no fabrico de próteses dentárias o tamanho dos componentes produzidos é da gama do milímetro, com detalhes estruturais na gama do milímetro e inferior. No entanto, com o desenvolvimento e melhoria alcançados, conseguem-se obter componentes com dimensões e detalhes estruturais micrométricos.

Refira-se que nos componentes com detalhes muito finos as operações de acabamento são apenas as estritamente necessárias atendendo às dimensões e à exactidão dimensional pretendida. Tão pouco o polimento pode ser usado para aumentar a qualidade superficial devido às dimensões reduzidas [3, 9, 10].

2.1. Etapas do Processo

A microfundição por modelo perdido consiste na replicação de modelos, produzidos em materiais poliméricos de fácil eliminação por via térmica, numa liga metálica. Na figura 1 encontra-se um esquema do processo com a sequência das diversas etapas. Os detalhes específicos de cada etapa encontram-se resumidamente descritos a seguir.

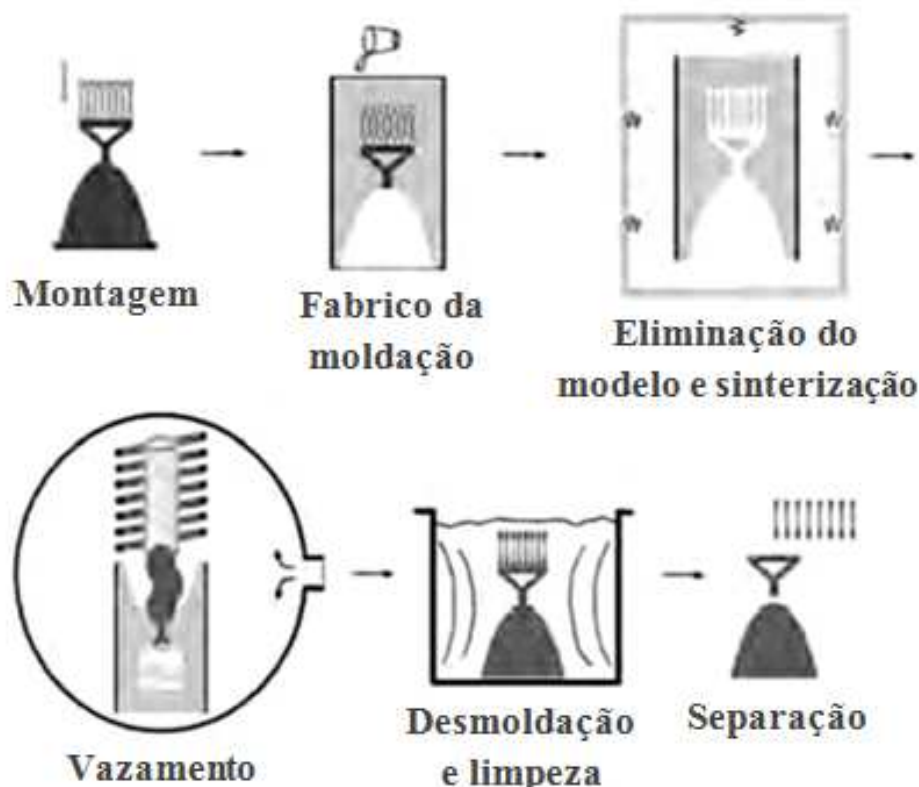


Figura 1 – Principais etapas do processo de microfundição [3].

O processo inicia-se com a preparação dos modelos, limpeza e montagem numa árvore, que contém o sistema de gaterias, denominada de cacho. Os materiais mais utilizados no fabrico dos modelos são termoplásticos, por exemplo polimetacrilato de metilo (PMMA), polioximetileno (POM), polietileno (PE), poliuretano (PU), que apresentam boa resistência mecânica [1, 2, 6, 12]. Os modelos são sobretudo obtidos por injeção em micromoldes no entanto, podem ser também produzidos por técnicas de prototipagem rápida, como é o caso da impressão 3D, o que torna possível replicar componentes de maior complexidade geométrica [2, 3, 8, 13].

Seguidamente é necessário produzir a moldação cerâmica. Esta é obtida a partir de uma pasta cerâmica vazada numa forma constituída por um anel metálico e uma base de borracha com a bacia de vazamento já definida e o cacho montado. O tempo de trabalho nesta etapa é limitado, este é normalmente utilizado para a mistura sob vácuo, vazamento da pasta na forma e vibração. A pasta cerâmica é constituída por um ligante e um material de enchimento. Os ligantes mais comuns são o gesso, o fosfato e o silicato, dependendo da liga a vazar. O material de enchimento é normalmente constituído por pós cerâmicos como o quartzo, cristobalite, óxido de alumínio, óxido de zircónia, entre outros. A mistura é realizada com adição de água e/ou sílica coloidal originando uma pasta relativamente fluída [3, 6, 14, 15, 16].

Os cerâmicos com ligante de fosfato são apropriados para o vazamento de ligas com temperatura de fusão alta (1200-1500 °C). A temperatura de aquecimento mais alta recomendada para o aquecimento de moldações à base de fosfato é 1000 °C, pois, acima desta temperatura pode ocorrer a decomposição do cerâmico deteriorando a superfície da cavidade interior da moldação. Os cerâmicos com ligantes de fosfato, possuem maior resistência que os ligados com gesso no entanto, são de difícil remoção e limpeza, sendo necessária a remoção química. Este procedimento não pode ser aplicado em ligas de bronze ao alumínio ou CoCrMo. Os cerâmicos com ligante de gesso dissolvem-se em água. Estes tipos de moldações decompõem-se perto dos 750 °C, originando óxido de cálcio e libertando dióxido de enxofre e oxigénio que danificam a cavidade interna. Este cerâmico não apresenta estabilidade térmica suficiente para o vazamento de ligas acima dos 1100 °C [3, 6, 9].

Depois da moldação cerâmica secar é sinterizada para garantir estabilidade térmica e resistência mecânica necessárias para suportar o vazamento do metal líquido. O fabrico da moldação, incluindo a sinterização, deve seguir as recomendações do fabricante do cerâmico. Na figura 2 apresenta-se o ciclo térmico, recomendado para um cerâmico com ligante de gesso onde o primeiro patamar serve para garantir a pirólise do modelo, e o segundo garante a sinterização do cerâmico. A moldação é utilizada no vazamento, depois da sinterização, à temperatura pré-estabelecida [3, 6].

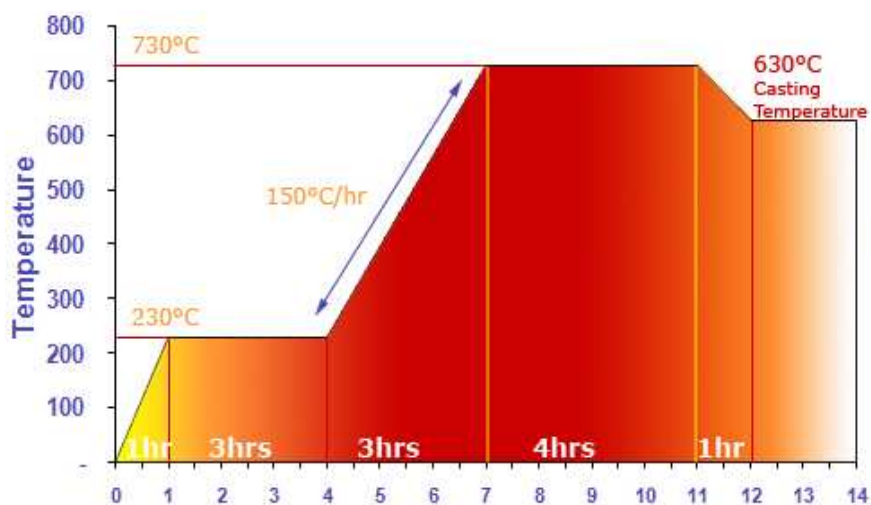


Figura 2 – Ciclo térmico recomendado pelo fornecedor para um cerâmico à base de gesso (Eurovest da SRS) [17].

O vazamento do metal pode ser realizado por centrifugação (*CC - Centrifugal Casting*) ou em vácuo (*VPC - Vacuum Pressure Casting*). O vazamento por centrifugação produz uma pressão de enchimento superior quando comparado com o vazamento sob vácuo [3, 10].

Nesta técnica é frequente o uso de ligas preciosas (como as ligas de ouro), bronze ao alumínio e ligas de alta resistência (como a liga CoCrMo). As ligas de ouro são as mais adaptadas a esta técnica, estas possuem temperatura de fusão mais baixa, situando-se entre 860 e 940 °C. Seguem-se os bronzes (1020-1040 °C) e, por fim, as ligas de CoCrMo com temperaturas de fusão mais altas (1320-1380 °C) [1, 3, 10].

Depois do vazamento, resta a desmoldação, a limpeza do cacho e finalmente a separação dos componentes do sistema de gragem [3, 8, 10].

As propriedades microestruturais, mecânicas, dimensionais e de superfície (defeitos) dos microcomponentes são influenciadas por diferentes variáveis que actuam nas várias etapas descritas anteriormente, como por exemplo, a temperatura da moldação, a pressão de enchimento, a liga a fundir e o cerâmico da moldação [1, 3, 10, 14, 16].

A bibliografia refere o aparecimento de defeitos, como porosidades, rechupes e segregações, em vazamentos com ligas de CoCrMo (a 1530 °C, em argon e moldações pré-aquecidas a 1200 °C) no fabrico de próteses ortopédicas devido a altas temperaturas de vazamento [11], isto, para demonstrar a importância das variáveis, especialmente quando se

tratam de componentes de pequenas dimensões, em que os defeitos prejudicam significativamente o seu desempenho. Este assunto será abordado no ponto seguinte [7].

2.2. Defeitos mais Frequentes

A variedade de defeitos típicos da microfundição é razoavelmente pequena. Os defeitos mais frequentes são os seguintes: “rebarba”, “marcas de água”, “inclusões de cerâmico”, “superfície granulosa”, “enchimento incompleto”, “rechupes”, “porosidade” e outras inclusões (por exemplo de óxido ou escória). A maioria destes defeitos são superficiais e em componentes na escala macro não prejudicam significativamente as propriedades mecânicas, o que não se verifica no caso de microcomponentes e de componentes destinados à aplicação no corpo humano [14, 16, 18].

A seguir são descritos defeitos frequentes nesta técnica e as prováveis origens dos mesmos.

Rebarbas

As rebarbas são lâminas finas de material com formato irregular que se formam nas extremidades dos componentes. Surgem tipicamente nas partes mais maciças e no extremo oposto da entrada do metal. Na figura 3 pode-se observar um exemplo deste defeito originado pela fractura da moldação que permitiu a penetração do metal líquido. Este tipo de fractura ocorre principalmente quando a moldação sofre velocidades de aquecimento excessivas durante a sinterização ou velocidades de enchimento demasiado altas no vazamento. Outras origens podem ser a presença de humidade no cerâmico devido a mau armazenamento, indevido manuseamento da moldação até à secagem completa da pasta cerâmica, temperatura elevada durante a sinterização e impacto [14, 16, 18].



Figura 3 - Rebarba formada devido à fractura da moldação cerâmica [18].

Marcas de Água

São visíveis marcas idênticas aos leitos de rios, particularmente nas superfícies planas. A orientação segue do topo do cacho até à base deste [14]. Na figura 4 apresenta-se um exemplo típico.

Este defeito tem origem na incorrecta preparação da moldação cerâmica. No início da solidificação da pasta cerâmica a água é utilizada pelo ligante. No entanto, se a pasta cerâmica ficar imóvel durante o processo de



Figura 4 – Defeito “marcas de água” em peças de joalharia [14].

secagem, a água e o sólido podem separar-se. Alguma da água separada pode acumular na superfície dos modelos e os vestígios deixados pela água, são reproduzidos posteriormente na peça metálica. A probabilidade deste tipo de defeito ocorrer aumenta com a quantidade de água presente e com a diminuição do tempo de vibração. Este tipo de defeito afecta essencialmente a qualidade superficial do componente [14, 16].

Inclusões Cerâmicas

As inclusões de material cerâmico encontram-se frequentemente na superfície dos componentes. Este defeito deve-se normalmente a um sistema de gitagem incorrecto. Os cantos e arestas no sistema de gitagem devem ser arredondadas e os estreitamentos de canais devem ser evitados para evitar que o fluxo de metal provoque erosão das paredes da cavidade ou a fractura das uniões dos canais de distribuição e ataques, originando o destacamento de partículas (principalmente sílica) que se tornarão inclusões do componente. Outras origens podem ser a secagem incompleta da pasta cerâmica antes do seu manuseamento, razões de mistura pó/líquido inapropriadas, ciclo térmico de sinterização incorrecto ou humidade em excesso no cerâmico por má armazenagem. A velocidade de enchimento em excesso também contribui para a ocorrência deste defeito [14, 16].

Superfícies Granulosas

Este defeito provoca uma superfície rugosa que possui a aparência de uma superfície húmida com areia (ver figura 5). Este deve-se essencialmente à falta de material cerâmico na parede da cavidade interna, devido à erosão causada pelo fluxo de metal líquido. A cavidade deixada pela libertação de partículas cerâmicas é preenchida pelo metal e replicada no componente final. As inclusões de cerâmico encontram-se frequentemente associadas, pois também se devem à erosão da cavidade moldante e fraca resistência da moldação cerâmica. A superfície granulosa é ainda devida à decomposição do cerâmico durante a sinterização, devido ao excesso de temperatura [14, 16].

Enchimento Incompleto

Neste caso a cavidade moldante não é totalmente preenchida pelo metal líquido, especialmente os detalhes finos, ou seja, a forma pretendida não é totalmente alcançada. Na figura 6 apresenta-se um caso de enchimento incompleto e a influência que o sistema de gitagem pode ter na formação deste defeito.



Figura 5 – Superfície granulosa numa peça de joalharia [14].



Figura 6 - Enchimento incompleto e a influência do sistema de gitagem [16].

Este defeito pode surgir devido a um sistema de gitagem incorrecto, temperatura de vazamento ou da moldação baixa e velocidade de enchimento incorrecta [14, 16].

O metal começa a ser arrefecido pela parede da moldação. Assim, se a temperatura da moldação ou de vazamento for muito baixa o metal pode solidificar antes do preenchimento total [16, 18].

A capacidade de enchimento aumenta com a velocidade de enchimento. No entanto, a turbulência, devido ao excesso de velocidade de enchimento e sistema de gitagem incorrecto, também pode dificultar o enchimento [7, 16].

Rechupes

A contracção em volume do metal líquido, durante a solidificação, pode dar origem a vazios, denominados rechupes. Devido à solidificação dendrítica é frequente este defeito possuir uma forma característica dendrítica (ver figura 7) [16].

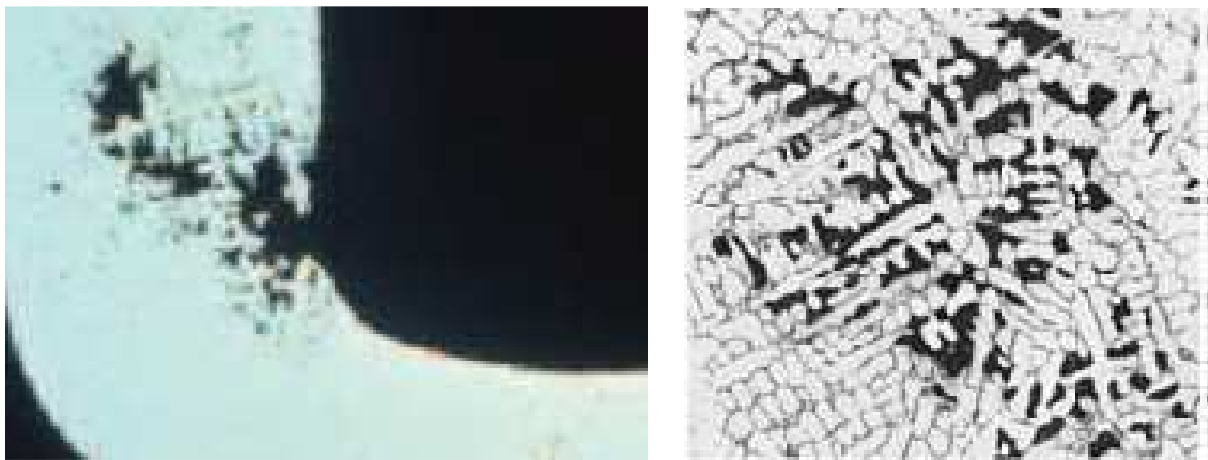


Figura 7 – Rechupes com forma dendrítica [16, 19].

Os rechupes são principalmente devidos ao sistema de gitagem e de alimentação incorrectos, tendo influência também as temperaturas de vazamento e de moldação [16, 18].

O sistema de gitagem, neste tipo de vazamento, deve garantir por si só o sistema de alimentação (ver figura 8). Deve garantir o perfeito enchimento da cavidade e, funcionar como um reservatório de metal líquido que compense a contracção volúmica da liga durante a solidificação. É inevitável a formação de rechupes, no entanto o sistema deve provocar a ocorrência deste fora do componente. Para tal, a liga deve solidificar primeiro na cavidade correspondente ao componente e depois no restante sistema. Deve-se ter em conta o ponto quente do componente, ou

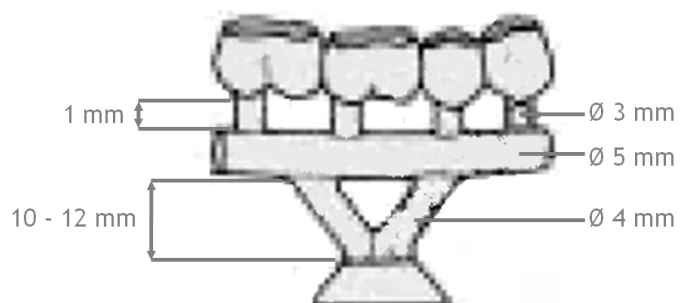


Figura 8 – Exemplo de um sistema de gitagem utilizado no fabrico de coroas dentárias [18].

seja, a secção com maior tempo de solidificação relativo. Se o ponto quente solidificar depois dos ataques, não é possível alimentar essa zona para compensar a contracção da liga, sem o auxílio de um alimentador. No entanto, neste tipo de fundição não é frequente o seu uso [16, 18, 20].

Porosidade Gasosa

Possui a aparência de uma rede de buracos de forma quase esférica, surgindo frequentemente de forma aleatória próximo na superfície. As figuras 9 e 10 apresentam alguns casos de porosidade gasosa [14, 18].

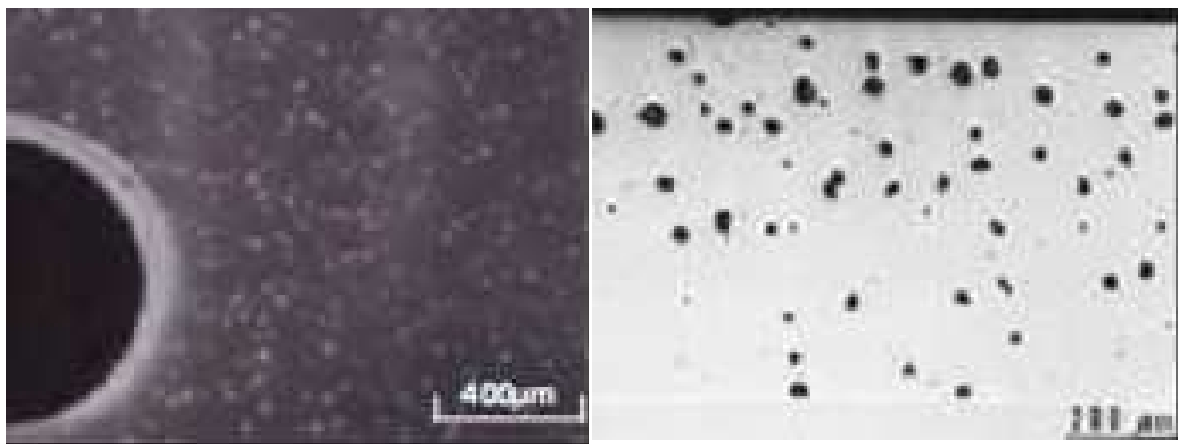


Figura 9 – Porosidade gasosa superficial observada em microscopia óptica [16].

