



FCTUC FACULDADE DE CIÊNCIAS  
E TECNOLOGIA  
UNIVERSIDADE DE COIMBRA

DEPARTAMENTO DE  
ENGENHARIA MECÂNICA

## **Para o fabrico de estruturas alveolares por processos aditivos**

Dissertação apresentada para a obtenção do grau de Mestre em Engenharia  
Mecânica na Especialidade de Produção e Projeto

**Autor**

**Luís Filipe Figueiredo Dias**

**Orientadoras**

**Maria Teresa Freire Vieira**

**Ana Rita Farinha**

**Júri**

<b>Presidente</b>	<b>Professor Doutor Bruno Miguel Quelhas Sacadura Cabral Trindade</b> Professor Associado da Universidade de Coimbra
<b>Vogais</b>	<b>Professor Doutor Artur Mateus</b> Professor Adjunto do Politécnico de Leiria
<b>Orientadora</b>	<b>Professora Doutora Maria Teresa Freire Vieira</b> Professora Catedrática da Universidade de Coimbra

**Coimbra, 24 de Julho, 2015**

“É muito melhor lançar-se em busca de conquistas grandiosas, mesmo expondo-se ao fracasso, do que alinhar-se com os pobres de espírito, que nem gozam muito nem sofrem muito, porque vivem numa penumbra cinzenta, onde não conhecem nem vitória, nem derrota.”

Theodore Roosevelt.

Aos meus pais, avós, à Liliana e por aqueles que por muito ou por pouco contribuíram e contribuem para o meu sucesso.

## Agradecimentos

Depois de todo este trabalho realizado é importante referir o quanto foi útil no meu crescimento tanto como pessoa, como a nível de conhecimentos adquiridos, e portanto tudo isto não seria possível, se não estivessem presentes ao longo de todo o trabalho as pessoas que seguidamente irei fazer referência.

Primeiramente queria agradecer a Professora Doutora Maria Teresa Vieira, pela disponibilidade em querer ser a minha orientadora de dissertação de mestrado e por todo o acompanhamento, deveras importante, ao longo de toda esta jornada.

À Doutora Ana Rita Farinha pelo acompanhamento, ajuda em grande parte das tarefas realizadas e prontidão demonstrada.

À Professora Doutora Ana Paula Piedade pela ajuda e prontidão em toda as duvidas solicitadas por mim.

À Engenheira Catarina Batista, pela ajuda na conceção dos pós usados e na determinação da condutividade térmica das peças.

À Doutora Elsa Sequeiros, pela ajuda na determinação de porosidades e microestruturas de algumas amostras.

Ao projeto “QREN DIM – Direct Intelligent Mold – 38823” – pelo financiamento concedido.

Ao CDRsp e à equipa pela disponibilização do equipamento SLM e pela atenção e disponibilidade demonstrada.

Aos amigos e família por me terem apoiado nos momentos bons e maus ao longo desta jornada.

À Liliana Nunes por tudo o que fez e tem feito para o bem do meu sucesso e na realização dos meus objetivos.

Por último à Maria de Soledade Oliveira por ter sido uma mulher excepcional, por todo o carinho e amor demonstrado ao longo de toda a minha vida, contribuindo para toda a minha felicidade e sucesso.

A TODOS VÓS O MEU MUITO OBRIGADO.

## Resumo

Na atualidade o mercado é caracterizado por uma enorme competitividade, marcado por uma oferta a custos e qualidade muito semelhantes, exige que todas as entidades empresariais inovem a cada momento e ofereçam respostas rápidas, a todos os consumidores. Portanto, a inovação dos produtos passou a ter um rumo associado a produção personalizada. Assim, os processos aditivos começaram a ter uma presença com algum peso nos dias que correm, estima-se que haja um forte aumento nos anos que se avizinham, caracterizado pela possibilidade de fabrico de peças com elevada complexidade e personalização, por recurso a um processo comparativo ao das impressoras. Cada indivíduo personaliza o produto a seu gosto e com um clique envia essa informação para um equipamento, impressora, e esta encarrega-se, linha a linha, a transferir algo em formato digital para uma conteúdo físico. Este processo tem sido utilizado também para o fabrico de peças para diversos sistemas, sendo de salientar insertos e canais de arrefecimento de moldes de injeção de polímeros. A transferência de calor é um fator economicamente decisivo para a indústria de produção de componentes por processos replicativos, pois está na base do custo do produto. O presente estudo visa a utilização de dois materiais metálicos (bimetais) para incrementar a condutividade térmica do material dominante (aço ferramenta H13), e em consequência aumentar a cadência de produção. Na presente dissertação fica demonstrado que para uma maior eficácia térmica o processo de composição dos pós é determinante. Os pós de aço revestidos por cobre, por recurso à pulverização catódica, são a mistura mais conveniente, como matéria-prima para a fusão seletiva por laser (SLM). No entanto, a quantidade de cobre introduzida no material compósito, pelo processo de revestimento, cerca de 7% pd., é insuficiente para evidenciar um efeito inequívoco sobre o aumento da condutibilidade térmica da matriz de aço pela adição de cobre.

**Palavras-chave:** Fusão Seletiva por Laser (SLM), bimetais, revestimento de pós, cobre, aço ferramenta AISI H13, condutividade térmica.

## Abstract

Today the market is characterized by an impressive competitiveness, expressed by low cost associated to a high quality. The stakeholders must innovate every second offering quick responses containing innovation. Therefore product innovation now has a direction to custom manufacturing. Additive processes began to have a strong presence, estimating growing in the next years, featured with the possibility of manufacturing parts with highly complex and individual customization. This is a comparative process to printers in each one can customize the product with one click. Information goes to a device, printer, and this takes care line by line, to transfer something in digital format for a physical content.

Now additive process of metallic powder has being used for manufacturing parts for different systems, emphasizing inserts and cooling channels of polymers injection molds. Where heat transfer is an economical and decisive factor for parts production rate in replicative manufacturing processes.

The present study aims to use two metals (bimetals) to increase the thermal conductivity of the typical mold material (H13 tool steel) and consequently increase the production rate using additive processing. In order to increase the high thermal efficiency besides geometry the addition to the steel of a metal with high thermal conductivity is crucial. Steel powders coated copper, by sputtering are shown to be the most convenient mixture as a raw material for selective laser melting (SLM). However, the content of copper introduced into the composite material by the coating process, about 7% wt., it is not enough to show a clear effect on the increasing of thermal conductivity of the steel matrix.

**Keywords** Selective laser melting (SLM), bimaterials, powder coating, AISI H13 tool steel, thermal conductivity.

## Índice

Índice de Figuras .....	vi
Índice de Tabelas .....	viii
Simbologia e Siglas .....	ix
Simbologia.....	ix
Siglas .....	ix
INTRODUÇÃO.....	1
1. Revisão bibliográfica.....	3
1.1. Fabricação aditiva .....	4
1.2. Fusão Seletiva por Laser .....	7
1.2.1. Parâmetros .....	9
1.2.2. Análise Swot da Tecnologia SLM.....	13
1.2.3. Materiais .....	14
1.3. Fusão Seletiva por Laser & Fresadora (Máquina Híbrida).....	15
2. Materiais e Técnicas experimentais.....	18
2.1. Pó de aço H13 .....	18
2.2. Caracterização do Pó .....	18
2.2.1. Microscopia Eletrónica de Varrimento.....	18
2.2.2. Espectrometria de Difração Laser .....	19
2.2.3. Difração Raios X .....	20
2.2.4. Picnometria de Hélio .....	20
2.2.5. Ultramicroindentação .....	21
2.3. Caracterização da Tecnologia SLM.....	22
2.4. Caraterização das peças .....	24
2.4.1. Microscopia ótica .....	24
2.4.2. Ataque químico .....	24
2.4.3. Macroindentação .....	24
2.4.4. Microindentação .....	25
2.4.5. Microscopia Eletrónica de Varrimento.....	26
2.4.6. Difração Raios X .....	26
2.4.7. Energia dispersiva de espectroscopia de raios X.....	26
2.4.8. Microscopia de Foco Infinito .....	26
2.4.9. Espectroscopia de plasma indutivamente acoplado.....	27
2.4.10. Condutividade térmica .....	27
3. Resultados e discussão .....	28
3.1. Condições de mistura de pó de aço H13 com pó de Cobre .....	28
3.1.1. Moagem de pó H13 com pó de cobre.....	28
3.1.2. Pó de aço H13 revestido com cobre .....	29
3.2. Caraterização do pó antes e após mistura .....	30
3.2.1. Fator de forma e distribuição granulométrica do pó.....	30
3.3. Caracterização dos componentes processados por processos aditivos .....	33
3.3.1. Rugosidade .....	34
3.3.2. Porosidade .....	36
3.3.3. Microestrutura .....	36

---

3.3.4. Análise física.....	40
3.3.5. Análise da composição química das amostras.....	41
3.3.6. Composição química .....	43
3.3.7. Dureza.....	44
3.3.8. Condutividade térmica.....	45
Conclusões.....	48
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	50
Anexo .....	56

## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1.1 Etapas de processamento de processos inseridos na Fabricação Aditiva (adaptado [4]) .....	5
Figura 1.2 Aperto de segurança de fivela de cinto de avião [4] .....	6
Figura 1.3 Comparação custo/complexidade de processos convencionais vs fabricação aditiva (adaptado [4]) .....	7
Figura 1.4 Diagrama Ishikawa aplicado à tecnologia SLM .....	8
Figura 1.5 Esquema representativo das etapas de produção na tecnologia SLM (adaptado [3]).....	8
Figura 1.6 Estratégias de varrimento do laser (adaptado [17]).....	11
Figura 1.7 Distância de varrimento do feixe laser (adaptado [17]).....	12
Figura 1.8 Ângulo de passagem de feixe laser em camadas sucessivas (adaptado [17])....	13
Figura 1.9 Equipamento multitarefa " Hybrid Multi-Tasking – INTEGREGX i-400" [35]..	16
Figura 1.10 Equipamento "LUMEX Avance-25" [36].....	17
Figura 2.1 Ilustração do varrimento do feixe de electrões na superfície de uma amostra e suas reflexões [41].....	19
Figura 2.2 Equipamento SLM 125 HL [43] .....	22
Figura 2.3 Ilustração do componente fabricado e respetivas indentações.....	25
Figura 3.1 Partículas de pó de aço H13 misturado com pó de cobre .....	29
Figura 3.2 Partículas de pó de aço H13 revestidas com Cobre .....	30
Figura 3.3 Partículas de pó (SEM) .....	31
Figura 3.4 Distribuição granulométrica de partículas de pó de aço H13, típicas para processos aditivos.....	31
Figura 3.5 Distribuição granulométrica das partículas de pó de cobre .....	32
Figura 3.6 Distribuição granulométrica da mistura de H13 com cobre.....	32
Figura 3.7 Distribuição granulométrica de partículas de H13 revestido com cobre .....	33
Figura 3.8 Paralelepípedos produzidos pela tecnologia SLM a) Teste 1 b) Teste 2 c) Teste 3 .....	34
Figura 3.9 Diferentes rugosidades para valores iguais de $R_a$ [46].....	34
Figura 3.10 Rugosidade das peças produzidas por SLM, superfície topo do Teste 1 A), superfície lateral Teste 1 B), superfície topo do Teste 2 C), superfície lateral Teste 2 D), superfície topo do Teste 3 E) e superfície lateral Teste 3 F).....	35
Figura 3.11 Microestruturas Teste 1 topo a) e c) e lateral b) e d) .....	37



---

Figura 3.12 Microestruturas do Teste 2, topo a) e c) e lateral b) e d). .....	38
Figura 3.13 Esquema de solidificação da <i>pool</i> de material fundido (adaptado [47]).....	39
Figura 3.14 Esquema de distribuição de temperatura com a variação velocidade de varrimento [47].....	39
Figura 3.15 Microestruturas das amostras do Teste 3 a) Topo e b) Lateral .....	40
Figura 3.16 Difrátogramas dos pós e após processamento por SLM .....	41
Figura 3.17 Mapa de distribuição elementar do Fe e do Cu (Teste 1) .....	42
Figura 3.18 Mapa de distribuição elementar do Teste 2.....	43
Figura 3.19 Comparação de dureza das amostras analisadas .....	45
Figura 3.20 Esquema representativo de várias estruturas: a) com inclusões fechadas; b) com interpenetração de componentes; c) com ambos (adaptado [48]). .....	46

---

## ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1.1 Especificações do equipamento "LUMEX Avance-25" [37] .....	17
Tabela 2.1 Composição química de um aço ferramenta H13 (AISI) [38].....	18
Tabela 2.2 Condições operacionais do equipamento SLM 125 HL [43] .....	23
Tabela 2.3 Parâmetros operatórios .....	23
Tabela 2.4 Parâmetros usados na avaliação da condutividade térmica .....	27
Tabela 3.1 Constituintes do moinho usado.....	28
Tabela 3.2 Parâmetros de mistura usados no moinho .....	28
Tabela 3.3 Condições operacionais da Pulverização Catódica.....	29
Tabela 3.4 Valores de rugosidade resultante da análise das superfícies de topo e lateral das amostras.....	35
Tabela 3.5 Valores de Dureza das amostras analisadas .....	44
Tabela 3.6 Resultados de condutividade térmica face a porosidade das amostras.....	46

## **SIMBOLOGIA E SIGLAS**

### **Simbologia**

*e* – Espessura de camada

*v* – Velocidade de varrimento

*DV* – Distância entre varrimentos

*P* – Potência

*d* – Diâmetro

$\lambda$  – Comprimento de onda

*HV* – Dureza Vickers

*F* – Força

### **Siglas**

SLS – Selective Laser Sintering

SLM – Selective Laser Melting

EBM – Electron Beam Melting

ASTM – American Society for Testing and Materials

CAD – Computer Aided Design

STL – StereoLithography

CNC – Computer Numeric Control

AISI – American Iron and Steel Institute

SEM – Scanning Electron Microscopy

XDR – X-Ray Diffraction

EPMA – Electron Probe Micro Analysis

## INTRODUÇÃO

Na realidade atual, o mundo industrial tende a procurar soluções ou até mesmo alternativas para os processos existentes para concepção de peças, já que a necessidade urge no sentido da minimização dos custos de produção, aumento da cadência de produção, qualidade de produto e garantia verde.

Com a evolução de processos aditivos e sua implementação no mundo industrial parte destas questões foram minimizadas, já que são processos que têm como base de construção a geometria da peça, construindo-a camada a camada, em vez de usar processos subtrativos ou replicativos. Como é sabido, para chegar à geometria final da peça, usando processos subtrativos é-lhes inerente a produção de elevadas quantidades de resíduos, devido ao arrancamento do material e à necessidade da peça passar por diferentes processos de fabrico/acabamento, para se conseguir obter a peça final. No caso dos processos aditivos, em particular na injeção de metais e pós metálicos, há sempre excedentes provenientes dos sistemas de gitagem e alimentação.

O trabalho apresentado visa o uso de um processo da grande família dos processos aditivos, nomeadamente a fusão seletiva por laser (Selective Laser Melting) aplicada a um novo procedimento, em vez de um só metal o uso concomitante de dois metais com diferentes propriedades (bimetal).

Na dissertação enveredar-se-á pela via da utilização de pós constituídos por dois materiais diferentes. Tal advém da necessidade de aumentar a condutividade térmica do componente/inserto em H13, sem que haja perda substancial de propriedades mecânicas. O presente estudo será a base para o fabrico de estruturas alveolares em bimetais, que potenciem a condutividade térmica do componente. Também serve de base para numa próxima fase ser possível usar estes materiais na produção de insertos de moldes com canais internos de refrigeração para aumento da cadência de produção de por processos replicativos de injeção.

O trabalho realizado é exposto em três capítulos, o primeiro dos quais apresenta uma revisão bibliográfica sobre toda a envolvente à tecnologia de fabrico aditivo selecionada. O segundo capítulo contém todas as técnicas usadas na caracterização das peças

produzidas ao longo do trabalho experimental. O terceiro capítulo compreende todos os resultados dos testes efetuados aos espécimes produzidos. Por último, é apresentada a conclusão do trabalho, onde estão apontados todos os pontos fortes conseguidos e os desafios futuros para o melhoramento do seu desempenho.

## 1. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

No Mundo presente há necessidade de cada vez mais ter produções com elevadas cadências, nomeadamente na injeção de plásticos, com uma necessidade bastante visível de fazer produtos cada vez com melhor desempenho e com menores dimensões, mas que não fiquem aquém em propriedades dos macrocomponentes. Na década de 80 surgiram as tecnologias aplicadas à configuração de pós denominadas por pulverometalurgia, à semelhança do que já tinha sido feito muito antes, como são exemplo os Incas (3000 AC) que usaram pós de ouro para fabricar joias, e na era moderna os que usaram pó de tungsténio para fabricar filamentos de lâmpadas, Coolidge (1910) [1].

Na década de 80, na Universidade do Texas, no Departamento de Engenharia Mecânica, o estudante Carl Deckard, desenvolveu a primeira máquina de SLS (Selective Laser Sintering), iniciando uma tecnologia que tem vindo a ser melhorada/modificada ao longo do tempo, até aos dias de hoje.

Após alguns anos do invento, os equipamentos deixaram de ser só académicos e começaram a ser comercializados, a resposta do mercado perante esta inovação tecnológica foi adquirir este tipo de máquinas para poder fabricar protótipos para agilização de processos de moldação e não para produção de peças com possibilidade de comercialização. Isto sucedeu devido à tecnologia de então ainda não ter os parâmetros de produção adequados que conferissem às peças propriedades adequadas ao exigido, de modo a tornar o processo competitivo com os já existentes.

Um dos exemplos de aplicação desta tecnologia, direcionada para a prototipagem, foi a indústria de moldes, pois o fabrico dos seus componentes é excessivamente dispendioso e as falhas inerentes ao seu fabrico poderem pôr em risco o investimento na sua produção. Então a máquina de SLS foi adotada para a produção de protótipos de molde, em polímero, podendo-se fazer os ajustes geométricos necessários, já que neste processo era substancialmente mais fácil, e económico.

Com a evolução da tecnologia, tanto a nível de software como de hardware da própria máquina, as peças produzidas deixaram de ter propriedades medíocres, passando a suficientemente boas, para poderem ser produzidas tendo como destino a comercialização. Como tal, este processo de produção vingou na área aeroespacial, já que se trata de um sector

em que todos os componentes produzidos são de séries curtas e com uma complexidade consideravelmente elevada.

Perante os olhares da sociedade nesta tecnologia, rapidamente foi possível perceber que na área médica seria uma ótima processo de fabrico para diversas aplicações, visto que cada utente necessita de próteses específicas, próprias à sua estrutura óssea para conseguir proporcionar uma melhor adaptabilidade e conforto ao utilizador.

Em 1995 os processos aditivos deram mais um importantíssimo salto, surgindo assim a fusão seletiva por laser (SLM – Selective Laser Melting), em que o princípio fundamental baseia-se na fusão total do material, semelhante à tecnologia de fusão por feixe de eletrões (EBM – Electron Beam Melting), mas recorrendo a laser [2].

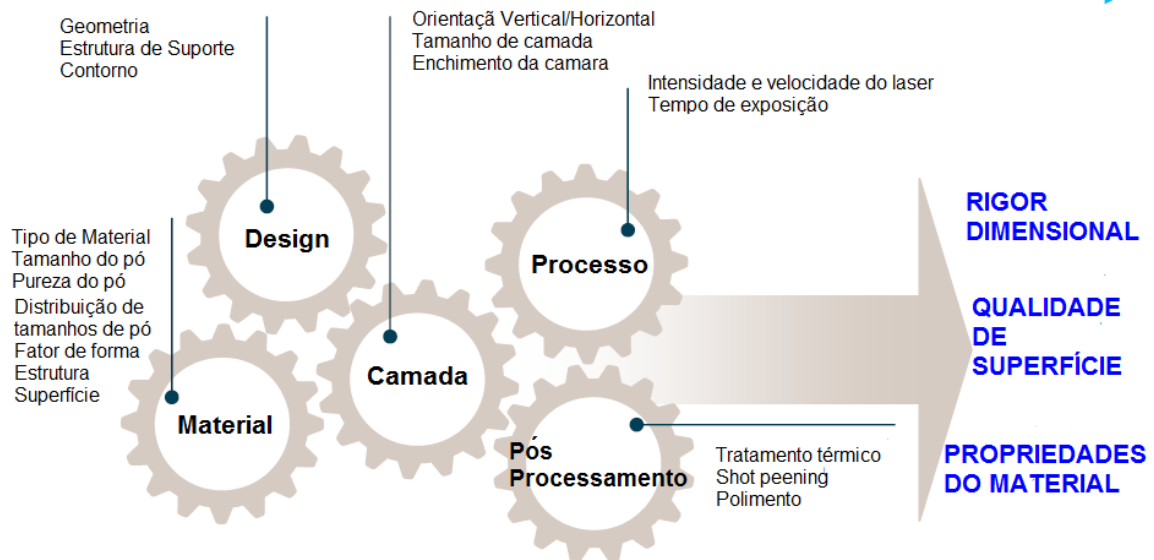
Atualmente existe várias empresas que estão na frente do desenvolvimento desta tecnologia, nomeadamente a SLM Solutions [3].