Figura 10 – Neste caso a porosidade é superficial e interna [16].

Quando este defeito se localiza próximo da superfície indica ter origem na reacção do metal com o cerâmico da moldação ou turbulência. A reacção do metal líquido com a moldação, deve-se à elevada temperatura do metal e da moldação, que leva à decomposição do cerâmico da moldação e conseqüente libertação de gases por exemplo, o dióxido de enxofre no caso das moldações de gesso. A turbulência durante o enchimento, aprisiona o gás presente na cavidade e a falta de permeabilidade do cerâmico aos gases também contribui para os gases ficarem aprisionados na cavidade.

A porosidade pode também encontrar-se distribuída pela secção central do componente (ver figura 10), o que indica contaminação da liga. Pode ser proveniente do uso de retornos em excesso (é recomendado usar menos de 50 % de retornos) ou retornos mal limpos (resíduos de cerâmico podem reagir com o metal, levando à formação de sulfuretos, no caso de moldações de gesso).

Assim, a porosidade pode ter origem no aprisionamento de gás ou na contaminação da liga. No entanto, não é fácil distinguir a origem deste defeito [14, 16, 18].

Outras Inclusões

As inclusões, encontradas no corpo dos microcomponentes vazados, podem ser metálicas ou não metálicas. As partículas metálicas incluem normalmente segregações de refinadores da liga. As partículas não metálicas, para além das partículas cerâmicas provenientes da moldação, podem ser partículas da erosão do cadinho, escória ou óxidos [14, 16].

A escória no momento do vazamento pode ser arrastada para a cavidade fluando até à superfície do componente enquanto o metal ainda está líquido [14]. Nas figuras 11 e 12 encontram-se exemplos das inclusões mencionadas.

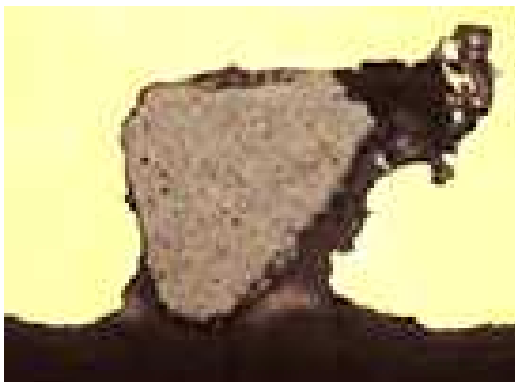


Figura 11 – Inclusão de sílica. Pode ter origem no refractário do cadinho [14].



Figura 12 – Inclusão constituída por óxido de níquel ou silicato, o que indicia a origem na escória [14].

As inclusões de óxidos podem ter origem no uso de retornos com excessiva oxidação (ver figura 13). Este tipo de defeito pode provocar falhas durante o serviço do componente, visto que pode agir como iniciador de fractura por fadiga [18].

Nem todas as inclusões ocorrem na superfície, por vezes ficam perto desta [14].

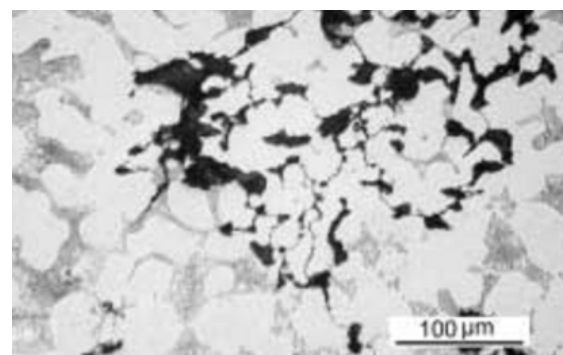


Figura 13 – Rede de inclusões de óxidos observada em microscopia óptica [18].

3. Ligas de CoCrMo

As ligas CoCrMo são dos materiais mais utilizados em implantes, ortopédicos e dentários, pois oferecem boa combinação de propriedades mecânicas (resistência à tracção, dureza, tenacidade e resistência à fadiga), resistência à corrosão e biocompatibilidade. A elevada resistência à corrosão, característica importante na aplicação no corpo humano, é atribuída ao elevado teor em cromo, que origina uma camada passivante de óxido superficial que protege a liga. Esta é formada durante o vazamento e não deve ser destruída [3, 18, 21, 22].

Estas ligas apresentam boa vazabilidade, permitindo obter componentes com geometria complexa, boa precisão dimensional e, baixa rugosidade superficial, quando obtidos por fundição por cera perdida, como é o caso dos implantes, ortopédicos e dentários [11, 23].

3.1. Microestrutura

As ligas de CoCrMo apresentam uma microestrutura dendrítica, com dendrites (ricas em cobalto) e carbonetos do tipo M_7C_3 , M_6C e $M_{23}C_6$, onde M pode ser Co, Cr ou Mo, tendendo a precipitar nas zonas interdendríticas e fronteiras de grão. Na figura 14 apresenta-se uma microestrutura de uma liga de CoCrMo típica no estado bruto de fundição.

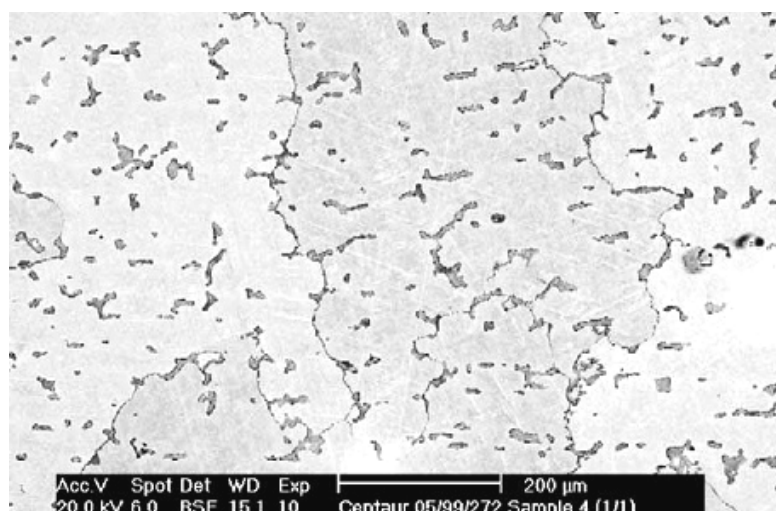


Figura 14 – Microestrutura de uma liga de CoCrMo (ASTM F75) em bruto de fundição. Os carbonetos (ricos em cromo e molibdênio) foram contrastados com uma solução de 4 g de permanganato de potássio, 4 g de hidróxido de sódio e 100 ml de água) e as fronteiras de grão reveladas por um ataque electrolítico usando uma solução de persulfato de amónio a 6 V [24].

Diversos autores relatam a existência de mais fases. A fase intermetálica σ (Co (Cr, Mo) que precipita também nas zonas interdendrítica e fronteiras de grão e uma fase lamelar extremamente fina, formada por lamelas alternadas de carbonetos e uma solução sólida de cobalto. É também frequente observar inclusões ricas em Si, especialmente quando se utilizam retornos no vazamento [3, 11, 15, 22, 24, 25].

Na figura 15 observa-se a estrutura lamelar, constituída por carbonetos $M_{23}C_6$ e a fase α também se observam a fase σ e carbonetos $M_{23}C_6$ em bloco. A figura 16 expõe inclusões de silício e carbonetos precipitados (M_6C) numa matriz de α -fcc (interdendrítica). As diferentes fases apresentadas foram identificadas por análises EDS [11].

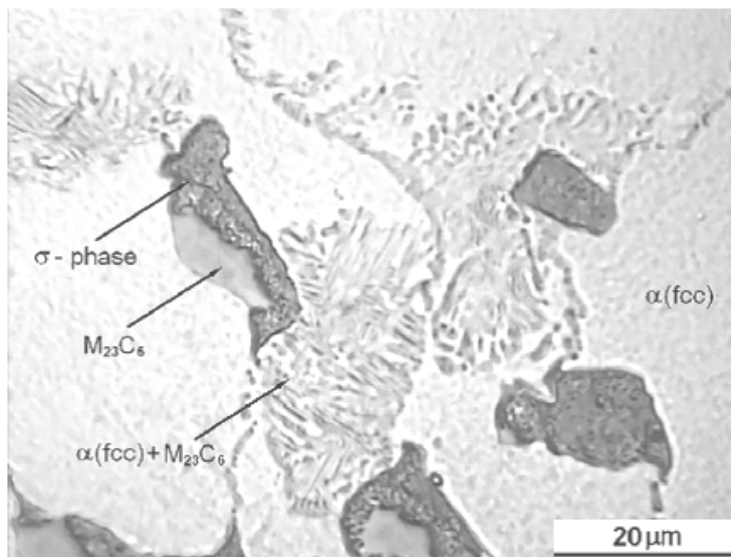


Figura 15 – Microestrutura de uma amostra de uma liga CoCrMo vazada a 1530 °C e em moldações pré-aquecidas a 1200 °C [11].

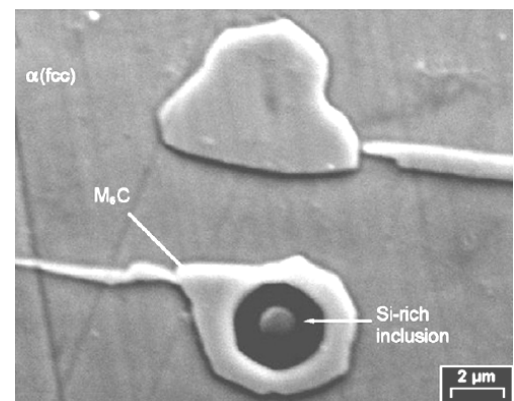


Figura 16 – Microestrutura de uma amostra vazada a 1530 °C e em moldações pré-aquecidas a 1200 °C [11].

Os carbonetos precipitados constituem o principal mecanismo de endurecimento destas ligas. A mesma liga com diferentes passados térmicos, pode apresentar microestruturas com tamanhos de grãos diferentes e distribuição, tipo e fracção volúmica de carbonetos também diferentes. Podem ainda apresentar carbonetos com diferentes morfologias: em blocos, em aglomerados ou lamelar. Segundo Giacchi, os carbonetos com morfologia lamelar precipitam abaixo dos 990 °C e em arrefecimentos com velocidades inferiores a 35 °C/min. Segundo este mesmo autor, esta estrutura lamelar é a fase mais prejudicial [11, 24].

Os maiores problemas de componentes no estado bruto de fundição são a heterogeneidade química, tamanho de grão grande e carbonetos com morfologia, tamanho e

distribuição diferentes, pois reduz a resistência mecânica. As propriedades podem ser melhoradas recorrendo a um tratamento térmico posterior, possibilitando uma dissolução dos carbonetos, o que leva a uma maior homogeneidade de carbonetos e de tamanho mais reduzido [3, 11,15, 22, 24, 25].

Alguns exemplos de tratamentos térmicos recomendados para estas ligas são: um tratamento térmico de solubilização à temperatura de 1225 °C (abaixo da temperatura eutética de 1235 °C), recomendado por Baumeister e, o tratamento térmico actualmente mais aplicado em implantes destas ligas, é a 1200 ± 10 °C, sob vácuo abaixo de 5×10^{-1} mbar, por 4 horas, sendo posteriormente temperados, desde 1200 a 800 °C, com azoto, a uma velocidade de arrefecimento de 50 °C/min [3, 24, 11].

4. Procedimento Experimental

Para produzir microcomponentes por microfundição por modelo perdido numa liga de CoCrMo, é necessário dominar diversas etapas e procedimentos. Sendo, posteriormente necessária a avaliação da eficácia dos procedimentos e da qualidade dos componentes obtidos.

4.1. Elaboração de Componentes em CoCrMo por Microfundição por Modelo Perdido

As principais etapas do processo de microfundição por modelo perdido consistem na preparação dos modelos e montagem do cacho, no fabrico da moldação cerâmica (incluindo a pirólise do modelo e a sinterização do cerâmico), na fusão da liga e vazamento, por fim, na desmoldação, limpeza e separação dos microcomponentes do sistema de alimentação e gitagem [6, 15, 16].

Na figura 17 apresentam-se as diferentes etapas do procedimento seguido para o fabrico dos componentes. A seguir será descrita a metodologia adoptada em cada uma delas.

Preparação dos Modelos e Montagem do Cacho

Os componentes escolhidos são provetes de tracção com secção útil de $0,5 \times 0,5 \text{ mm}^2$ e comprimento total de 10 mm. Também se escolheram tarugos de secção redonda de diâmetro 0,6 mm e comprimento a variar entre 11 e 23 mm de modo a obter razões de aspecto de 18 a 38. A razão de aspecto é um importante indicador de comparação das técnicas de fabrico de microcomponentes. Esta é definida pela razão entre o comprimento e a espessura de parede de um detalhe do microcomponente [2, 3].

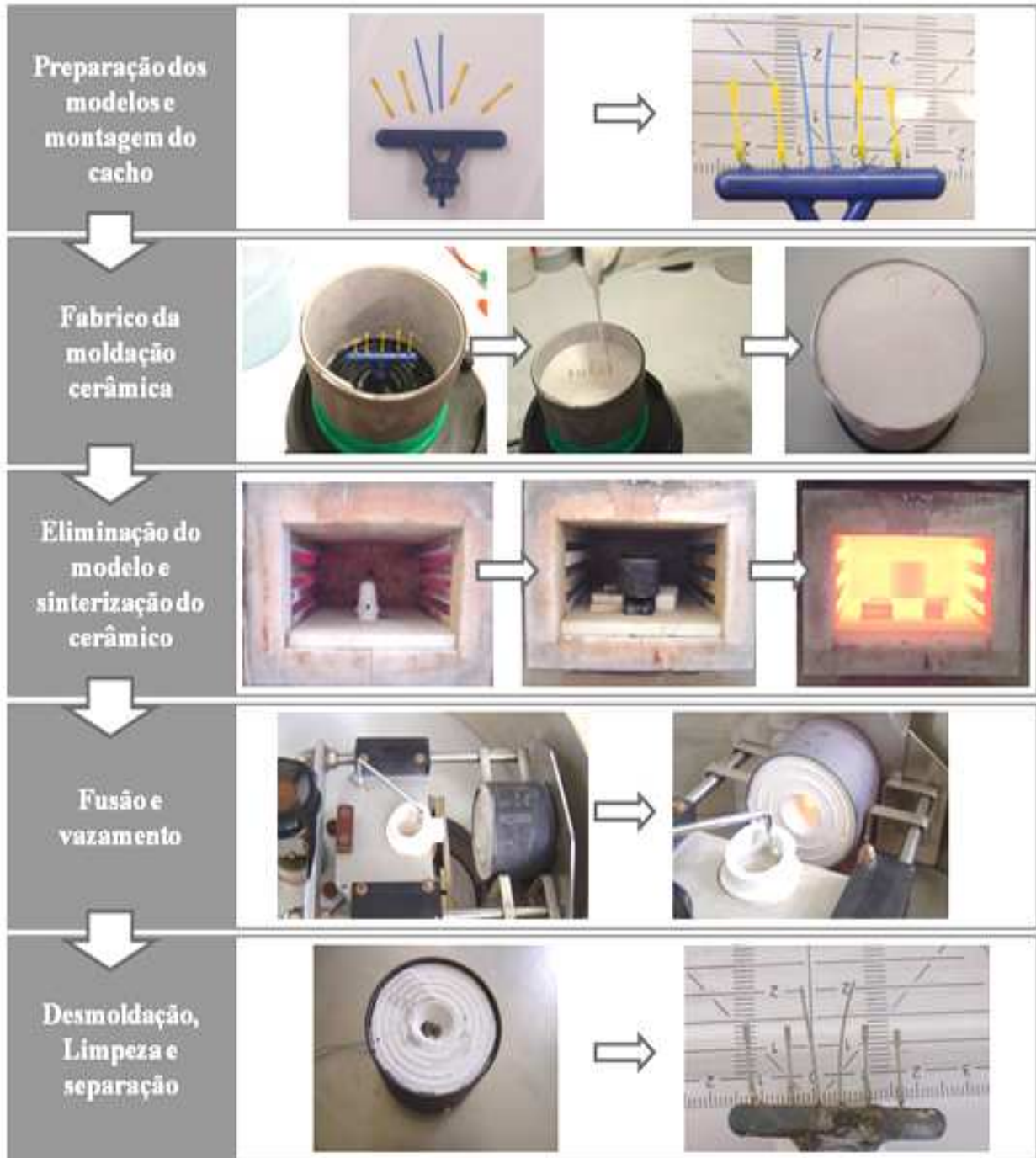


Figura 17 – Principais etapas da produção dos componentes.

Os modelos dos provetes de tracção para replicar na liga de CoCrMo foram produzidos numa impressora 3D (*DDP - Digital Dental Printer*) a partir de ficheiros STL, usando um ftopolímero com adição de cera (*WIC 300, EnvisionTEC's®*) [26, 27]. Na figura 18 apresenta-se um exemplo deste modelo e um desenho com as dimensões requeridas.

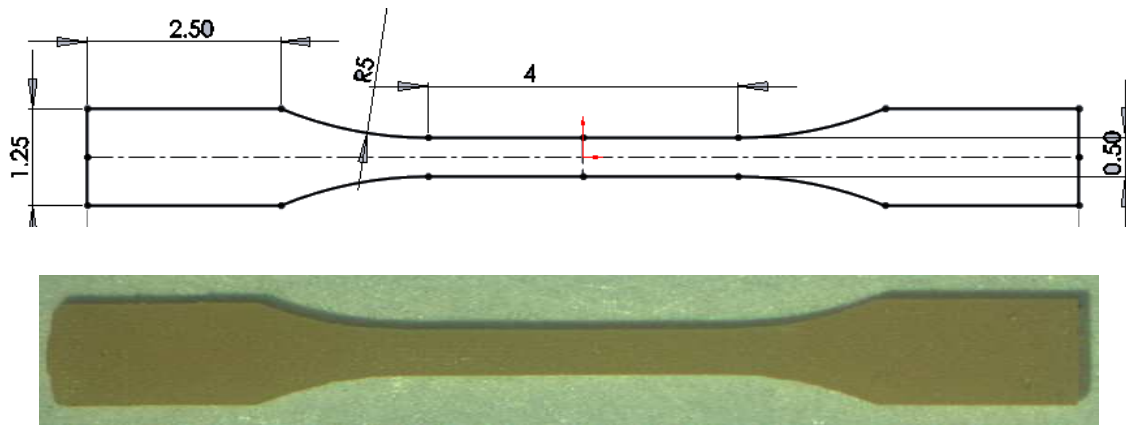


Figura 18 – Desenho e imagem de um modelo fotopolimérico WIC 300.

Foram também testados alguns modelos com diferentes geometrias, em termoplástico com a designação comercial *enduracast*, produzidos numa impressora 3D (*Solidscape*) a partir de desenhos STL (ver figura 19). Estes modelos revelaram-se muito frágeis, de difícil manuseio e sem precisão dimensional suficiente.

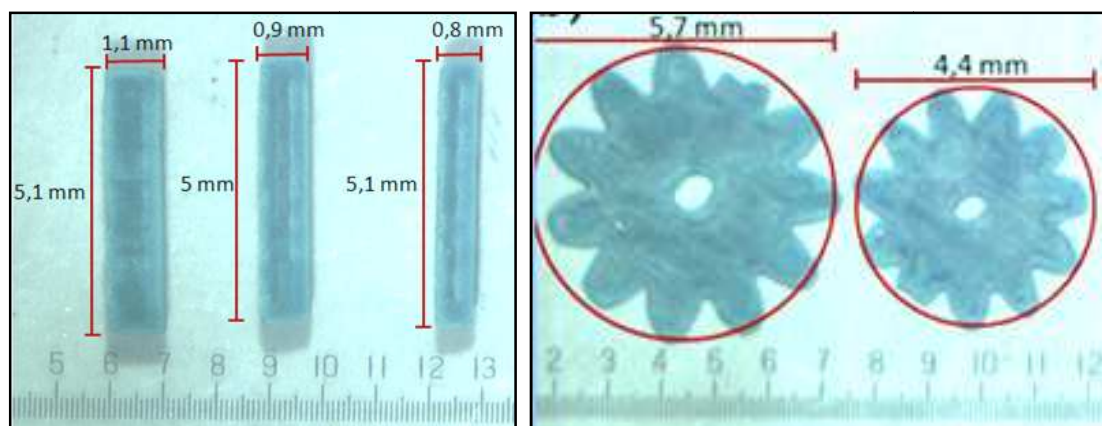


Figura 19 - Imagens de alguns modelos em *enduracast*. À esquerda: tarugos com secção quadrangular; À direita: rodas dentadas.