## **1.1. Fabricação aditiva**

Segundo a norma ASTM F2792, a fabricação aditiva é um processo que permite ligar materiais para a formação de objetos a partir de dados de modelos 3D, segundo uma metodologia de formação camada a camada em oposição à metodologia dos processos subtrativos.

A fabricação aditiva inicialmente destinada à prototipagem rápida, e assim permanecendo ao longo dos tempos, revela agora uma mudança, começando a ser usada para produções em série (pequenas séries), abrindo assim as portas para o mercado tanto a nível dos fabricantes dos equipamentos, como ao nível de clientes. Assim, o custo de produção tende a diminuir ao longo dos tempos, iniciando-se a era da massificação e customização.

Em geral, todos os processos inseridos na fabricação aditiva seguem as mesmas etapas presentes na Figura 1.1.



**Figura 1.1** Etapas de processamento de processos inseridos na Fabricação Aditiva (adaptado [4])

Qualquer processo aditivo é iniciado pela seleção e caracterização dos materiais a usar na peça que se pretende produzir. A nível do projeto existe a necessidade inerente de conceber a peça em 3D CAD. Depois de gravado o ficheiro com extensão STL, a peça a produzir é posicionada. Aquando da produção é sempre necessário definir os parâmetros ótimos de produção, distintos para cada tipo de material e associados à própria geometria do material. Após fabrico da peça muitas vezes há necessidade de um pós processamento, normalmente um acabamento de superfície. Por fim existe todo um processo de caracterização da peça a nível de qualidade da superfície, rigor dimensional e propriedades do material constituinte da peça.

Na atualidade (2012) os custos associados às tecnologias aditivas, em particular SLM, eram mais elevados comparativamente aos processos subtrativos, mas direcionando o foco para os seus benefícios especiais e para o facto de esta tecnologia não usar uma ferramenta que sofra desgaste, o custo tende para níveis semelhantes. Nos próximos 5 anos esta tecnologia deve atingir um decréscimo de custo de 60% e nos 10 anos seguintes de cerca de 30% [4].

Atualmente, grande parte da investigação na fabricação aditiva está direcionada para a produção de componentes metálicos.

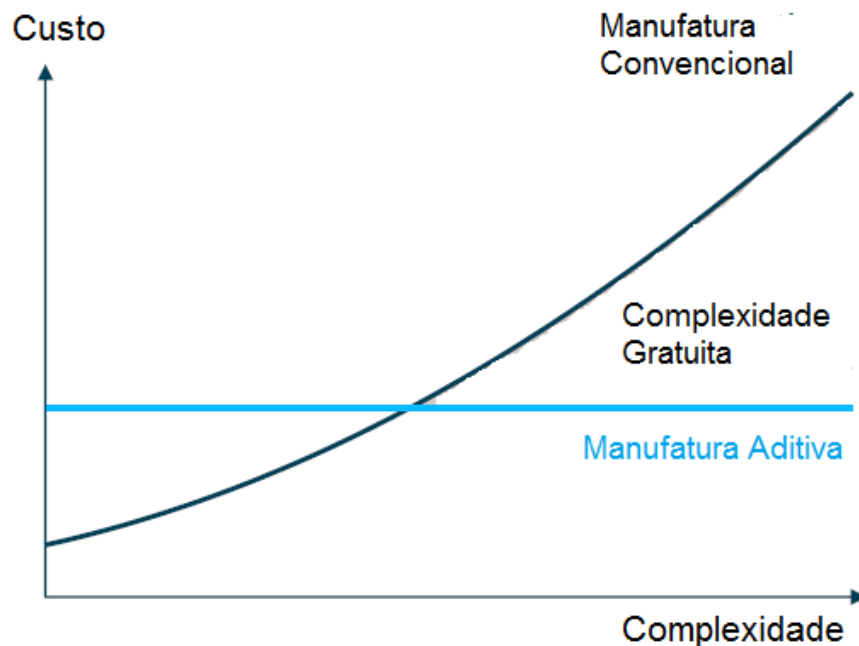


Na Figura 1.2 (lado esquerdo) está um aperto da fivela de um cinto de um avião em aço convencional, com um peso de cerca de 155 g, do lado direito está uma peça em titânio com a mesma funcionalidade, mas fabricada por processos aditivos, com um peso de 70 g. Esta redução está associada à modificação do tipo de liga metálica, mas também à liberdade de geometrias que o processo aditivo permite. No caso do Airbus 380, com classe única de viagem, tendo 853 lugares, esta solução representa uma redução de peso de 72,5 kg do avião, que em termos de economia de combustível se traduz numa redução de 3,3 milhões de litros, no total de vida de um avião, assumindo que por cada quilograma reduzido na massa total de um avião, se poupa em média 45 mil litros na sua vida útil. Não é só devido às reduções de massa que a fabricação aditiva tem sucesso no mercado face aos processos convencionais, mas também pela sua capacidade de produzir peças com elevada complexidade geométrica [4].



**Figura 1.2** Aperto de segurança de fivela de cinto de avião [4]

Da comparação dos processos convencionais de fabrico de peças por fabricação aditiva, a nível de custo face a complexidade geométrica (Figura 1.3), mais uma vez o custo fabricação aditiva é constante qualquer que seja a complexidade geométrica, enquanto nos processos convencionais o seu custo aumenta exponencialmente [4 - 6].



**Figura 1.3** Comparação custo/complexidade de processos convencionais vs fabricação aditiva (adaptado [4])

## 1.2. Fusão Seletiva por Laser

A fusão seletiva por laser (SLM) é um processo aditivo de produção de peças, usando um modelo, num software CAD 3D. O modelo produzido é depois gravado com a extensão STL, formato de arquivo, oriundo da estereolitografia [7].

A SLM pode ser estudada usando um diagrama de Ishikawa de forma a traçar uma meta a atingir, com o objetivo de maximizar as propriedades físicas e mecânicas das peças construídas na mesma tecnologia.

Na Figura 1.4, pode ser constatado que para um problema em específico, as *Propriedades Físicas e Mecânicas* da peça produzida, estão associadas ao material a usar, aos parâmetros tanto de laser como da camada e aos fatores económicos. Neste tipo de diagramas é usual ser considerado também causas ambientais, mas como se trata de um processo com desperdício bastante reduzido, pouco ou nenhum será o impacto ambiental induzido por esta tecnologia. Também se pode constatar que dentro das causas anteriormente apontadas existem as sub-causas, com afetação direta às suas causas.

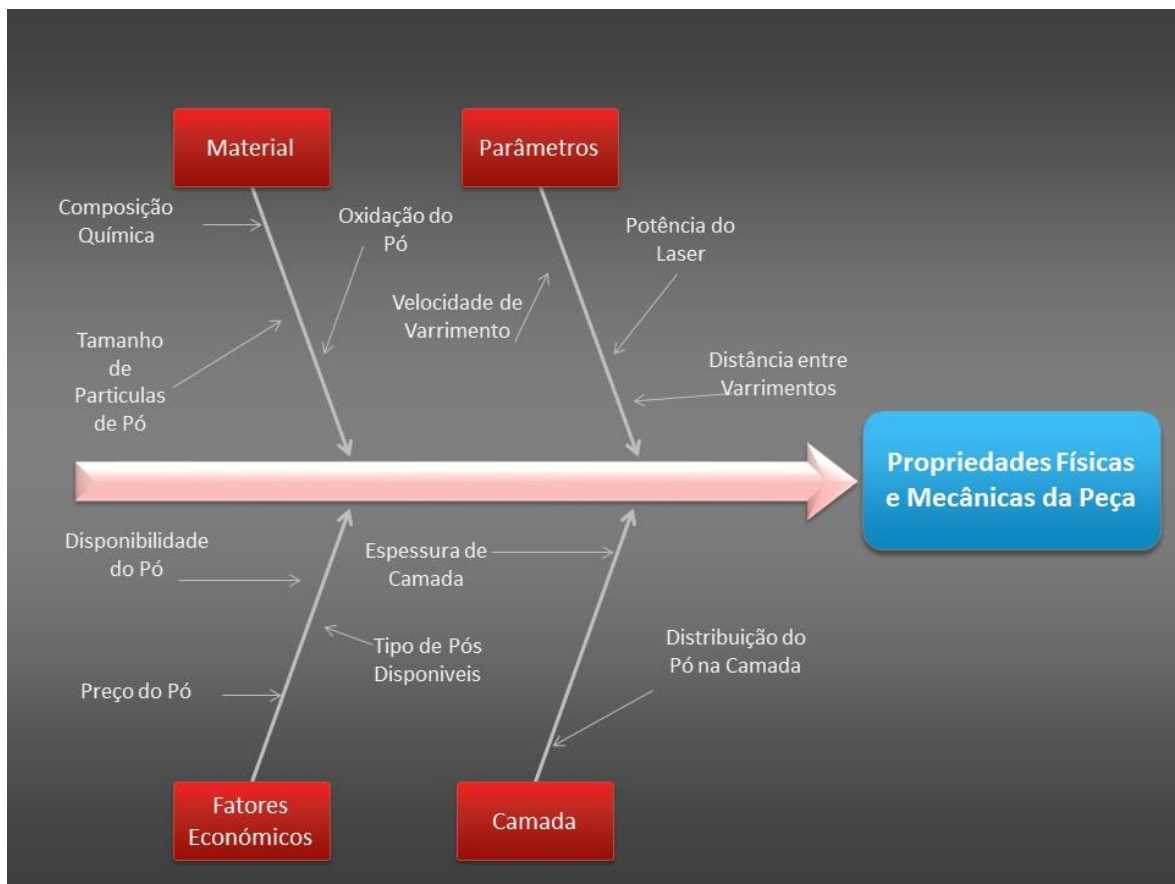


Figura 1.4 Diagrama Ishikawa aplicado à tecnologia SLM

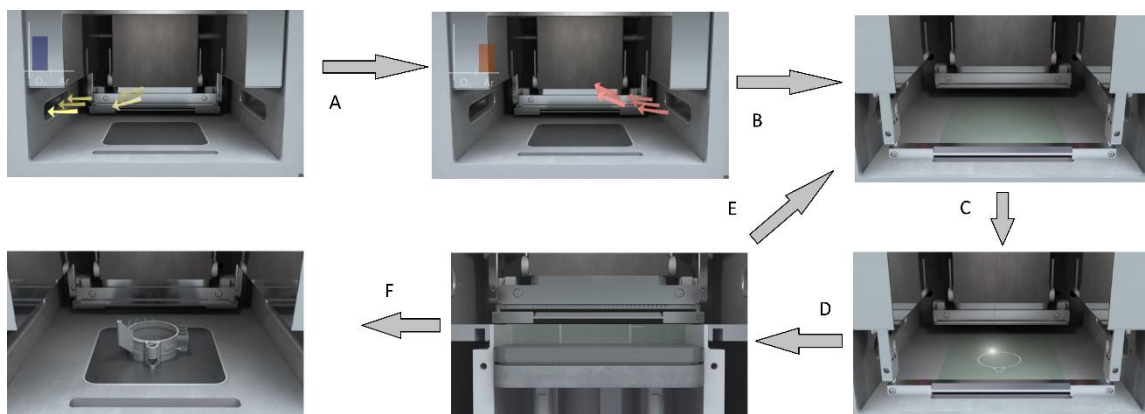


Figura 1.5 Esquema representativo das etapas de produção na tecnologia SLM (adaptado [3])

De acordo com a Figura 1.5, o processo de produção tem início com a exaustão do ar existente no interior da câmara, com a entrada de argón (A), fazendo com que a percentagem de oxigénio presente na atmosfera da câmara decresça até valores inferiores a

0,2% de oxigênio. A necessidade de usar uma atmosfera controlada e com valores residuais de oxigênio deve-se ao facto de os pós usados na produção de peças serem pós metálicos, e como é sabido a maioria dos metais têm propensão para formar óxidos na presença de oxigênio, que é promovida tanto pelas temperaturas existentes no interior da câmara de produção, como devido ao calor gerado com a fusão dos pós metálicos, originando assim uma oxidação exotérmica, com um aumento do volume da massa fundida. A presença destes óxidos durante o fabrico da peça deteriora cada camada individualmente e por consequência a totalidade da peça, além disso a redução da presença de oxigênio na atmosfera de produção promove a redução de poros na microestrutura da peça produzida [8-11]. Após a atmosfera envolvente ter valores inferiores a 0,2% de oxigênio e a plataforma atingir uma temperatura estabilizada de 200 °C há a deposição de uma camada homogénea de pó (B). A espessura de camada de pó poderá variar entre 20 a 100  $\mu\text{m}$ , estando diretamente ligada à granulometria do pó em questão, ou seja quanto maior for  $d_{50}$  maior terá de ser a espessura da camada, para que possa formar uma camada homogénea. Na etapa seguinte há a passagem do laser, primeiramente no contorno da peça, em seguida na superfície interior da peça e por fim no seu contorno novamente fazendo com que ambas (área e bordo) fiquem bem ligadas (C). Na etapa seguinte (D) ocorre novamente a descida da plataforma e nova passagem do *recouter* para deposição de pó (E), seguida da passagem do laser novamente, com o percurso já enunciado. As ultimas três etapas (C, D e E) repetem-se tantas vezes quanto o número de camadas constituintes da peça, claro que esse número de camadas será ditado pela altura da peça e pela espessura da camada, até ao fabrico do produto final (F).

### 1.2.1. Parâmetros

Os parâmetros associados à tecnologia de produção selecionada, considerados de maior relevância, são a espessura de camada ( $e$ ), a velocidade de varrimento ( $v$ ), a distância entre varrimentos ( $DV$ ); em relação ao laser há a considerar a potência do laser ( $P$ ), o diâmetro de foco ( $d$ ) e o comprimento de onda ( $\lambda$ ). Em relação ao material usado também existem outros fatores a que se deve dar especial atenção, tais como o tamanho de partícula, a distribuição de tamanhos de partícula, o fator de forma da partícula, o tipo de material, no caso de mistura de materiais as percentagens de cada constituinte e a homogeneidade.

A relação (1.1) entre a potência do laser, a velocidade de varrimento, a espessura de camada e a distância entre varrimentos resulta no valor de energia específica ou densidade de energia [12 - 16].

$$E_d = \frac{P}{v \times DV \times e} \left[ \frac{J}{mm^3} \right] \quad (1.1)$$

onde:

$E_d$  - energia específica ou densidade de energia

$v$  - velocidade de varrimento [mm/s]

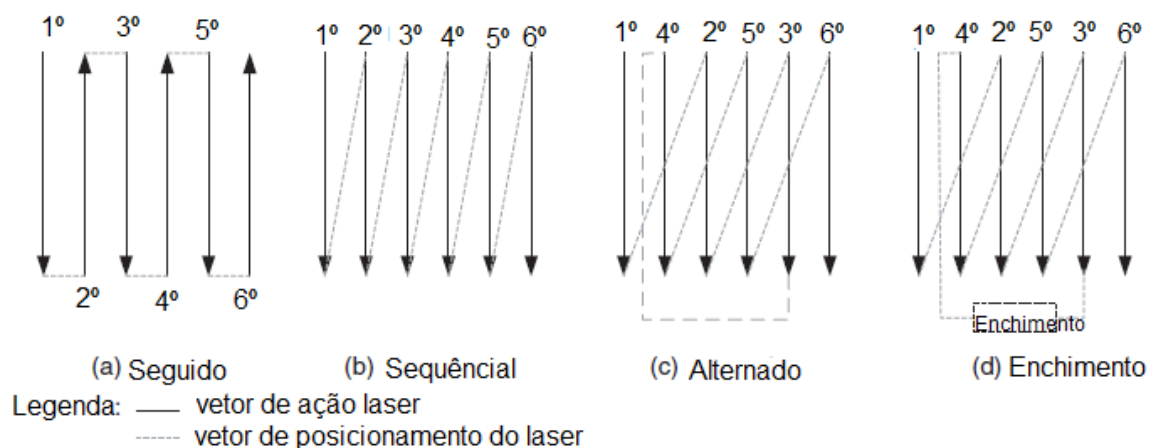
$DV$  - distância entre varrimentos [mm]

$e$  - espessura de camada [mm]

A nível dos parâmetros ou variáveis que definem a densidade de energia é necessário dar especial atenção, já que para valores similares, mas com uma conjugação diferente dos outros, há a possibilidade de formar um grão mais grosseiro ou mais fino, já que a energia acumulada nessa mesma partícula de pó será maior em comparação com o caso em que o feixe permaneça menos tempo a incidir na partícula de pó. Para casos de densidade de energia mais baixos, poderá não permitir a fusão total das partículas de pó e por consequência promover o aparecimento de fissuras por má ligação entre partículas da mesma camada e entre camadas distintas. Por outro lado, a densidade de energia muito elevada poderá eventualmente promover a oxidação dos elementos constituintes do pó o que levará ao surgimento de defeitos. A porosidade pode ser causada pela volatilização das partes constituintes da camada, ficando espaços vazios na mesma camada. Noutro cenário, as elevadas densidades de energia podem promover o surgimento de tensões residuais na estrutura e com o arrefecimento essas tensões dão origem a fissuras [8,16].

A estratégia de varrimento também pode ser um parâmetro com capacidade de ser ajustado de forma a conduzir a uma melhor construção de peça e maximizar a sua qualidade. Na Figura 1.6 são apresentadas quatro sequências de varrimento de laser, em que (a) com sentidos opostos de passagem, (b) varrimento sequencial paralela, ou seja todos os varrimentos são feitos na mesma direção. No caso (c) sequência de varrimento é alternada e por último o (d) é uma sequência alternada, mas com reposição de pó nas últimas 3 passagens. Normalmente a estratégia de varrimento mais usada é a sequencial (a), já que é a mais rápida, com um tempo morto entre passagens bastante reduzido, com o inconveniente

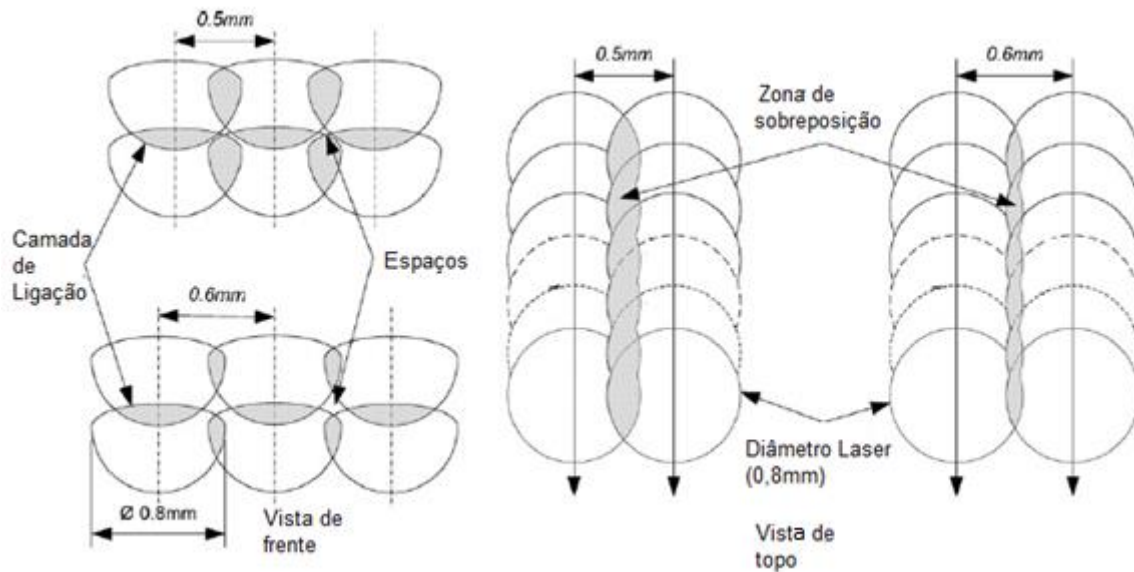
de induzir tensões residuais, devido ao sobreaquecimento da zona fundida, podendo dar origem a defeitos. Quanto à estratégia de varrimento sequencial paralela (b) com varrimentos sempre no mesmo sentido, já permite um tempo maior de arrefecimento entre passagens, eventualmente minimiza as tensões residuais desenvolvidas, mas o tempo morto despendido para esta estratégia é maior do que a anterior. No caso do varrimento sequencial (c), como no caso anterior, o tempo morto é elevado, mas permite a minimização das tensões residuais. No último caso (d), o varrimento alternado com reposição de pó tem como propósito aquando da passagem do laser, devido aos gases promovidos pela fusão, a volatilização do material, que por sua vez faz com que o material circundante de algum modo possa ser arrastado, criando camadas intermédias não homogéneas. Então foi pensado fazer três passagens iniciais, depois a reposição de pó e à posteriori novamente as últimas três passagens [17].



**Figura 1.6** Estratégias de varrimento do laser (adaptado [17])

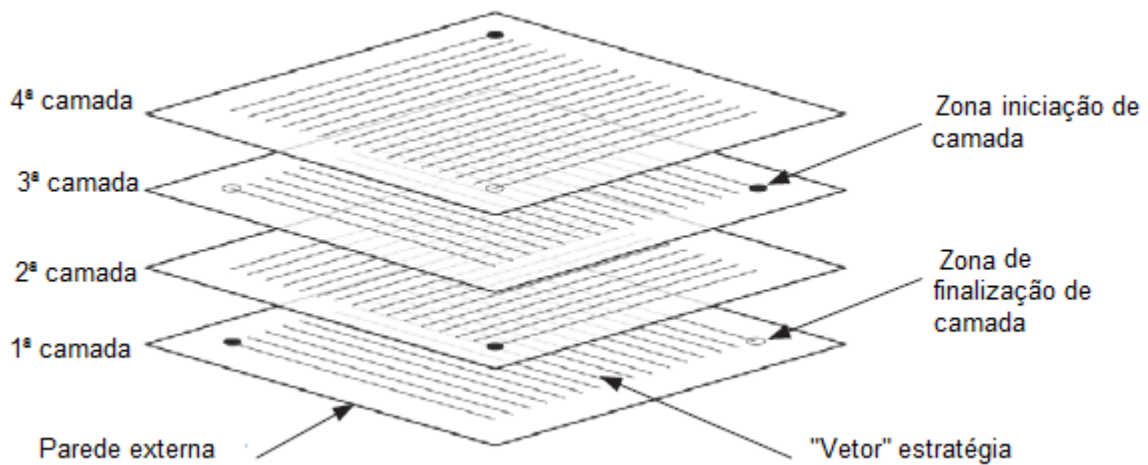
A distância entre varrimentos (Figura 1.7) também tem um papel importante no que concerne o surgimento de defeitos. Nesta figura é notório que o espaço entre material fundido será tanto maior quanto maior for a distância entre varrimentos e terá a tendência a diminuir com o seu decréscimo. Para o caso em que a distância entre varrimentos é maior do que a adequada, promoverá os defeitos, eles tendem a aumentar na microestrutura do componente processado, já que o material fundido não foi capaz de preencher os espaços

vazios entre partículas. No que diz respeito às distâncias inferiores às adequadas entre varrimentos, promoverão uma acumulação de energia e conseqüentemente irão induzir tensões residuais, que por sua vez iniciarão fissuras. Portanto, há uma distância ótima entre os varrimentos, que por um lado deve impedir o surgimento de poros e por outro não faça surgir na estrutura tensões residuais, indutoras de fissuras, que tanto num caso como noutro são indispensáveis para se obter peça com boas propriedades.



**Figura 1.7** Distância de varrimento do feixe laser (adaptado [17])

No que concerne ao ângulo de passagem camada a camada (Figura 1.8), é também suportado por vários investigadores, que se deverá adotar um ângulo que permita com que os varrimentos sucessivos, camada a camada, não se processem sempre no mesmo sentido, possibilitando melhores propriedades e por sua vez estruturas mais estáveis e coesas [17].



**Figura 1.8** Ângulo de passagem de feixe laser em camadas sucessivas (adaptado [17])

### 1.2.2. Análise Swot da Tecnologia SLM

A análise SWOT visa fazer um planeamento adequado e pode ser aplicada a uma tecnologia como o SLM, focando as forças, as fraquezas, as oportunidades e as ameaças da temática em estudo.

No caso da tecnologia SLM forças são as seguintes:

- Elevada complexidade geométrica
- Utilização de laser e não de ferramenta física
- Possibilidade de produzir componentes com menor peso
- Menor desperdício de materiais
- Fabrico personalizado

Como fraquezas a tecnologia SLM, não está severamente afetada, sendo unicamente de considerar:

- Elevada rugosidade superficial
- Porosidade



As fraquezas podem ser reduzidas, com investimento na área da investigação, atuando otimização de parâmetros função dos materiais a usar. Para o caso da porosidade e da rugosidade superficial também se pode atuar tanto nos parâmetros de máquina como simplesmente adotar uma estratégia de construção de peça que promova a sua redução. Estas fraquezas podem então ser resolvidas tendo em consideração as oportunidades visíveis nesta tecnologia e proporcionadas pelas próprias fraquezas, seguintes:

- Incrementar a versatilidade do processo
- Aumentar a eficiência
- Otimizar a qualidade do produto final

Para finalizar esta análise, é também de salientar as ameaças da tecnologia SLM, o elevado custo de produção associado ao processo, que com uma adoção de melhores parâmetros, levando a peças de qualidade, poderá num futuro próximo ter um custo de produção bastante competitivo em relação às restantes tecnologias de processamento de peças [18 - 20].

### **1.2.3. Materiais**

No início da tecnologia SLM só alguns materiais eram usados, os de pontos de fusão mais baixo, sem transformações de fase, ou seja que possuíssem um comportamento mais ou menos homogéneo, já que a tecnologia ainda não era suficientemente evoluída que permitisse produzir peças com boas propriedades, qualquer que fosse o material. Com a evolução da tecnologia, hoje em dia são usados em SLM aços inoxidáveis [21,22], aços ferramenta [21,23], titânio e suas ligas [21,24], ligas de cobalto crómio [21, 25], alumínio [21, 26], ligas de níquel [21, 27], ligas de cobre, metais pesados, prata- e ouro [21].

Atualmente, houve a necessidade de ter presente num só produto propriedades de diferentes materiais, p.ex. ter propriedades mecânicas de um aço ferramenta conjuntamente com uma boa condutividade térmica. Então surgiram as primeiras misturas de pós como o ferro (Fe) com carboneto de silício (SiC), pretendendo manter a aplicabilidade do ferro, mas elevando a tensão de rutura devido à adição do carboneto de silício [28]. Também, se consegue processar misturas de pós ferro com níquel, procurando obter um

material macio e magnético, de difícil maquinagem quando as peças têm elevada complexidade, onde a melhor via é a tecnologia SLM [29]. No caso de misturas de magnésio com alumínio, bastante usadas em componentes automóveis, pois o magnésio por si só sofre grandes defeitos por corrosão [30]. Na combinação titânio com carboneto de silício procura-se que as características já conhecidas do Ti como a baixa densidade, a elevada resistência específica, se associe a resistência a elevadas temperaturas e à corrosão e ao desgaste por erosão. A tecnologia SLM permite obter peças nestes materiais com elevada complexidade [31]. No caso do titânio e níquel, as chamadas ligas de memória de forma, obtém-se peças com elevada complexidade e aplicabilidade na área de medicina [32].

### **1.3. Fusão Seletiva por Laser & Fresadora (Máquina Híbrida)**

A evolução das tecnologias tem sofrido uma velocidade de avanço bastante elevada, devido ao mau acabamento das peças resultantes de SLM pode-se já encontrar no mercado sistemas de fusão seletiva por laser associados a uma fresadora com 5 eixos, eliminando assim o problema do acabamento superficial medíocre. Existem neste momento duas empresas na frente de inovação neste tipo de tecnologia, tendo já produzido várias máquinas já disponíveis no mercado.

Uma dessas companhias é a *Yamazaki Mazak Corporation*, situada em Takeda – Japão, com filiais espalhas pela Europa, América do Norte e Ásia, tem uma vasta oferta de equipamentos desde máquinas de corte por laser, CNC's, torneamento e equipamentos multitarefas até SLM com fresagem incorporada. No caso do equipamento “Hybrid Multi-Tasking – INTEGEX i-400” (Figura 1.9), trata-se de uma máquina de fabricação aditiva com incorporação de uma fresadora que permite ir fazendo acabamentos ao longo da produção da peça. No caso deste equipamento em concreto, ele está equipado com um laser de fibra capaz de fundir os pós metálicos e possui uma fresadora com duas cabeças, uma de alta precisão e outra de alta velocidade, podendo ser usada uma ou outra consoante as necessidades, além disso está preparada para maquinar metais duros e tem capacidade de processar as peças em 5 eixos, com um ângulo de processamento que desde -30 a 210 ° [33, 34].



**Figura 1.9** Equipamento multitarefa " Hybrid Multi-Tasking – INTEGREX i-400" [35]

Também existe outra empresa que tem disponível um equipamento semelhante ao anterior, denominada *Matsuura Machinery Corporation*, situada em Urushihara-cho Fukui – Japão, com filiais noutros países da Ásia, Europa e América do Norte. É de destacar o equipamento denominado “LUMEX Avance-25” (Figura 1.10), equipado com sinterização por laser e com incorporação de um equipamento de fresagem. Este equipamento com laser de fibra usa potências de laser na ordem de 400 W, as especificações do equipamento estão compiladas na Tabela 1.1 [35].



**Figura 1.10** Equipamento "LUMEX Avance-25" [36]

O equipamento tem capacidade de construir a peça camada a camada com fresagens intermédias, de elevada precisão e alta velocidade, logo sem necessidade de retirar a peça, impedindo a ocorrência de irregularidades geométricas e aumentando a cadência de produção de peças. Este equipamento permite a criação de tubos de refrigeração integrados no interior de qualquer tipo de peça; estima-se que tem um decréscimo de 60% em horas de trabalho, desde o modelo CAD até à peça final [36].

**Tabela 1.1** Especificações do equipamento "LUMEX Avance-25" [37]

	<b>LUMEX Avance-25</b>
<b>Tipo de Laser</b>	YTTERBIUM: laser de fibra
<b>Potência laser [W]</b>	400
<b>Dimensões de Trabalho [mm x mm]</b>	250x250
<b>Velocidade de Rotação [rpm]</b>	45000
<b>Alcance da Fresa (X/Y/Z) [mm]</b>	260/260/100
<b>Razão de Fresagem (X/Y/Z) [m/min]</b>	60/60/30

## 2. MATERIAIS E TÉCNICAS EXPERIMENTAIS

### 2.1. Pó de aço H13

No presente trabalho foram utilizados pós de aço ferramenta H13 (AISI) e pós de cobre puro. As composições químicas típicas do aço ferramenta H13 podem ser consultadas na Tabela 2.1.

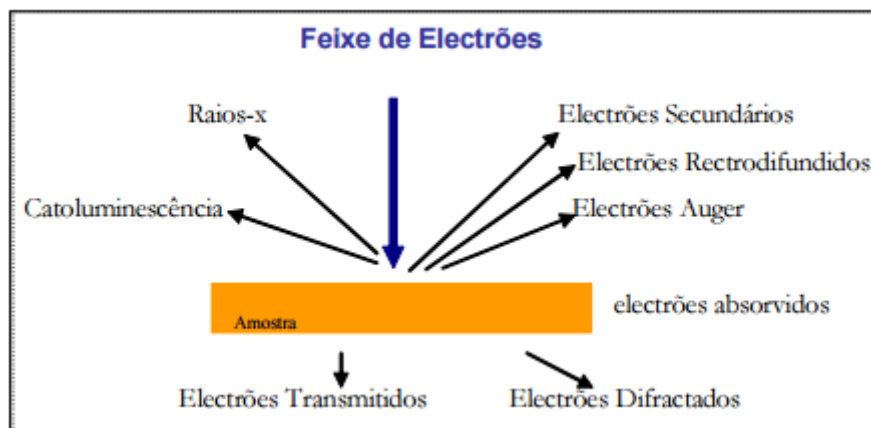
**Tabela 2.1** Composição química de um aço ferramenta H13 (AISI) [38]

Elemento	Cr	Mo	Si	V	C	Fe
Percentagem Ponderal [%]	5,13 - 5,25	1,33 - 1,40	1,00	1,00	0,32 - 0,40	90,95

### 2.2. Caracterização do Pó

#### 2.2.1. Microscopia Eletrónica de Varrimento

O princípio de funcionamento, como o próprio nome induz, passa pelo varrimento da superfície da amostra, usando um feixe focado de elétrons. Da reflexão do feixe de elétrons resultante, Figura 2.1, há formação de elétrons secundários (elétrons que sofrem excitação e “saltam” da superfície) responsáveis pela formação da imagem. Os elétrons retro-difundidos permitem delinear as regiões constituídas por átomos de elementos leves ou pesados. Por outro lado, do uso desta técnica é possível retirar informação sobre a topografia e outros detalhes das amostras.



**Figura 2.1** Ilustração do varrimento do feixe de electrões na superfície de uma amostra e suas reflexões [41]

Para se conseguir boas imagens e maximizar as capacidades da técnica é necessário obedecer a determinados condicionalismos, como a estabilização do alto vácuo necessário (se não se tratar de um microscópio designado como ambiental), a estabilização física e química a quando da observação e a necessidade de existência de condutividade eléctrica superficial [40, 41].

No presente trabalho foram usados dois equipamentos SEM nomeadamente, o equipamento JSM – 5310 com cátodo de tungsténio – JEOL Ltd e o equipamento FEI Quanta 400 FEG com emissão de campo – FEI.

### **2.2.2. Espectrometria de Difração Laser**

Esta técnica tem como objetivo a determinação do tamanho das partículas e consequentemente a avaliação da sua distribuição. Há emissão de um feixe laser que ao interetar as partículas o feixe é difratado. Acoplado há um recetor de feixe laser, que capta a difração da luz, permitindo determinar a granulometria das partículas do pó e a sua distribuição granulométrica [40].

No presente trabalho foi usado um equipamento de difração laser Mastersizer 3000 Malvern Instruments modelo Fraunhofer.

### 2.2.3. Difração Raios X

A difração de raios X é proporcionada pela interação de raios X, produzidos por o material metálico designado por anticátodo, com um comprimento de onda que é típico do material. Esta técnica é não destrutiva e tem um papel importante no que trata de caracterização cristalográfica de materiais sólidos. Numa estrutura existem vários planos de átomos, quando a amostra é incidida pelo feixe de elétrons, parte do feixe é difratado no primeiro plano de átomos, mas a restante penetra na estrutura e será difratado sucessivamente nos restantes planos de átomos, de acordo com a lei de Bragg (equação 2.1),

$$n\lambda = 2d\sin\theta \quad (2.1)$$

onde  $n$  é um numero inteiro,  $\lambda$  é o comprimento de onda da radiação,  $d$  a distância entre planos cristalinos e  $\theta$  o angulo de incidência dos raios X [40, 41].

No presente trabalho foi usado um equipamento de difração de raios X [DRX] X'Pert Philips, com goniómetro PW 3020/00, com uma tensão de aceleração de 40 kV e uma corrente de 35 mA, com um anticátodo de cobalto, cujo comprimento de onda era  $\lambda(K_{\alpha 1}) = 0,178896$  nm e  $\lambda(K_{\alpha 2}) = 0,179285$  nm, usando as condições na aquisição seguintes: passo de  $0,04^\circ/s$  e o tempo de aquisição foi de 1 segundo.

### 2.2.4. Picnometria de Hélio

A picnometria de gás permite a determinação do volume real de uma amostra sólida, contendo ou não porosidade. O nome de picnometria de hélio, deve-se ao fato de normalmente ser usado hélio como gás, que para além de ser inerte tem átomos bastante pequenos, que facilita a sua penetração nos poros do sólido em avaliação, aumentando o rigor da medição. O equipamento possui duas câmaras, sendo uma onde se coloca a amostra e a outra de expansão do gás; conhecendo o volume de gás inicial, medindo a pressão  $P_1$  inicial e a pressão  $P_2$  depois de colocar a amostra a medir (existe um abaixamento de pressão com a introdução da amostra, já que o gás irá preencher os poros da amostra), conhecendo então o volume da amostra, da câmara de expansão e da câmara onde está a amostra, aplicando a equação (2.2), pode ser determinada a porosidade aberta.

$$P_1(V_a - V_s) = P_2(V_a - V_s + V_e) \quad (2.2)$$

onde,

$$V_s = V_a - \frac{V_e}{\frac{P_1}{P_2} - 1} \quad (2.3)$$

em que:

$V_a$  – volume da câmara onde é colocada a amostra;

$V_e$  – volume da câmara de expansão;

$V_s$  – volume do sólido.

Para um resultado com melhor exatidão, deve proceder-se à degaseificação com purgas sucessivas de hélio, com a peça dentro da câmara, para proceder à remoção de impurezas ou da humidade [42].

No presente trabalho foi usado o equipamento AccuPyc 1330 Micromeritics Instrument Corporation.

### 2.2.5. Ultramicroindentação

A avaliação da dureza é normalmente feita através de um indentador de diamante que por sua vez é pressionado contra a peça, usando uma carga definida pelo utilizador, deixando uma indentação na superfície da amostra, maior ou menor consoante maior ou menor é a dureza do material em análise. Portanto, a dureza pode ser definida como a capacidade que o material apresenta de resistir a deformação plástica. A razão entre profundidade da indentação e a espessura da amostra não deve ultrapassar o valor crítico definido como o intervalo entre 0,07 a 0,2 [40].

No presente trabalho foi usado, para avaliar a dureza do pó, o equipamento Fisherscope H100, com um indentador Vickers de diamante. Os testes de dureza foram realizados em 60 etapas de carga e o mesmo na descarga, após um período de manutenção à carga máxima e carga mínima de 30 s.



## 2.3. Caracterização da Tecnologia SLM

Na subsecção 1.2 foram abordadas todas as condições operacionais do equipamento (Figura 2.2) da tecnologia SLM, restando apenas indicar condições operacionais do equipamento (Tabela 2.1).



**Figura 2.2** Equipamento SLM 125 HL [43]

**Tabela 2.2** Condições operacionais do equipamento SLM 125 HL [43]

	<b>Tipo de Tecnologia</b>	<b>Equipamento (SLM 125 HL)</b>
<b>Base 1</b>	Dimensões (mm x mm)	125x125
	Temperatura (° C)	200
	Material	Aço 304
<b>Base 2</b>	Dimensões (mm x mm)	50x50
	Temperatura (° C)	200
	Material	Aço 316L
<b>Laser</b>	Potência (W)	95 (100)
	Comprimento de onda ( $\mu\text{m}$ )	1070
	Diâmetro do laser ( $\mu\text{m}$ )	87
	Modo operativo	Contínuo
<b>Atmosfera</b>	Tipo	Árgon (99,9992%)
	O <sub>2</sub> (%)	< 0,2
	Pressão Relativa (kPa)	1-1,2

Os testes realizados neste trabalho usaram os parâmetros indicados na Tabela

2.3.

**Tabela 2.3** Parâmetros operatórios

<b>Espessura de Camada [<math>\mu\text{m}</math>]</b>	30
<b>Distância entre Varrimentos [mm]</b>	0,12
<b>Incremento de Ângulo de Varrimento</b>	$\theta_{inicial} = 0^\circ$ $\theta_{incremento} = 79^\circ$
<b>Velocidade de Varrimento [mm/s]</b>	385
<b>Potência de Laser [W]</b>	95
<b>Densidade de Energia [<math>\text{J}/\text{mm}^3</math>]</b>	68,54

## **2.4. Caracterização das peças**

### **2.4.1. Microscopia ótica**

A microscopia ótica foi uma técnica muito usada em todo o trabalho de investigação já que permitiu analisar a diversas ampliações a microestrutura das superfícies em estudo. Para além de permitir observar as fronteiras de grão e respetivo tamanho de grão, no caso dos ensaios de micro e macrodureza a microscopia ótica é necessária para medir as indentações e calcular a respetiva dureza do material.

O equipamento usado foi o microscópio ótico Leica, modelo DM 4000 M LED, que possuía acoplado uma camara Leica, modelo MC 120 HD.

### **2.4.2. Ataque químico**

Esta técnica parte do princípio da colocação da peça numa solução ácida, durante um determinado tempo, revele as fronteiras de grão e outros pormenores da microestrutura.

No presente trabalho foram usados os ataques químicos Nital (solução ácida com álcool e ácido nítrico) com um tempo de exposição de 40 s e Picral (solução ácida com álcool e ácido pícrico) com tempo de exposição de 30 s.