A montagem do cacho é de difícil realização. Na 1ª etapa da figura 17 pode-se observar uma das montagens realizadas. Foi realizada recorrendo a utensílios metálicos específicos (pinças, lâminas entre outros instrumentos) e uma lamparina foi usada como fonte de calor. Primeiro realizaram-se os ataques que se ligaram a um canal de distribuição de cera em forma de V com de 0,5 mm de diâmetro. Utilizou-se um spray redutor de tensões superficiais (*Aurofilm*, *BEGO*) com o objectivo de melhorar a molhabilidade do modelo pela pasta cerâmica. Este líquido tem de secar devidamente antes do vazamento do cerâmico [28].

Fabrico da Moldação Cerâmica

Para o fabrico da moldação utilizaram-se cerâmicos ligados à base fosfato (*Bellavest®SH* com 80% de sílica coloidal e *MC-Veste Micro®* com 90% de sílica coloidal), sendo que o último cerâmico referido, possui uma granulometria mais fina. Experimentou-se também um cerâmico com gesso (*Eurovest*). Para se obter uma superfície com baixa rugosidade, experimentou-se revestir os modelos com uma barbotina de zircónia. Foi realizado por mergulho (entre 2 a 3 mergulhos com secagem de cada camada). Para uma espessura mais uniforme da barbotina, realizaram-se movimentos giratórios (ver figura 20). Os fornecedores não fornecem mais informação relativamente ao tipo de ligante utilizado.



Figura 20 – Procedimento de revestimento por mergulho do modelo do cacho em babotina de zircónia.

O procedimento da mistura da pasta cerâmica e sinterização foi realizado segundo as recomendações do fornecedor. No processo de mistura foi usado um misturador adaptado para a realização de vácuo durante a mistura. As moldações foram mantidas sob vibração (durante e depois do vazamento da pasta cerâmica) e arrefecidas em água devido à reacção exotérmica do cerâmico com ligante à base de fosfato. O processo encontra-se esquematizado 2ª etapa da figura 17. A temperatura da moldação foi medida com um termopar do tipo K. A introdução do termopar na pasta cerâmica possibilitou a leitura da temperatura (ver figura 21). Dos registos realizados, pôde-se verificar que nenhuma moldação atingiu temperaturas acima de 35 °C (ver figura 22), podendo-se assim garantir assim que a libertação de calor não provoca o amolecimento dos modelos.

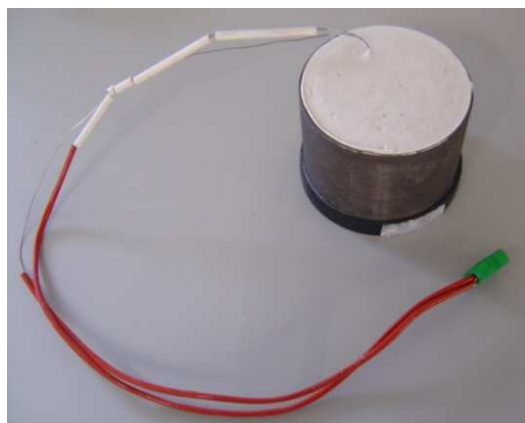


Figura 21 - Montagem do termopar para registo da temperatura.

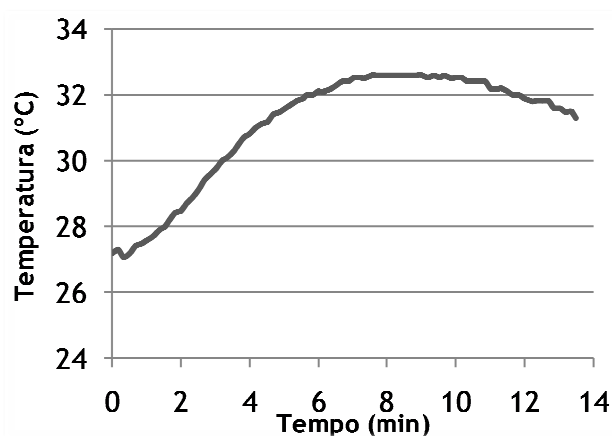


Figura 22 - Registo da temperatura durante a secagem de uma moldação com ligante de fosfato.

Eliminação do Modelo e Sinterização da Moldação Cerâmica

A sinterização foi realizada em fornos eléctricos de mufla. No patamar correspondente à eliminação da cera foi removida uma caixa metálica que recolhe a cera derretida, evitando assim a evaporação desta para o interior da cavidade moldante (ver figura 17 - 3ª etapa). Os ciclos de sinterização terminaram na temperatura pretendida para o vazamento. A temperatura final do ciclo de sinterização da moldação variou entre 400 a 1000 °C. Nas figuras 2 e 23 apresentam-se os ciclos térmicos recomendados pelos fornecedores de cada cerâmico.

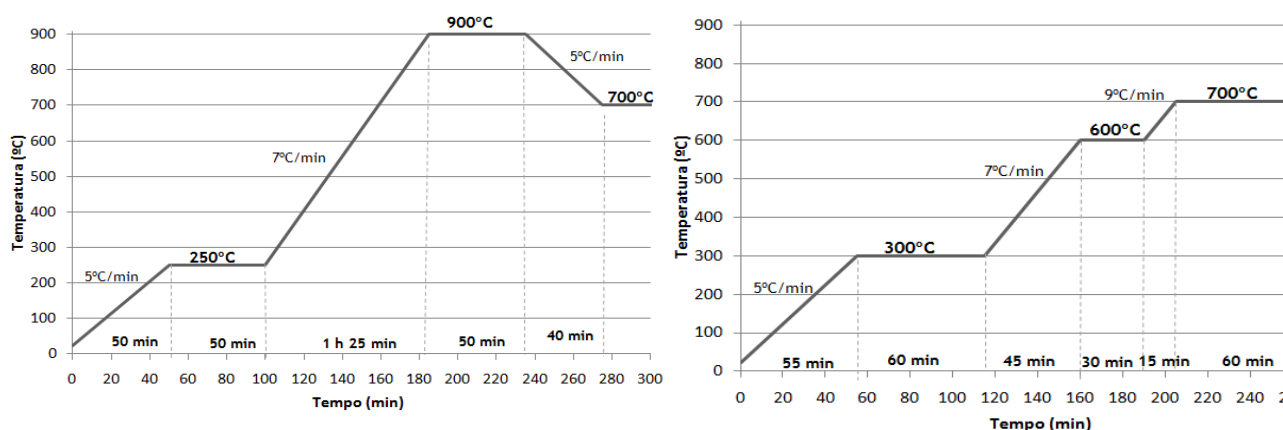


Figura 23 - Ciclos térmicos de sinterização recomendados pelos fornecedores dos cerâmicos *Bellavest® SH* [29] e *Mc-Vest Micro* [30].

Visto existirem quedas de temperatura no transporte da moldação para o forno de centrifugação e que a moldação, ao fim de uma hora, como recomendado pelos fornecedores, nunca atinge a temperatura regulada no forno de mufla, foi realizado um estudo para caracterizar a perda de calor.

Na figura 24 apresenta-se o registo da temperatura durante o transporte a partir do forno eléctrico (900 °C) para o forno de centrifugação.

O transporte inclui também o encaixe da moldação no berço, ciclo de limpeza da atmosfera e fusão. O tempo médio de transporte é de 5 minutos, sendo a queda de temperatura em função da temperatura final de sinterização.

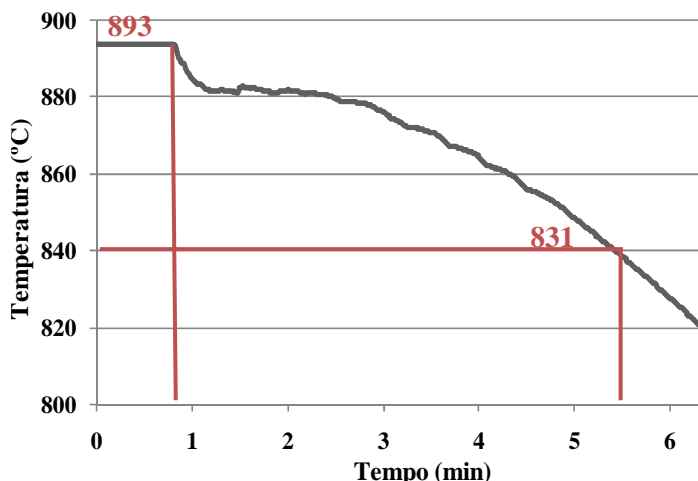


Figura 24 – Queda de temperatura no transporte da moldação entre fornos.

Depois de experiências realizadas com temperaturas de sinterização finais de 300, 500 e 900°C, obtiveram-se os restantes valores por interpolação. Na tabela 1, são apresentadas as quedas de temperatura calculada para cada temperatura final de sinterização.

Tabela 1 - Temperaturas da moldação mais próximas da realidade aquando do vazamento.

Temperatura final de sinterização (°C)	Diferença de temperatura (°C)	Temperatura de moldação no vazamento (°C)
1000	78	922
950	74	876
930	72	858
900	69	831
800	59	741
700	50	650
600	40	560
500	30	470
400	21	379

Antes de cada vazamento foi removida a humidade dos cadinhos de sílica por aquecimento até 300 °C, num forno eléctrico (ver figura 17 - 3ª etapa).

Fusão e Vazamento

Para a fusão e vazamento utilizou-se um forno de centrifugação (*Neutrolyn Easyt, MANFREDI*) e argón como atmosfera. O metal é fundido por indução através de uma bobine de cobre arrefecida a água e vazado por centrifugação após uma purga com argón (ver figura 17 - 4ª etapa).

A liga utilizada tem a designação comercial *Remanium*[®]GM 380+ e apresenta a seguinte composição química mássica de acordo com a norma DIN EN ISO 22674: 64,6 % Co - 29,0 % Cr - 4,5 % Mo. Contém elementos adicionais em teores inferiores a 1 % (Si, Mn, N, C). A temperatura de vazamento recomendada é de 1500 °C [3, 31]. As propriedades da liga encontram-se apresentadas na tabela 2.

Tabela 2- Propriedades mecânicas da liga *Remanium*[®]GM 380+ [31].

R_{p0,2}	640 MPa	Módulo de Young (E)	220 GPa
R_m	900 MPa	Densidade	8,2
HV	360	Temp. Solidus	1300 °C
A	6,50 %	Temp. Líquidus	1370 °C

A massa da liga utilizada variou consoante o tamanho do cacho, para os mais pequenos usou-se entre 10 a 15 g, e para os maiores entre 20 a 25 g.

O metal foi vazado no instante em que a película superficial de óxido do metal líquido abriu (devido ao campo magnético) como recomendado segundo dados da bibliografia [28], referenciando como temperatura normal (T_{nor}). Houve vazamentos em que se ultrapassou esta temperatura, sendo referenciados como temperatura em excesso (T_{ex}).

Por fim, após o vazamento, deixou-se arrefecer a moldação dentro do forno de centrifugação durante cerca de 30 minutos.

Desmoldação, Limpeza e Separação dos Componentes

Procedeu-se de seguida à desmoldação, limpeza e separação dos componentes (ver figura 17 – 5ª etapa).

A limpeza foi realizada com uma escova dura e água corrente. No entanto foram ensaiadas outras técnicas, como a limpeza com ácido, granalhagem e escova eléctrica de polimento.

A separação do sistema de gitagem foi realizada com um alicate de corte e polimento manual.

Foram realizados 39 vazamentos, mas são só identificados e apresentados os dados dos cachos mais interessantes e representativos de diferentes condições de processamento.

4.2. Análise dos Componentes Obtidos

Para uma avaliação da qualidade dos componentes produzidos, foram realizadas análises de superfície, microestruturais e de propriedades mecânicas. Estas foram realizadas também com o intuito de analisar possíveis melhoramentos do processo e avaliação deste. As análises foram realizadas apenas em alguns componentes representativos de diferentes condições de produção.

Foi realizada uma inspeção visual dos componentes recorrendo a uma lupa estereoscópica (*Stemi 2000-C* da *ZIESS*). Os componentes foram sujeitos a ensaios de rugosidade, realizados num rugosímetro de contacto, usando um comprimento de 4,8 mm e um *Cut Off* de 0,8 mm (ver figura 25). Foram realizadas uma média de três medições por provete e ensaiados cerca de dois provetes representativos de cada cacho.



Figura 25 – Ensaio de rugosidade realizado num rugosímetro de contacto.

A nível microestrutural, os componentes foram analisados em microscopia óptica (MO) e em microscopia electrónica de varrimento (SEM).

Para a preparação metalográfica testaram-se diversos ataques, dos quais dois ofereceram bons resultados: um ataque electrolítico com uma solução de ácido oxálico para revelar fronteiras e carbonetos [19] e um ataque colorido de permanganato de potássio e de hidróxido de sódio [24] para atacar os carbonetos. Na tabela 3 apresentam-se os ataques testados.

Tabela 3 - Ataques testados na preparação metalográfica.

Ataques que atacaram a liga
Ataque electrolítico com uma solução com 10 g de ácido oxálico em 100 ml de H ₂ O, 6 V, 2-5 s [19].
Ataque químico com uma solução com 92 partes de HCl, 5 partes de H ₂ SO ₄ e 3 partes de HNO ₃ [32, 33].
Ataque colorido com uma solução de 4 g de permanganato de potássio, 4 g de hidróxido de sódio diluídos em 100 ml de água [24].
Ataque electrolítico com uma solução de metanol com 10 % de H ₂ SO ₂ [34].
Ataques que não atacaram a liga
Vilella - 5 ml de ácido clorídrico, 1 g de ácido pícrico e 100 ml de etanol ou metanol [19].
Waterless Kalling – 5 g de CuCl ₂ , 100 ml de HCl e 100 ml de álcool etílico [19].
HCL e H ₂ O ₂ [19, 35, 36, 37].
Solução com 10 g de K ₃ Fe(CN) ₆ e 10 g de KOH em 100 cm ³ de H ₂ O a 100 °C [22].
Beraha's – 1º solução de HCl-H ₂ O a 1:0.5; 2º 100 ml da primeira solução com a adição de 1 g de K ₂ S ₂ O ₅ ; 3º adição de 3 g de FeCl ₃ e 1 g de CuCl ₂ (60 – 150 s) [19].
Reagente Marble - solução com 10 g de CuSO ₄ , 50 ml de HCl e 50 ml de H ₂ O (5-60 s) [19].
Ataque duplo – 1º 21 ml de H ₂ SO ₄ , 15 ml de HCl, 21 ml de HNO ₃ , 21 ml de HF e 22 ml H ₂ O (5 min); 2º 40 ml de CuCl ₂ , 40 ml de HCl e 20 ml de HF (5 min) [19].

A fracção volúmica de carbonetos foi avaliada com um software de aquisição, tratamento e análise de imagem (*Leica MW*). Foi realizada após o ataque colorido, pois este contrasta melhor as fases. Foram realizadas medições em cerca de 30 campos por amostra com uma ampliação de 500X. Na figura 26 apresenta-se um exemplo da segmentação realizada para quantificar os carbonetos.

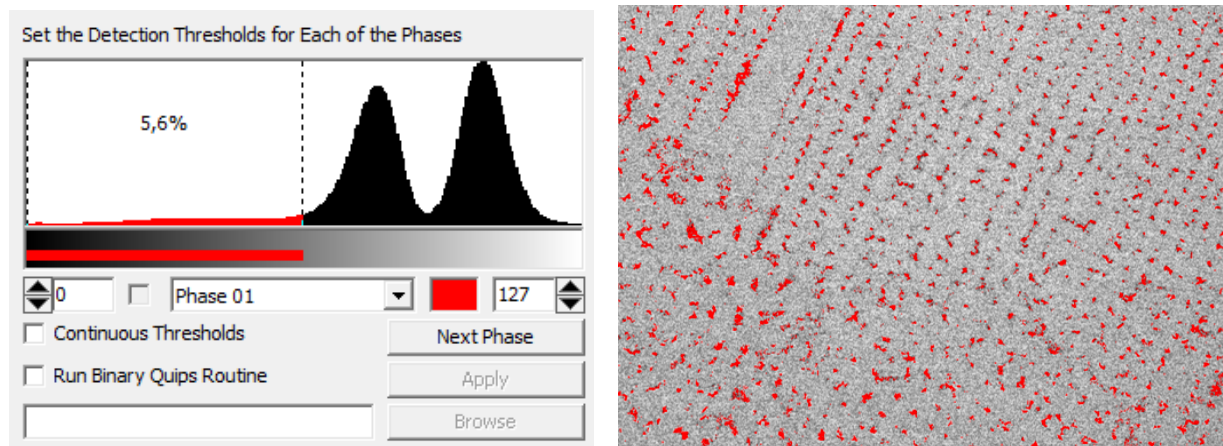


Figura 26 – Segmentação das fases para determinação da fracção volúmica de carbonetos.

As análises realizadas em microscopia electrónica de varrimento foram executadas num SEM ambiental, tendo-se registado imagens em electrões secundários e retrodifundidos e obtido espectros dos elementos das diferentes fases por microanálise por raios-X (EDS).

Ao nível de ensaios mecânicos realizaram-se ensaios de tracção e de microdureza. Para a realização de ensaios de tracção foi necessário o desenvolvimento de um acessório apropriado devido às reduzidas dimensões dos provetes (ver figura 27). Os ensaios foram realizados numa máquina *LR 30K, LLOYD instruments*, usando uma célula de carga de 2,5 kN e uma velocidade de ensaios de 2 mm/min.



Figura 27 – Acessório desenvolvido para a realização dos ensaios de tracção. À direita apresenta-se um provete traccionado.

Para a marcação do comprimento de referência do provete, o procedimento foi efectuado numa lupa estereoscópica, recorrendo a fita-cola e a um marcador permanente,

como representado no esquema da figura 28. O registo dos provetes foi realizado em imagens devidamente calibradas. O comprimento útil, L_0 , usado foi de 4 mm.

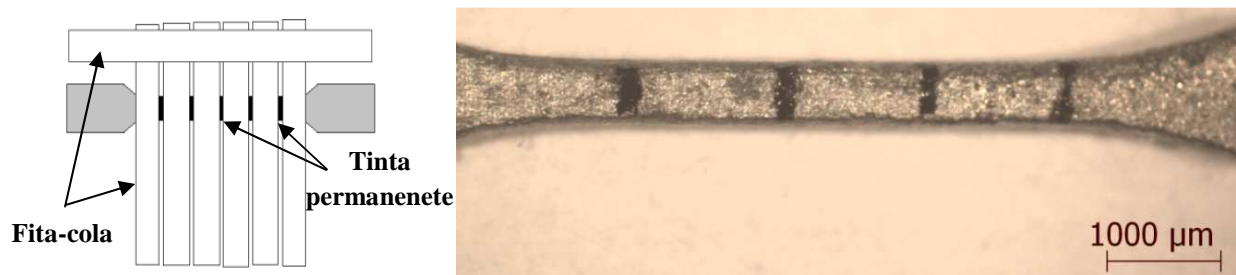


Figura 28 – Esquema representativo da marcação do comprimento de referência e um provete marcado.

Realizaram-se ensaios de microdureza Vickers usando uma carga de 10 g durante 15 s.

5. Apresentação e Discussão dos Resultados Experimentais

São apresentados e discutidos resultados obtidos a partir de uma inspecção visual de defeitos, de ensaios de rugosidade, de análises metalográficas da liga comercial e de componentes obtidos com diferentes condições de vazamento e de ensaios de microdureza e de tracção.

5.1. Análise Visual

Elaborou-se um registo por tipo e frequência de defeitos detectados numa inspecção visual (apresentado no anexo A). A análise visual foi realizada numa lupa estereoscópica. Observaram-se diversos tipos de defeitos que serão expostos e discutidos.