### **2.4.3. Macroindentação**

Neste caso o interesse do uso de macroindentação, passa por encontrar a zona para a qual a dureza estabiliza já que como é sabido a curva de durezas em função da carga aplicada tende a estabilizar para um determinada carga aplicada.

Neste caso foi usado o equipamento KARL FRANK GMBH WEINHEIM-BIRKENAU, tendo sido usado um indentador de diamante Vickers, e cargas de 9,8 N e de 294 N, com um tempo de manutenção de 15 s. Para o cálculo da dureza foi aplicada a equação 2.4, e à semelhança da subseção anterior, o microscópio ótico e o software AxioVision Rel. 4.8, para medição das diagonais.

$$HV = 1,854 \times \frac{F}{d^2} \quad (2.4)$$

onde,

- F é a carga aplicada em kgf;
- d é a média aritmética entre as duas diagonais da indentação.

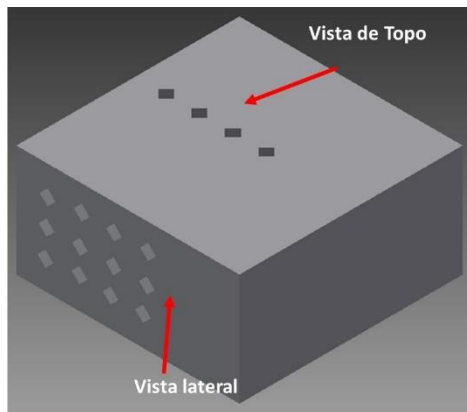


Figura 2.3 Ilustração do componente fabricado e respectivas indentações

#### 2.4.4. Microindentação

A microdureza foi um dos ensaios realizados nas peças para determinação do valor de microdureza, (Figura 2.3) na superfície do topo da amostra e ao longo do crescimento das camadas (lateral). Além disso, foram feitas dez indentações/ face de cada amostra para que fosse possível calcular uma dureza média, tendo sido considerado um espaçamento mínimo entre indentações, de modo a não a haver influência de uma prévia deformação plástica.

Neste trabalho foi usado o equipamento SHIMADZU - M (MICRO HARDNESS TEST), com um indentador de diamante Vickers e cargas de 0,98 N, 4,9 N e 9,8 N, com um período de manutenção de carga de 15 s.

Para a determinação da dureza foi ainda usado o microscópio referido na subsecção 2.4.1 para a medição das diagonais, e calculada da diagonal média. O software AxioVision Rel. 4.8 permitiu a determinação do valor da dureza do material.

#### **2.4.5. Microscopia Eletrônica de Varrimento**

Esta técnica já foi sucintamente introduzida na subseção 2.2.1 da presente exposição deste trabalho.

#### **2.4.6. Difração Raios X**

Esta técnica já foi sucintamente introduzida na subseção 2.2.3 do presente.

#### **2.4.7. Energia dispersiva de espectroscopia de raios X**

A energia dispersiva de espectroscopia de raios X – EDS (Energy Dispersive X-ray Spectroscopy) é uma técnica usada para análise elementar. Esta técnica baseia-se na análise das interações entre a radiação eletromagnética e o material em análise [44]. Cada elemento tem uma radiação e raios X única, que permite identificar o elemento em causa.

No presente trabalho foi usado o equipamento SEM – emissão de campo, Zeiss Merlin Gemini 2 com EDS Oxford Xmax.

#### **2.4.8. Microscopia de Foco Infinito**

A microscopia de foco infinito – IFM (Infinity Focus Microscope) consiste na reconstrução de uma imagem 3D da zona a observar, ou seja o equipamento capta uma série de imagens 2D, desde o plano focal mais baixo até ao mais elevado, combinando todas as imagens adquiridas, formando uma imagem 3D, onde são definidas todas as irregularidades da superfície, ou seja a rugosidade da zona da amostra em análise.

No presente trabalho foi usado o equipamento Alicona Infinite Focus da Alicona Imaging GmbH.

A rugosidade foi medida usando as normas ISO 4287 e 4288 para a determinação do Ra, e ASME B46:1-2002, ISSO 25178 e ISSO 12781-1:2003 para a determinação do Sa.

### 2.4.9. Espectroscopia de plasma indutivamente acoplado

O plasma indutivamente acoplado (ICP – “Inductively Coupled Plasma”) é uma técnica analítica usada para medir quantitativamente a composição química de um material. As peças a analisar são colocadas num líquido, geralmente uma solução aquosa, sendo então submetidas a um plasma de árgon, atomizando as espécies constituintes da peça, estas espécies elementares são detetadas e quantificadas por um espectrómetro de emissão ou de massa. Os únicos elementos que não são permissíveis quantificar, através desta técnica, são o carbono, hidrogénio, oxigénio, azoto e elementos halogéneos [45].

### 2.4.10. Condutividade térmica

O equipamento usado na medição da condutividade térmica foi o *Hot Disk Thermal Constants Analyser*. O princípio de funcionamento parte da geração de calor de uma resistência elétrica acoplada a uma sonda, que se encontra na interface de duas amostras. A sonda envia os dados de temperatura e de dissipação ao longo do tempo, para o programa de medição, fazendo com que este devolva o valor de condutividade térmica, relacionando o valor de calor gerado, a dissipação de calor e o tempo que lhe está associado.

Na Tabela 2.4 estão representadas as condições usadas no equipamento de avaliação de condutividade térmica.

**Tabela 2.4** Parâmetros usados na avaliação da condutividade térmica

<b>Equipamento</b>	<b>HOT DISC TPS 2500S</b>				
<b>Condições</b>	<b>Potência de saída [mW]</b>	<b>Tempo [s]</b>	<b>Diâmetro [mm]</b>	<b>TCR</b>	<b>Tipo de sonda</b>
	515,73	1	3,189	0,0047	Kapton

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

#### 3.1. Condições de mistura de pó de aço H13 com pó de Cobre

##### 3.1.1. Moagem de pó H13 com pó de cobre

No equipamento moinho de bolas da marca Pulverisette, com as suas especificações indicadas na Tabela 3.1, foi colocado pó de aço H13 e pó de cobre.

**Tabela 3.1** Constituintes do moinho usado

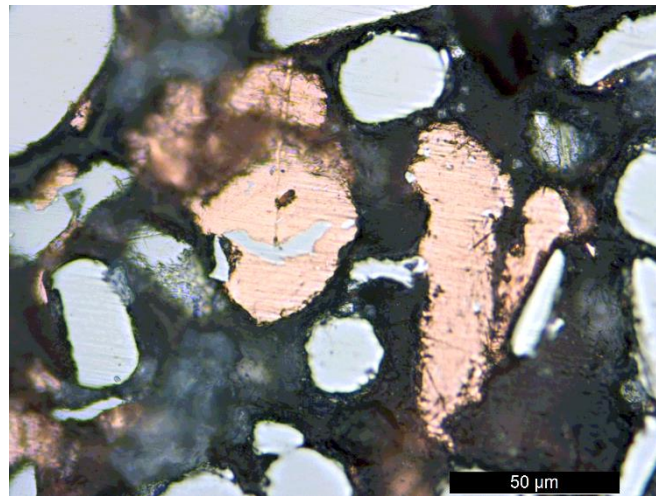
Moinho	Pulverisette 5
Material das Taças e Bolas	Aço Temperado
Volume das Taças	500 ml
Diâmetro das Bolas	20 mm
Atmosfera	Forming Gás (2 bar)

Para a mistura feita no moinho (Figura 3.1), foram seleccionados os parâmetros apresentados na Tabela 3.2, foi necessário ter em conta a diferença existente na dureza do aço H13 face a elevada ductilidade do cobre, o que fazia com que o cobre se aglomera-se. Além da mistura não ficar homogénea existe o problema do aumento do tamanho da partícula fazendo com que seja impossível a aplicação desta mistura na tecnologia SLM, já que o tamanho de partículas entre os dois materiais será muito díspar.

Após análise do pó misturado (pó de aço ferramenta H13 e pó de cobre) no moinho, foi determinado que a mistura continha 16,2 m/m de cobre e o restante de aço ferramenta H13.

**Tabela 3.2** Parâmetros de mistura usados no moinho

Velocidade [rpm]	Nº de Bolas	Relação Pó:Bolas	Tempo [min]
200	25	1:20	30



**Figura 3.1** Partículas de pó de aço H13 misturado com pó de cobre

### 3.1.2. Pó de aço H13 revestido com cobre

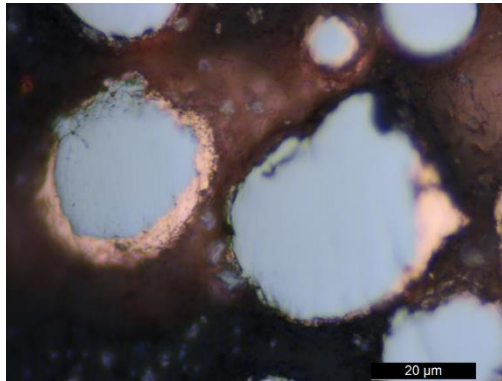
O pó de aço H13 foi revestido com cobre (Figura 3.2), usando como tecnologia de pulverização catódica, com os parâmetros de deposição sumariados na Tabela 3.3.

Com a mistura resultante (pó de aço ferramenta H13 revestido a cobre), foi determinada a percentagem de cobre presente no bimetal de 7,8 m/m.

**Tabela 3.3** Condições operacionais da Pulverização Catódica

Alvo	Cobre
Substrato	Partículas de aço H13
Pressão antes da deposição [Pa]	$7 \times 10^{-4}$
Distância alvo-suporte do substrato [mm]	105
Pressão de deposição [Pa]	0,5
Gás inerte	Árgon (99,99%)
Tempo de deposição [h]	5
Densidade de potência [ $\text{kW/m}^2$ ]	11,91





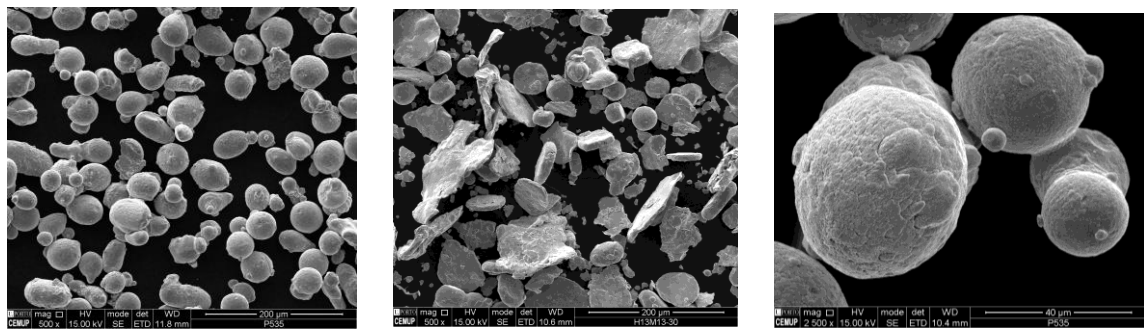
**Figura 3.2** Partículas de pó de aço H13 revestidas com Cobre

### **3.2. Caracterização do pó antes e após mistura**

A caracterização do pó é essencial para iniciar a produção de componentes a partir de pós. Esta necessidade surge do fato de ser implícito o conhecimento do fator de forma da partícula e do tamanho da partícula (no caso da tecnologia SLM é fulcral para definir a espessura de camada) e a sua distribuição granulométrica, e as fases presentes no pó.

#### **3.2.1. Fator de forma e distribuição granulométrica do pó**

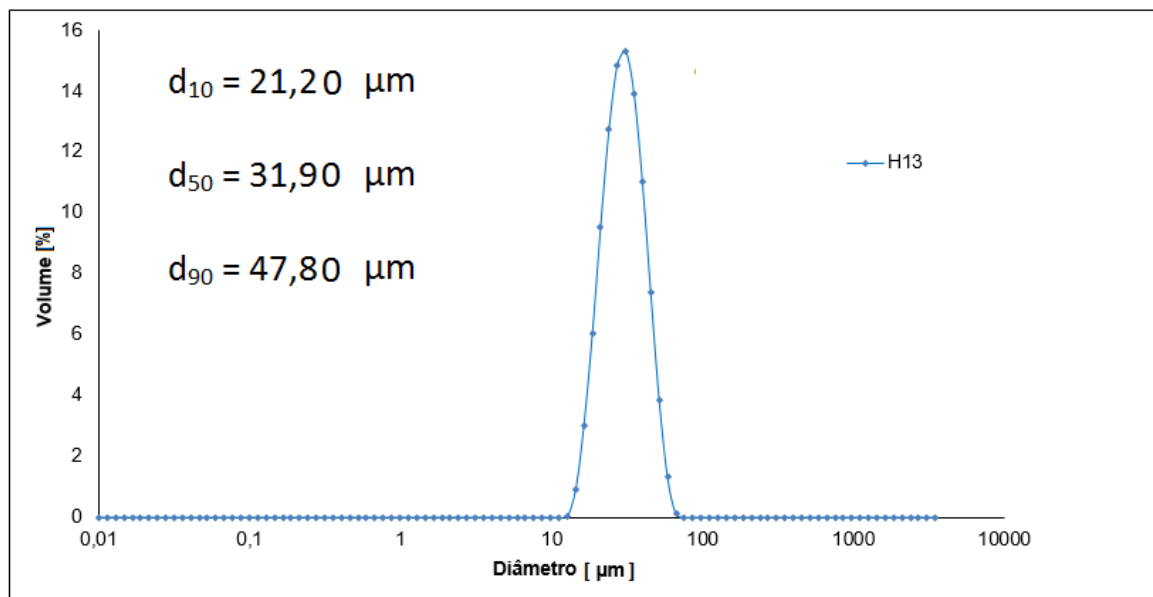
Na Figura 3.3 constata-se que no pó de aço H13 não revestido ou revestido com cobre, o fator de forma é aproximadamente um, o mesmo não acontece no caso do pó de aço H13 misturado com pó de cobre por moagem, em que o fator de forma é diferente de 1. Isto deve-se ao fato de o pó do aço ser dúctil e durante a mistura ser deformado pelas bolas do moinho, que aliado à ductilidade do cobre, faz com que o pó resultante seja diferente do inicial, revestido ou não.

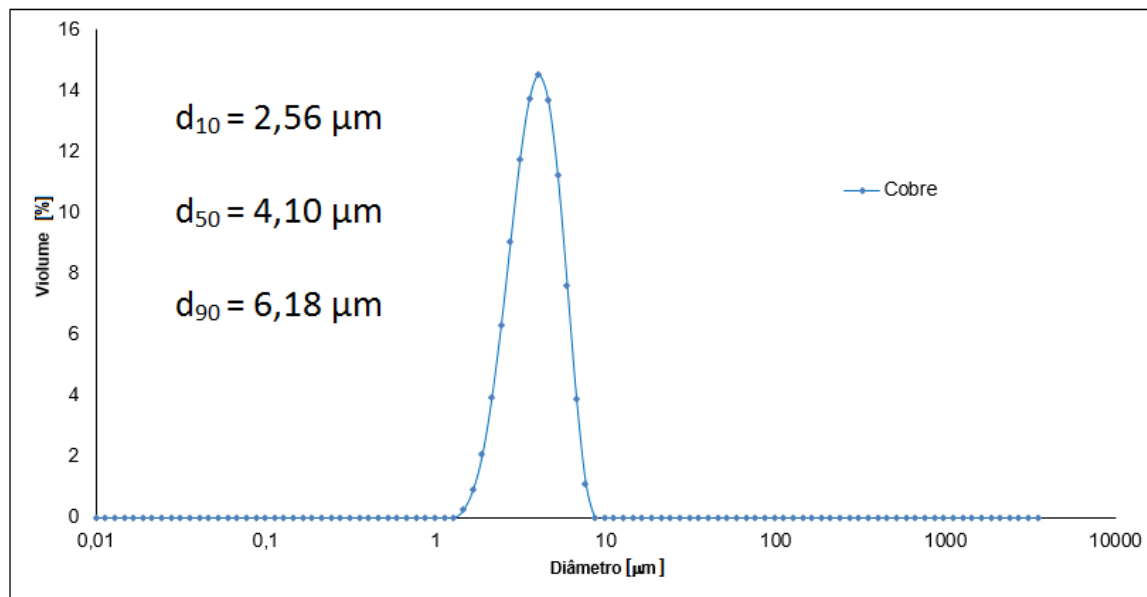


Pó de aço H13

Pó de aço H13 misturado  
com cobrePó de aço H13 revestido com  
cobre**Figura 3.3** Partículas de pó (SEM)

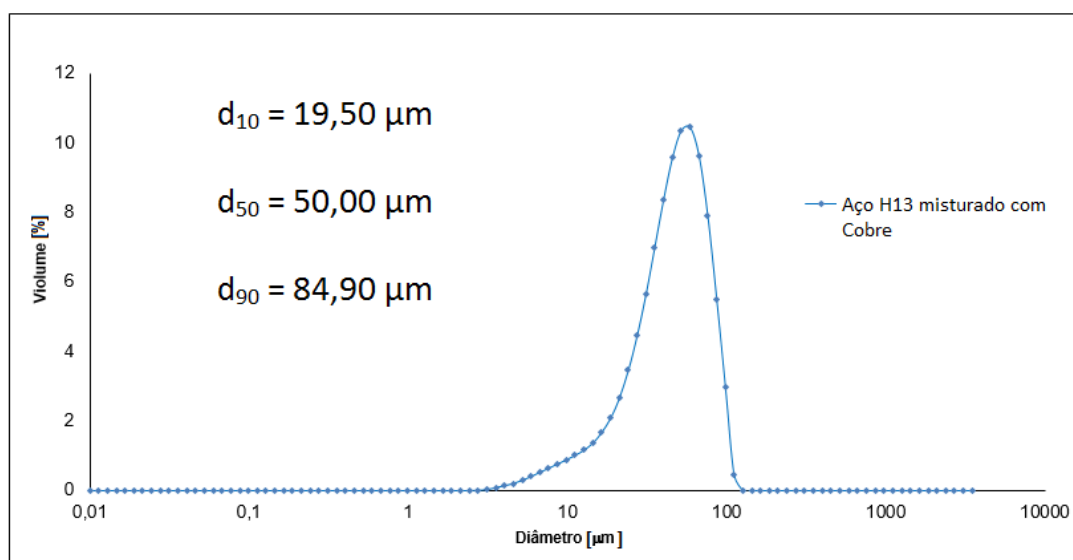
Na moagem de pós para obtenção da mistura aço H13 com cobre foram usados pós de aço H13 com um  $d_{50}$  de  $31,9 \mu\text{m}$  (Figura 3.4) e de cobre com  $4,10 \mu\text{m}$  (Figura 3.5). O  $d_{50}$  do pó de cobre usado para obtenção da mistura é bastante inferior ao do aço H13.

**Figura 3.4** Distribuição granulométrica de partículas de pó de aço H13, típicas para processos aditivos



**Figura 3.5** Distribuição granulométrica das partículas de pó de cobre

Na Figura 3.6 pode se constatar que a granulometria das partículas após moagem do aço ferramenta H13 com o cobre originou um tamanho muito maior de partícula. Na verdade o cobre devido à sua excelente ductilidade tende a revestir o pó de H13 e por sua vez também a ligar-se entre si (soldar-se) e conseqüentemente a mistura resultante assume-se com maior  $d_{50}$ .



**Figura 3.6** Distribuição granulométrica da mistura de H13 com cobre

No caso particular do aço H13 revestido com cobre por pulverização catódica, o aumento da granulometria dos pós é pouco significativo o  $d_{50}$  passa de 31,9 para 37,9  $\mu\text{m}$  (Figura 3.7). No entanto, não há uma relação direta entre a diferença de diâmetros observada e a espessura do revestimento, como foi demonstrado noutros estudos sobre partículas de pó revestidas.

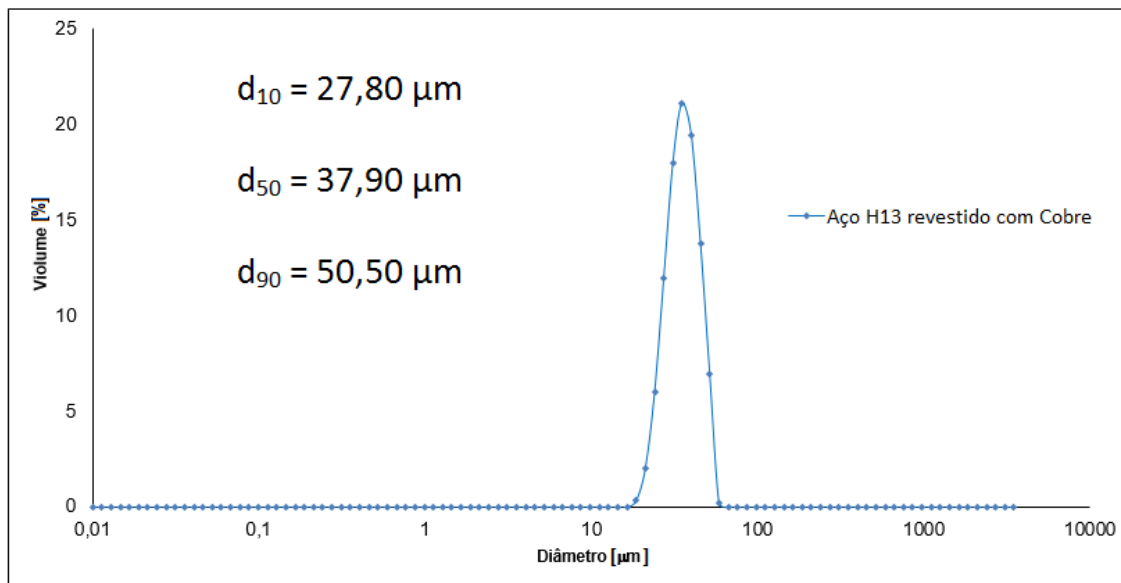
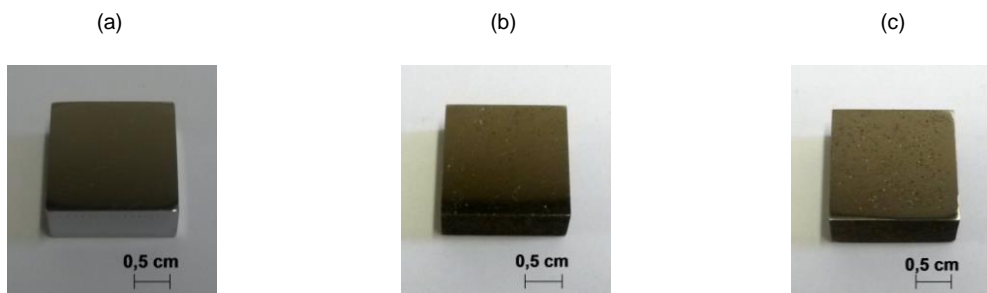


Figura 3.7 Distribuição granulométrica de partículas de H13 revestido com cobre

### 3.3. Caracterização dos componentes processados por processos aditivos

Neste subcapítulo são apresentados e discutidos os resultados da caracterização dos paralelepípedos processados por SLM (Figura 2.3), utilizando pó constituído pelos dois tipos de misturas de aço ferramenta H13 com cobre mecanicamente misturado (Teste 1), pó de aço H13 revestido com cobre por pulverização catódica (Teste 2) e pó de aço H13 (Teste 3).

Os diferentes paralelepípedos produzidos pela tecnologia SLM, com os diversos tipos de pós são visíveis na Figura 3.8. A plataforma utilizada para o seu fabrico era de tamanho reduzido, 50x50 mm, com recurso também a uma redução de volume no *recouter*, com a finalidade do volume de pó usado em cada produção ser bastante inferior em relação à plataforma convencional de 125x125 mm.

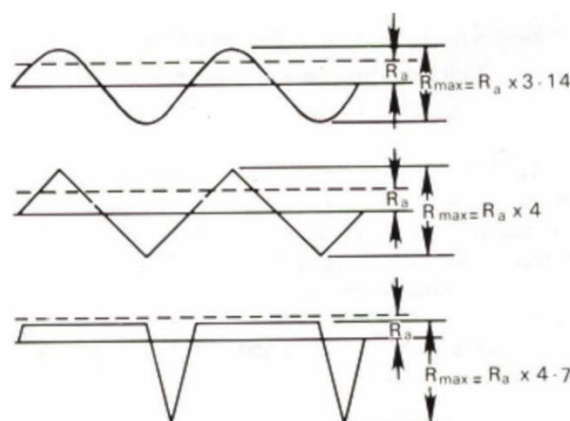


**Figura 3.8** Paralelepípedos produzidos pela tecnologia SLM a) Teste 1 b) Teste 2 c) Teste 3

### 3.3.1. Rugosidade

No caso da tecnologia SLM o valor da rugosidade final é tipicamente elevado, como já foi referido anteriormente, resultando na necessidade das peças serem acabadas por maquinagem para lhes conferir um valor adequado de acabamento.

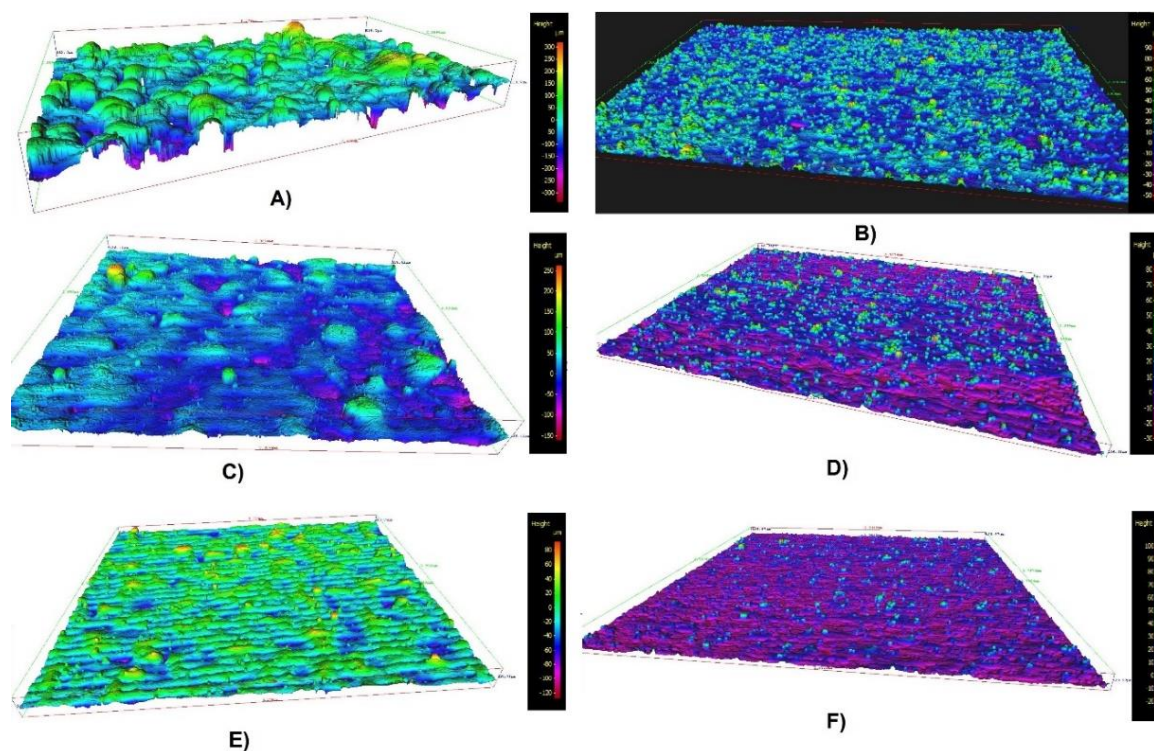
No que respeita aos valores de rugosidade avaliados, há a salientar a rugosidade média do perfil ( $R_a$ ), que consiste na média aritmética dos valores absolutos dos picos registados pelo rugosímetro (amplitude). No entanto, este parâmetro não define por si só a rugosidade da superfície, já que podemos ter diferentes tipos de rugosidades com valores de  $R_a$  iguais (Figura 3.9).



**Figura 3.9** Diferentes rugosidades para valores iguais de  $R_a$  [46]

Portanto é necessário ter valores da rugosidade média quadrática ( $R_q$ ) e rugosidade média da superfície ( $S_a$ ) [46].

Na Figura 3.10 estão representadas as rugosidades das superfícies de topo e lateral dos paralelepípedos relativos aos Testes 1, 2 e 3: superfície do topo 1 A), superfície lateral 1 B), superfície topo 2 C), superfície lateral 2 D), superfície topo do 3 E) e superfície lateral 3 F). Na Tabela 3.4 estão compilados os valores das rugosidades das superfícies (Figura 3.10).



**Figura 3.10** Rugosidade das peças produzidas por SLM, superfície topo do Teste 1 A), superfície lateral Teste 1 B), superfície topo do Teste 2 C), superfície lateral Teste 2 D), superfície topo do Teste 3 E) e superfície lateral Teste 3 F).

**Tabela 3.4** Valores de rugosidade resultante da análise das superfícies de topo e lateral das amostras

	Superfície Topo			Superfície Lateral		
	R <sub>a</sub> [μm]	R <sub>q</sub> [μm]	S <sub>a</sub> [μm]	R <sub>a</sub> [μm]	R <sub>q</sub> [μm]	S <sub>a</sub> [μm]
<b>Teste 1</b>	55,99	70,77	58,93	11,46	15,14	10,89
<b>Teste 2</b>	20,81	28,35	24,42	8,52	11,51	8,44
<b>Teste 3</b>	17,84	22,76	15,78	6,70	9,07	7,37

Da análise da rugosidade (Tabela 3.4), é de constatar que no Teste 2 há menor rugosidade da superfície de topo e lateral, tal pode ser atribuído ao fato de no Teste 1 o cobre

estar mais “desagregado” no aço ferramenta H13, e tender a volatilizar criando uma maior irregularidade superficial. Enquanto no Teste 2 o cobre reveste e tem adesão ao aço H13, permanecendo nas camadas construídas. De salientar que este resultado foi validado pela quantidade de cobre existente após passagem do laser no Teste 1 foi menor do que no Teste 2. O Teste 3 (monomaterial) apresentou uma rugosidade inferior à dos outros dois testes.

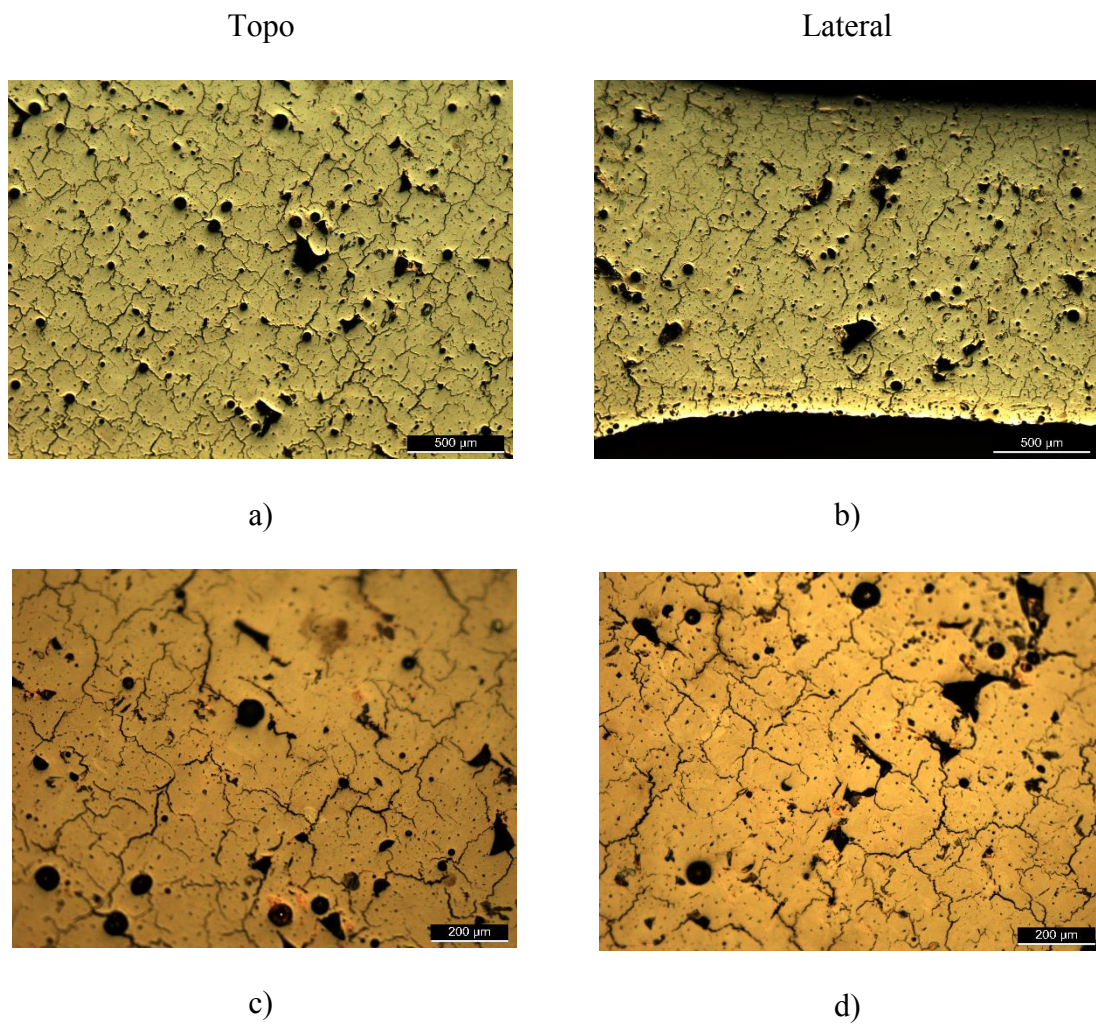
### **3.3.2. Porosidade**

No que respeita os valores de porosidade no Teste 1 o valor de porosidade é de 6,8 % (em área), no caso do Teste 2 de 2,9 % (em área) e no Teste 3 o valor de porosidade é 0,61 % (em área). Dos pós de bimetálicos usados aquele que tem melhor comportamento após SLM é o resultante do revestimento dos pós (Teste 2), com valores próximos do resultante de apenas H13.

### **3.3.3. Microestrutura**

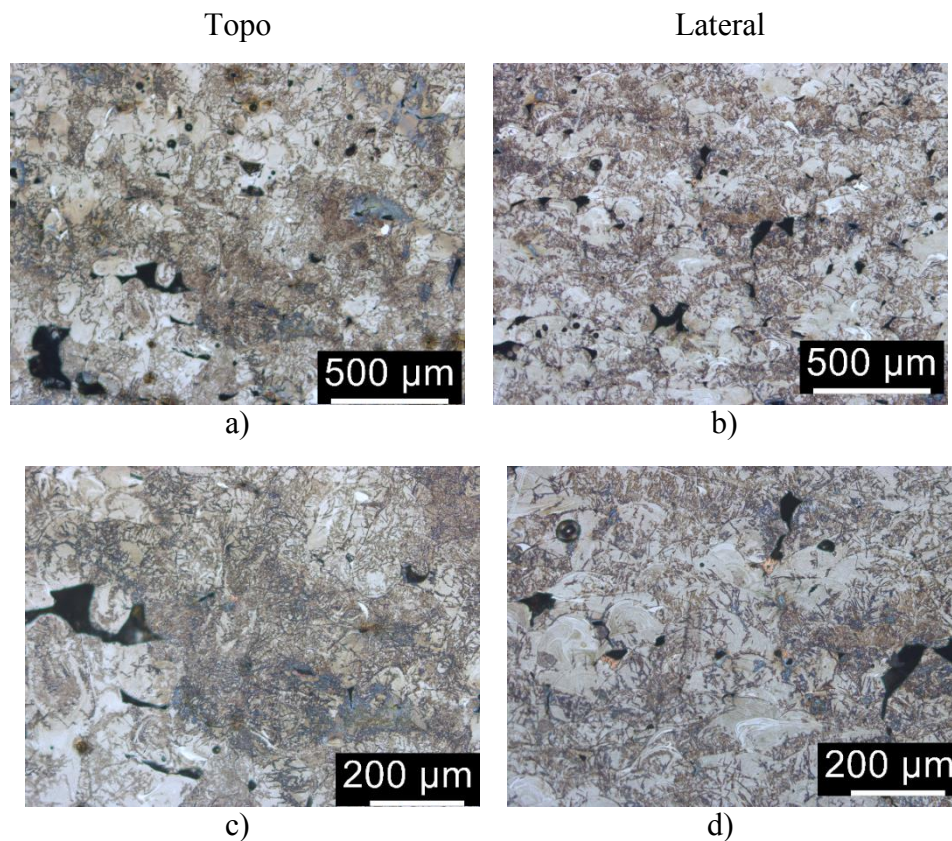
Nas Figuras 3.11 e 3.12 denota-se as diferenças existentes entre o Teste 1 e o Teste 2. No caso do Teste 1 a microestrutura apresenta uma quantidade de defeitos elevada, como fissuras e poros. No caso do Teste 2 a quantidade de defeitos diminui substancialmente deixando praticamente de existir fissuras. Em ambos, é possível observar pequenas porções de cobre distribuídas na matriz do aço H13.





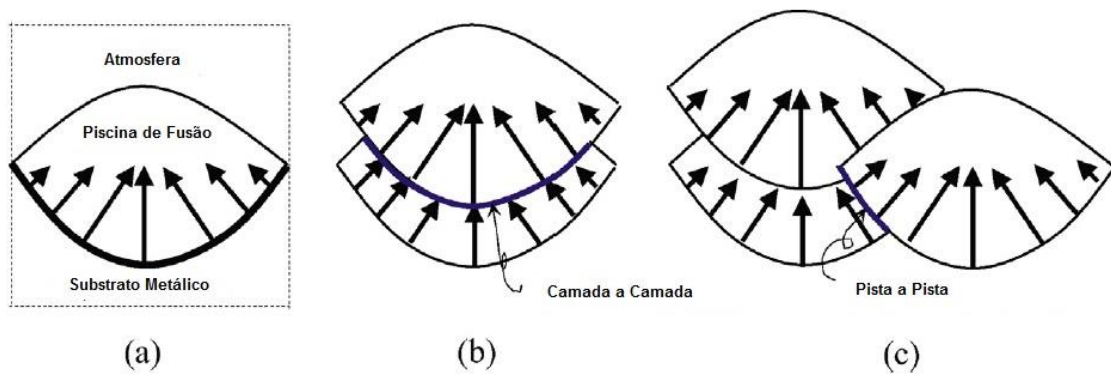
**Figura 3.11** Microestruturas Teste 1 topo a) e c) e lateral b) e d)





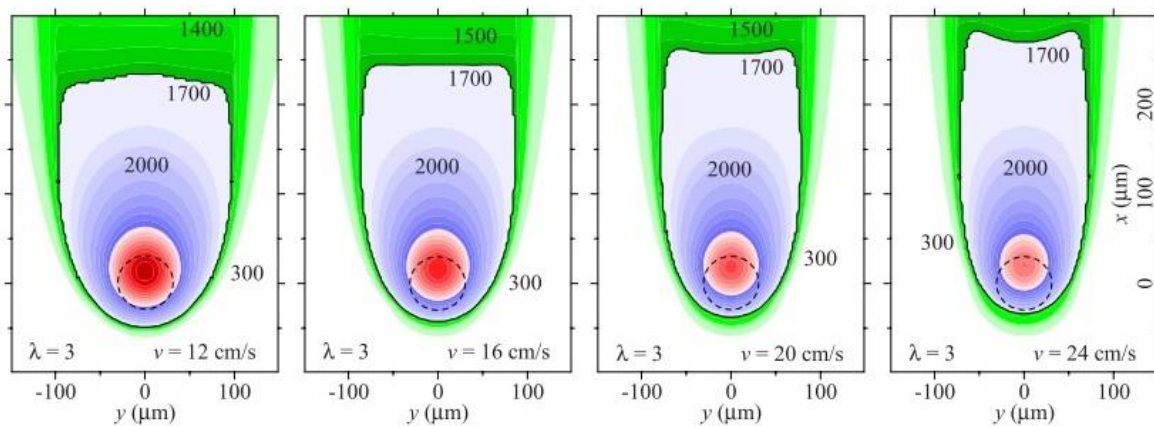
**Figura 3.12** Microestruturas do Teste 2, topo a) e c) e lateral b) e d).

Na Figura 3.12, mais propriamente nas microestruturas c) e d), observa-se a chamada microestrutura em “escama”, típica do processo de fabricação, com uma presença mais notória na superfície lateral, superfície de crescimento de camada, em acordo com o apresentado no esquema de varrimento na Figura 1.7 (1.2.1). A origem deste tipo de estrutura deve-se diretamente à direção de passagem do feixe laser e à direção da solidificação da *pool* de material fundido. Na Figura 3.13 é possível observar que a formação das escamas está diretamente relacionada com a direção da solidificação da *pool* de material fundido, conferindo à partícula a morfologia típica deste processo. Esta varia com os parâmetros determinantes na densidade de energia transmitida ao pó, tais como a velocidade, a potência e a distância entre varrimentos do laser [46].