Na figura 29, é possível observar um cacho com oxidação superficial com gravidade, superfícies granulosas e rebarba.



Figura 29 – Cacho vazado numa moldação de gesso a 470 °C (C5).

Oxidação superficial

Na figura 29 pode-se observar uma película esverdeada muito aderente, sendo possivelmente um óxido (de crómio ou cobalto). A oxidação provavelmente deve-se à temperatura em excesso do metal líquido e à elevada temperatura de moldação. Aparenta agravar-se com cerâmicos de gesso e melhorar significativamente com revestimento de zircónia.

Superfícies Granulosas

Na figura 29, observa-se nitidamente este tipo de rugosidade. Deve-se principalmente ao facto de o vazamento ser realizado numa moldação ligada com gesso que se decompõe a baixas temperaturas (750 °C) e por não possuir resistência suficiente para ser usado no vazamento de ligas com pontos de fusão elevados, sendo vulneráveis à erosão da moldação pelo fluxo de metal líquido. Este pode ocorrer também devido à elevada velocidade de enchimento e incorrecto sistema gitagem. Na figura 30, pode-se observar o aspecto comum deste defeito encontrado nos componentes obtidos.

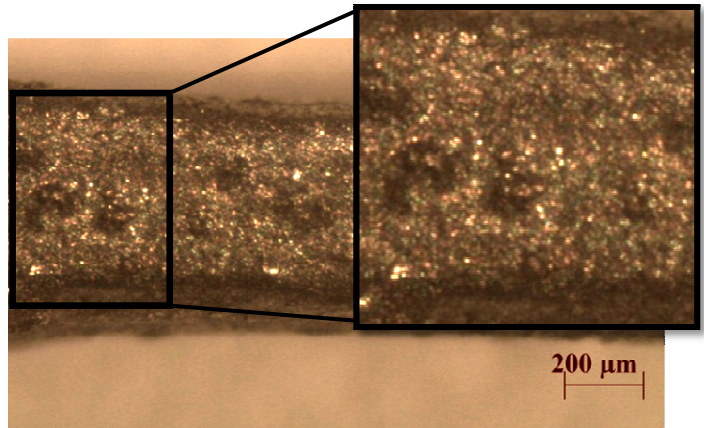


Figura 30 – Cacho vazado com temperatura em excesso numa moldação de fosfato a 858 °C (C29).

Rebarba

Observou-se o defeito de “rebarba” na figura 29, sendo neste caso, provavelmente devido a algum impacto da moldação anterior ao vazamento. Na figura 31 pode-se observar dois exemplos mais frequentes de rebarba que se obteve. Estes, provavelmente devem-se à temperatura da moldação elevada, pois este defeito surgiu com maior frequência em cachos vazados com temperaturas de moldação acima dos 800°C.

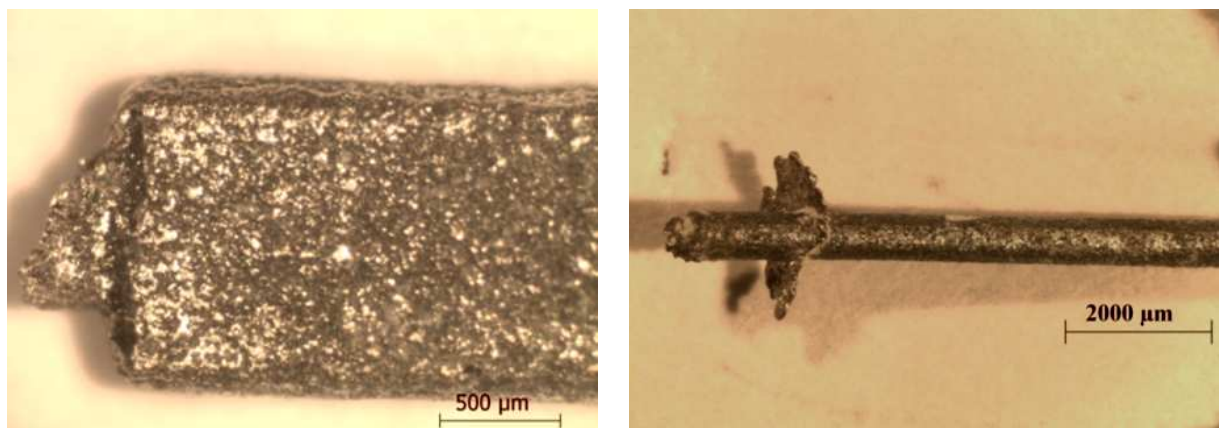


Figura 31 – Rebarba em componentes obtidos em moldações de fosfato a 922 °C (C32) e a 876 °C (C24).

Inclusões de partículas cerâmicas

As “inclusões de partículas cerâmicas” são defeitos causados pela erosão da parede da cavidade moldante. Este defeito possivelmente tem influência do material de moldação utilizado, ou seja da sua resistência à erosão pelo fluxo metálico, porque a sua frequência nos cachos revestidos com zircónia diminui. Na figura 32 encontram-se componentes obtidos com diferentes materiais de moldação.

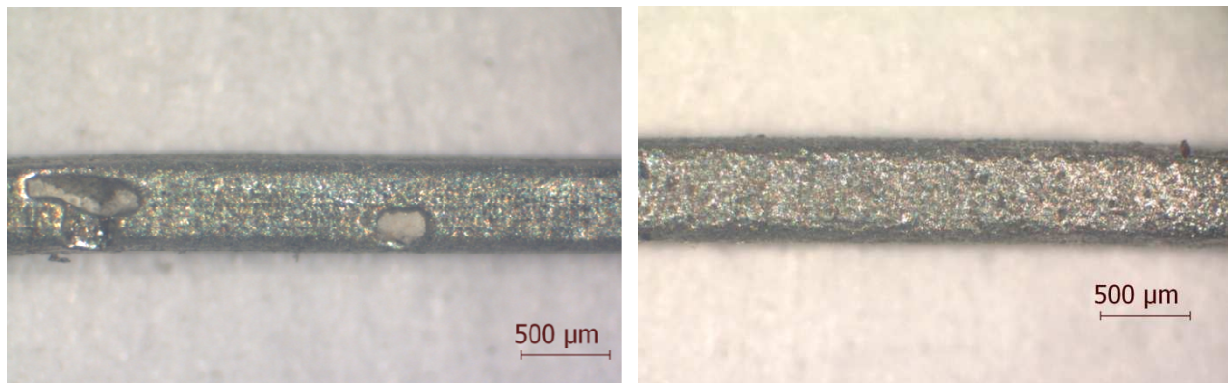


Figura 32 – Superfícies de provetes vazados em moldações a cerca de 900 °C de fosfato (C36) e com revestimento de zircónia (C37).

Bolhas metálicas

Outro tipo de defeito observado são “bolhas metálicas” de aspecto esférico e brilho metálico. São causadas pelo preenchimento da porosidade na cavidade moldante pelo metal líquido. Na figura 33 apresentam-se alguns exemplos deste defeito.

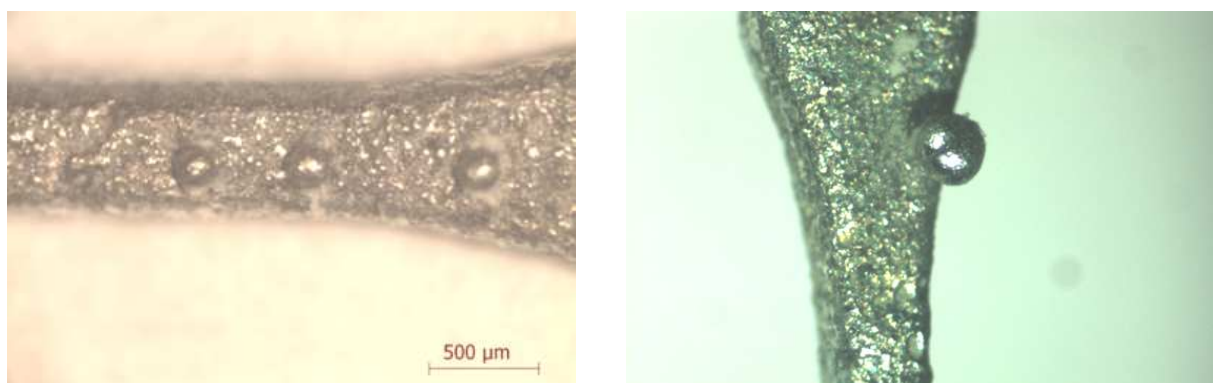


Figura 33 – “Bolhas metálicas” devido à porosidade da parede interna (C32 e C23).

Este defeito provavelmente possui influência do procedimento de fabrico da moldação, especialmente do vácuo e velocidade aplicados durante a mistura da pasta cerâmica e da amplitude e tempo de vibração depois do vazamento da mistura cerâmica. O revestimento do cacho diminui significativamente o surgimento do defeito.

Porosidade gasosa

Na figura 34 podem-se observar casos de porosidade gasosa nos componentes. Este defeito aparenta aumentar com o aumento de temperatura de vazamento e/ou moldação e diminuir com o uso do revestimento de zircónia, não deixando de existir em nenhum dos cachos vazados.

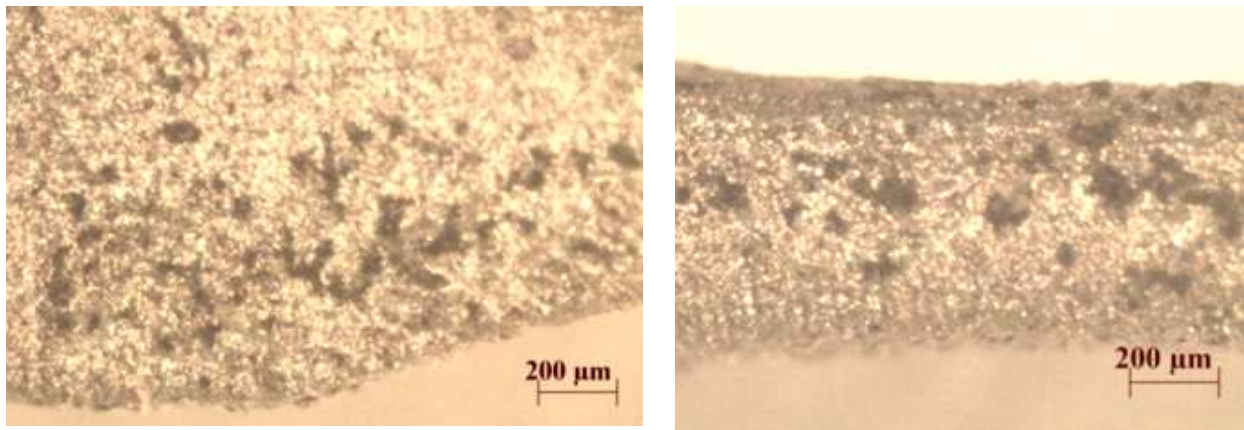


Figura 34 – Poros superficiais em provetes vazados numa moldação de fosfato a 858 °C (C27).

Rechupes

Relativamente a “rechupes”, estes foram observados nas cabeças dos provetes opostas à entrada do metal, indicando falha na alimentação de metal dessa zona. Este defeito pode ser observado na figura 35.

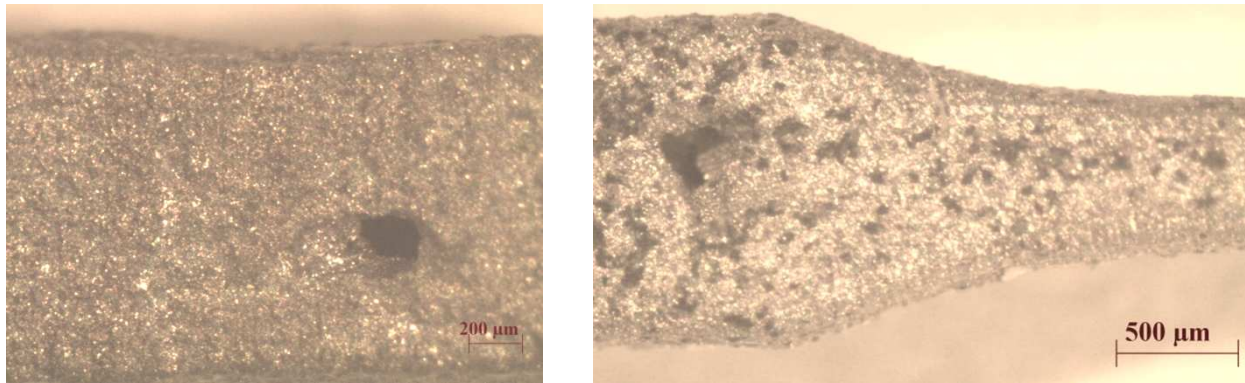


Figura 35 – Rechupes nas cabeças dos provetes (C29 e C27).

O sistema de gitagem incorrecto é a principal origem deste defeito. Este deve ser bem planeado e projectado em softwares apropriados de simulação de enchimento e solidificação (CAD/CAE). Realizou-se simulações em *SOLIDCAST*, no entanto este não é o mais indicado pois não prevê o vazamento por centrifugação. Um software mais apropriado é o *PROCAST*, no entanto não foi realizada nenhuma simulação neste software [38, 39]. Além disso, a replicação exacta do sistema de gitagem é essencial para a obtenção de bons resultados e no estudo de outras da influência de outras variáveis. A replicação é essencial, especialmente a nível dos ataques. Na figura 36, apresentam-se diferentes ataques utilizados na tentativa de eliminar os rechupes nas cabeças dos provetes, onde é possível verificar a sua irregularidade.

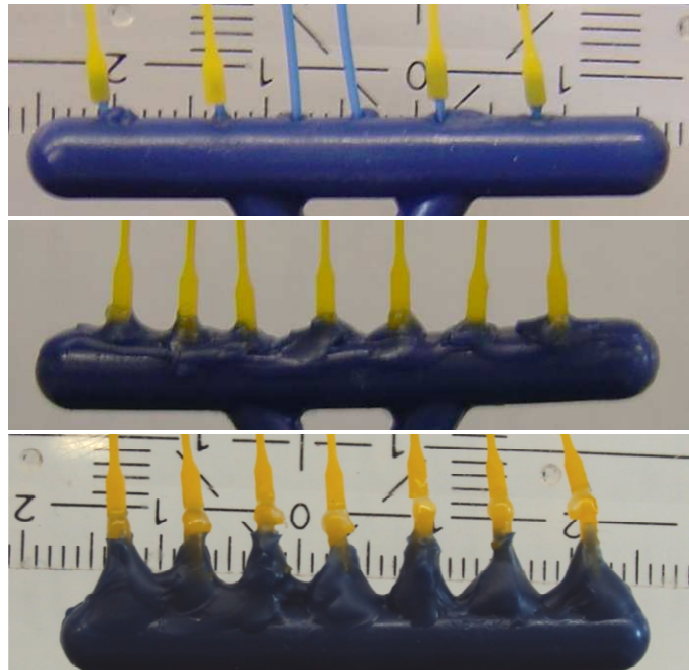


Figura 36 – Diferentes ataques utilizados em cachos com as mesmas condições de vazamento: temperaturas de moldação a 379 °C e vazadas aquando a abertura do óxido (C30, C35 e C38).

Enchimento incompleto

Na figura 36, a alteração no sistema de gitagem não resolveu o problema dos rechupes, e ainda prejudicou o enchimento dos componentes. No primeiro modelo (cacho

C30) foram usados ataques com 0,6 mm de diâmetro. Este não apresentou problemas de enchimento, apenas rechupes. Nos restantes (cachos C35 e C38), onde os ataques foram alargados, não ocorreu o enchimento completo dos componentes. A utilização de uma carga metálica maior nos vazamentos de cachos com ataques mais largos facilitaria o enchimento. Na figura 37 observa-se enchimento incompleto de provetes.

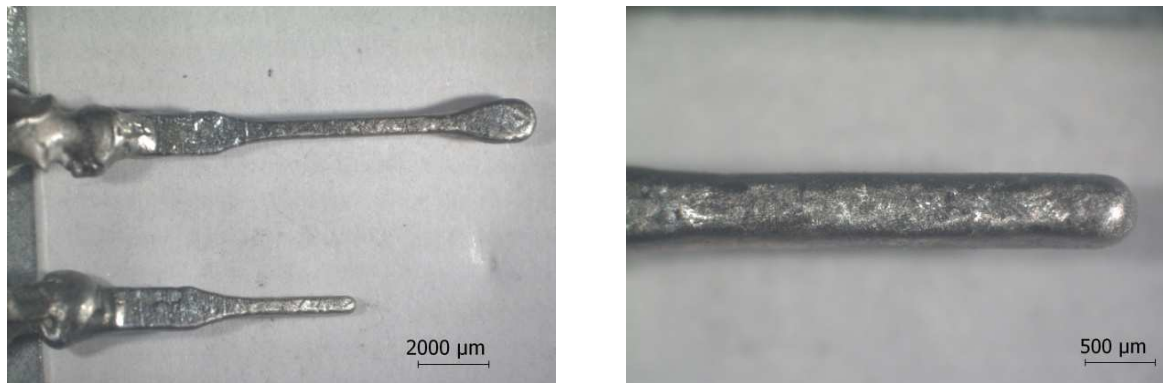


Figura 37 - Enchimento incompleto (C35).

Deformação

A “distorção” ou “deformação” do componente, é um defeito significativo em componentes de reduzidas dimensões. Este defeito pode ocorrer durante o procedimento de montagem do cacho, no fabrico da moldação, na desmoldação e na separação do componente do sistema de gitagem (ver figuras 38, 39 e 40).

Se o desejado é precisão, então há que se dar atenção ao modelo. Se este apresenta impressões, estas serão replicadas nos componentes metálicos, como se pode verificar na figura 38. As impressões podem-se encontrar já no modelo ou serem introduzidas durante o seu manuseamento, especialmente na montagem.

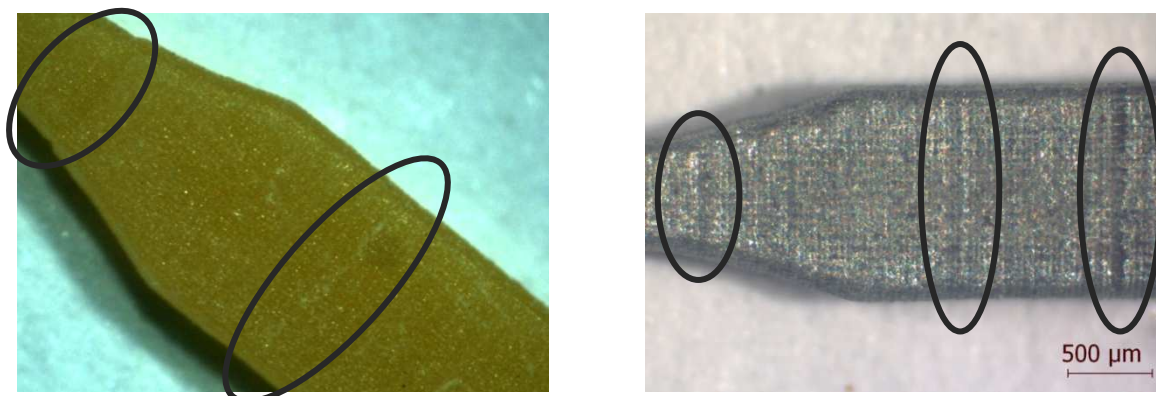


Figura 38 – Impressões já existentes nos modelos que podem ser replicados para o componente metálico final. À esquerda: um modelo; À direita: um componente já replicado (C36).

O peso da pasta cerâmica durante o vazamento desta na forma que contém o modelo do cacho pode também ser uma possível causa de deformação.

Na figura 39, pode-se observar a deformação de provetes provocada na desmoldação.