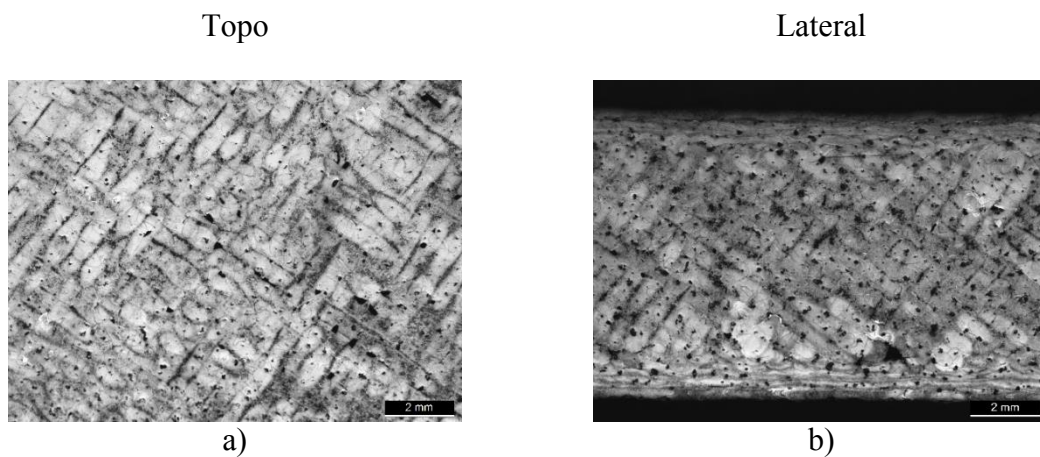
**Figura 3.13** Esquema de solidificação da *pool* de material fundido (adaptado [47])

Na Figura 3.14 é possível observar a alteração na geometria em função da velocidade de varrimento. A estrutura de escama será tanto mais alongada quanto maior for a velocidade de varrimento do laser. A energia cedida à zona onde incide o laser é tanto maior quanto menor for a velocidade de varrimento e consequentemente a *pool* de material fundido tende a tornar-se mais esférica do que alongada e vice-versa [47].



**Figura 3.14** Esquema de distribuição de temperatura com a variação da velocidade de varrimento [47]

No caso das peças resultantes do pó de aço ferramenta H13, denota-se que as partículas assumem a forma de “agulhas” orientadas segundo o varrimento do laser, delineando o trajeto efetuado aquando da produção de peças. Estas agulhas podem ser consideradas da fase dominante martensítica, resultante das condições de processamento por SLM (Figura 3.15).



**Figura 3.15** Microestruturas das amostras do Teste 3 a) Topo e b) Lateral

### 3.3.4. Análise física

Os difratogramas que permitem comparar as fases presentes nas peças resultantes do fabrico aditivo com as fases presentes nos pós que lhes deram origem estão coligidos na Figura 3.16.

Com base nos difratogramas apresentados, é possível afirmar que tanto no pó de aço H13, como no pó de aço H13 misturado e revestido com cobre há essencialmente a fase martensítica e alguma fase austenítica. Nas peças produzidas por SLM, constata-se que as fases presentes são bastante idênticas às dos pós que lhes deram origem.

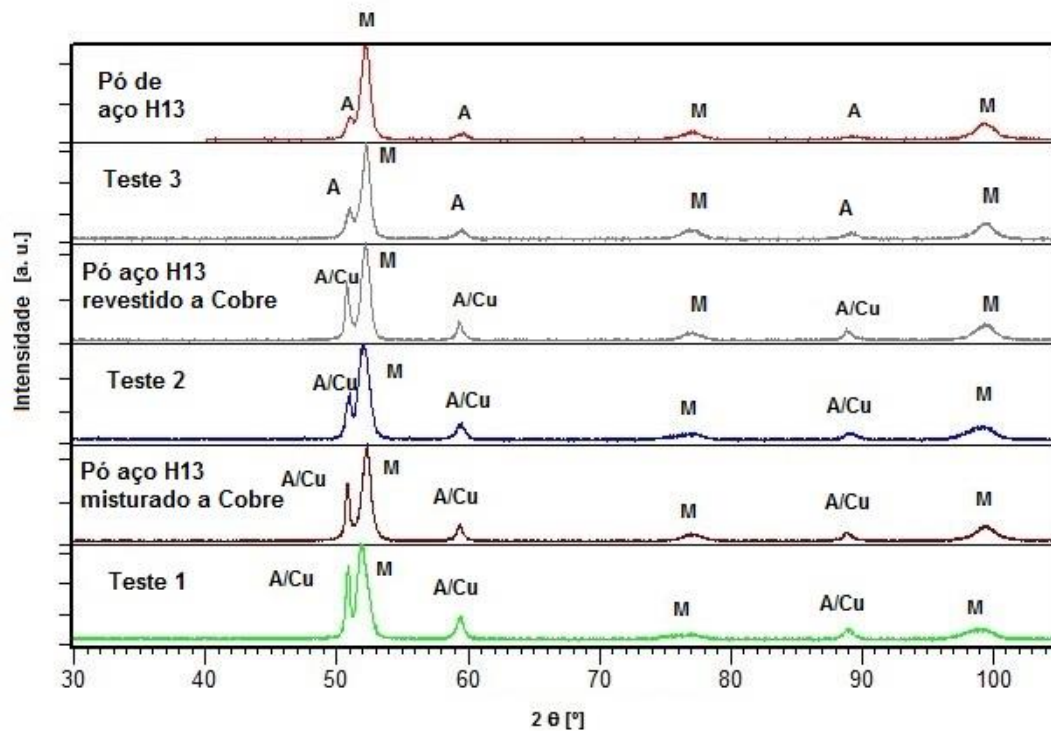
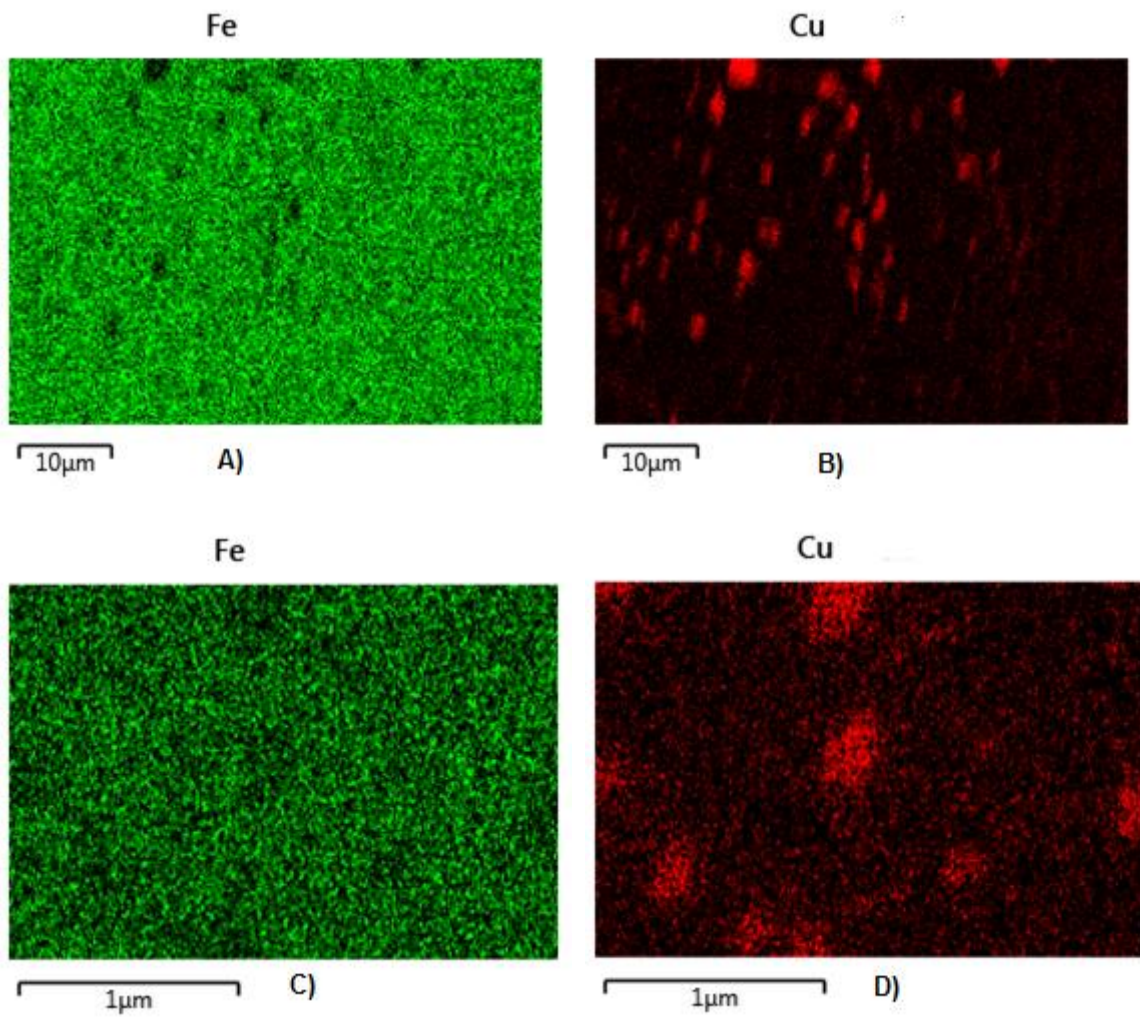


Figura 3.16 Difratogramas dos pós e após processamento por SLM

### 3.3.5. Análise da composição química das amostras

Da distribuição do cobre nas peças denominadas Teste 1 e Teste 2 permite avaliar a uniformidade da sua distribuição na matriz aço. Na Figura 3.17 é possível observar que o cobre não se encontra homogeneamente distribuído na amostra, existem zonas onde há forte aglomeração.





**Figura 3.17** Mapa de distribuição elemental do Fe e do Cu (Teste 1)

A Figura 3.18 mostra que o cobre tem uma melhor dispersão no aço, quando foi introduzido por revestimento dos pós por pulverização catódica do que por moagem. Mais uma vez o Teste 2 revela a superioridade do produto final obtido a partir destes pós.

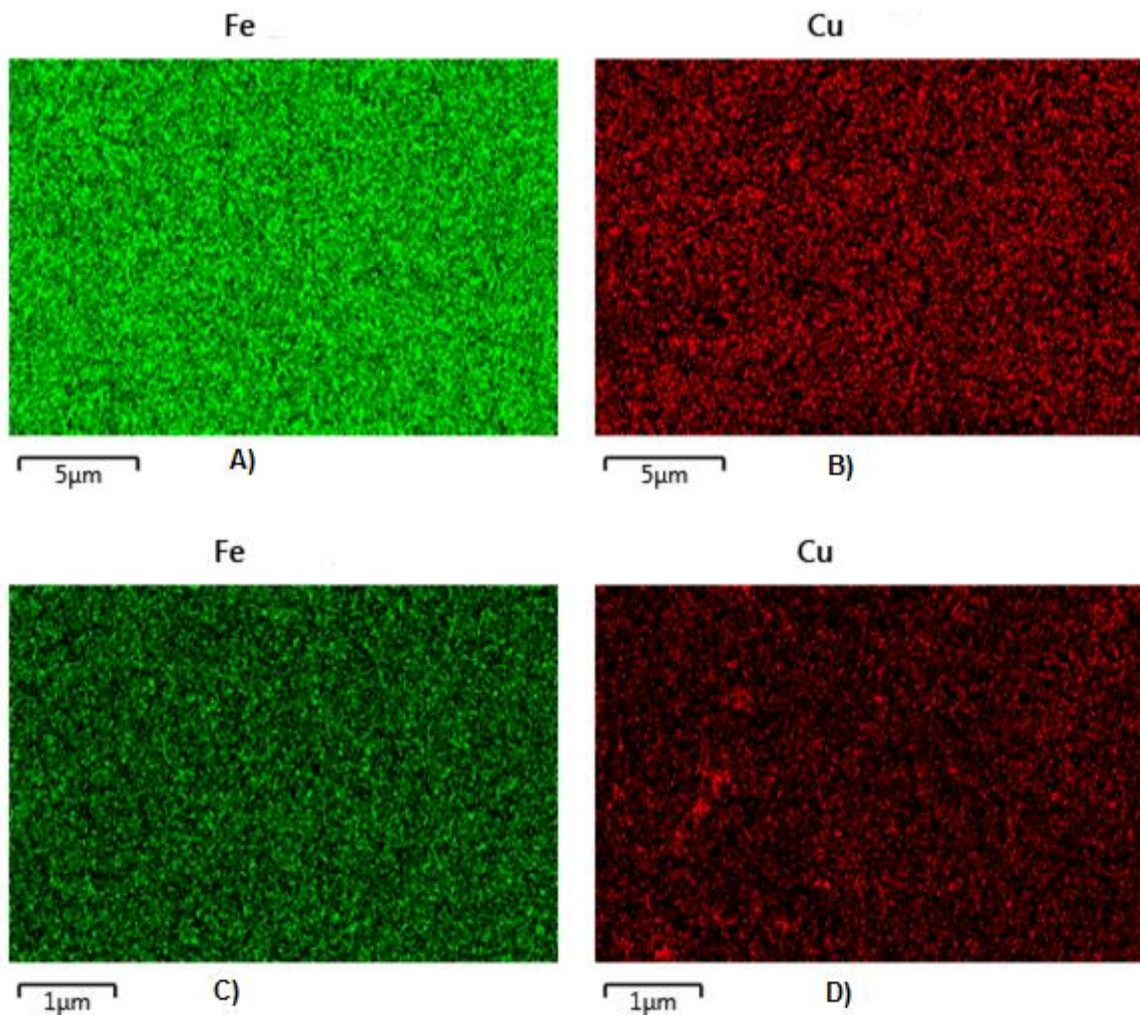


Figura 3.18 Mapa de distribuição elemental do Teste 2

Apesar de no Teste 2 haver menos percentagem de cobre na zona analisada, este está distribuído na microestrutura dum forma mais homogénea, enquanto no Teste 1 existe uma distribuição heterogénea de cobre com grandes aglomerados. Contudo, é necessário ter em consideração a quantidade de cobre presente nos pós que é diferente conforme o tipo de mistura.

### 3.3.6. Composição química

Ao avaliar a quantidade de cobre presente nas peças processadas por SLM, no caso do Teste 1 existe uma percentagem de 14,4 % de cobre, enquanto no Teste 2 existe cerca de metade, 7,8 % de cobre. Em comparação ao explicitado na subsecção 3.1.1 e 3.1.2 é

de realçar que após tratamento SLM houve uma perda em cobre de 1,8 %, devido à sua volatilização aquando da passagem do feixe laser e também à nuvem que se forma aquando do enchimento do recouter, visto que as partículas de cobre serem substancialmente mais pequenas do que as do aço H13. No que diz respeito ao Teste 2 o teor de 7,8 % de Cu revela a inexistência de perda de cobre.

### 3.3.7. Dureza

No que concerne a determinação da dureza das peças resultantes do SLM, foi seguida a seguinte estratégia: determinar previamente a dureza de uma peça de aço H13 no estado recozido, para servir de comparação com a dureza do pó do aço H13 e com as durezas das peças do Teste 1, 2 e 3.

Da Tabela 3.5 e Figura 3.19, pode ser constatado que o pó do aço do qual são processadas as peças em SLM, está no estado temperado, já que apresenta valores de dureza da ordem dos 500 HV. No caso do Teste 3, este apresenta valores superiores de dureza em relação ao pó que lhe deu origem, havendo uma pequena diferença entre a dureza medida no topo e na parte lateral da peça, que pode ser atribuída a uma maior quantidade de defeitos na parte lateral em relação ao topo da peça.

O Teste 2 apresenta valores de dureza bastante semelhantes ao Teste 3, mas sem dúvida superiores aos do Teste 1, que poderá estar associado à quantidade de defeitos da peça resultante de pós apenas de aço (Figura 3.11).

**Tabela 3.5** Valores de Dureza das amostras analisadas

Carga [N]	Dureza [HV]							
	H13 Comercial (Estado Recozido)	Pó de H13	Topo (Teste 1)	Lateral (Teste 1)	Topo (Teste 2)	Lateral (Teste 2)	Topo (Teste 3)	Lateral (Teste 3)
0,025		505±73						
0,98	190±22						590±65	556±38
4,9	201±9						633±17	580±41
9,8	205±6		439±57	489±60	604±30	605±48	642±17	605±19
294	183±3		254±57	255±48	540±10	496±25	573±10	503±30

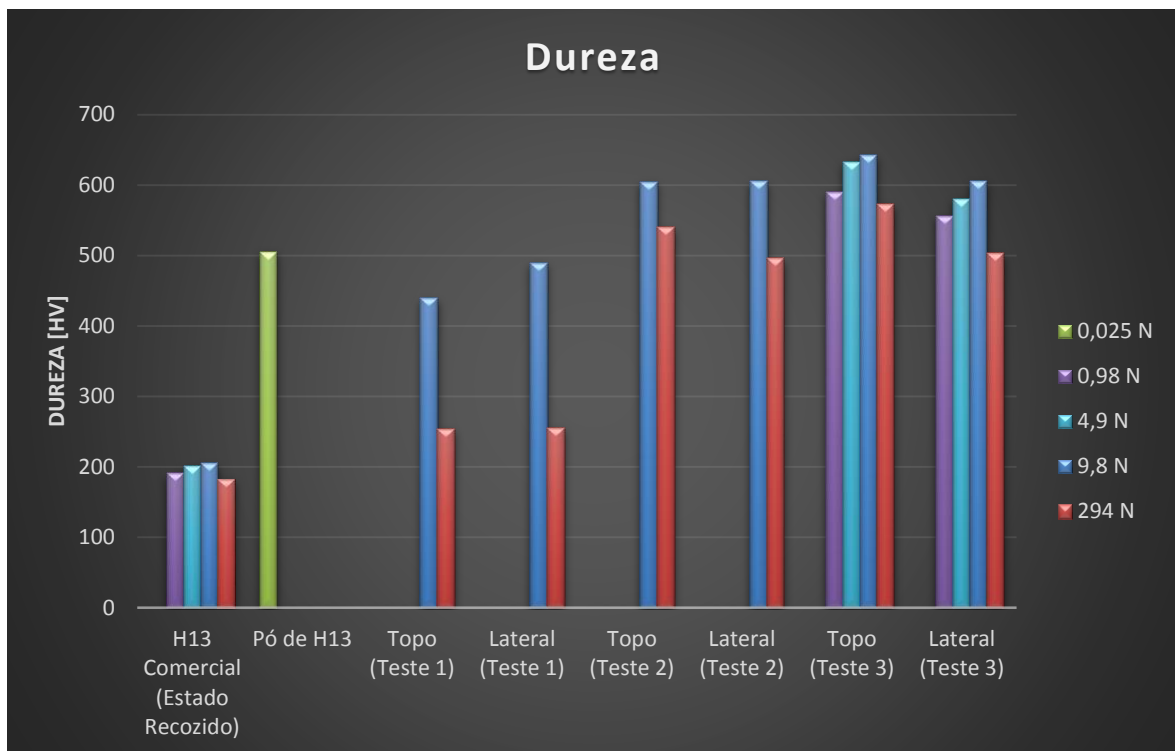


Figura 3.19 Comparação de dureza das amostras analisadas

### 3.3.8. Condutividade térmica

Os resultados de condutibilidade térmica (Tabela 3.6) mostram valores diferentes de condutibilidade térmica no topo e na parte lateral da peça. Tal comportamento tem origem no fato de as superfícies laterais terem mais defeitos do que as superfícies de topo. Mais uma vez o Teste 2 conduz a valores mais elevados do que o Teste 1. No entanto, é o Teste 3, sem qualquer aditivo condutor térmico, que aparenta ter maior condutividade térmica. Nos outros casos (Teste 1 e 2), há uma porosidade que afeta sem dúvida os valores. Na verdade os valores de condutibilidade térmica são tanto menores quanto a porosidade é maior. Apesar da quantidade de elemento condutor térmico (cobre) ser em maior quantidade no mais poroso, não compensa a perda desta propriedade pela presença de defeitos. No caso dos pós revestidos, um aumento da quantidade de cobre no revestimento poderia ser a solução. Na verdade, tal como já foi demonstrado por outros autores, um aumento significativo na condutibilidade só surgirá se o teor em cobre na mistura for superior a cerca de 30% [16].

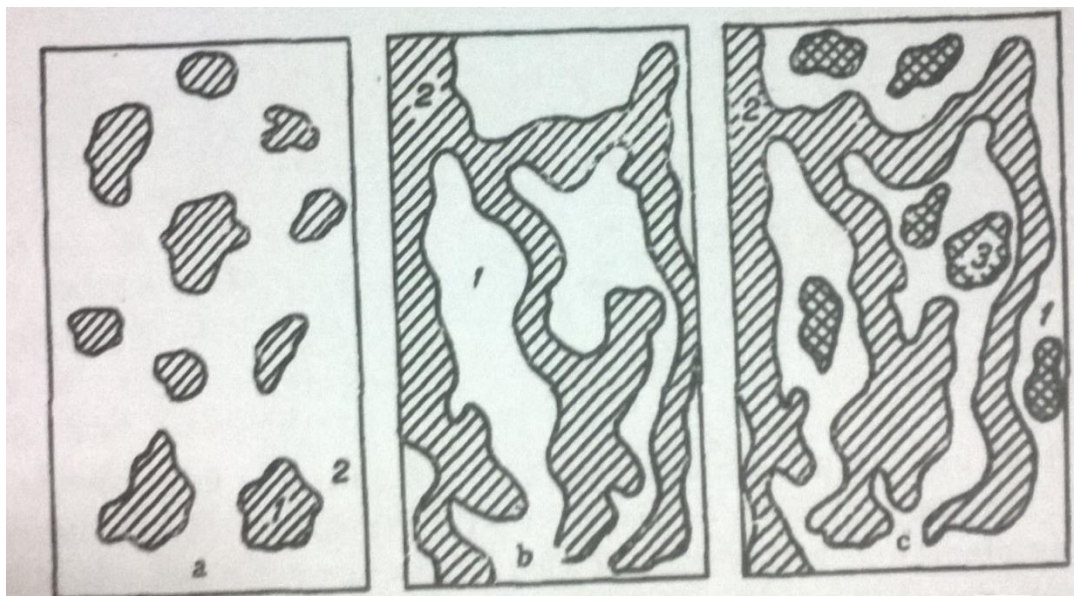


**Tabela 3.6** Resultados de condutividade térmica face a porosidade das amostras

Teste	Porosidade (% área)	Condutividade Térmica	
		Topo (W/mK)	Lateral (W/mK)
1	6.8	7.6	6.9
2	2.9	10.8	9.1
3	0.6	16.0	13.4

De notar que na avaliação do valor da condutividade térmica real não se teve em consideração dois pontos fulcrais para uma medição mais exata do seu valor, a sua homogeneidade e modo de distribuição do elemento mais condutor no seio do aço para além da porosidade.

No primeiro caso a modelação numérica seria a ferramenta necessária para demonstrar qual a distribuição de ambos materiais que induziria melhores valores de condutibilidade térmica. No caso de ser heterogénea seria necessário saber se a estrutura deveria conter o Cu em ilhotas isoladas, se deveria haver percolação entre os constituintes



**Figura 3.20** Esquema representativo de várias estruturas: a) com inclusões fechadas; b) com interpenetração de componentes; c) com ambos (adaptado [48]).

ou ainda, se seria constituída por uma estrutura resultante da combinação de ambos (Figura 3.20) [48].

No segundo caso seria importante também ter em consideração a porosidade existente nas microestruturas que são as que mais proporcionam erros na medição, (Teste 1). Numa amostra, será de fácil a percepção que poros e fissuras conduzem a medições de condutividade erradas, já que os defeitos existentes são pontos resistivos à condução e convecção (contendo gás nos defeitos) do calor transferido a peça. Portanto, seria uma vez mais necessário usar modelação numérica, sendo sugerido por vários autores o uso das equações *Hashin-Shtrikman* e o uso da teoria média efetiva (EMT) [49].

## CONCLUSÕES

As principais conclusões que se podem retirar do estudo realizado podem ser compiladas nas seguintes afirmações:

- Os provetes apresentavam elevada rugosidade (superfície de topo);
- O provete só com H13 apresentava valores de porosidade e rugosidade inferiores aos dos híbridos;
- Os provetes de pós híbridos por revestimento apresentam maior similitude das características avaliadas do que os resultantes da mistura mecânica;
- A melhor distribuição de cobre na matriz de aço é conseguida quando os pós foram revestidos;
- A dureza após SLM é superior à dos pós, devido às condições de arrefecimento a que foram submetidos durante o processo de consolidação;
- A mistura mais prometedora para o fim em vista é sem dúvida a resultante de pós revestidos, há no entanto que aumentar o seu teor na mistura.

Desafios para trabalho futuro:

- Melhoramento dos parâmetros de SLM, para produção de componentes para pós de aço revestidos com cobre;
- Aumentar a percentagem de cobre no pó;

- Necessidade urgente de modelizar a distribuição do material para otimizar a condutividade térmica;
- Por fim atestar em caso real, com geometria simples e alveolar, **o interesse de produção de insertos bimetálicos em moldes e avaliar da sua eficácia na cadência de produção.**

---

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] F. Jorge Lino Alves, “Materiais de Construção Mecânica II (EM307) 2º Semestre 2005/06”, Departamento de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto
- [2] Mechanical Engineering, The University of Texas at Austin, acessido a 23 de Março de 2015 em: [http://www.me.utexas.edu/news/2012/0712\\_sls\\_history.php](http://www.me.utexas.edu/news/2012/0712_sls_history.php)
- [3] Renishaw, Apply Innovation TM, acessido a 23 de Março de 2015 em: [http://www.renishaw.com/en/laser\\_melting\\_metal\\_3d\\_printing\\_systems\\_15240](http://www.renishaw.com/en/laser_melting_metal_3d_printing_systems_15240)
- [4] Fonte EOS, “Additive manufacturing: a game changer for the manufacturing industry?”, Roland Berger Strategy Consultants, Munich, November 2013
- [5] Additive Manufacturing, John Hart, MIT 2.810 December 2, 2013
- [6] P. M. Hackney, C. Ainsley, “Rapid manufacturing – state of the art, analysis and future perspectives”, International Conference on Advanced Manufacturing, 2011 , 23-24 May 2011, Terengganu, Malaysia
- [7] File format native to the stereolithography CAD acessido a 18 de Maio de 2015 em: [http://en.wikipedia.org/wiki/STL\\_%28file\\_format%29](http://en.wikipedia.org/wiki/STL_%28file_format%29)
- [8] M. Rombouts, J.P. Kruth, L. Froyen and P. Mercelis, “Fundamentals of Selective Laser Melting of alloyed steel powders”, Department of Metallurgy and Materials Engineering, Katholieke Universiteit Leuven, Leuven, Belgium, Department of Mechanical Engineering, Katholieke Universiteit Leuven, Leuven, Belgium, Volume 55, Issue 1, 2006, Pages 187–192
- [9] Sabina L. Campanelli, Nicola Contuzzi, Andrea Angelastro and Antonio D. Ludovico, “13 Capabilities and Performances of the Selective Laser Melting Process”, Polytechnic of Bari, Department of Management and Mechanical Engineering, Viale Japigia, 182 Italy, book edited by Meng Joo Er, ISBN 978-953-307-212-8, Published: November 2, 2010 under CC BY-NC-SA 3.0 license.  
© The Author(s).

- 
- [10] X.J. Wang , L.C. Zhang , M.H. Fang , T.B. Sercombe "The effect of atmosphere on the structure and properties of a selective laser melted Al–12Si alloy", *Materials Science & Engineering A* 597 (2014) 370–375
- [11] Thomas L. Starr, Khalid Rafi, Brent Stucker and Christopher M. Scherzer, "Controlling phase composition in selective laser melted stainless steels", University of Louisville, Louisville, KY USA, International Solid Freeform Fabrication Symposium
- [12] Pacurar Razvan, Berce Petru, Dura Mihai, "Research on how to improve the mechanical properties of the metallic parts made by selective laser melting (SLM)", Technical University of Cluj-Napoca B-dul Muncii no. 103-105, Cluj-Napoca Romania, 15th International Research/Expert Conference, "Trends in the Development of Machinery and Associated Technology", TMT 2011, Prague, Czech Republic, 12-18 September 2011
- [13] O.M. Al-Jamal, S. Hinduja, "Characteristics of the bond in Cu–H13 tool steel parts fabricated using SLM", School of Mechanical, Aerospace, and Civil Engineering, University of Manchester, P.O. Box 88, Manchester, UK, *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 57 (2008) 239–242
- [14] V. E. Beal, P. Erasenthiran, N. Hopkinson, P. Dickens and C. H. Ahrens, "Fabrication of x-graded H13 and Cu powder mix using high power pulsed Nd:YAG laser". Rapid Manufacturing Research Group, Wolfson School of Mechanical and Manufacturing Engineering, Loughborough University, Loughborough LE11 3TU, United Kingdom. Reviewed, accepted August 17, 2004
- [15] Z.H. Liu, D.Q. Zhang, S.L. Sing, C.K. Chua, L.E. Loh, "Interfacial characterization of SLM parts in multi-material processing: Metallurgical diffusion between 316L stainless steel and C18400 copper alloy", *Materials Characterization*, 94 (2014) 116 – 125
- [16] V.E. Beal, P. Erasenthiran, N. Hopkinson, P. Dickens, C.H. Ahrens, "Optimisation of processing parameters in laser fused H13/Cu materials using response surface

- method (RSM)", *Journal of Materials Processing Technology* 174 (2006) 145–154
- [17] V. E. Beal, P. Erasenthiran, N. Hopkinson, P. Dickens and C. H. Ahrens, "Scanning strategies and spacing effect on laser fusion of H13 tool steel powder using high power Nd:YAG pulsed laser", *International Journal of Production Research*, Vol. 46, No. 1, (2008), 217–232
- [18] J.-P. Kruth, B. Vandenbroucke, J. Van Vaerenbergh, P. Mercelis, "Benchmarking of different SLS/SLM processes as rapid manufacturing techniques", *Int. Conf. Polymers & Moulds Innovations (PMI)*, Gent, Belgium, April (2005)
- [19] Adam Cohen Principal Consultant & CEO, Additive Insight LLC Clinical Associate Professor, Southern Methodist University, "MICA Freeform vs Selective Laser Melting", *Microfabrica*, acessado a 10 de Maio de 2015 em: <http://www.microfabrica.com/downloads/MIC-WhitePaper-2014.pdf>
- [20] Protosys Technologies PVT, LTD. Acessado a 11 de junho de 2015 em: <http://www.protosystech.com/rapid-prototyping.htm>
- [21] Additively your access to 3D printing, acessado a 11 de Junho de 2015 em: <https://www.additively.com/en/learn-about/laser-melting>
- [22] Peifeng Li "Constitutive and failure behaviour in selective laser melted stainless steel for microlattice structures", *Materials Science & Engineering A* 622(2015)114–120
- [23] Byeong-Don JOO, Jeong-Hwan Jang, Jae-Ho Lee, Young-Myung Son, Young-Hoon Moon, "Selective laser melting of Fe-Ni-Cr layer on AISI H13 tool steel", *Trans. nonferrous Met. Soc. China* 19 (2009) 921 - 924
- [24] Therese Bormanna,b, Bert Müllera, Michael Schinhammerc, Anja Kesslerb, Peter Thalmanna, Michael de Wildb aBiomaterials, "Microstructure of selective laser melted nickel–titanium", *Materials characterization* 94 (2014) 189 – 202
- [25] P. Fox a, S. Pogson, C.J. Sutcliffe, E. Jones, "Interface interactions between porous titanium/tantalum coatings, produced by Selective Laser Melting (SLM), *Surface & Coatings Technology* 202 (2008) 5001–5007

- 
- [26] Eleftherios Louvis, Peter Fox, Christopher J. Sutcliffe, "Selective laser melting of aluminium components", *Journal of Materials Processing Technology* 211 (2011) 275–284
- [27] T. Vilaroa,b, C. Colinb, J.D. Bartoutb, L. Nazéb, M. Sennourb, *Materials Science and Engineering A* 534 (2012) 446– 451
- [28] Bo Song, Shujuan Dong and Christian Coddet, "Rapid in situ fabrication of Fe/SiC bulk nanocomposites by selective laser melting directly from a mixed powder of microsized Fe and SiC", *Scripta Materialia* 75 (2014) 90–93
- [29] Baicheng Zhang, Nour-Eddine Fenineche, Hanlin Liao, Christian Coddet, "Microstructure and Magnetic Properties of Fe e Ni Alloy Fabricated by Selective Laser Melting Fe/Ni Mixed Powders", *J. Mater. Sci. Technol.*, 2013, 29(8), 757-760
- [30] Baicheng Zhang, Hanlin Liao, Christian Coddet, "Effects of processing parameters on properties of selective laser melting Mg–9%Al powder mixture, *Materials and Design* 34 (2012) 753–758
- [31] Baicheng Zhang, Jing Chen, Christian Coddet, "Microstructure and Transformation Behavior of in-situ Shape Memory Alloys by Selective Laser Melting Ti e Ni Mixed Powder", *J. Mater. Sci. Technol.*, 2013, 29(9), 863e867
- [32] P. Krakhmalev , I. Yadroitsev Karlstad, "Microstructure and properties of intermetallic composite coatings fabricated by selective laser melting of TieSiC powder mixtures", *Intermetallics* 46 (2014) 147e155
- [33] Mazak, Leaders in the manufacture of advanced technology solutions including Multi-Tasking, hybrid Multi-Tasking, 5-axis, milling, turning, CNC controls and automation, acedido a 15 de Junho de 2015 em : <https://www.mazakusa.com/news-events/press-releases/mazak-introduces-new-hybrid-multi-tasking-technology/>
- [34] Mazak, Leaders in the manufacture of advanced technology solutions including Multi-Tasking, hybrid Multi-Tasking, 5-axis, milling, turning, CNC controls and



- automation, acessado a 15 de Junho de 2015 em :  
<https://www.mazakusa.com/machines/integrex-i-400am/>
- [35] Lumex Avance – 25 Innovation by Matsura, acessado a 15 de Junho de 2015 em :  
<http://www.lumex-matsuura.com/english/>
- [36] Lumex Avance – 25 Innovation by Matsura, acessado a 15 de Junho de 2015 em :  
<http://www.lumex-matsuura.com/english/contents/lumex01.html>
- [37] Lumex Avance – 25 Innovation by Matsura, acessado a 15 de Junho de 2015 em :  
<http://www.lumex-matsuura.com/english/contents/lumex04.html>
- [38] MateWeb Material Property Data, acessado a 17 de Junho de 2015 em:  
<http://www.matweb.com/search/DataSheet.aspx?MatGUID=e30d1d1038164808a85cf7ba6aa87ef7&ckck=1>
- [39] MateWeb Material Property Data, acessado a 17 de Junho de 2015 em:  
<http://www.matweb.com/search/DataSheet.aspx?MatGUID=9e9ab696974044cab4a7fd83687934eb>
- [40] Sá, Carlos, (2006), "Caracterização morfológica, microestrutural e microanalítica de materiais por: microscopia electrónica de varrimento-SEM e microanálise por raios X – EPMA:EDS/WDS),CEMUP."
- [41] CAPÍTULO 4 –Técnicas de caracterização de revestimentos finos, Repositorium, acessado em 11 de Junho de 2015 em:  
<https://repositorium.sdum.uminho.pt/bitstream/1822/3280/5/Cap%C3%ADtulo%204.pdf>
- [42] Maria José Moura e Maria Margarida Figueiredo, "Aplicação das Técnicas de Picnometria de Gás e de Porosimetria de Mercúrio à Caracterização da Madeira de E. globulus", Silva Lusitana 10(2) (2002)207 - 216
- [43] SLM Solutions, acessado a 11 de Junho de 2015 em: [http://www.stage.slm-solutions.com/index.php?slm-125\\_en](http://www.stage.slm-solutions.com/index.php?slm-125_en)
- [44] Diy – Contractor.com, acessado a 18 de Junho de 2015 em: <http://diy-contractor.com/pt/wiki/tool/332-measuring-instruments/20050-energy-dispersive-x-ray-spectroscopy.html>

- [45] Materials characterization, acessido a 12 de Julho de 2015 em: <http://www.eag.com/mc/inductively-coupled-plasma-spectroscopy.html>
- [46] Professor Doutor António Piratelli Filho, "Rugosidade Superficial", Universidade de Brasília (UnB), Faculdade de Tecnologia, Departamento de Engenharia Mecânica, 3º Seminário de metrologia 16 a 18 de Maio de 2011
- [47] Microstructure in metal components built using SLM, acessido a 1 de Julho de 2015 em: <http://www.insidemetaladditivemanufacturing.com/blog/microstructure-in-metal-components-built-using-slm>
- [48] G. N. Dul'nev, "Thermal conductivity of mixtures with interpenetrating components", Journal of engineering physics September 1970, Volume 19, Issue 3, pp 1195-1206
- [49] James K. Carsona, Simon J. Lovatta, David J. Tannerb, Andrew C. Clelandc a AgResearch Ltd, "Thermal conductivity bounds for isotropic, porous materials", International Journal of Heat and Mass Transfer Volume 48, Issue 11, (2005) 2150–2158

---

## ANEXO

Artigo submetido, revisto e aceite para a publicação na ata da Euro PM2015 Congress & Exhibition. Congresso e exibição Europeia anual de metalurgia de pós e patrocinado pela Associação Europeia de metalurgia de pós, que se realizará em REIMS, França de 4 a 7 de Outubro de 2015.

### **MODIFICATION OF H13 (AISI) TOOL STEEL POWDERS TO MANUFACTURE INSERTS AND COOLING SYSTEMS FOR MOULDS BY SLM**

A. R. Farinha, C. Batista, L. F. Dias, E.W.Sequeiros, M. T. Vieira

*CEMUC, Department of Mechanical Engineering, University of Coimbra, Portugal*

\* rita.farinha@dem.uc.pt

#### **ABSTRACT**

The time cycle of injection moulding of plastic parts decreases if the steel moulding of inserts and cooling system increase their thermal efficiency. However, two main paths must be fulfilled: suitable geometry and materials with higher heat conductivity than conventional tool steel. Selective laser melting (SLM) can be the manufacturing solution to produced inserts from "new materials", mixing steel powder with high thermal conductivity materials. The production of inserts by SLM allows 3D unique structures from feedstock's (mixture of powders) if the reflectance before and after mixing is similar. Moreover, SLM is a green technology due to the reduction of wastes during process, contributing to sustainable production. The main goal of the present study was to select a feedstock with a thermal conductivity higher than tool steel. To reach this goal, copper was mixed with steel by two different methods: coating steel powders (nanometric thin film) or mixing both powders by ball milling. The start powders and the final mixtures were characterized according to particle size, particle size distribution, shape and structure (4Ss). Coating and ball milling processes were optimized in order to produce a homogenous distribution of the thermal conductive metal in the steel. A SLM 125 HL apparatus with a fibre laser was used for additive manufacturing of moulding components. Coated powder by sputtering shows better thermal conductivity than mixed powders by ball milling.

**Keywords:** SLM, tool steel, coated powder, thermal conductivity, injection cycle time, nanocrystalline coating

---

## INTRODUCTION

Nowadays one of the aims of engineering and tooling industry is the production of inserts/cooling systems (alveolar structures or conformal channels) with the ability to decrease temperature in injection moulding cavity without loss of main properties on the injected part. Cooling time takes up over 50% of cycle-time. Therefore, cycle-time optimization of injection moulding starts at design of moulds and finishes in the selection of materials and processes to produce them. The understanding of cooling stage during injection moulding can contribute to decrease the cycle-time and in consequence costs of production. Attending to the required specifications and addressing technical geometry issues of injection moulding process, the decrease process cycle-time could be done by applying inserts and cooling system with high thermal conductivity. Up to now, to overcome the geometry issues and the thermal problems, expensive and non-ecological Cu-Be alloys have been used. New materials and powder technologies must be used to build optimized inserts improving their thermal conductivities. This can be achieved with inserts and cooling systems processed from mixed materials: tool steel (AISI H13) and copper. Heat treated H13 is hard steel with dimension stability that provides structural strength suitable for moulds and dies. AISI H13 exhibits a thermal conductivity coefficient (24.3 W/mK that can be improved by the addition of other high thermal conductivity material like copper (300 W/mK) [1-4].

Some strategies have been adopted by different researchers based on SLM using laser systems (Nd-Yag laser, with or without high frequency of pulses) and different distributions in gradient of powders, from zero up to 80% of copper powders [1-4].