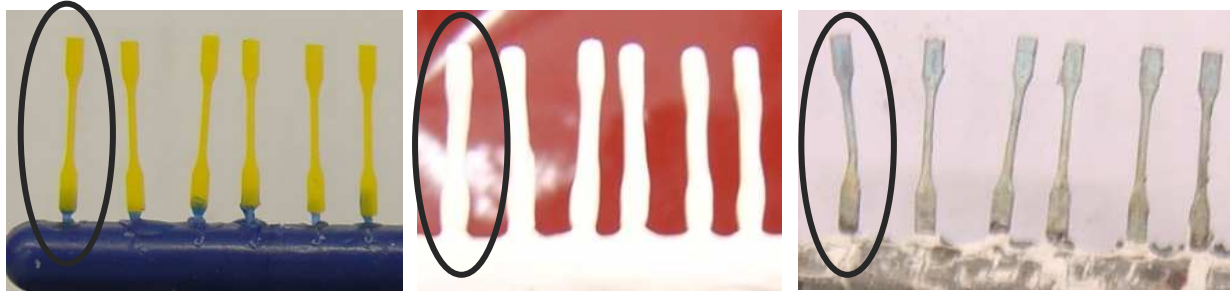


Figura 39 – Distorção num provete revestido por zircónia após a desmoldação (C39).

Devido às reduzidas dimensões dos componentes, os ataques devem ser desenhados de forma a serem facilmente removidos, sem a necessidade de aplicação de grandes tensões. Uma solução pode passar por introduzir entalhes que facilitem a separação, exigindo um acabamento mínimo. Este pormenor deve ser tido em conta num projecto CAD/CAE do sistema de gitagem para não prejudicar o enchimento e a ocorrência de outros defeitos relacionados com o desenvolvimento do sistema de gitagem.



Figura 40 – Deformação causada durante separação dos provetes do sistema de gitagem (C36).

Partículas Estranhas

Outro aspecto interessante é a limpeza dos modelos. Qualquer sujidade presente na superfície é replicada. Foram realizadas várias tentativas para garantir a limpeza da superfície (mergulho em isopropanol, passando um pincel, cotonete, pano de microfibras) no entanto, durante a montagem, nas condições utilizadas, é impossível evitar que poeiras e outras

sujidades se depositem no modelo. Na figura 41, um modelo com o tipo de sujidade frequente e um exemplo deste defeito.

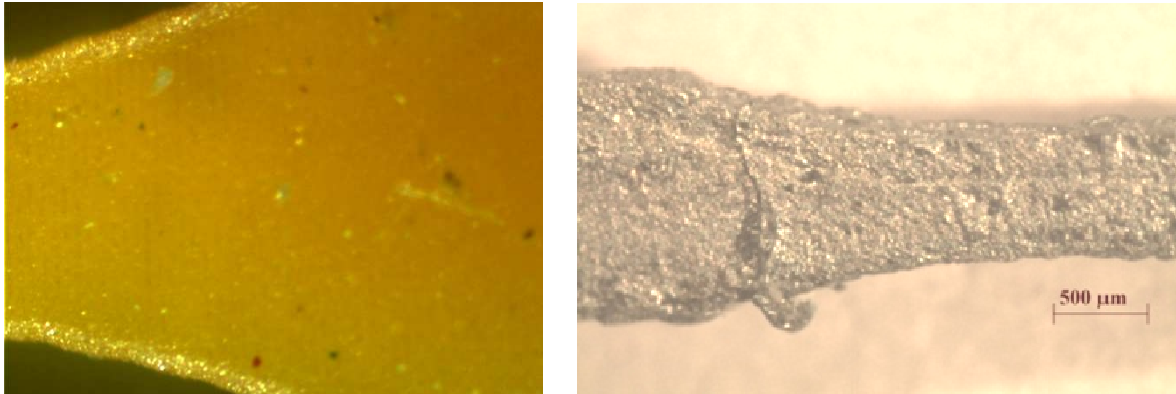


Figura 41 – Sujidade na superfície do modelo e provete que replicou uma partícula estranha (C24).

Não foram observadas as ditas “marcas de água” mencionadas na bibliografia. Talvez devido ao bom controlo mantido ao nível de razão pó/líquido na mistura da pasta cerâmica.

Depois de uma observação cuidada do resultado da inspeção visual dos provetes obtidos verificou-se que havia a necessidade de melhorar o procedimento experimental. Necessitando definir as etapas a intervir com prioridade.

A partir do registo de defeitos realizado aquando a inspeção visual (anexo A), construiu-se um diagrama de Pareto para identificar os defeitos mais frequentes (ver figura 42).

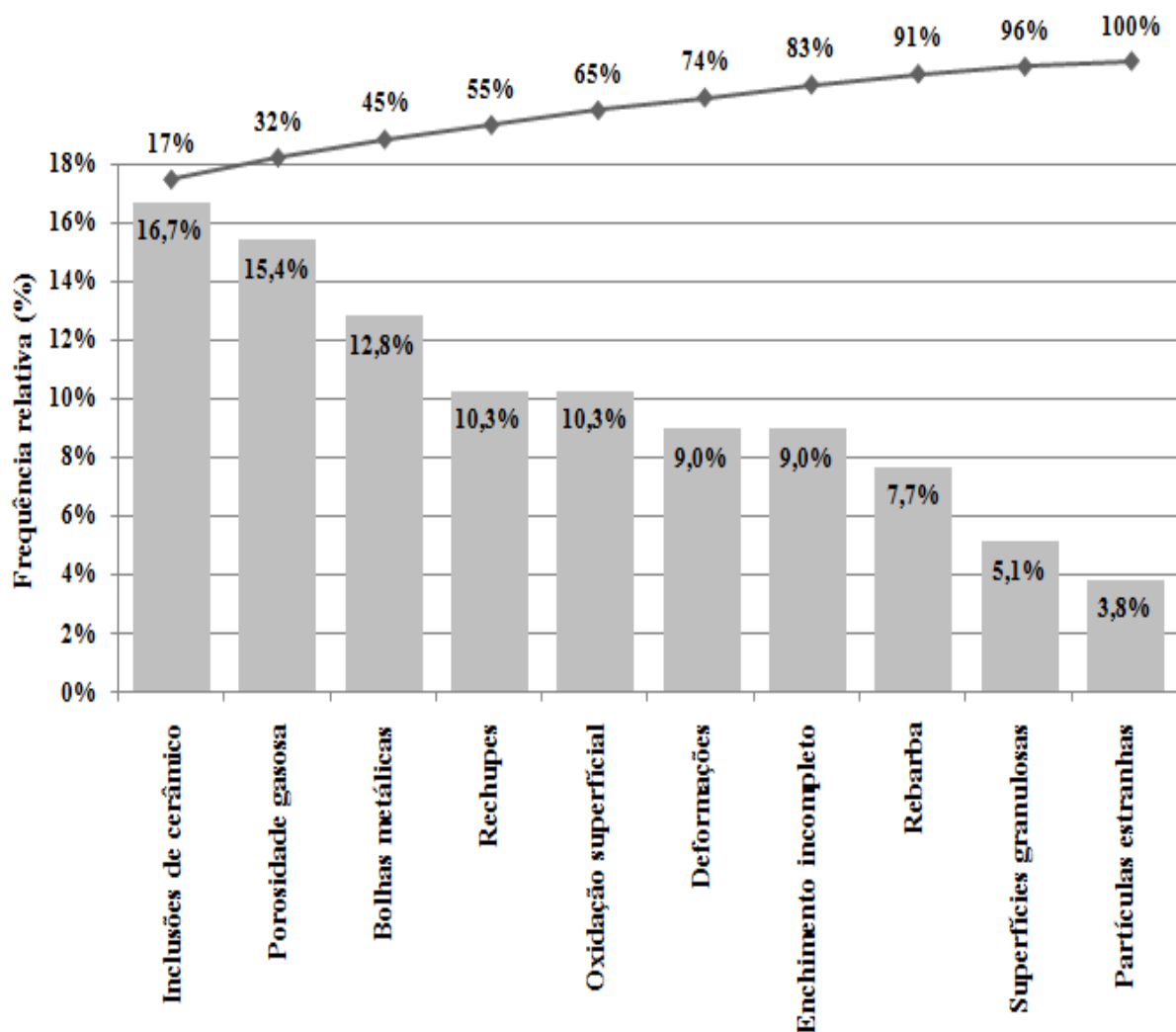


Figura 42 - Diagrama de Pareto dos defeitos analisados.

A partir do diagrama de Pareto verificou-se que não há defeitos que se destaquem significativamente dos restantes, sendo necessário investir na resolução de praticamente todos os defeitos.

A figura 43 mostra, de forma resumida, a relação entre os defeitos observados e as etapas ou condições do processo que podem influenciar o surgimento destes.

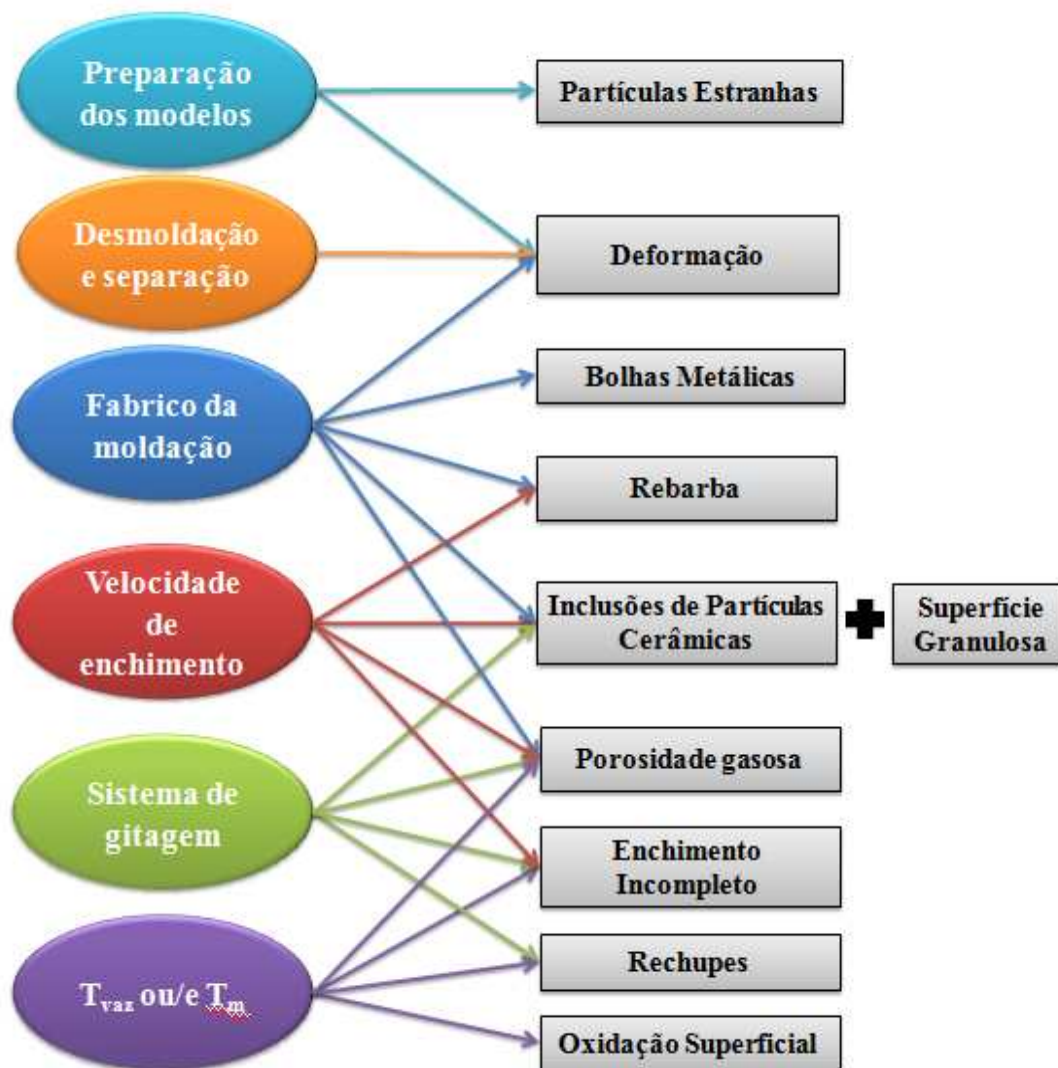


Figura 43 – Defeitos e etapas/condições que podem influenciar o seu surgimento.

A etapa de preparação da moldação é a que influencia o desenvolvimento de mais defeitos, no entanto, para a melhoria desta é necessário um estudo exaustivo de diversas variáveis e muito trabalho prático, consumindo muito tempo e material. É necessário o desenvolvimento de um equipamento onde variáveis, como a velocidade de rotação e o vácuo durante a mistura, sejam controláveis para o estudo da sua influência e de outras (sendo algumas recomendadas pelos fornecedores) como a quantidade de água e/ou sílica coloidal, amplitude e tempo de vibração, tempo de secagem da mistura e o ciclo de sinterização. Para um estudo mais eficaz da influência das diferentes variáveis que esta etapa acarreta é aconselhável a melhoria anterior das restantes etapas/condições que influenciam o desenvolvimento dos mesmos defeitos.

A velocidade de enchimento é uma condição da etapa de vazamento que agrava a frequência de determinados defeitos, não sendo normalmente a causa primária destes. Esta foi sempre mantida no mínimo e por isso, não será a alteração desta condição que influenciará significativamente futuros resultados. Assim, a velocidade de enchimento deve continuar no mínimo.

O desenvolvimento do sistema de gitagem, com base em simulações e com a garantia de reprodutibilidade deste em cada cacho (produção dos modelos com parte do sistema de gitagem integrado) poderá ser uma melhoria vantajosa.

As temperaturas de vazamento e de moldação devem ser baixas, evitando reacções que originam óxidos e porosidades gasosas e suficientes para o enchimento completo da cavidade. Os defeitos obtidos devido à temperatura de vazamento excessiva, podem ser significativamente reduzidos se existir um maior controlo sobre esta. O que poderá possibilitar também um estudo mais completo da influência das restantes variáveis.

A influência do desenvolvimento de métodos de desmoldação e de separação dos componentes do sistema de gitagem, assim como a pré-selecção de modelos, a sua limpeza e montagem cuidadosa, não trazem vantagens significativas sem anterior realização de melhorias.

Segundo a abordagem aplicada, estes são os pontos fulcrais a ter em conta no aperfeiçoamento do processo para possibilitar a obtenção de componentes sãos.

5.2. Ensaio de Rugosidade

Apresentam-se na tabela 4 os resultados obtidos dos ensaios de rugosidade. Estes variam entre 1,38 e 6,87 μm (R_a). Refira-se que Baumeister [1, 10] apresenta valores de rugosidade média (R_a) de 1,13 μm e de R_{max} (altura máxima entre picos e vales) de 8,41 μm , para componentes numa liga de ouro, conseguindo diminuir a rugosidade para 0,27 μm (R_a) usando cerâmicos especiais de granulometria fina. Na figura 44, pode-se observar um provete obtido com uma rugosidade baixa.



Figura 44 – Proвете replicado em CoCrMo.

Tabela 4 – Resultados experimentais dos ensaios de rugosidades.

Rugosidades				Ra (μm)		Rmax (μm)
Cacho	T _m	T _{vaz}	Moldação	Média	D. Padrão	
C30	379	T _{nor}	Mc-Vest	4,39	0,55	60,32
C35	379	T _{nor}	Zircónia	1,38	1,16	13,84
C19	650	T _{ex}	Bellavest	2,76	0,11	36,01
C33	650	T _{ex}	Mc-Vest	3,97	1,49	60,32
C26	858	T _{ex}	Mc-Vest	4,60	0,47	41,27
C28	858	T _{ex}	Mc-Vest	6,87	0,62	76,55
C37	922	T _{nor}	Zircónia	2,39	0,21	31,17
C32	922	T _{ex}	Mc-Vest	5,96	1,18	88,21
Modelos WIC 300				1,50	0,59	21,28
Modelo endurecast				1,95	0,34	21,11

Legenda: T_m – Temperatura de moldação; T_{vaz} – Temperatura de vazamento; T_{nor} – Temperatura na abertura da película de óxido; T_{ex} – Temperatura em excesso;

Os modelos revestidos com zircónia, apresentam valores baixos de R_a, 1,38 e 2,39 μm . O maior destes valores foi obtido com uma temperatura de moldação superior, apontando para um aumento da rugosidade com o aumento da temperatura de moldação.

Os valores de R_{max} demonstraram a existência de defeitos superficiais que afectam a qualidade superficial dos componentes. A área a ensaiar de cada componente é muito restrita, devido às suas dimensões, sendo possível o mesmo defeito ser medido mais que uma vez. O uso de mais amostras nas mesmas condições poderia evitar a influência significativa destes defeitos.

Relativamente aos modelos, verifica-se que de um modo geral há um agravamento da superfície do provete obtido relativamente ao modelo. Verifica-se também, que o fotopolímero (*WIC 300*) proporciona uma superfície ligeiramente menos rugosa que o termoplástico (*enduracast*).

5.3. Análise Metalográfica

Agora são apresentados e discutidos os resultados observados em microscopia óptica, incluindo valores de fracção volúmica dos carbonetos e em SEM, que inclui análises

EDS. Foi analisada a microestrutura da liga comercial e de provetes com diferentes condições de vazamento (ver tabela 5).

Tabela 5 – Condições de vazamento das amostras metalográficas apresentadas.

Cacho	Temperatura de moldação (°C)	Temperatura de vazamento (°C)
C30	379	T _{nor}
C5	470	T _{ex}
C25	650	T _{nor}
C21	650	T _{ex}
C33	650	T _{ex}
C26	858	T _{ex}
C28	858	T _{ex}
C32	922	T _{ex}

Legenda: T_{nor} – Temperatura na abertura da película de óxido; T_{ex} – Temperatura em excesso;

A liga comercial apresenta uma microestrutura constituída por dendrites de cobalto (a claro), confirmado com o espectro da figura 45, e carbonetos (a escuro), como se pode verificar nas figuras 46 e 47. Observaram-se nas imagens com maior ampliação partículas arredondadas e escuras, cujo espectro revelou tratar-se de óxido de silício e alumínio (ver figura 47 e 49).

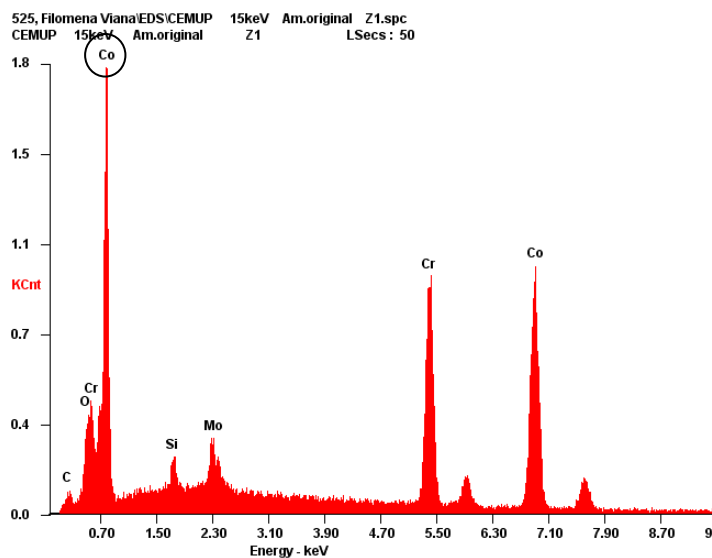


Figura 45 - Espectro de identificação da matriz numa amostra da liga comercial.

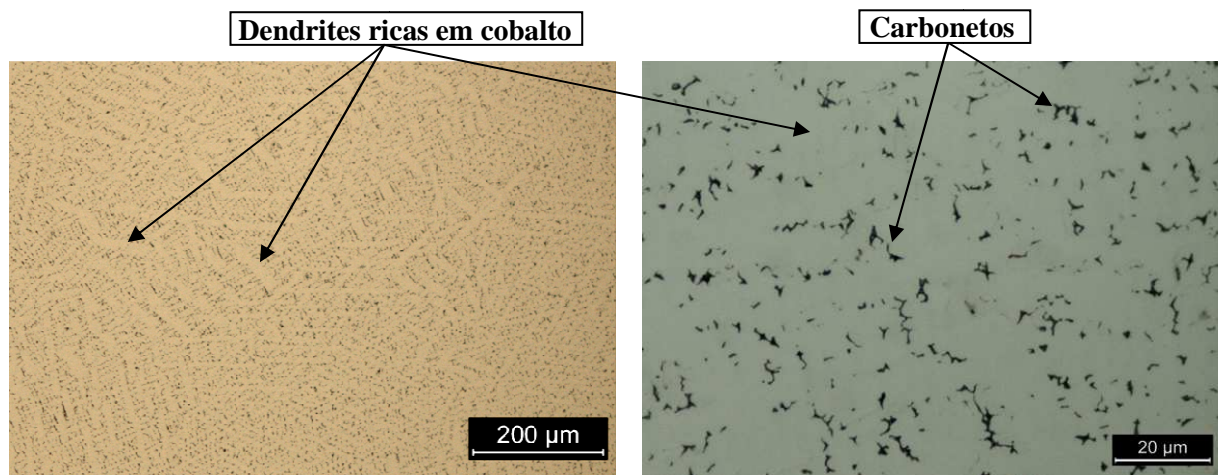


Figura 46 – Microestrutura da liga comercial. Ataque colorido com uma solução de permanganato de potássio e de hidróxido de sódio. Apresenta cerca de 3,6 % de carbonetos

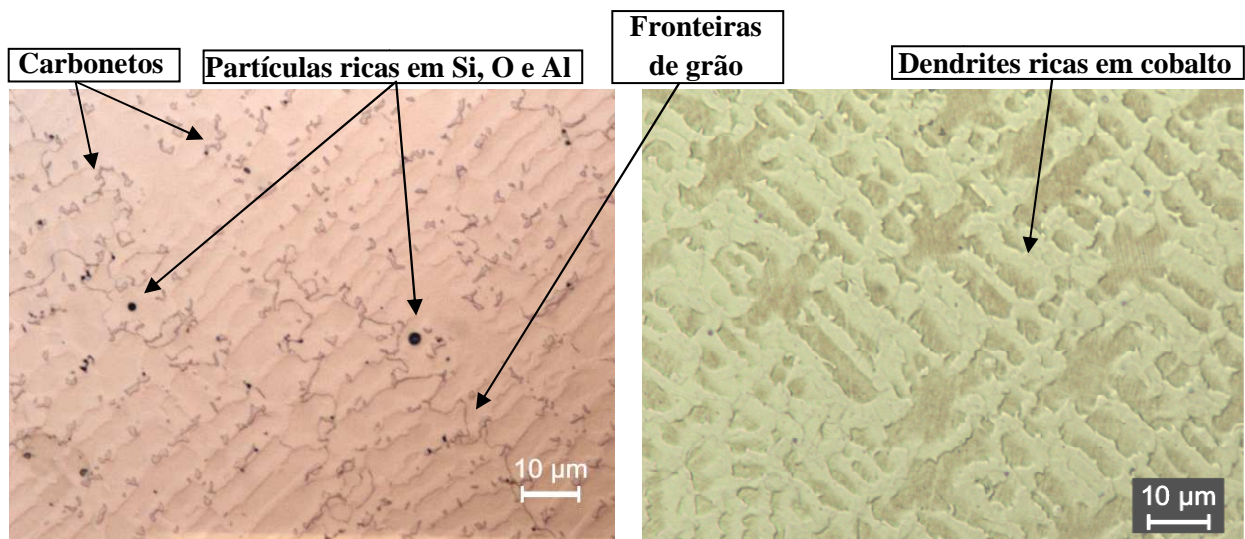


Figura 47 – Microestrutura da liga comercial. À esquerda: Ataque electrolítico com uma solução de ácido oxálico. À direita: revelada com uma solução com de HCl, H₂SO₄ e HNO₃.

O ataque com a mistura de ácidos (HCl, H₂SO₄ e HNO₃) ataca região interdendritica, deixando a claro as dendrites de cobalto (ver figura 47).

Todos os provetes apresentam microrechupes, sobretudo na zona central da cabeça do provete oposta à entrada do metal (ver figura 48).

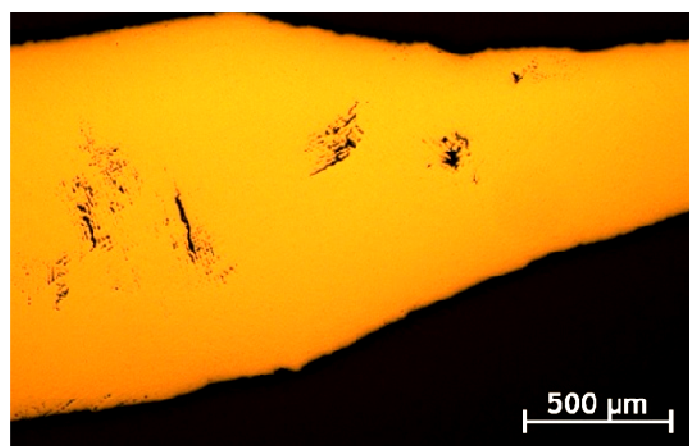


Figura 48 – Microrechupes num provete vazado (C32).

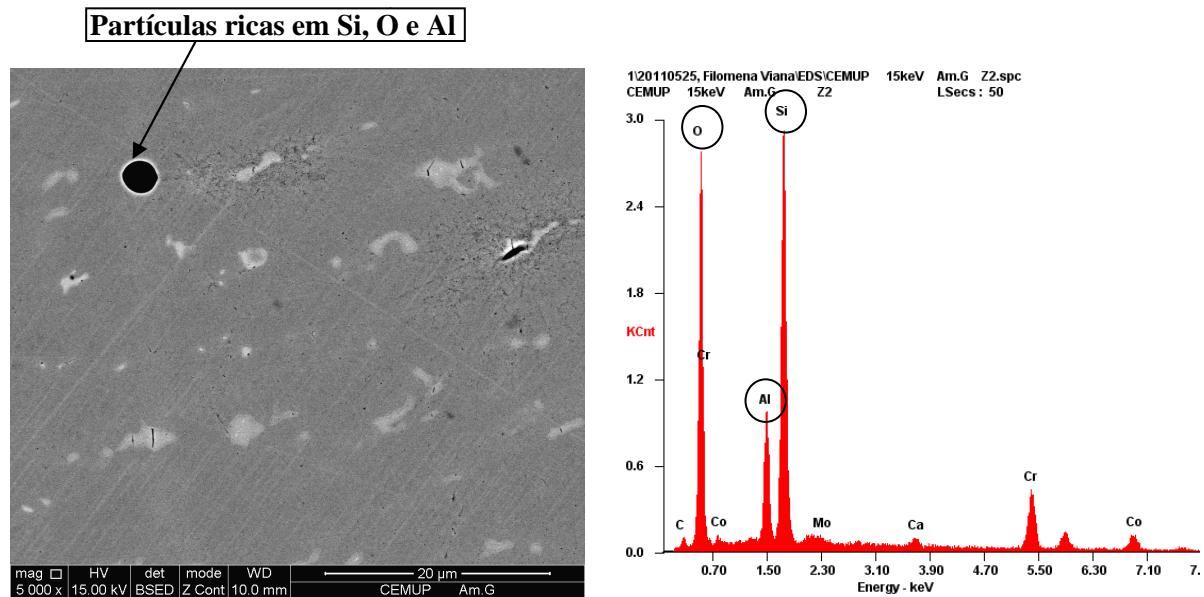


Figura 49- Imagem SEM de provete vazado com excesso de temperatura numa moldação a 858 °C (C28). Espectro da partícula escura rica em oxigénio, silício e alumínio.

Na figura 49 observa-se uma fase clara dispersa por toda a amostra, possivelmente na zona interdendrítica, que apresenta uma quantidade de Molibdénio significativa e uma aproximação dos teores de Cobalto, Crómio e Carbono, supondo corresponder a um complexo destes quatro elementos. Estas manchas observam-se em microscopia óptica quando não é aplicado qualquer ataque (ver figura 50).

Nas figuras 51 a 55 e figura 57 apresentam-se microestrutura de provetes vazados com diferentes temperaturas de vazamento (ver tabela 5).

Na microestrutura dos componentes vazados pode-se observar uma estrutura muito fina constituída por dendrites de cobalto e fases secundárias nas zonas interdendríticas e nas fronteiras de grão. Também se observam inclusões de óxido de silício e de alumínio dispersas na matriz, como na liga comercial.

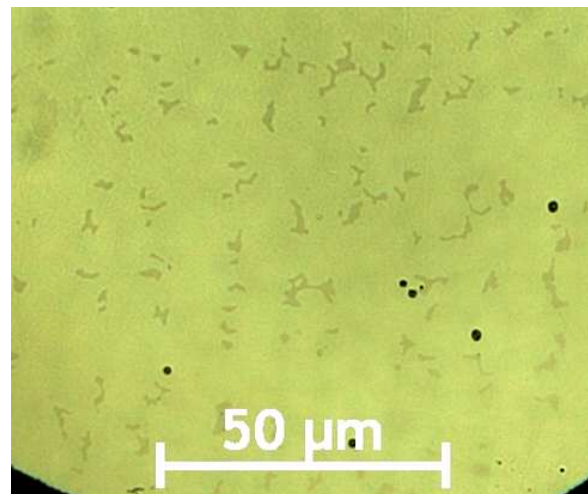


Figura 50 – Microestrutura de provete Cacho vazado com temperatura em excesso numa moldação de gesso a 858 °C (C26). Sem qualquer ataque.

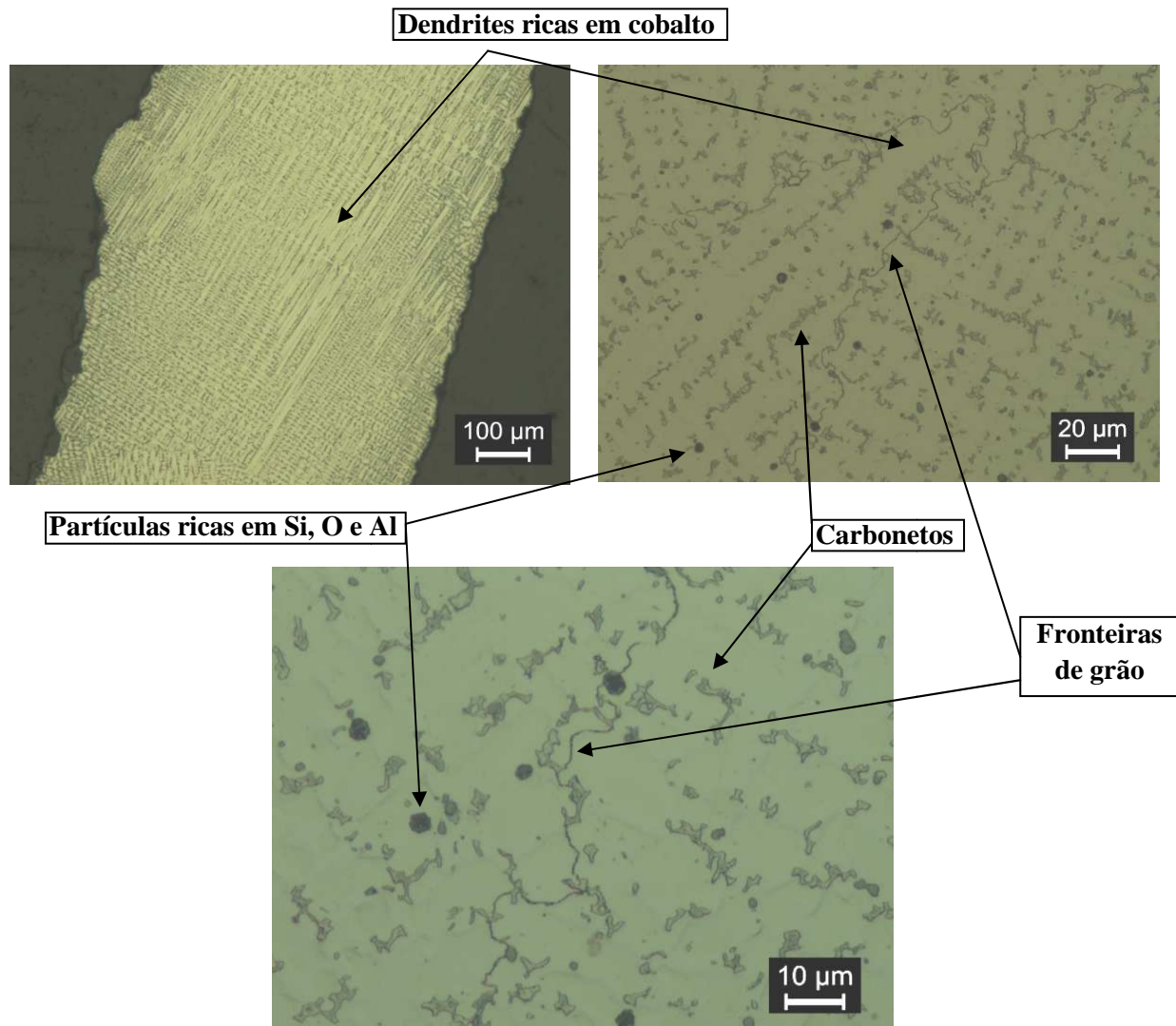


Figura 51 - Microestrutura de provete Cacho vazado com temperatura em excesso numa moldação de gesso a 470 °C (C5). Ataque electrolítico com ácido oxálico a 10 %.

Não se verificam diferenças significativas entre as microestruturas vazadas com diferentes condições de vazamento, excepto, ao nível da precipitação nas fronteiras de grão. Verifica-se que os componentes vazados que solidificam com menor velocidade de arrefecimento (com maiores temperaturas de moldação e de vazamento) revelam maior quantidade de precipitados nas fronteiras de grão, como se pode observar nas microestruturas das figuras 52 e 54. Nas ampliações mais altas e reveladas com o ataque colorido, pode-se verificar que estes precipitados são essencialmente constituídos por constituinte lamelar, idêntico à referida na literatura [11] (ver figura 53).

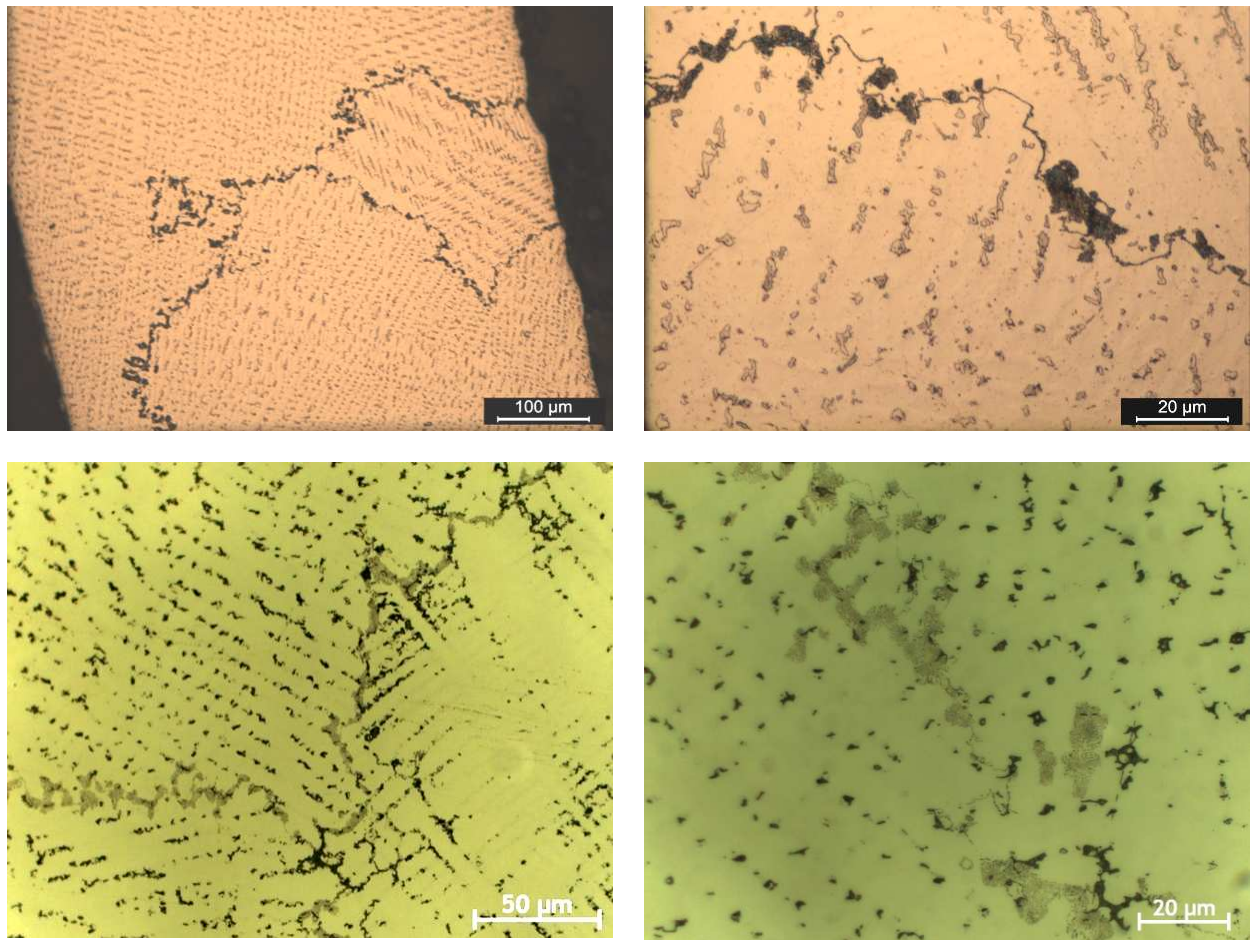


Figura 52 - Microestrutura de um provete vazado com temperatura em excesso numa moldação a 858 °C (C26). Em cima: Ataque electrolítico com uma solução de ácido oxálico a 10 %. Em baixo: Ataque colorido com uma solução de permanganato de potássio e de hidróxido de sódio.

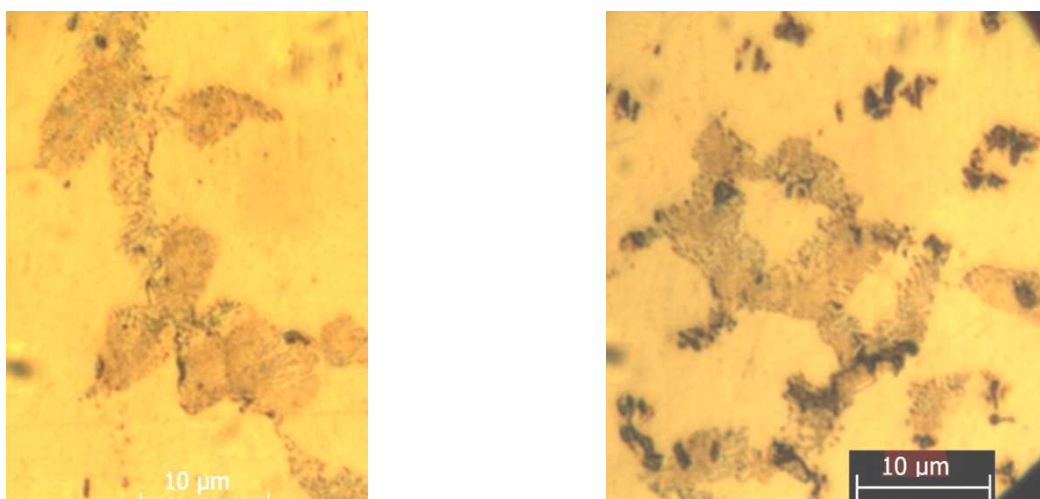


Figura 53 – Pormenor da microestrutura do provete da figura 51, podendo-se observar o constituinte lamelar.