The main target of the study was the production from mixed powders with high thermal conductivity and subsequent consolidation by SLM using fibre laser. This is an Additive Manufacturing process with environmental advantages over traditional manufacturing technologies by providing envisaged design-free geometries optimized for cooling. Moreover, it also allows a reduction of waste by making an efficient use of raw materials [5-11]. SLM is the future manufacturing route to produce metal parts to be applied in different domains like medical, aeronautic and tooling. For tooling industry parts with high exigency of surface polishing and suitable mechanical properties are required. In order to achieve these properties parts produced by SLM should be submitted to other finishing technique.

The mixture AISI H13 powder with copper was produced either by coating AISI H13 powder with copper or by mechanical milling of AISI H13 and copper powders. The mixed powders increase the difficulty to obtain high quality parts without significantly changes in SLM parameters. Other research works [1, 2] using mixtures of AISI H13 steel and copper powders to produce dense metallic parts by SLM, besides a tight control of processing conditions, revealed that is need to overcome issues linked to the difference of intrinsic properties between the powder materials. This difference could induce porosity and cracks [1]. The present study was developed within a partnership with industry. The need to maintain high level of competitiveness of the Portuguese Engineering & Tooling industries requires the optimization and modification of their manufacturing processes.

---

## EXPERIMENTAL PROCEDURES

A commercial H13 (AISI) microcrystalline steel powder (A) was selected due to exigency of moulding parts properties. The powder was coated with a copper thin film using a homemade magnetron sputtering, with a power density of 11.9 kW/m<sup>2</sup>. The powder A with a nanocrystalline copper coating is named powder B. Other hybrid powder (C) was prepared mixing by ball milling powder A with copper powder in a weight ratio of 80:20. The three powders were characterized according to particle size, distribution of particle size, shape and structure (4Ss) by Laser diffraction with Scattering Model Fraunhofer (Malvern Master size 3000) (LDS); Scanning Electronic Microscopy, FEI Quanta 400FEG ESEM (SEM) and X-ray diffraction (Philips X'Pert) (XRD) using Co radiation, respectively. Copper content was determined by Inductively Coupled Plasma Optical Emission Spectrometry (ICP-OES, Jobin Yvon Activa M).

In order to evaluate the performance of additive manufacturing process for complex geometries (alveolar structures or conformal channels) a preliminary study must be performed. The geometries selected were parallelepipeds with dimensions of 20x20x10 mm<sup>3</sup>. A SLM 125 HL with a fibre laser (Yt) ( $\lambda = 1070$  nm; diameter beam 87  $\mu\text{m}$ ) and laser power of 95 W was used for the three powders. Argon gas environment with a residual oxygen content of 0.2% and a relative pressure working of 1-1.2 kPa, a pre-heated base-plated (200°C), with a layer thickness of 30  $\mu\text{m}$  and hatch spacing of 0.12 mm were the processing parameters. The laser rates were 450 mm/s to build the border part, 385 mm/s for surface and 400 mm/s for volume-offset hatch. After SLM process products were compared with conventional bulk H13. Lateral and top sides of parallelepipeds were characterized by optical microscopy (OM), Infinite Focus Microscopy (IFM) and scanning electron microscopy/energy dispersive spectroscopy (SEM/EDS). The microstructures were revealed after etching with 2 vol.% nital + 2 gr. picric acid. Porosity was estimated by image analysis using *Leica Las software* according to quantitative metallography methods before etching. Microhardness tests were performed with Vickers indenter, using a load of 100 mN, for 15 seconds at room temperature. Thermal conductivity was evaluated for comparison effects on side and on top of the parallelepiped specimens using a Hot Disc TPS 2500S based on a transiently heated plane sensor, with a Kapton sensor (with radius of 2 mm).

## RESULTS AND DISCUSSION

Table 1 and Figure 1 summarize the characteristics of the three different powders used in this study. The metal powder (A) used was a commercial powder of tool steel (H13) where martensite (major phase) and residual austenite (Figure 2) were the main phases. Powder B was powder A coated with a nanocrystalline thin film of copper. The 4Ss of coated and uncoated powder were similar. Powder C

(mechanical mixture of A and Cu powders) had an elliptical shape (Figure 1 (c)) and higher particle size than the start powder, due to the process of ball milling.

Table 1. Powder characteristics

Powder	Material	Particle Size ( $\mu\text{m}$ )	Shape	Cu quantity (% w/w)
A	H13 steel	$d_{10}=21/d_{50}=32/d_{90}=48$	$\sim 1$	-
B	H13 steel coated with nanocrystalline layer of copper	$d_{10}=28/d_{50}=38/d_{90}=51$	$\sim 1$	8
C	Mixture of H13 steel + Copper (80/20 w/w)	$d_{10}=20/d_{50}=50/d_{90}=85$	$\neq 1$	16

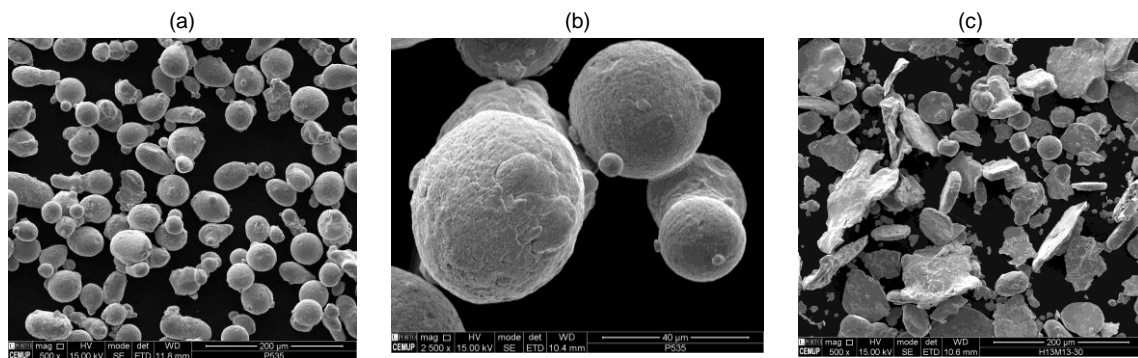


Figure. 1 – SEM images of (a) and (b) powder B and (c) C powder.

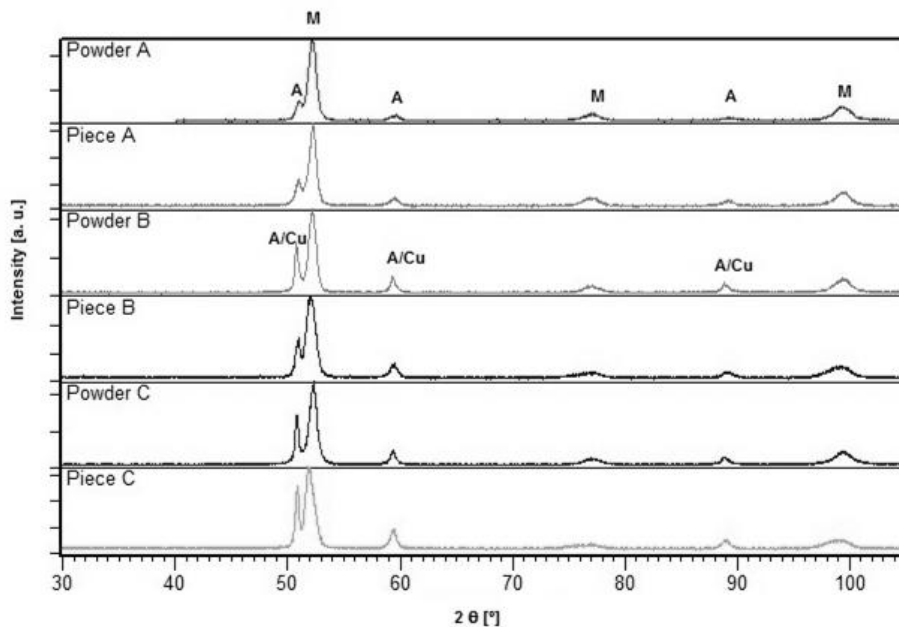


Figure. 2 – X-ray diffractograms of (a) powder A; (b) after SLM with powder A (c) powder B; (d) after SLM with powder B, (e) powder C; (f) after SLM with powder C.

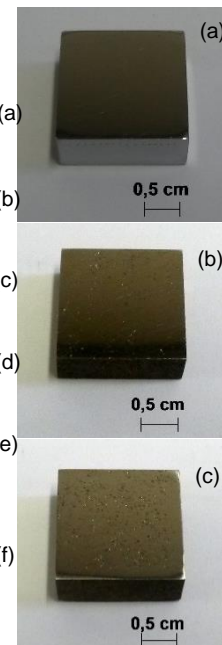
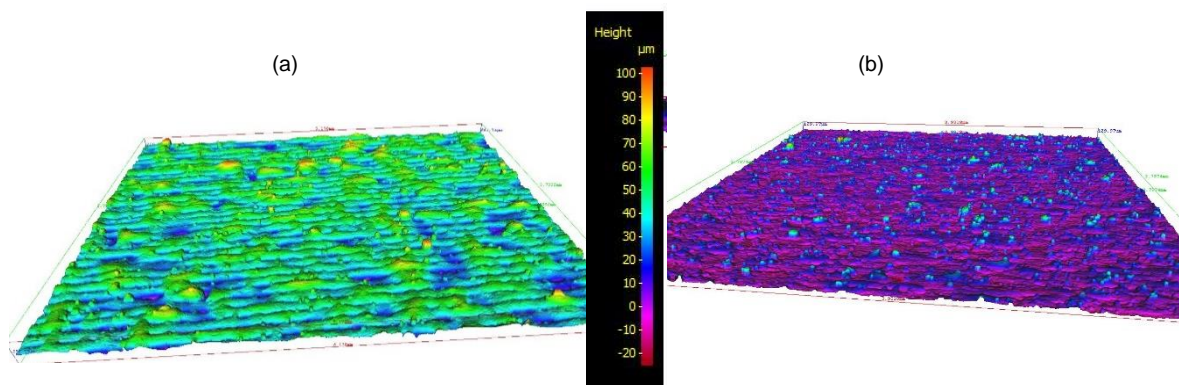


Figure. 3 – SLM parallelepipeds produced using powder (a) A, (b) powder B and (c) powder C.

Figure 3 shows the parallelepipeds resulting from SLM of different powders. The porosity increases from left to right (Table 2). The 3D roughness profile of surface (top and lateral sides) of parallelepipeds produced from powder A are displayed in Figure 4. Roughness was higher in top surfaces than in lateral ones. The roughness increases when copper is present, mainly for the parallelepiped manufactured from powder C, which in turns is related to porosity content.

**Table 2.** Porosity and Roughness ( $S_a$ ) of top and lateral sides of SLM manufactured parallelepipeds from different type of powders.

After SLM	Porosity (%area)	Side	Average roughness ( $S_a$ ) ( $\mu\text{m}$ )
A	0.6	Top	15.8
		Lateral	7.4
B	2.9	Top	24.4
		Lateral	8.4
C	6.8	Top	58.9
		Lateral	10.9

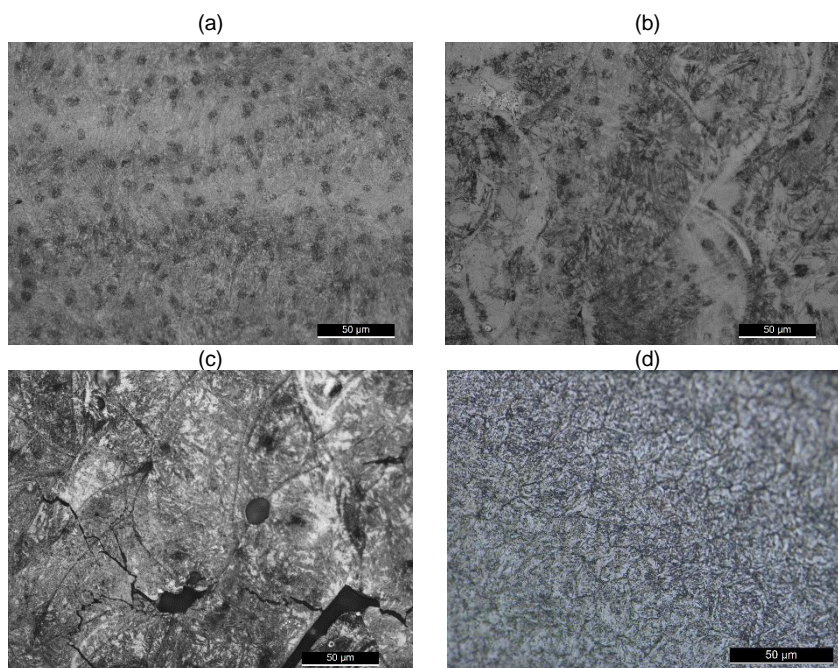


**Figure. 4** – 3D surface topography (infinite focus microscopy) of the parallelepiped shape produced by SLM with powder A (a) top and (b) lateral sides.



Microstructures of SLM parts processed from the three different powders are shown in Figure 5. A heterogeneous phase distribution and porosity are visible in cross section due to manufacturing process.

Nevertheless, the powder C gives rise to the largest porosity and cracks. When homogeneity of copper distribution isn't achieved cracks can occur due to differential thermal shrinkage between copper

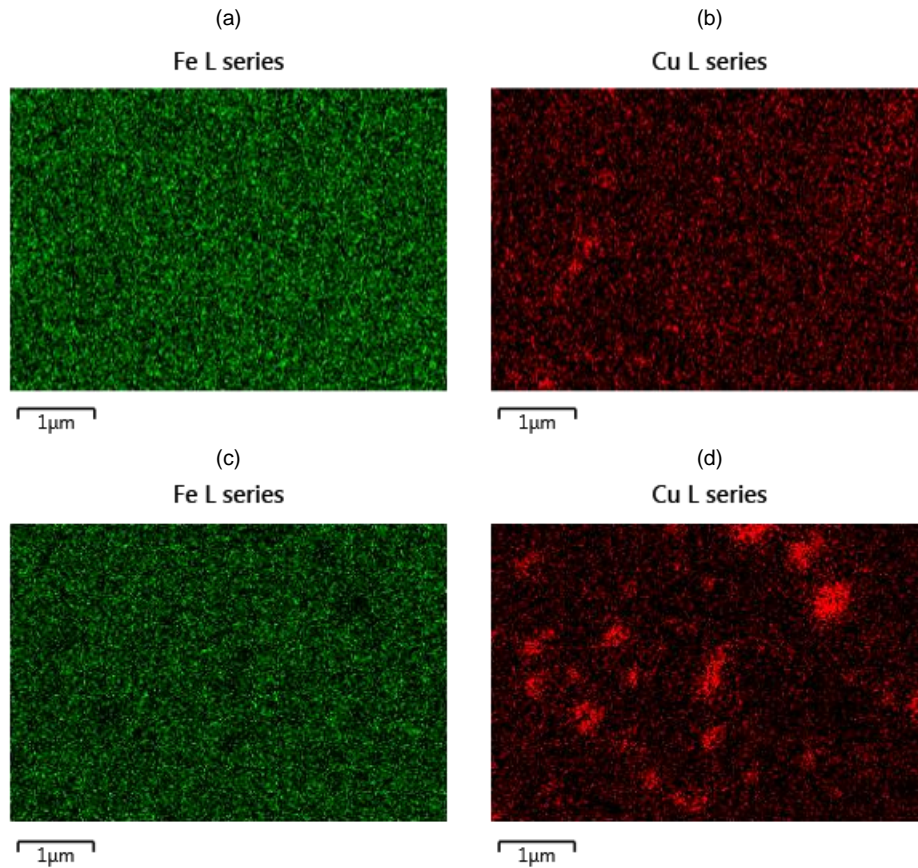


**Figure. 5** - Microstructures of the cross section of SLM parallelepipeds manufactured: (a) powder A, (b) powder B and (c) powder C. versus (d) microstructure of bulk H13 steel.

and steel, caused by different expansion coefficients. The absence of cracks in parts produced from B powder can be caused by the presence of the coating that misleads the laser system – two materials but one surface, which promotes a homogeneous distribution (Figure 6). After SLM process the presence of martensite and residual austenite (Figure 2) in microstructure was a result of the cooling rates after laser melting been higher than the cooling rate need to quenching. Whatever the powders used similar phases were present after manufacturing. From powder A the microstructure was finer than from B and C powder. It was also visible in microstructures the melted scan tracks, as curved “troughs”, shown by the black arrows (Figure 5 (a), (b) and (c)). In the same figure, (d) presents the microstructure of conventional AISI H13 steel bulk.

Table 3 summarizes the average values of microhardness and thermal conductivity of SLM parallelepipeds. The microhardness of parts resulting from powder A and powder B processed were similar to the heat treated (quenched with or without tempering) AISI H13 steel bulk. However, for parts produced with powder C the hardness decreases, due to the higher porosity (6.8%) and cracks. The copper distribution in matrix seems to be more homogeneous when produced from B than from C powder. The thermal conductivity should be increased by the presence of copper (Table 3) but the porosity content unables the evaluation the real effect of the copper addition. The dependence of the direction of growing was more evident when powders were only constituted by steel, powder A.





**Figure. 6** – EDS maps of Fe and Cu of (a) and (b) part produced with powder B and (c) and (d) part produced with powder C.

**Table 3.** After SLM properties function of type powders

Part	Microhardness <i>Top</i> (HV0.1)	Microhardness <i>Lateral</i> (HV0.1)	Porosity (%area)	Cu content (% w/w)	Thermal conductivity <i>Top</i> (W/mK)	Thermal conductivity <i>Lateral</i> (W/mK)
A	598±10	579±29	0.6	-	16.0	13.4
B	565±17	562±28	2.9	8	10.8	9.1
C	502±14	471±29	6.8	14	7.6	6.9

## CONCLUSIONS

The final SLM parts produced with coated powder (B) shows a higher thermal conductivity than parts produced with powder C (resulting from milling H13 steel with copper), although copper content in powder B is only 8%. However, the value of thermal conductivity achieved is lower than expected. The hardness and microstructures are quite similar in parts manufactured from A or B and conventional bulk steel after quenching. In SLM parts produced with powder B, the copper content must be improved [4], and the porosity (due to addition of copper) should be

decreased. These improvements can be achieved by optimization of SLM parameters or/and submitted the SLM parts to a HIP process. In conclusion, SLM seems to be a sustainable technology to produce inserts and cooling systems (alveolar structures or conformal channels – complex 3D structures), to be used in injection mould parts (Figure 7). It was made a progress but a lot of work should be done.



**Figure. 7** – Alveolar structures and conformal channels.

### Acknowledgement:

This research is sponsored by FEDER funds through the program COMPETE, Programa Operacional Factores de Competitividade, under projects Two in One - 34030, DIM - 38822, PEst-C/EME/UI0285/2013 and MT4Mobi - CENTRO-07-0224-FEDER-002001.

### REFERENCES

1. Pogson, S., et al., *The direct metal laser remelting of copper and tool steel powders*. Materials Science and Engineering: A, 2004. **386**(1-2): p. 453-459
2. Beal, V.E., et al., *Optimisation of processing parameters in laser fused H13/Cu materials using response surface method (RSM)*. Journal of Materials Processing Technology, 2006. **174**(1-3): p. 145-154
3. Al-Jamal, O.M., S. Hinduja, and L. Li, *Characteristics of the bond in Cu–H13 tool steel parts fabricated using SLM*. CIRP Annals - Manufacturing Technology, 2008. **57**(1): p. 239-242
4. Beal, V.E., *Fabrication of Functional Gradients between Tool Steel and Copper parts by Select Laser Fusion using a high powder Nd:YAG pulsed laser beam to Injection Moulds Applications*, PhD Thesis, University of Danta catarana, Brazil.
5. Ivanova O.S., et al., *Additive Manufacturing (AM) and nanotechnology: promises and challenges*. Rapid Prototyping Journal, 2011. **18**(4): p. 255-258
6. Huang S.H., et al., *Additive manufacturing and its societal impact: a literature review*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2012. **67**(5-8): p. 1191-1203
7. Feuerhahn F., et al., *Microstructure and Properties of Selective Laser Melted High Hardness Tool Steel*. Physics Procedia, 2013. **41**: p. 843-848
8. Gu D., et al., *Selective laser melting of TiC/Ti bulk nanocomposites: Influence of nanoscale reinforcement*. Scripta Materialia, 2012. **67**(2): p. 185-188
9. Rombouts M., et al., *Fundamentals of Selective Laser Melting of alloyed steel powders*. CIRP Annals - Manufacturing Technology, 2006. **55**(1): p. 187-192
10. Cherry J.A., et al., *Investigation into the effect of process parameters on microstructural and physical properties of 316L stainless steel parts by selective laser melting*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2014. **76**(5-8): p. 869-879
11. Yadroitsev I., et al., *Single track formation in selective laser melting of metal powders*. Journal of Materials Processing Technology, 2010. **210**(12): p. 1624-1631