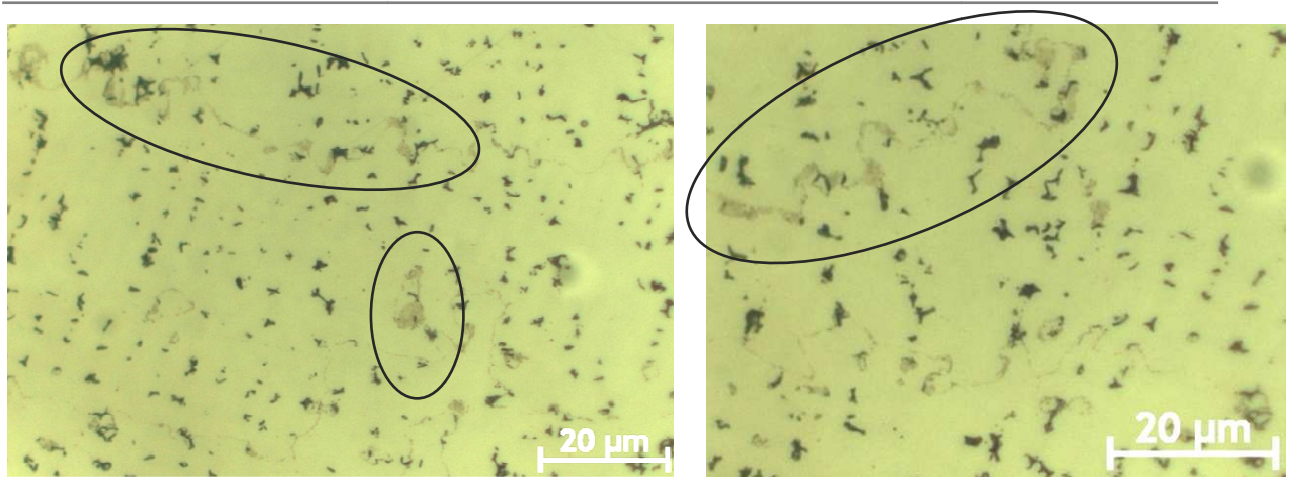


Figura 54 – Microestrutura de um provete vazado aquando da abertura do óxido numa moldação a 379 °C (C30). Ataque colorido com uma solução de permanganato de potássio e de hidróxido de sódio.

Na figura 55, apresenta-se uma imagem do constituinte lamelar obtida em SEM e na figura 56 apresentam-se alguns espectros da análise de EDS das diferentes zonas analisadas.

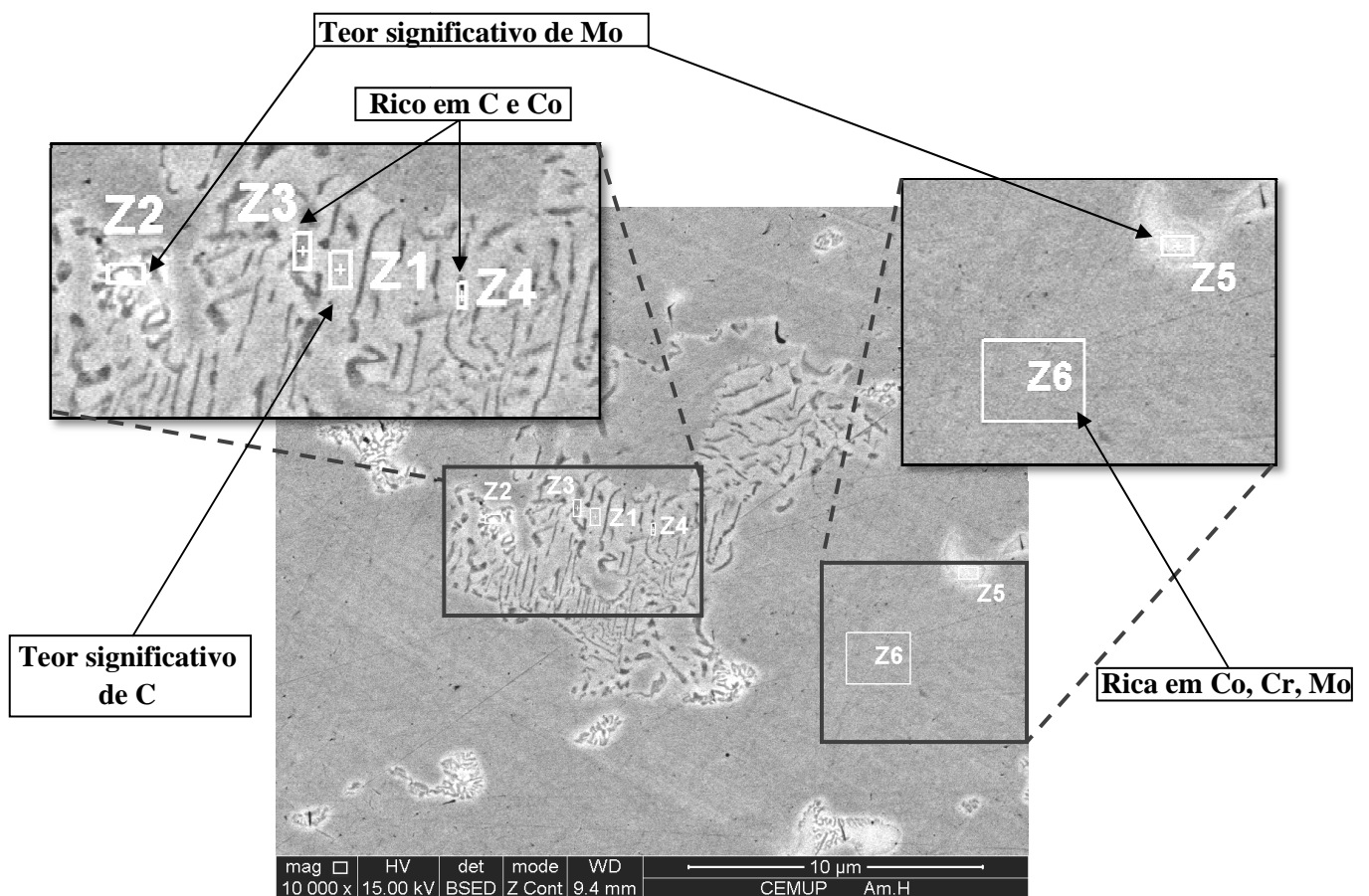


Figura 55- Constituinte lamelar presente num provete vazado com temperatura de vazamento em excesso numa moldação a 922 °C (C32).

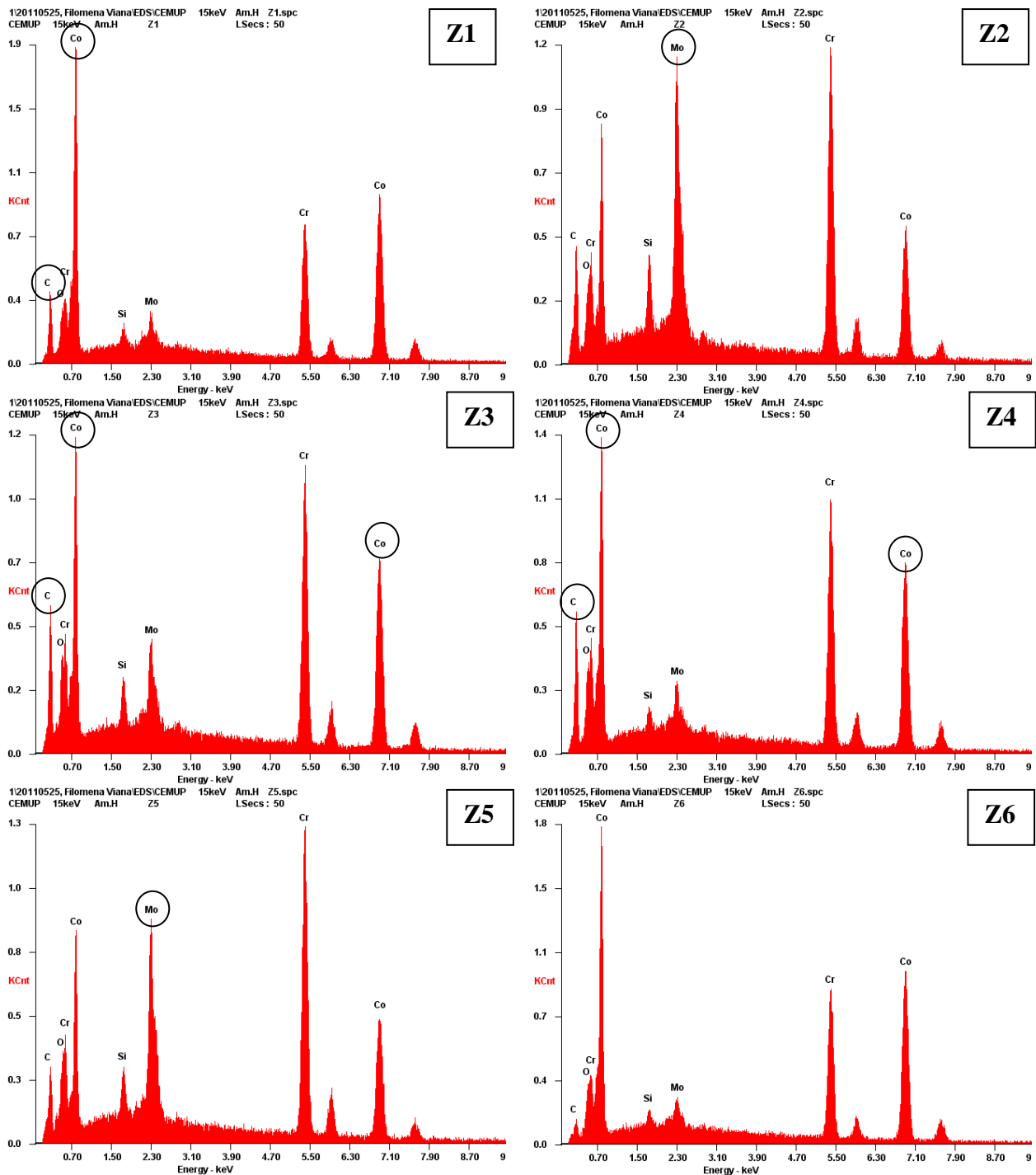


Figura 56 - Espectros de identificação das fases identificadas na imagem SEM da figura 54: Z1, Z2, Z3, Z4, Z5 e Z6, respectivamente.

Pela análise, pode-se constatar que o constituinte lamelar é constituído por uma fase com composição idêntica à da matriz mas enriquecida em carbono (Z1) onde se encontram dispersos carbonetos com diferentes composições (Z3 e Z4), podendo ser carbonetos tipo M_7C_3 , M_6C e $M_{23}C_6$ (M pode ser Co, Cr ou Mo) como referido na bibliografia, sendo neste caso, essencialmente ricos em cobalto.

As zonas claras (Z2 e Z5) apresentam um teor de molibdénio significativo, com composição próxima das manchas brancas apresentadas na figura 49. A matriz (Z6) corresponde à composição da matriz da liga comercial (ver figura 45).

Na análise foi ainda possível observar um outro constituinte, essencialmente na zona da fractura do provete (ver figura 57). Os espectros da análise EDS das diferentes zonas identificadas na figura encontram-se na figura 58.

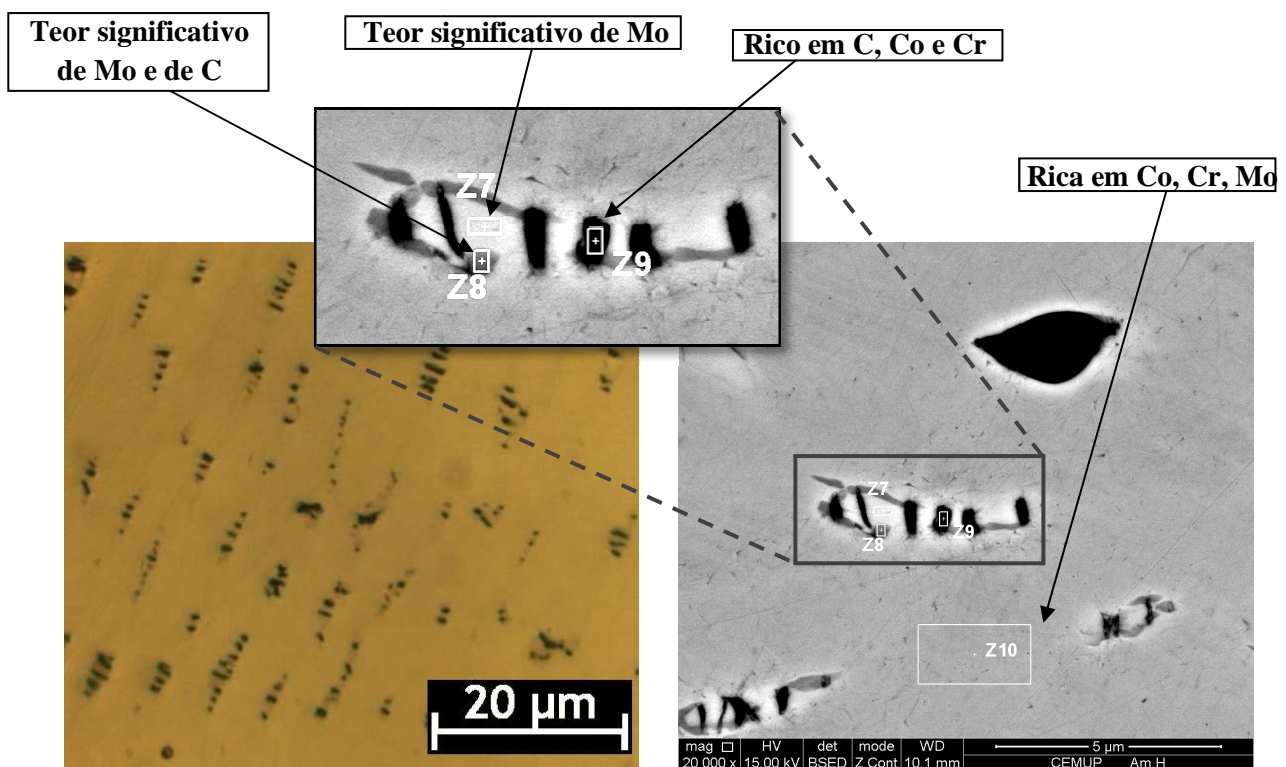


Figura 57 - Microestrutura na zona de fractura de um provete (C32). Ataque colorido com uma solução de permanganato de potássio e de hidróxido de sódio. À esquerda: imagem obtida em microscopia óptica. À direita: imagem obtida em SEM.

A estrutura é constituída por uma zona clara (Z7) que apresenta um teor de molibdénio significativo, com composição próxima das manchas brancas apresentadas na figura 49 e das zonas Z2 e Z5 da figura 55. Esta encontra-se rodeada essencialmente por carbonetos com diferentes composições (Z8 e Z9), podendo ser carbonetos tipo M_7C_3 , M_6C e $M_{23}C_6$ (M pode ser Co, Cr ou Mo) como referido na bibliografia. Neste caso, a zona Z8, poderá corresponder a um carboneto rico em crómio, contendo um teor significativo de molibdénio e a Zona Z9 um carboneto essencialmente rico em cobalto. A matriz (Z10)

corresponde à composição da matriz da liga comercial (ver figura 45) e da matriz (Z6) analisada na figura 55.

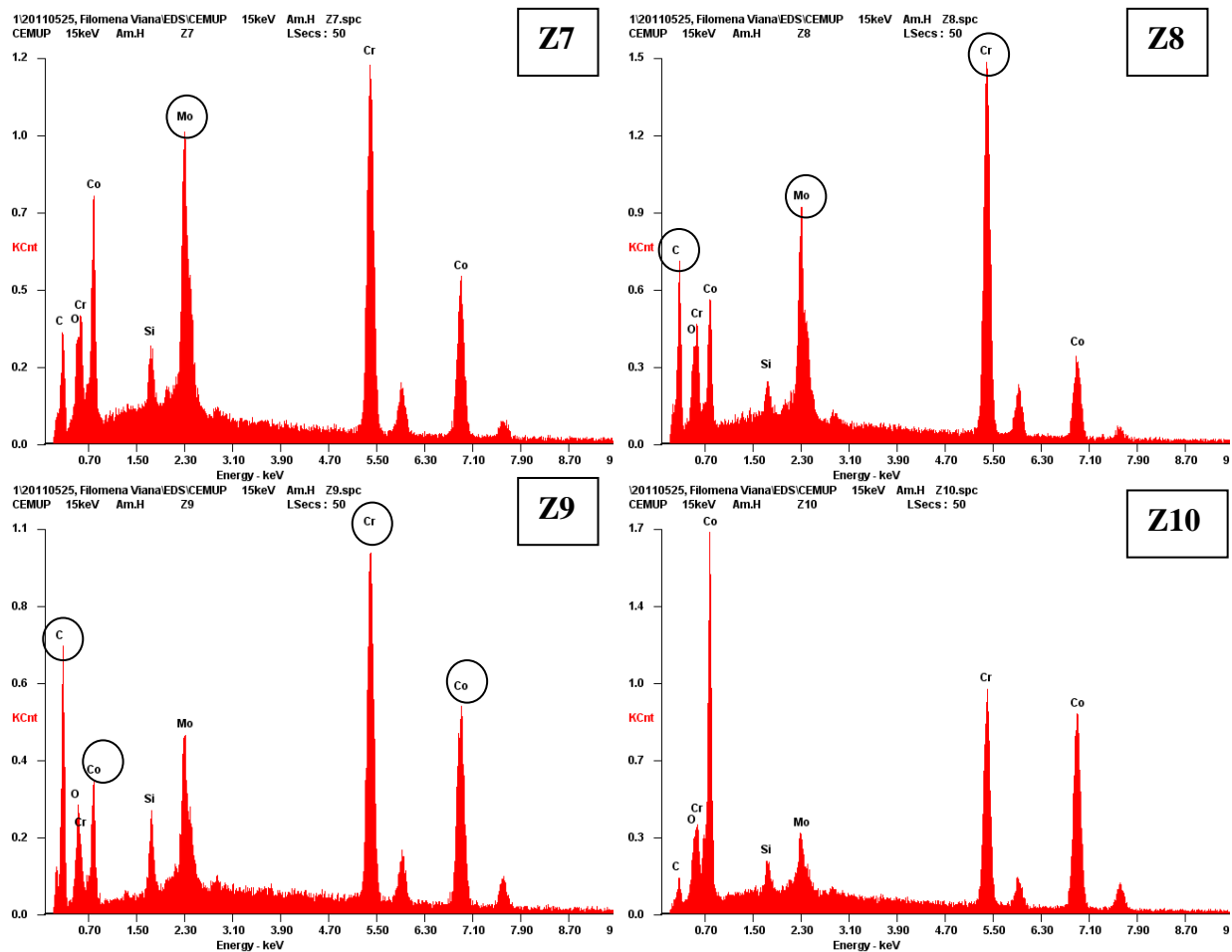


Figura 58 - Espectros de identificação das fases identificadas na imagem SEM da figura 59 da dissertação: Z7, Z8, Z9 e Z10, respectivamente.

Fracção Volúmica de Carbonetos

Na tabela 6 apresentam-se os resultados obtidos nesta análise. A variação de valores observada entre as amostras de diferentes condições de vazamento não é significativa e por isso, estes valores não possuem validade para comparação com microestruturas, nem com propriedades mecânicas. A liga comercial apresenta um valor médio de 3,6 % sendo próximo dos valores referidos na bibliografia para este tipo de ligas (em ligas vazadas é de 5 % e em ligas tratadas termicamente é de 2,5 % [24]).

Tabela 6 – Resultados da análise de fracção volúmica de carbonetos.

Amostras			Área (%)	Máximo (%)	Mínimo (%)
Cacho	Temperatura de moldação (°C)	Temperatura de vazamento (°C)			
C30	379	T _{nor}	4,15	4,82	3,23
C25	650	T _{nor}	3,81	4,40	1,48
C21	650	T _{ex}	6,38	8,03	4,44
C33	650	T _{ex}	3,72	5,04	2,07
C28	858	T _{ex}	4,24	5,17	3,24
C32	922	T _{ex}	3,15	5,03	1,06
Liga comercial			3,61	3,97	3,24

Legenda: T_{nor} – Temperatura na abertura da película de óxido; T_{ex} – Temperatura em excesso.

5.4. Dureza e Tracção

Foram realizados apenas ensaios de microdureza vickers devido à pequena dimensão das amostras. Avaliou-se a dureza da matriz e do constituinte lamelar. A área dos carbonetos é muito reduzida não permitindo obter medições correctas pois a indentação inclui a matriz e o carboneto. Na figura 59 encontram-se exemplos de indentações obtidas nas diferentes fases ensaiadas e respectivo método de medição.

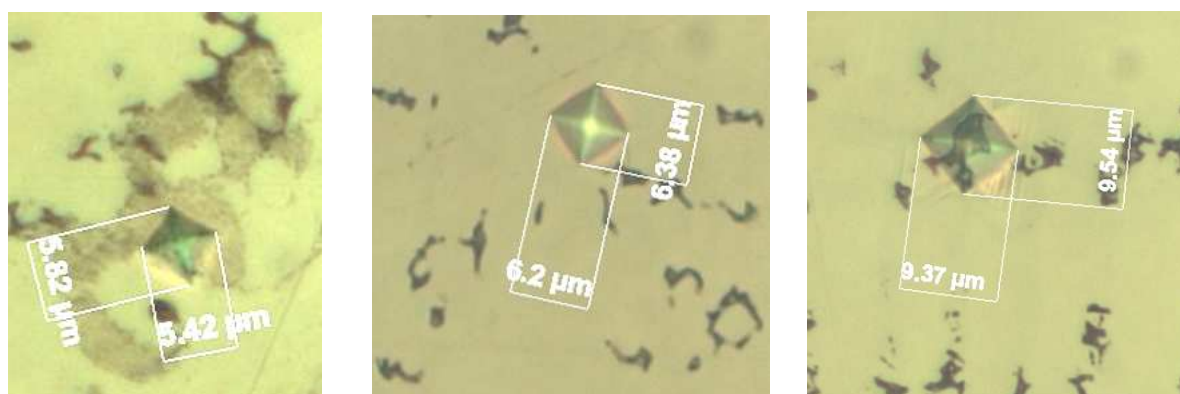


Figura 59 – Indentações vickers: no constituinte lamelar, na matriz e num carboneto (juntamente com a matriz).

Os resultados dos ensaios encontram-se na tabela 7. Pode-se verificar que o constituinte lamelar apresenta uma dureza significativamente superior. Relativamente aos carbonetos, mesmo sendo a indentação numa mistura de carboneto com a matriz, esperava-se

valores de dureza superiores ao da matriz. No caso do cacho C32, este apresenta valores muito baixos e um elevado desvio-padrão associado. Uma hipótese é o ataque não atacar apenas os carbonetos e, nos ensaios de dureza terem sido medidos valores relativos à mistura da matriz com uma outra fase mais macia.

Hero [35] refere, para uma liga de composição idêntica à utilizada e no estado bruto de fundição, valores de durezas do constituinte lamelar de $752 \pm 261_{(10\text{kg})}$ e da matriz de $291 \pm 51_{(10\text{kg})}$. Outros autores, referem valores de dureza superiores de $310 \pm 6_{(20\text{kg})}$ e $380_{(50\text{kg})}$ [24, 32]. Comparando os valores obtidos com os valores referidos pela bibliografia seria que o constituinte apresenta-se uma dureza superior e a matriz uma dureza inferior.

Tabela 7 - Resultados dos ensaios de microdurezas nas diferentes em fases.

Amostras				Mistura de carbonetos e matriz (HV)	Matriz (HV)	Constituinte lamelar (HV)
Amostra	T _m	T _{vaz}	Zona			
C30	379	T _{nor}	Cabeça	494 ± 45	456 ± 103	551
C32	922	T _{ex}	Cabeça	382 ± 155	453 ± 53	586 ± 70
Liga comercial				425 ± 30	472 ± 25	No

Legenda: T_m – Temperatura de moldação; T_{vaz} – Temperatura de vazamento; T_{nor} – Temperatura na abertura da película de óxido; T_{ex} – Temperatura em excesso.

Na tabela 8 encontram-se os resultados obtidos nos ensaios de tracção de provetes obtidos com diferentes condições de vazamento. Não se verifica uma variação coerente de propriedades de tracção com as temperaturas de vazamento e de moldação (velocidade de arrefecimento). Esperava-se existir alguma relação com a percentagem de carbonetos e essencialmente com a presença de constituinte lamelar. Com os resultados obtidos na inspecção visual e nos ensaios de rugosidade, deduz-se que o elevado desvio de padrão obtido encontra-se relacionado com a elevada rugosidade superficial e defeitos.

Os valores obtidos mesmo na escala micro e, com um acessório de tracção desenvolvido propositadamente para o efeito, comparativamente com valores referidos na bibliografia, são superiores, ao nível de resistência à tracção (R_m), sendo a média de 1099 MPa (a bibliografia e o fornecedor referem 900 MPa), de alongamento (A), onde a

média obtida foi de 9 % (a bibliografia refere 5 %, o fornecedor 6,5 %) e no módulo de young (E), onde se obteve uma média de 292 GPa (a bibliografia refere 210- 220 GPa) [3, 24].

Tabela 8 - Resultados médios dos ensaios de tracção.

Cacho	Temperatura da moldação (°C)	Temperatura de vazamento (°C)	R _m (MPa)	A (%)	E (GPa)
C30	379	T _{nor}	1033±86	8±4	314±26
C25	650	T _{nor}	1362	8,8	211
C21		T _{ex}	1104±113	11±5	253±38
C33					
C27	858	T _{nor}	1048±103	7±6	300
C26		T _{ex}	1270±224	11±7	200±92
C28					
C36	922	T _{nor}	1082±103	8±3	332±67
C39					
C32		T _{ex}	998±54	12±4	329±27

Legenda: T_{nor} – Temperatura na abertura da película de óxido; T_{ex} – Temperatura em excesso

6. Conclusões e Propostas de Trabalho Futuro

Neste trabalho explorou-se a técnica de microfundição por modelo perdido utilizando o vazamento por centrifugação na replicação de modelos de pequenas dimensões numa liga de CoCrMo.

O objectivo de replicação de microcomponentes na liga de CoCrMo recorrendo à técnica de microfundição por modelo perdido foi atingido. No entanto, não se conseguiu replicar componentes sãos. Foi possível averiguar o estado dos componentes a nível superficial, microestrutural e de propriedades mecânicas, retirando alguns pressupostos relativamente à influência da variação de algumas variáveis/etapas desta técnica e propostas de melhorias do processo.

Os componentes obtidos apresentam vários defeitos, sendo os mais frequentes: inclusões cerâmicas, porosidade gasosa e bolhas metálicas. Tal demonstra a necessidade de diversas melhorias ao nível do processo. A etapa de preparação da moldação é a que mais contribui para o aparecimento de defeitos, pois possui mais variáveis a controlar e conseqüentemente é a mais exigente a nível de estudo. Uma melhoria rápida e eficaz pode ser obtida pelo desenvolvimento do sistema de gitagem e garantia do controlo da temperatura de vazamento.

Os resultados dos ensaios de rugosidade, como era esperado, sofreram uma grande influência dos defeitos, apresentando melhores resultados para os componentes revestidos com zircónia.

Os resultados dos ensaios de tracção também foram influenciados pela rugosidade superficial, no entanto, os valores obtidos são considerados interessantes atendendo aos valores referidos na bibliografia.

É, assim, evidente a necessidade um elevado rigor no controlo de cada etapa e de cada variável para a obtenção de bons resultados a nível de frequência de defeitos.

Na análise da microestrutura observou-se a típica microestrutura dendrítica, muito fina, com dendrites ricas em cobalto, fases secundárias com diferentes composições, incluindo uma estrutura lamelar e inclusões de óxido de silício e alumínio. As partículas de segunda fase precipitam nas zonas interdendríticas e nas fronteiras de grão, variando a sua composição. O constituinte lamelar, constituído por carbonetos de diferentes composições distribuídos numa outra fase rica em cobalto, precipita especialmente nas fronteiras de grão,

estando a sua precipitação associada a velocidades de arrefecimento baixas. O constituinte lamelar, tal como referido na bibliografia, apresenta uma dureza superior à da matriz, devendo-se possivelmente à elevada concentração de carbono, crómio e cobalto que possui. A microestrutura dos componentes vazados é bastante parecida com a da liga comercial.

6.1. Propostas de Trabalho Futuro

Para a replicação de componentes com dimensões consideravelmente inferiores às obtidas neste trabalho, existem ainda obstáculos a ultrapassar, designadamente, o controlo mais rigoroso da temperatura de vazamento e um estudo pormenorizado do dimensionamento do sistema de gitagem (tendo em conta o vazamento sob pressão) e de simulações de enchimento e solidificação (o software *PRO-CAST*, é o mais indicado). Este estudo deve incluir a análise da forma mais apropriada para a separação dos componentes do sistema de gitagem.

Outros aspectos importantes para a obtenção de componentes com qualidade são: a criação de um local apropriado para o manuseamento e limpeza de modelos (evitando poeiras e sujidades), a melhoria do sistema de mistura da pasta cerâmica e a remoção da moldação mais controlada (um sistema vibratório facilitará a remoção).

Referências Bibliográficas

- [1] Baumeister, G., R. Ruprecht, e J. Hausselt. 2004. "Replication of LIGA structures using microcasting". *Microsystem Technologies* 10(6):484-488.
- [2] Vasco, J. O. C. 2006. "A Micro-Fabricação aplicada ao processo de Micro-Injecção". MSc. Escola de Engenharia, Universidade do Minho. Tese.
- [3] Baltes, H., O. Brand, *et al.* 2005. "Microengineering of Metals and Ceramics, Advanced Micro & Nano systems". Wiley-vch. 357-393 e 523-554.
- [4] Fu, G., N. H. Loh, *et al.* 2005. "Injection molding, debinding and sintering of 316L stainless steel microstructures". *Applied Physics A: Materials Science & Processing* 81 (3):495-500.
- [5] Fu, G., S. G. Li, *et al.* 2008. "Investigation of the dimensional variation of microstructures through the MIM process". *International Journal of Nanomanufacturing* 1:722-735.
- [6] Rath, S., G. Baumeister, e J. Hausselt. 2006. "Investments for casting micro parts with base alloys". *Microsystem Technologies* 12(3):258-266
- [7] Silva, A. 2011. "Microfundição por modelo perdido – Estudo das principais variáveis do processo". Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto. Portugal. Seminário.
- [8] Baumeister, G., K. Mueller, *et al.* 2002. "Production of metallic high aspect ratio microstructures by microcasting". *Microsystem Technologies* 8(2):105-108.
- [9] Baumeister, G., S. Rath, e J. Hausselt. 2006. "Microcasting of Al bronze and a gold base alloy improved by plaster-bonded investment". *Microsystem Technologies* 12(8):773-777.
- [10] Baumeister, G., R. Ruprecht, e J. Hausselt. 2004. "Microcasting of parts made of metal alloys". *Microsystem Technologies* 10(3):261-264.
- [11] Giacchi, J. V., C. N. Morando, *et al.* 2011. "Microstructural characterization of as-cast biocompatible Co-Cr-Mo alloys." *Materials Characterization* 62(1):53-61.
- [12] Jiann, P. Y. 2005. "Fe evaluation of thermal property of mould wall material for investment casting and the effect of layers on the hardness of the casting product". Faculty of Mechanical Engineering. University of Technology Malaysia. Tese.
- [13] Minev, R., S. Dimov, *et al.* 2005. "Capability Study of the Vacuum Investment Casting for Rapid Prototyping and Micro-Manufacturing". *Procedures of Advances Manufacturing Technology* 44: 138-143.

- [14] Ott, D. 1997. "Handbook on Casting and Other Defects - In Gold Jewellery Manufacture". World Gold Council.
- [15] Zhuang, L. Z., e E. W. Langer. 1989. "Effects of cooling rate control during the solidification process on the microstructure and mechanical properties of cast Co-Cr-Mo alloy used for surgical implants". *Journal of Materials Science* 24(2):381-388.
- [16] Faccenda, V. 2003. "Handbook on Investment Casting and Lost Casting Process for Carat Gold Jewellery Manufacture". World Gold Council.
- [17] Stone in Wax Setting: General Casting Advice on Stone in Wax Casting. Disponível em; http://www.srs-ltd.co.uk/technical/stone_wax_setting.html (Acedido a 22/12/2010).
- [18] Battaini, P. 2004. "Investment casting for oral cavity applications: peculiarities and problems." *La Metallurgia Italiana*.
- [19] ASM international. 1998. *ASM Metals Handbook Vol.9 - Metallography and Microstructures*. ASM international. Edição e-book:881.
- [20] Silva Ribeiro, C.A. "Análise de forma apontamento de fundição". Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto. Fundição.
- [21] Vandamme, N. S., e L. D. T. Topoleski. 2005. "Control of surface morphology of carbide coating on Co-Cr-Mo implant alloy". *Journal of Materials Science: Materials in Medicine* 16(7):647-654.
- [22] Matkovic, Tanja, *et al.* 2004. "Effects of Ni and Mo on the microstructure and some other properties of Co-Cr dental alloys". *Journal of Alloys and Compounds* 366(1-2):293-297.
- [23] Carreiro, A., R. Ribeiro, *et al.* 2005. "Evaluation of the castability of a Co-Cr-Mo-W alloy varying the investing technique." *Brazilian Dental Journal* 16:50-55.
- [24] Cawley, J., J. E. P. Metcalf, *et al.* 2003. "A tribological study of cobalt chromium molybdenum alloys used in metal-on-metal resurfacing hip arthroplasty". *Wear* 255(7-12): 999-1006.
- [25] Gupta, K. 2005. "The Co-Cr-Mo (Cobalt-Chromium-Molybdenum) System". *Journal of Phase Equilibria and Diffusion* 26 (1):87-92.
- [26] EnvisionTEC's® WIC 300. Disponível em: <http://www.envisiontec.de/index.php?id=105&L=%2525252523%2525252523%25252523LANGID%2525252523%252525252> (Acedido a 29/12/2010).

- [27] Wax Print Coping. Disponível em: <http://www.custom-milling.com/PDF/Wax%20Print%20Coping%20Sales%20Sheet.pdf> (Acedido a 29/12/2010).
- [28] “Troubleshooting – Crown and bridge technique” Dentaurum. Catálogo. Disponível em: <http://www.dentaurum.de/files/989-807-20.pdf> (Acedido a 28/02/2011).
- [29] Safety instructions and general instructions for BEGO investment materials. Disponível em: http://www.laboshop.com/fileadmin/media/ga/40157_ga_enu.pdf (Acedido a 30/12/2010).
- [30] Folheto de instruções da Feguramend do cerâmico Mc-Vest Micro.
- [31] Remanium[®] GM 380+. Disponível em: <http://www.dentaurum.de/files/989-330-00.pdf> (Acedido a 11/11/2010).
- [32] Lashgari, H. R., S. Zangeneh, et al. 2010. "Microstructural evolution during isothermal aging and strain-induced transformation followed by isothermal aging in Co-Cr-Mo-C alloy: A comparative study". *Materials Science and Engineering: A* 527(16-17): 4082-4091.
- [33] Zangeneh, S., H. R. Lashgari, et al. .2010. "Effect of isothermal aging on the microstructural evolution of Co-Cr-Mo-C alloy". *Materials Science and Engineering: A* 527(24-25): 6494-6500.
- [34] Mineta, S. N., Shigenobu; Yoneda, Takashi; Ueda, Kyosuke; Narushima, Takayuki. 2010. "Carbide Formation and Dissolution in Biomedical Co-Cr-Mo Alloys with Different Carbon Contents during Solution Treatment". *Metallurgical and Materials Transactions A* 41(8): 2129-2138.
- [35] Herø, H. .1984. "Effects of casting temperature on some properties of Co-Cr-Mo dental casting alloys". *Acta Odontologica Scandinavica* 42(6): 371 - 377.
- [36] Song CB, P. H., Seong HG, López HF .2006. "Development of athermal epsilon-martensite in atomized Co-Cr-Mo-C implant alloy powders". *Acta Biomater* 2: 685-689.
- [37] López, H. F. and A. J. Saldivar-Garcia .2007. "Martensitic Transformation in a Cast Co-Cr-Mo-C Alloy". *Metallurgical and Materials Transactions A* 39(1): 8-18.
- [38] Pc-Based Casting Process Simulation Software. SOLIDCAST. Disponível em: <http://outgoing.finitesolutions.com/DownloadPage/SOLIDCast%20Workbook%208-0-94%209-17-10.pdf> (Acedido a 25/03/2011)
- [39] Gäumann. M, Sholapurwalla. A. “Investment Casting Simulation”. Calcom. Disponível em: <http://www.esi->
-

group.com/products/casting/publications/Articles_PDF/T_InvestmentCasting.pdf

(Acedido a 07/04/2011)

Anexos A – Registo da Inspeção Visual

Tabela 9 – Registo por tipo e frequência de defeito da inspeção visual dos componentes obtidos.

Amostras			Defeitos											Descrição resumida de alguns cachos replicados
			Rebarba	Inclúções de cerâmico	Superfícies granulosas	Gotas metálicas	Oxidação superficial	Porosidade gasosa	Enchimento incompleto	Rechupes	Deformações	Partículas estranhas		
	T _m	T _{vaz}												
C7	379	T _{nor}	Gesso	NA	NO	NO	NO	AM	NO	A	NO	A	NO	11 palitos
C30	379	T _{nor}	Mc-Vest	NA	AM	NO	A	AP	AM	NO	A	AP	AP	4 provetes; 2 palitos
C35	379	T _{nor}	Zircónia	NA	AP	NO	NA	NA	AP	AM	NO	A	NO	7 provetes; ataques grossos
C38	379	T _{nor}	Zircónia	NA	NO	NO	NA	NA	AP	AM	NO	NA	NO	7 provetes; ataques grossos
C3	470	T _{nor}	Gesso	NO	NO	NO	NO	AM	NO	NO	NO	NO	NO	Fracturou: sobrou 2 palitos
C5	470	T _{ex}	Gesso	AM	NO	AM	NO	AM	NO	NA	NO	NO	NO	6 provetes; placa com detalhes
C11	650	T _{nor}	Bellavest	NA	NO	NO	AP	AM	NO	NO	AM	AM	NO	1 provete; 6 palitos
C25	650	T _{nor}	Mc-Vest	NA	AM	AP	AM	AP	A	A	NO	AP	A	Mold. peq.; 2 provetes; 1 palito
C21	650	T _{ex}	Bellavest	NA	AM	NO	NA	AP	AM	NA	NO	NA	NO	4 provetes
C33	650	T _{ex}	Mc-Vest	NA	AM	NO	A	AP	A	NA	AM	AP	NO	4 provetes; 3 rodas dentadas
C23	741	T _{ex}	Mc-Vest	NA	AM	NO	AM	A	AM	A	NO	NA	NO	4 provetes; 2 palitos
C31	858	T _{nor}	Mc-Vest	AM	NO	NO	NO	A	NO	NA	NO	NO	NO	3 placas
C27	858	T _{nor}	Mc-Vest	NA	A	AP	AP	AP	AM	NA	AM	NA	NO	Moldação pequena
C34	858	T _{nor}	Zircónia	NA	NA	NA	NA	NA	AP	A	NO	AP	NO	Moldação pequena; Só palitos
C26	858	T _{ex}	Mc-Vest	AP	A	NO	A	AP	A	NA	AM	AP	NO	5 provetes
C28	858	T _{ex}	Mc-Vest	A	AM	NO	NA	AP	AM	NA	NO	NA	NO	Moldação pequena; 3 provetes
C29	858	T _{ex}	Mc-Vest	A	A	A	AM	AP	A	NO	AM	A	NO	5 provetes e 2 palitos
C24	876	T _{nor}	Mc-Vest	AM	A	A	A	AM	AM	NO	AM	AP	AM	Mold. peq.; 2 provetes 1 palito
C36	922	T _{nor}	Mc-Vest	NA	AM	NO	AP	AP	AP	NA	NO	AM	A	7 provetes; ataques grossos
C37	922	T _{nor}	Zircónia	NA	A	NO	A	AP	A	AM	NO	AM	AP	6 provetes; ataques grossos
C39	922	T _{nor}	Zircónia	AP	NO	NO	A	AP	NO	NA	NO	A	NO	8 provetes
C32	922	T _{ex}	Mc-Vest	A	AM	A	AM	AM	A	NO	AM	AP	NO	4 provetes; 3 rodas dentadas

Legenda: T_m – Temperatura de moldação; T_{vaz} – Temperatura de vazamento; T_{nor} – Temperatura na abertura da película de óxido; T_{ex} – Temperatura em excesso; AM – Aparenta possuir muito; A- Aparenta possuir; AP- Aparenta possuir pouco; NA- Não aparenta possuir; NO- Não observado.